

Helmut Schürmann

Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden

Helmut Schürmann

Konstruieren mit Faser-Kunststoff- Verbunden

2., bearbeitete und erweiterte Auflage

mit 381 Abbildungen und 39 Tabellen

 Springer

Professor Dr.-Ing. Helmut Schürmann
TU Darmstadt
FB 16 Maschinenbau
FG Konstruktiver Leichtbau und Bauweisen
helmut.schuermann@klub.tu-darmstadt.de

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen
Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über
<http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

ISBN 978-3-540-72189-5 Springer Berlin Heidelberg New York

ISBN 3-540-40283-7 1. Aufl. Springer Berlin Heidelberg New York

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung, des Nachdrucks, des Vortrags, der Entnahme von Abbildungen und Tabellen, der Funksendung, der Mikroverfilmung oder der Vervielfältigung auf anderen Wegen und der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen, bleiben, auch bei nur auszugsweiser Verwertung, vorbehalten. Eine Vervielfältigung dieses Werkes oder von Teilen dieses Werkes ist auch im Einzelfall nur in den Grenzen der gesetzlichen Bestimmungen des Urheberrechtsgesetzes der Bundesrepublik Deutschland vom 9. September 1965 in der jeweils geltenden Fassung zulässig. Sie ist grundsätzlich vergütungspflichtig. Zuwiderhandlungen unterliegen den Strafbestimmungen des Urheberrechtsgesetzes.

Springer ist ein Unternehmen von Springer Science+Business Media
springer.de

© Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2005, 2007

Die Wiedergabe von Gebrauchsnamen, Handelsnamen, Warenbezeichnungen usw. in diesem Buch berechtigt auch ohne besondere Kennzeichnung nicht zu der Annahme, dass solche Namen im Sinne der Warenzeichen- und Markenschutz-Gesetzgebung als frei zu betrachten wären und daher von jedermann benutzt werden dürften. Sollte in diesem Werk direkt oder indirekt auf Gesetze, Vorschriften oder Richtlinien (z. B. DIN, VDI, VDE) Bezug genommen oder aus ihnen zitiert worden sein, so kann der Verlag keine Gewähr für die Richtigkeit, Vollständigkeit oder Aktualität übernehmen. Es empfiehlt sich, gegebenenfalls für die eigenen Arbeiten die vollständigen Vorschriften oder Richtlinien in der jeweils gültigen Fassung hinzuzuziehen.

Satz: Digitale Druckvorlage des Autors
Herstellung: LE-TEX, Jelonek, Schmidt & Vöckler GbR, Leipzig
Umschlaggestaltung: WMXDesign, Heidelberg
Gedruckt auf säurefreiem Papier 68/3180 YL – 5 4 3 2 1 0

Vorwort

Das vorliegende Lehrbuch entstand aus der an der *Technischen Universität Darmstadt* gehaltenen Vorlesung „Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden“. Das Buch basiert auf dem Erfahrungshorizont eines Faserverbund-Konstrukteurs und ist demzufolge an Studierende adressiert, die sich der *Konstruktion* von Faserverbund-Bauteilen widmen wollen. Primäres Ziel ist es, dass hierzu unbedingt notwendige Handwerkszeug kompakt zusammen zu stellen. Dazu gehören in erster Linie die mechanisch-mathematischen Methoden zum Entwurf und zur Dimensionierung von Laminaten, sowie die wichtigsten Konstruktionsregeln. Ein weiteres Ziel ist es, die Kenntnisse der Studierenden in der Technischen Mechanik zu festigen. Hierzu ist die Behandlung der Faser-Kunststoff-Verbunde besonders geeignet, da deren Elasto-Statik aufgrund des anisotropen Charakters dieser Werkstoffklasse einen allgemeineren und umfassenderen Zugang zur Technischen Mechanik erfordert, als der Sonderfall der isotropen Konstruktionswerkstoffe. Es wurde versucht, den Zugang zur Mechanik der Faser-Kunststoff-Verbunde einfach zu halten, um die gestalterische Kreativität der Konstrukteure nicht durch zu hohe mathematische Hürden zu behindern.

Der Umgang mit Faser-Kunststoff-Verbunden erfordert ein breites interdisziplinäres Wissen. Für eine fundierte Produktentwicklung ist die Abstimmung von Polymerchemikern, Berechnungs-, Konstruktions- und Fertigungsingenieuren unabdingbar. Trotz der Mitarbeit anderer Disziplinen benötigt der Konstrukteur jedoch selbst – zusätzlich zu seinem Konstruktionswissen – solide Kenntnisse über die Werkstoffe und Halbzeuge, sowie über die faserverbundspezifischen Fertigungsverfahren. Beide, sowohl der Werkstoff als auch die Fertigung, beeinflussen bei den Faser-Kunststoff-Verbunden die Konstruktion, und zwar stärker als bei konventionellen Werkstoffen. Aus diesem Grunde wurde eine kurz gefasste Werkstoffkunde aufgenommen. Fertigungsverfahren werden nur angeschnitten. Ihre vertiefte Behandlung ist einem Faserverbund-Tutorium vorbehalten, da die Fülle an Details sich nicht gut theoretisch vermitteln lässt. Die verwendeten Werkzeuge und Hilfsmittel sowie die Fertigungsabfolgen und Fertigungskniffe lassen sich leichter anhand praktischer Demonstrationen und eigener Tätigkeit erlernen.

In Deutschland wurden wesentliche Grundlagen der Faserverbundtechnik von 1960 bis 1980 an verschiedenen Forschungseinrichtungen erarbeitet. In gewisser Weise haben sich dabei mehrere „Schulen“ herausgebildet. Ohne Anspruch auf Vollständigkeit seien genannt: Das *Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV)* an der RWTH Aachen, das *Institut für Leichtbau* an der TU Berlin, das *Institut für Werkstoffkunde* an der Universität Hannover, das *Deutsche-Kunststoff-Institut (DKI)* in Darmstadt, die Strukturmechanik-Institute des *Deutschen Zentrums für*

Luft- und Raumfahrt (DLR) in Braunschweig und Stuttgart, die Flugzeugbaufirmen *Dornier* und *Messerschmidt-Bölkow-Blohm*. Inzwischen sind weitere Faserverbundzentren entstanden. Fundamentale Beiträge lieferten auch die Rohstoffhersteller auf der Kunststoffseite (*BASF, Bayer, Ciba*) und auf der Faserseite (*Owens Corning Fiberglass, Vetrotex*), sowie eine Reihe von Verarbeitern. Einen großen Anteil an der Fortentwicklung der Faser-Kunststoff-Verbunde hat auch der zugehörige Verband, die Arbeitsgemeinschaft Verstärkte Kunststoffe, heute *Industrieverband Verstärkte Kunststoffe e.V.* (AVK). Er fördert den Wissensaustausch durch die jährliche Verbandstagung, durch eine Reihe von Arbeitsgruppen sowie durch die Herausgabe von Handbüchern.

Dieses Buch führt die „Darmstädter Schule“ fort, die mit dem DKI und den Namen *Knappe, Puck, Wurtinger, Förster, Schneider* verbunden ist.

Darmstadt, im Mai 2007

H. Schürmann

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	1
1.1 Historie der Faserverbundwerkstoffe.....	1
1.2 Vorteile und Nachteile der Faser-Kunststoff-Verbunde	4
1.3 Einsatzgebiete	5
1.3.1 Luft- und Raumfahrt.....	6
1.3.2 Fahrzeugbau	8
1.3.3 Boots- und Schiffsbau	8
1.3.4 Maschinenbau.....	9
1.3.5 Apparate- und Rohrleitungsbau.....	9
1.3.6 Elektrotechnik	9
1.3.7 Bauwesen	10
1.3.8 Sportgeräte	10
1.4 Allgemeine Bemerkungen	10
1.5 Informationsbeschaffung und Weiterbildung	11
Literatur	12
2 Begriffe, Annahmen	13
2.1 Zum Wirkprinzip und zur Benennung	13
2.2 Zur Matrix.....	14
2.3 Zu den Begriffen Mehrschichten-Verbund und Unidirektionale Schicht ..	14
2.4 Schichtenweise Betrachtungsweise.....	15
2.5 Zu den Begriffen Mikro- und Makromechanik.....	16
2.6 Begriffe zur Charakterisierung des Werkstoffs	
– Kontinuum, Homogenität, Anisotropie –	17
Normen	17
Werkstoffkunde der Faser-Kunststoff-Verbunde	19
3 Fasern	21
3.1 Zur Wirksamkeit der Faserform.....	21
3.1.1 Einfluss des Größeneffekts.....	21
3.1.2 Einfluss von Orientierungen.....	23
3.1.3 Verminderung von Fehlstellen und Kerben.....	23
3.1.4 Eigenspannungen.....	25
3.1.5 Auswirkung der Faserform auf den Versagensfortschritt.....	25
3.1.6 Zur Querschnittsform von Fasern.....	26

3.2 Einteilung der Fasern	26
3.3 Glasfasern	27
3.3.1 Herstellung	27
3.3.2 Mechanische Eigenschaften	28
3.3.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen	30
3.3.4 Chemikalienbeständigkeit	31
3.3.5 Elektrische Eigenschaften	33
3.3.6 Lieferformen	33
3.4 Kohlenstofffasern	35
3.4.1 Herstellung	35
3.4.2 Mechanische Eigenschaften	39
3.4.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen	41
3.4.4 Elektrische Eigenschaften	42
3.4.5 Lieferformen	42
3.5 Aramidfasern	43
3.5.1 Herstellung	43
3.5.2 Mechanische Eigenschaften	43
3.5.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen	46
3.5.4 Chemikalienbeständigkeit	47
3.5.5 Elektrische Eigenschaften	47
3.6 PBO-Faser	48
3.6.1 Herstellung	48
3.6.2 Mechanische Eigenschaften	48
3.6.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen	49
3.6.4 Chemikalienbeständigkeit	49
3.6.5 Elektrische Eigenschaften	49
3.7 Polyethylenfaser	49
3.7.1 Herstellung	50
3.7.2 Mechanische Eigenschaften	50
3.7.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen	51
3.7.4 Chemikalienbeständigkeit	51
3.7.5 Elektrische Eigenschaften	51
3.8 Weitere Fasertypen	52
3.8.1 Naturfasern	52
3.8.2 Basaltfasern	53
3.8.3 Quarzfasern	54
3.8.4 Aluminiumoxid-Fasern	55
3.8.5 Siliziumcarbid-Fasern	55
3.9 Zur Faser-Matrix-Grenzfläche	56
3.10 Faser-Halbzeuge	57
3.10.1 Gewebe	60
3.10.2 Multiaxialgelege	63
3.10.3 Matte, Vlies	64
3.10.4 Kernmaterialien	67
3.10.5 3D-Gewebe und Gelege	67
3.10.6 Maschenware: Gestricke und Gewirke	68

3.10.7 Abstandsgewebe	69
3.10.8 Flechtschläuche	69
3.10.9 Sticken	70
3.10.10 Nähen	71
3.10.11 Abreißgewebe	71
3.10.12 Blitzschutz, elektrische Abschirmung	73
3.11 Lagerungs- und Verarbeitungshinweise	74
3.12 Methodik zur Faserauswahl	75
3.12.1 Wahl des Fasertyps	75
3.12.2 Wahl und Überprüfung der geeigneten Schlichte	76
3.12.3 Zur Beschaffung und Bewertung von Faserdaten	78
Literatur	79
Normen	80

4 Polymere Matrixsysteme.....83

4.1 Aufgaben und Einteilung der Matrixsysteme	83
4.1.1 Duroplaste	84
4.1.2 Thermoplaste	85
4.1.3 Elastomere	86
4.1.4 Füllstoffe	87
4.2 Methodik zur Matrixauswahl	91
4.3 Werkstoffeigenschaften von polymeren Matrixsystemen	92
4.3.1 Notwendige mechanische Eigenschaften	92
4.3.2 Temperaturbereiche	96
4.3.3 Einfluss hoher Temperaturen	96
4.3.4 Temperaturbelastung durch Sonneneinstrahlung	97
4.3.5 Beurteilung der Temperatureinsatzgrenzen eines Kunststoffs	99
4.3.6 Belastbarkeit bei $T > T_g$	107
4.3.7 Wirkung tiefer Temperaturen	108
4.3.8 Ergänzende Hinweise	109
4.4 Chemische Beständigkeiten der Matrixpolymere	110
4.5 Fertigungsanforderungen an ein Matrixsystem	110
4.5.1 Zur Fasertränkung	111
4.5.2 Zur Lagerung	113
4.5.3 Zur Verarbeitungs- und Gelierzeit	113
4.5.4 Nachhärten oder Tempern	114
4.5.5 Kontrolle des Härtingsgrads	115
4.5.6 Anforderungen an den Arbeitsschutz und die Abfallentsorgung	116
4.6 Ungesättigte Polyesterharze	119
4.6.1 Allgemeines	119
4.6.2 Zur Verarbeitung und Härtung	121
4.6.3 Eine alternative Härtungsmethode, die Lichthärtung	124
4.6.4 Nachhärten oder Tempern	124
4.6.5 Kontrolle des Härtingsgrads	125
4.7 Epoxidharze	125
4.7.1 Allgemeines	125

4.7.2 Zur Verarbeitung und Härtung	126
4.7.3 Nachhärten oder Tempern	127
4.8 Vinylesterharze	127
4.8.1 Allgemeines	127
4.8.2 Zur Verarbeitung und Härtung	128
4.9 Harz-Sondereinstellungen	128
4.10 Thermoplastische Matrices	129
4.11 Ausgewählte Matrix-Daten	132
4.12 Abschließende Hinweise	133
Literatur	133
Normen	134
5 Faser-Matrix-Halbzeuge	137
5.1 Sinn und Einteilung vorimprägnierter Halbzeuge	137
5.2 Duroplastische SMC- und BMC-Formmassen	139
5.2.1 Allgemeines	139
5.2.2 Zur Herstellung	141
5.2.3 Zur Verarbeitung	142
5.2.4 Vorteile/Nachteile und Anwendungen	143
5.3 Duroplastische Prepregs	145
5.3.1 Allgemeines	145
5.3.2 Zur Verarbeitung	147
5.3.3 Vorteile/Nachteile und Anwendungen	149
5.4 Kurzfaserverstärkte Thermoplaste	150
5.5 Glasmattenverstärkte Thermoplaste (GMT)	151
5.5.1 Allgemeines	151
5.5.2 Zur Verarbeitung	152
5.5.3 Vorteile/Nachteile und Anwendungen	152
5.6 Langfaserverstärkte Thermoplaste (LFT)	154
5.6.1 Allgemeines	154
5.6.2 Zur Verarbeitung	155
5.6.3 Vorteile/Nachteile und Anwendungen	156
5.7 Thermoplastische Prepregs	156
5.7.1 Allgemeines	156
5.7.2 Zur Herstellung	156
5.7.3 Zur Verarbeitung	157
5.8 Garngemische und Pulver imprägnierte Garne	157
Literatur	158
6 Wichtige Kenngrößen der Einzelschichten und des Laminats	161
6.1 Relativer Faservolumenanteil	161
6.1.1 Zur Bestimmung des relativen Faservolumenanteils	162
6.1.2 Wichtige Hinweise	165
6.2 Dichte des Verbunds	165
6.3 Schichtdicken und benötigte Fasermengen	165
6.4 Benötigte Matrixmenge	167

6.5 Mischpreis.....	168
Literatur	168
Normen	168
Das Werkstoffgesetz der Unidirektionalen Schicht.....	171
7 Das lineare Elastizitätsgesetz der UD-Schicht.....	173
7.1 Definitionen	173
7.1.1 Begriff des Flusses und der Spannung	173
7.1.2 Begriff der Verzerrung	175
7.1.3 Begriff der Querkontraktionszahl.....	175
7.1.4 Begriff des Elastizitätsmoduls	176
7.1.5 Vorzeichenregelung.....	176
7.1.6 Zur Indizierung.....	177
7.1.7 Die Definitionen von „elastisch“ und „linear elastisch“	177
7.2 Einordnung des Elastizitätsgesetzes der UD-Schicht.....	177
7.2.1 Triklone Anisotropie	178
7.2.2 Monokline Anisotropie.....	180
7.2.3 Orthotropie	180
7.2.4 Transversale Isotropie	181
7.2.5 Definition des Orthotropiegrads	183
Normen	184
8 Bestimmung der Grund-Elastizitätsgrößen einer UD-Schicht.....	185
8.1 Zur experimentellen Bestimmung der Grund-Elastizitätsgrößen.....	186
8.1.1 Zu $E_{\parallel}$	186
8.1.2 Zu $E_{\perp}$ und $G_{\perp\parallel}$	186
8.1.3 Zu $\nu_{\perp\parallel}$	187
8.2 Bestimmung der Grund-Elastizitätsgrößen mittels Mikromechanik	187
8.3 Längs-Elastizitätsmodul $E_{\parallel}$ einer UD-Schicht.....	189
8.3.1 Parameterdiskussion und Fazit.....	191
8.3.2 Validierung der mikromechanischen Ansatzes	192
8.3.3 Umrechnung von $E_{\parallel}$ auf einen anderen Faservolumenanteil	193
8.4 Quer-Elastizitätsmodul $E_{\perp}$ einer UD-Schicht.....	193
8.5 Quer-Längs-Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ einer UD-Schicht.....	196
8.6 Querkontraktionszahlen einer UD-Schicht	197
8.6.1 Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$	197
8.6.2 Querkontraktionszahl $\nu_{\parallel\perp}$	199
8.6.3 Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\perp}$	200
8.7 Quer-Quer-Schubmodul $G_{\perp\perp}$ einer UD-Schicht	202
8.8 Ergänzungen	202
8.8.1 Physikalisch nichtlineares Werkstoffverhalten.....	203
8.8.2 Umrechnung experimentell ermittelter Elastizitätsgrößen	204
Literatur	204

9 Polarttransformation des Elastizitätsgesetzes der UD-Schicht.....	205
9.1 Das lineare Elastizitätsgesetz der UD-Schicht als Scheibenelement	205
9.2 Polarttransformation der Spannungen und Verzerrungen.....	208
9.2.1 Festlegung des Faserwinkels α	208
9.2.2 Spannungstransformation.....	209
9.2.3 Verzerrungstransformation.....	210
9.3 Polarttransformation der Steifigkeiten und Nachgiebigkeiten	211
9.3.1 In das Laminat-KOS transformierte Scheiben-Nachgiebigkeiten	212
9.3.2 In das Laminat-KOS transformierte Scheiben-Steifigkeiten	213
9.4 Diskussion der Ergebnisse der Polarttransformation	214
Normen	216
Elasto-Statik des Mehrschichtenverbunds.....	217
10 Klassische Laminattheorie des MSV als Scheibenelement	219
10.1 Begriffe, Annahmen, Anwendungsgrenzen	219
10.2 Elastizitätsgesetz des Mehrschichtenverbunds als Scheibenelement.....	221
10.2.1 Kräfteäquivalenz am MSV	221
10.2.2 Geometrische Beziehungen am MSV	222
10.2.3 Einbeziehung der Elastizitätsgesetze der Einzelschichten	222
10.3 Schichtenweise Spannungs- und Verformungsanalyse.....	223
10.4 Die Ingenieurskonstanten des MSV.....	226
10.5 Anwendung der CLT bei der Gestaltung einer FKV-Struktur	226
11 Darstellung und Auswahl von Laminaten.....	229
11.1 Kodierung eines Laminataufbaus	229
11.2 Darstellung von Laminataufbauten in Zeichnungen	230
11.3 Fertigungsanweisungen	232
11.4 Gebräuchliche Laminattypen.....	232
11.4.1 Die Unidirektionale Schicht	233
11.4.2 Der Ausgegliche Winkerverbund	234
11.4.3 Der Kreuzverbund.....	237
11.4.4 Schublamine	240
11.4.5 (0/+45/90)-Flugzeugbau-Lamine	243
11.4.6 Quasiisotrope Lamine.....	244
11.4.7 Mattenlamine.....	246
Literatur	246
12 Einfluss der Temperatur.....	247
12.1 Allgemeines	247
12.2 Elastizitätsgesetz der UD-Schicht einschließlich	
thermischer Dehnungen	250
12.3 Die thermischen Längenausdehnungskoeffizienten einer UD-Schicht ..	252
12.3.1 Mikromechanische Bestimmung des thermischen	
Längenausdehnungskoeffizienten $\alpha_{T\parallel}$ der UD-Schicht	254

12.3.2 Mikromechanische Bestimmung des thermischen Längenausdehnungskoeffizienten $\alpha_{T\perp}$ der UD-Schicht	256
12.4 Elastizitätsgesetz des MSV einschließlich thermischer Dehnungen	259
12.5 Schichtenweise Analyse der thermischen Eigenspannungen	259
12.6 Thermische Ausdehnungskoeffizienten des MSV	265
12.7 Beeinflussung der thermischen Eigenspannungen	266
12.8 Wärmeleitfähigkeiten der UD-Schicht und des MSV	268
12.9 Wärmekapazitäten der UD-Schicht und des MSV	269
12.10 Tiefsttemperaturen	270
Literatur	273
Normen	274
13 Einfluss von Feuchte.....	275
13.1 Allgemeines	275
13.2 Elastizitätsgesetz der UD-Schicht einschließlich der Quelledehnungen	281
13.3 Die Quell-Längenausdehnungskoeffizienten einer UD-Schicht	283
13.3.1 Mikromechanische Bestimmung des Längs-Quelldehnungskoeffizienten $\alpha_{M\parallel}$ der UD-Schicht	283
13.3.2 Mikromechanische Bestimmung des Quer-Quelldehnungskoeffizienten $\alpha_{M\perp}$ der UD-Schicht	284
13.4 Schichtenweise Analyse der Quelleigenspannungen	285
13.5 Bestimmung der Feuchteverteilung	286
13.6 Bestimmung der Sättigungsfeuchte	289
13.7 Bestimmung der Diffusionskoeffizienten	291
13.7.1 Zur experimentellen Bestimmung des Diffusionskoeffizienten	291
13.7.2 Temperaturabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten	293
13.7.3 Die Diffusionskoeffizienten der UD-Schicht $D_{\parallel}$ und $D_{\perp}$	294
Literatur	295
Normen	295
14 Langzeitverhalten von Faser-Kunststoff-Verbunden.....	297
14.1 Allgemeines, Begriffe	297
14.2 Lineare Viskoelastizität	300
14.2.1 Das isochrone Spannungs-Verzerrungs-Diagramm	300
14.2.2 Boltzmannsches Superpositionsprinzip	301
14.3 Beschreibung des zeitabhängigen Werkstoffverhaltens	302
14.3.1 Die differentielle Form	302
14.3.2 Die integrale Form	303
14.4 Das zeitabhängige, ebene, linear viskoelastische Werkstoffgesetz der UD-Schicht	304
14.5 Das zeitabhängige, ebene, linear viskoelastische Werkstoffgesetz des MSV	305
14.6 Zeitabhängige CLT des MSV mittels rekursiver Beziehungen	306
14.7 Zeitabhängige CLT mittels der quasistationären Lösung	307
14.8 Kräfteumlagerungen bei Langzeitbelastung	307

14.9 Zur Zeitstandfestigkeit.....	312
14.10 Kriechversuche an UD-Probekörpern.....	313
14.10.1 Auswertung von Kriechversuchen	314
14.10.2 Umrechnung von Kriechergebnissen auf andere Faservolumengehalte.....	317
14.10.3 Zur zeitlichen Veränderung der Querkontraktionszahlen.....	317
14.10.4 Zur Extrapolation von Ergebnissen aus Langzeitversuchen.....	318
14.11 Konstruktionshinweise	319
Literatur	320
Normen	321
15 Klassische Laminattheorie des MSV als Scheiben- und Plattenelement .	323
15.1 Begriffe, Annahmen, Anwendungsgrenzen	323
15.2 Elastizitätsgesetz des MSV als Scheiben-Plattenelement	324
15.2.1 Kräfte- und Momentenäquivalenz am MSV	326
15.2.2 Kinematische Beziehungen am Scheiben-Plattenelement.....	327
15.2.3 Einbeziehung der Elastizitätsgesetze der Einzelschichten	329
15.2.4 Scheiben-Steifigkeitsmatrix	331
15.2.5 Platten-Steifigkeitsmatrix.....	331
15.2.6 Koppel-Steifigkeitsmatrix	332
15.3 Die Schichtspannungen des MSV-Scheiben-Plattenelements	332
15.3.1 Verzerrungen der Einzelschichten.....	332
15.4 Thermische- und Quelleigenspannungen im MSV-Scheiben-Plattenelement.....	333
15.5 Die allgemeinen und speziellen Neutralebenen des MSV	335
15.5.1 Allgemeine Neutralebene.....	335
15.5.2 Spezielle Neutralebenen.....	336
15.6 Hinweise zur CLT und die Ingenieurskonstanten des MSV	337
15.6.1 Hinweise zur CLT des Scheiben-Plattenelements.....	337
15.6.2 Bestimmung der Ingenieurskonstanten am Plattenelement	338
15.7 Hinweise zur Laminatschichtung.....	339
Literatur	340
Festigkeitsanalyse der Faser-Kunststoff-Verbunde	341
16 Versagen von UD-Schichten	343
16.1 Allgemeines.....	343
16.2 Beanspruchungen, Festigkeiten und Versagensarten eines UD-Elements	344
16.3 Versagen der Fasern: Faserbruch.....	346
16.3.1 Faserbruch durch Längs-Zugbeanspruchung $\sigma_{\parallel}^+$	346
16.3.2 Faserbruch durch Längs-Druckbeanspruchung $\sigma_{\parallel}^-$	350
16.4 Versagen zwischen den Fasern: Zwischenfaserbruch.....	363
16.4.1 Der Unterschied zwischen Festigkeit und Wirkebenen-Bruchwiderstand.....	363
16.4.2 Beanspruchung durch Querkzug $\sigma_{\perp}^+$	364

16.4.3 Beanspruchung durch Querdruck $\sigma_{\perp}^{-}$	364
16.4.4 Beanspruchung durch Quer-Längs-Schub $\tau_{\perp\parallel}$, bzw. durch Längs-Quer-Schub $\tau_{\parallel\perp}$	365
16.4.5 Beanspruchung durch Quer-Quer-Schub $\tau_{\perp\perp}$	366
16.4.6 Versagen bei Zugbeanspruchung quer zur Faserrichtung $\sigma_{\perp}^{+}$	369
16.4.7 Versagen bei Druckbeanspruchung quer zur Faserrichtung $\sigma_{\perp}^{-}$	376
16.4.8 Versagen bei Quer-Längs-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$	377
16.4.9 Die Z/DT-Prüfung zur Bestimmung der Festigkeiten $R_{\perp}$, $R_{\perp\parallel}$	379
16.4.10 Versagen bei Quer-Quer-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$	381
16.4.11 Überlagerung von Querkzug/Querdruck und Quer-Längs-Schubbeanspruchung	381
16.5 Das „Knie“ im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm eines MSV	382
16.6 Schichtentrennung oder Delamination	385
16.6.1 Fälle, bei denen mit Delaminationen zu rechnen ist	385
16.6.2 Maßnahmen zur Vermeidung von Delaminationen	389
Literatur	390
Normen	391
17 Bruchanalyse von unidirektionalen Schichten	393
17.1 Begriffe, Aufgaben einer Festigkeitsanalyse	393
17.2 Anforderungen und allgemeine Formulierung eines Bruchkriteriums	396
17.2.1 Spezifische Faserverbund-Anforderungen	396
17.2.2 Zur mathematischen Formulierung und Visualisierung von Bruchbedingungen	397
17.2.3 Anpassung von Bruchbedingungen; Berücksichtigung des Einflusses von Querdruck auf den Schubbruch	399
17.2.4 Formulierung eines Bruchkriteriums und Einführung der Anstrengung	402
17.2.5 Berücksichtigung von Eigenspannungen, Einführung des Streckungsfaktors	404
17.2.6 Anstrengung und Streckungsfaktor bei nichtlinearem Werkstoffverhalten	406
17.2.7 Der Reservefaktor für ein Laminat	407
17.3 Gliederung der Bruchkriterien-Arten	408
17.4 Faser-Bruchkriterium der UD-Schicht	409
17.5 Vorbemerkungen zu Zwischenfaserbruch-Kriterien	411
17.6 Wirkebenen-bezogene Bruchkriterien für die UD-Schicht	411
17.6.1 Spannungen und Spannungskombinationen auf der Bruchebene, die zu Zfb führen	412
17.6.2 Bestimmung der Lage der Bruchebene	415
17.6.3 Die Master-Bruchbedingungen für Zfb	416
17.6.4 Der „Sonderfall“ des ebenen Spannungszustands	421
17.6.5 Wahl der Neigungsparameter	425
17.6.6 Vorteile der Wirkebenen-bezogenen Bruchkriterien	426
17.6.7 Zur experimentellen Ermittlung der Bruchwiderstände	427

17.7 Einfluss faserparalleler Spannungen auf den Zfb und das Zfb-Bruchkriterium.....	428
17.7.1 Zur Ermittlung der Anstrengung	428
17.7.2 Zur Ermittlung des Reservefaktors.....	433
17.8 Global-Bruchkriterien der UD-Schicht.....	434
17.8.1 Allgemeines.....	434
17.8.2 Ein Dehnungs-Globalkriterium; Festigkeitsanalyse von (0/90/ ± 45) _s -Flugzeugbau-Laminaten.....	434
17.9 Schichtenweise Bruchanalyse.....	436
17.9.1 Zur Übertragung der Festigkeitsanalyse der UD-Schicht auf den MSV	436
17.10 Maßnahmen gegen zu früh eintretenden Fb oder Zfb	437
17.10.1 Maßnahmen gegen zu frühen Faserbruch.....	437
17.10.2 Maßnahmen gegen zu frühen Zwischenfaserbruch	438
Literatur	439
18 Degradationsanalyse von Laminaten.....	441
18.1 Ziele einer Degradationsanalyse.....	441
18.2 Das Degradationsmodell für eine UD-Schicht.....	441
18.2.1 Zur Steuerung der Degradationstärke.....	444
18.2.2 Rechenschritte bei der Degradationsanalyse	446
18.2.3 Hinweise.....	447
Literatur	448
Entwurfsmethoden für Lamine	449
19 Laminatentwurf mit Hilfe der Netztheorie	451
19.1 Definitionen, Voraussetzungen.....	453
19.2 Polartransformation	454
19.3 Äquivalenz zwischen Schnittkräften und Schichtkräften im MSV.....	455
19.3.1 Äquivalenz- oder Gleichgewichtsbeziehungen	455
19.3.2 Übergang zum I,II-Hauptachsen-Koordinatensystem	456
19.4 Bestimmung der Schichtkräfte, der Faserwinkel und der Fasermengen	458
19.4.1 Lamine mit nur einer Faserrichtung	458
19.4.2 Lamine mit zwei Faserrichtungen	458
19.4.3 Lamine mit drei Faserrichtungen.....	462
19.4.4 Lamine mit vier oder mehr Faserrichtungen	467
19.5 Radialkräfte bei gekrümmten Laminaten.....	467
19.6 Mindestfaseraufwand, Optimierungsregeln.....	469
19.7 Beispiele	473
19.7.1 Druckbehälter oder endseitig verschlossenes Druckrohr	473
19.7.2 Torsionsrohr oder Schubsteg.....	474
Literatur	476
20 Gewichtsoptimale Auslegung von Laminaten als Isotensoide	477
20.1 Zum Begriff des Isotensoiden.....	477

20.2 Isotensoidische Optimierung auf Basis der CLT	478
20.3 Beispiel: Dünnwandiger Druckbehälter	481
Literatur	482
Krafteinleitungen und Füge Techniken	483
21 Der Schlaufenanschluss.....	485
21.1 Vorbemerkungen zum Thema Krafteinleitung	485
21.2 Vorbemerkungen zum Schlaufenanschluss.....	486
21.3 Spannungsanalyse des Schlaufenanschlusses	487
21.3.1 Kräftegleichgewicht	488
21.3.2 Kinematische Beziehungen	488
21.3.3 Elastizitätsgesetze.....	489
21.3.4 Randbedingungen	491
21.4 Ergebnisse und Diskussion der Spannungsanalyse.....	492
21.4.1 Einfluss des Radienverhältnisses.....	493
21.4.2 Einfluss des Orthotropiegrads $E_{\parallel}/E_{\perp}$	494
21.4.3 FE-Korrekturen der analytischen Ergebnisse	495
21.5 Ergebnisse einer Festigkeitsanalyse.....	497
21.6 Konstruktive Verbesserungsmaßnahmen und Detaillösungen.....	498
21.6.1 Die Schlaufenkaskade	498
21.6.2 Die mehrschichtige Schlaufe.....	499
21.6.3 Gestaltung als Hybridschlaufe.....	500
21.6.4 Einfügen von Rissstopperschichten.....	501
21.6.5 Konstruktionslösungen.....	501
21.6.6 Ausleiten des Schlaufenanschlusses in die Fläche	503
21.6.7 Einleitung von Biegemomenten	503
21.6.8 Einleitung von Querkraften	504
21.6.9 Die Schlaufe als Spannelement	505
21.6.10 Reduktion der Bauhöhe der Schlaufenumlenkung	506
21.6.11 Keil-Schlaufenanschlüsse.....	507
21.7 Druckbeanspruchte Schlaufen	508
21.8 Zusammengefasste Gestaltungsregeln	509
Literatur	510
22 Bolzenverbindungen.....	513
22.1 Vorbemerkungen	513
22.2 Versagensmöglichkeiten und ihre überschlägige Überprüfung	515
22.2.1 Festlegung und Überprüfung des Bolzendurchmessers.....	516
22.2.2 Festlegen der Randabstände	517
22.2.3 Überprüfen der Lochleibungsfestigkeit	519
22.2.4 Überprüfen auf Flankenbruch.....	521
22.2.5 Überprüfen auf Scherbruch	522
22.2.6 Überprüfen auf Spalten	523
22.2.7 Kombierter Scher- und Flankenbruch.....	524

22.2.8 Überlagerung aller auf mögliche Versagensformen abgestimmten Faserorientierungen.....	524
22.3 Feindimensionierung der Bolzenverbindung	526
22.4 Steigerung der Belastungsfähigkeit durch Anpressdruck auf die Fügeiteile	528
22.5 Maßnahmen zur Erhöhung der Belastbarkeit von Bolzenverbindungen.....	529
22.5.1 Einlaminieren von Metallfolien.....	531
22.6 Zur Auswahl geeigneter Niete	536
22.6.1 Ausreichende Festigkeit	536
22.6.2 Werkstoffkompatibilität – elektrochemische Korrosion	536
22.6.3 Geeignete Niete sowie Niet- und Schließköpfe.....	537
22.6.4 Passungstoleranz Bohrung - Niet	540
22.7 Zusammenfassung aller Optimierungsmaßnahmen	541
22.8 Hinweise zur Fertigung der Bohrungen	541
22.9 Zur Prüfung von Bolzenverbindungen.....	542
22.10 Zur Gestaltung von Nietreihen	542
22.10.1 Analyse von Nietreihen	543
22.10.2 Zur Bestimmung der Nachgiebigkeiten.....	548
22.10.3 Ergebnis-Diskussion.....	548
22.11 Direktverschraubungen in Lamine	549
22.12 Stehbolzen mit einzubettender Fußplatte	553
22.12.1 Versuchsergebnisse quasistatischer Festigkeitsprüfungen	555
22.12.2 Versuchsergebnisse von Ermüdungsprüfungen.....	557
22.12.3 Zur Berechnung des Platte/Bolzen-Elements	559
22.12.4 Empfehlungen zur konstruktiven Ausgestaltung.....	562
22.13 Beispiele von Bolzenverbindungen in hoch beanspruchten Strukturen.....	564
Literatur	567
Normen	568
23 Klebverbindungen	569
23.1 Vorbemerkungen	569
23.2 Allgemeines zur Spannungsanalyse von Klebverbindungen	572
23.3 Zur Analyse einer geschäfteten Klebverbindung.....	573
23.3.1 Ablauf der Rechnung	573
23.3.2 Parameterdiskussion.....	574
23.4 Zur Analyse von Überlappungs-Fügungen	576
23.4.1 Annahmen	576
23.4.2 Elasto-Statik der Überlappungsklebung	577
23.4.3 Gleichzeitige Zug/Druck- und Schubbelastung einer Klebung	580
23.4.4 Diskussion der Analyseergebnisse bei ein- und zweischnittigen Überlappungs-Klebung.....	580
23.4.5 Doppler-Klebung.....	584
23.4.6 Bemerkungen zu einer verschärften Analyse	585
23.5 Einfluss der Kleber-Plastizität	586
23.6 Zum Langzeitverhalten von Klebverbindungen	588
23.6.1 Einfluss von Temperaturen und Medien	588

23.6.2 Zeitstandverhalten	588
23.6.3 Schwingfestigkeit	589
23.7 Zur Kleberauswahl	590
23.7.1 Wirkmechanismen einer Klebung	590
23.7.2 Klebertypen	592
23.7.3 Füllstoffe	594
23.8 Zur Herstellung von Klebverbindungen	594
23.8.1 Vorbehandlung der Fügeteile	594
23.8.2 Zum Einfluss der Klebschichtdicke	597
23.8.3 Empfehlung	599
23.9 Konstruktive Verbesserungen einer Klebverbindung	599
23.9.1 Erhöhung der Schubbelastbarkeit durch überlagerten Querdruk	599
23.9.2 Kombinations- oder Gradientenklebung	600
23.9.3 Keilförmige Klebfugen	601
23.9.4 Kleber-Kehle	601
23.9.5 Konstruktive Möglichkeiten, um Abschälen zu verhindern	602
23.10 Hinweis zur Prüfung von Klebverbindungen	603
Literatur	603
Normen	604
Gestaltungs- und Konstruktionshinweise	605
24 Gestaltungshinweise für FKV-Strukturen	607
24.1 Allgemeine Leichtbauregeln	607
24.1.1 Leichtbau durch realistische Anforderungen	607
24.1.2 Werkstoff-Leichtbau	607
24.1.3 Verbund-Leichtbau	608
24.1.4 Leichtbau durch geringe Streuungen	610
24.1.5 Leichtbau durch detaillierte mechanische Analyse	611
24.1.6 Konstruktiver Leichtbau	612
24.2 Spezielle Gestaltungshinweise für FKV	619
24.3 Fertigungstechnische Gestaltungsregeln für FKV	624
Literatur	629
25 Besondere konstruktive Möglichkeiten der Faser-Kunststoff-Verbunde	631
25.1 Zur Möglichkeit, Steifigkeiten und Festigkeiten gezielt einzustellen	632
25.1.1 Kombinieren verschiedener Fasertypen	632
25.1.2 Der Faservolumenanteil als Konstruktionsparameter	632
25.1.3 Anpassen der Faserwinkel an Belastungsverläufe	634
25.2 Nutzung des schichtenweisen Aufbaus von Laminaten	635
25.2.1 Anpassung der Wanddicken an Belastungsverläufe	636
25.2.2 Zur Gestaltung von Laminatstufungen	639
25.2.3 Laterale Schichtstufungen	641
25.3 Abstimmung von Schichtreihenfolgen und Faserorientierungen	641
25.3.1 Nutzung von Verformungs-Koppelungen	641
25.3.2 Abstimmung von Scheiben- und Plattensteifigkeit	645

25.3.3 Faserwinkelsteuerung bei tordierten Rohren zur Beeinflussung der Schubspannungsverteilung	646
25.4 Nutzung der statischen Unbestimmtheit von Laminaten	651
25.5 Nutzung des anisotropen Festigkeitsverhaltens	653
25.6 Nutzung des thermischen Verhaltens.....	655
25.6.1 Lamine ohne thermische Ausdehnung	655
25.6.2 Zur Auslegung von Stäben ohne thermische Dehnung	657
25.6.3 Zur Steigerung der Wärmeleitfähigkeit von FKV	657
25.7 Nutzung gezielt eingebrachter Eigenspannungen	658
25.7.1 Mechanisches Verfahren	659
25.7.2 Thermisch-mechanisches Verfahren	660
25.7.3 Analyse des Eigenspannungszustands.....	661
25.7.4 Versuchsergebnisse	664
25.7.5 Einfluss von Zeit	665
25.7.6 Weitere Anwendungsmöglichkeiten	665
25.7.7 Wichtiger Hinweis.....	668
Literatur	668
Sachverzeichnis.....	671

Verzeichnis der Formelzeichen

Abkürzungen, Begriffe

AF	Aramidfaser (aramid fibre)
AFK	aramidfaserverstärkter Kunststoff (aramid-fibre-reinforced plastic)
AVW	Ausgeglichener Winkelverbund (balanced angle-ply laminate)
BMC	Bulk-Moulding-Compound
CF	Kohlenstofffaser (carbon fibre)
GF	Glasfaser (glass fibre)
CFK	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff (carbon-fibre-reinforced plastic; CFRP)
CLT	Klassische Laminattheorie (Classical Laminate Theory)
DSC	Differential-Scanning-Calorimetry
DTA	Differential-Thermo-Analyse
Fb	Faserbruch (fibre failure; FF)
FEM	Finite-Element-Methode (Finite Element Analysis; FEA)
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund (fibre-reinforced plastic; FRP)
GFK	glasfaserverstärkter Kunststoff (glass-fibre-reinforced plastic, GRP)
GMT	Glasmatten-verstärkter Thermoplast
HDT	Heat-Deflection-Test
ILS	interlaminare Spannung (interlaminar stress, ILS)
ILSS	interlaminare Schubfestigkeit (interlaminar shear strength)
KOS	Koordinatensystem (coordinate system)
Laminat	Verbund mehrerer, übereinander gestapelter, miteinander verklebter Einzelschichten (laminate)
Laminat-KOS	Laminat-Koordinatensystem (coordinate system of a laminate)
LFT	Langfaser-verstärkter Thermoplast
MAG	Multiaxialgelege
MSV	Mehrschichtenverbund
RF	Reservefaktor (reserve factor)
RTM	Resin-Transfer-Moulding (Harzinjektionsverfahren)

Schicht-KOS	Schicht-Koordinatensystem, bezieht sich auf die natürlichen Achsen einer Schicht
SMC	Sheet-Moulding-Compound
UD-Schicht	unidirektional faserverstärkte Schicht (UD-layer)
ZDT	Zug/Druck-Torsionsprüfmethode
Zfb	Zwischenfaserbruch (inter-fibre failure; IFF)

Symbole

$\parallel, \perp$	längs oder parallel (parallel), quer oder senkrecht (transverse); es heißt: Quer-Längs-Schubmodul, aber: eine Kraft wirkt parallel oder senkrecht zur Faserrichtung
Δ	Differenz
$\wedge$	(„Dach“) auf den MSV bezogen
$[A]$	Scheiben-Steifigkeitsmatrix eines MSV als Scheiben- oder als Scheiben-Plattenelement (matrix of the extensional stiffnesses)
$[A]^*$	Scheiben-Nachgiebigkeitsmatrix eines MSV
$[A]^{-1}$	invertierte Scheiben-Steifigkeitsmatrix des MSV als Scheibenelement
$[B]$	Koppel-Steifigkeitsmatrix eines MSV als Scheiben-Plattenelement (matrix of the coupling stiffnesses)
$[B]^*$	Koppel-Nachgiebigkeitsmatrix eines MSV
$[D]$	Platten-Steifigkeitsmatrix eines MSV als Scheiben-Plattenelement (matrix of the bending stiffnesses)
$[D]^*$	Platten-Nachgiebigkeitsmatrix eines MSV
$[C]$	Steifigkeitsmatrix eines räumlich beanspruchten Werkstoffelements
$[Q]$	Steifigkeitsmatrix eines eben beanspruchten Werkstoffelements in seinem natürlichen Koordinatensystem mit Dehnungsfreiheit in Dickenrichtung
$[\bar{Q}]$	Steifigkeitsmatrix eines eben beanspruchten Werkstoffelements transformiert in das Laminat-KOS
$[S]$	Nachgiebigkeitsmatrix eines räumlich beanspruchten Werkstoffelements
$[T]$	Transformationsmatrix, unterschiedlich für Spannungen und Verzerrungen
c	Konzentration = Masse eines eindiffundierten Stoffs im Volumen = m/V
$D_{\parallel}, D_{\perp}$	Längs-, Quer-Diffusionskoeffizient einer UD-Schicht (mass diffusivity parallel and transverse)

$E_{\parallel}, E_{\perp}$	Längs-, Quer-Elastizitätsmodul einer UD-Schicht (Young's modulus of a UD lamina parallel and transverse)
e	Bruchdehnung (strain at failure)
f_{ϵ}	Dehnungsvergrößerungsfaktor (strain magnification factor)
f_E	Anstrengung (exertion, stress exposure)
f_S	Streckungsfaktor für einen Teil-Spannungsvektor
$G_{\perp\parallel}$	Quer-Längs-Schubmodul einer UD-Schicht (Shear modulus transverse-parallel)
$G_{\perp\perp}$	Quer-Quer-Schubmodul einer UD-Schicht (Shear modulus transverse-transverse)
j	Sicherheitsfaktor (safety factor)
M	Feuchtegehalt (moisture content)
M	Schnittmoment
$M_{\max}$	Sättigungsfeuchte (maximum moisture content)
MSV	Mehrschichtenverbund (laminate)
m	Schnittmomentenfluss = auf Breite bezogenes Schnittmoment (bending moment per unit length)
N	Schnitt-Normalkraft
n	Schnittkraftfluss = auf Breite bezogene Schnittkraft (in plane forces)
$p_{\perp\parallel}^+; p_{\perp\parallel}^-$	Neigungsparameter (inclination) der (σ_n, τ_{n1}) -Bruchkurve an der Stelle $\sigma_n = 0$
$p_{\perp\perp}^+; p_{\perp\perp}^-$	Neigungsparameter (inclination) der (σ_n, τ_{nt}) -Bruchkurve an der Stelle $\sigma_n = 0$
$R_{\parallel}^+; R_{\parallel}^-$	Längs-Zug- bzw. Druckfestigkeit einer UD-Schicht (tension and compression strength of an UD-lamina parallel to the fibre direction)
$R_{\perp\parallel}$	Quer-Längs-Schubfestigkeit einer UD-Schicht (in-plane shear strength of an UD-lamina)
$R_{\perp}^+; R_{\perp}^-$	Querzug-, bzw. Querdruckfestigkeit (tension and compression strength of an UD-lamina transverse to the fibre direction)
$R_{\perp\perp}^A$	Quer-Quer-Wirkebenen-Bruchwiderstand (fracture resistance of an action-plane)
T	Temperatur
t	Zeit (time)
t	Dicke (thickness)
α	Faserorientierungswinkel zwischen dem 1,2-KOS der Einzelschicht und dem x,y-Laminat-KOS
α_M	Quell-Längenausdehnungskoeffizient (coefficient of moisture expansion, CME)
α_T	Thermischer Längenausdehnungskoeffizient (coefficient of thermal expansion, CTE)

β	Faserorientierungswinkel zwischen dem 1,2-KOS der Einzelschicht und dem I,II-Hauptspannungs-KOS
$\kappa_x; \kappa_y; \kappa_{xy}$	Platten-Wölbungen (lamine curvatures); $\kappa_x; \kappa_y$ = Platten-Krümmungen; κ_{xy} = Platten-Drillung
η	Abminderungsfaktor bei Zfb-Überanstrengung (reduction factor)
η_w	Schwächungsfaktor zur Berücksichtigung des σ_1 -Einflusses auf die Zfb-Bruchwiderstände (weakening factor)
ρ	Dichte (density)
φ	relativer Faservolumenanteil (fibre-volume fraction, V_f)
ϕ	relative Luftfeuchte (rel. humidity)
ϕ_0	Winkel der Faser-Fehlorientierung
ϕ_0	Winkel zwischen dem $\parallel, \perp$ -KOS und dem I,II-Hauptspannungs-KOS
$\phi(t)$	Kriech- oder Retardationsfunktion
θ	Winkel zwischen der 1,2-Ebene und der Normalen einer faserparallelen Schnittebene der UD-Schicht
θ_{fp}	Zfb-Bruchwinkel des Wirkebenen-bezogenen Bruchkriteriums nach <i>Puck</i>
$v_{\perp\parallel}; v_{\parallel\perp}; v_{\perp\perp}$	Querkontraktionszahlen einer UD-Schicht; Die Indizierung erfolgt in der Reihenfolge „Wirkung“, dann „Ursache“. Der erste Index bezeichnet die Richtung der Querdehnung, der zweite die primäre Dehnung infolge der angelegten Spannung. (Poisson's ratios of the UD-lamina)
ψ	relativer Faser-Massenanteil
$\psi(t)$	Relaxationsfunktion
ψ	durch das Verhältnis τ_{n1}/τ_{nt} bestimmter Winkel
$\sigma_1, \sigma_2, \tau_{21}$	Scheibenspannungen einer Einzelschicht, bezogen auf das lokale Schicht-KOS
σ_I, σ_{II}	Scheiben-Hautspannungen (principal stresses)
$\sigma_{\parallel}, \sigma_{\perp}, \tau_{\perp\parallel}, \tau_{\perp\perp}$	Beanspruchungen einer UD-Schicht (stressing)
σ_n	Normalspannung auf einer um den Winkel θ geneigten faserparallelen Schnittebene einer UD-Schicht
τ	Zeit
τ_{nt}	Quer-Quer-Schubspannung auf einer um den Winkel θ geneigten faserparallelen Schnittebene einer UD-Schicht
τ_{n1}	Quer-Längs-Schubspannung auf einer um den Winkel θ geneigten faserparallelen Schnittebene einer UD-Schicht
ω	Faserorientierungswinkel zwischen dem 1,2-KOS der Einzelschichten eines AWV und dem x,y-Laminat-KOS

Indizes

*	Spannung bei Bruch
*	invertierte Matrix
fr	Bruch (fracture)
f	Faser (fibre)
f	Gewebe (fabric)
k	Zählindex für die Einzelschicht-Nummer
K	Kleber (adhesive)
L	Last-induziert (load)
L	Lochleibung
M	Feuchte (moisture)
m	Matrix (matrix)
P	Flansch
r	Eigenspannungs-induziert (residual stress)
s	symmetrisch (symmetric)
S	Schraube
T	Temperatur (temperature)
ü	Überlappung
V	Vorspannung
0	Startpunkt, Ausgangszustand

Koordinatensysteme

x, y, z	Laminat-KOS
1, 2, 3	Schicht-KOS
I, II	Hauptspannungs-KOS
$\parallel, \perp$	UD-Schicht-KOS mit Bezeichnungen längs und quer zur Faser- serrichtung
x_1, x_n, x_t	faserparalleles KOS einer UD-Schicht, um den Winkel θ gegenüber dem 1,2,3-Schicht-KOS gedreht

1 Einleitung

1.1 Historie der Faserverbundwerkstoffe

Die Faserverbundbauweise ist keine Erfindung neuzeitlicher Technik, sondern eine Evolutionslösung der Natur. In Jahrmillionen-langer Evolution hat die Natur das Prinzip, Kräfte durch hochfeste Fasern aufnehmen zu lassen, als bestgeeignetes Leichtbauprinzip herausgebildet. In Faserform verfügen Werkstoffe über deutlich höhere Steifigkeiten und Festigkeiten als in kompakter Form. Natürliche Faserverbundstrukturen finden sich z.B. in den Tragstrukturen von Pflanzen; die „tragenden“ Stängel sind aus Fasern aufgebaut (Abb. 1.1). Weitere biologische Faserverbundkonstruktionen sind die Muskulatur und der Knochenbau. Knochen mit ihrer kompakten Außenschicht und dem zellartigen Kern bestehen aus Fasern (Collagen) in anorganischer Substanz. Der zellartige Kern – die Spongiosabalken – passen sich in ihrem Wachstum der Belastung an; sie verlaufen in Richtung der Hauptspannungslinien. Die Panzerungen von Dinosauriern sowie von Schildkröten weisen eindeutig den Belastungen angepasste Faserstrukturen auf. Auch die Tierwelt nutzt die Verstärkungswirkung von Fasern. So erhöht der Mauersegler die Festigkeit seines Nests, indem er Haare, Federchen usw. in dessen Wand integriert [1.6].

Auch der älteste Konstruktionswerkstoff des Menschen, das Holz, ist ein Faserverbundwerkstoff: hochfeste Cellulosefasern, eingebettet in eine Matrix aus Lignin (Abb. 1.1). Holz repräsentiert in idealer Weise die wichtigsten Eigenschaften eines Leichtbauwerkstoffs: eine niedrige Dichte bei gleichzeitig hoher Festigkeit. Jahrtausende lang wurden die meisten menschlichen Konstruktionen wie Häuser, Fahrzeuge, Schiffe usw. sowie die ersten Flugzeuge aus dem natürlichen Faserverbundwerkstoff Holz hergestellt. Erst in den letzten Jahrhunderten haben Metalle Holz in vielen Bereichen verdrängt. Die Verwandtschaft zwischen Holz und den neuen, künstlichen Faserverbunden drückt sich auch darin aus, dass man Benennungen, Berechnungsverfahren und Konstruktionsprinzipien aus dem Holzbau teilweise in die Faserverbundtechnik übernommen hat.

Die hohe Festigkeit von Fasern – wie z.B. von Flachs, Hanf, Sisal, Seide, Wolle, Haaren usw. – und die daraus nutzbare Verstärkungswirkung war den Menschen schon sehr früh bekannt. So verstärkten die Ägypter vor 3 000 Jahren Lehmziegel mit Stroh oder anderen Pflanzenfasern. In China tauchen im Zeitraum zwischen 480–221 v. Chr. verzierte Faserverbund-Gebrauchsgegenstände wie Schalen, Kästen und Becher, gefertigt in der sogenannten „Trockenlack-Technik“ auf (Abb. 1.2). Als Matrix diente Naturlack aus dem Saft des Lackbaumes, als Fa-

serverstärkung Gewebe aus Hanf oder Ramie. Laminiert wurde über Holz- oder Tonkerne [1.1]. Derartig gefertigte Gegenstände werden im Chinesischen anschaulich *tuotai* („körperlos“, da ohne Holzkern) oder auch *jiachu* („dazwischengelegter Hanf“) genannt. Die Gefäße sind dünnwandig und extrem leicht. Vorbild waren aus Metall getriebene Gebrauchsgegenstände. Auch die heute im Bootsbau vielfach angewendete Technik, den hölzernen Rumpf durch einen Überzug aus einer Faserverbundschicht zu schützen, um damit Rissbildung im Holz zu verhindern, wurde bei Gefäßen mit einem Holzkern angewendet. Noch heute werden in China und Japan reich verzierte Schachteln und Dosen nach dieser Technik von Lackmeistern gefertigt.

Eine analoge Umsetzung des Faserverbundprinzips findet sich im Bauwesen, die Verstärkung von Beton durch Stahldrähte, erfunden 1849 durch den französischen Gärtner *Monier*.

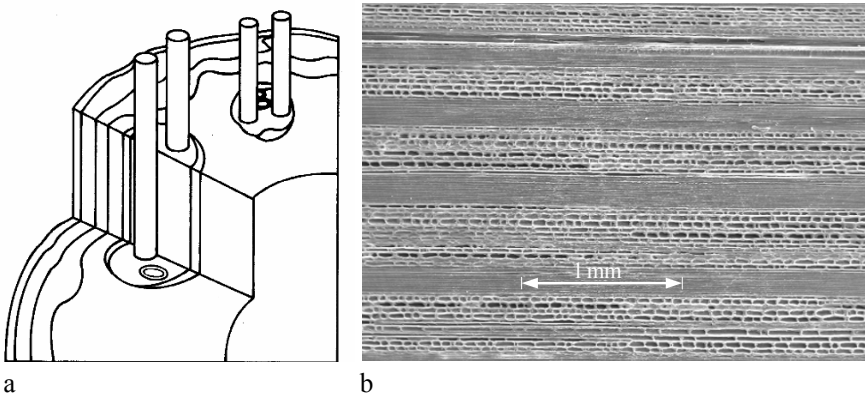


Abb. 1.1 Faserverbundlösungen der Natur **a** Pflanzenstängel **b** Mikroskopaufnahme von Holz, hier Bambus. Man erkennt Faserorientierungen wie bei einem mehrschichtigen Laminataufbau.

Neben dem Leichtbauprinzip, Kräfte von Fasern aufnehmen zu lassen, liegt den Faserverbundwerkstoffen ein weiteres wichtiges *Prinzip* zugrunde: Verschiedene Werkstoffe werden miteinander kombiniert, um Teil-Mängel der Einzelstoffe in der Werkstoffkombination auszugleichen. Aber auch dieses Prinzip der Werkstoffverbunds, mit dem Ziel höherwertige Werkstoffe zu schaffen, war der technischen Zivilisation schon lange bekannt. Im Grabmal *Tut-Anch-Amuns* (ca. 1340 v. Chr.) wurden Verbund-Bögen gefunden, bei denen auf der biegezugbeanspruchten Seite zur Erhöhung der Belastbarkeit Tiersehnen aufgeklebt waren (Abb. 1.2), auf der biegedruckbeanspruchten Bogen­seite druckfestes Horn. Eine frühe Bestätigung findet der Verbundgedanke auch in der Damaszenerklinge, bei der wechselweise harte mit zähen Stahlschichten zusammengeschnitten werden. Die Hartschichten garantierten die Schneidhaltigkeit der Klinge, durch die zähen Schichten wird ein sprödes Bruchverhalten vermieden.

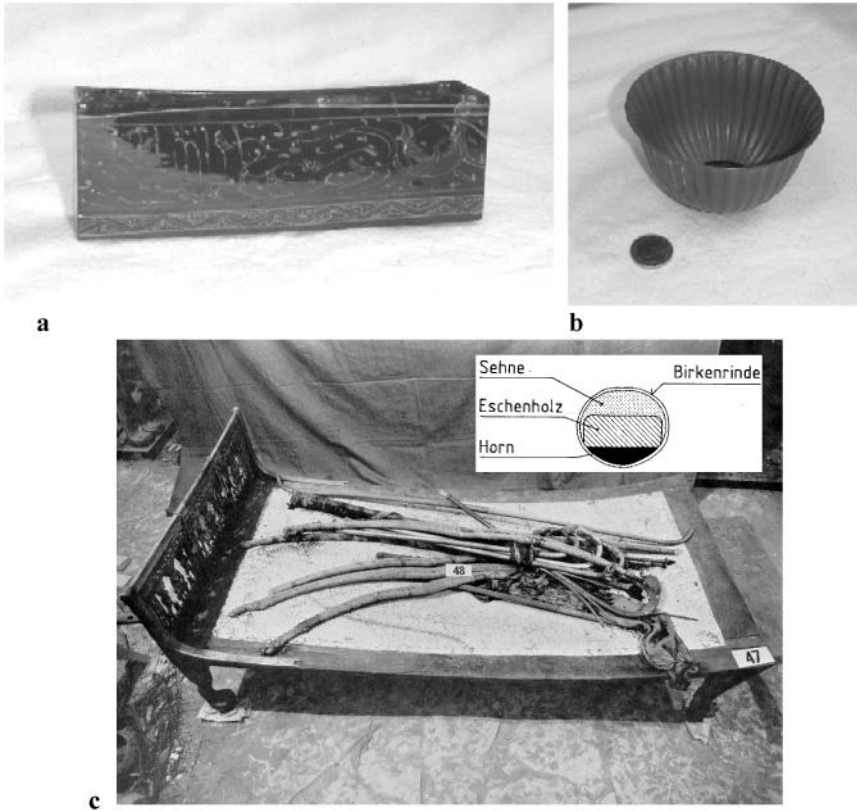


Abb. 1.2 Frühe Lamine und Verbundkonstruktionen **a** China 1. Jh. v. Chr. bis 1. Jh. n. Chr.: Aus Lacksaft laminiertes Kästchen (144x31x47 mm); *Linden-Museum, Stuttgart* **b** China 1776: Einer Chrysanthemenblüte nachempfundene, laminierte Schale (Ø 108mm, H 66 mm); *Linden-Museum, Stuttgart* **c** Verbund-Bögen aus dem Grabmal *Tut-Anch-Amuns* [1.5]

Die Neuauflage und die Verbreitung der modernen Faserverbundwerkstoffe im 20. Jahrhundert ist eng mit der Entwicklung von Kunststoffen, insbesondere der Kunstharze verknüpft. Mit ihnen lassen die natürlichen Faserverbunde weit übertreffen. Kunststoffe stellen die idealen Kleber für die Faserkonstruktionen dar. Sie sind leicht, haften sehr gut auf den Fasern, sie sind sehr korrosionsbeständig und die Tränkung der Fasern ist einfach – z.T. handwerklich zu bewerkstelligen.

Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) für hochbelastete Strukturen wurden in Deutschland schon 1936 verwendet. Die Gebrüder *Horten* bauten mit Unterstützung der Fa. *Dynamit Nobel* die Tragflächen eines Segelflugzeugs aus mit Papier verstärkten Phenolharzplatten. Lokal verbesserte man die Schlagfestigkeit durch Einbetten von Stahldrahtgewebe [1.2]. Es konnte gegenüber der Ausführung in Holz etwa 15% Gewichtsparnis erreicht werden. 1942 wurden in den USA e-

benfalls Flugzeugkomponenten in FKV gefertigt. Verwendet wurden Glasfasern, die ursprünglich als Elektro-Isolationsmaterial entwickelt wurden, und als Matrix Ungesättigte Polyesterharze. Die mechanische Festigkeit dieser Verbunde ließ allerdings noch zu wünschen übrig. Aufgrund des hohen Volumenschrumpfs der Matrix kam nur eine mangelhafte Verbindung zu den Fasern zustande, so dass die Festigkeit der Fasern nicht optimal ausgeschöpft werden konnte. Wesentlich bessere mechanische Eigenschaften konnten durch den Einsatz von Epoxidharzen erzielt werden, die über ein besonders gutes Haftungsvermögen verfügen. Die ersten Epoxidharze synthetisierte *P. Castan* um 1938 in der Schweiz [1.8].

1944 wurde in den USA ein Flugzeugrumpf, bestehend aus einer Glasfaser-Kunststoff-Sandwich Struktur erfolgreich erprobt. Das erste erfolgreiche Serienfertigerungsverfahren, die Faser-Wickeltechnik, stammt aus dem Jahr 1945.

1.2 Vorteile und Nachteile der Faser-Kunststoff-Verbunde

Der konstruierende Ingenieur muss die Vor- und Nachteile der Konstruktionswerkstoffe kennen, um sie miteinander vergleichen und den am besten geeigneten auswählen zu können. Die Vorteile wird er bestmöglich nutzen, die Nachteile versuchen zu kompensieren. Gegenüber anderen klassischen metallischen Konstruktionswerkstoffen besitzen Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) eine Reihe herausragender Vorteile:

- *hoher Festigkeit* und *hoher Steifigkeit* bei *gleichzeitig* sehr *niedriger Dichte*. Dies sind die Charakteristika eines idealen *Leichtbau-Werkstoffs*. Daher schneiden die FKV beim Vergleich der spezifischen, d.h. auf die Dichte bezogenen Festigkeiten und Steifigkeiten besonders gut ab.
- Geschätzt sind neben dem Werkstoffleichtbau die Möglichkeiten *freier Formgestaltung* und der kostengünstigen Integration mehrerer Einzelkomponenten (*Integralbauweise*).
- Häufig genutzt wird auch die ausgezeichnete *Korrosionsbeständigkeit*, sowohl der Fasern als auch der polymeren Matrix.
- Die *elektrischen Eigenschaften* – vom sehr guten Isolator bis zum Leiter – sind einstellbar.
- Aufgrund der *geringen Wärmeleitfähigkeit* bei gleichzeitig hohen Festigkeiten werden z.B. in der Satellitentechnik Tieftemperaturtanks mittels FKV-Schlaufen isoliert gelagert.
- Nutzbar – in so genannten Crashelementen – ist auch das hohe spezifische, d.h. auf die Dichte bezogene *Energieaufnahmevermögen*. Es vier- bis fünfmal höher als dasjenige metallischer Strukturen.
- Vergleichende Gesamt-Energiebilanzen eines Produkts weisen FKV als sehr günstigen Werkstoff aus (Abb. 1.3). Aufgrund des Leichtbaus kann insbesondere in der Nutzungsphase im Vergleich zu Metallen häufig beträchtlich Energie eingespart werden. Die Bedeutung der FKV wird deswegen in Zukunft zunehmen, besteht doch die *gesellschaftliche Forderung*, die beschränkten

Ressourcen der Erde zu schonen. Dies gelingt vor allem durch den Einsatz von Leichtbauwerkstoffen. Von diesen ist zu fordern, dass sowohl zu ihrer Herstellung als auch in der Nutzungsphase ein geringer Energieaufwand benötigt wird und dass sie rezyklierbar sind. Alles dies wird von den Faser-Kunststoff-Verbunden in idealer Weise erfüllt.

- Erste Wahl sind FKV auch immer dann, wenn nur Einzelstücke oder Kleinstserien herzustellen sind. Man nutzt die besondere Möglichkeit, dass sich hochbelastbare Prototypen mit einfachsten Mitteln rasch – ohne hohe Investitionen, d.h. teure Maschinen – handwerklich fertigen lassen. Für Prinzipversuche – z.B. zur Überprüfung einer Konstruktionslösung – eignen sich insbesondere Glasfaserlaminat, da man die Versagensentwicklung aufgrund der Transparenz visuell gut verfolgen kann.

Nachteilig ist derzeit noch vor allem der im Vergleich zu Metallen höhere Materialpreis. Dies gilt insbesondere für Laminat mit Kohlenstofffasern.

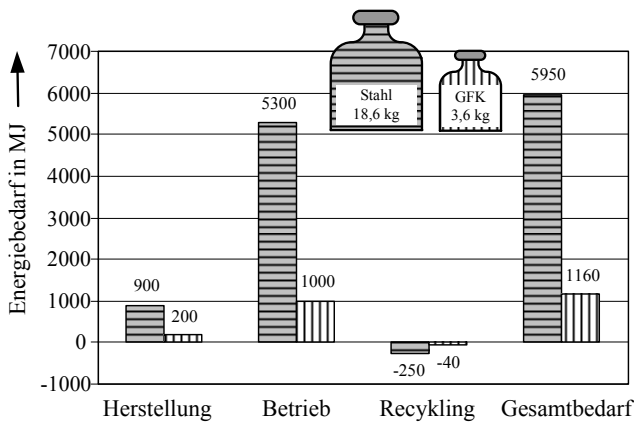


Abb. 1.3. Gesamtenergie-Bilanz: Vergleich zwischen Stahl- und Glasfaser-Kunststoff-Verbund-Blattfedern. Die größte Energieeinsparung ergibt sich während des Betriebs des Fahrzeugs, weil aufgrund des Leichtbaus – 80% Gewichtsreduktion – weniger Treibstoff verbraucht wird (nach [1.4]).

1.3 Einsatzgebiete

Eine breitere Anwendung von Faser-Kunststoff-Verbunden findet sich seit etwa 1960. Die Entwicklung lief in den einzelnen Branchen unterschiedlich, da jede andere Erwartungen an diesen Werkstoff hegt. Eine Pionierrolle nahm die Luft- und Raumfahrtindustrie ein, die ständig auf der Suche nach besseren Leichtbauwerkstoffen ist.

Für den Konstrukteur ist es eine wichtige Information, wie und mit welcher Zielsetzung die verschiedenen Industriezweige die FKV nutzen. Im Einzelnen ist die Verwendung von FKV in den unterschiedlichen Branchen wie folgt zu bewerten:

1.3.1 Luft- und Raumfahrt

Die Idee, ein Flugzeug aus FKV zu bauen ist älter, als man vermuten würde. Schon im Mai 1916 reichte *Robert Kemp* (USA) eine Patentanmeldung ein, nach der ein Flugzeug fast vollständig statt in Holz in FKV ausgeführt wird [1.3]. Als Matrixsystem schlug er Phenolharz, als Fasermaterial Asbest, Holzfasern und Papier vor. Konkrete Gestaltungshinweise gab er zu den Flügelrippen, der Flügelnahe, der Flügelendleiste und sogar zum Propeller. Der überwiegende Teil der Komponenten sollte durch Pressen in Formen gefertigt werden. Verstärkungsrippen wurden integral mit angeformt. Für die Herstellung der Streben schlug er das Wickeln auf einen Kern vor. Insgesamt versprach er sich von der FKV-Technologie eine erhebliche Kosten- und Zeitersparnis, sowie eine verbesserte Dauerhaftigkeit der Bauteile.

In Deutschland wurde der Einsatz von Glasfaser-Kunststoff-Verbunden (GFK) für hochbeanspruchte Leichtbaukonstruktionen über den Segelflugzeugbau eingeführt. Dabei hatten die studentischen *Akademischen Fliegergruppen* der verschiedenen Technischen Universitäten sowie der Segelflugzeugbauer *Eugen Hänle* maßgeblichen Anteil. Gegenüber den bis dahin fast ausschließlich in Holz ausgeführten Flugzeugen gewann man vor allem den Vorteil dauerhaft glatter und wellenfreier Oberflächen, die den Einsatz von leistungsfähigen Laminarprofilen ermöglichten. Neben der unbefriedigenden Witterungsbeständigkeit hat Holz als Naturprodukt auch das Problem, dass die mechanischen Eigenschaften streuen. In den Anfängen der Faserverbundtechnik wurden also in erster Linie Bauteile aus dem natürlichen Faserverbundwerkstoff Holz substituiert.

Als erste Faserverbund-Flugzeuge flogen am 27.11.1957 der *Phönix* von *Nägele* und *Eppler* und 1958 ihre *Kria*. Es folgten die SB 6 der Akaflieg Braunschweig (Februar 1961) und die D 34d der Akaflieg Darmstadt (April 1961). Diese studentische Pioniergeneration leistete erhebliche Grundlagenarbeit. Es mussten Werkstoffkennwerte ermittelt sowie Bauweisen, Berechnungs-, Verarbeitungs- und Prüfmethoden neu entwickelt werden. Vieles davon – z.B. die Gestaltung der Flügelverbindung als Gabel-Zunge-Anschluss (*O. Heise*) – hat sich so gut bewährt, dass man es auch heute noch anwendet. Die erste Faserverbund-Generation war es auch, die die Analysemethoden für Lamine weiter entwickelte. Hier sind insbesondere die Arbeiten ehemaliger Darmstädter Akaflieger zu nennen, die nach ihrem Studium die Faserverbund-Forschung am *Deutschen Kunststoff-Institut* (DKI), Darmstadt aufbauten [1.7]¹.

¹ Ein interessanter Lehrfilm (*A. Puck*) aus dieser Zeit ist unter www.klub.tu-darmstadt.de hinterlegt.

Die Braunschweiger Akaflieger verfolgten mit der neuen Faserverbundtechnologie konsequent den Weg der Leistungsverbesserung durch Vergrößerung der Spannweite. Dies führte 1972 zum Erstflug der SB 10 (Abb. 1.4), dem für mindestens zwei Jahrzehnte größten und leistungsfähigsten Segelflugzeug der Welt. Die große Spannweite von 29 m war mit Glasfasern aufgrund deren zu niedrigem Elastizitätsmodul nicht realisierbar. So wagten sich die Studenten an die damals neu entwickelten Kohlenstofffasern. Die SB 10 war damit das erste Flugzeug weltweit, bei dem eine sehr hoch belastete Struktur – der 8 m lange mittlere Flügelteil – aus Kohlenstofffasern gefertigt wurde.

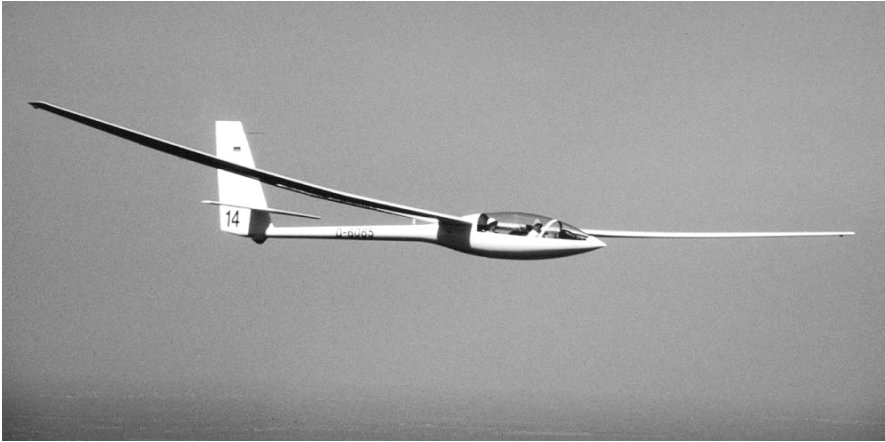


Abb. 1.4 Doppelsitziges Segelflugzeug SB 10 der *Akademischen Fliegergruppe Braunschweig* mit 29 m Spannweite. Der mittlere Flügelteil ist aus Kohlenstofffaser-Epoxyd-Verbund hergestellt.

Die ausgezeichnete Korrosionsbeständigkeit und die damit verbundene Wartungsfreiheit, die Möglichkeit zur freien Formgebung und integralen Bauweise, sowie eng tolerierbare Eigenschaften sind die Pluspunkte, die im Flugzeugbau häufig den Ausschlag für die Realisierung in FKV geben. Der herausragende Vorteil, insbesondere gegenüber Aluminium, ist jedoch die deutlich überlegene Ermüdungsfestigkeit. Inzwischen werden Segelflugzeuge, Windkraft-Rotorblätter und motorgetriebene Sportflugzeuge nahezu ausschließlich aus FKV hergestellt.

Der Militärflugzeugbau gehört zusammen mit dem Hubschrauberbau zu den Technologietreibern. Bei Militärflugzeugen setzte man zwischen 1960–1970 zuerst hochsteife Borfasern ein. Später schwenkte man auf die technisch gleichwertige, aber kostengünstiger zu fertigende Kohlenstofffaser um. Bei neueren Mustern besteht die Außenhaut schon überwiegend aus hochbeanspruchbaren Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbunden (CFK). Neue Hubschraubergenerationen werden ebenfalls überwiegend aus FKV gefertigt (*Eurocopter* NH 90 85% des Strukturgewichts). Da beim Senkrechtstart das Gewicht eines Hubschraubers vollständig vom Rotorantrieb gehoben werden muss, hat der Leichtbau einen noch höheren Stellenwert als beim Flugzeug. Die Rotorblatttechnik – insbesondere die

gelenk- und lagerlose Befestigung der Blätter am Rotorkopf – wurde durch FKV revolutioniert. Die Lebensdauer gegenüber Al-Blättern konnte um den Faktor 200 gesteigert werden. Wegen des starken Kostendrucks verläuft die Substitution von Aluminium im zivilen Großflugzeugbau langsamer. Jedoch nimmt auch hier der Einsatz von FKV immer mehr zu.

In der Luft- und Raumfahrttechnik haben sich die FKV also aufgrund ihres Leichtbau-Potenzials auf breiter Front durchgesetzt. Bei der Einführung ging man sehr systematisch vor. Erste Anwendungsgebiete waren Verkleidungsbauteile: 1972 die Vorderkanten des Seitenleitwerks des Airbus A300B. Nach positiven Erfahrungen folgten dann Sekundärstrukturen, wie Spoiler und Ruder. Diese Bauteile sind niedrig belastet und ein Ausfall hat keine katastrophalen Folgen. Erst als man genügend Wissen und insbesondere Langzeiterfahrungen angesammelt hatte, wagte man den Einsatz von Primärstrukturen: Seitenleitwerk (1987, A310), Höhenleitwerk (A320), Druckschott (A340) usw.

1.3.2 Fahrzeugbau

Im Fahrzeugbau findet sich FKV z.Zt. in erster Linie in Verkleidungsteilen. Fronthauben, Fahrerinnen von Lkw, Kofferraumdeckel, Innenverkleidungen und Sanitärzellen in Reisezugwagen sind einige Beispiele. Geschätzt wird hier insbesondere die gestalterische Freiheit, die der Werkstoff bietet. Besondere Chancen bieten sich im Automobilbau primär bei zu beschleunigenden Komponenten und Teilen, die schwerpunktforn – Wunsch ist es, die Fahrzeugdynamik zu verbessern – positioniert sind.

Es wurden jedoch auch eine Reihe hochbelasteter Strukturen in FKV ausgeführt. So konnten im Omnibusbau besonders große Gewichtseinsparungen durch eine vollständige selbsttragende FKV-Karosserie erzielt werden. FKV sind im Sportwagenbau inzwischen sehr stark verbreitet; bekannt sind vor allem die im Formel-Rennsport aus CFK gefertigten Monocoques. Der hohen Festigkeit und dem ausgezeichneten Energie-Absorptionsvermögen der FKV ist zu verdanken, dass Unfälle mit katastrophalem Ausgang auf ein Minimum zurückgegangen sind.

Da im Automobilbau praktisch immer die Kosten darüber entscheiden, ob ein Bauteil Eingang in die Großserie findet, haben die „teuren“ Faserverbunde nur dann eine Chance, wenn neben dem Dichtevorteil gegenüber Stahl *gleichzeitig* auch die hohen Festigkeiten oder andere Besonderheiten genutzt werden können. Dies ist inzwischen in ersten Ansätzen mit Blattfedern und Antriebswellen gelungen. Da diese Bauteile sich im Betrieb bisher gut bewährt haben, und sie bzgl. ihrer Wirtschaftlichkeit mit den lange etablierten Stahllösungen mithalten können, bestehen gute Chancen, dass diese ersten Serienerfolge multipliziert werden.

1.3.3 Boots- und Schiffsbau

Auch im Boots- und Schiffsbau werden Faserverbundwerkstoffe in großem Umfang eingesetzt. 70 % der Yachten und Sportboote sind aus FKV gefertigt. Aufgrund der ausgezeichneten Korrosionsbeständigkeit und der daraus resultierenden weitgehenden *Wartungsfreiheit* sowie der freien Formgestaltung wurde auch hier vor allem die Holzbauweise verdrängt. Daneben ist aber auch Leichtbau gewünscht. Leichtere Aufbauten senken den Schwerpunkt und verbessern die Schwimmstabilität eines Schiffs. Außerdem reduziert Leichtbau wegen des geringeren Tiefgangs den Widerstand, mit dem Ergebnis, dass höhere Geschwindigkeiten mit reduzierter Antriebsleistung erzielt werden.

1.3.4 Maschinenbau

Ein Entwicklungsziel im Maschinenbau ist es, die Masse stark beschleunigter Strukturen zu reduzieren. Dementsprechend wurden FKV-Komponenten für den Textilmaschinenbau oder auch für Montageroboter entwickelt. Eine andere Zielrichtung nutzt die hohe spezifische Steifigkeit von CFK, um gezielt kritische Eigenfrequenzen von Werkzeugspindeln zu erhöhen. Dies gilt auch für CFK-Walzen in Druckmaschinen. Ein zusätzlicher Vorteil gegenüber Stahlwalzen sind die erheblich geringeren Massenträgheitsmomente. Dadurch tritt beim Beschleunigen oder Abbremsen der Walzen praktisch kein Schlupf mehr zwischen Papier und Walze auf. Durch die Verwendung von CFK kann sogar auf den üblicherweise notwendigen Antrieb verzichtet und die Walzen im Schleppbetrieb gefahren werden.

Die hohen Faserfestigkeiten bieten die Chance, bei durch Fliehkräfte belasteten Bauteilen, wie z.B. Zentrifugen, gegenüber metallischen Ausführungen die Drehzahlen erheblich zu steigern. Für Messwerkzeuge lässt sich mit FKV die Möglichkeit nutzen, die thermische Ausdehnung auf Null einzustellen.

1.3.5 Apparate- und Rohrleitungsbau

Vielfältige Anwendungen haben Faserverbundwerkstoffe seit ihren frühen Anfängen im Apparate- und Rohrleitungsbau gefunden. Aufgrund der ausgezeichneten Chemikalienbeständigkeit, sowohl vieler Matrixharze als auch der Fasern, werden sie in Rohrleitungen und Behältern sogar in korrosiver Umgebung eingesetzt. Rauchgas-Waschtürme in den Entschwefelungsanlagen von Kraftwerken, Kaminauskleidungen sind ebenfalls wichtige Anwendungen. Zwar sind in korrosiver Umgebung eine Reihe von Kunststoffen einsetzbar, jedoch verfügen sie über zu geringe Festigkeiten. FKV hingegen bieten ausgezeichnete Korrosionsbeständigkeiten bei *gleichzeitig* hohen Festigkeiten. Sie sind daher auch langfristig und bei höheren Temperaturen einsetzbar, z.B. bei mit hohem Innendruck beanspruchten Behältnissen.

1.3.6 Elektrotechnik

Eine hohe elektrische Isolationsfähigkeit ist eine weit genutzte Eigenschaft speziell der glasfaserverstärkten Kunststoffe (GFK). Diese Werkstoffklasse hat in der Elektrotechnik große Bedeutung erlangt, insbesondere, weil *gleichzeitig* hohe Festigkeits- und Steifigkeitswerte zur Verfügung stehen. Leiterplatten, Isolatoren, Gehäuse für Prüftransformatoren sind als Beispiele zu nennen. Vorteilhaft lässt sich auch die magnetische Passivität nutzen. Aufgrund sehr guter Durchlässigkeit für elektromagnetische Wellen werden Radome aus GFK gefertigt. Im Elektromaschinenbau lassen sich durch den Einsatz von FKV Wirbelstromverluste minimieren und der Wirkungsgrad elektrischer Maschinen steigern.

1.3.7 Bauwesen

Im Bauwesen haben die Faserverbunde ebenfalls Eingang gefunden. Im Brückenbau werden z.B. Spannkabel erfolgreich zur Vorspannung von Beton eingesetzt. Die Entwicklung von CFK-Seilen offeriert die Möglichkeit, diese als korrosionsbeständige, sehr leichte Abspannkabel für Hänge- und Schrägseilbrücken einzusetzen. Es gibt Überlegungen, Brücken vollständig aus FKV zu bauen, um aufgrund des geringen Werkstoffgewichts bei hoher Festigkeit größere freitragende Spannweiten als mit konventionellen Brückenbau-Werkstoffen zu realisieren. Bislang wurden jedoch nur Brückendecks und kleinere Brücken gebaut. Am Markt sind auch FKV-Stäbe für die schlaffe Bewehrung erhältlich. Hier nutzt man die gegenüber Stahl überlegene Korrosionsbeständigkeit.

Durchgesetzt hat sich das Konzept, Bauten an hochbelasteten Stellen örtlich durch FKV zu verstärken. So kann man z.B. Betonträger auf der Zugseite durch aufgeklebte, dünne Lamellen aus Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbund (CFK) verstärken. Säulen und Pfeiler – insbesondere in Erdbeben-gefährdeten Gebieten – werden mit CFK ummantelt. Holz-Leimbinder lassen sich durch auflaminierte FKV-Randgurte höher belasten. Ihre Kriechrate wird durch diese Maßnahme reduziert. Im eigentlichen Binderkörper können Hölzer mit reduzierter Qualität verwendet werden.

1.3.8 Sportgeräte

Ein großes Einsatzgebiet für Faser-Kunststoff-Verbunde sind Sportgeräte. Sehr frühzeitig wurde Holz, das naturgemäß in seinen mechanischen Eigenschaften stark streut, ersetzt und Angelruten, Ski, Golf- und Tennisschläger usw. aus der neuen Werkstoffklasse gefertigt. Die Eigenschafts-Streuung ließ sich nun in engen Grenzen halten.

Neben höherer Festigkeit und Steifigkeit wird – im Vergleich mit Holz – vor allem die weitgehende *Wartungsfreiheit* genutzt. Aufwändige Pflege – z.B. bei Holzbooten – erübrigt sich. Bei Geräten für den Hochleistungssport sind natürlich

auch der Leichtbau, hohe Konturtreue, glatte Oberflächen von Interesse. Verkaufsfördernd wirkt auch die Anmutung und das *Prestige* als Werkstoff der Luft- und Raumfahrt. Dies gilt insbesondere für die Kohlenstofffaser, die in vielen Sportgeräten bewußt zur Oberflächengestaltung eingesetzt wird. Mengenmäßig nehmen die Sportgeräte in der Faserverbundtechnik einen vorderen Platz ein.

1.4 Allgemeine Bemerkungen

Ganz allgemein geht von den Faser-Kunststoff-Verbunden eine besondere Faszination aus. Dies ist sicherlich zum einen darin begründet, dass sie aufgrund ihrer Anwendung in Luft- und Raumfahrt als „High-Tech“-Werkstoffe gelten. Dies Attribut birgt jedoch auch Gefahren: So trauen sich – ob der Möglichkeit mit einfachsten Mitteln handwerklich zu arbeiten – auch Nichtfachleute zu, Strukturbau- teile zu entwickeln. Häufiges Resultat ist ein vorzeitiges Versagen der Bauteile. Dies wird dann nicht dem Konstrukteur, sondern dem Werkstoff angelastet und damit das Vertrauen in die Faser-Kunststoff-Verbunde geschädigt.

Andererseits versuchen viele Faserverbund-Konstrukteure, detailverliebt den Leichtbau auf die Spitze zu treiben. Es entstehen Prototypen mit beeindruckenden Leistungen. Sie werden immer wieder gerne vorgezeigt, um das besondere Potenzial der FKV zu demonstrieren; die Umsetzung in eine Serie wurde jedoch wegen mangelnder Wirtschaftlichkeit verfehlt.

Ein anderer „Missstand“ ist, wenn ein Faserverbund-Konstrukteur versucht, jedes Bauteil in Faserverbund auszuführen. Zwar gibt es prinzipiell keine Beschränkungen für Faser-Kunststoff-Verbunde, jedoch haben andere Werkstoffe ebenso ihre Vorteile, so dass sie in vielen Fällen vorzuziehen sind. Insbesondere sind sie häufig deutlich kostengünstiger.

Damit wird das zentrale Problem der Faser-Kunststoff-Verbunde angesprochen. So wünschenswert Leichtbau mit FKV ist, so ist er zumeist jedoch mit dem Nachteil behaftet, gegenüber Standard-Werkstoffen Mehrkosten und damit Wettbewerbsnachteile zu verursachen. Dazu tragen insbesondere die vergleichsweise teuren Ausgangskomponenten bei. Bei den meisten Produkten stehen jedoch die *Kosten* wesentlich stärker im Vordergrund, als die Forderung nach verringertem Gewicht. Mehrkosten für Leichtbau-Maßnahmen sind nur in Ausnahmefällen durchsetzbar! Bis auf Sonderfälle, bei denen der „High-Tech“-Eindruck aus Prestige-Gründen gefordert wird, haben FKV-Produkte nur dann Marktchancen, wenn sie auch preislich mit anderen Lösungen konkurrieren können. Hilfreich ist es meist, den Kostenvergleich nicht nur an der singulären Komponente durchzuführen, sondern ganzheitlich, d.h. im System zu denken und zu argumentieren: Der Leichtbau durch FKV senkt häufig die Belastung der übrigen Komponenten (*Sekundärleichtbau*), so dass die Mehrkosten der FKV-Komponente durch Einsparungen an den anderen Teilen kompensiert werden und im Gesamtsystem die Kosten gehalten werden können.

Der Kostenproblematik muss sich der Konstrukteur gleich bei Beginn eines Projekts stellen und schon in frühem Stadium Kostenabschätzungen vornehmen. Es gilt, *jede* Möglichkeit zur Kostenreduktion nutzen. Erscheint das Kostenziel als nicht erreichbar, so ist ein harter Schnitt zu führen, das Konzept zu ändern oder sogar das Projekt, auf FKV umzustellen, zu beenden.

1.5 Informationsbeschaffung und Weiterbildung

Viele Informationen sind den Internet-Auftritten von Rohstoff-, Halbzeug- und Bauteilherstellern sowie von Faserverbund-Vereinigungen und Forschungsinstituten zu entnehmen. Die aktuellsten Forschungsergebnisse finden sich in der Faserverbund-Fachliteratur. Die Namen der wichtigsten Fachzeitschriften sind den Literaturzitaten der einzelnen Kapitel zu entnehmen.

Folgende Verbände bzw. Vereinigungen veranstalten im deutschsprachigen Raum Tagungen über Faser-Kunststoff-Verbunde:

- Industrierverband Verstärkte Kunststoffe e.V. (AVK), Frankfurt (www.avk-tv.de)
- Deutsche Gesellschaft für Luft- und Raumfahrt e.V. (DGLR), Bonn (www.dglr.de)
- Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V. (DGM), Frankfurt (www.dgm.de)
- SAMPE Deutschland e.V., Society for the Advancement of Material and Process Engineering (www.sampe.de)

Hat man beruflich viel mit Faser-Kunststoff-Verbunden zu tun, so sollte man einem oder mehreren der Verbände beitreten.

Literatur

- 1.1 Brandt K (1994) Chinesische Lackarbeiten. In: China eine Wiege der Weltkultur. Philipp von Zabern, Mainz, 105–117
- 1.2 Horten R, Selinger P (1982) Nurflügel. Weishaupt, Graz
- 1.3 Kemp R (1916) U.S. Patent 1,435,244 Structural Element
- 1.4 Krummenacher B (1990) Kunststoffe im Auto – Energieaufwand und Energierecycling. In: VDI Berichte Nr. 818, VDI Verlag, Düsseldorf
- 1.5 McLeod W (1970) Composite bows from the tomb of Tutankhamun, Griffith Institute, Oxford
- 1.6 Nachtigall W, Schönbeck C (1994) Technik und Kultur. VDI Verlag, Düsseldorf
- 1.7 Puck A, Wurtinger H (1963) Werkstoffgemäße Dimensionierungs-Größen für den Entwurf von Bauteilen aus kunstharzgebundenen Glasfasern. Forschungs-Bericht des Landes Nordrhein-Westfalen Nr. 1253, Köln u. Opladen
- 1.8 Schweiz. P 211116 (1938); Schweiz. P 326594 (1943), Gebr. de Trey AG

2 Begriffe, Annahmen

2.1 Zum Wirkprinzip und zur Benennung

Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) werden zwar als eine Werkstoffklasse betrachtet, sind aber eigentlich *Konstruktionen*. Ihnen liegt das Wirkprinzip der Verbundkonstruktion zugrunde: Verschiedene Werkstoffe werden derart kombiniert, dass sich Eigenschaften ergeben, die die Einzelkomponenten alleine nicht erzielen könnten. Im Englischsprachigen spiegelt sich das Prinzip in der Bezeichnung „composites“ wieder. Innerhalb der Verbundkonstruktion gibt es für die Komponenten eine eindeutige *Aufgabenteilung*: Hochfeste Fasern übernehmen die anliegenden mechanischen Lasten, während die Matrix die Fasern in der vorgegebenen Position fixiert und stützt.

Meist versteht man unter einem Faserverbundwerkstoff (bei hochwertigen Verbundwerkstoffen advanced composites, AC) einen Verbund aus hochfesten Fasern und einem Kunststoff. Daneben gibt es eine Reihe anderer Faserverbundwerkstoffe, wie z.B. faserverstärkte Metalle (metall matrix composites, MMC) oder Keramiken. Um einer Verwechslungsgefahr zu begegnen, muss die präzise Bezeichnung lauten: Faser-Kunststoff-Verbund (FKV).

An dieser Stelle ist eine weitere Präzisierung vonnöten. Obschon bei sehr vielen Kunststoffen Fasern relativ kurzer Länge (etwa 1–10 mm) eingearbeitet sind, spricht man von FKV erst, wenn die Fasern in größeren Längen (etwa > 25 mm), meist sogar endlos lang und präzise ausgerichtet vorliegen.

Die unterschiedlichen, aber gleichberechtigten Funktionen von Fasern und Matrix drücken sich in der Benennung aus: Man spricht von Faser-Kunststoff-Verbunden, d.h. beide Komponenten werden – verbunden durch einen Bindestrich – nebeneinander aufgeführt. Diese Schreibweise ermöglicht es zudem auf einfache Weise zu präzisieren und abzukürzen:

- Allgemein: Faser-Kunststoff-Verbund
- Präzisiert: Glasfaser-Polyamid-Verbund; Kohlenstofffaser-Epoxyd-Verbund
- Abgekürzt: GF-PA; CF-EP.

Die ältere Bezeichnung „faserverstärkter Kunststoff“ (fibre reinforced plastic, FRP) betont eine einseitige Verstärkungsaufgabe der Fasern. Sie sollte vermieden werden.

2.2 Zur Matrix

Unter dem Begriff Matrix wird allgemein eine Bettungsmasse verstanden, die die Fasern umgibt. Dies sind bei FKV Kunststoffe, bei anderen Verbunden können es Metalle, Keramiken, Gläser, Beton usw. sein. Die Matrix erfüllt eine Reihe notwendiger Aufgaben, ist aber häufig der Schwachpunkt des Werkstoffs.

2.3 Zu den Begriffen Mehrschichten-Verbund und Unidirektionale Schicht

Leichtbaustrukturen sind typischerweise dünnwandig und flächig ausgebildet. Äußere Kräfte werden überwiegend in der Ebene wirksam. Die Dickenrichtung kann aufgrund der „Dünnwandigkeit“ meist vernachlässigt werden. Da die in der Ebene angreifenden Kräfte sowohl in unterschiedlichen Richtungen, als auch in unterschiedlichen Beträgen wirken können, ordnet der Faserverbund-Konstrukteur die lasttragenden Fasern ebenfalls in verschiedenen Richtungen an. Da dies nur getrennt durch Stapeln mehrerer Einzelschichten mit unterschiedlicher Faserrichtung geschehen kann, entsteht ein sogenannter *Mehrschichten-Verbund* (MSV) oder ein *Laminat* (lat.: Platte, Blech, Blatt, engl.: laminate) (Abb. 2.1). Laminat ist die eher umgangssprachliche, aber gebräuchlichere Bezeichnung, und bezieht sich fast immer auf Faser-Kunststoff-Verbunde. Mehrschichtenverbund ist der mechanisch korrekte Terminus, der als Überbegriff allgemein gültig und nicht an FKV gebunden ist. Beide Begriffe werden im Folgenden nebeneinander verwendet.

Generell ist ein MSV also aus *Einzelschichten* (lamina, single ply, single layer) aufgebaut. Bei Faser-Kunststoff-Verbunden sind dies meist *unidirektionale Schichten* (UD-Schicht; unidirectional layer). Sie stellen damit das *Grundelement* eines klassischen MSV dar (Abb. 2.1). Folgende idealisierende Annahmen werden bezüglich einer UD-Schicht getroffen:

- die Fasern verlaufen *parallel* in einer Richtung
- die Fasern sind *gleichmäßig* über den Querschnitt verteilt; die geometrische Anordnung wird als *Faserpackung* bezeichnet
- die Fasern sind *ideal gerade* und verlaufen ohne Unterbrechung
- Matrix und Fasern *haften ideal* aneinander; d.h. es treten bei Belastung keinerlei Verschiebungen an der Faser-Matrix-Grenzfläche auf.

Mehrschichtenverbunde müssen nicht ausschließlich aus UD-Schichten aufgebaut sein. Es gibt eine Vielfalt von Faserhalbzeugen, aus denen ein Laminat komponierbar ist. Sehr häufig werden z.B. Gewebeschichten verwendet. Aber auch bei anderen Werkstoffen kennt man Mehrschichtenverbunde: Bekannt sind Furnierplatten, die aus einzelnen Holzschichten besteht. Ein neuerer Werkstoff ist *Glare*[®], ein Laminat aus Aluminiumblechen und UD-Glasfaserschichten. Darüber hinaus kann man auch eine klassische Leichtbau-Bauweise, den Kernverbund, bekannter als Sandwich, mechanisch als MSV auffassen.

Bei der mechanischen Analyse versteht man unter dem Begriff Schicht meist eine physikalisch vereinzelte Schicht mit definierter Faserorientierung. In der Fertigung hingegen bezeichnet man häufig alle Textilbahnen, die einteilig in einem Arbeitsgang aufgelegt werden, als Schicht, z.B. eine Gewebeschicht. Ein Gewebe ist im mechanischen Sinne aber als zwei Einzelschichten mit um 90° zueinander gedrehten Faserrichtungen zu behandeln. Ebenso besteht die Möglichkeit, ein Gewebe ohne Unterscheidung der zwei Faserrichtungen mechanisch als Werkstoff mit zwei ausgezeichneten Richtungen anzusehen. Quintessenz ist, dass man den Begriff „Schicht“ häufig *zusätzlich* präzisieren muss, falls nicht eindeutig – z.B. durch Angabe der Faserorientierung oder durch den Begriff UD-Schicht – erkennbar wird, was genau gemeint ist.

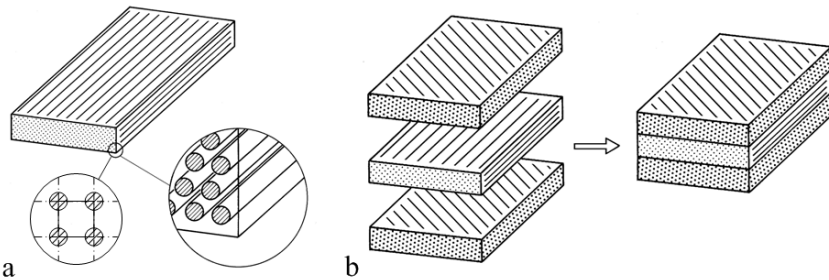


Abb. 2.1. **a** Unidirektionale Schicht, hier mit quadratischer Faserpackung **b** Mehrschichtenverbund aus miteinander verklebten Einzelschichten bestehend

2.4 Schichtenweise Betrachtungsweise

Im Gegensatz zu den bekannten Konstruktionswerkstoffen Stahl und Aluminium ist bei Faser-Kunststoff-Verbunden die Laminatkonstruktion nicht nur hinsichtlich der Wanddicke zu dimensionieren. Um die gewünschten Steifigkeiten und Festigkeiten zu erhalten, gibt es zusätzliche Variable, die der Konstrukteur festzulegen hat:

- die *Anzahl* der Schichten
- die *Anteile* von Fasern und Matrix innerhalb einer Schicht
- die *Faserrichtungen* der einzelnen Schichten
- die *Dicken der Einzelschichten*
- die *Schichtreihenfolge*.

Die mechanisch-mathematische Analyse von FKV folgt selbstverständlich den Regeln der technischen Mechanik. Eine *zentrale Aufgabe* ist dabei die Bestimmung des Werkstoffgesetzes, d.h. der Steifigkeiten und Nachgiebigkeiten eines Laminats. Selbstverständlich besteht die Möglichkeit, dies am Laminat experimentell zu messen. Für die fast immer notwendige Abstimmung von Faserrich-

tungen, Schichtdicken und Schichtreihenfolgen ist dieser Weg jedoch zu aufwändig. Günstiger ist die rechnerische Vorgehensweise. Sie erlaubt es, interessierende Varianten rasch zu vergleichen, und eine Optimierung durchzuführen.

Bei der mathematischen Formulierung des MSV-Werkstoffgesetzes geht man *schichtenweise* vor. Dies entspricht dem realen, flächigen, dünnwandigen Aufbau eines MSV aus mehreren Einzelschichten. Bei dickwandigen Bauteilen oder dreidimensionaler Verstärkung muss evtl. die Betrachtungsweise geändert werden. Man folgt nun der *Philosophie*, alle notwendigen Werkstoffdaten an den Einzelschichten zu ermitteln – rechnerisch oder experimentell – und anschließend das Werkstoffgesetz des MSV aus den Werkstoffgesetzen der Einzelschichten rechnerisch zusammen zu setzen. Liegt das Werkstoffgesetz des MSV dann vor, so ist man auch in der Lage, die Spannungen und Verformungen jeder Einzelschicht zu ermitteln. Die Überprüfung, ob der herrschende Spannungszustand von den einzelnen Schichten ertragen werden kann, wird mit Hilfe von Festigkeitskriterien durchgeführt. Auch hierbei hat die schichtenweise Betrachtung sich als vorteilhaft herausgestellt: Jede Schicht wird einzeln für sich überprüft. Da die Einzelschichten eines Laminats nicht gleichzeitig, sondern sukzessive nacheinander versagen, schließt sich eine so genannte „Degradationsanalyse“ an. Auch sie erfolgt schichtenweise. Schichtenweise wird also vorgegangen bei:

- der Aufstellung des MSV-Werkstoffgesetzes
- der Spannungs- und Verformungsanalyse
- der Festigkeitsanalyse
- der Degradationsanalyse.

2.5 Zu den Begriffen Mikro- und Makromechanik

Zur Modellierung des mechanischen Zusammenwirkens einzelner Fasern und der sie umgebenden Matrix – quasi auf mikroskopischer Ebene – wird Mikromechanik betrieben. Mikromechanische Ansätze findet man auf vielen Gebieten, z.B. bei der Analyse von Korngrenzenspannungen bei Metallen. Mit Hilfe von mikromechanischen Beziehungen lassen sich die wahren Beanspruchungen von Einzelfasern, der Matrix und den Grenzflächen infolge äußerer Belastung, aber auch infolge des unterschiedlichen thermischen Verformungsverhaltens von Fasern und Matrix ermitteln. Darüber hinaus lässt sich das Werkstoffgesetz einer UD-Schicht rechnerisch aus den Einzelkomponenten Fasern und Matrix bestimmen. Vorteilhaft ist, dass eine mikromechanische Modellierung die Möglichkeit bietet, Einflussparameter zu studieren und konstruktive Maßnahmen daraus abzuleiten.

Während die Mikromechanik eher im Rahmen werkstoffkundlicher Betrachtungen benötigt wird, analysiert der Faserverbund-Konstrukteur makromechanisch. Bei der mechanischen Analyse eines MSV werden *nicht* die jeweiligen Spannungen der unzähligen einzelnen Fasern einer Schicht ermittelt, sondern makromechanisch die des gesamten Laminats und der Einzelschichten. Die kleinste

betrachtete Einheit ist hierbei die Einzelschicht. Man trifft die Annahme, dass die UD-Schicht makromechanisch ein *homogenes Kontinuum* ist.

2.6 Begriffe zur Charakterisierung des Werkstoffs – Kontinuum, Homogenität, Anisotropie –

Unter einem Kontinuum (lat. zusammenhängend) versteht man einen Bereich, in dem die Materie – fest oder fluid – als lückenloses, kontinuierlich deformierbares Medium vorliegt.

Als homogen charakterisiert man einen Werkstoff, dessen Eigenschaften im gesamten Körper gleich sind, bei dem also *keine Ortsabhängigkeit* besteht. Ob ein Werkstoff als homogen betrachtet wird, ist auch eine Frage der Betrachtungsebene. Ein Werkstoff kann makroskopisch homogen erscheinen, mikroskopisch jedoch inhomogen aufgebaut sein. Dies ist z.B. bei Stahl der Fall, der auf Kornebene inhomogen aufgebaut ist. Bei der Modellierung der FKV ignoriert man bei der makromechanischen Betrachtungsweise die Einzelkomponenten Fasern und Matrix und lokal vorliegende inhomogene Zustände. Der Werkstoff wird also „zwangsweise“ homogenisiert. Man denkt sich die Fasern als gleichmäßig und unendlich fein in der Matrix „verschmiert“. Die Eigenschaften der Fasern und der Matrix und ihre gegenseitigen *Interaktionen* werden damit makromechanisch im *statistischen Mittel* erfasst.

Vom Umgang mit Metallen her sind viele Konstrukteure eher an isotropes Werkstoffverhalten gewöhnt. Isotropie heißt, dass die Eigenschaften eines Körpers in allen Richtungen gleich oder anders ausgedrückt *richtungsunabhängig* sind [2.1]. Isotropie ist jedoch ein Sonderfall.

UD-Schichten und viele Lamine weisen ein *richtungsabhängiges* Verhalten auf; dies bezieht sich auf mechanische Eigenschaften wie die Elastizitätsgrößen und die Festigkeiten, aber auch auf thermodynamische Eigenschaften, wie die thermischen Längenausdehnungskoeffizienten, die Wärmeleitfähigkeit usw. Man bezeichnet die *Richtungsabhängigkeit* von Eigenschaften in der Mechanik als Anisotropie. Allerdings ist eine UD-Schicht nicht vollständig anisotrop. Da Symmetrieebenen existieren, liegt ein Sonderfall vor.

Normen

- 2.1 DIN 13316 (1980) Mechanik ideal elastischer Körper. Begriffe, Größen, Formelzeichen

Werkstoffkunde der Faser-Kunststoff-Verbunde

3 Fasern

Ziel dieses Kapitels ist es, dem konstruierenden Ingenieur eine Entscheidungsbasis, d.h. das Grundlagenwissen und die Methodik zur kompetenten Auswahl von Fasern und Faserhalbzeugen zur Verfügung zu stellen.

3.1 Zur Wirksamkeit der Faserform

Die Aufgabenteilung in einem Faser-Kunststoff-Verbund sieht für die Fasern (Br. fibre; Amer. fiber) vor, dass sie die am Bauteil anliegenden Lasten übernehmen. Hierzu müssen sie hohe Steifigkeiten und Festigkeiten mitbringen. Die Voraussetzung dafür sind starke atomare Bindungen. Für einen idealen Leichtbau-Werkstoff wird darüber hinaus eine möglichst geringe Dichte gefordert. Beide Forderungen erfüllen Stoffe, denen Elemente aus den ersten beiden Reihen des Periodensystems zugrunde liegen, wie z.B. B, C, Si. Ziel muss es sein, die aus den hohen atomaren Bindungsenergien theoretisch resultierenden hohen Steifigkeiten und Festigkeiten so weit wie möglich auch in einem Werkstoff umzusetzen. Dies gelingt zumindest teilweise, wenn der Werkstoff in Faserform ausgebildet wird (Abb. 3.1). Die Erfahrung lehrt, dass die meisten Werkstoffe in Faserform höhere Festigkeiten und zum Teil auch höhere Steifigkeiten erreichen als in kompakter Form. Auf diese Weise sind sogar Kohlenstoff und Glas als Werkstoffe verwendbar, die eigentlich nicht zu den klassischen Konstruktionswerkstoffen gehören. Es stellt sich daher die Frage, welche Mechanismen dafür verantwortlich sind. Es gibt im Wesentlichen vier.

3.1.1 Einfluss des Größeneffekts

Eine der Ursachen für die besonderen Eigenschaften von Fasern ist der sogenannte *Größeneffekt* (size effect). Als Modellvorstellung dient das Bild einer Kette, bei der das schwächste Glied die Festigkeit der Kette bestimmt (weakest link theory). Nimmt die Anzahl der Kettenglieder zu, so steigt die Wahrscheinlichkeit, dass ein noch schwächeres Glied vorkommt. Statistisch betrachtet ist also in einem großen Werkstoffvolumen die Anzahl festigkeitsreduzierender Fehlstellen deutlich größer als in einem kleinen Volumen. Hierauf basiert die auf *Weibull* zurückgehende statistische Theorie des Sprödbruchs.

Eine Einzelfaser mit ihrem vergleichsweise sehr kleinen Volumen erreicht deutlich höhere Festigkeitswerte, als wenn sie als kompakter Werkstoff vorläge. Durch die Verwendung von Fasern wird also das beanspruchte Werkstoffvolumen in sehr viele kleine Volumina aufgeteilt. Zusätzlich wirkt sich günstig aus, dass sich mit den geringen Faserquerschnitten auch die Größe der Fehlstellen und damit ihre Wirksamkeit reduziert. Dies ist insbesondere bei spröden Werkstoffen bedeutsam. Deren Festigkeit wird durch Defekte bestimmt! Ein einziger kritischer Defekt löst den Bruch aus, da die durch Fehlstellen induzierten Spannungsspitzen aufgrund der mangelnden Duktilität des Werkstoffs nicht plastisch abgebaut werden können. Nachgewiesen wurde der Größeneffekt an Fasern, bei denen das Volumen entweder über den Durchmesser oder die Faserlänge variiert wurde (Abb. 3.2).

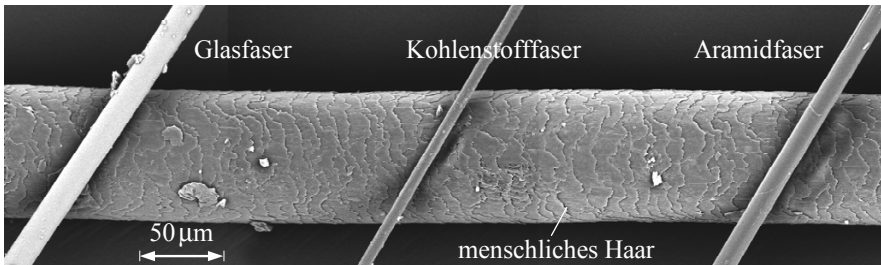


Abb. 3.1. Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahme der gebräuchlichsten Verstärkungsfasern

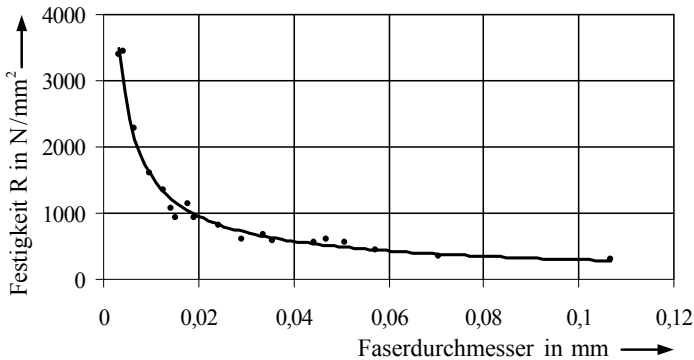


Abb. 3.2. Einfluss des Faservolumens – hier repräsentiert durch den Faserdurchmesser – auf die Festigkeit von Glasfasern (nach [3.9]). Die Extrapolation führt auf den theoretisch erreichbaren Wert bei einem Faserdurchmesser $d_f \rightarrow 0$. Die Faser besteht dann nur noch aus einer Molekülkette. Ähnliche funktionale Zusammenhänge wurden auch bei Kohlenstofffasern gefunden [3.23]

Auch die Fertigungsprozesse profitieren von kleinen Faserdurchmessern. Aufgrund der dadurch niedrigen Biegesteifigkeit der Fasern lassen sie sich einfach verweben und bei der Laminatschichtung in engen Radien drapieren.

Der Größeneffekt macht sich nicht nur im Werkstoff, sondern auch in Bauteilen, z.B. bei Probekörpern bemerkbar. Bei vergleichenden Untersuchungen ist darauf zu achten, dass alle Probekörper eine ähnliche Geometrie und das gleiche Werkstoffvolumen aufweisen. Ansonsten kann es aufgrund des Größeneffekts zur Streuung der Prüfergebnisse kommen.

3.1.2 Einfluss von Orientierungen

Großen Anteil an der Festigkeits- und Steifigkeitsverbesserung haben insbesondere die für Fasern bevorzugten Fertigungsverfahren wie Ziehen, Spinnen und Verstrecken (Abb. 3.3). Die Verbesserung beruht auf der Orientierung der stärksten atomaren Bindungen in Faserlängsrichtung. Dies sind bei kristallinen Werkstoffen die Kristallebenen und bei Polymeren die Molekülketten. Die verbesserten Eigenschaften in Faserlängsrichtung werden leider meist durch reduzierte Steifigkeits- und Festigkeitswerte *quer* zur Faserrichtung erkauft! Stark orientierte Fasern zeigen demzufolge *anisotropes Verhalten*.

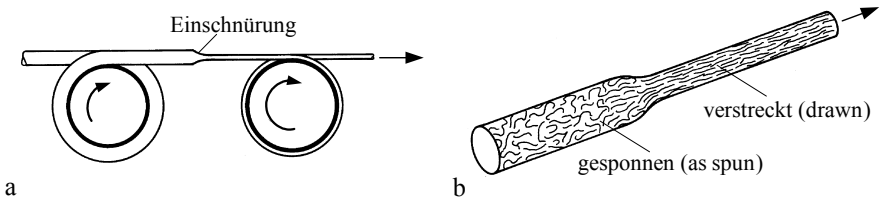


Abb. 3.3. **a** Verstrecken von Fasern **b** Orientierung der Molekülketten bei polymeren Fasern in nur gesponnenem und im gestreckten Zustand. Zusätzlich vermindern sich durch das Verstrecken die amorphen Anteile, der Kristallinitätsgrad nimmt zu

3.1.3 Verminderung von Fehlstellen und Kerben

In einem Werkstoffvolumen sind Fehlstellen statistisch verteilt und orientiert. Sie treten sowohl im atomaren Aufbau – z.B. als Defekte im Kristallgitter – als auch als winzige Hohlräume auf. Gravierend ist hierbei weniger die Reduktion des tragenden Querschnitts durch die Fehlstellen, sondern vielmehr deren Kerbwirkung. Eine winzige, aber scharfe Kerbe – dies entspricht einem hohen Formfaktor – reduziert die Festigkeit signifikant. Dies gilt insbesondere für spröde Werkstoffe, wie sie bei den Fasern verwendet werden. Sie sind nicht in der Lage, Spannungsüberhöhungen an Kerben durch plastisches Fließen umzulagern. Da auch die Faserform nicht vollständig frei von Fehlstellen ist, ist dies einer der Gründe dafür,

dass nicht die Festigkeitswerte erreicht werden, die sich theoretisch aus der atomaren Bindungsenergie ergeben. Besonders ungünstig sind quer zur Belastung orientierte Fehlstellen. An ihren Rändern finden sich so große Spannungsüberhöhungen, dass schon bei geringer Belastung der Bruchwiderstand des Werkstoffs lokal überschritten wird (Abb. 3.4). Ein Riss entsteht und wächst. Durch Ausziehen eines Materials zu einer Faser werden die Fehlstellen in Faserlängsrichtung ausgerichtet und zusätzlich gelängt und abgeplattet. Die Spannungsüberhöhung an der Fehlstellenflanke wird infolge der länglichen Form sehr stark gemindert. Risswachstum aus den Fehlstellen entsteht also erst bei sehr hohen Belastungen. Da Fehlstellen im Faserinneren nicht korrigierbar sind, muss dafür gesorgt werden, dass die Vorstufe der endgültigen Faser, also das Ausgangsmaterial weitgehend fehlerfrei ist. Dies gilt insbesondere für die Kohlenstofffasern.

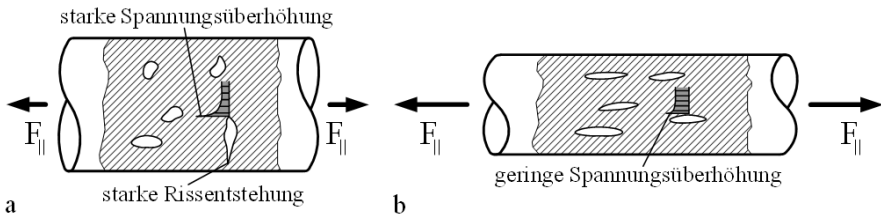


Abb. 3.4. Einfluss der Faserherstellung auf die Kerbwirkung von Fehlstellen
a Insbesondere eine quer zur Faserlängsrichtung orientierte Fehlstelle ist von einer starken Spannungsüberhöhung am Rand begleitet, die zu frühzeitigem Risswachstum führt.
b Durch Recken der Faser orientieren sich die Fehlstellen eher längs, wodurch sich die Kerbwirkung stark mindert

Vielfach nehmen Risse ihren Ursprung an der Oberfläche eines Körpers. Nachteilig ist, dass an Oberflächen – z.B. bei Biegung – häufig ohnehin die höchsten Beanspruchungen herrschen. Bei Fasern wirkt sich das überwiegend angewandte Herstellverfahren, das Spinnen vorteilhaft aus. Stark festigkeitsmindernd sind quer zur Belastungsrichtung orientierte Kerben. Prozessbedingt entstehen beim Spinnen jedoch eher Längs- als Querriefen.

Ein wichtiges Ziel bei der Faserherstellung ist es, Oberflächendefekte schon hier zu vermeiden. Ist dies nicht vollständig möglich, so können sie nachträglich entfernt werden. Prinzipiell gibt es eine Vielzahl technischer Maßnahmen zur Oberflächenbehandlung, beispielsweise Schleifen oder gezieltes Einbringen von oberflächennahen Druckeigenspannungen. Bei Fasern lassen sich Oberflächenkerben durch chemisches Ätzen entfernen, bzw. ein scharfer Kerbgrund ausrunden und damit entschärfen. Dieses Verfahren wendet man bei hochfesten Kohlenstofffasern an. Durch die Entschärfung der Kerben lässt sich die Faserfestigkeit erheblich steigern.

Aus dem Dargestellten folgt, dass die Fasern später – bei der Halbzeugherstellung und bei der Laminatfertigung – *sorgfältigst* vor Beschädigungen zu schützen sind!

3.1.4 Eigenspannungen

Als weitere Möglichkeit, die Faserfestigkeitswerte zu steigern, ist das Einbringen von Eigenspannungen zu nennen. Ein derartiger Effekt wird allerdings nur bei den Glasfasern vermutet. So kühlt beim Schmelzespinnen von Glasfasern zuerst deren Oberfläche ab. Der – begünstigt durch die schlechten Wärmeleitfähigkeit – später abkühlende und dabei schrumpfende Faserkern erzeugt günstige Druckeigenspannungen an der Faseroberfläche. Sie reduzieren den festigkeitsmindernden Einfluss äußerer Beschädigungen und Kerben.

3.1.5 Auswirkung der Faserform auf den Versagensfortschritt

Die Aufteilung eines Querschnitts in sehr viele einzelne, lasttragende Fasern wirkt sich auch sehr günstig auf den *Versagensfortschritt*, also die Ermüdungsfestigkeit aus. In einem kompakten Werkstoff können Risse nahezu ungehindert wachsen und z.B. bei einem spröden Werkstoff zu schlagartigem Versagen führen – Beispiel Glasscheibe. In einem Faserverbundwerkstoff jedoch wird ein Riss an jeder Fasergränze gestoppt. Die vor ihrem Bruch von einer einzelnen Faser getragene Last wird im Versagensbereich auf mehrere Nachbarfasern *umverteilt*. Ausgangspunkt eines größeren, makroskopischen Risses im Verbund ist der vorzeitige Bruch einer schwächeren oder geschädigten Einzelfaser. Der Riss wandert zur Nachbarfaser. Sie wird jedoch nicht sofort durchtrennt, sondern der Riss zuerst einmal gestoppt. Er übt jedoch eine Kerbwirkung aus, d.h. induziert lokal eine Spannungsspitze. Die Kerbwirkung ist um so geringer, je weiter die Nachbarfaser entfernt und umso duktiler die Matrix ist. Die angekerbte Nachbarfaser versagt nach einigen Lastwechseln ebenfalls und der Riss „arbeitet“ sich zur nächsten Faser vor. Verlangsamend auf den Rissfortschritt wirken sich aus:

- ein großer Abstand der Fasern zueinander, d.h. ein nicht zu hoher Faseranteil
- eine risszähe Matrix, die Risspitzen abstumpft und damit deren Kerbwirkung mindert und somit als *Risstopper* wirksam wird
- zähe, kerbunempfindliche Fasern.

Und obwohl in Faser-Kunststoff-Verbunden zwei spröde brechende Werkstoffe kombiniert sind – spröde Fasern und eine meist spröde Matrix – wird durch den Risstoppereffekt und die Lastumverteilung der Versagensverlauf deutlich verlangsamt. Das Versagen einzelner Fasern bedeutet demzufolge nicht das Totalversagen des gesamten Bauteils! Faserverbunde zeigen daher aus den genannten Gründen eine gewisse „Bruchzähigkeit“ und im Vergleich zu metallischen Leichtbauwerkstoffen eine deutlich überlegene Ermüdungsfestigkeit!

3.1.6 Zur Querschnittsform von Fasern

Fast alle in der Faserverbundtechnik eingesetzten Fasertypen haben einen kreisförmigen Querschnitt. Nachteilig ist, dass damit bei gegebener Querschnittsfläche und damit Belastbarkeit der Faser die Oberfläche minimiert wird. Eine große Oberfläche wäre aber für die Verklebung zur Matrix, d.h. zur Krafteinleitung wünschenswert. Teilweise ist der Kreisquerschnitt nicht vermeidbar, da er sich zwangsläufig aus dem Herstellungsverfahren ergibt, z.B. bei der Glasfaser durch das Ausziehen aus der Düse. Durch Spinnen lassen sich auch andere Querschnittsformen herstellen. Es sind sicherlich Fälle denkbar, bei denen man vorteilhaft von der Kreisform abweichen könnte. Insgesamt gesehen scheint der Kreis jedoch für die unterschiedlichsten Zwecke eine universale Querschnittsform zu sein.

3.2 Einteilung der Fasern

Es gibt eine Fülle natürlicher und künstlicher Fasern, die sich als lasttragende Elemente eignen:

- *Naturfasern* wie: Haare, Wolle, Seide, Baumwolle, Flachs, Sisal, Hanf, Jute, Ramie, Bananenfaser ...
- *Organische Fasern* aus: Polyethylen (PE), Polypropylen (PP), Polyamid (PA), Polyester (PES), Polyacrylnitril (PAN), Aramid, Kohlenstoff ...
- *Anorganische Fasern* aus: Glas, Basalt, Quarz, SiC, Al₂O₃, Bor, Asbest ...
- *Metallfasern* aus: Stahl, Aluminium, Kupfer, Nickel, Beryllium, Wolfram ...

Naturfasern liegen immer nur in kürzeren Längen vor. Fasern begrenzter Länge nennt man *Stapelfasern* (staple fibers). Um einen quasi endlos langen Faden zu erhalten, müssen Stapelfasern miteinander verdreht werden. Die Einzelfasern werden so über Reibung fixiert. Synthetische Fasern hingegen lassen sich endlos herstellen. Einen endlosen Faden bezeichnet man als *Filament*. Wird eine gleichbleibende Anzahl von Einzelfasern zur Weiterverarbeitung zusammengefasst, so nennt man dieses Faserbündel Garn.

Einen nennenswerten Marktanteil bei hoch beanspruchten Faser-Kunststoff-Verbunden haben nur die Glas-, die Kohlenstoff- und die Aramidfaser erreicht. In Innenverkleidungen von Pkw werden vermehrt Pflanzenfasern eingesetzt, mit dem Ziel, leichte *nachwachsende Rohstoffe* in Konstruktionen einzubeziehen. Alle anderen Fasertypen kommen nur bei besonderen Anforderungen zum Einsatz, z.B. Kupfer- oder Aluminiumfasern zur elektrischen Abschirmung.

Im Folgenden werden die wichtigsten Verstärkungsfasern vorgestellt. Die Ausführungen sind nach den wichtigsten Beurteilungskriterien gegliedert und ermöglichen dem Konstrukteur zu vergleichen. Angesprochen werden die Herstellung der Fasern, ihre mechanischen Eigenschaften, ihre Vor- und Nachteile, Bestän-

digkeiten gegen hohe Temperaturen und Chemikalien sowie die gängigsten Lieferformen.

3.3 Glasfasern

Die Glasfaser (glass fibre) ist wahrscheinlich die erste von Menschenhand künstlich hergestellte Faser. Entwickelt wurde das Ziehen von Glasfäden vor etwa 3 500 Jahren in Ägypten. Die erste industrielle Herstellung von Endlos-Textilglas datiert aus dem Jahr 1938 (USA). Die Fasern kamen als Isolationsmaterial in Elektroanwendungen zum Einsatz, die höheren Temperaturen ausgesetzt waren.

Die Glasfaser ist eine *anorganische* Faser, deren hohe Festigkeit auf den starken, kovalenten Bindungen zwischen Silizium und Sauerstoff basiert (SiO_2 = Quarz). Zugesezte Metalloxide brechen die SiO_2 -Ketten auf und verhindern die Ausbildung einer Ordnung (Abb. 3.5). Bei genügend rascher Abkühlung kann sich keine kristalline Phase bilden, da die Zähigkeit der „unterkühlten“ Flüssigkeit zu hoch ist, als dass sich die der Temperatur zugehörige Kristallisationsstruktur einstellen kann. Das Glas bleibt im metastabilen Zustand. Die Atome bilden zwar ein dreidimensionales Netzwerk, aber mit *amorpher Struktur* und *ohne Orientierung*. Dadurch besitzt die Faser *isotrope* Eigenschaften. Die Fähigkeit des Glases, langsam, über einen großen Temperaturbereich, vom flüssigen in den festen Zustand überzugehen, lässt erst die einfachen Formgebungsverfahren wie Glasblasen, Ziehen usw. zu [3.11].

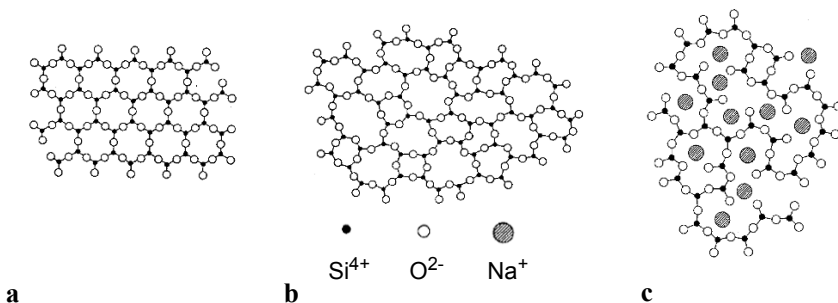


Abb. 3.5. Anordnung von SiO_2 -Baugruppen (aus [3.11]). **a** Bergkristall (kristallin): Nah- und Fernordnung vorhanden **b** Kieselglas: fehlende Fernordnung **c** Natron-Kalkglas (Fensterglas): aufgebrochenes Netzwerk

3.3.1 Herstellung

Glasfasern werden hauptsächlich im Schmelzspinnverfahren hergestellt. Der Rohstoff wird bei etwa 1 400 °C zu Glas geschmolzen und dann zu einem Boden mit

400 bis 6 000 Spinn Düsen geleitet, deren Durchmesser etwa 1–2 mm beträgt. Das austretende, sich im zähflüssigen Zustand befindende Glas wird mit hoher Geschwindigkeit auf Durchmesser von 5–24 μm ausgezogen und erstarrt in Bruchteilen einer Sekunde. Unterhalb der Düse erhalten die Fasern einen sehr feinen Überzug (0,5–1 %) aus einer sogenannten *Schlichte*, die die scheuerempfindlichen Fasern *schützen* und – je nach Schlichtetyp – die *Haftung* zur Matrix verbessern soll. Dabei werden die einzelnen Fasern zu einem Spinnfaden zusammengefasst, d.h. durch die Schlichte miteinander verklebt und auf Spulen aufgewickelt.

3.3.2 Mechanische Eigenschaften

Der für den Konstrukteur wichtigste Vorteil der Glasfaser ist ihr im Vergleich zu den anderen Verstärkungsfaser *niedrige Preis*. Als weitere günstige Eigenschaften sind zu nennen:

- die sehr hohe Längs-Zug- sowie die hohe Längs-Druckfestigkeit
- die für einige Anwendungen vorteilhafte hohe Bruchdehnung
- die aufgrund der niedrigen Fasersteifigkeit gute Drapierbarkeit, auch um enge Radien
- die ausgezeichnete elektrische und thermische Isolationsfähigkeit
- die vollkommene Unbrennbarkeit
- die sehr geringe Feuchtigkeitsaufnahme
- die gute chemische und mikrobiologische Widerstandsfähigkeit. Glasfasern sind unverrottbar. Sie sind beständig gegen Pilze, Bakterien, Insekten, Nagetiere usw.
- Die Tränkung der Glasfasern ist visuell hervorragend kontrollierbar, Luftblasen sind sofort erkennbar, so dass hohe Fertigungsqualitäten sicher erreicht werden können. Da der Brechungsindex von Glas ähnlich demjenigen von transparenten Matrixharzen ist, werden gut benetzte, luftblasenfreie Lamine nahezu völlig transparent. Nach dem Aushärten kann man auch bei größerer Dicke durch sie hindurch „Zeitungen lesen“. Mit zunehmender Anzahl von Lufteinschlüssen wird das Laminat milchiger. Eine hohe Transparenz kann als Maß für die Güte des Laminats angesehen werden. Ebenso lässt sich die Güte der Verklebung zu einlaminieren Komponenten, z.B. Hartschaum- oder Wabenkernen eines Sandwiches, einfach visuell überwachen.
- Da Glasfaser-Lamine meist transparent sind, sind Schlagschäden – im Gegensatz zu Kohlenstofffaser-Laminaten – sehr gut an der Milchigfärbung zu detektieren.
- Glasfasern können eingefärbt geliefert werden.

Nachteilig ist:

- der für viele Strukturbauteile zu *niedrige Elastizitätsmodul* der Glasfaser! Das Problem verschärft sich dadurch, dass der Modul noch mit der niedrigsteifen Matrix abgemischt wird und so im Verbund etwa nur die Hälfte der Faserstei-

figkeit übrig bleibt. Insbesondere schlanke Biegestrukturen – wie z.B. Tragflügel – sind bei größeren Spannweiten kaum mehr ausschließlich mit Glasfaser-Verbunden gestaltbar. Allerdings sei ausdrücklich darauf hingewiesen, dass es Anwendungen gibt, bei denen ein niedriger Elastizitätsmodul bei gleichzeitig hoher Bruchdehnung – also eine große linear-elastische Verformbarkeit – ausdrücklich gewünscht ist, z.B. bei Blattfedern und Federlenkern. Glasfaser-Kunststoff-Verbund ist ein *ausgezeichneter Federwerkstoff*!

Die Festigkeit dünner Glasfäden liegt um ein Vielfaches höher als die des kompakten Ausgangsglases. Sie bleibt aber erheblich unter der aus den atomaren Bindungen berechneten theoretischen Festigkeit. Bei organischen Fasern beruht die Festigkeitserhöhung auf der durch Verstrecken erzielten starken Orientierung der Molekülebenen. Derartige Orientierungen sind beim Glas nicht nachweisbar. Die Festigkeitseigenschaften der Glasfasern basieren in erster Linie auf dem Größeneffekt. Von großem Einfluß ist daher der Faserdurchmesser. Besonders hohe Zug- und auch Schwingfestigkeiten werden mit kleinen Durchmessern erreicht. Um hohe Druckfestigkeiten zu erzielen, ist eine dickere Faser etwas günstiger, da sie weniger knickgefährdet ist. Da die Fasern beim Ausziehen zuerst an der Oberfläche abkühlen, werden durch den später abkühlenden Faserkern aber auch Druckeigenspannungen an der Oberfläche erzeugt. Neben der stark verringerten Fehlstellendichte durch die Faserform ist dies – so nimmt man an – ein zusätzlicher Grund für die hohe Festigkeit von Glas in Faserform.

Je nach Zusammensetzung des Glases lassen sich unterschiedliche Festigkeitswerte und Elastizitätsmoduln erreichen. Überwiegend wird E-Glas (E=electrical) eingesetzt; die E-Glasfaser – entwickelt 1938 – setzt damit den *Standard*. Höherfest sind die sogenannten S-Glasfasern (1968) und die R-Glasfasern (S = Strength; R = Resistance) (Tabelle 3.1).

In der Literatur finden sich leicht unterschiedliche Angaben zur Festigkeit. Neben dem Einfluß der Prüfbedingungen (Faserlänge, Luftfeuchtigkeit, usw.) spielt die Empfindlichkeit der Glasfasern gegen mechanische Beschädigungen eine große Rolle! Es ist unbedingt auf eine sehr schonende Behandlung der Fasern zu achten. Schädigungen können bereits durch die bei der Verarbeitung unvermeidliche Reibung einzelner Filamente gegeneinander verursacht werden. Da darüber hinaus nie alle Filamente eines Strangs gleichmäßig tragen, werden einige stärker belastet und versagen vorzeitig. Die in Tabelle 3.1 angegebenen Werte sind Herstellerangaben und gelten für matriximprägnierte, aber unbeschädigte Fäden. Für in der Praxis verarbeitete Lamine sind die Werte etwas zu hoch; der Konstrukteur rechnet anstelle der Prospektwerte eher mit einer mittleren quasistatischen Festigkeit der unverstärkten E-Glasfaser von $R_f \approx 1\,800\text{ N/mm}^2$.

Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten der Glasfaser ist bis zum Bruch nahezu *linear, ideal elastisch*. Das bedeutet aber auch, dass sie kein plastisches (duktils) Verformungsvermögen besitzt und spröde bricht. Dies ist zunächst einmal eine äußerst *unerwünschte* Eigenschaft. Der Konstrukteur vermeidet Werkstoffe, die abrupt spröde versagen. Gewünscht sind Werkstoffe, die Kerb-Spannungsspitzen durch plastisches Fließen umlagern und damit entschärfen, die ihren Versagens-

beginn ebenfalls durch Fließen, also eine stärkere Zunahme von Deformationen ankündigen und die nach Fließbeginn noch eine Laststeigerung zulassen. Im Falle von Glasfaser-Kunststoff-Verbunden (GFK) ist die Beurteilung „Sprödbbruch“ jedoch zu relativieren. Da eine Festigkeitsverteilung der Filamente vorliegt, brechen diese nicht alle gleichzeitig, sondern nacheinander. Es liegt also kein klassisch schlagartiges Sprödbbruchverhalten vor. Durch das Abspleißen der ersten gebrochen Einzelfasern kündigt der Verbund den Versagensbeginn deutlich an, so dass man im Gegenteil – bei GFK – sogar von einem „gutmütigen“ Versagensverhalten sprechen kann.

Die *Kriechneigung* der Glasfaser ist sehr gering, eine zeitliche Veränderung der Fasersteifigkeit („Kriechmodul“) kann in der mechanischen Analyse meist vernachlässigt werden.

Tabelle 3.1. Daten verschiedener Glasfasertypen (C-Glas = chemikalienbeständigeres Glas; D-Glas = dielektrisch besonders transparentes Glas), (Herstellerangaben)

	E-Glas	R-Glas	S-Glas	C-Glas	D-Glas
E-Modul E_f in N/mm^2	73 000	86 000	86 810	71 000	55 000
G-Modul G_f in N/mm^2	29 920		35 578		
Querkontraktionszahl ν_f	0,22		0,22		
Therm. Ausdehnungsk. α_{Tf} in $10^{-6}/^\circ\text{C}$	5,1	4,1	5,58	7,2	3,5
Wärmeleitfähigkeit λ_f in $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$	1				
Zugfestigkeit $R_{f }^+$ in N/mm^2	2 400	3 600	4 500	2 400	1 650
Eigenschaftsverluste ab	300°C	350°C			
Dichte ρ_f in g/cm^3	2,54	2,55	2,49	2,51	2,14

3.3.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen

Die maximale Festigkeit des Glases wird bei tiefen Temperaturen um -180°C erreicht [3.11]; sie ist etwa doppelt so hoch wie bei 23°C . Tiefe Temperaturen sind also unkritisch! Unterwirft man allerdings Glasfasern längere Zeit höheren Temperaturen, so sinkt die Festigkeit ab. Die Größenordnung lässt sich aus Abb. 3.6 abschätzen.

Spezialgläser wie R- und S-Glas zeichnen sich gegenüber E-Glas durch eine wesentlich geringere Temperaturempfindlichkeit (thermal stability) aus. Sie sind zu wählen, wenn höhere Temperaturen lang andauernd ertragen werden müssen.

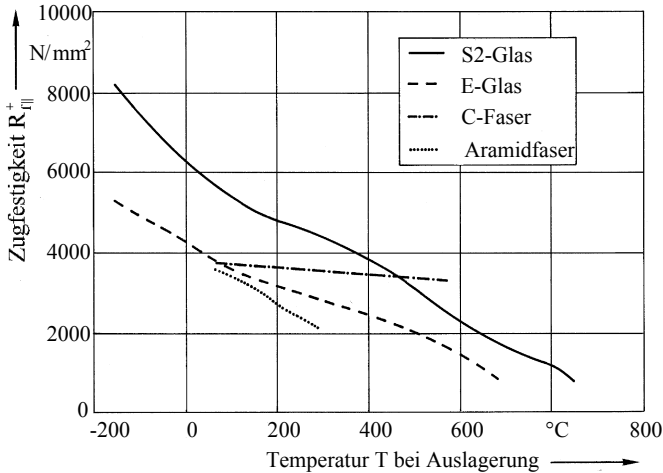


Abb. 3.6. Einfluss längerer Temperatur-Auslagerung (hier: 24 h) auf die Festigkeit der wichtigsten Verstärkungsfasern (nach [3.19])

3.3.4 Chemikalienbeständigkeit

E-Glasfasern sind weder für den Einsatz in stark saurer noch in stark alkalischer Umgebung geeignet, wenn die Fasern *direkt* mit den aggressiven Medien in Berührung kommen. Aus Abb. 3.7 kann der Konstrukteur entnehmen, um wieviel die Zugfestigkeit durch den Angriff korrosiver Medien reduziert wird. E-Glas zerfällt in Säuren mit $\text{pH} < 3$. Auch die Polymermatrix bildet für die Faser keinen absoluten Schutz. Durch Diffusion, insbesondere aber Mikrorisse können saure oder basische Medien zur Glasfaser vordringen. Sie laugen die Netzwerkbildner und -wandler aus. Zurück bleibt das Siliziumoxyd-Gerüst der Faser. Trocknen Fasern mit derartig ausgelaugten Oberflächen, so bilden sich unter Wirkung der in Längs- und Umfangsrichtung wirkenden Schrumpfspannungen spiralförmige Risse [3.27]. Abb. 3.7 zeigt, dass vor allem die höherwertigen S- und R-Gläser deutlich besser abschneiden. Eine gegen Säurekorrosion deutlich verbesserte E-Glasfaser ohne Boranteile aus dem Jahr 1980 ist die *ECR-Glasfaser* (E-Glas Corrosion Resistance). Inzwischen wurde sie von einer Weiterentwicklung – Handelsname Advantex® – abgelöst. Sie empfiehlt sich immer, wenn mit dem Angriff saurer Medien zu rechnen ist.

Besteht länger andauernder Kontakt mit korrosiven Medien, z.B. in Chemierohren oder Chemikalienbehältern so muss ein mechanisch belastetes Laminat aus E-Glasfasern vor dem direkten Angriff der aggressiven Medien geschützt werden. Dies kann durch dem Medium zugewandte zusätzliche Schichten, sogenannten *Linern*, z.B. aus besonders beständigen Thermoplasten, wie Polyvinylchlorid (PVC), Polyethylen (PE), Polypropylen (PP), Polyvinylidenfluorid (PVDF) usw.

geschehen. Der Liner garantiert zudem – besser als das Traglaminat – die Dichtigkeit.

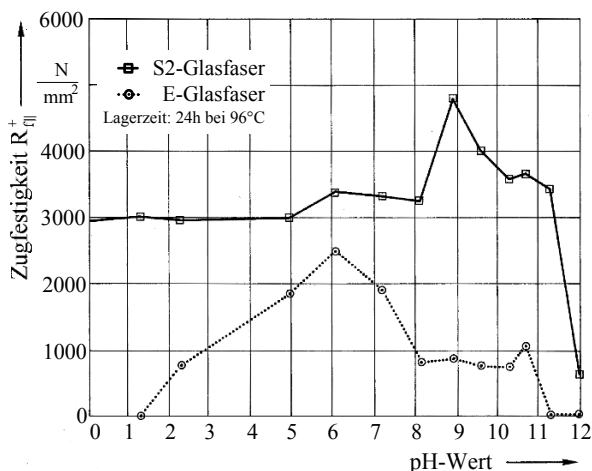


Abb. 3.7. Minderung der Zugfestigkeit verschiedener Glasfasertypen infolge des Angriffs saurer oder basischer Medien (nach [3.20])

Leider sind viele Linerpolymere wie Polypropylen schlecht verklebbar. Um eine gute Haftung einer Linerschicht zum Laminat mit einer Matrix auf Basis eines Ungesättigten Polyester- oder Epoxidharzes (UP, EP) zu erhalten, wird daher die Oberfläche der thermoplastischen Liner aufgeschmolzen und Gewebe hineingedrückt. Hierauf wird dann laminiert [3.25, 3.26]. Man hat damit zumindest eine *mechanische* Verankerung zwischen Liner und Traglaminat erzeugt. Eine Ausnahme bildet PVC; aufgrund der guten Haftung zu speziellen UP- und EP-Harzen erübrigt sich ein Haftvermittlergewebe.

Eine andere, vielfach angewandte Schutzmaßnahme besteht darin, Schutzlaminat mit Vliesen und Matten aus chemikalienbeständigerem C-Glas- oder ECR-Glas – sogenannte *Chemieschutzschichten* (CSS) – dem Traglaminat vorzuschalten. Dabei sind chemikalienbeständige Matrixsysteme zu verwenden, die außerdem über eine hohe Bruchdehnung verfügen. In zu spröden Matrices bilden sich frühzeitig Haarrisse, so dass Chemikalien mit niedrigem Ionenradius leicht zu den Fasern vordringen können. Selbstverständlich dimensioniert man dabei so, dass Rissbildung nicht auftritt. Hinweise zum Aufbau von Chemieschutzschichten finden sich in [3.32]. Der zweischalige Aufbau von Rohren und Behältern – Traglaminat plus entweder Liner oder Chemieschutzschicht – wird bewusst konstruiert, um den Vorteil zusätzlicher Redundanz zu gewinnen. Treten in der inneren Schutzschicht Risse auf, so verhindert das äußere Traglaminat ein sofortiges Austreten eines evtl. gefährlichen Mediums. Es sei jedoch darauf hingewiesen, dass Chemieschutzschichten bei höheren Temperaturen (160°C–200°C) – z.B. in Rauchgasanlagen – vermieden werden sollten. Aufgrund der deutlichen unter-

schiedlichen thermischen Dehnungen von Traglaminat und harzreicher chemie-schutzschicht besteht die Gefahr, dass sich die Schichten voneinander trennen, also großflächige Delaminationen auftreten [3.18]. Die Wandung wird ausschließlich als Traglaminat aufgebaut.

Obige Darstellung des Korrosionseinflusses darf jedoch *keinen falschen Eindruck* erwecken. Obwohl, wie dargestellt, auch Glasfasern von aggressiven Medien beeinträchtigt werden, besitzen Glasfaser-Lamine trotzdem eine *weitaus* höhere Korrosionsbeständigkeit als die meisten Metallwerkstoffe. Im überwiegenden Gebrauchsbereich, d.h. von etwa $\text{pH} = 5 - 7$, verfügt auch die Standard-E-Glasfaser über hervorragende Beständigkeiten. Inzwischen liegen auch sehr positive Langzeiterfahrungen mit GFK-Behältern im Chemieanlagenbau vor [3.30, 3.16]. Die gute Eignung von GFK bei korrosiv belasteten Bauteilen hat auch dazu geführt, stark geschädigte Betonbauteile mit GFK zu sanieren [3.24].

Es sei erwähnt, dass es auch spezielle Glasfasern zur Verstärkung von Beton gibt. Diese Fasern sind alkalibeständig eingestellt. Einsatzgebiete sind Fassadenplatten, Betonverkleidungen usw.

3.3.5 Elektrische Eigenschaften

Glasfasern eignen sich ausgezeichnet zur thermischen und elektrischen Isolation. Der spez. elektrische Widerstand liegt zwischen $\rho = 10^{14}$ bis $10^{15} \Omega\text{mm}^2/\text{m}$. GFK-Bauteile – deren Matrix natürlich ebenfalls gut isolierend sein muss – sind daher in der Elektrotechnik weit verbreitet. Bekannt sind die Verwendung in Leiterplatten und – aufgrund der ausgezeichneten Durchschlagsfestigkeit – in Hochspannungsanlagen, z.B. bei Isolatoren [3.3] und Transformatoren [3.15].

Eine spezielle Entwicklung ist das *D-Glas* (Tabelle 3.1), das sich durch seinen niedrigen dielektrischen Verlustfaktor auszeichnet. Es ist damit *transparent* gegenüber elektromagnetischen Wellen und wird zur Herstellung der Abdeckungen von Sende- und Radaranlagen verwendet. Typischerweise werden daher die Rumpfnasen von Flugzeugen aus D-Glas gefertigt.

3.3.6 Lieferformen

Die 5–24 μm dicken Filamente werden unmittelbar nach dem Ziehprozess auf Spinnspulen aufgewickelt. Es folgt das Umspulen zu Garnen (Glasfilamentgarne). Dabei erhält der Spinnfaden, bei dem die Filamente noch parallel liegen, eine bestimmte Anzahl von Drehungen. Dadurch wird das Faserbündel enger gebunden und lässt sich leichter weiter verarbeiten. Eine andere Variante sind Zwirne. Hierbei werden zwei oder drei Garne miteinander verdreht.

Fasst man mehrere Spinnfäden ungedreht zusammen, so erhält man einen Faserstrang, den sogenannten *assemblierten Roving*. Da die Spinnfäden im Roving nicht mit exakt gleichen Längen vorliegen, hat ein assemblierter Roving Durchhänge, und es ist demzufolge im Laminat bei Belastung keine Spannungsgleich-

heit in allen Fasern erreichbar. Günstiger – und daher für Präzisionsbauteile besser geeignet – ist der *Direktroving*. Er wird ohne den zusätzlichen Prozessschritt Assemblieren direkt mit der endgültigen Filamentanzahl gefertigt. Um dabei die Anzahl der Spinn Düsen beibehalten zu können, spinnt man die Filamente mit größerem Durchmesser, etwa 17–24 μm .

Eine spezielle Rovingform, die nicht nur längs, sondern auch etwas quer verstärkt ist der *Spinroving*. Durch spezielle Luftführung beim Spinnprozess erhält der Faserstrang Schlaufen. Sie liefern im Laminat eine gewisse Querverstärkung, wenn ansonsten vom Fertigungsverfahren her – z.B. der Pultrusion – nur eine unidirektionale Faserausrichtung möglich ist.

Als Sonderform wurden *Hohlfasern* (Abb. 3.8) entwickelt. Für den Konstrukteur ist vor allem ihre gegenüber kompakten Fasern um etwa 30 % niedrigere Dichte interessant ($\rho = 1,8 \text{ g/cm}^3$ gegenüber $\rho = 2,54 \text{ g/cm}^3$ [3.19]). Es gibt Untersuchungen, bei denen in *stabilitätsgefährdeten Bauteilen* Hohlglassfasern eingesetzt wurden [3.17]. Im Kern der Bauteilwand eingebracht, lässt sich die Wanddicke und damit die Biege- und Beulsteifigkeit erhöhen, ohne das Bauteilgewicht zu vergrößern! Bei Hohlfasern ist darauf zu achten, dass sich das Faserinnere nicht mit Matrix füllt. Der Gewichtsvorteil würde ansonsten zunichte gemacht. Leider ist gegenüber der Kohlenstofffaser kein Gewichtsvorteil erzielbar, so dass man für hohle Glasfasern kaum Einsatzgebiete nennen kann.



Abb. 3.8. Hohlglassfasern in einer Epoxidharz-Matrix (Quelle: DLR Braunschweig)

Die *Feinheit* eines Garns oder Rovings wird in der Einheit *tex* (g/km) angegeben. Handelsüblich sind bei Garnen Feinheiten 34, 68 oder 136 tex, bei Rovings 160, 320, 600, 900, 1200, 2400 und 4800 tex [3.37, 3.43, 3.45]. Garne werden zumeist zu textilen Halbzeugen weiterverarbeitet, z.B. zu Geweben; Rovings werden direkt zur Verstärkung, z.B. im Wickelverfahren eingesetzt. Lieferformen für die einzelnen Glasfasererzeugnisse finden sich [3.37, 3.38].

Die Rovings werden auf Spulen aufgewickelt geliefert. Der Verarbeiter kann eine Spule innen aufspannen und den Roving außen abziehen; dies ist der soge-

nannte *Außenabzug*. Er hat den Vorteil, dass sich der Roving beim Abspulen nicht um seine Längsachse verdreht, und die Filamente gut parallel ausgerichtet liegen. Man verwendet den Außenabzug, wenn höchste Laminatqualität gefordert ist. Hierzu gehört auch, dass ein Roving mit konstanter Fadenkraft abgelegt wird. Dazu müssen die Spulen bei schwankender Abzugsgeschwindigkeit beschleunigt und abgebremst werden können. Dies wiederum bedingt, dass für jede Spule eine Regelung vorgehalten wird. Die Kosten für die meist elektromotorische Spulenregelung sind recht hoch. Auch der manuelle Aufwand für den Spulenwechsel ist nicht zu unterschätzen, insbesondere wenn mit dem Ziel eines hohen Masseneintrags mit sehr vielen Rovings gleichzeitig gearbeitet wird. Es wird daher empfohlen, mit dem sogenannten *Innenabzug* zu arbeiten, bei dem der Roving aus der Spulenmitte abgezogen wird. Die Spule muss dazu nicht speziell gelagert werden. Man kann direkt von der Lieferpalette herab arbeiten, ohne einen gesonderten Spulenständer zu benötigen. Der Nachteil, dass sich der Roving pro Innenumfang der Spule einmal um seine Längsachse dreht, ist vernachlässigbar. Die Abzugskraft wird einfach, aber reproduzierbar dadurch eingestellt, dass man die Rovings über eine Bolzenreihe umgelenkt und so definierte Reibkräfte einstellt.

3.4 Kohlenstofffasern

Kohlenstoff-, Carbon- oder C-Fasern (carbon fibers) sind unter den Verstärkungsfasern wohl diejenigen mit den herausragendsten Eigenschaften. Aus der Erkenntnis heraus, dass mit Glasfasern aufgrund des niedrigen Elastizitätsmoduls viele Bauteile wegen zu niedriger Steifigkeit nicht ausführbar sind, machte man sich Ende der 50er Jahre auf die Suche nach Alternativen. Geeignete Ausgangsstoffe sind – aufgrund der gewünschten niedrigen Dichte – Elemente aus den ersten beiden Reihen des Periodensystems, wie z.B. B, C, Si. Eine weitere Voraussetzung für eine hohe Festigkeit und Steifigkeit sind starke atomare Bindungen. Früh am Markt verfügbar waren Borfasern, hergestellt durch Aufdampfen von Bor auf Wolframfasern. Zwar werden sehr hohe Festigkeiten und Steifigkeiten erreicht, jedoch sind Borfasern schwierig verarbeitbar, da der Faserdurchmesser mit etwa 50 µm recht groß ist. Inzwischen hat die Kohlenstofffaser aufgrund ihrer überragenden Eigenschaften die Borfaser nahezu vollständig verdrängt.

3.4.1 Herstellung

Mit aus Baumwollgarnen oder Bambusfasern hergestellten Kohlenstofffasern experimentierte man schon um 1878 mit dem Ziel, langzeitbeständige Fäden für Glühlampen zu erzeugen (*Edison, Swan*). Diese Fasern haben jedoch mit den modernen Verstärkungsfasern wenig gemeinsam.

Elementarer Kohlenstoff kommt in der Natur nur in Form von Naturgraphit oder Diamant vor; beide sind aber wegen Unschmelzbarkeit und Unlöslichkeit nicht direkt – z.B. im Spinnverfahren – zur Herstellung von Kohlenstofffasern

geeignet. Daher untersuchte man folgende Verfahren für das Erzeugen von faserförmigem Kohlenstoff:

- chemisches Abscheiden von Kohlenstoff auf Trägerdrähten
- Abbau von vorgeformten organischen Fasern.

Letzteres Verfahren brachte den großtechnischen Durchbruch. Die ersten hochfesten Kohlenstofffasern wurden auf Basis von Cellulosefasern hergestellt. Die Kohlenstoffausbeute war jedoch gering. 1961 wurde berichtet, dass die weitverbreitete Textilfaser Polyacrylnitril (PAN) ein geeignetes Ausgangsmaterial für C-Fasern sei. Seit 1971 hat sich dieses Faservorprodukt (Precursor) soweit durchgesetzt, dass über 90 % des Marktes hierauf basiert. Die Vorteile des PAN-Ausgangsmaterials liegen darin, dass eine Kohlenstoffausbeute von 55 Gew.-% und außerdem sehr hohe Elastizitätsmoduln ($\approx 450\,000\text{ N/mm}^2$) und Zugfestigkeiten ($\approx 7\,000\text{ N/mm}^2$) einstellbar sind. Hauptvorteil ist jedoch die Möglichkeit, hohe Bruchdehnungen von bis zu 3 % zu erreichen. Dies wirkt sich auf die Schlagzähigkeit von CFK-Bauteilen positiv aus.

PAN ist ein Standardprodukt der Textilindustrie und damit preisgünstig verfügbar (textile type). Für hochwertige C-Fasern wird die PAN-Faser allerdings speziell eingestellt (aero-grade type); sie wird nach dem Spinnen stärker verstreckt, um für die Graphitebenen eine Vororientierung zu erreichen. Ein anderes, industriell genutztes Ausgangsmaterial ist Petroleum- oder Steinkohlen-Pech. Durch thermische Behandlung in eine Flüssigkristallphase (Mesophase) umgewandelt, wird im anschließenden Schmelz-Spinnprozess eine Faser mit sehr hoher Orientierung parallel zur Faserachse gewonnen. Die weiteren Verarbeitungsschritte der Pechfaser (pitch fiber) bis zur C-Faser ähneln denjenigen der PAN-Basis.

Die Herstellung von C-Fasern vollzieht sich in folgenden Schritten:

- Stufe 1: *Stabilisieren*, d.h. Überführen des thermisch nicht stabilen PAN-Ausgangsmaterials bei 180–350 °C in oxidativer Atmosphäre in eine unschmelzbare Struktur. Dieser Schritt wird an Luft und unter definierter Zugspannung durchgeführt, ansonsten schrumpfen die Fasern und reißen.
- Stufe 2: *Carbonisierung* unter Stickstoffatmosphäre und ohne Spannung bei hoher Aufheizgeschwindigkeit (ca. 600 °C/min) und Temperaturen bis 1 500 °C. Die Schrumpfung der oxidativ vollstabilisierten Fasern während der Verkokung ist linear und beträgt nur etwa 0,01 %/°C. Innerhalb dieser zweiten Stufe findet ein thermischer Abbau der Faser statt, d.h. die Nicht-Kohlenstoffatome werden abgespalten, und es bilden sich Kohlenstoffringe. Der Masseverlust beträgt etwa 50 %.
- Stufe 3: Je nach gewünschtem Elastizitätsmodul (Abb. 3.9) werden die Fasern bei Temperaturen von 2 000–3 000 °C einer *Graphitierung* unterworfen. Je höher die Ausgangsfaser orientiert ist und je stärker die Fasern während des Stabilisierens, Carbonisierens und der Graphitierung verstreckt werden, um so mehr erhöht sich die Orientierung der Graphitebenen parallel zur Faserachse! Auf diese Weise lässt sich der E-Modul der Faser steigern, bzw. in weiten Bereichen variieren (Abb. 3.10). In Schutzgasatmosphäre und bei Temperaturen

zwischen 1 200–1 500 °C entstehen hochfeste, oberhalb 2 200 °C Hochmodul-, und bei Temperaturen bis 3 000 °C Ultrahochmodul-Fasern. Mit dem E-Modul steigt auch die Dichte an (Tabelle 3.2).

- Stufe 4: Den Abschluss einer C-Faser-Fertigungslinie bildet die Station zur Oberflächenbehandlung der C-Fasern. Wie bei allen festen Kohlenstoffen, so können auch auf C-Faser-Oberflächen stabile *Oberflächenoxide* erzeugt werden, die mit funktionellen Gruppen der Polymermatrix *chemisch* reagieren [3.6]. Diese Oberflächenoxide verbessern deutlich die Haftung der Matrix zur C-Faser. Die Oxidation kann nasschemisch (Salpetersäure) oder thermisch, z.B. an Luft bei $T > 400$ °C erfolgen. Nicht zu verwechseln ist die oxidative Oberflächenbehandlung mit dem Aufbringen einer Schlichte.
- Stufe 5: Wie bei Glasfasern werden dünne Polymerschichten zum Schutz der Fasern bei der Weiterverarbeitung und zur Verbesserung der Haftung aufgebracht. Meist werden modifizierte Epoxidharze als Schlichte verwendet. Hochtemperaturbeständige Matrixsysteme, wie die Thermoplaste Polyetheretherketon (PEEK) oder Polysulfon (PSU), aber auch schon Polyamid 6.6 benötigen temperaturbeständige Schichten. Es gibt allerdings auch ungeschlichtete Fasern am Markt.

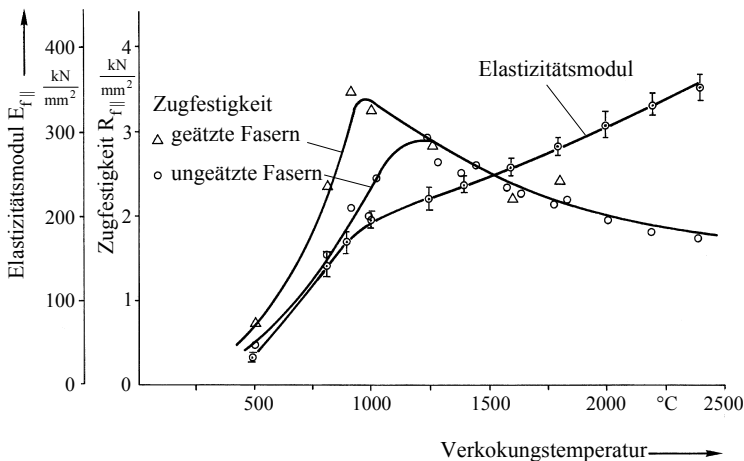


Abb. 3.9. Elastizitätsmodul und Zugfestigkeit von C-Fasern als Funktion der Behandlungstemperatur sowie Auswirkung der Oberflächenbehandlung auf die Zugfestigkeit (nach [3.22])

Graphit ist aus einzelnen Schichten aufgebaut. Die hohe Festigkeit und der hohe E-Modul der C-Fasern basieren auf der starken Bindung der Graphitkristalle in der Schichtebene (Abb. 3.11). In dieser Richtung lässt sich aus der Bindungsenergie des Graphit-Einkristalls theoretisch ein Elastizitätsmodul von 1 050 000 N/mm² und eine Festigkeit von 100 000 N/mm² ableiten. Diese Werte lassen sich in realen C-Fasern aufgrund immer vorhandener Defekte nicht erreichen.

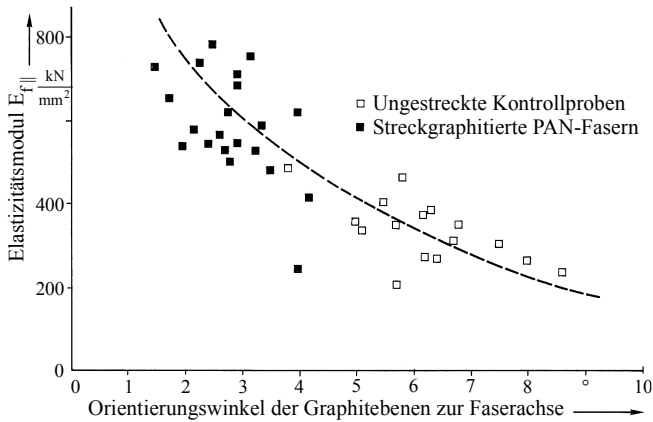


Abb. 3.10. Abhängigkeit des E-Moduls von C-Fasern von der Orientierung der Graphitebenen (nach [3.22])

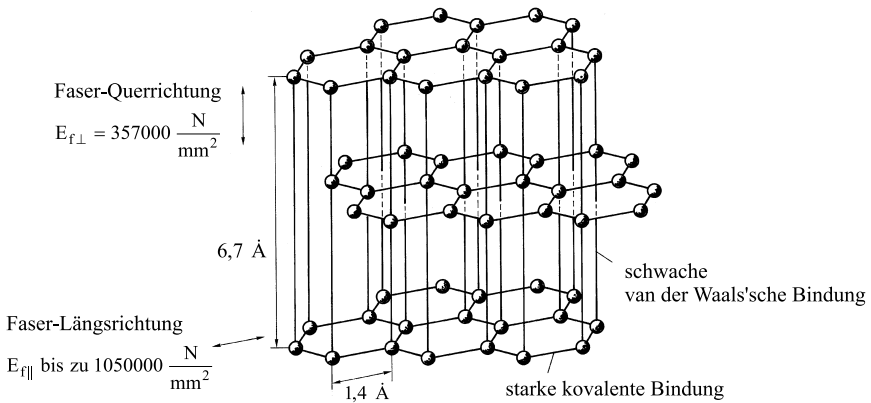


Abb. 3.11. Elementarzelle des Graphitkristalls

Hochauflösende mikroskopische Aufnahmen zeigen, dass eine C-Faser als Faser-Matrix-Verbund aufgebaut ist: Fibrillen eingelagert in amorphem Kohlenstoff. Die C-Faser erhält ihre hohe Steifigkeit und Festigkeit von den Fibrillen, die im Vergleich zur Kohlenstoffmatrix eine wesentlich höhere Steifigkeit und Festigkeit besitzen. Damit spielt der Fibrillenanteil eine entscheidende Rolle. Es wurde an verschiedenen C-Fasern ein Fibrillenanteil von 35–63% gefunden. Von Bedeutung ist auch die Fibrillen-Anordnung. Fasern mit unregelmäßiger Verteilung der Fibrillen im Faserquerschnitt und Fasern mit groben, zusammen geklumpten dickeren Fibrillen zeigten niedrigere Festigkeiten. Weitere Ursachen für festigkeits-reduzierende Defekte in C-Fasern sind Fehler der Ausgangsfasern, Beschädigung

gen bei der Fertigung der C-Fasern sowie bei der Verarbeitung zum Laminat. Eine höhere Reinheit der PAN-Ausgangsfasern ist eine wichtige Maßnahme, Steifigkeit und Festigkeit zu erhöhen. Oberflächenfehler werden am Ende der Fertigungslinie durch Ätzen der Faseroberfläche entschärft. Die Einebnung der Oberflächenkerben erbringt eine deutliche Festigkeitssteigerung (Abb. 3.9).

3.4.2 Mechanische Eigenschaften

Kohlenstofffasern besitzen – aus der Sicht des Faserverbund-Konstrukteurs betrachtet – nahezu ausschließlich Vorteile:

- C-Fasern sind sehr leicht, ihre Dichte ($\rho_f \approx 1,8 \text{ g/cm}^3$) liegt deutlich unter derjenigen von Glasfasern ($\rho_f \approx 2,54 \text{ g/cm}^3$). Hochmodulige Fasern zeigen geringfügig höhere Dichten. Jedoch variiert die Dichte insgesamt nur sehr geringfügig, obschon man dies vermuten könnte, wenn man es von den großen Steifigkeitsunterschieden zwischen Standard- und Hochmodulfasern herleitet.
- Sie verfügen über *extrem hohe Festigkeiten* und *sehr hohe Elastizitätsmoduln*. Beide mechanischen Größen sind zudem in weiten Bereichen bei der Herstellung der Fasern einstellbar. Dem Konstrukteur bietet sich damit die besondere Möglichkeit, den C-Fasertyp passend zu den Anforderungen der jeweiligen Konstruktion auswählen zu können.
- Hohe Festigkeitswerte lassen sich nicht nur bei statischer Belastung erzielen. Kohlenstofffasern weisen auch eine exzellente Ermüdungsfestigkeit auf. Diese Eigenschaft macht sie insbesondere für den Flugzeugbau interessant und ist der entscheidende Vorteil gegenüber Aluminium.
- Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm von C-Fasern verläuft vom Ursprung an zunächst linear elastisch. Später, in Nähe der Bruchspannung, wird der Verlauf progressiv, d.h. die Steifigkeit nimmt zu (etwa 10 %). Es wird vermutet, dass bei hohen Spannungen eine *zunehmende Ausrichtung* der Graphitkristallebenen in Lasterichtung erfolgt, die die Steifigkeitszunahme bewirkt.
- Aufgrund der *Ausrichtung* der starken kovalenten Bindungen des Graphitkristalls in Faserlängsrichtung verhält sich die C-Faser – im Gegensatz zur Glasfaser – deutlich *anisotrop*. Für den Faserverbund-Konstrukteur ist dabei vor allem von Interesse, dass sich die Elastizitätsmoduln in Faserlängs- und Querrichtung um eine Größenordnung unterscheiden.
- Für den Konstrukteur ist es „einfacher“ mit Kohlenstofffasern zu konstruieren als mit Glasfasern. Aufgrund der hohen Steifigkeit der C-Fasern ziehen diese die Lasten auf sich und entlasten dabei gewissermaßen die deutlich schwächere Matrix und die Verklebung Faser-Matrix. Daher treten in CFK-Laminaten Risse in der Matrix oder der Grenzfläche zwischen Faser und Matrix erst bei deutlich höheren Spannungen auf als bei GFK-Laminaten.
- Neben den mechanischen Eigenschaften Elastizitätsmodul und Festigkeit betrifft die Anisotropie auch den thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Dieser ist quer zur Faserrichtung positiv, jedoch in Faserrichtung *negativ*; dies um so

mehr, je höher die Graphitkristalle ausgerichtet, d.h. je höher der faserparallele Elastizitätsmodul ist. Diese Eigenschaft lässt sich gezielt ausnutzen. So kann bei Bauteilen, bei denen thermische Ausdehnungen wegen hoher Genauigkeitsanforderungen unerwünscht sind, ein thermischer Ausdehnungskoeffizient $\alpha = 0$ eingestellt werden! Dies funktioniert bei Standard-C-Fasern jedoch nur in einer Richtung, vorzugsweise also bei Stabstrukturen.

- C-Fasern sind in großem Umfang beständig gegen die meisten Säuren und Alkalien und zeigen hervorragende Verträglichkeiten mit allen synthetischen Polymeren, aber auch mit menschlichem Gewebe und Knochen (*Biokompatibilität*).
- C-Fasern sind für Röntgenstrahlung durchlässig, was insbesondere in der Medizintechnik genutzt wird.

Jedoch müssen bei den Kohlenstofffasern auch Nachteile in Kauf genommen werden:

- Das Bruchverhalten der Fasern ist für einige Anwendungen unerwünscht spröde, die Bruchdehnung manchmal zu gering. Allerdings wurden auf Nachfrage der Luftfahrtindustrie Fasern mit höherer Bruchdehnung entwickelt. Ungünstigerweise lässt sich bei CFK eine Beschädigung infolge Schlag schlecht mit bloßem Auge erkennen. Brüche und Schichtentrennungen (*Delaminationen*) liegen innerhalb des Laminats und sind aufgrund der Undurchsichtigkeit des CFK-Laminats nicht sichtbar. Es bleibt nur eine zerstörungsfreie Werkstoffprüfung, z.B. mittels Ultraschall. Die durch einen Schlag möglicherweise aufgetretenen Schichttrennungen reduzieren die Biegesteifigkeit und damit die Knick- und Beulsteifigkeit des Laminats. Klassischerweise werden daher schlaggefährdete Lamine – das sind fast alle Strukturanwendungen im Flugzeug-, Schiffs- und Fahrzeugbau – dem CAI-Test (compression after impact) unterworfen. Mittels Fallgewichten definiert schlagbeanspruchte Laminatplatten werden anschließend in der Plattenebene druckbelastet und die Restfestigkeit überprüft. Schlagempfindliche Lamine weisen großflächige Delaminationen und damit niedrige CAI-Werte auf.
- Die faserparallele *Druckfestigkeit* bleibt hinter der Zugfestigkeit zurück. Für einige Strukturen ist dieser Festigkeitswert limitierend. Daher zielt man bei vielen C-Faser-Anwendungen nicht auf höchste Faser-Zugfestigkeiten, sondern eher auf ein ausgewogenes Eigenschaftsprofil.
- Aufgrund der Undurchsichtigkeit der Faser ist es schwierig zu kontrollieren – insbesondere bei der handwerklichen Verarbeitung – ob die Fasern ausreichend mit Matrixharz benetzt sind. Es wird empfohlen, sicherheitshalber mit Harzüberschuss zu arbeiten, der durch aufgelegte und nach dem Aushärten der Matrix wieder abgeschälte Sauggewebe auf den Sollwert reduziert wird.
- Eckradien müssen aufgrund der hohen Fasersteifigkeit im Vergleich zu Glasfasern deutlich größer gehalten werden, ansonsten können die Fasern nur mit Anpressdruck in engen Radien gehalten werden.
- Der zentrale, in vielen Anwendungsfällen nicht akzeptable *Nachteil* – er ist der Grund, warum viele Strukturbauteile weiterhin konventionell in Stahl oder A-

luminium gefertigt werden – ist der hohe Faserpreis. Er ist deutlich höher als der Preis der E-Glasfaser! Der Preis steigt mit dem Elastizitätsmodul der Faser und mit der Feinheit des Garns. Rovings sehr hoher tex-Zahl, d.h. Filamentzahlen > 24000 sind deutlich preisgünstiger als feine Garne mit nur 1000 oder 3000 Filamenten.

Im Laufe der Entwicklung hat man verschiedene C-Faserklassen entwickelt; sie orientieren sich anhand der Faserfestigkeiten und Steifigkeiten:

- HT-Fasern = High Tenacity (hochfest), *Standardtyp*
- ST-Fasern = Super Tenacity, höhere Festigkeit als HT
- IM-Fasern = Intermediate Modulus, höherer Modul als Standardtyp
- HM-Fasern = High Modulus (Hochmodulfasern)
- UHM-Fasern = Ultra High Modulus

Tabelle 3.2. Daten verschiedener Kohlenstofffasertypen (PAN-Basis), (Herstellerangaben).

	HT-Faser	ST-Faser	IM-Faser	HM-Faser	UHM-Faser
E-Modul längs $E_{\parallel}$ in N/mm ²	230 000	245 000	294 000	392 000	450 000
E-Modul quer $E_{\perp}$ in N/mm ²	28 000			15 200	
G-Modul $G_{\parallel}$ in N/mm ²	50 000			28 600	
Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$	0,23			0,2	
Therm. Ausdehnungskoeff. längs $\alpha_{T\parallel}$ [10 ⁻⁶ /°C]	-0,455			-1,08	
Therm. Ausdehnungskoeff. quer $\alpha_{T\perp}$ [10 ⁻⁶ /°C]	12,5			31	
Zugfestigkeit $R_{f\parallel}^+$ in N/mm ²	3 430	4 510	4 210	2 450	2 150
Dichte ρ_f in g/cm ³	1,74	1,8	1,74	1,81	1,9

Die Daten können für Vorauslegungen verwendet werden. Für eine präzise Dimensionierung sind die Daten der tatsächlich eingesetzten Fasern einzuholen. Evtl. muss man die Daten selbst experimentell bestimmen.

3.4.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen

Die Steifigkeit der C-Fasern ist in guter Näherung temperaturinvariant. Damit ist auch der Temperatureinfluss auf die Steifigkeit des Laminats in der faserdominierten parallelen Richtung vernachlässigbar.

Die Temperaturbeständigkeit von C-Fasern ist außerordentlich gut; sie ist den anderen Verstärkungsfasern – Glas- und Aramidfaser – deutlich überlegen (Abb. 3.6). Die thermische Stabilität beruht auf der Unschmelzbarkeit des Kohlenstoffes bis 4 000 °C. Die mechanischen Eigenschaften bleiben in *nichtoxydierender* Atmosphäre bis zu Temperaturen von etwa 2 000 °C erhalten. Bei Luftzutritt liegt die Temperaturgrenze eher bei 400 °C. Dies ist einfach durch Wiegen des Masseverlustes überprüfbar. Fasern mit hohem Graphitierungsgrad, also

Hochmodulfasern, oxidieren weit weniger und können bei noch höheren Temperaturen eingesetzt werden.

Da C-Fasern zu über 90 % aus Kohlenstoff bestehen, besitzen sie einen extrem niedrigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten und eine gute Wärmeleitfähigkeit.

3.4.4 Elektrische Eigenschaften

Kohlenstofffasern sind elektrisch gut leitend. Der spez. elektrische Widerstand liegt zwischen $\rho = 8$ (HM-Faser) und 20 (HT-Faser) $\Omega\text{mm}^2/\text{m}$. Diese Eigenschaft hat mannigfaltige Auswirkungen:

- CFK ist nicht als elektrisches Isolationsmaterial geeignet.
- Man kann Lamine durch Anlegen einer elektrischen Spannung widerstands- heizen. Auch eine Induktionserwärmung von C-Faserlaminaten ist möglich. Dazu sollten die Fasern viele leitfähige Kontaktpunkte haben, sich also im Laminat häufig kreuzen (Gewebe). Liegt eine thermoplastische Matrix vor, so kann sie auf diese Weise über Schmelztemperatur erhitzt werden. C-Faser-Komponenten sind also induktiv schweißbar.
- CFK ist elektromagnetisch undurchsichtig und eignet sich zur Abschirmung.
- Zwischen C-Fasern und Metallen tritt bei Vorhandensein eines Elektrolyten eine elektrochemische Spannungsdifferenz auf. Einige Metalle werden zur Anode und korrodieren stark. Daher sind CFK-Strukturen, die in feuchter Umgebung eingesetzt werden, nur mit Titan oder rostfreien Stählen direkt kombinierbar, leider jedoch nicht mit dem Leichtbauwerkstoff Aluminium! Hier müssen besondere Isolationsmaßnahmen ergriffen werden.
- C-Faser-Bruchstücke und C-Faserabrieb dürfen wegen Kurzschlussgefahr auf keinen Fall in elektrische Maschinen und elektronische Geräte eindringen. Sie dürfen auch nicht in das elektrische Feld eines Mikrowellenofens geraten.

3.4.5 Lieferformen

Der Durchmesser einzelner C-Faserfilamente beträgt etwa 5–10 μm . Die Feinheit von Faserbündeln – Garnen oder Rovings – wird wie bei Glasfasern in tex angegeben. Das Bezeichnungssystem findet sich in [3.50]. Häufig unterscheidet man jedoch nach der Anzahl der in einem Roving zusammengefaßten Filamente. Handelsüblich sind 1 k, 3 k, 6 k, 12 k und 24 k Rovings, wobei k für 1 000 Filamente steht. Standard, d.h. vergleichsweise kostengünstig, sind 12 k und 24 k Rovings. 12 k entspricht bei der Standardfaser 800 tex. Inzwischen gibt es aber auch 45 k und 400 k Rovings (heavy tows). Die technischen Lieferbedingungen sind in [3.33, 3.40] niedergelegt.

3.5 Aramidfasern

Polymerfasern werden als Verstärkungsfasern in Faser-Kunststoff-Verbunden seltener eingesetzt. Zwar existieren eine Reihe hochfester Fasern mit punktuell ausgezeichneten Eigenschaften. Leider weisen sie aber selten ein ausgewogenes Eigenschaftsprofil auf. Theoretisch können – mittels eines sehr hohen Kristallinitätsgrads – ausgezeichnete Steifigkeiten und Festigkeiten erreicht werden. Sie ergeben sich aus den Werten der Molekülketten in ihrer Längsorientierung und sind mittels Ultraschall bestimmbar. In einigen Fällen hat man schon über 75 % der theoretisch möglichen Steifigkeiten erreicht.

Breitere Anwendung haben bislang nur Aramidfasern und Polyethylenfasern gefunden. Die Aramidfaser war die erste polymere Hochleistungsfaser, die Anfang der 70er Jahre auf den Markt kam. Es wurden sehr hohe Erwartungen in sie gesetzt. Dementsprechend ist sie ausgiebig untersucht worden und es liegen zahlreiche Forschungsergebnisse vor. Neuere Fasern werden an der Aramidfaser gemessen.

3.5.1 Herstellung

Die Aramidfaser (Handelsnamen *Kevlar®*, *Twaron®*, *Technora®*) ist ein aromatisches Polyamid (Para-Aramid) und wird als flüssig-kristalline Lösung versponnen und anschließend bei erhöhter Temperatur gereckt. Wie bei Glas- und Kohlenstofffasern wird teilweise auch hier zum Abschluss des Prozesses eine Schutzschicht, eine sogenannte *Avivage* aufgebracht. Diese Avivagen ergeben zu Epoxidharzen eine ausreichende Haftung.

3.5.2 Mechanische Eigenschaften

Aufgrund der starren Kettenmoleküle der Aramidfaser lässt sich beim Spinnen und anschließendem Heißverstrecken ein sehr *hoher Orientierungsgrad*, eine sehr gute Ausrichtung der kristallinen Ebenen von etwa 9°, und damit hohe Festigkeitswerte und Elastizitätsmoduln erzielen. Aramidfasern bieten daher eine Reihe von Vorteilen:

- Ihre Dichte ist mit $1,45 \text{ g/cm}^3$ kleiner als diejenige der C-Faser und deutlich kleiner als diejenige der Glasfaser. Sie gehört damit zu den *leichtesten* Verstärkungsfasern. Wenn extremer Leichtbau gewünscht ist, verwendet man gern Aramidfasern. Bei größeren Bauteilen lassen sich – insbesondere gegenüber GFK – erhebliche Gewichtseinsparungen realisieren.
- Aramidfasern werden in verschiedenen Steifigkeiten angeboten. Als Verstärkungsfaser kommen nahezu ausschließlich Hochmodultypen zum Einsatz. Kennwerte finden sich in Tabelle 3.3.

- Die Zugfestigkeiten liegen oberhalb derjenigen der Glasfaser, der Elastizitätsmodul ist nahezu doppelt so hoch. Auch die Ermüdungsfestigkeit ist sehr gut und derjenigen der Glasfaser überlegen. Diese Werte gelten nur in Faserrichtung, denn auch diese Faser ist, wie die C-Faser, stark *anisotrop*. Der thermische Ausdehnungskoeffizient in Faserrichtung ist deutlich negativ.
- Die Dämpfung ist um eine Größenordnung höher als bei Glas- und Kohlenstofffasern.
- Herausragend ist vor allem die hohe Zähigkeit der Aramidfasern. Die Faser bietet einen sehr hohen Widerstand gegen Rissausbreitung. Sie wird daher häufig in schlagbeanspruchten Laminaten eingesetzt. So werden z.B. sogenannte Mischgewebe, ein Gemisch aus C- und Aramidfasern, verwendet, um die unzureichende Schlagzähigkeit einer reinen CFK-Konstruktion zu verbessern. Die im Laminat enthaltenen Aramidfasern verhindern das völlige Auseinanderbrechen einer reinen CFK-Struktur bei Schlagbelastung. Beide Fasertypen ergänzen sich also. Eingesetzt werden solche Mischgewebe insbesondere in Strukturen, die der passiven Sicherheit dienen, z.B. in Rümpfen von Sportflugzeugen, Fahrgastzellen von Rennsportwagen (Monocoques) usw.
Die sehr hohe Widerstandsfähigkeit der Fasern gegen mechanisches Durchtrennen wird in Produkten wie Arbeits-Schutzbekleidungen und Schutzhandschuhen genutzt. Sie werden bei erhöhter Gefahr von Schnittverletzungen getragen. Auch im Sportbereich werden – wenn Schürfverletzungen drohen – Aramidfasern als Schutzgewebe in der Bekleidung eingesetzt (outdoor, trekking).
Ein besonderes Einsatzgebiet, für das sich Aramidfasern, aber auch hochfeste Polyethylenfasern sehr gut eignen, ist der ballistische Schutz. Dabei werden die Fasern ohne Matrixsystem in textilen Strukturen, z.B. in Schutzwesten, eingesetzt, aber auch zusammen mit hochzähen Matrixsystemen – z.B. Polyurethanen – in Schutzplatten, Helmen usw. Hier kommt eher der niedrigmodulige Typ zum Einsatz.
- Eine weniger bekannte Möglichkeit ist es, Aramidfasergewebe als Rissstopperschichten in Laminaten einzusetzen. Dies empfiehlt sich immer, wenn in einer Einzelschicht eines Laminats frühzeitig Risse auftreten, die dann die noch tragenden Nachbarschichten ankerben und vorzeitiges Versagen herbeiführen. Dies kann zuverlässig durch Einfügen eines dünnen Aramidfasergewebes verhindert werden. Dabei dürfte die Niedrigmodulfaser aufgrund ihrer hohen Bruchdehnung besonders gut geeignet sein.
- Der größte Teil der Weltproduktion wird als Verstärkungsfasern in Reifen, Keil- und Zahnriemen, Hydraulikschläuchen, Tauen usw. eingesetzt.

Der Konstrukteur muss jedoch insbesondere die Nachteile der Aramidfaser beachten:

- Aramidfasern verfügen nur über eine *geringe Druckfestigkeit* parallel zur Faserrichtung. Während im Verbund bei GFK die Zug- und Druckfestigkeiten parallel zur Faserrichtung nahezu gleich hoch sind, erreicht bei Aramidfaser-Kunststoff-Verbunden die Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$ nur 20 % der Zugfestigkeit $R_{\parallel}^+$!

Wiederholte Stauchungen über $\epsilon_{\parallel}^- \geq -0,8\%$ reduzieren sogar die Zugfestigkeit. Die Ursache ist Stabilitätsversagen *innerhalb* der Faser-Mikrostruktur.

- Die Faser nimmt Wasser auf. Dies kann zu Haftungsproblemen mit der Matrix führen, insbesondere bei Epoxidharzen mit Anhydridhärtern. Aramidfasern müssen vor der Tränkung mit Matrixharz unbedingt getrocknet werden. Im Verbund wird die Feuchteaufnahme dann eher von der Matrix dominiert.
- Aramidfasern werden durch UV-Licht abgebaut. Da sich damit auch die Festigkeit etwas verschlechtert, sind Faserhalbzeuge lichtgeschützt zu lagern. Bei Bauteilen ist dies jedoch unproblematisch, da Lamine einfach mit pigmentierten Lacken abgedeckt werden können.
- Bei Langzeit-Belastung ist zu beachten, dass die Faser geringfügig kriecht.
- Der Vorteil der hohen Zähigkeit wandelt sich bei der *Bearbeitung* in einen Nachteil. Aramidfasern und daraus hergestellte Lamine lassen sich aufgrund der hohen Faser-Zähigkeit mechanisch nur mit Spezialwerkzeugen, d.h. speziellen Scheren und Bohrern (Fasern müssen auf *Zug* beansprucht und dabei geschnitten werden) mit akzeptablem Ergebnis bearbeiten. Bei handwerklicher Verarbeitung ist am besten der Zeitpunkt kurz nach dem Anhärtens der Matrix, also der lederartige Zustand zu wählen. Völlig ausgehärtete Lamine besäumt man mit gutem Ergebnis auf Wasserstrahl-Schneidanlagen. Eine andere Methode, um z.B. das Besäumen zu vereinfachen, ist es, Aramidverstärkungen nicht bis zu den Bauteilrändern gehen zu lassen, sondern überlappend die Ränder in GFK auszuführen. Ähnlich verfährt man mit Bauteilen, bei denen mit Reparaturen gerechnet werden muss. Man positioniert die schlecht anschleifbaren Aramidfasern nicht an der Laminatoberfläche, sondern deckt sie mit Glasgewebe ab.
- Der Preis liegt zwischen dem der Glas- und der Kohlenstofffaser. Sollen GFK-Bauteile substituiert werden, so ist der Preis manchmal inakzeptabel.

Tabelle 3.3. Daten verschiedener Aramidfasertypen (Herstellerangaben)

	Standardtyp hochzäh	Hochmodultyp hochsteif
E-Modul längs $E_{\parallel}$ in N/mm ²	67 000	130 000
E-Modul quer $E_{\perp}$ in N/mm ²		5 400 ^a
G-Modul $G_{\parallel}$ in N/mm ²		1 450 ^a
Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$		0,32 ^a
Therm. Ausdehnungskoeff. längs $\alpha_{T\parallel}$ [$10^{-6}/^{\circ}\text{C}$]	-2	-2
Therm. Ausdehnungskoeff. quer $\alpha_{T\perp}$ [$10^{-6}/^{\circ}\text{C}$]	12,5	17
Zugfestigkeit $R_{f\parallel}^+$ in N/mm ²	2 800	2 800
Dichte ρ_f in g/cm ³	1,44	1,45

^a aus Laminatdaten rückgerechnet.

3.5.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen

Der Elastizitätsmodul und die Zugfestigkeit der Aramidfaser wird stärker als bei Glas- und C-Fasern von der Temperatur beeinflusst. Niedrige Temperaturen erhöhen, hohe Temperaturen erniedrigen vor allem die Zugfestigkeit. Aus Abb. 3.12 kann der Konstrukteur den relativen Festigkeitsabfall ablesen.

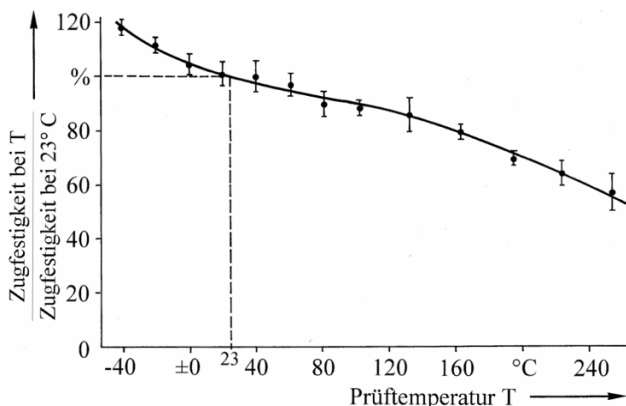


Abb. 3.12. Einfluss erhöhter Prüftemperaturen auf die Zugfestigkeit einer Aramidfaser (nach [3.10])

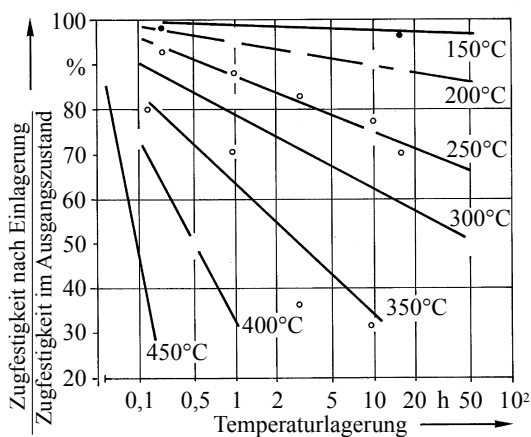


Abb. 3.13. Restzugfestigkeit eines Aramidgarns nach länger dauernder Temperaturlagerung, Prüftemperatur 23°C (nach [3.10])

Auch bei -196°C zeigt die Faser keine Versprödung. Eher ist auf hohe Temperaturen zu achten. Wichtig ist die Dauer der Temperatureinwirkung. Abb. 3.13

zeigt die Restzugfestigkeit bei 23°C Prüftemperatur, nachdem die Fasern länger bei erhöhter Temperatur gelagert wurden. Die Versuche wurden an ungeschützten Fasern durchgeführt. Im Laminat eingebettete Fasern dürften eine deutlich geringere Degradation zeigen. Allgemein ist anzunehmen, dass eher die polymere Matrix an Temperaturgrenzen stößt. Demzufolge kann man davon ausgehen, dass Aramidfasern bei den meist vorherrschenden Gebrauchstemperaturen, d.h. bis etwa 150°C, einsetzbar sind. Die Zersetzungstemperatur liegt bei 550°C.

3.5.4 Chemikalienbeständigkeit

Aramidfasern nehmen Wasser auf, z.B. bei 20 °C und 65 % r.F. etwa 4 Gew.%. Dies muss bei Kombination mit feuchteempfindlichen Harzen beachtet werden, da es zu Haftungsproblemen kommen kann. Durch einen Trocknungsprozess – z.B. mind. 12 h bei 105 °C, am besten im Vakuum – lassen sich die Fasern jedoch fast völlig entfeuchten. Sie sind unmittelbar nach der Trocknung zu verarbeiten.

Die Chemikalienbeständigkeit der Aramidfaser ist sehr gut. Nur bei extremen pH-Werten wird die Zugfestigkeit reduziert. Die Beständigkeiten kann der Konstrukteur aus Abb. 3.14 ablesen.

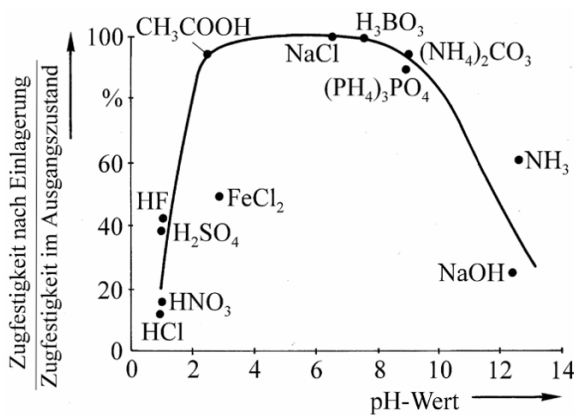


Abb. 3.14. Chemikalienbeständigkeit von Aramidfasern (nach [3.1])

3.5.5 Elektrische Eigenschaften

Aramidfasern sind wie die meisten Polymere ausgezeichnete elektrische Isolatoren. Der spez. elektrische Widerstand liegt im Bereich desjenigen der E-Glasfaser, die Dielektrizitätskonstante ist niedriger als diejenige der E-Glasfaser und sogar der D-Glasfaser. Damit eignen sich Aramidfasern auch zur Herstellung von Antennenabdeckungen.

3.6 PBO-Faser

Eine weitere polymere Hochleistungsfaser ist die PBO-Faser (Poly(p-phenylene-2,6-benzobisoxazole)) Handelsname *Zylon®*). Einige Eigenschaften ähneln denjenigen der Aramidfaser. Teilweise ist sie der Aramidfaser überlegen.

3.6.1 Herstellung

Die Herstellung erfolgt im Spinnprozess. Die Faser wird in zwei Herstellungsformen geliefert: als AS-Typ (as spun), also ohne Nachbehandlung und als HM-Typ (high modulus), die noch einem Reckprozess unterworfen wird. Der Orientierungsgrad der Molekülketten in den Mikrofibrillen liegt bei über 95 %.

3.6.2 Mechanische Eigenschaften

Folgende Eigenschaften sind für den Konstrukteur von Interesse:

- Der E-Modul und die Zugfestigkeiten sind nahezu doppelt so hoch, wie bei der Aramidfaser, bei geringfügig höherer Dichte (Tabelle 3.4). Die angegebenen Faserwerte sind im Laminat nicht gänzlich umsetzbar, die Festigkeit etwa zu 75 %, der E-Modul etwa bis zu 93 %.
- Die Faser ist anisotrop. Der Quermodul ist sehr niedrig.
- Die Anisotropie betrifft auch den thermischen Ausdehnungskoeffizienten parallel zur Faserrichtung. Er ist stark negativ.
- Die Festigkeit sinkt mit Feuchtigkeitsaufnahme etwas ab.
- Die Druckfestigkeit parallel zur Faserrichtung ist extrem niedrig. Die Faser ist nur auf Zug belastbar. Hauptanwendungsgebiete sind daher aufgrund der extrem hohen Zugfestigkeit Schutzbekleidungen, Verstärkung für optische Kabel, Seile, Verstärkung der Segel von Yachten usw. Im Formel 1-Rennsport dient sie zur Verstärkung der seitlichen Bordwände des Chassis gegen das Eindringen der recht spitzen Nase eines Unfallgegners beim Seitenaufprall.
- Die Abrasionsbeständigkeit ist ähnlich derjenigen der Aramidfaser, aber deutlich schlechter als bei Polyamid- und PE-Fasern.

Tabelle 3.4. Daten der zwei PBO-Fasertypen (Herstellerangaben)

	Typ AS	Typ HM
E-Modul längs $E_{\parallel}$ in N/mm ²	180 000	270 000
E-Modul quer $E_{\perp}$ in N/mm ²		1 750 ^a
Therm. Ausdehnungskoeff. längs $\alpha_{T\parallel}$ [$10^{-6}/^{\circ}\text{C}$]		-6
Zugfestigkeit $R_{\parallel}^{+}$ in N/mm ²	5 800	5 800
Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$		0,34 ^a
Dichte ρ_f in g/cm ³	1,54	1,56

^a aus Laminatdaten rückgerechnet

3.6.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen

Hin zu tiefen Temperaturen steigen Steifigkeit und Festigkeit der Faser an. Von Interesse sind, wie bei allen Polymeren, eher hohe Temperaturen. Der relative Abfall sowohl der Steifigkeit als auch der Zugfestigkeit bei erhöhten Temperaturen liegt in der gleichen Größenordnung wie bei der Aramidfaser. Insofern können deren Daten für eine erste Abschätzung übernommen werden. Die Absolutwerte liegen jedoch höher. Die PBO-Faser erreicht auch bei 500°C noch 40 % der Zugfestigkeit bei 20 °C. Die Zersetzungstemperatur liegt bei 650 °C, 100 °C über derjenigen der Aramidfaser.

3.6.4 Chemikalienbeständigkeit

Die PBO-Faser verfügt über eine ausgezeichnete Chemikalienbeständigkeit. Im Einzelnen sind zu nennen:

- Die Feuchteaufnahme ist gering, insbesondere bei dem HM-Typ (0,6 Gew.% bei 20 °C/65 % rel. Feuchte).
- Die Faser wird von Meerwasser nicht angegriffen.
- Die Widerstandsfähigkeit gegenüber Säuren und Basen ist ausgezeichnet. Bei der Kombination aus erhöhter Temperatur und gleichzeitigem Angriff saurer oder basischer Medien ist – wie bei der Aramidfaser – jedoch mit einem deutlichen Festigkeitsabfall zu rechnen.
- Die Lagerung in Benzin und Bremsflüssigkeit beeinflusst die mechanischen Eigenschaften nicht. Die Faser ist also für Automobilanwendungen geeignet.
- Die PBO-Faser wird durch Sonnen- und UV-Licht abgebaut, jedoch weniger stark als die Aramidfaser. Lamine sind durch Lackierungen zu schützen.

3.6.5 Elektrische Eigenschaften

Die PBO-Fasertypen sind ausgezeichnete Isolierstoffe. Aufgrund der hohen Steifigkeit und Festigkeit gibt es Überlegungen, sie als Ringarmierung von Magnetspulen zu verwenden.

3.7 Polyethylenfaser

Eine der Aramid- und PBO-Faser hinsichtlich der Einsatzgebiete ähnliche Faser ist die PE-Faser (PE-fiber) (Handelsnamen *Dyneema®*, *Spectra®*).

3.7.1 Herstellung

Ausgangsbasis dieser PE-Faser ist ein extrem hochmolekulares Polyethylen (UHMW-PE, ultra high molecular weight). Die im Vergleich zu kompaktem PE herausragende Steifigkeit und Festigkeit basiert auf dem hohen faserparallelen Orientierungsgrad der Molekülketten von 95 % und einem Kristallinitätsgrad von 85 %. Erzeugt wird die Molekülausrichtung durch einen speziellen Spinn- und Reckprozess.

3.7.2 Mechanische Eigenschaften

Die PE-Faser zeigt folgende Charakteristika:

- Ihre Dichte ist mit $0,97 \text{ g/cm}^3$ äußerst niedrig. Liegen die Absolutwerte von Elastizitätsmodul und Festigkeit zwischen denjenigen der E-Glasfaser und der Aramidfaser (Tabelle 3.5), so bestechen diese Werte, wenn sie auf die Dichte bezogen werden. In allen für die Faser sinnvollen Einsatzgebieten lässt sich eine deutliche Gewichtsreduktion erzielen.
- Aufgrund des hohen Orientierungsgrades ist die PE-Faser stark *anisotrop*. Der thermische Ausdehnungskoeffizient in Faserrichtung ist extrem negativ.
- Wie die Aramidfaser, so verfügt auch die PE-Faser über eine herausragend hohe Zähigkeit. Sie wird daher als Hybridgewebe in schlag- und ballistisch beanspruchten Laminaten, z.B. Bootsrümpfen, sowie in Schutzhandschuhen und Schutzwesten eingesetzt. Ihre Daten sind – gewichtsbezogen – noch besser als diejenigen der Aramidfasern.
- Die Widerstandsfähigkeit gegen Abrasion ist ausgezeichnet; sie liegt oberhalb derjenigen der Aramidfaser, ist aber etwas schlechter als bei Polyamid. Sie eignet sich daher und wegen ihrer hohen Festigkeit ausgezeichnet für besonders leichte Seile und Taue, die aufgrund der Dichte < 1 sogar in Wasser schwimmen.
- Der größte Teil der Weltproduktion wird als Verstärkungsfasern in Tauen, Netzen, Segeln, für Schutzbekleidung, für ballistische Schutzplatten in Fahrzeugpanzerungen und leichten Schutzhelmen (mit einer thermoplastischen Matrix) verwendet.

Es sind jedoch einige, für die Faserverbundtechnik gravierende Nachteile der PE-Faser zu beachten:

- Die *Druckfestigkeit* parallel zur Faserrichtung ist extrem niedrig. Die Faser kann praktisch nur auf Zug belastet werden.
- Die Festigkeit quer zur Faserrichtung ist im Vergleich zu den zuvor vorgestellten Verstärkungsfasern extrem niedrig. Zum einen ist wie bei allen Polyolefinen die Haftung sehr schlecht und muss durch Corona- oder Plasma-Behandlung verbessert werden, zum anderen kann die Faser durch Querkzug leicht in Längsrichtung aufgespalten werden.

- Die Kriechneigung der Faser ist relativ hoch, 0,01 %/Tag bei 20 °C und 20 % der Versagenslast.

Aufgrund der obigen Nachteile werden PE-Fasern sinnvollerweise eher in Mischgeweben, vor allem mit C-Fasern eingesetzt. Sie sollen also weniger äußere Lasten aufnehmen, sondern die Schlagzähigkeit des Laminats erhöhen.

Tabelle 3.5. Daten verschiedener Polyethylenfasern (Herstellerangaben)

	Typ 1	Typ 2	Typ 3	Typ 4
E-Modul längs $E_{\parallel}$ in N/mm ²	89 000	95 000	107 000	116 000
Therm. Ausdehnungskoeff. längs $\alpha_{T\parallel}$ [$10^{-6}/^{\circ}\text{C}$]	-12,1	-12,1	-12,1	-12,1
Zugfestigkeit $R_{\parallel}^{+}$ in N/mm ²	2 700	3 000	3 400	3 600
Dichte ρ_f in g/cm ³	0,97	0,97	0,97	0,97

3.7.3 Temperatureinfluss, Einsatzgrenzen

Die obere thermische Einsatzgrenze wird mit 70 °C angegeben, der Einsatzbereich liegt zwischen -150 bis + 70 °C. Der Schmelzpunkt liegt – je nach Prüfmethode – zwischen 144–152 °C. Wichtig ist, dass die Härtetemperatur von Laminaten 125 °C nicht überschreitet!

3.7.4 Chemikalienbeständigkeit

Die PE-Faser verfügt insgesamt gesehen über eine ausgezeichnete Chemikalienbeständigkeit. Im Einzelnen sind zu nennen:

- Die Faser nimmt kaum Wasser auf und wird von Wasser, auch Meerwasser nicht angegriffen.
- Die Widerstandsfähigkeit gegenüber Säuren und insbesondere Basen ist ausgezeichnet.
- Die PE-Faser wird durch UV-Licht abgebaut, jedoch weit weniger stark als die Aramidfaser.

3.7.5 Elektrische Eigenschaften

Die PE-Fasertypen sind ausgezeichnete Isolierstoffe. Sie verfügen über einen sehr niedrigen dielektrischen Verlustfaktor.

3.8 Weitere Fasertypen

Die in der Bekleidungsindustrie, Teppichherstellung usw. weit verbreiteten Polyester- und Polyamidfasern haben für Faserverbund-Anwendungen zu niedrige Elastizitätsmoduln. (Polyesterfaser $E_{f||} \approx 14000 \text{ N/mm}^2$ (Handelsnamen *Diolen*, *Trevira*), Polyamidfaser $E_{f||} \approx 6000 \text{ N/mm}^2$). Vereinzelt gibt es, vor allem für Polyesterfasern, Anwendungen als schlagzähe Kernschicht in Sandwich-Strukturen („Mini-Sandwich“) oder als äußere Schutzschicht gegen Abrieb und Umwelteinflüsse (Bootsbau, Antriebswellen ...). Nähere Einzelheiten finden sich in [3.7].

Es gibt zwei besondere Gründe, auf spezielle Fasern zurückzugreifen. Zum einen bemüht man sich vermehrt Naturfasern als nachwachsende Rohstoffe einzusetzen; zum anderen benötigt man Fasertypen für Hochtemperaturanwendungen. Letztere werden allerdings kaum mit einer Kunststoffmatrix, sondern eher mit Metall- oder Keramikmatrices kombiniert.

3.8.1 Naturfasern

Es gibt zahlreiche Bemühungen, Naturfasern als nachwachsende Rohstoffe für Faser-Kunststoff-Verbunde nutzbar zu machen. Da Naturfasern der Menschheit schon vor Jahrtausenden als Verstärkungsmaterial dienten, handelt es sich hierbei um eine Renaissance dieser Fasern. Die Auswahl ist recht groß. Naturfasern lassen sich grob unterteilen in tierische Fasern auf Eiweißbasis (Haare/Wolle, Seide), pflanzliche Fasern auf Zellulosebasis (Flachs, Hanf, Jute, Ramie...) und mineralische Fasern (Asbest). Von besonderem Interesse sind Pflanzenfasern, da sie in großen Mengen kostengünstig verfügbar sind. Entsprechend der Herkunft kann man sie aufteilen in [3.2]:

- Bastfasern: Hierunter fallen Flachs, Hanf, Jute, Ramie. Sie werden aus dem Bast schnell wachsender Pflanzen gewonnen.
- Blattfasern: Hierzu zählen Sisal und Bananenfasern
- Samenfasern: Dies ist in erster Linie die Baumwolle.

Als Vorteile der Pflanzenfasern sind zu nennen:

- Sie haben – da sie meist *hohl* sind – eine deutlich niedrigere Dichte als z.B. die Glasfaser. Insofern erreichen sie *dichtebezogen* auch sehr gute, mit E-Glas vergleichbare Festigkeits- und Steifigkeitswerte (Tabelle 3.6). Da die absoluten Festigkeits- und Steifigkeitswerte jedoch geringer sind, werden Pflanzenfasern überwiegend in Verkleidungsbauteilen, weniger in Strukturbauteilen eingesetzt.
- Pflanzenfasern besitzen gute thermische und insbesondere *akustische* Isoliereigenschaften.
- Der Energiebedarf bei der Herstellung ist gering und es sind keine teureren Investitionen vonnöten.
- Bei Kontakt treten keine Hautreizungen wie bei der Glasfaser auf.

- Ihre Entsorgung ist – wenn die geeignete Matrix gewählt wurde – unproblematisch. Bauteile mit Pflanzenfasern lassen sich durch Verrotten entsorgen, d.h. kompostieren. Geeignete biologische Matrixsysteme basieren auf Stärke, Zucker oder Cellulose. Auch können Pflanzenfasern einfach verbrannt werden.

Tabelle 3.6. Daten verschiedener Pflanzenfasern (nach [3.2])

	Flachs	Hanf	Jute	Ramie	Sisal	Faser- banane	Baum- wolle
E-Modul $E_{\parallel}$ in kN/mm^2	60-80	70	10-30	44	38	25	12
Zugfestigkeit $R_{\parallel}^+$ in N/mm^2	800- 1500	550- 900	400- 800	500	600- 700	980	400
Bruchdehnung $e_{\parallel}$	1,2-1,6	1,6	1,8	2	2-3		3-10
rel. Feuchte- aufnahme in %	7	8	12	12-17	11		8-25
Dichte ρ_f in g/cm^3	1,4	1,48	1,46	1,5	1,33	1,5	1,51

Der konstruierende Ingenieur muss sich jedoch eher mit den Nachteilen auseinander setzen:

- Die Streuung der Eigenschaftswerte ist bei allen Naturstoffen relativ groß.
- Hohe und insbesondere länger andauernde Verarbeitungstemperaturen reduzieren die Festigkeit.
- Der Brandwiderstand der Fasern ist im Gegensatz zur Glasfaser sehr gering.
- Pflanzenfasern sind hygroskopisch und nehmen im Vergleich zu den klassischen Verstärkungsfasern viel mehr Feuchte auf. Sie müssen – um eine gute Haftung zu erzielen – also unbedingt vor der Tränkung mit der Matrix getrocknet werden.
- Naturgemäß ist die mikrobiologische Widerstandsfähigkeit der Pflanzenfasern gegen Pilze, Bakterien usw. – im Gegensatz zur Glasfasern – deutlich schlechter. Ein heiß-feuchtes Einsatzklima kann daher problematisch werden.

3.8.2 Basaltfasern

Basaltfasern werden aus vulkanischem Basaltgestein bei etwa 1500 °C schmelzgesponnen, d.h. aus einem Schmelzebad über Platin-Rhodium Düsen abgezogen. Während Glas aus mehreren Komponenten zusammengemischt werden muss, können die zerkleinerten Basaltbrocken direkt dem Schmelzofen zugeführt werden. Basaltfasern setzen sich im Wesentlichen aus SiO_2 ($\approx 52\%$), Al_2O_3 ($\approx 17\%$), CaO ($\approx 9\%$), MgO ($\approx 5\%$) und kleineren Anteilen von Fe_2O_3 , Na_2O , K_2O , TiO_2 zusammen. Die Zusammensetzung differiert, je nachdem aus welcher Lagerstätte der Basaltfels stammt. Basalt ist nicht wie die Glasfasern amorph, sondern weist eine kristalline Struktur auf. Die Fasern sind schwarz, der Laie kann sie mit C-Fasern verwechseln. Die mechanischen Eigenschaften der Basaltfasern ähneln

denjenigen von S-Glasfasern (Tabelle 3.7). Preislich rangieren sie zwischen S- und E-Glasfasern. Folgende Eigenschaften sind für den Konstrukteur wichtig:

- Basaltfasern nehmen praktisch kein Wasser auf. Die chemische Beständigkeit ist sehr gut.
- Die Basaltfaser ist nicht toxisch, sie verhält sich vollkommen inert.
- Basalt ist ein sehr guter Isolator.
- Als Temperatureinsatzgrenze wird 700°C angegeben (E-Glas 460°C).
- Basaltfasern sind gegen UV-Licht beständig.

Tabelle 3.7. Daten einer Basaltfaser (Herstellerangaben)

	9–12 µm Faser
E-Modul $E_{f }$ in N/mm ²	91–110 000
Zugfestigkeit $R_{f }^+$ in N/mm ²	3 700
Therm. Ausdehnungskoeff. $\alpha_{Tf }$ [$10^{-6}/^{\circ}\text{C}$]	0,55
Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{f }$ in Wm ⁻¹ K ⁻¹	1,67
Dichte ρ_f in g/cm ³	2,6–2,8

Eigene Messungen ergaben im Split-Disk-Versuch eine Längs-Zugfestigkeit von $R_{||}^+ = 1060 \text{ N/mm}^2$ (Faservolumenanteil $\varphi = 0,64$). Die Versuchsergebnisse wurden anhand einer FE-Rechnung korrigiert, da die Split-Disk-Methode keinen homogenen Zugspannungszustand erzeugt. Demzufolge erreichte der UD-Verbund eine Festigkeit von $R_{||}^+ = 1600 \text{ N/mm}^2$. Dies entspricht einer Faserfestigkeit von $R_{f||}^+ = 1060 \text{ N/mm}^2 / \varphi = 2500 \text{ N/mm}^2$.

3.8.3 Quarzfasern

Quarzfasern (Handelsname *Quartzel*®) bestehen zu 99,99 % aus SiO₂. Dementsprechend finden sich die Eigenschaften wieder, die vom Quarzglas her bekannt sind:

- Der therm. Ausdehnungskoeffizient liegt nahezu bei Null. Daher ist die Faser gegenüber einem thermischen Schock unempfindlich.
- Die chemische Beständigkeit insbesondere gegen Säuren ist außerordentlich gut.
- Quarz ist ein sehr guter Isolator und verfügt über sehr gute dielektrische Eigenschaften, d.h. einen sehr niedrigen Verlustfaktor über ein weites Frequenzspektrum. Daher setzt man Quarzfasern in Radarnasen von Flugzeugen ein.
- Quarz ist äußerst temperaturbeständig. Quarzfasern halten ihre mechanischen Eigenschaften dauerhaft bis 1050 °C, und zwar in oxidativer Atmosphäre! Daher setzt man sie häufig zur thermischen Isolation in der Raketentechnik ein.
- Die Quarzfaser eignet sich auch für Strukturbauteile. Steifigkeit und Festigkeit liegen oberhalb der Werte von E-Glasfasern, bei sogar leicht niedrigerer Dichte (Tabelle 3.8). Die Faser hat isotrope Eigenschaften.

Tabelle 3.8. Daten der Quarzfaser (Herstellerangaben)

	9 μm Faser	14 μm Faser
E-Modul E_f in N/mm^2	77 000	79 000
Zugfestigkeit R_{fll}^+ in N/mm^2	3 700	3 300
Therm. Ausdehnungskoeff. α_{Tf} [$10^{-6}/^\circ\text{C}$]	0,54	0,54
Dichte ρ_f in g/cm^3	2,2	2,2

3.8.4 Aluminiumoxid-Fasern

Für Isolatoren, bei denen gegenüber der Glasfaser wesentlich höhere Steifigkeiten gefordert werden, sind Keramikfasern, z.B. Al_2O_3 -Fasern sehr gut geeignet (Handelsname *Nexrel*TM). Je nach Anforderungsprofil enthalten die Fasern auch SiO_2 , B_2O_3 usw.

Ein besonderes Charakteristikum ist die hohe Temperaturbeständigkeit (über 1 000 $^\circ\text{C}$) und die geringe Kriechneigung bei hohen Temperaturen. Die Fasern werden daher insbesondere zur Verstärkung von Keramiken und Metallen eingesetzt. Einsatzgebiete sind Komponenten im Raketen-, Turbinen- und Motorenbau, Schutzschilde im Satellitenbau sowie Brandschutzkomponenten.

Tabelle 3.9. Daten verschiedener Al_2O_3 Fasern (zwei ausgewählte Beispiele), (Herstellerangaben)

	62 % Al_2O_3 + 24 % SiO_2 +14 % B_2O_3	Al_2O_3
E-Modul längs E_{fll} in N/mm^2	150 000	380 000
Therm. Ausdehnungskoeff. längs α_{Tfll} [$10^{-6}/^\circ\text{C}$]	3	8
Zugfestigkeit R_{fll}^+ in N/mm^2	1 700	3 100
Dichte ρ_f in g/cm^3	2,7	3,9

3.8.5 Siliziumcarbid-Fasern

SiC -Fasern (Handelsname *Nicalon*®) sind außerordentlich temperaturbeständig und eignen sich insbesondere für den Einsatz bei Temperaturen bis 1 000 $^\circ\text{C}$ in oxidativer Atmosphäre. Die mechanischen Eigenschaften liegen im Bereich von Standard-Kohlenstofffasern (Tabelle 3.10).

Tabelle 3.10. Daten der SiC -Faser (Herstellerangaben)

	15 μm Faser
E-Modul längs E_{fll} in N/mm^2	176 000–196 000
Therm. Ausdehnungskoeff. längs α_{Tfll} [$10^{-6}/^\circ\text{C}$]	3,1
Zugfestigkeit R_{fll}^+ in N/mm^2	2 450–2 950
Dichte ρ_f in g/cm^3	2,55

Die chemische Beständigkeit gegenüber Säuren und Basen ist außerordentlich gut. Die Faser wird insbesondere auch zur Verstärkung von Aluminium, Glas und Keramiken eingesetzt. Die Einsatzgebiete der SiC-Faser sind weitgehend die gleichen wie diejenigen der Al_2O_3 -Faser.

3.9 Zur Faser-Matrix-Grenzfläche

Neben den unmittelbaren Fasereigenschaften kommt der Grenzfläche besondere Bedeutung zu. Man kann sie sowohl faserseitig als auch matrixseitig beeinflussen. Matrixseitig dosiert man spezielle funktionelle Gruppen zu, die eine besonders gute Haftung ergeben. Überwiegend behandelt man jedoch die Faseroberfläche. So werden nahezu alle Verstärkungsfasern und textilen Halbzeuge nach der Herstellung mit einem sehr feinen Überzug versehen. Dieser Überzug hat mehrere Aufgaben:

- er fixiert die Filamente zu einem Bündel
- er dient dem Oberflächenschutz (surface protection) der gegen Abrasion empfindlichen Fasern
- er verbessert die Verarbeitbarkeit, d.h. reduziert die hohe Reibung, vermindert die elektrostatische Aufladung usw.
- er bestimmt entscheidend die Benetzbarkeit/Tränkbarkeit des Faserhalbzeugs
- er fungiert – entsprechend formuliert – als Haftvermittler (coupling agent) zwischen Fasern und Matrix.

Glasfasern, die textil weiterverarbeitet, z.B. verwebt werden sollen, bekommen nach ihrer Herstellung zuerst einmal eine haftmittelfreie, sogenannte *Textilschlichte* die aus Weichmachern, Filmbildnern und Gleitmitteln besteht. Sie verhindert, dass sich die unmittelbar nach der Herstellung reaktive Faseroberfläche mit Wassermolekülen aus der Luftfeuchte absättigt, macht die Garne geschmeidig, reduziert den Reibwiderstand und schützt die Fasern beim Webprozess gegen mechanischen Abrieb. Nach dem Weben werden die Gewebebahnen durch einen 400–600 °C warmen Ofen geführt und damit thermisch entschlichtet (heat cleaning). Der anschließend Auftrag einer „Kunststoffschlichte“ stellt die Endbehandlung der Verstärkungstextilie dar, das sogenannte *Finish*. Das Finish enthält 5–10 Gew.% Additive (Gleitmittel, Antistatika), 80–90 Gew.% Filmbildner und zwischen 5–10 Gew.% Haftvermittler. Glasfasern, die dazu bestimmt sind, direkt in Lamine eingearbeitet zu werden, werden schon unmittelbar beim Abziehen aus der Schmelze mit diesem haftmittelhaltigen Schlichteauftrag versehen. Haftmittelhaltige Ausrüstungen sind insbesondere bei Glasfasern sehr wirksam. Bei Glasfasern haben sie meist eine *Silanbasis*, die einerseits eine gute chemische Verbindung zur anorganischen Glasfaser bildet und andererseits reaktionsfähige Gruppen besitzen, die organisch an der polymeren Matrix in Copolymerisation anknüpfen.

Kohlenstofffasern werden am Ende der Fertigungslinie oxidiert. Auf der Faser-oberfläche entstehen so Carboxyl- und Carbonylgruppen, die mit der Matrix reagieren. Sie führen zu einer deutlichen Verbesserung der Haftfestigkeit. Schichten aus Epoxidharz oder anderen Harzmischungen dienen lediglich dem Oberflächenschutz. Es werden auch schlichtefreie Fasern geliefert. Zwar ist die Matrixhaftung sehr gut, jedoch sind sie etwas schwerer zu verarbeiten, da sie ungeschützt einer größeren Faserschädigung an Führungen unterliegen.

Aramid- und PE-Fasern werden meist nicht oberflächenbehandelt; wenn doch, dann meist um die Verarbeitbarkeit zu verbessern. Bei Belastung quer zur Faser-richtung spalten diese Fasern sich, so dass eine erhöhte Haftung keine Verbesserung der Querzugfestigkeit bedeutet. Im Vergleich zur gefinischen Glasfaser besitzen Aramid- und PE-Fasern eine schlechte Haftung. Deutliche Verbesserungen werden mittels Plasmabehandlung erzielt.

Als weitere Auswirkungen sind zu nennen:

- Die Schlichte beeinflusst die Feuchteaufnahme von Laminaten und damit auch mögliche Festigkeitsänderungen.
- Die Erfahrung zeigt, dass Schichten im Nahbereich der Fasern auf die Matrix als Weichmacher wirken und zu einer Unterhärtung des Laminats, d.h. erniedrigten Temperatur-Einsatzgrenzen führen können!
- Die Schlichte kann zu Farbveränderungen im Laminat führen.
- Fasern sind im Wesentlichen lagerstabil. Ihre Lagerstabilität wird von der Schlichte bestimmt!
- Die Schlichte sollte nicht mit Lösungsmitteln behandelt werden.
- Haftvermittler werden nur direkt an der Oberfläche benötigt. Ein Zuviel lagert sich in der Matrix ab und verschlechtert die Festigkeit [3.11].

In der Matrix bildet sich unmittelbar an der Faser-, bzw. Schlichteoberfläche eine *Grenzschicht* aus, die gegenüber den übrigen Matrixbereichen veränderte Eigenschaften aufweist. Ihre Dicke beträgt ungefähr 200 nm. Trotz dieser auf den ersten Blick vernachlässigbaren Größenordnung bestehen damit immerhin 8 % der Matrix in einem Faser-Kunststoff-Verbund aus dieser veränderten Grenzschicht!

3.10 Faser-Halbzeuge

Ziel des folgenden Kapitels ist es, dem Konstrukteur die wichtigsten Faser-Halbzeuge vorzustellen und ihm Hinweise zur Auswahl zu geben.

Bei höchstbeanspruchten Laminaten werden praktisch ausschließlich Endlosfasern eingesetzt. Es gibt allerdings nur wenige Fertigungsverfahren, mit denen sich Garne oder Rovings direkt als unidirektionale Schichten mit den gewünschten Faserorientierungen verlegen lassen. Dies sind in erster Linie die Wickeltechnik, die Pultrusion und die Platzierung von Faserstreifen mittels Verlegerobotern. Um den

Aufwand zur orientierungsgerechten Positionierung von Fasern zu reduzieren, verwendet man textile Halbzeuge. Damit erwachsen folgende Vorteile:

- der Herstellungsprozess lässt sich durch passende Halbzeuge erheblich vereinfachen
- die eigene Fertigungstiefe lässt sich verringern
- es müssen keine eigenen Kompetenzen aufgebaut werden; stattdessen wird die spezielle Kompetenz des Halbzeugherstellers genutzt
- die Qualität der Lamine wird durch speziell abgestimmte Halbzeuge verbessert.

Es ist naheliegend, dass sich viele textiltechnischen Konstruktionen als Halbzeuge in der Faserverbundtechnik wiederfinden. Da der Leichtbau meist dünnwandige flächige Lamine fordert, verwendet man überwiegend flächige textile Halbzeuge. Beispielhaft seien genannt: Gewebe, Multiaxialgelege, Matten/Vliese, Geflechte, Gesticke, Abstandsgewebe usw. Ihre Feinheit wird als Flächengewicht in g/m^2 angegeben. Sie unterscheiden sich im Wesentlichen in der Art, wie die Fasern miteinander zum flächigen Halbzeug fixiert sind. Die Fixierung der Fasern untereinander zu einem handhabbaren Textil kann durch Verweben, Vernähen, Verkleben oder Nadeln geschehen.

Die Notwendigkeit, die Fasern zu fixieren, bedingt „Störungen“, die die Steifigkeiten und Festigkeiten – im Vergleich zu gestreckt orientierten, unidirektionalen Schichten – reduzieren. „Störungen“ sind die Zwirnung der Garne und Faserkrümmungen.

Verdrehung, Zwirnung

Zur besseren textilen Verarbeitung – es wird das Abspießen einzelner, abstehender Filamente vermieden – werden Garne z.T. um die Längsachse verdreht, d.h. eine sogenannte *Schutzdrehung* aufgebracht. Dadurch erreicht man zusätzlich, dass die Einzelfilamente gleichmäßiger tragen. Die Faserverteilung wird im Vergleich zum Roving deutlich homogener (Abb. 3.15). Die Tränkbarkeit wird durch die Drehung kaum negativ beeinflusst. Geschieht dies mit einem einzelnen Garn, so bezeichnet man es als einfaches Garn. Gefachte Garne hingegen bestehen aus mehreren einfachen Garnen, die ohne gegenseitige Verdrehung miteinander aufgespult sind. Werden mehrere einfache oder gefachte Garne miteinander verdreht, so handelt es sich um Zwirne. Bei geringer Verdrehung – etwa 30 Drehungen/m – erzielt man durch vergleichmäßigtetes Tragen der Einzelfilamente sogar etwas höhere Festigkeiten, als beim ungedrehten Garn [3.4]. Eine zu starke Verdrehung der Garne kann sich jedoch im Laminat nachteilig auswirken. Trotz enger Verbindung mit der Matrix kann sich ein Teil der Drehung bei hoher Zugbelastung wieder zurückdrehen. Die Steifigkeiten und Festigkeiten reduzieren sich.

Faserkrümmungen

Einige textile Konstruktionen, wie z.B. Gewebe, bringen es mit sich, dass die Fasern nicht ideal gestreckt liegen, sondern regelmäßige, kurzwellige Krümmungen aufweisen. Der Schussfaden verläuft abwechselnd über und unter einem oder mehreren Kettfäden hindurch. Ziel ist es, auf diese Weise eine Art Formschluss zu erzeugen, um trotz der vielen Einzelfäden ein handhabbares Flächengebilde zu erhalten. Maximale Steifigkeiten und Festigkeiten sind jedoch nur mit straff gestreckten Fasern erzielbar. Als Tendenz kann man angeben, dass je stärker die Ondulationen sind, um so mehr werden die mechanischen Eigenschaften reduziert.

Bei Schwingbelastung treten zuerst Risse in der Matrix auf. Damit wird auch die gegenseitige Bindung der Kett- und Schussfäden lockerer, so dass sich die Fäden in der Belastungsrichtung strecken können. Hierdurch sinkt die Steifigkeit deutlich. Je stärker die Krümmungen sind, um so größer ist der Steifigkeitsabfall.

Häufig setzt man grobe Halbzeuge aus Garnen hoher tex-Zahlen ein. Sie sind bezogen auf das Flächengewicht preisgünstiger, und es werden nur wenige Lagen benötigt, bis die gewünschte Wanddicke erreicht ist. Dieser Vorteil wird etwas aufgezehrt, da grobe Halbzeuge schwieriger zu tränken sind. Aufgrund der größeren Garne werden darüber hinaus die notwendigen Faserkrümmungen größer, so dass gegenüber feineren Textilien mit geringeren Festigkeiten gerechnet werden muss.

Den Einfluss der gewellt liegenden Fasern kann man mikromechanisch beschreiben. Dazu wurden verschiedene Ansätze erarbeitet [3.4]. Genauere Daten – insbesondere Festigkeitswerte – gewinnt man sinnvollerweise jedoch durch Versuche.

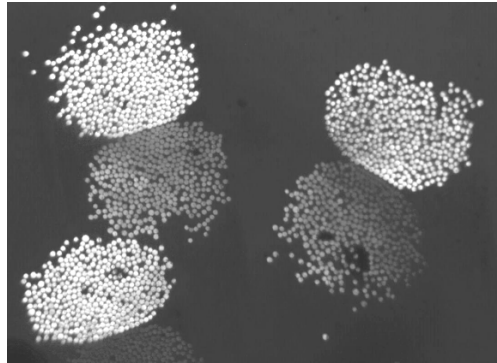


Abb. 3.15. Gleichmäßige Filamentverteilung in den einzelnen Zwirngarnen

3.10.1 Gewebe

Bei flächigen Bauteilen setzt man der einfacheren Handhabung und der raschen Verarbeitung wegen bevorzugt flächige textile Halbzeuge ein. Meist handelt es sich dabei um Gewebe (woven fabric), die zwei rechtwinklig zueinander orientierte Faserrichtungen, die Kette und den Schuss aufweisen. Vorteilhaft ist, dass mit einem einzigen Auflegeschritt zwei Faserrichtungen gleichzeitig geschaffen werden. Man wird damit sich ändernden Lastrichtungen gerecht. Kette und Schuss können auch unterschiedliche Fasermengen enthalten. Gewebekonstruktionen sind also an Lastverhältnisse anpassbar.

Gewebe sind in den verschiedensten Konstruktionen (fabric construction) und Flächengewichten zwischen etwa 25 bis 1 300 g/m² am Markt. Die gebräuchlichsten Bindungen sind in Abb. 3.16 dargestellt. Die Packungsdichte der Fasern in Geweben ist nicht ganz so hoch wie bei unidirektionalen Fasersträngen. Es lassen sich mit Geweben Faservolumenanteile zwischen 35–50 Vol.% erreichen, wohingegen bei UD-Schichten bis zu 70 Vol.% einstellbar sind.

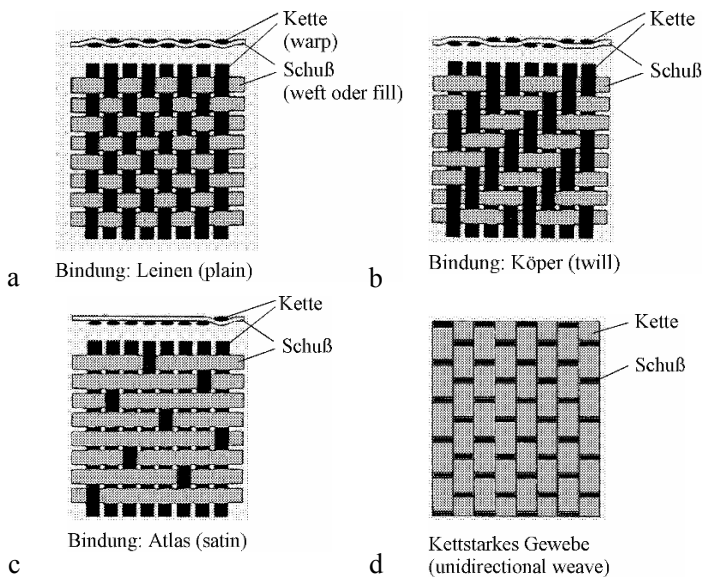


Abb. 3.16. Die gebräuchlichsten Gewebekonstruktionen bzw. Webarten (weave pattern) **a** Leinenbindung **b** Körperbindung **c** Atlasbindung **d** kettstarkes Gewebe

- Bei der in Abb. 3.16a gezeigten *Leinwandbindung* (plain weave) sind die Fäden sehr eng gebunden. Der Abstand zwischen zwei Kreuzungspunkten – die Flottierung – ist klein. Dies hat den Vorteil, dass das Gewebe schiebefest ist und sich beim Einlegen in eine Form nicht so leicht verzieht. Die beabsichtigten Faserausrichtungen können leicht und sicher eingestellt werden. Jedoch lässt es sich – ohne Falten zu werfen – nur über abwickelbare, kaum über sphä-

risch gewölbte Formteile drapieren. In letzterem Fall müssen Leinwandgewebe örtlich eingeschnitten werden. Darüber hinaus führt die starke Faserkrümmung der Leinwandbindung, bedingt durch die enge eins-über-eins Bindung, zu deutlich schlechteren Druck- und Ermüdungsfestigkeitswerten als z.B. eine Körperbindung.

- Um die Nachteile der Leinwandbindung zu umgehen verwendet man in hoch beanspruchten Bauteilen in erster Linie *Körper- und Atlasbindungen* (Abb. 3.16b und 3.16c). Bei der Körperbindung verlaufen die Schussfäden über zwei (Doppelkörper oder Gleichgratkörper) oder drei Kettfäden (Kreuzkörper) und bei der Atlasbindung über z.B. sieben Kettfäden. Der häufig eingesetzte Gleichgratkörper lässt sich gut daran erkennen, dass die Kreuzungspunkte von Kette und Schuss Diagonallinien auf der Gewebebahn markieren. Die Atlasbindung kommt dem Aufbau zweier getrennt übereinander liegender UD-Schichten recht nahe. Es befinden sich etwa 80 % der Schussfäden auf der Vorderseite und 80 % der Kettfäden auf der Rückseite des Gewebes. Im Vergleich mit Leinwandgewebe sind bei Körper und Atlas insbesondere die Ermüdungsfestigkeiten höher.

Aufgrund der größeren Flottierung sind diese beiden Gewebetypen nicht sehr schiebefest. Die Drapierbarkeit (drapability) ist daher gut. Diese Gewebetypen lassen sich einfach scherverformen (Abb. 3.17) und damit faltenfrei über nicht abwickelbare Flächen verlegen. Die gewünschte Faserorientierung einzuhalten erfordert hingegen viel Sorgfalt. Die Fäden verziehen sich leicht und liegen dann nicht gestreckt, sondern innerhalb der Verlegeebene mit Ondulationen.

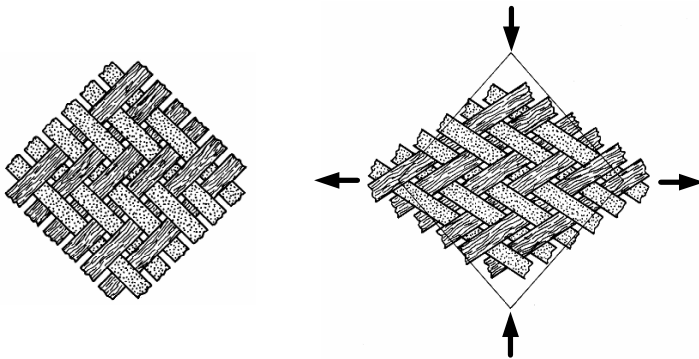


Abb. 3.17. Scherverformung (shear distortion) eines Körpergewebes **a** unverformt **b** durch Schub – hier als Hauptkräfte dargestellt – verformt

- Bei *kettstarken* Geweben sind etwa 90 % der Fasern unidirektional ausgerichtet. Sie werden durch möglichst wenige Schussfäden oder Klebstreifen fixiert (Abb. 3.16d) und kommen dem Idealfall der gestreckten, unidirektionalen Faserausrichtung sehr nahe.

- Es sind auch Gewebe mit drei Faserorientierungen in der Ebene erhältlich, sogenannte dreiachsiale Gewebe. Der Winkeldifferenz zwischen den Fäden beträgt zumeist 60° .
- Spiralgewebe sind eine Sonderform zur Verstärkung kreisberandeter Strukturen (Abb. 3.18). Sie sind als quasi endloses Spiralband erhältlich.

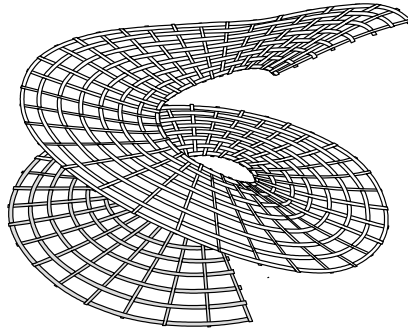


Abb. 3.18. Spiralgewebe

- Des Weiteren können Gewebekonstruktionen als *Mischgewebe* aufgebaut sein; Kette und Schuss bestehen dabei aus unterschiedlichen Fasertypen; z.B. werden C-Fasern mit preisgünstigen Glasfasern kombiniert.
- Als *Hybridgewebe* bezeichnet man ein Gewebe, bei dem unterschiedliche Fasertypen sowohl in der Kette als auch im Schuss miteinander kombiniert sind. Ein häufig verwendetes Hybridgewebe besteht aus C- und Aramidfasern; letztere erhöhen die Zähigkeit des Laminats und gewähren auch nach schwerer Schlagbeanspruchung den Zusammenhalt des Verbundes. Ebenso kann durch Hinzufügen von Glas- oder C-Fasern die niedrige Druckfestigkeit von Aramidfasern kompensiert werden.

Misch- und Hybridgewebe geben dem Konstrukteur besondere Möglichkeiten:

- Es können Steifigkeiten gezielt eingestellt werden, die zwischen z.B. Glas- und Kohlenstofffasern liegen.
- Es kann gezielt ein *gestuftes* Versagensverhalten konstruiert werden.
- Die Schlagzähigkeit lässt sich deutlich verbessern.
- Die Kosten lassen sich durch Abmischen mit preisgünstigeren Fasern verringern.
- Die optische Anmutung einer Laminatoberfläche lässt sich verbessern, indem z.B. C-Fasern mit *farbigen* Glasfasern in einem Mischgewebe kombiniert werden.
- Feine Gewebe, also niedrige Flächengewichte haben naturgemäß auch eine geringere Welligkeit, da Kette und Schuss sehr dünn sind. Sie zeigen höhere Festigkeiten als Gewebe hohen Flächengewichts. Auch die Schlagzähigkeit wird deutlich verbessert. Allerdings sind sie teurer und es sind mehr Legevorgänge notwendig.

Gewebe werden als Rollenware – bis etwa 3,5 m breit liegend – geliefert. Darüber hinaus gibt es aber auch Gewebebänder in einer Vielzahl verschiedener Breiten.

3.10.2 Multiaxialgelege

Die maximale Ausnutzung der Faserfestigkeit ist nur mit unidirektionaler, streng paralleler Ausrichtung erreichbar. Gewebe haben demgegenüber etwas reduzierte Festigkeiten (5 – 20 %), da zum Einen die Fasern nicht völlig krümmungsfrei liegen und zum anderen an den Fadenkreuzungspunkten komplexe Spannungszustände herrschen. Um dies zu vermeiden und das Potenzial der Fasern nutzen zu können, wurden multiaxiale Gelege (MAG) (non crimped fabrics, NCF) entwickelt, bei denen UD-Schichten wellenförmig miteinander durch gewirkte Maschen fixiert werden. Die Faserorientierungen sind in weiten Bereichen ($22^\circ - 90^\circ$) einstellbar. Beispielsweise lassen sich die häufig vorkommenden Laminata mit den vier Faserrichtungen ($0^\circ/90^\circ/+45^\circ/-45^\circ$) in einer textilen Schicht herstellen (Abb. 3.19). Optional können auch Matten oder Vliese mit eingewirkt werden. Bedingung ist, dass die Wirkfäden nicht zu straff gespannt sind, da sie damit Welligkeiten in den lasttragenden UD-Fasern erzeugen und damit insbesondere die faserparallele Druckfestigkeit mindern.

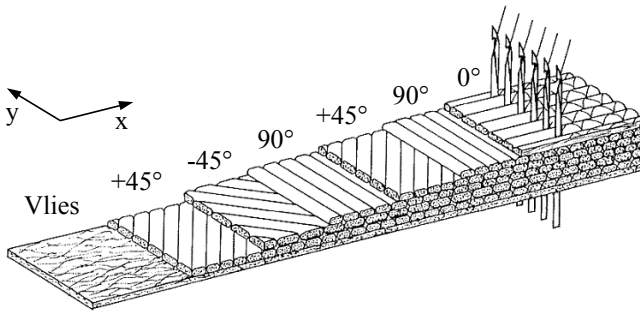


Abb. 3.19. Gelege aus unidirektionalen Schichten gezielter Orientierung

Der zweite Vorteil von Gelegen besteht in der großen Zeitersparnis beim Drapieren. Je nachdem wie eng die Wirkfäden liegen verziehen sie sich nicht so leicht wie Gewebe, so dass die Faserorientierungen genau eingehalten werden. Zudem müssen $\pm 45^\circ$ -Faserrichtungen nicht wie bei Geweben diagonal mit hohem Verschnitt aus der Rollenware herausgeschnitten und überlappend drapiert werden, sondern können als fertige Bahnware mit $\pm 45^\circ$ -Orientierung verarbeitet werden. Besonders gute Drapierbarkeit bieten Gelege mit $(+45^\circ/-45^\circ)$ -Faserrichtung, deren Wirkfäden aus Gummi bestehen. Wird ein sehr feinschichtiger Laminataufbau gewünscht, bei dem sich die einzelnen Faserrichtungen in dünnsten Schichten abwechseln, so können Gelege evtl. zu grob sein. Hier empfehlen sich eher sehr dünne Gewebe.

Gelege werden insbesondere bei den Rotorblättern von Windkraftanlagen eingesetzt.

3.10.3 Matte, Vlies

Bei geringer Bauteilbeanspruchung, z.B. in Verkleidungsteilen, verwendet man Fasermatten. Lieferbar sind die Ausführungen *Endlosmatte* und *Schnittmatte* (chopped strand mat) (Abb. 3.20). Die Endlosmatte besteht aus ungeschnittenen, die Schnittfasermatte aus geschnittenen Spinnfäden (Schnittlänge 25–50 mm). Bei beiden liegen die Fasern flächig, aber regellos *wirr* (random) verteilt vor, so dass sich bei Mattenlaminaten in der Ebene *isotrope* Eigenschaften ergeben. Darüber hinaus findet man auch Matten, die mit UD-Gelegen oder Geweben vernäht sind. Matten werden überwiegend aus Glasfasern, seltener aus C-Fasern hergestellt. Die Flächengewichte von Glasmatten liegen zwischen 150–900 g/m².

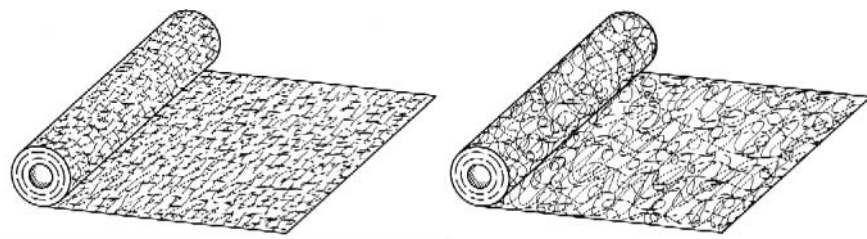


Abb. 3.20. a Schnittfasermatte b Endlosfasermatte

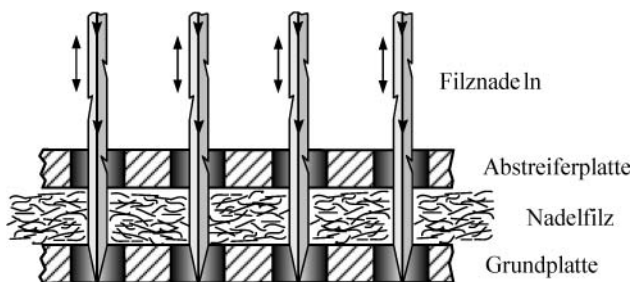


Abb. 3.21. Nadelprozess: Die Fasern werden durch Nadeln mit Widerhaken in Dickenrichtung verschlauft und so über Reibung zu einem flächigen Gebilde fixiert

Da die Fasern einer Matte weder durch Vernähen noch andere Techniken miteinander verbunden sind, werden sie mit einem Binder verklebt, um die Matte als Bahnware handhabbar zu machen. Der Binder kann so formuliert werden, dass er durch das Matrixharz gelöst wird. Die Matte wird dadurch beim Tränken mit der

Matrix sphärisch verformbar, die Einzelfasern werden beweglich und verschwimmen bei Pressverfahren zusammen mit der Matrix. Die Geschwindigkeit, mit der sich der Binder auflöst, ist einstellbar. Werden thermoplastische Binder eingesetzt, so lassen sich Matten nach Erwärmung in die spätere Bauteilform umformen oder tiefziehen. Auf diese Weise werden endkonturnahe *Vorformlinge* (preforms) hergestellt. Werkzeuge lassen sich damit einfach und schnell mit dem Verstärkungsmaterial belegen. Es ist sicherzustellen, dass die Bindersysteme die Wasserfestigkeit des Laminats nicht verschlechtern.

Eine Alternative ist es, die Fasern durch Vernadeln zu einer Matte zu fixieren (Abb. 3.21).

Matten haben folgende Vorteile:

- Sie sind im Vergleich zu Geweben kostengünstiger.
- Die kurze Faserlänge ermöglicht es, dass die Matte „beweglich“ ist. Unter Pressdruck löst sie sich teilweise auf. Fasern werden von dem Matrixstrom mitgeschwemmt und füllen auch noch geringe Querschnitte, wie z.B. Rippen aus.
- Aufgrund ihrer lockeren Packungsdichte lassen sie sich rasch tränken und werden bei Injektionsverfahren deshalb auch als Fließhilfe eingesetzt. Den im Vergleich zu Geweben oder UD-Schichten niedrigeren Fließwiderstand einer Mattenschicht nutzt das Matrixharz als Fließkanal und eilt dort vor. Es kann so rasch über große Bauteilflächen vordringen. Die Verstärkungsschichten mit ihrem hohen Faservolumenanteil werden aus der Matte heraus auf dem kürzeren Weg, nämlich quer zur Laminebene getränkt (Abb. 3.22).
- Wanddicken lassen sich handwerklich einfach an die Belastung anpassen. Man reißt dazu Stücke aus der Schnittmatte und laminiert lokale Verstärkungen.
- Muss befürchtet werden, dass Schichtentrennungen infolge chemischen Härteschrumpfs auftreten, so wird empfohlen, eine Mattenschicht zwischen die Gewebeschichten zu legen. Man erhöht so die Schälfestigkeit und reduziert die Gefahr der Delamination.
- Eine Mattenvariante sind Sandwichmatten, bei denen eine Kernschicht – z.B. aus Polypropylen-Vlies – beidseitig mit einer Schnittmatte belegt ist. Sie lassen sich sehr gut auch über sphärische Konturen drapieren und auch gut tränken.

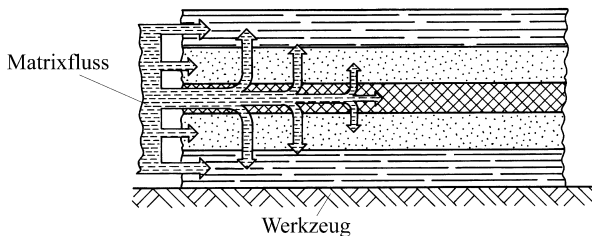


Abb. 3.22. Mittig im Laminat platzierte Matte als Fließhilfe. Soll die Fließhilfe-Schicht nicht im Laminat verbleiben, so ist sie außen zu platzieren und evtl. mit einer Antihaftrüstung zu versehen, um sie abziehen zu können

Matten weisen einige Nachteile auf:

- Sie nehmen recht viel Matrixharz auf. Es sind nur niedrigere Faservolumenanteile erreichbar, je nach Pressdruck zwischen 15–35 Vol. %. Dadurch liegen die Steifigkeiten und Festigkeiten im Vergleich zu Gewebelaminaten niedriger. Ursache ist jedoch nicht die Faserlänge – sie ist auch für hohe Festigkeiten ausreichend – sondern die geringe Fasermenge im Laminat.
- Die geringe Fasermenge, zusammen mit einem hohen Anteil spröden Matrixharzes ist der Grund dafür, dass Mattenlamine vergleichsweise niedrige Schlagfestigkeiten aufweisen.
- Mattenlamine sollten eher für niedrig belastete Bauteile verwendet werden, bei denen weniger der Leichtbau, sondern die Wirtschaftlichkeit höchste Priorität hat.

Vliese (fleece, veil) sind vom Aussehen her mattenähnlich, jedoch viel feiner strukturiert. Matte und Vlies unterscheiden sich im Flächengewicht, insbesondere aber im Aufbau. Während die Matte aus Spinnfädenbündeln besteht und damit eine grobe Struktur aufweist, liegen beim Vlies Einzelfilamente vor. Verwendet werden Glas- und Polymerfasern. Bei Glasvliesen findet man E-Glasfasern, insbesondere aber chemisch beständigere C- und ECR-Glasfasern. Die Polymer-Vliese bestehen typischerweise aus Polyester- oder Polyacrylnitrilfasern. Beide Synthesefasern besitzen eine hohe Beständigkeit gegen Lösungsmittel, Säuren und Witterungseinflüsse. Die PAN-Faser ist gegenüber der Polyesterfaser deutlich alkali-beständiger. Darüber hinaus ist sie ausgezeichnet lichtecht, vergilbt also nicht. Da sie nahezu den gleichen Brechungsindex wie duroplastische Matrixharze hat, sind PAN-Lamine transparent. Als weiterer Vorteil des PAN-Vlieses ist zu nennen, dass es sich schleifen lässt, ohne dass die Oberfläche schmiert oder Fäserchen abstehen. PES-Vliese sind bei Säureeinfluss zu empfehlen. Begrenzt wird der Einsatzbereich von Polymervliesen durch zu hohe Temperaturen und durch den Kontakt von Lösungsmitteln, unter deren Einfluss sie aufquellen. Ebenso ist bei langandauerndem Wasserkontakt zu prüfen, ob die Polymervliese ausreichend hydrolysebeständig sind.

Es gibt am Markt auch C-Faser- und Aramidfaservliese. C-Fasern werden verwendet, um elektrostatischen Aufladungen zu vermeiden. Die Flächengewichte von Vliesen liegen überwiegend im Bereich zwischen 15–80 g/m². Neben der üblichen wirren Faserverteilung gibt es auch Vliese mit überwiegend unidirektional ausgerichteten Fasern.

- Primärer Verwendungszweck von Vliesen ist es, die Oberfläche von Laminaten zu verbessern (surfacing veil). Grobe Gewebestrukturen zeichnen sich an der Laminatoberfläche durch. Ihre Welligkeit kann durch Vlies abgedeckt und damit geglättet werden.
- Polymervlies setzt man insbesondere auch dann ein, wenn Laminatoberflächen abrasiv oder durch Schlag beansprucht sind.
- Als Schutz gegen aggressive Chemikalien wird das tragende Laminat an der Kontakt-Oberfläche mit einem chemikalienbeständigen Matrixfilm überzogen,

der sogenannten *Chemieschutzschicht*. Um deren Sprödigkeit zu reduzieren, also ihre Schlagfestigkeit zu verbessern, werden Vliese in die Matrixschicht eingelegt. Es ist sicher zu stellen, dass der Vlieswerkstoff ausreichend gegen die betreffende Chemikalie beständig ist. Vliese aus den chemisch besonders beständigen C-Glasfasern sind gegenüber Polymervliesen zu bevorzugen.

- Vliesstoffe in der Oberflächenschicht steigern die Witterungsbeständigkeit.

3.10.4 Kernmaterialien

Eine Vliesvariante, mit Dicken im mm-Bereich, wurde speziell als Kernmaterial entwickelt (Handelsnamen *Viledon®*, *Lantor Soric®*, *Matline®*). Sie wird mittig als Kern im Laminat platziert, um die Wanddicke und damit die Biegesteifigkeit zu erhöhen. Eine solche Anordnung wird als Kernverbund- oder Sandwich-Aufbau bezeichnet. Da bei Biegung der Mittenbereich des Laminats gering belastet ist, ist auch kein hoher Faseranteil vonnöten. Ziel ist es eher, die Dichte der Kernschicht niedrig zu halten. Dieser Vliestyp besteht daher aus Polymerfasern (häufig PET) und enthält zusätzlich – fixiert durch die Vliesfasern – expandierte, d.h. hohle, polymere Mikroperlen. Rechnet man die Matrixaufnahme mit ein, so ergibt sich eine Dichte von etwa $0,5 \text{ g/cm}^3$. Dies ist gegenüber typischen Sandwich-Kernmaterialien um den Faktor 10 höher, jedoch gewinnt man Fertigungsvorteile. Das Kernmaterial muss nicht speziell bearbeitet werden, sondern wird, wie ein Verstärkungsgewebe einfach mit einlamiert.

3.10.5 3D-Gewebe und Gelege

Es gibt Fälle, in denen Verstärkungsfasern nicht nur in der Ebene, sondern auch in Dickenrichtung benötigt werden. Ziel ist weniger die Lastaufnahme in Dickenrichtung, als vielmehr Schälkräfte aufzunehmen, die einzelne Laminatschichten voneinander trennen können (*Delamination*). Diese Notwendigkeit betrifft häufig Krafteinleitungen, noch stärker aber schlagbeanspruchte Lamine. Man versucht der Schichtentrennung mit dreiachsigen Geweben oder Geflechten (3D-Gelegen) zu begegnen (Abb. 3.23). Die Dickenrichtung ist dabei meist deutlich schwächer verstärkt. Der Anteil der Verstärkungsfasern in Dickenrichtung liegt zwischen 2-10 %. Daher können die Berechnungsverfahren für ebene Lamine näherungsweise auch auf die schwach verstärkten 3D-Gelege angewendet werden.

Die Fasern in Dickenrichtung werden durch Weben, meist über Nähetechnik eingebracht. Die z-Faser können senkrecht zur Gelegeebene angeordnet sein, aber auch unter einem Winkel von etwa 45° . Letztere Anordnung erreicht mit Abstand die höchste Festigkeit gegen Schichtentrennung infolge Schubbeanspruchung. Es können jeweils immer nur zwei Lagen miteinander verbunden werden, die dritte Fadenrichtung kann aber auch durch mehrere Lagen gehen.

3D-Gelege lassen sich im Vergleich zu 2D-Gelegen meist rascher tränken, da mit den in Dickenrichtung verlaufenden Fasern ausgeprägte Fließkanäle vorhanden sind.

Während die Schälfestigkeit durch die dritte Verstärkungsrichtung deutlich verbessert wird, müssen im Vergleich zu 2D-Verstärkungsstrukturen, z.B. Geweben, Einbußen bzgl. der Steifigkeit und Festigkeit hingenommen werden.

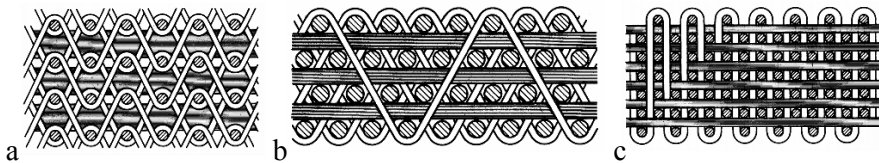


Abb. 3.23. In Dickenrichtung verstärkte Gelege **a** 3D-Gelege aus unter etwa 45° einzeln vernähten UD-Lagen **b** 3D-Gelege, bei dem mehrere Lagen zusammen vernäht wurden **c** 3D-Gelege, orthogonal vernäht

3.10.6 Maschenware: Gestricke und Gewirke

Für sehr komplizierte Geometrien wird Maschenware hergestellt. Hierunter versteht man sowohl Gestricke als auch Gewirke. Sie unterscheiden sich in der Fadenzuführung. Kennzeichen ist, dass Maschen gebildet werden, wobei bei Gestricken die Maschen offen sind. Beide Textilkonstruktionen werden rechnergesteuert exakt auf Endkontur gefertigt. Gewirke können auf Trikot- oder Raschelmaschinen hergestellt werden. Auf Trikotmaschinen werden meist feine Garne verarbeitet. Raschelmaschinen produzieren mit dickeren Fasern etwas gröbere Strukturen, z.B. auch Netze. Die Produktivität des Wirkens ist z.T. sogar derjenigen des Webens überlegen.

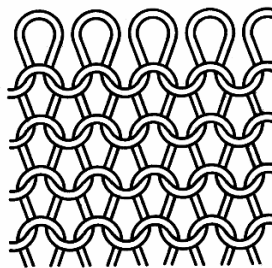


Abb. 3.24. Gestrick

Gestricke und Gewirke eignen sich sehr gut für räumliche Textilstrukturen. So kann man die Verstärkung von konischen Raketenspitzen oder Helmschalen einteilig als Gestricke ausführen. Aufgrund der Maschenform (Abb. 3.24) sind sie

außerordentlich gut drapierfähig. Da die Fasern nicht gestreckt durchlaufen, können allerdings im Vergleich zu Geweben nur etwa 25 % deren Festigkeit erreicht werden. Eine Verbesserung bis auf 80 % der Gewebefestigkeit ist möglich, wenn die Gestricke/Gewirke in Belastungsrichtung gereckt werden. Gestricke/Gewirke können im Vergleich mit Geweben und 3 D-Geweben die höchsten Schlagenergien aufnehmen [3.4].

3.10.7 Abstandsgewebe

Ein interessantes, aus Velour-Gewebekonstruktionen (Teppichboden) abgeleitetes Faserhalbzeug ist das Abstandsgewebe (integrally woven sandwich structure). Zwei Gewebe-Decklagen sind über Stegfäden mit Abstand verbunden und bilden so einen Sandwichaufbau mit einem sehr leichten Kern und hochbelastbaren Deckschichten (Abb. 3.25). Abstandsgewebe lassen sich einfach imprägnieren und expandieren elastisch ohne Hilfsmittel auf die durch die Stegfäden vorgegebene Höhe. Begrenzt man die Höhe auf beiden Seiten durch ein Werkzeug, so wird die Werkzeugkontur abgeformt. Es können beliebige Sandwichkonturen mit sich änderndem Dickenverlauf in einem Arbeitsgang erzeugt werden. Der besondere Vorteil gegenüber üblichen Sandwichkonstruktionen mit Schaumkern besteht darin, dass der Kern nicht vorab aufwändig konturiert werden muss. Varianten und Hinweise zur Verarbeitung finden sich in [3.13].

Bei Ungesättigten Polyester- oder Vinylesterharzen bleibt die Oberfläche klebrig, da das Copolymer Monostyrol verdampft. Dies wäre im Inneren des Abstandsgewebes der Fall. Imprägniert man Abstandsgewebe mit UP-Harz, so ist ein Filmbildner zuzugeben, der das Verdampfen des Styrols verhindert.

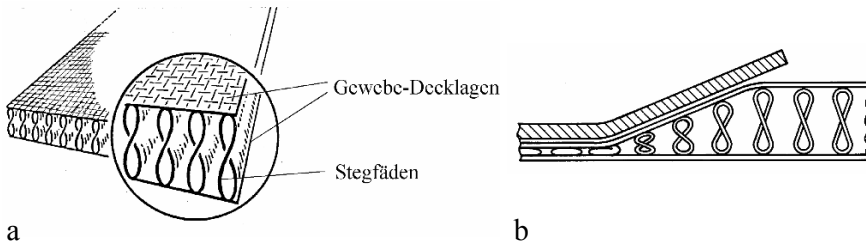


Abb. 3.25. Abstandsgewebe **a** Geometrie der Stegfäden **b** Die Stege lassen sich einfach auf beliebige Konturen drücken

3.10.8 Flechtschläuche

Ganz allgemein können alle aus der Textiltechnik bekannten Verfahren eingesetzt werden, um bestimmte Verstärkungsstrukturen zu erzeugen. Ein altes Verfahren ist das Flechten von Schläuchen (Abb. 3.26). Schläuche eignen sich insbe-

sondere zur Herstellung von Rohren und Hohlkörpern. Die Faserorientierung kommerzieller Flechtschläuche liegt bei etwa $\pm 45^\circ$. Die schiebenachgiebige textile Struktur lässt sich durch Ziehen oder Stauchen im Durchmesser verjüngen oder vergrößern. Damit ist eine Änderung der Faserorientierung gekoppelt. Dies lässt sich nutzen, Faserorientierungen gezielt in weitem Bereich einzustellen. Beispielsweise ergibt sich eine Faserorientierung von $\pm 20^\circ$, indem man einen Flechtschlauch mit gegenüber dem endgültigen Laminat deutlich zu großem Durchmesser beschafft und ihn streckt. Zur Längsachse des Bauteils bleibt die Faserausrichtung symmetrisch.

Neben Flechtschläuchen als Halbzeug gibt es Flechtmaschinen, mit denen nahezu jeder beliebig gestaltete Körper beflochten werden kann (braiding). Die Faserorientierung ist in weiten Bereichen einstellbar; auch unidirektionale Faserrichtungen in Rohrlängsrichtung sind einflechtbar.

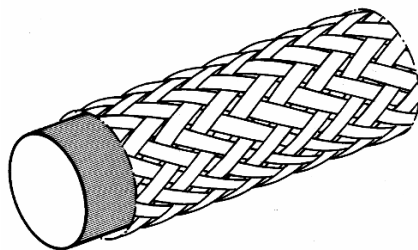


Abb. 3.26. Flechtschlauch über einen Rohrkern geschoben

3.10.9 Sticken

Ziel eines Faserverbund-Konstrukteurs ist es, die Fasern, die in ihrer Längsrichtung die höchsten Festigkeiten und Steifigkeiten bieten, in Richtung der Hauptbelastung zu orientieren. In Krafteinleitungen ändert sich häufig die Beanspruchung auf kürzester Distanz. Eine Möglichkeit, den Hauptlastpfaden zu folgen, ist es, Faserrichtungen kontinuierlich an die Spannungsänderungen anzupassen. Die notwendigen Faserorientierungen sind jedoch kaum von Hand platzierbar.

Eine elegante Möglichkeit bietet die Sticktechnik (tailored fiber placement) [3.8]. Mittels CNC-gesteuerter Automaten abgelegte Faserstränge werden in kurzen Abständen auf ein dünnes Trägergewebe festgenäht. Diese sehr schnelle, kostengünstige, exakt reproduzierbare Methode eignet sich insbesondere für lokale, nicht zu große Krafteinleitungsbereiche. Allerdings ist mit einer leichten Festigkeitsreduktion bei faserparalleler Druckbelastung zu rechnen, da die Stickfäden die Verstärkungsfasern lokal niederhalten und damit vorkrümmen.

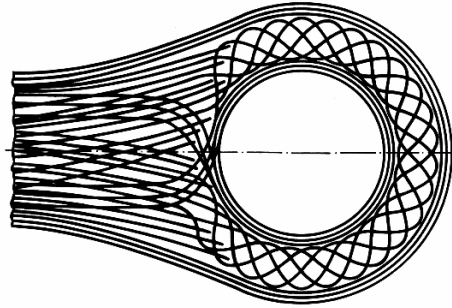


Abb. 3.27. Gestickte Faserorientierungen eines Augenanschlusses

3.10.10 Nähen

Durch Nähen (stitching) lassen sich verschiedene, auf Kontur zugeschnittene Faserhalbzeuge miteinander verbinden und dann in ein Tränkwerkzeug einlegen. Es wird so für komplexe Strukturen ein einteiliger textiler Vorformling erzeugt. Vorteilhaft ist darüber hinaus, dass durch Delaminationen gefährdete Bereiche durch die Nähfäden etwas entschärft werden. So näht man z.B. Stringer und Rippen auf Schalen und tränkt sie gemeinsam. Dazu wurden Nähverfahren entwickelt, die nur von einer Seite den Nähfaden zuführen.

3.10.11 Abreißgewebe

Wird ein Laminat in zeitlicher Stufung hergestellt oder treten Arbeitsunterbrechungen auf, so ist vor dem Aufbringen neuer, nachfolgender Faserschichten oder lokaler Verklebungen das inzwischen ausgehärtete Laminat sorgfältigst anzuschleifen, um eine große Oberfläche für eine gute Haftung zu den neu auflaminierten Schichten zu erzeugen. Eine enorme Arbeitserleichterung ist es, wenn als letzte Schicht bei einem Laminiervorgang ein sogenanntes Abreißgewebe (peel ply) auflaminiert wird. Dieses Polyamid- oder Polyestergerewebe wird kurz vor der Weiterverarbeitung vom ausgehärteten Laminat in einem spitzen Winkel zur Oberfläche abgezogen und hinterlässt dabei eine saubere, durch die Rauigkeit stark vergrößerte Klebfläche (Rautiefe je nach Abreißgewebetyp zwischen $R_z \approx 60\text{--}100\text{ }\mu\text{m}$). Das aufwändige Anschleifen und die damit verbundene Staubentwicklung entfällt! Die konsequente Verwendung von Abreißgewebe trägt erheblich zur Sauberkeit in einem FKV-verarbeitenden Betrieb bei.

Abreißgewebe ist also kein Verstärkungshalbzeug, sondern ein Fertigungshilfsmittel. Damit es nicht irrtümlich im Laminat verbleibt, wird es mit farbigen Fäden gekennzeichnet.

Zwischen den bereits ausgehärteten Schichten und der flüssigen neuen Matrix bildet sich keine echte chemische Verbindung, sondern eine sehr gute Verkle-

bung. Ihre Güte rührt daher, dass einerseits jeglicher Schmutz durch das Abreißgewebe mit entfernt wird und andererseits die Oberfläche, in der die Adhäsionskräfte wirksam werden, stark *vergrößert* wurde (Abb. 3.28). Außerdem findet eine Aktivierung der ausgehärteten Laminatschichten statt. Zwischen Abreißen und Weiterlaminieren sollte daher keine allzu große Zeitdifferenz liegen (allerhöchstens wenige Stunden), da sich die Oberflächenaktivierung wieder verliert.

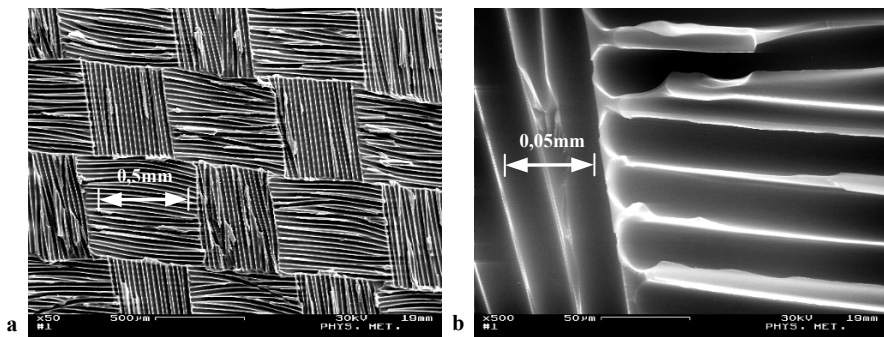


Abb. 3.28. Durch Abreißgewebe erzeugte Oberflächenvergrößerung **a** Abdruck des Abreißgewebes auf einem Laminat **b** Detailvergrößerung

Zum Abreißen großer Flächen werden hohe Kräfte benötigt. Man kann sich die Arbeit erleichtern, wenn man das Gewebe in schmalen Streifen anschneidet und diese entlang der Webrichtung reißt. Sind die Abziehkräfte noch zu hoch oder muss in schwer zugänglichen Bereichen abgezogen werden, so empfiehlt es sich, Abreißgewebe mit spezieller Antihaftrüstung zu verwenden [3.28]. Allerdings muss dann darauf geachtet werden, dass die Antihaftrüstung nicht auf der Klebfläche zurückbleibt und diese für die Haftung nachträglicher Laminat- oder Lackschichten kontaminiert.

Da Polyamid eine höhere Wasseraufnahme als Polyester hat, zeigt Polyamid-Gewebe eine geringere Haftung und damit geringere Schälkräfte. Die Temperatureinsatzgrenze der Polyamid- und Polyester-Abreißgewebe liegt bei ungefähr 200 °C. Bei darüber liegenden Härtetemperaturen muss man auf PTFE beschichtetes Glasgewebe als Abreißgewebe ausweichen.

Abreißgewebe ist ein multifunktionales Halbzeug. Neben dem primären Zweck, eine vergrößerte, saubere Klebfläche zu erzeugen, lässt sich Abreißgewebe vielfältig nutzen:

- Handwerklich mit Matrixharz getränkte Gewebe usw. werden häufig zum Abschluss mit einer Folie abgedeckt, und es wird – nachdem die Folienränder abgedichtet wurden – Vakuum unter der Folie gezogen. Auf diese Weise entfernt man Luftpinschlüsse im Laminat und erhält zusätzlich einen Anpressdruck von etwa 1 bar, der das Laminat kompaktiert. Insgesamt werden die Festigkeiten des Laminats durch diese sogenannte *Vakuumsackmethode* erheblich verbessert. Hier sorgt das Abreißgewebe als oberste Schicht für die notwendige Luft-

durchlässigkeit, wenn Vakuum angelegt wird. Abreißgewebe dient also als *Entlüftungsschicht*.

- Abreißgewebe saugt überschüssiges Matrixharz auf. Lokale Matrixanhäufungen („Harzseen“) werden mit dem Abreißgewebe entfernt und somit sowohl die Laminatdicke als auch das Faser-Matrix-Verhältnis über größere Flächen gleichmäßig.
- Abgezogenes Abreißgewebe hinterlässt eine gleichmäßig raue, optisch ansprechende Fläche. Lamine, die ohne Werkzeugkontakt aushärten, zeigen an der Oberfläche oftmals unschöne Gewebeausfransungen und lokale Matrixanhäufungen. Insofern lässt sich Abreißgewebe auch nutzen, um die Qualitätsanmutung eines Laminats zu verbessern.
- Die Rauigkeit eines entfernten Abreißgewebes erhöht die Rutschfestigkeit von Bauteiloberflächen, z.B. bei Booten und Surfbrettern.
- In einigen Fällen – z.B. bei FKV-Antriebswellen – belässt man das Abreißgewebe als Schlag- und Abrasionsschutz auf dem Bauteil.
- Bei Rohren ergibt sich ein zusätzlicher Fertigungsvorteil. Das Rohr wird zum Abschluss mit einem Abreißgewebeband umwickelt. Bei Temperaturerhöhung – also beim Härten des Laminats – schrumpfen die Polymerfasern, kompaktieren das Rohrlaminat und pressen überschüssiges Harz samt Luftporen aus.

3.10.12 Blitzschutz, elektrische Abschirmung

Blitzschutzmaßnahmen sind nur bei CFK-, jedoch nicht bei GFK-Bauteilen notwendig. Lediglich wenn Metallteile in GFK-Strukturen einlaminieren werden, sollte man auf einen ausreichend großen, d.h. isolierenden Abstand der einzelnen Metallteile achten.

In blitzgefährdeten Faserverbund-Strukturen werden, um die hohen Ströme abzuleiten, zumeist leichte, engmaschige Kupfer- oder Aluminiumnetze einlaminieren [3.31]. Verbreitet sind insbesondere Cu-Gewebe. Aber auch Mischgewebe aus Kohlenstoff- und AlMg5-Fasern sind erhältlich. Die Gewebe werden mit verstärkten Stromleiterschienen verbunden, über die Ströme gesammelt und abgeleitet werden. Eine andere Möglichkeit ist es, Glas-, C- oder Aramidfasern zu metallisieren [3.5]. Als am besten geeignete Möglichkeit haben sich dabei Nickelüberzüge herauskristallisiert.

Ein weiteres wichtiges Einsatzgebiet metallisierter Gewebe ist, neben dem Blitzschutz, die Abschirmung gegenüber elektromagnetischen Wellen. Es besteht die gesetzliche Pflicht, elektrische Geräte durch schirmende Gehäuse sowohl störfest zu machen, als auch die Abstrahlung zu minimieren (EMV = elektromagnetische Verträglichkeit). In unverstärkten Kunststoffen werden häufig Edelstahlfasern eingearbeitet. Die Faserform eignet sich für EMV-Anwendungen besonders gut, da hiermit durchgängige Strompfade erzeugt werden können. Edelstahlfasern sind aus Leichtbaugründen zu vermeiden. Und obwohl C-Fasern

elektrisch leitfähig sind, haben CFK-Lamine allein nur eine geringe Abschirmwirkung. Eine Alternative sind metallisierte Gewebe. Sehr leichtgewichtig sind mit Kupfer metallisierte Polyacrylnitril-Vliese (PAN) (1,8–3,4 % Metallgehalt). Die Abschirmwirkung nimmt zu, wenn zwei Vliese um 90° verdreht zueinander geschichtet werden [3.21].

3.11 Lagerungs- und Verarbeitungshinweise

Faserschichten sind temperatur- und feuchtempfindlich. In erster Linie bestimmt daher die Schlichte die Lagerbedingungen für Fasern.

- Fasern sind kühl und trocken zu lagern. Gewebekanten sind ungeknickt, am besten aufgerollt aufzubewahren. Schmutz und Staub verhindern die Verklebung mit der Matrix. Daher sind Faserhalbzeuge unbedingt abzudecken. Beeinträchtigt sind insbesondere die oberflächennahen Fasern. Insofern empfiehlt es sich bei länger gelagerten Faserspulen- oder Halbzeugrollen, die oberste Schicht abzuwickeln und wegzuworfen oder aber sie bewusst für ein niedrig beanspruchtes Bauteil zu verwenden. Es sollten nur die Mengen ausgepackt werden, die unmittelbar zur Verarbeitung kommen.
- Aramidfasern werden, wie fast alle Polymere durch UV-Licht abgebaut. Sie sind daher vor Licht geschützt, z.B. in schwarzer Folie eingeschlagen zu lagern.
- Da die Schichten auf Polymerbasis auch mit Luftsauerstoff reagieren, reduziert sich deren Haftungsverbesserung. Insofern sind überlange Lagerzeiten zu vermeiden. Bei „überlagerten“ Fasern wurden signifikante Verluste der Haftfestigkeit gemessen. Es sind die Lagerzeit-Empfehlungen (storage life) der Hersteller zu beachten. Bei Zweifel ist mittels Bruchversuchen zu überprüfen, ob die Haftung Faser-Matrix noch ausreichend ist. Dazu empfehlen sich insbesondere Zugversuche quer zur Faserrichtung.
- Vielfach sind die Einzelfasern von Faserbündeln durch die Schlichte verklebt. Damit wird die Benetzung durch die Matrix be- z.T. sogar verhindert. In diesem Fall muss der Schlichteauftrag durch Ziehen und Umlenken der Faserbündel über feinst polierte Bolzen aufgebrochen werden.
- Faserführungen sind sorgfältig zu gestalten, um Beschädigungen und Bruch einzelner Filamente zu vermeiden. Dies gilt um so mehr, je höher die Steifigkeit der Faser ist. Die Anzahl der Führungen ist gering zu halten. Umlenkwinkel sollten nicht zu groß sein, damit die Filamente nicht durch Biegung gebrochen werden. Günstig sind Ösen mit großen Radien und möglichst harter Oberfläche. E-Glas z.B. weist die Härte eines mittelharten Stahls auf. Führungsösen mit zu niedriger Oberflächenhärte würden rasch Riefen bekommen und die Filamente stark schädigen. Bewährt haben sich polierte Ösen aus gehärtetem Stahl, z.B. Wälzlagerstahl 100Cr6. Keramikösen sind ebenfalls auf dem Markt. Allerdings haben einige Keramiken zu raue Oberflächen. Dies ist gut im Raster-Elektronen-Mikroskop (REM) überprüfbar.

- Aus der Tatsache, dass man die Fasern mit Haftvermittlern versieht, ist zu schließen, dass die Fasern keinesfalls mit *bloßen Händen* berührt werden dürfen, da sich Hautabsonderungen als Trennmittel auswirken und die Haftung verschlechtern. Um bei qualitativ hochwertigen Strukturbauteilen lokale Haftungsverschlechterungen zu vermeiden, sind Baumwoll-Handschuhe zu tragen. Dies schützt auch vor Hautverletzungen durch spröde Fasern.
- Fasern dürfen nicht mit Lösungsmitteln benetzt werden. Sie verändern oder lösen die Schlichte auf.
- Unbedingt angeraten ist es, Fasern und Schlichte vor der Verarbeitung durch Trocknen von Feuchte zu befreien. Dies gilt insbesondere für die Aramidfaser, die Wasser aus der Luftfeuchte aufnimmt. Es wird eine Trocknung bei 105 °C über mind. 12 h empfohlen. Glas- und Kohlenstofffasern hingegen sind nicht durchfeuchtet. Nur an der Oberfläche hat sich die Umgebungsfeuchte angelagert. Sie kann durch kurze Trocknung entfernt werden. Die Fasern müssen so bald wie möglich nach der Trocknung getränkt werden.
- Kohlenstofffasern sind elektrisch gut leitfähig. Elektrische Maschinen und ihre Steuerungselektronik müssen unbedingt gegen das Einsaugen von Filamentbruchstücken und Abriebpartikeln geschützt werden. Es hat sich bewährt, Lüfter mit feinen Filtern zu versehen oder Schaltschränke unter Luftüberdruck zu setzen. Die Führungen, an denen C-Fasern umgelenkt werden und an denen damit Abrieb entsteht, sind zu kapseln oder zumindest regelmäßig mit dem Staubsauger zu reinigen.

3.12 Methodik zur Faserauswahl

3.12.1 Wahl des Fasertyps

Die Entscheidung für bestimmte Fasern – wenn es in erster Linie auf die mechanischen Eigenschaften ankommt – ist einfach:

- Reicht die Steifigkeit von Glasfasern aus und kann die Dichte akzeptiert werden, so sind sie als preisgünstigste Verstärkungsfasern erste Wahl. Kommen sie – im Rohr- oder Behälterbau – mit aggressiven Medien in Kontakt, so sind die besonders resistenten Glasfasertypen zu verwenden (*Advantex®*).
- Wünscht man steifere Bauteile, so empfehlen sich C-Fasern, wobei man zuerst einmal versucht, mit Standard-C-Fasern auszukommen. Evtl. mischt man die teureren C-Fasern mit preisgünstigeren Glasfasern ab. Soll aus Prestige Gründen die CFK-Anmutung mit sichtbaren Fasern im Vordergrund stehen, so sollte man an der Oberfläche keine zu groben, sondern feine Gewebe mit 3k-Garn einsetzen. Einen sehr hohen Wertigkeit wird einem Produkt durch Mischgewebe aus C-Fasern mit eingefärbten Glasfasern verliehen.
- Möchte man Bauteile besonders leicht gestalten, so setzt man C- oder sogar Aramidfasern ein. Aramidfasern eignen sich gut dazu Glasfasern zu substituieren, allerdings zu einem erheblich höherem Preis. Sie weisen gegenüber Glas-

fasern nur wenig erhöhte Steifigkeiten und Festigkeiten auf. Die Masse verringert sich – bei etwa gleich bleibender Fasermenge – jedoch allein aufgrund des Dichtevorteils um etwa 25–30 %.

- Sind Strukturbauteile schlaggefährdet, so nutzt man die hohe Zähigkeit von Aramid- oder PE-Fasern. Um dem spröden Bruch eines C-Faser-Laminats zu begegnen, werden z.B. in Rennsport-Monocoques, Flugzeugcockpits von Leichtflugzeugen usw. Mischgewebe aus C-Fasern mit Aramid- oder PE-Fasern eingesetzt. Hierbei verfolgt man folgende Aufgabenteilung: Die C-Fasern bringen ihre hohe Steifigkeit und Festigkeit ein, die Polymerfasern sorgen dafür, dass bei Schlagbeanspruchung die Struktur nicht spröde in Einzelteile zerbricht, sondern als Einheit – im Falle eines Cockpits als Überlebensraum – erhalten bleibt.

Stehen spezielle Anforderungen im Vordergrund, so legen sie meist auch den Fasertyp fest. Zum Beispiel genügen in erster Linie C-, SiC-, Al_2O_3 -Fasern hohen Temperaturanforderungen.

In schwierigeren Einsatzfällen und bei speziellen Fragen wird empfohlen, sich von den *anwendungstechnischen Abteilungen* der Faser- und Halbzeughersteller eingehend beraten zu lassen. Hier liegt ein langjähriger und immer *aktueller* Erfahrungsschatz zu Fasern, Halbzeugen und deren Verarbeitung vor, der die eigene Entwicklungszeit und Entwicklungskosten erheblich reduzieren kann. Man erhält dort auch diejenigen Detailinformationen, die hier im Text nicht aufgenommen werden können, einerseits weil dies den Umfang sprengen würde und andererseits, weil eine kontinuierliche Aktualisierung aller Weiterentwicklungen und neuen Produkte kaum möglich ist. Erste Vorabinformationen können über Suchmaschinen anhand der genannten Handelsnamen aus dem Internet abgerufen werden.

3.12.2 Wahl und Überprüfung der geeigneten Schlichte

Da es sich bei der Verbindung von Fasern und Matrix um eine Verklebung handelt, hängt deren Haftfestigkeit sehr stark von den Eigenschaften der Grenzfläche zwischen Fasern und Matrix ab. Erst eine hohe Haftfestigkeit – d.h. der Haftvermittler – macht FKV zu Hochleistungswerkstoffen! Bei der Faserbestellung ist also unbedingt auf die passende Schlichte zu achten. Sie wird auf die jeweilige Matrix abgestimmt. Folgende Anforderungen sollten bei der Schlichteauswahl berücksichtigt werden:

- Ob eine gute Haftung zwischen Fasern und Matrix vorliegt, lässt sich am sichersten anhand der *Querzugfestigkeit* beurteilen, also der Festigkeit einer UD-Schicht bei Belastung quer zur Faserrichtung. Sie reagiert besonders empfindlich auf jedwede Veränderungen.
- Insbesondere die *Nassfestigkeit* wird durch ein passendes Finish erheblich verbessert. Dies ist z.B. für den Schwimmbad- und Bootsbau wichtig. Ein guter Haftvermittler bindet die Matrix eng an die Faser und verhindert den Wasser-

zutritt zu der ansonsten hydrophilen Glasfaser. Höhere Temperaturen beschleunigen die Diffusion des Wassers. Insofern ist der „Kochtest“ – d.h. eine Überlagerung von hoher Feuchte und hoher Temperatur – eine schnelle, harte Methode, die Güte einer Schlichte zu überprüfen (Abb. 3.29). Man misst die Querkzugfestigkeit an „gekochten“ Probekörpern.

- Es ist sicher zu stellen, dass die Schlichte, die die Filamente verklebt, vor der Matrixbenetzung vollständig aufgebrochen wird. Alle Filamente müssen einzeln sein. Man erreicht dies, indem man schlichteverklebte Rovings schwach um polierte Bolzen umlenkt. Geschieht dies nicht, so bleibt der Garn- oder Rovingquerschnitt im Laminat erhalten. Die Faserverteilung ist stark inhomogen. Punktuell noch mit Schlichte verklebte Faserbündel kann man bei GFK als kurze, silbrige Streifen im ansonsten transparenten Laminat ausmachen. Sie sind Fehlstellen und reduzieren z.B. die Zugfestigkeit quer zur Faserrichtung. Ob sich ein Roving einfach „öffnet“, d.h. die Schlichte vollständig aufbricht und der Roving locker in seine Einzelfilamente zerfällt, kann man überprüfen, indem man den Roving über eine Ecke zieht.
- Sollen Gewebe im Handauflegeverfahren verarbeitet werden, so ist insbesondere auf die Steifigkeitserhöhung durch die Schlichte zu achten. Ungenügend schmiegsame Gewebe lassen sich nicht in engen Radien verlegen und führen zu Lufteinschlüssen [3.12].
- Bei Matrixsystemen, die bei hohen Temperaturen, z.B. oberhalb 200 °C, nachgehärtet werden, ist sicherzustellen, dass die Schlichte ausreichend temperaturbeständig ist.

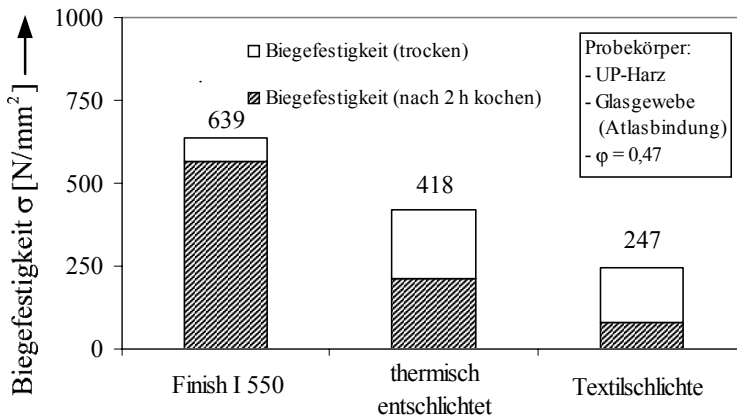


Abb. 3.29. Bedeutung der Schlichte für die Faser-Matrix-Haftung bei GFK, überprüft anhand des „Kochtests“ (nach [3.29])

3.12.3 Zur Beschaffung und Bewertung von Faserdaten

Da die Fasern *die* zentrale Komponente eines Faser-Kunststoff-Verbunds bilden, benötigt der Konstrukteur zwangsläufig eine Reihe von Faserdaten. Den notwendigen Umfang zusammen zu stellen, ist meist mühselig und mit einer Reihe von Problemen behaftet. Häufig müssen dazu mehrere Quellen heran gezogen werden. Die Messmethoden sind z.T. unterschiedlich oder sind nicht immer angegeben. Darüber hinaus wird vielfach nur der Mittelwert einer Stichprobe notiert. Angaben über Verteilungen, Varianz usw. fehlen. Erschwerend kommt hinzu, dass für die Laminatanalyse Daten benötigt werden, die an den zwischen 5-24 μm dicken Einzelfasern schwerlich messbar sind, z.B. der Elastizitätsmodul quer zur Faserichtung. Festigkeitswerte für Prospekte werden meist an völlig ungeschädigten Einzelfasern gemessen. Diese Werte finden sich in Laminaten aufgrund von Faserschädigungen bei der Verarbeitung und insbesondere dem ungleichförmigen Tragverhalten der Einzelfasern nicht wieder.

Es wird folgende Vorgehensweise zur Beschaffung von Werkstoffdaten empfohlen:

- Wird ein Faser-Matrix-System sehr häufig – quasi als Standard – eingesetzt oder handelt es sich um wichtige Sicherheitsbauteile, so müssen die notwendigen Daten selbst ermittelt werden. Dies sollte nicht an Einzelfasern, sondern am Verbund, z.B. der unidirektionalen Schicht geschehen, da auf diese Weise auch Einflüsse wie Haftung, Fertigungsschädigungen, höhere Temperaturen usw. mit erfasst werden. Evtl. muss man jede Faserlieferung neu überprüfen. Von Kohlenstofffasern ist bekannt, dass Steifigkeit und Dichte von Los zu Los schwanken können. Durch eigene Messungen erhält man die zuverlässigsten Werte, einschließlich deren statistischen Verteilung.
- Vielfach ist es ratsam, kein neues, eigenes Faser-Matrixsystem auszuwählen, sondern sich für ein System zu entscheiden, das schon weit verbreitet in Strukturbauteilen eingesetzt wird. Man gewinnt mehrere Vorteile: Die Systeme sind bewährt. Von den Rohstoff-, Halbzeug- und Bauteilherstellern wurden umfangreiche Daten ermittelt. Sie liegen den Zulassungs- und Überwachungsgesellschaften (*Germanischer Lloyd (GL)*, *Luftfahrtbundesamt (LBA)*, *Europäische Agentur für Flugsicherheit (European Aviation Safety Agency, EASA)*, *Technische Überwachungsvereine (TÜV)* usw.) vor. Sind die Daten verfügbar, so spart man eigene kostspielige, lang andauernde Qualifizierungsversuche.
- Für Vorauslegungen kann man Daten von artverwandten Fasern auf den eigenen Fasertyp übertragen.
- Prospekt Daten eignen sich meist nur für Vorauslegungen. Grund hierfür ist, dass Steifigkeiten und Festigkeiten meist an einem einzelnen Filament gemessen werden. Diese Werte sind jedoch nicht für den realen Verbund repräsentativ, weil hier ein *Faserbündel* vorliegt. In einem Bündel tragen nicht alle Fasern gleichmäßig. Die direkter orientierten sind höher belastet und versagen früher. Der Restquerschnitt verringert sich und gleichzeitig werden aufgrund der Lastumverteilung die restlichen Fasern stärker beansprucht. Das vollständige Bruch

der Probe tritt somit bei niedrigerer Last auf und man erhält meist einen geringeren Festigkeitswert am Bündel als an der Einzelfaser.

Literatur

- 3.1 Blumenberg H (1986) Aramidfasern. In: Verstärkte Kunststoffe in der Luft- und Raumfahrttechnik. Kohlhammer, Stuttgart
- 3.2 Brouwer WD (2000) Natural Fibre Composites: Where Can Flax Compete with Glass? SAMPE Journal, Vol. 36, No. 6, 18–23
- 3.3 Colan M, Puck A, Riviere D (1974) Reduction of the Dimensions of Towers by Means of Insulating Elements of Synthetic Material. International Conference on Large High Voltage Electric Systems. Paris
- 3.4 Drechsler K (1992) Beitrag zur Gestaltung und Berechnung von Faserverbundwerkstoffen mit dreidimensionaler Textilverstärkung. Diss. Universität Stuttgart
- 3.5 Ebner H (1986) Verbundwerkstoffe mit metallisierten Verstärkungsfasern. Kunststoffe 76, 3: 258–262
- 3.6 Fitzer E, Heine M (1986) Kohlenstofffasern. In: Verstärkte Kunststoffe in der Luft und Raumfahrttechnik. Kohlhammer, Stuttgart
- 3.7 Flemming M, Ziegmann G, Roth S (1995) Faserverbundbauweisen, Fasern und Matrices. Springer, Berlin
- 3.8 Gliesche K, Rothe H, Feltin D (1996) Technische Gestricke als kraftflußgerechte Textilkonstruktionen für Faserverbund-Bauteile. Konstruktion 48, 114–118
- 3.9 Griffith A (1920) The Phenomena of Rupture and Flow in Solids
- 3.10 Hillermeier K (1977) Aramidfasern. In: Kohlenstoff- und aramidfaserverstärkte Kunststoffe. VDI-Verlag, Düsseldorf, S 29–43
- 3.11 Hofmann R (1986) Textilglasfasern. In: Verstärkte Kunststoffe in der Luft- und Raumfahrttechnik. Kohlhammer, Stuttgart
- 3.12 Hörsch F (1965) Neue Glasgewebe-Finishs. Kunststoffe 55, 12: 909–912
- 3.13 Hörsch F (1990) Dreidimensionale Verstärkungsmaterialien für Faserverbundwerkstoffe. 23. AVK-Tagung, Mainz, B 8–10
- 3.14 Kiefer W (1989) Das Glas. In: Neue Werkstoffe. VDI-Verlag, Düsseldorf
- 3.15 Lissewski D, Moeller J, Puck A (1974) Höchstspannungs-Prüftransformator für 2,4 MV mit GFK/Gießharz-Isoliermantel. Kunststoffe 64, 12
- 3.16 Lux R (2007) 20 Jahre Erfahrung mit GFK in der Raugasreinigung. In: Tagungsband 5. GFK Unlimited, 7.–8. März, Fürstenfeldbruck
- 3.17 Niederstadt G (1981) Verbundwerkstoffe mit Hohlfasern. In: Verarbeiten und Anwenden kohlenstoffaserverstärkter Kunststoffe. VDI-Verlag, Düsseldorf
- 3.18 Nonhoff G, Jäger M (2007) GFK im Grenzbereich. Rauchgasanwendungen mit Bypassbetrieb. In: Tagungsband 5. GFK Unlimited, 7.–8. März, Fürstenfeldbruck
- 3.19 Owens-Corning Fiberglas (1993) Datenblatt zur HOLLEXTM Fiber. Pub. No. 1-ASP-18355
- 3.20 Owens-Corning Fiberglass (1994) High strength glass fibers. Pub. No. 1-PL-19025
- 3.21 Pflug G, Reinemann S, Vorbach D (2001) Leitfähige Verbundwerkstoffe durch Einsatz metallisierter PAN-Fasern für EMV-Anwendungen. In: Tagungshandbuch 4. Internationale AVK-TV-Tagung, Baden-Baden

- 3.22 Rose PG (1977) Hochfeste Kohlenstofffasern: Herstellung und Eigenschaften. In: Kohlenstoff- und aramidfaserverstärkte Kunststoffe. VDI-Verlag, Düsseldorf
- 3.23 Rose PG (1981) Hochfeste C-Fasern auf PAN-Basis, Einsatzformen und Eigenschaften im CFK-Verbund. In: Verarbeiten und Anwenden kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe. VDI-Verlag, Düsseldorf
- 3.24 Schik JP (1993) GFK für die Sanierung einer Kläranlage. 25. AVK-Jahrestagung, Berlin
- 3.25 Scholz D (1993) Duroplastische Schutzschichten für tragende Bauteile aus GF-UP. 25. AVK-Jahrestagung, Berlin
- 3.26 Schommer R (1992) Thermoplast-Liner im Behälterbau. In: Kunststoffe 82, 3: 248–252
- 3.27 Spaude R (1984) Korrosion und Alterung von Glasfasern und glasfaserverstärkten Duroplasten. Diss. D34, Universität Kassel
- 3.28 Sprenger KH (1985) Abreißgewebe - Ein Hilfsstoff für die Herstellung und die Verarbeitung von Faserverbundwerkstoffen. In: Kunststoffe 75, 2, 76–79
- 3.29 Sprenger KH (1988) Moderne Faserverbundwerkstoffe im Boots- und Schiffbau. In: Kunststoffe im Boots- und Schiffsbau: VDI-Verlag, Düsseldorf, 1–21
- 3.30 Thiele C, Scholz D (1993) Lagerung von Prozeßschwefelsäure in GFK-Tanks über fast zwei Jahrzehnte. 25. AVK-Jahrestagung, Berlin
- 3.31 Woithe K (1984) Blitzschutz von kohlefaserverstärkten Kunststoffen. In: Entwicklung und Anwendung von CFK-Strukturen. DGLR-Bericht 84-02, Bonn

Normen

- 3.32 DIN 18820 (1991) Lamine aus textilglasverstärkten ungesättigten Polyester- und Phenacrylatharzen für tragende Bauteile. Teil 3: Schutzmaßnahmen für das tragende Laminat
- 3.33 DIN 29 965 (1992) Luft- und Raumfahrt. Kohlenstofffasern. Kohlenstofffilamentgarne. Technische Lieferbedingungen
- 3.34 DIN 53811 (1970) Prüfung von Textilien. Faserdurchmesser-Messung
- 3.35 DIN 61853 (1987) Textilglas. Textilglasmatten für die Kunststoffverstärkung. Teil 1: Technische Lieferbedingungen. Teil 2: Einteilung, Anwendung
- 3.36 DIN 61854 (1987) Textilglas. Textilglasgewebe für die Kunststoffverstärkung. Filamentgewebe und Rovinggewebe. Teil 1: Technische Lieferbedingungen. Teil 2: Typen
- 3.37 DIN 61855 (1987) Textilglas. Textilglasrovings für die Kunststoffverstärkung. Teil 1: Technische Lieferbedingungen. Teil 2: Einteilung, Anwendung
- 3.38 DIN 65060 (1987) Luft- und Raumfahrt. Textilglas. Textilglasfilament-Rovings für die Kunststoffverstärkung. Technische Lieferbedingungen
- 3.39 DIN 65066 (1991) Luft- und Raumfahrt. Textilglas. Gewebe aus Glasfilamentgarn. Technische Lieferbedingungen
- 3.40 DIN 65184 (1985) Luft- und Raumfahrt. Kohlenstofffasern. Hochfeste Kohlenstofffilamentgarne
- 3.41 DIN 65569 (1992) Luft- und Raumfahrt. Verstärkungsfasern. Bestimmung der Dichte von Filamentgarnen. Auftriebsverfahren

-
- 3.42 DIN EN 12127 (1997) Textilien. Textile Flächengebilde. Bestimmung der flächenbezogenen Masse unter Verwendung kleiner Proben
 - 3.43 DIN EN 12654 (1998) Textilglas. Garne. Teil 1: Bezeichnung. Teil 2: Prüfverfahren und allgemeine Anforderungen Teil 3: Allgemeine Anforderungen für allgemeine Anwendungen
 - 3.44 DIN EN ISO 1886 (1994) Verstärkungsfasern. Stichprobenanweisungen für die Los-
eingangsprüfung
 - 3.45 DIN EN ISO 1889(1997) Verstärkungsgarne. Bestimmung der Feinheit
 - 3.46 DIN EN ISO 1890 (1997) Verstärkungsgarne. Bestimmung der Drehungszahl
 - 3.47 DIN EN ISO 2078 (1994) Textilglas. Garne – Bezeichnung
 - 3.48 DIN EN ISO 5084 (1996) Textilien. Bestimmung der Dicke von Textilien und texti-
len Erzeugnissen
 - 3.49 DIN EN ISO 9163 (1998) Textilglas. Rovings. Herstellung von Probekörpern und Be-
stimmung der Zugfestigkeit von imprägnierten Rovings
 - 3.50 DIN EN ISO 13002 (1999) Kohlenstofffasern. Bezeichnungssystem für Filamentgarne
 - 3.51 DIN ISO 3060 (1994) Baumwollfasern. Bestimmung der Bündelfestigkeit
 - 3.52 EN ISO 2078 (1994) Textilglas, Garne – Bezeichnung
 - 3.53 EN ISO 5079 (1995) Textilien. Fasern. Bestimmung der Höchstzugkraft und Höchst-
zugkraftdehnung an Spinnfasern
 - 3.54 ISO 7822 (1990) Textile glass reinforced plastics – determination of void content
Loss of ignition, mechanical deintegration and statistical counting methods
 - 3.55 Werknorm BASF AG, BAYER AG, CWH AG, HÖCHST AG, GOLDSCHMIDT
AG, ODE GmbH (1985) Apparate und Behälter aus glasfaserverstärkten Kunststoffen
(GFK) auf Basis von UP-Harzen. Konstruktionsbeispiele

4 Polymere Matrixsysteme

Ziel dieses Kapitels ist es, einen Überblick über polymere Matrixsysteme (matrix systems) zu geben und das notwendige Hintergrundwissen und die Methodik zur *Auswahl* zu vermitteln.

4.1 Aufgaben und Einteilung der Matrixsysteme

In einem Faser-Kunststoff-Verbund übernimmt die Matrix folgende Aufgaben:

- sie fixiert die Fasern in der gewünschten geometrischen Anordnung und hält die scheuerempfindlichen Fasern auf Abstand
- sie verklebt die Fasern miteinander und leitet damit sowohl die Kräfte in die einzelne Faser als auch von einer Faser zur anderen
- sie übernimmt mechanische Lasten, insbesondere bei Beanspruchung quer zur Faserrichtung und bei Schubbeanspruchung
- sie stützt die Fasern bei Druckbeanspruchung in Faserlängsrichtung gegen Schubknicken
- sie verklebt die einzelnen Laminat-Schichten miteinander und leitet Kräfte von einer Schicht zur anderen
- zähe Matrixsysteme wirken als Rissstopper
- sie schützt die Fasern vor Umgebungseinflüssen; z.B. vor mechanischem Abrieb, Einwirkung von chemischen Reagenzien, Einwirkung energiereicher Strahlung, usw.

Fast alle Eigenschaften des Verbundwerkstoffs werden von der Matrix *entscheidend* beeinflusst: Dichte, Steifigkeitswerte, Festigkeitswerte, Kriech- und Relaxationsverhalten, Schlagzähigkeiten, Temperatur-Einsatzgrenzen, thermische Ausdehnungskoeffizienten, Wärmeleitfähigkeiten, Chemikalienbeständigkeit, Witterungs- und Alterungsbeständigkeit, Brandverhalten usw. Dabei ist die Matrix zumeist das schwächste Glied im Verbund. Dementsprechend ist der Auswahl einer geeigneten Matrix sowie ihrer Verarbeitung besondere Aufmerksamkeit zu widmen.

Als polymere Matrixsysteme kommen Duroplaste, Thermoplaste oder Elastomere in Betracht.

4.1.1 Duroplaste

Duroplaste (thermosets) sind die ältesten und die am häufigsten verarbeiteten Matrixsysteme der Faserverbundtechnik. Ihre Makromoleküle bestehen aus tri- oder multifunktionellen Monomeren. Der endgültige, feste Formstoff entsteht durch eine chemische Vernetzungsreaktion, die sogenannte *Härtung*. Man bezeichnet diese Art der Duroplaste deswegen als Reaktionsharze, kurz Harze (resins). Um die Reaktion in Gang zu setzen, muss vor der Verarbeitung eine weitere Komponente, der sogenannte *Härter* zudosiert werden. Harz und Härter vernetzen *räumlich engmaschig* zu hochmolekularen Stoffen (Abb. 4.1). Die Anordnung der Molekülketten ist ungeordnet, d.h. Duroplaste sind *amorph*. Die Vernetzungsreaktion wird durch Wärme, Strahlung oder Katalysatoren gestartet und insbesondere durch höhere Temperaturen beschleunigt.

Duroplaste weisen eine Reihe von Vorteilen auf:

- Aufgrund der engen und räumlichen Netzstruktur und basierend auf den starken Hauptvalenzbindungen besitzen sie einen hohen Elastizitätsmodul, eine geringe Kriechneigung und eine sehr gute thermische und chemische Beständigkeit. Daher sind sie im ausgehärteten Zustand nur schwach quellbar und in Lösungsmitteln nicht löslich.
- Der Grad der Vernetzung, d.h. die Anzahl der Vernetzungsstellen (Vernetzungsdichte) bestimmt die Eigenschaften. So steigen mit der Vernetzungsdichte die Steifigkeit und die Beanspruchbarkeit bei höheren Temperaturen.
- Ohne besondere Maßnahmen verhalten sich Duroplaste eher spröde. Neue Generationen weisen jedoch ausgezeichnete Risszähigkeiten auf. Die hohe Risszähigkeit wird z.T. über den Zusatz von Kautschuk oder Thermoplastpartikeln erreicht. Eine anderer Ansatz ist es, die Netzwerkdichte zu erniedrigen und die Netzbogenlänge zu erhöhen. Das Netzwerk wird so beweglicher, wodurch gleichzeitig aber auch die Temperaturbelastbarkeit sinkt. Letzteres lässt sich kompensieren, indem die Polymerketten selber durch „sperrige“ Ringstrukturen oder polare Gruppen versteift werden.
- Ihre Verarbeitung ist relativ unproblematisch, da sie meist sehr dünnflüssig gehalten werden können, so dass man die Benetzung/Verklebung der Fasern einfach und zuverlässig bewerkstelligen kann.
- Es liegen langjährige, umfangreiche Erfahrungen vor, sowohl hinsichtlich der Werkstoffeigenschaften als auch der Verarbeitung.

Als Nachteile sind zu nennen:

- Ein Aufschmelzen der Duroplaste ist wegen der unlöslichen Vernetzung nicht möglich. Demzufolge sind Duroplaste nicht schweißbar.
- Mit dem Vernetzungsgrad sinkt leider die Zähigkeit ab und die Duroplaste zeigen ein zunehmend sprödes Bruchverhalten. Unverstärkt, also ohne Zugabe von Füllstoffen oder Verstärkungsfasern, sind sie als Konstruktionswerkstoffe *ungeeignet*.

- Die positiven Auswirkungen der engen, dreidimensionalen Vernetzung stellen für ein kostengünstiges Recycling der Duroplaste ein erhebliches Hindernis dar. Ein einfaches Aufschmelzen mit anschließender neuer Formgebung – wie bei den Thermoplasten – ist nicht möglich. Bislang behilft man sich damit, duroplastische Verbunde zu zermahlen und als Füllstoff zu verwenden.

In der Faserverbundtechnik werden vorwiegend Epoxid (EP)-Harze, Ungesättigte Polyester (UP)-Harze und Vinylester (VE)-Harze verwendet. Vereinzelt, z.B. im Innenausbau von Flugzeugen und z.T. auch in Schienenfahrzeugen, kommen wegen des günstigen Verhaltens bei Bränden Phenol-(PF)-Harze zum Einsatz. Polyimide und Bismaleinimide sind Harzsysteme, die über eine besonders hohe Temperaturbeständigkeit bis etwa 300 °C verfügen.

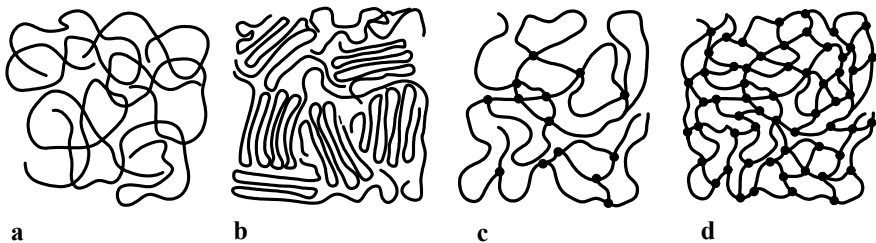


Abb. 4.1. Schematische Darstellung der Kettenstruktur von Polymeren **a** linearer, amorpher Thermoplast **b** linearer, teilkristalliner Thermoplast **c** chemisch vernetzter Elastomer **d** chemisch vernetzter Duroplast (nach [4.6])

4.1.2 Thermoplaste

Thermoplaste (thermoplastics) bestehen aus linearen oder verzweigten Makromolekülen, die *räumlich nicht vernetzt* sind (Abb. 4.1). Sie haben deswegen eine *höhere Kriechneigung* als Duroplaste, insbesondere bei höheren Temperaturen. Aufgrund von Verfilzungen, Verhakungen und Verschlaufungen sowie Kristallitbildung existieren aber *Nebenvalenzbindungen*. Sie bewirken den Zusammenhalt der – im Gegensatz zu den Duroplasten – untereinander chemisch *nicht* gebundenen Makromoleküle und verhindern deren Abgleiten bei Einwirkung von Kräften. Erst bei Temperaturzunahme vergrößert sich aufgrund der zunehmenden Mikrobrownschen Molekularbewegung der Kettenabstand. Die Thermoplaste können dann plastisch verformt werden. Bei noch höheren Temperaturen werden schließlich die physikalischen Bindungen überwunden und die Ketten können von einander abgleiten. Der Thermoplast befindet sich damit im Bereich einer hochviskosen Flüssigkeit, d.h. er ist geschmolzen. Dieser Vorgang ist *reversibel* und kann, soweit die Moleküle chemisch nicht geändert werden, beliebig oft wiederholt werden. Thermoplaste bieten damit insbesondere die Vorteile, dass sie

verschweißbar und durch Aufschmelzen einfach und kostengünstig recyclierbar sind.

Es gibt *teilkristalline* (Polypropylen (PP), Polyamid (PA)...) und *amorphe* (Polystyrol (PS), Polycarbonat (PC)...) Thermoplaste. Bei teilkristallinen Thermoplasten liegen bereichsweise – innerhalb einer amorphen Umgebung – *Ordnungen* in Form von orientiert ausgerichteten Molekülketten vor (Abb. 4.1). Mit der kristallinen Anordnung wird der Abstand der Molekülketten verringert, so dass hier die Nebenvalenzkräfte stark ansteigen. Somit erhöhen sich mit dem Anteil kristalliner Bereiche im Polymer – dem *Kristallinitätsgrad* – der Elastizitätsmodul, die Härte, die Zugfestigkeit, die Lösungsmittel-Beständigkeit und die Schmelztemperatur des Thermoplasten. Andererseits geht damit eine Abnahme der Schlagzähigkeit und der Transparenz einher. Da der Kristallitaaufbau inhomogen ist – kristalline und amorphe Bereiche liegen nebeneinander vor – gibt es keinen Schmelzpunkt, sondern einen Schmelzbereich. Weniger perfekte, also schwächer gebundene Kristalle schmelzen bei niedrigeren Temperaturen. Amorph bedeutet, dass die Anordnung der Kettenmoleküle völlig ungeordnet ist. Amorphe Thermoplaste weisen gegenüber den teilkristallinen etwas geringere Schwindungswerte und eine geringere Temperaturabhängigkeit der Eigenschaften auf.

Als Matrices für Faser-Kunststoff-Verbunde eignen sich vor allem Polypropylen (PP), die gesättigten Polyester Polybutylenterephthalat (PBT) und Polyethylenterephthalat (PET) sowie die Polyamide (PA). PBT, PET und PA werden auch als Technische- oder Ingenieur-Kunststoffe (engineering plastics) bezeichnet. Hoch wärmeformbeständige thermoplastische Matrices sind Polysulfon (PSU), Polyethersulfon (PES), Polyphenylensulfid (PPS) sowie Polyetheretherketon (PEEK) und Polyetherimid (PEI).

4.1.3 Elastomere

Im Unterschied zu Duroplasten sind die Molekülketten der Elastomere nur *schwach räumlich vernetzt*. Demzufolge sind sie, wie ihre Bezeichnung ausdrückt, sehr hoch dehnfähig. Die wenigen Vernetzungspunkte reichen aus, um ein Abgleiten der Molekülketten untereinander zu verhindern, so dass Elastomere zu einem hohen Grad reversibel verformbar sind. Die Reißdehnung beträgt oft viele hundert Prozent. Elastomere sind ebenfalls nicht schmelzbar und damit auch nicht schweißbar. Sie sind nicht löslich, jedoch quellbar. Ihre Gebrauchstemperatur liegt *oberhalb* der Glasübergangstemperatur T_g , die bei Elastomeren in der Regel unter 0°C liegt. Sie verhalten sich oberhalb T_g gummi- oder entropieelastisch. Die den Elastomeren zugrunde liegenden unvernetzten Polymere nennt man *Kautschuke*, den Vernetzungsvorgang *Vulkanisation*. Von der Vielzahl der Kautschuke sind besonders die Natur-, Isopren- und Butadien-Kautschuke als Reifenwerkstoff weit verbreitet. Sie werden mit Schwefel zum Elastomer vulkanisiert. Andere bedeutende Vertreter der Elastomere sind die Silikone (SI) und die Polyurethane (PUR).

Neben den räumlich vernetzten Elastomeren gibt es die *Thermoplastischen Elastomere*. Auch sie verhalten sich im Gebrauchstemperaturbereich gummielastisch. Die Glasübergangstemperatur liegt in der Regel unterhalb 0°C. Ihr gummiartiges Verhalten, d.h. niedrige Steifigkeit und hohe Dehnfähigkeit resultiert nicht wie bei den Elastomeren aus der weitmaschigen Vernetzung. Thermoplastische Elastomere bestehen aus mehreren Phasen, wobei die weichen Phasen die Gummielastizität liefern. Thermoplastische Elastomere sind löslich. Oberhalb ihres Gebrauchstemperaturbereiches sind sie schmelzbar, so dass sie wie Thermoplaste verarbeitet werden können. Bekannte Vertreter sind Styrol-Butadien-Styrol-Dreiblockcopolymere, Polyurethane, Elastomer-Thermoplastverschnitte wie EPDM/PP, NR/PP.

Elastomere (elastomers) kommen als Matrix für hoch belastete Strukturbauteile selten in Betracht. Die Steifigkeit reicht nicht aus, die Fasern bei faserparalleler *Druckbelastung* genügend zu stützen. Allenfalls lassen sich Faser-Elastomer-Verbunde hoch auf Zug – ein- oder zweiachsig – beanspruchen; hohe Druck-, Schub- oder Biegespannungen sind nicht aufnehmbar. Typischerweise werden daher ausschließlich Strukturen aus Elastomeren gefertigt und mit Fasern verstärkt, die auf einachsigen Zug (Keil- und Zahnriemen, Förderbänder) oder auf zweiachsigen Zug, d.h. Innendruck (Druckschläuche, Reifen) belastet sind.

4.1.4 Füllstoffe

Füllstoffe (fillers) werden eingesetzt, um gezielt Eigenschaften einer polymeren Matrix zu verändern. Es kommen anorganische und organische, natürliche und synthetische Materialien zum Einsatz. Sie können kugel-, plättchen-, faserförmig oder nadelig sein. Im Wesentlichen werden *drei* Ziele verfolgt:

1. Strecken/Verbilligen

Durch Strecken mittels Füllstoffen wird ein teurer Kunststoff verbilligt und die Schwindung verringert. Als geeignete Füllstoffe kommen Kreide, Kaolin und Schwerspat, aber auch Holzmehl in Frage.

2. Eigenschaften einstellen und verbessern

Einige Füllstoffe ändern und verbessern die Kunststoffeigenschaften. Steigern Füllstoffe die Festigkeit des Polymers, so spricht man nicht von Füllstoffen, sondern von Verstärkung. Ob ein Füllstoff als Verstärkung wirksam wird, hängt von einem ausreichend großen Länge/Dicke-Verhältnis ab. Vielfach ist es das primäre Ziel, den chemischen Schrumpfung der Polymerharze zu minimieren.

- Kurzfasern aus Glas oder Kohlenstoff erhöhen deutlich die Festigkeit, die Steifigkeit, die Oberflächenhärte und reduzieren die Kriechrate. Sie werden z.T. mit Haftvermittlern vorbehandelt.

- Partikel aus Synthesekautschuk verbessern die Schlagzähigkeit, Glimmer (Aluminiumsilikate) das Energieaufnahmevermögen und die Dielektrizitätswerte.
- Quarzmehl und Glaskugeln werden zur Erhöhung der Steifigkeit und Härte (Abriebbeständigkeit) und um einen hohen elektrischen Widerstand einzustellen zugesetzt.
- Graphit, Molybdändisulfid (MoS_2), Partikel aus Polyäthylen (PE-HD) oder Polytetrafluoräthylen (PTFE) verbessern die tribologischen Eigenschaften und reduzieren den Reibverschleiß.
- Kreide verbessert bei Duroplasten die Schleifbarkeit von Spachtelmassen. Über die Kornverteilung des Füllstoffs stellt man Grob- oder Feinspachtel ein.
- Talkum erhöht die Schlagzähigkeit. Außerdem wird der Diffusionswiderstand gegen Gase und Feuchte erhöht. Die UV-Absorption ist hoch.
- Mittels getrocknetem Holzmehl lässt sich die Schwindung verringern.
- Ruß erhöht die UV-Stabilität, lässt sich aber auch wie Graphit, Aluminiumflakes und Stahlfasern dazu verwenden, eine gewisse elektrische Leitfähigkeit zu erzielen. Damit können auch Polymere zur Abschirmung aus- oder einstrahlender elektromagnetischer Strahlung (EMI-Shielding) genutzt werden.
- Metallpulver werden zugesetzt, um z.B. die Oberflächenhärte und die Verschleißfestigkeit zu erhöhen, oder – z.B. im Kunstharz-Werkzeugbau – die Wärmeleitfähigkeit (Aluminiumpulver) zu verbessern.
- Soll die Wärmeleitfähigkeit erhöht werden, ohne auch elektrisch leitend zu werden, so ist Bor- oder Aluminiumnitrid zu zusetzen. Es werden jedoch hohe Füllgrade benötigt.
- Holzmehl in Duroplasten ermöglicht täuschend echte Holzimitationen.

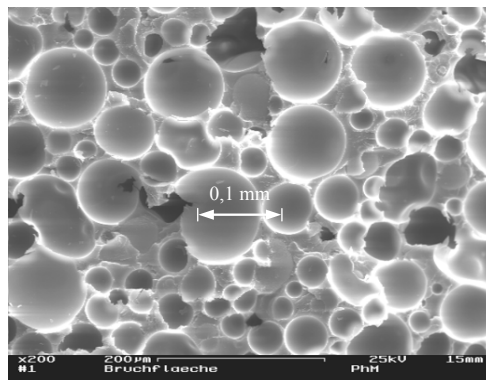


Abb. 4.2. Bruchfläche eines mit Mikro-Hohlkugeln gefüllten Epoxidharzes. Man erkennt, dass keine gute Haftung vorlag, denn die Oberfläche der Kugeln ist glatt, ohne Harzreste

- Mikro-Hohlkugeln (micro balloons, micro spheres) aus Glas ($0,5\text{--}2\mu\text{m}$ Wanddicke, Dichte $\rho = 0,12\text{--}0,38\text{ g/cm}^3$) oder Kunststoff – meist als Zugschlagstoffe bei Duroplasten eingesetzt – ermöglichen es, die *Dichte* des Polymer-Füllstoff-Gemischs drastisch zu senken. Dies wird im Leichtbau/Flugzeugbau vielfach

genutzt. Neben diesem primärem Ziel werden die Wärme-Isolationsfähigkeit und die Schleifbarkeit verbessert. Bei hohen Zugaben der Mikro-Hohlkugeln wird auch der Werkstoff verbilligt (Abb. 4.2).

- Einen ähnlichen Effekt wie mit Mikro-Hohlkugeln erzielt man, wenn man in das Harz viel Luft einrührt.
- Zum Laminieren an senkrechten Wänden muss bei duroplastischen Harzen die Viskosität stark erhöht werden, um ein Abfließen zu verhindern. Dazu werden sogenannte *Thixotropiemittel* zugegeben, z.B. hydrophobe Kieselsäure (Aerosil®). Als Thixotropie bezeichnet man die Eigenschaft eines Stoffs, durch Bewegung von fest zu flüssig zu wechseln. Thixotropierte Harze werden demzufolge dünnflüssig und lassen sich verarbeiten, solange sie mit Pinsel oder Tränkrolle bewegt werden. Aerosil® als Thixotropiemittel erhöht auch die Härte von Harzen und damit die Abriebbeständigkeit, macht sie aber auch spröde.
- Baumwollflocken vermindern die Sprödigkeit von Harzen. Zusammen mit Aerosil® dem Harz zugemischt erhält man ein eingedicktes Harz zum Verkleben von Laminaten, sogenanntes *Dickharz*. Das Verhalten ist ausreichend flexibel, um auch etwas größere Klebfugendicken zu überbrücken.
- *Interne Trennmittel*, wie z.B. Zinkstearat, sorgen für problemloses Entformen; die Werkzeuge müssen nicht aufwendig mit Trennmitteln vorbehandeln werden.
- *Stabilisatoren* werden zugesetzt, um Defizite – wie z.B. eine zu geringe Wärmebeständigkeit, Hydrolyseempfindung, usw. – zumindest teilweise zu kompensieren.
- Durch Silanisierung – d.h. durch Oberflächenbeschichtung der Füllstoffe mit einem silanhaltigen Haftvermittler – lässt sich die chemische Bindung zum Polymer deutlich verbessern.

Eine Anwendung, bei der die Füllstoffe dominieren und die Kunststoffmatrix nur der Verklebung der Füllstoffe dient, ist der sogenannte *Polymerbeton*. Hierbei werden anstelle von Zement Duroplaste, wie Methacrylat-, UP- oder EP-Harze als Bindemittel verwendet. Aus Kostengründen, um die Steifigkeit des Verbunds nicht zu stark zu erniedrigen und um den Volumenschwund zu minimieren, beträgt der Polymeranteil nur etwa 10%. Poren und Festigkeitsverluste vermeidet man, indem man den Polymerbeton in den Formen auf Rütteltischen verdichtet. Dekorative Oberflächen – z.B. einen Marmoreffekt – stellt man mittels Farbpasten ein. Eine andere Möglichkeit ist es, aus Marmorbruchstücken und Marmormehl große Blöcke zu gießen, die später wieder in Platten zersägt werden.

Eine für den Maschinenbau wichtige, weit verbreitete Anwendung von Polymerbeton sind Gestelle und Betten für Werkzeugmaschinen (*Mineralguss*). Folgende Vorteile sind im Vergleich zu Stahlguss-Ausführungen zu nennen:

- Die Dämpfung ist um den Faktor fünf erhöht. Damit verbunden ist eine hohe Schallabsorption.
- Die geringe Wärmeleitfähigkeit des Polymerbetons mindert den Verzug infolge von Temperaturschwankungen.

- Die Masse reduziert sich auf etwa 30%.
- Befestigungsteile, Führungsbahnen können mit eingegossen werden.

Da auf Steifigkeit dimensioniert wird, gibt es – außer an Krafteinleitungsstellen – keine Festigkeitsprobleme. Für die Befestigung von Führungen, Antriebseinheiten usw. wurden spezielle Befestigungselemente entwickelt [4.22].

3. Einfärben

Anorganische und organische Farbmittel dienen dazu, Kunststoffe einzufärben. Die Auswahl der Farbmittel richtet sich vor allem nach der Echtheit der Farbmittel. Unter diesem Begriff sind Eigenschaften wie Hitzebeständigkeit, Licht- und Wetterechtheit und Migration zusammengefasst [4.9]. Die Wetterechtheit – also das Verhalten gegenüber UV-Strahlung, Temperatur, Niederschlag und Luftverschmutzungen – wird mittels Freibewitterung oder auch künstlicher Bewitterung überprüft. Der Begriff Migration umfasst verschiedene Mechanismen: Das Auskristallisieren von Farbmitteln an der Oberfläche, die Abgabe färbender Bestandteile an ein Lösungsmittel und der Farbmittelübergang an einen anderen, im unmittelbaren Kontakt befindlichen Gegenstand.

Farbmittel werden unterschieden in Farbstoffe und Pigmente. Farbstoffe sind physikalisch löslich und ergeben in klaren Harzen eine transparente Färbung. Kunstharze wirken damit wie eingefärbtes Glas. Pigmente sind Farbpartikel, die unlöslich sind. Als bekannteste Farbpigmente sind zu nennen: Titandioxid TiO_2 (weiß), Ruß (schwarz), Nickeltitan (gelb), Chromoxid (grün) und Eisenoxid (rot). Besonders wirksam gegen Witterungseinflüsse ist TiO_2 in der Rutil-Kristallform.

Werden nur geringe Farbmengen zum Einfärben benötigt werden, ist es u.U. schwierig, eine homogene Durchmischung zu erzielen. Daher werden die Pigmente der Matrix nicht direkt zugegeben, sondern in Form von mit Bindemitteln versetzten Farbpasten, die vorab auf speziellen Walzenstühlen oder Farbmühlen angerieben wurden. Auch die Farbpasten sind sehr sorgfältig einzurühren, ansonsten ist das Harz nicht absolut gleichmäßig eingefärbt und es tritt der sogenannte „Marmoreffekt“ auf. Farbpasten sind in einer umfangreichen Palette am Markt erhältlich.

Besondere Hinweise

- Im Automobilbau, wo häufig ein Werkstoffmix eingesetzt wird, bezeichnet man das Problem des damit verbunden unterschiedlichen thermischen Ausdehnungsverhaltens als „ α -Problematik“. Sollen unverstärkte Polymere mit Laminaten oder Metallen verbunden werden, sind Spaltmaße exakt einzuhalten, so kann man die Polymere gezielt mit Füllstoffen versetzen, um die thermischen Ausdehnungen anzupassen und die thermischen Eigenspannungen gering zu halten.

- Kunststoffe haben im allgemeinen eine ausgezeichnete Chemikalienbeständigkeit. Bei Zugabe von Füllstoffen ist zu überprüfen, ob diese ebenfalls die benötigte Beständigkeit aufweisen.
- Insbesondere bei teilkristallinen Thermoplasten können Füllstoffe die Kristallmorphologie erheblich beeinflussen, sei es, dass sie als *Keimbildner* die Entstehung vieler kleiner Kristallite fördern oder aber das Wachstum von größeren kristallinen Strukturen gezielt verhindern. Ersteres hätte höhere Steifigkeiten und Festigkeiten zur Folge, bei allerdings reduzierter Schlagzähigkeit.
- Werden Füllstoffe in Laminaten eingesetzt, so ist die Korngröße auf Werte unterhalb des Faserdurchmessers, also etwa 10 µm zu begrenzen. Ansonsten wirken die Fasern als Sieb. Entmischungen sind die Folge. Besonders hohe Füllgrade erreicht man, wenn größeren Mengen (60–80%) eines größeren Füllstoffs kleinere Mengen eines sehr feinen Füllstoffes zugemischt werden. Letztere füllen die Zwischenräume des groben Füllstoffs aus. Oberflächenmodifikationen der Füllstoffe können die Einarbeitung in das Polymer verbessern (Dispergierhilfen).
- Harte Farbpigmente oder Füllstoffe wirken beim Einkneten in Polymermassen – insbesondere wenn sie in der Härte höher liegen, als die Faserhärte – abrasiv auf die Fasern und natürlich auch auf Maschinen und Werkzeuge. Die Oberfläche der Fasern wird geschädigt. Spröde, kerbempfindliche Fasern – wie z.B. die Glasfasern – verlieren dadurch bis zu 30% ihrer Festigkeit [4.17]. Konsequenterweise ist eine Lackierung hochbelasteter Lamine einer Einfärbung der Matrix mit zu harten Pigmenten vorzuziehen.
- Ein Teil neuwertiger Füllstoffe lässt sich durch gemahlenes *Rezyklat* ersetzen.
- Um das Einarbeiten von Füllstoffen in Polymere zu erleichtern, d.h. eine homogene Verteilung der Füllstoffe und Pigmente zu erreichen, dem Sedimentieren und Verklumpen vorzubeugen und die Viskosität nicht zu stark zu erhöhen müssen vielfach Netz- und Dispergieradditive zudosiert werden [4.16].

4.2 Methodik zur Matrixauswahl

Während bei den Fasern die Auswahlmöglichkeiten gut überschaubar sind, ist aufgrund der Fülle der Matrixsysteme die Wahl für den Konstrukteur etwas aufwändiger. Folgender Systematik kann man bei der Matrixauswahl für ein neues Projekt folgen:

1. Man sucht *kein* neues Matrixsystem aus, sondern verwendet – wenn Eigenschaften und Preis zufriedenstellend sind – zuerst einmal diejenigen, die ohnehin im Betrieb verarbeitet werden. Prinzipiell versucht man, mit möglichst wenigen Matrixtypen alle Anwendungen abzudecken und mit denjenigen Harzen auszukommen, zu denen umfangreiche Dimensionierungsdaten und Fertigungserfahrungen vorliegen. Zudem ist es sehr kostspielig, eine zu umfangreiche Matrix-Palette zu bevorraten und man läuft Gefahr, dass zu viele Gebinde

nur angebrochen, aber nicht aufgebraucht werden. Sie müssen nach Überschreitung der Lagerzeit teuer umweltgerecht entsorgt werden.

2. Muss man ein neues Matrixsystem einführen, so sollte man sich für ein System entscheiden, das schon weit verbreitet in Strukturbauteilen eingesetzt wird. Man gewinnt mehrere Vorteile. Das System ist bewährt, es liegen Felderfahrungen vor, und es wurde bei Zulassungs- und Überwachungsgesellschaften (*Luftfahrtbundesamt/EASA, Germanischer Lloyd, TÜV usw.*) qualifiziert. Dabei wurden praktisch alle für die Konstruktion und Fertigung notwendigen Daten ermittelt. Sind die Daten verfügbar, so spart man lang andauernde, kostspielige Qualifizierungsprogramme.
3. Scheiden die beiden obigen Möglichkeiten aus und muss der Konstrukteur ein neues Matrixsystem qualifizieren, so kann er sich beim Aufstellen eines Pflichtenhefts an folgenden Auswahlkriterien orientieren. Von einem Matrixsystem werden einerseits bestimmte Werkstoffeigenschaften und andererseits definierte Fertigungseigenschaften verlangt. Die wichtigsten Kriterien sind:

a) Preis

b) Werkstoffeigenschaften

- Mechanische Eigenschaften
- Temperatur-Einsatzgrenzen
- Beständigkeiten
- Elektrische Eigenschaften
- Verhalten bei Brand

c) Fertigungseigenschaften

- Tränkeviskosität
- Verarbeitungszeit
- Härtungstemperatur und –zeit
- Lagerzeit
- Arbeitshygiene, Toxizität

Meist lassen sich nicht alle Anforderungen gleich gut erfüllen. Punktuell herausragende Eigenschaftswerte müssen häufig mit Verschlechterungen anderer Eigenschaften erkauft werden. Anstelle von einzelnen Bestwerten empfiehlt es sich meist, auf ein ausgewogenes Eigenschaftsprofil zu achten.

4.3 Werkstoffeigenschaften von polymeren Matrixsystemen

4.3.1 Notwendige mechanische Eigenschaften

Für den Konstrukteur sind in erster Linie die mechanischen Eigenschaften einer Matrix von Interesse. Diese sind natürlich wiederum vom chemischen Aufbau abhängig, so dass eine mechanische Anforderung eigentlich eine Anforderung an die Polymerchemie ist. Wünschenswert sind folgende Eigenschaften:

- ein ausreichend hoher Elastizitätsmodul
- eine hohe Bruchdehnung und eine hohe Risszähigkeit
- ein niedriger chemischer Schrumpf
- niedrige thermische Ausdehnungskoeffizienten und niedrigere Verarbeitungstemperaturen
- eine hohe Klebfestigkeit.

Die ersten beiden Forderungen leiten sich aus dem Verstärkungsziel ab. Verstärken heißt: „Erhöhen der Festigkeit eines Grundwerkstoffs durch Einbetten von Verstärkungsmaterial“. Um eine Verstärkungswirkung zu erzielen, sollten mindestens drei Forderungen erfüllt sein:

1. Forderung

Die Fasern müssen – zumindest in Faserlängsrichtung – den Hauptteil einer äußeren Belastung übernehmen. Der Traganteil ist proportional der Steifigkeit; daher muss der Fasermodul wesentlich höher sein als der Matrixmodul:

$$E_f > E_m \quad (4.1)$$

Diese Forderung extremal auslegend könnte man argumentieren, dass ein hoher Elastizitätsmodul der Matrix nicht notwendig ist, da die Steifigkeit des Verbunds ohnehin von der Fasersteifigkeit dominiert wird. Dies gilt allerdings nur bei faserparalleler Zugbelastung. Für eine ausreichende Stützwirkung der Fasern durch die Matrix bei faserparalleler Druckbelastung wird *unbedingt* ein hoher Matrix-Elastizitätsmodul benötigt. Bewährt hat sich ein E-Modul der Matrix zwischen 3000–4000 N/mm².

2. Forderung

Die Festigkeit der Fasern R_f muss größer sein als die Festigkeit der Matrix R_m . Ansonsten kann man nicht von einer Verstärkung durch Fasern sprechen:

$$R_f > R_m \quad (4.2)$$

3. Forderung

Um die hohe Faserfestigkeit nutzen zu können, darf die Matrix nicht vor den Fasern versagen. Es wird eine hohe Matrixbruchdehnung e_m benötigt:

$$e_m > e_f \quad (4.3)$$

Die Größenordnung der Bruchdehnung, die eine Matrix mindestens haben sollte, lässt sich aus Versuchsergebnissen ableiten [4.10]. Eine zu niedrige Bruchdehnung führt dazu, dass die einer Faser innewohnende Zugfestigkeit nicht genutzt werden kann. Aus Abb. 4.3 ist zu erkennen, dass die Verbundfestigkeit asymptotisch einen Grenzwert erreicht. Dieser Grenzwert markiert die Matrixbruchdehnung, die mindestens vorliegen sollte. Als *Faustformel* ist zu merken: Die Matrixbruchdehnung e_m sollte *mindestens* das Doppelte der Faserbruchdehnung e_f betragen! Der Entscheidung ist nicht ausschließlich die an einer *trockenen* Matrixprobe gemessene Bruchdehnung, sondern die der *aufgefeuchteten*

ten Probe zugrunde zu legen. Das heißt, eine Matrix, die auf den ersten Blick eine zu geringe Bruchdehnung aufweist, kann dennoch tauglich sein, wenn durch Wasseraufnahme die Bruchdehnung auf den geforderten Wert anwächst (Abb. 4.4). Eine geringe Wasseraufnahme ist also günstig zu bewerten; bei einigen Werkstoffen – z.B. Polyamid – ist sie sogar unbedingt notwendig, um eine hohe Schlagzähigkeit zu erhalten. Matrixsysteme sollte man also auf die Minimalfeuchte, die sich im Betrieb einstellt, auffeuchten und dann beurteilen.

Die drei Forderungen (Gln. 4.1–4.3) sind in Abb. 4.5 veranschaulicht.

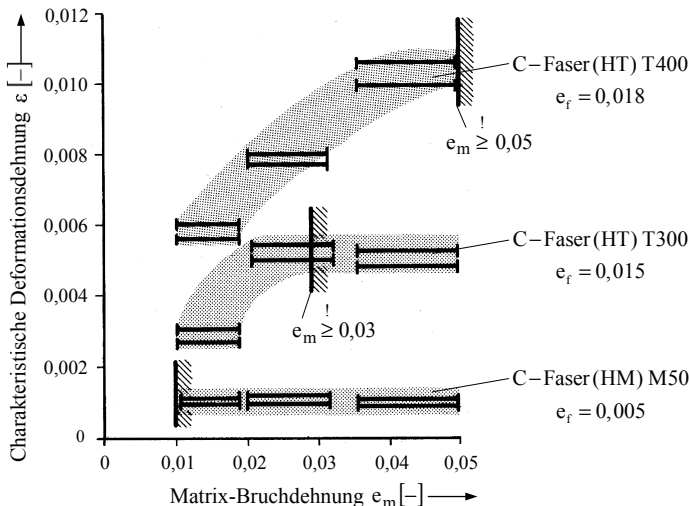


Abb. 4.3. Einfluss der Matrixbruchdehnung auf die nutzbare Faserfestigkeit (nach [4.10])

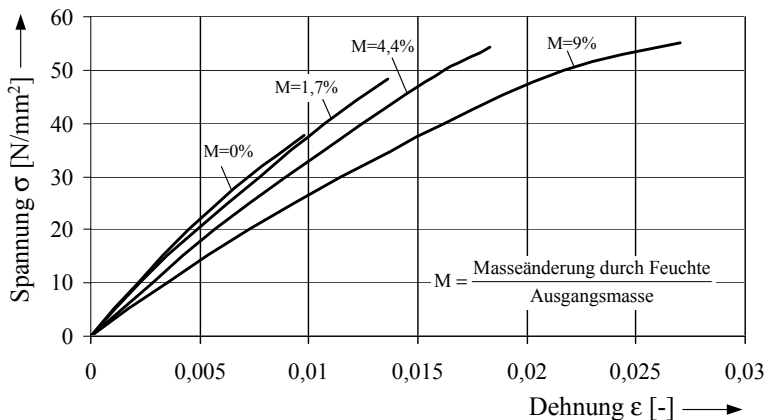


Abb. 4.4. Zunahme der Bruchdehnung und damit der Zähigkeit eines Epoxidharzes durch Feuchteaufnahme; Epoxidharzsystem BSL 914 [4.11]

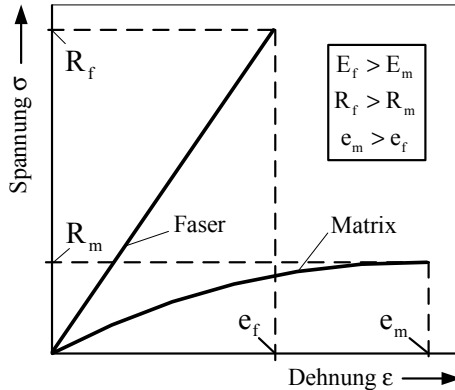


Abb. 4.5. Bedingungen für die Verstärkungswirkung von Fasern; qualitativ charakterisiert durch den Vergleich des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von Fasern und Matrix

Die meisten Matrixsysteme verringern während der Härtung ihr Volumen. Die Dichte nimmt zu. Ungünstig ist es, dass dieser chemische Volumenschrumpfung bei den Ungesättigten Polyesterharzen in dem Stadium stattfindet, in dem der Formstoff schon teilweise fest geworden ist. Aufgrund des Schrumpfs lösen sich Bindungen zu den Fasern (Abb. 4.6). Die Festigkeit des Verbunds – insbesondere bei Belastung quer zur Faserrichtung – sinkt stark ab. Epoxidharze schrumpfen im flüssigen Zustand. Auf der Laminatoberfläche muss daher ein Matrixüberschuss verbleiben. Durch eine gesteuerte Härtungsfront, d.h. erhöhte Temperaturen auf der entgegengesetzten Laminatseite, beginnt dort die Aushärtung. Das Matrixharz dieser Schichten schrumpft zuerst und saugt dabei flüssige Matrix von dem Reinharzüberschuss der Oberfläche nach. Ohne diese Maßnahmen würden die zuerst härtenden Schichten zu „mager“ ausfallen und eine unzureichende Festigkeit aufweisen.

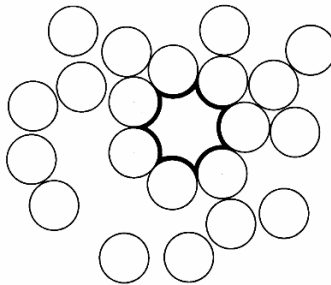


Abb. 4.6. Nachskizzierte Mikroskopaufnahme eines von Fasern eingeschlossenen Matrixzwickels. Die Schrumpfbehinderung durch den „Faserring“ führt zur Ablösung der Matrix von den Fasern, d.h. zu Rissen (fett gezeichnet)

4.3.2 Temperaturbereiche

Anders als bei den Metallen stellt sich für den Konstrukteur von Kunststoff- und damit auch von FKV-Bauteilen *fast immer* die Frage der kurz- oder langfristig auftretenden Temperatur. Daher sind im Pflichtenheft der Temperaturbereich und die Temperatur-Einwirkdauer unbedingt mit als erstes festzuhalten. Insbesondere ist zu klären, ob hohe thermische Beanspruchungen mit Maximallasten zusammenfallen. Treten die Maximaltemperaturen bei nur niedrigen mechanischen Beanspruchungen auf, so ist das Problem hoher Temperaturen evtl. sogar von untergeordneter Bedeutung. Beispielhaft sind einige Betriebs-Temperaturbereiche in Tabelle 4.1 gelistet.

Darüber hinaus ist zu beachten, dass bei einer Lackierung in der Serien-Produktionsanlage – d.h. nach einem KTL-Bad (Kathodische Tauchlackierung) – für etwa 45 min Trocknungstemperaturen bis 190°C auftreten, die ohne die geringsten Schädigungen zu ertragen sind.

Tabelle 4.1. Nachzuweisende Temperaturbereiche. Die Angaben dienen als *Anhaltswerte*. Bei konkreten Projekten sind sie den zugehörigen Vorschriften und internationalen Vereinbarungen zu entnehmen. Im Zweifelsfall müssen die gültigen Temperaturbereiche detailliert gemessen werden.

	$T_{\min}$ in °C	$T_{\max}$ in °C
Automobil, Schalttafel	-40	+120
Automobil, Hutablage	-40	+100
Automobil, Außenhaut	-40	+80
Automobil, Nähe Abgasanlage (mit Abschirmung)	-40	+130
Sportflugzeuge, weiße Oberfläche	-54	+72
Segelflugzeuge, weiße Oberfläche	--	+54
Großflugzeuge	-55	+120

Praktisch alle Matriceigenschaften werden von der Temperatur beeinflusst: Steifigkeiten, Festigkeiten, Zähigkeiten usw. Viele Prozesse, wie Feuchteaufnahme, Kriechen und Relaxieren, chemische Korrosion, Alterungsmechanismen usw. laufen bei erhöhten Temperaturen beschleunigt ab.

Der Nachweis ausreichender Temperaturbeständigkeit ist zuerst für den Werkstoff, später auch für das Bauteil zu führen.

4.3.3 Einfluss hoher Temperaturen

Immer kritisch für Faserverbund-Strukturen sind zu hohe Temperaturen. Da man relativ selten die Temperatureinsatzgrenzen der Fasern erreicht, ist in erster Linie auf die Temperatureinsatzgrenzen der Kunststoffmatrix zu achten. Die Beurteilung, ob diese ausreichend hoch sind, ist jedoch nicht immer einfach, da erhöhte Temperaturen die Gebrauchseigenschaften eines Bauteiles unterschiedlich beeinflussen. Steifigkeitswerte werden erniedrigt, Festigkeitswerte nur tendenziell. Kriech- und Relaxationsvorgänge laufen rascher ab und können zu *günstigen*

Kräfteumlagerungen, aber auch zu unzulässigen Verformungen führen. In Sonderfällen – Nähe von Wärmequellen, wie Bremsen, Abgasanlagen usw. – müssen die Temperaturhöhen und ihre Einwirkdauer experimentell ermittelt werden. Evtl. sind auch Abschirmmaßnahmen, wie Schutzbleche o.ä. einzuplanen.

Ausdrücklich sei darauf hingewiesen, dass die Ermüdungsfestigkeit eines Laminats bei höherer Temperatur aufgrund der zunehmenden Duktilität der Matrix besser sein kann, als z.B. bei 23°C. Dementsprechend kann der Festigkeitsnachweis durchaus bei unterschiedlichen Temperaturen erfolgen:

- die statische Bruchlast wird bei der maximalen Temperatur erprüft
- die Ermüdungsfestigkeit hingegen wird bei der kritischeren, niedrigeren Temperatur nachgewiesen.

4.3.4 Temperaturbelastung durch Sonneneinstrahlung

Neben Wärmeleitung und konvektiver Wärmeübertragung ist die Energieaufnahme durch Strahlung, insbesondere durch Sonneneinstrahlung zu beachten. Von Einfluss sind:

- die von Jahres- und Tageszeit abhängige Intensität der Sonnenstrahlung
- die Farbe der Oberfläche
- die Neigung zur Sonne. Sehr häufig werden Versuchstafeln windgeschützt unter 45° geneigt – also mit möglichst senkrechtem Sonneneinfall – aufgestellt. Hierbei ergeben sich die höchsten Temperaturen.
- E ist zu klären, ob eine Wärmeableitung gegeben ist. Liegt real eine schlechte Wärmeabfuhr vor, so lässt sich dies durch Versuchstafeln simulieren, deren Rückwand mit Furnierholz versehen ist.

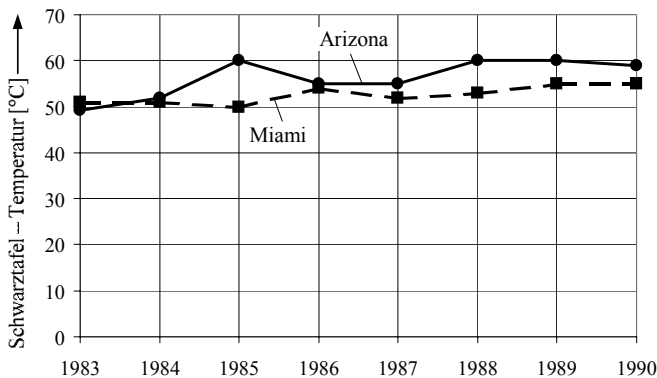


Abb. 4.7. Maximaltemperaturen von Schwarztafeln. Es handelt sich um die über jeweils ein Jahr gemittelten Maximaltemperaturen (nach [4.7])

Als Bezugsbasis verwendet man schwarze Tafeln; wobei es kaum Unterschiede macht, ob die Tafeln schwarz eingefärbt oder schwarz lackiert sind. Schwarz ist eine sehr zuverlässige Basis. Auch bei unterschiedlichen Testbedingungen differieren die Ergebnisse nur wenig. Die Temperatur wird meist mit einlamierten Thermoelementen gemessen. Abb. 4.7 zeigt Langzeitmessungen, d.h. über das Jahr gemittelte Maximaltemperaturen, die in den USA in den Jahren 1983 bis 1990 an *Schwarztafeln* gemessen wurden.

Wie sich die Maximaltemperaturen über ein Jahr verteilen, ist in Abb. 4.8 dargestellt. Es ist zu beachten, dass die Temperaturverläufe in den Diagrammen gemittelte Werte darstellen. Einzelne Spitzenwerte liegen über diesen Mittelwerten.

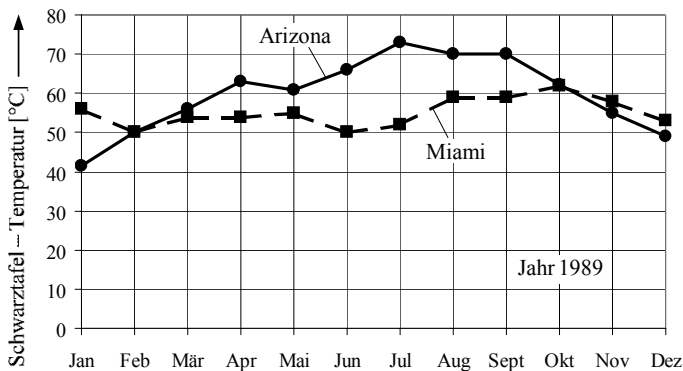


Abb. 4.8. Maximaltemperaturen von Schwarztafeln. Es wurden die über jeweils einen Monat im Jahr 1989 maximal aufgetretenen Temperaturen gemittelt (nach [4.7])

Die Sonnenerwärmung farbiger Oberflächen lässt sich aus derjenigen von Schwarztafeln errechnen. Tabelle 4.2 zeigt Versuchsergebnisse. Es wurden lineare Korrelationen gefunden. Um maximal auftretende Oberflächentemperaturen im Vorfeld abschätzen zu können, muss der Einstrahlungswinkel der Sonne zur betreffenden Oberfläche berücksichtigt werden. Der Einfluss dieses Expositionswinkels hängt davon ab, wie stark eine Farbe auf Strahlungsenergie reagiert. Bei weißen Tafeln ist der Expositionswinkel in erster Näherung vernachlässigbar. Wohingegen bei grünen Tafeln ein Temperaturanstieg um 6,5°C gemessen wurde, als man von einem 90°-Winkel zu 45° überging [4.7]. Desweiteren ist zu berücksichtigen, ob durch eine Glasabdeckung noch höhere Temperaturen auftreten (Abb. 4.9).

Eine zu hohe Temperaturbelastung durch Sonneneinstrahlung kann also durch eine helle, möglichst eine weiße Lackierung erheblich vermindert werden. Aus diesem Grund sind Segelflugzeuge, die aus Epoxidharzen mit relativ niedriger Temperaturbeständigkeit gefertigt werden, weiß gehalten. Schwarze Kennzeichen werden nur auf der Flügelunterseite angebracht. Bruchversuche führt man bei

54 °C durch, da am heißesten Sommertag bei 38 °C Lufttemperatur diese 16 °C-Temperaturerhöhung an einer weißen Oberfläche gemessen wurde.

Tabelle 4.2. Einfluss der Farbe auf die Oberflächentemperatur unter Sonneneinstrahlung. Als Bezug dient die schwarze Farbtafel. Gemessen wurde an Rückwand-isolierten PVC-Tafeln unter 30°-Expositionswinkel (nach [4.7])

Farbe	Regressionsgleichung
schwarz	Bezugsfarbe
blau	$T_{\text{blau}} = 5,48 + 0,788 T_{\text{schwarz}}$
grün	$T_{\text{grün}} = 2,24 + 0,861 T_{\text{schwarz}}$
rot	$T_{\text{rot}} = 5,90 + 0,741 T_{\text{schwarz}}$
orange	$T_{\text{orange}} = 11,24 + 0,588 T_{\text{schwarz}}$
gelb	$T_{\text{gelb}} = 12,37 + 0,518 T_{\text{schwarz}}$
weiß	$T_{\text{weiß}} = 12,90 + 0,410 T_{\text{schwarz}}$

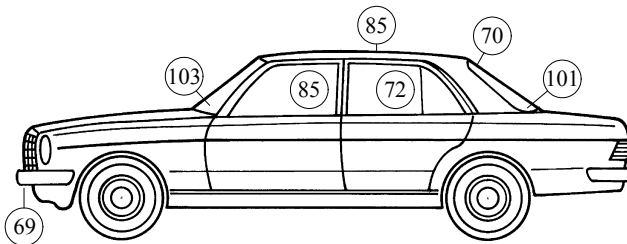


Abb. 4.9. Temperaturen in °C nach 2 h Parken in der Sonne; gemessen bei 35° nördlicher Breite bei 45°C im Schatten (*Death Valley*, Nevada, USA) (nach [4.21])

4.3.5 Beurteilung der Temperatureinsatzgrenzen eines Kunststoffs

Die Temperatureinsatzgrenzen eines Kunststoffes werden anhand der *Glasübergangstemperatur* T_g , besser noch anhand der gesamten Steifigkeits-Temperatur-Abhängigkeit beurteilt. Der Kurvenzug soll im folgenden – nicht ganz korrekt, dafür aber kurz – T_g -Kurve genannt werden. Die Temperaturabhängigkeit wird auch dazu benutzt, um die Kunststoffe in Klassen einzuteilen [4.24].

Der Glasübergangsbereich

Kunststoffe weisen in Abhängigkeit von der Temperatur zwei grundsätzlich unterschiedliche Zustandsbereiche auf, einen sogenannten *energieelastischen Bereich* und einen sogenannten *entropieelastischen Bereich* (Zustand größtmöglicher Entropie) (Abb. 4.11). Der Übergang vom energieelastischen Bereich in den entropieelastischen Bereich vollzieht sich fast sprunghaft in einem sehr kleinen Temperaturintervall, dem *Glasübergangsbereich*. Mit dem Übergang sind Eigenschaftsänderungen verbunden. Diejenige Temperatur, bei der die Änderung dieser

Eigenschaften am größten ist, wird *Glasübergangstemperatur* T_g genannt. Folgende Änderungen treten im Glasübergangsbereich auf:

- thermodynamische Eigenschaften
 - die temperaturbedingte Wärmedehnung nimmt stark zu, d.h. der thermische Ausdehnungskoeffizient α steigt auf einen höheren Wert
 - die spezifische Wärmekapazität c_p nimmt zu
- mechanische Eigenschaften
 - die Steifigkeiten – Elastizitätsmodul und Schubmodul – reduzieren sich sehr stark
 - die Festigkeit R sinkt
 - die Bruchdehnung e nimmt sehr stark zu
 - im Glasübergangsbereich hat ein polymerer Werkstoff seine größte mechanische Dämpfung.

In der Mitte der 20er Jahre des 20. Jahrhunderts wurde u.a. bei Silikatschmelzen beobachtet, dass mit steigender Temperatur die Viskosität bei einer bestimmten Temperatur plötzlich um Zehnerpotenzen abfiel. Da dieser Effekt für alle glasförmig erstarrenden Substanzen charakteristisch war, wurde die Temperatur, bei der dies geschieht, Glasübergangstemperatur genannt. Hierher rührt die auf Polymere übertragene Bezeichnung.

Weit verbreitet ist es, als charakteristische Größe die Steifigkeit – Elastizitäts- oder Schubmodul - des Kunststoffs über der Temperatur T aufzutragen (Abb. 4.10). Man erhält die T_g -Kurve. *Unterhalb* T_g , im energieelastischen Bereich, weisen viele Polymere ein *glasartiges*, sprödes Verhalten auf. *Oberhalb* T_g , im entropieelastischen Bereich, verhalten sie sich *zähelastisch* und dehnbar wie Gummi. Man nennt diesen Zustand deswegen auch gummielastisch. Solange die Verformungen klein bleiben, gilt für beide Bereiche das *Hookesche* Gesetz, wobei die Steifigkeitswerte oberhalb T_g deutlich kleiner sind. Oberhalb des entropieelastischen Bereichs schließt sich bei Thermoplasten ein Fließbereich an. Das Polymer ist schmelzflüssig und kann verschweißt oder durch Spritzgießen verarbeitet werden. Duroplaste und Elastomere haben keinen Fließbereich, sie zersetzen sich bei hohen Temperaturen. Bei Thermoplasten vollzieht sich die Erweichung des Glasübergangsbereichs nur in den amorphen Bereichen. Die kristallinen Bereiche halten die hohe Steifigkeit aufrecht. Der Werkstoff zeigt immer noch energieelastisches Verhalten. Schmelzen auch die kristallinen Bereiche, so ist für den gesamten Thermoplast der Schmelzbereich erreicht.

Die Temperatureinsatzbereiche der verschiedenen Polymere ist unterschiedlich:

- Duroplaste werden unterhalb T_g eingesetzt: $T_{\text{Einsatz}} < T_g$.
- Der Einsatzbereich bei Elastomeren liegt oberhalb T_g : $T_{\text{Einsatz}} > T_g$.
- Amorphe Thermoplaste setzt man wie die Duroplaste unterhalb T_g ein: $T_{\text{Einsatz}} < T_g$.
- Bei teilkristallinen Thermoplasten reicht der Einsatzbereich bis zum Schmelzbereich: $T_{\text{Einsatz}} < T_s$.

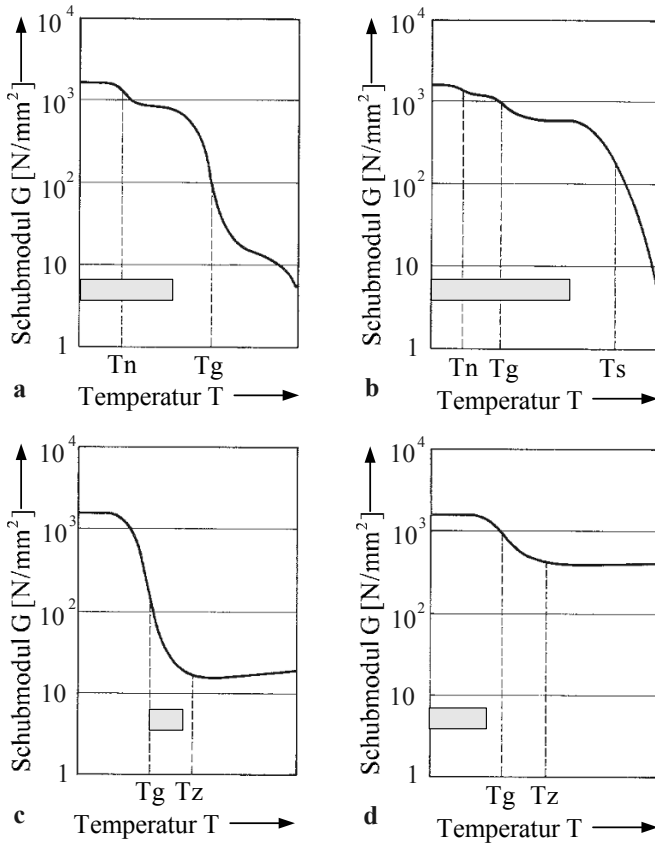


Abb. 4.10. Physikalische Klassifizierung von Kunststoffen anhand der Temperaturabhängigkeit ihres mechanischen Verhaltens. Aufgetragen ist der Schubmodul in Abhängigkeit von der Temperatur. **a** amorpher Thermoplast **b** teilkristalliner Thermoplast **c** Elastomer **d** Duroplast (siehe auch [4.24]); T_g = Glasübergangstemperatur, Übergang der Hauptdispersion; T_n = Übergang der Nebendispersion, z.B. eines Copolymers; T_s = Schmelztemperatur der Kristallite (nur bei teilkristallinen Thermoplasten); T_z = Zersetzungstemperatur und irreversible Zerstörung der Hauptvalenzverbindungen. Drei Zustandsbereiche: 0 bis T_g : Energieelastischer Bereich (hartelastisches Verhalten); $T > T_g$: Entropieelastischer Bereich (gummielastisches Verhalten) und anschließend, bei Thermoplasten: Viskoser Bereich (Fließbereich). Der Einsatzbereich des jeweiligen Polymertyps ist grau hinterlegt

Im Glasübergangsbereich können sich Molekül-Kettensegmente umlagern und rotieren. Hierzu müssen Hohlräume, das sogenannte freie Volumen, vorhanden sein. Duroplaste sind häufig auf mikroskopischer Ebene nicht homogen, sondern heterogen aufgebaut. Neben Bereichen hoher Dichte (Mikrogele) gibt es Bereiche niedriger Vernetzungsdichte. Letztere bestimmen die Lage des Glasübergangsbe-

reichs, denn hier ist genügend großes freies Volumen vorhanden, damit molekulare Umlagerungsvorgänge stattfinden können. Diese Umlagerungs- und Abgleitmöglichkeiten reduzieren die Steifigkeit des Polymers. Zu Beginn des Glasübergangsbereichs muss bei mechanischer Belastung zusätzliche Arbeit aufgewendet werden, um noch behinderte Molekümlagerungen, d.h. Platzwechselsvorgänge in Gang zu setzen. Diese Arbeit drückt sich in einer starken Zunahme der mechanischen *Dämpfung* ($\tan \delta$) aus. Mittels des Dämpfungsmaximums lässt sich T_g genauer bestimmen, als über den Wendepunkt der Steifigkeits-Temperatur-Kurve. Obwohl häufig nur die Glasübergangstemperatur genannt wird, liegt ein Bereich vor. Die Ursache liegt darin, dass kein einheitliches Molekulargewicht und damit überall gleiche Eigenschaften vorliegen.

Eine Reihe von Faktoren beeinflussen die Lage des Glasübergangsbereichs:

- Je höher die Vernetzungsdichte des Polymers, um so höher liegt die Glasübergangstemperatur.
- Sperrige Seitengruppen, die das Abgleiten von Molekülketten verhindern oder eine starke Verfilzung der Molekülketten erhöhen ebenfalls T_g .
- Die Lage des Glasübergangsbereichs ist auch von der Prüfgeschwindigkeit und der Höhe der aufgetragenen Beanspruchung abhängig. Niedrige Prüfgeschwindigkeiten und hohe Spannungen verschieben den Glasübergangsbereich hin zu niedrigeren Temperaturen.
- Niedermolekulare Stoffe – bei FKV ist primär Wasser von Interesse – diffundieren in das Polymer ein, wirken dort als Weichmacher und verschieben den Glasübergangsbereich hin zu deutlich niedrigeren Temperaturen.

Zur Interpretation der T_g -Kurve

Der singuläre Wert der Glasübergangstemperatur T_g ist für den Konstrukteur nur als Anhaltswert nutzbar. Er muss konkret erfassen, wann der *Steilabfall* beginnt, d.h., bis zu welcher Temperatur die Steifigkeit ausreichend hoch ist. T_g selbst liegt als Temperatur meist schon zu hoch.

Es gibt zwei praxisgerechte Methoden den Beginn des Steifigkeitsabfalls mit einem singulären Wert zu erfassen. Nach [4.31] kennzeichnete man den Beginn des Glasübergangsbereichs durch $T_{g\,2\%}$ (Abb. 4.11). $T_{g\,2\%}$ legt man klassisch ingenieurmäßig fest: Man definiert willkürlich einen tolerablen Steifigkeitsabfall, hier 2 %. Konkret zieht man im gemessenen Steifigkeits-Temperatur-Diagramm eine Parallele im 2 %igen Abstand zum energieelastischen Kurvenverlauf. Der Schnittpunkt der Parallelen mit dem Steilabfall der Kurve bestimmt $T_{g\,2\%}$. Die andere Methode besteht darin, den *Beginn* des Steilabfalls – d.h. $T_{g\text{-Onset}} = T_{g_0}$ – durch Extrapolation zu bestimmen. T_{g_0} ergibt sich aus dem Schnittpunkt zweier Ausgleichsgraden, von denen eine durch den energieelastischen Bereich der Kurve gelegt wird und die andere den Steilabfall extrapoliert (Abb. 4.11).

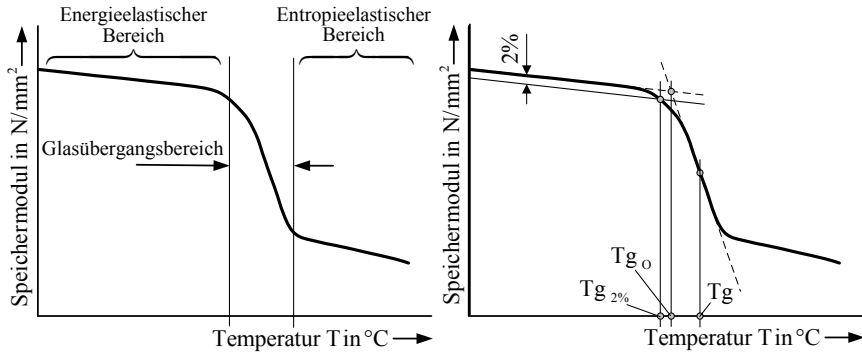


Abb. 4.11. Darstellung der drei Bereiche einer Schubmodul-Temperatur-Kurve sowie Bestimmung von $T_{g2\%}$ und des extrapolierten Werts T_{g0} (nach [4.31])

Einfluss von Wasseraufnahme auf den Glasübergangsbereich

Bei der Bestimmung der T_g -Kurve ist *unbedingt* zu beachten, dass aufgenommene Feuchte die Glasübergangstemperatur gegenüber dem trockenen Zustand absenkt. Um Zahlen zu nennen: Bei weniger temperaturbeständigen Harzen um bis zu 40°C , bei hoch temperaturbeständigen Harzen bis zu 90°C (Abb. 4.12). Man nimmt an, dass Wasser das freie Volumen erhöht, so dass mehr Raum für Kettenumlagerungen gegeben ist und so der Glasübergangsbereich zu niedrigen Temperaturen hin verschoben wird [4.2].

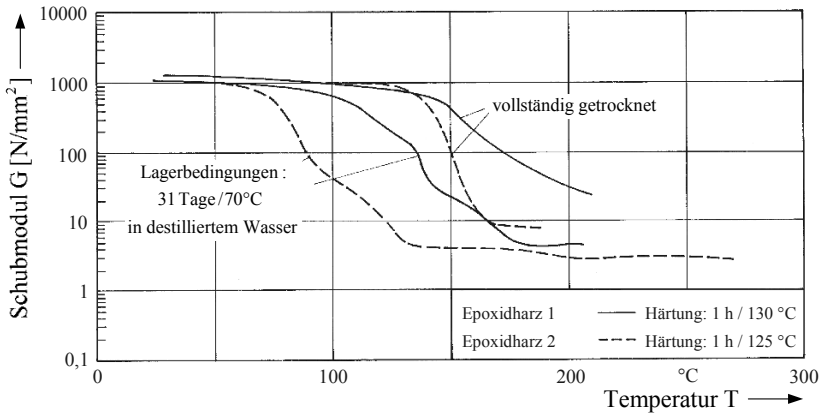


Abb. 4.12. Einfluss von Wasseraufnahme auf die Schubmodul-Temperaturkurve zweier Epoxidharze; man erkennt eine deutliche Reduktion von T_g

Der Konstrukteur hat die Werkstoff-Qualifikation sowohl am trockenen, insbesondere aber am – mit der maximalen Feuchte des Bauteils aufgefuehteten Po-

lymer durchzuführen! Die Konditionierung erfolgt nach [4.32]. Allgemeinen *wählt* man Matrixsysteme nun so aus, dass Tg-Onset etwa um 10 bis 20°C oberhalb der maximalen Betriebstemperatur des Bauteils liegt, man also sicher im energieelastischen Bereich bleibt. In Fällen, bei denen Tg-feucht nur knapp oberhalb der geforderten Einsatztemperatur liegt, ist sorgfältig zu eruieren, ob tatsächlich der beabsichtigte Feuchtegehalt bei der Tg-Messung vorlag. Bei Erwärmen auf Messtemperatur kann die Probe schon so weit getrocknet sein, dass ein erhöhter Tg-Wert gemessen wird.

Bedeutung des Glasübergangsbereichs für die Nachhärtung

Die genaue Kenntnis der zum Matrixsystem gehörigen Tg-Kurve ist aber noch aus einem weiteren Grund für den Konstrukteur sehr wichtig. Da oberhalb Tg Umlagerungen der Makromoleküle leicht möglich ist, können noch nicht abgesättigte chemische Verbindungen in einem Duroplasten leicht einen Reaktionspartner finden. Ziel der sogenannten *Nachhärtung oder Temperung* ist es, einen maximal möglichen Vernetzungsgrad und damit auch die maximal mögliche thermische Beanspruchbarkeit sowie Chemikalienbeständigkeit zu erreichen. Eine Reaktion läuft besonders rasch, wenn die Härtungstemperatur oberhalb Tg liegt. Es ist zu beachten, dass Tg bei dieser abschließenden Temperaturbehandlung des Laminats durch die Nachhärtereaktion kontinuierlich mit wächst. Die Nachhärte-temperatur ist also ausreichend hoch oberhalb des gewünschten oder vom chemischen Aufbau her erreichbaren Tg zu wählen.

Verfahren zur Messung des Glasübergangsbereichs

Prinzipiell sind alle Parameter, die sich im Glasübergangsbereich ändern, auch zur Bestimmung desselben geeignet. Folgende Eigenschaftsänderungen können in Abhängigkeit der Temperatur geprüft werden [4.24]:

- die spezifische Wärme c_p : Hieraus ergeben sich kalimetrische Messverfahren wie die Differential-Thermo-Analyse (DTA) und die Differential-Scanning-Calorimetry (DSC)
- der thermische Längenausdehnungskoeffizient α : Hierauf basiert die Dilatometrie-messung
- Steifigkeiten wie Elastizitäts- und Schubmodul und die Dämpfung: Hieraus ergeben sich die sogenannten dynamisch-mechanischen Analyseverfahren (DMA).

Als kalimetrisches Analyseverfahren zur Charakterisierung von Polymeren verwendet man meist die DSC. Es werden nur geringe Probenmengen von etwa 1–30 mg benötigt. Diese lassen sich problemlos auch an fertigen Bauteilen abschaben. Das Messverfahren beruht auf dem Vergleich der Wärmekapazität der Probe mit derjenigen einer Referenzsubstanz, aufgetragen über der Temperatur. Probe und Referenz werden mit konstanter Geschwindigkeit aufgeheizt und auf gleicher Temperatur gehalten. Exo- oder endotherme Wärmetönungen der Proben

verlangen das Nachregeln der Probenheizung. Aufgezeichnet wird die notwendige Heizleistung, die der spezifischen Wärme der Probe proportional ist (Abb. 4.13). Die DTA unterscheidet sich von der DSC lediglich in der technische Messanordnung.

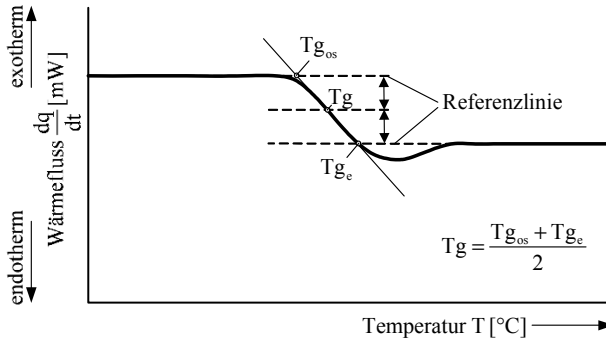


Abb. 4.13. Bestimmung der Glasübergangstemperatur T_g mittels DSC; $T_{g_{os}}$ = Onset von T_g = linear extrapolierter Beginn des Glasübergangsbereichs; T_{g_e} = linear extrapoliertes Ende des Glasübergangsbereichs (nach [4.30])

Die DSC-Messung ist besonders vielseitig:

- Sie dient zur Identifikation von Polymeren und damit z.B. zur Wareneingangskontrolle. Das Vernetzungsverhalten, der Härteungsgrad, die Nachhärtung, der Glasübergangs- sowie der Schmelz- und Kristallisationsbereich sind eindeutig feststellbar. In gleichem Sinne wird sie zur Qualitätsüberwachung in der Fertigung, z.B. der begleitenden Überprüfung des Aushärtegrads von Bauteilen eingesetzt.
- Sie ist ausgezeichnet dafür geeignet, die Reaktionsfähigkeit von Harz-Härter-Gemischen zu überprüfen, z.B. ob auch nach langer Lagerzeit noch genügend Reaktivität vorhanden ist und der Duroplast noch vollständig aushärtet.
- Somit bietet die DSC-Methode sich an, die Aushärtebedingungen von Duroplasten festzulegen. Geeignete Mischungsverhältnisse, der Höhe der Aushärtetemperatur und der benötigten Härtezeit lassen sich so optimieren.
- Ein Problem besteht bei der Untersuchung von aufgefuechteten Polymeren. Bei der Messung trocknen die Proben. Die Desorptionswärme des Wassers produziert eine endotherme Anzeige, die sich der Messkurve des Polymers überlagert.

Dilatometer-Messungen zur Bestimmung von T_g kommen in der Faserverbundtechnik aus zwei Gründen selten zum Einsatz. Zum einen wird die thermische Ausdehnung sehr stark von der Faserart, der Faserorientierung und dem Faseranteil beeinflusst. Zum anderen werden häufig aufgefuechtete Proben geprüft. Die Wasseraufnahme führt dazu, dass die Probe quellen. Trocknen die Proben in-

folge der Temperatursteigerung nun aus, so überlagern sich der zu messenden thermischen Dehnung Schrumpfdehnungen.

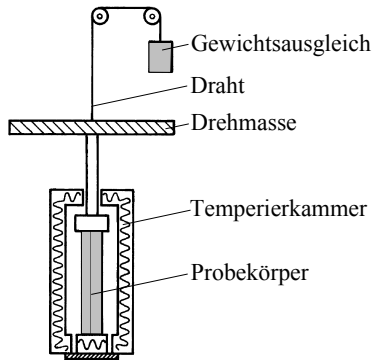


Abb. 4.14. Prinzip des Torsionsschwingversuchs zur Bestimmung der G-T-Kurve

Das wichtigste Verfahren zur Bestimmung der Temperaturabhängigkeit mechanischer Eigenschaften ist der *Torsionsschwingversuch* [4.27]. Abb. 4.14 zeigt den Versuchsaufbau. Die Probe wird mit einer Drehmasse verbunden und nach Auslenkung der Drehmasse zu freier Schwingung angeregt. Gemessen wird die Frequenz und die Amplitude der abklingenden Eigenschwingung. Andere Gerätebauarten geben erzwungene Schwingungen auf. Errechnet werden als Ergebnis – der Versuchsbelastung entsprechend – der Schubmodul G und der mechanische Verlustfaktor δ (Dämpfung) als Funktion der Temperatur. Es gibt aber auch Geräte, die andere Belastungsarten, z.B. Biegung aufbringen. Die so gewonnenen charakteristischen Steifigkeits-Temperatur-Kurven der drei Polymerklassen Duroplaste, Thermoplaste, Elastomere ermöglichen es dem Konstrukteur, einen Eindruck über die Steifigkeitsverluste der Kunststoffmatrix bei erhöhten Temperaturen zu gewinnen.

Weitere Methoden zur Bestimmung der Temperatureinsatzgrenzen

Zur Abschätzung der Temperaturbelastbarkeit sind weitere experimentelle Verfahren entwickelt worden. Dabei handelt es sich um die Bestimmung der sogenannten *Wärmeformbeständigkeit*. Es wird diejenige Temperatur ermittelt, bei der sich – bei zunehmender Erwärmung der Probe – eine bestimmte Verformung ergibt. Mechanisch kann man die Versuche – da sie bei erhöhter Temperatur stattfinden – als beschleunigte Kriechversuche bezeichnen. Da die Kriechrate von Polymeren bei erhöhten Temperaturen hoch ist, lässt sich mit dieser Versuchsanordnung dieses spezielle Konstruktionsproblem gut beschreiben. Eine Übertragung der Ergebnisse auf Bauteile ist jedoch nur dann zulässig, wenn Temperaturhöhe, Temperatur-Einwirkdauer und die Spannungen ähnlich sind. Sinnvollerweise sollte die Wärmeformbeständigkeit nach diesen Methoden *nur an unverstärkten* Matrixsystemen ermittelt werden. Der Einfluss der Faserverstärkung

auf die Kriechdeformation ist erheblich, ist allerdings schwierig abzuschätzen. Am weitesten verbreitet sind Biegeprüfungen, da keine aufwändigen Krafteinleitungen benötigt werden. Zu nennen sind die *Martens*-Temperatur und der Heat-Deflection-Test (*HDT-Test*) (Abb. 4.15). Eine Nadel-Eindringmethode, die nur bei nicht aushärtbaren Kunststoffen angewendet werden darf, ergibt die sogenannte *Vicat*-Temperatur.

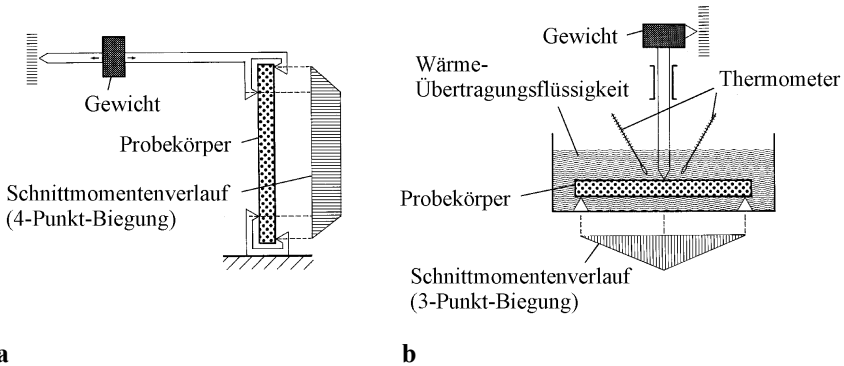


Abb. 4.15. Verfahren zur Bestimmung der Formbeständigkeit in der Wärme
a Formbeständigkeit in der Wärme nach *Martens* [4.29] **b** Formbeständigkeit in der Wärme
 Heat deflection test (*HDT*) [4.28]

4.3.6 Belastbarkeit bei $T > T_g$

Die notwendige Steifigkeit der Matrix richtet sich nach der Art der Beanspruchung. Bei Zug längs zur Faserrichtung wird keine hohe Steifigkeit der Matrix benötigt. Hingegen hängen der Quer-Längs-Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ – insbesondere aber die Längs-Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$ – entscheidend von der Matrixsteifigkeit ab. Es ist daher unabdingbar, die vollständige Steifigkeits-Temperatur-Kurve zu interpretieren; vor allem dann, wenn die G-T-Kurve recht flach abfällt.

Ein Laminat ist im übrigen auch oberhalb T_g noch belastbar [4.14]. Allerdings können nur Zugbeanspruchungen ertragen werden. Man erreicht hierbei sogar höhere Bruchdehnungen als bei 23°C. Rechnerisch überprüfbar ist die Tragfähigkeit oberhalb T_g , indem man das Laminat als ausschließliches Fasernetz, ohne Mittragen der Matrix modelliert. Hierzu lässt sich sehr gut eine ältere Theorie der Faser-verbundtechnik, die sogenannte Netztheorie verwenden.

Hohe Druckbeanspruchungen sind jedoch unbedingt zu vermeiden (Abb. 4.16). Aufgrund der niedrigen Matrix-Steifigkeit ist die Stützwirkung der Matrix für die Fasern unzureichend, die Fasern knicken frühzeitig aus. Dies gilt auch für Biege- und Schubbelastung, bei denen ja Druckanteile enthalten sind.

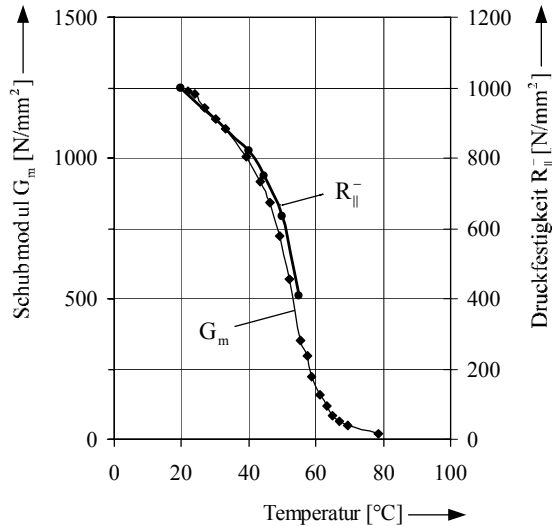


Abb. 4.16. Die Schubfestigkeit sinkt praktisch proportional zum Schubmodul G_m der hier duroplastischen Matrix. Bei Temperaturen in der Nähe von T_g ist eine UD-Schicht nicht auf Längsdruck beanspruchbar (nach [4.15])

4.3.7 Wirkung tiefer Temperaturen

Tiefe Temperaturen sind für Faser-Kunststoff-Verbunde eher als unkritisch zu betrachten. Günstig ist, dass sich Steifigkeit und Festigkeit der Polymere im Allgemeinen deutlich erhöhen. Die Steifigkeitszunahme der Kunststoffmatrix überträgt sich auf das Laminat. Leider verspröden die Kunststoffe aber auch. Damit reduziert sich die Schlagzähigkeit. Der Werkstoff kann Spannungsspitzen nicht mehr durch plastisches Fließen abbauen, das Bruchverhalten wird spröde. Für kryogene Anwendungen kann es notwendig sein, Harze zu flexibilisieren, so dass auch noch bei Tiefsttemperaturen eine ausreichend hohe Bruchdehnung gegeben ist.

Das Bruchverhalten wird von den Fasern dominiert. Dieses ist zwar bei einer Einzelfaser spröde, da jedoch im Verbund die Einzelfasern nicht alle gleichzeitig, sondern nacheinander brechen, ergibt sich damit ein „quasi-plastisches“ Bruchverhalten. Duroplastische Matrixsysteme verhalten sich ohnehin in einem weiten Temperaturbereich – d.h. im üblichen Gebrauchsbereich – glasartig spröde; die zusätzliche Versprödung durch tiefe Temperaturen ist demgegenüber vernachlässigbar. Bei thermoplastischen Matrices, die überwiegend ein ausgesprochen duktiler Bruchverhalten zeigen, tritt Versprödung bei tiefen Temperaturen auf; sie verhalten sich bzgl. der Schlagzähigkeit dann wie Duroplaste. Dies ist – wie bei Duroplasten – normalerweise unproblematisch, es sei denn, der Konstrukteur hat

gerade auf die besondere Duktilität der Thermoplaste gesetzt, z.B. um Spannungsspitzen plastisch abbauen zu lassen.

Tiefe Temperaturen werden z.B. für Leichtflugzeuge und Segelflugzeuge nicht abgeprüft. Sie sind jedoch für die Funktionstüchtigkeit von Systemen, z.B. der Rudergängigkeit für den Fall nachzuweisen, dass Flugzeuge in größeren Höhen und damit bei niedrigeren Temperaturen operieren.

4.3.8 Ergänzende Hinweise

- Primär interessiert, wann die Steifigkeit des Matrixpolymers durch hohe Temperaturen so weit abgesunken ist, dass ihre Stützwirkung für die Fasern unzureichend geworden ist. Dabei darf nicht übersehen werden, dass die Steifigkeit *zusätzlich* abgesenkt wird:
 - Liegen sehr hohe Spannungen vor, so befindet man sich bei vielen Werkstoffen im Bereich zunehmender degressiver Nichtlinearität. Dies wird verstärkt durch hohe Temperaturen in der Nähe von T_g .
 - Liegt eine Last langfristig an, so gewinnt die Zeit, d.h. Kriech- und Relaxationsvorgänge an Einfluss.

Daher ist sorgfältig zu eruieren, ob die zulässigen Temperatur-Einsatzgrenzen nicht sicherheitshalber noch weiter gesenkt werden müssen.

- Durch Torsionsschwingversuche kennt man nur die Temperaturabhängigkeit der Steifigkeit. Zusätzlich sind auch *Festigkeits*untersuchungen bei erhöhter Temperatur, insbesondere an aufgefuechteten Proben notwendig. Da auch die Grenzfläche zwischen Fasern und Matrix bei der kritischen Kombination von hoher Matrixauffuechtung bei gleichzeitig hoher Temperatur beeinträchtigt wird, empfiehlt es sich, die Zugfestigkeit quer zur Faserrichtung zu ermitteln. Die Querkzugfestigkeit reagiert sehr sensibel auf jedwede Veränderungen.
- Die Forderung ausreichender Temperaturbelastbarkeit gilt nicht nur für die Matrix, sondern natürlich auch für andere polymere Komponenten der Faserverbunde, wie die Schlichtesysteme der Fasern, Zähmodifizierer und Kleber.
- Weitergehende Analysen werden notwendig bei häufigem Temperaturwechsel, bei Laminatanordnungen mit hoher Kriechneigung, bei gleichzeitiger Einwirkung von korrosiven Medien, bei einseitiger Temperaturbelastung mit hohen Gradienten und bei Paarungen mit anderen Werkstoffen mit stark unterschiedlicher thermischer Ausdehnung.
- Wird eine Prüfung bei erhöhten Temperaturen *und* schwingender Belastung durchgeführt, so ist zu berücksichtigen, dass aufgrund der hohen Matrixdämpfung eine Eigenerwärmung auftritt. Sie nimmt mit steigender Prüffrequenz zu. Dies kann dazu führen, dass zwar in der Wärmekammer die vorgesehene Prüftemperatur eingestellt wurde, dass aber durch Eigenerwärmung sich eine weit aus höhere Probekörper-Temperatur einstellt (evtl. sogar oberhalb T_g). Dies geschieht leicht in Krafteinleitungsbereichen, wo Relativverschiebungen Reibungswärme erzeugen. Hier empfiehlt es sich, sauber zu messen und z.B. mit

niedriger Kammertemperatur zu fahren um die exakte Prüftemperatur des Probekörpers indirekt über die Höhe der Prüffrequenz einzustellen.

4.4 Chemische Beständigkeiten der Matrixpolymere

An dieser Stelle ist eine Präzisierung notwendig: Mit dem Begriff „Chemische Beständigkeit“ belegt man Untersuchungen am *Bauteil*; d.h. dessen Gestalt wird mit einbezogen. Untersuchungen an Werkstoffen werden lt. DIN 53 476 als „Bestimmung des Verhaltens gegen Flüssigkeiten“ durchgeführt.

Innerhalb des Pflichtenhefts ist bzgl. des angreifenden Mediums Folgendes zu klären:

- Typ des angreifenden Mediums
- Konzentration
- Temperatur
- Dauer des Medienangriffs
- und ob gleichzeitig mechanische Lasten wirken.

FKV bieten eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit bei gleichzeitig hoher Steifigkeit und Festigkeit. Sie werden in vielen Bereichen des Anlagenbaus gerade dort eingesetzt, wo sich metallische Werkstoffe wegen der korrosiven Umgebung verbieten. Eine breite Diskussion der Chemikalienbeständigkeit ist an dieser Stelle nicht führbar, da es eine zu große Anzahl von Medien gibt, gegen die es – je nach Kunststofftyp – unterschiedlich gute Beständigkeiten gibt. Die Kunststoffhersteller haben umfangreiche Untersuchungen durchgeführt und *Beständigkeitslisten* erstellt. Diese sind abrufbar. Im Zweifelsfall sollte man mit den Kunststoffherstellern Rücksprache halten. Dies kann erforderlich werden, wenn ungünstige Verhältnisse zusammentreffen, z.B. wenn die Wirkung von Chemikalien durch gleichzeitig vorliegende hohe Temperaturen beschleunigt wird. Teilweise setzen erhöhte Temperaturen und/oder gleichzeitig wirkende mechanische Beanspruchungen die Korrosionsschädigung erst in Gang.

Eine Medienliste für Behälter, Auffangvorrichtungen und Rohre aus Kunststoffen, einschließlich Hinweisen für den Aufbau von Chemieschutzschichten sowie Abminderungsfaktoren gibt das *Deutsche Institut für Bautechnik* heraus [4.4].

4.5 Fertigungsanforderungen an ein Matrixsystem

Innerhalb einer Produktentwicklung spielt die Fertigung eine große Rolle. Es sind daher diejenigen Matrixeigenschaften vertieft zu betrachten, die die Fertigung entscheidend beeinflussen:

- die Faser-Tränkungszeiten.
- die Verarbeitungsdauer oder die Gelierzeit

- Härtingstemperatur und Härtingszeit
- die Lagerstabilität und besondere Lagerbedingungen
- Anforderungen an den Arbeitsschutz und die Abfallentsorgung.

4.5.1 Zur Fasertränkung

Die Durchtränkung von Faserschichten lässt sich mit dem Gesetz nach *Darcy* beschreiben. Es wurde 1856 von dem französischen Physiker *Darcy* aufgestellt, um die Durchtränkung von Sand- und Kiesschichten mit Wasser zu berechnen [4.3]. Eine entscheidende Einflussgröße ist die Verarbeitungs-Viskosität des Polymers:

- Wenn mit dem Ziel kurzer Fertigungszeiten die Benetzung von Faserbündeln schnell geschehen soll, muss eine niedrige Viskosität vorliegen.
- Liegen nur niedrige Tränkdrücke und weite Tränkwege vor, wie z.B. bei den Injektionsverfahren, so muss die Viskosität ebenfalls niedrig eingestellt werden..
- Tendenziell erzielt man mit dünnflüssigen Harzen einen besonders hohen Faserservolumenteil.
- Eine besonders rasche und gute Benetzung mit einem Matrixharz ergibt sich, wenn die Fasern unmittelbar vor dem Aufbringen der Matrix erwärmt werden, indem man sie durch eine Heizzone führt. Dieser Prozessschritt lässt sich gut mit der Trocknung von der Oberflächenfeuchte kombinieren. Werden hohe Ansprüche an die Tränkungsqualität gestellt – d.h. minimale Lufteinschlüsse sowie enge Streuungen bzgl. des Faser-Matrix-Verhältnisses – so ist von Handverfahren auf maschinelle Tränkung überzugehen.
- Bei maschinellen Verfahren wird klassischerweise die Viskosität durch Temperaturerhöhung gesenkt (Abb. 4.17). Meist wird die erhöhte Temperatur gleichzeitig zur rascheren Aushärtung genutzt, so dass – z.B. bei den Press- und den Injektionsverfahren – Tränkprozess und Härting unmittelbar ineinander übergehen. Das Mittel der Viskositätsniedrigung durch erhöhte Temperaturen kann sogar in bescheidenem Maße – ansonsten härtet das Harz schneller aus, als der Tränkprozess beendet ist – beim Handlaminieren genutzt werden.
- Beim Laminieren vertikaler Flächen ist eine niedrige Viskosität jedoch von Nachteil. Wünschenswert ist eher ein höherviskoses Harz mit hoher Klebrigkeit. Es läuft nicht so schnell ab und die Einzelschichten haften bis zum Gelieren ausreichend aufeinander und schälen sich nicht von der Form ab.

Neben der Harzviskosität gibt es weitere Einflussfaktoren:

- Mittels hohem Pressdruck lässt sich die Tränkung beschleunigen. Wird ein Laminat zuerst vorgetränkt und dann einem hohen Pressdruck unterworfen, so findet eine Nachtränkung statt. Man kann sogar die Vortränkung sehr zügig und daher unvollständig durchführen, der später aufgebraute Pressdruck kompensiert dies.

- Die Tränkgeschwindigkeit hängt auch von der auf der Faser befindlichen Schlichte ab. Vergleiche lassen sich ziehen, indem man eine dicke Kreislochschaablone auf das betreffende Verstärkungstextil legt und das Loch mit einem Matrixharz definierter Viskosität ausgießt. Es wird die Zeit gemessen, bis der Kreis vollständig getränkt ist.

Unbedingtes Ziel bei der Fasertränkung muss es sein, Lufteinschlüsse zu vermeiden! Sie reduzieren aus zweierlei Gründen die Festigkeitswerte:

- Fasern und Matrix sind in diesen Bereichen nicht verklebt; es können keine Kräfte zwischen ihnen übertragen werden.
- Luftporen stellen Kerben mit lokalen, hohen Spannungsspitzen dar. Insbesondere bei Ermüdungsbeanspruchung sind sie der Ausgangspunkt für Risswachstum.

Um Lufteinschlüsse zu minimieren, zieht man bei vielen Fertigungsverfahren Vakuum. Die Tränkungsqualität lässt sich visualisieren, indem man Schliffe anfertigt und mikroskopisch die Faserverteilung und die Anzahl der Lufteinschlüsse bewertet. Quantitativ bestimmt man den Lunkeranteil nach [4.37] durch Glühverlustbestimmung oder Ausplanimetrieren eines Schliffbilds. Den Einfluss der Tränkungsqualität auf die Festigkeiten überprüft man am besten anhand des empfindlichsten Festigkeitswerts, der Festigkeit einer UD-Schicht bei Beanspruchung quer zur Faserrichtung.

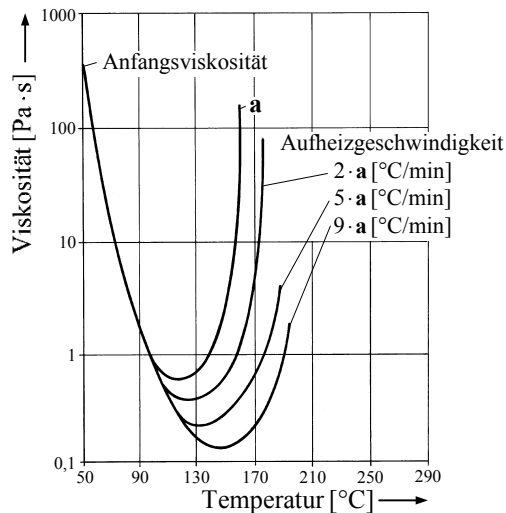


Abb. 4.17. Viskositätskurven in Abhängigkeit der Aufheizgeschwindigkeit. Man erkennt, wie die Viskosität durch Temperaturerhöhung absinkt. Die Härtereaktion wirkt sich entgegengesetzt aus und lässt die Viskosität rasch ansteigen **a** Ausgangskurve

4.5.2 Zur Lagerung

Reaktionsharze sind nicht unbegrenzt lagerbar; häufig nur etwa 6 Monate. Ihre Lagerung ist mit Sorgfalt zu planen:

- Größere Mengen sind in einem sogenannten Gefahrstofflager zu lagern. Unausgehärtete, flüssige Harze sind als wassergefährdend eingestuft. Gegen Auslaufen sind die Gebinde auf oder in Auffangbehältern zu platzieren.
- Für die Lagerhaltung gilt das *FIFO*-Prinzip (first in, first out).
- Die Verfallsdaten der Hersteller sind beim Einsatz in hoch beanspruchten Strukturbauteilen unbedingt einzuhalten. Im Zweifelsfall ist mittels einer DSC-Analyse die Reaktionsfähigkeit des Harzes zu überprüfen. Überlagerte Harze können noch für Hilfskonstruktionen verwendet werden.
- Die Gebinde müssen unbedingt luftdicht verschlossen werden. Es gibt Härter, die mit Luftsauerstoff reagieren und kristallisieren; die Reaktion des Harz-Härter-Gemisches wird verlangsamt.
- Harze, denen die Härterkomponente schon zudosiert ist, müssen häufig in tiefgekühlten Behältnissen gelagert und nach Herstellervorgaben wieder aufgetaut werden.
- Insbesondere die Temperaturen sind innerhalb der vom Hersteller angegebenen Grenzen einzuhalten, meist zwischen 15–25°C. Für tropische Gebiete werden Harze z.T. speziell stabilisiert.
- Um die Lagerhaltung nicht zu komplex zu gestalten, d.h. nicht zu viele angebrochene Gebinde zu haben, empfiehlt es sich, die Typenvielfalt zu begrenzen!

Bei thermoplastischen Matrices bestehen bzgl. der Lagerung – außer dass der Lagerraum sauber und trocken sein sollte – keine Einschränkungen. Thermoplaste, die Feuchtigkeit aufnehmen, wie z.B. die Polyamide, müssen vor der Schmelzverarbeitung vollständig getrocknet werden.

4.5.3 Zur Verarbeitungs- und Gelierzeit

Die Verarbeitungszeit ist bei Reaktionsharzen begrenzt. Sobald der Härter zudosiert wurde, beginnt die Vernetzungsreaktion. Dadurch steigt die Viskosität des Harzes kontinuierlich an, bis eine Tränkung der Fasern nicht mehr möglich ist. Die Verarbeitungs-Zeitgrenze für Reaktionsharze wird mit der sogenannten *Topfzeit* angegeben. Es sind ein paar Regeln einzuhalten:

- Die Topfzeit hängt in erheblichem Maße von der Temperatur des Harz-Härter-Gemisches und damit auch von der Werkstatttemperatur ab. Im Sommer ist mit deutlich kürzeren Topfzeit zu rechnen als im Winter. Angelierendes Harz darf auf keinen Fall mehr verarbeitet werden, da die Vernetzung schon zu weit fortgeschritten ist.
- Je nach gewünschter Topfzeit kann von den Standard-Rezepturen abgewichen werden. Die Harzhersteller geben hierzu eine Fülle von Hinweisen.

- Frische Härter reagieren schneller als ältere.
- Immer sinnvoll sind eigene Vorversuche an einem Harzansatz, bevor man größere Laminieraufgaben angeht!

Zum Zeitpunkt des Gelierens erhöht sich die Viskosität nahezu schlagartig und es bildet sich ein weiches Gel [4.36]. Der Zeitpunkt des Gelierens lässt sich am einfachsten dadurch bestimmen, dass in regelmäßigen Zeitabständen ein Stab in die Reaktionsmasse getaucht wird und das Abfließen des Harzes beobachtet wird. Die Gelierzeit ist nicht mit der Topfzeit identisch.

- Es ist auf jeden Fall zu vermeiden, dass Lamine während der Gelierphase bewegt werden. Ansonsten besteht die Gefahr, dass sich Bindungen lösen und damit die Festigkeiten reduziert werden.
- Ein Laminiervorgang darf nicht unterbrochen werden. Die zuletzt aufgebraute Harzschicht ist dann nämlich in der Gelierung weiter fortgeschritten als die nachfolgenden. Die Haftung der Schichten aufeinander wird deutlich verschlechtert.
- Dünne Harzschichten härten langsamer aus als dicke.

Eine elegante Methode, die Aushärtung während des Ablaufs der Vernetzung zu verfolgen und zu registrieren, bieten Sensoren, die im Werkzeug integriert werden. Damit lässt sich die Vernetzung mit den Verarbeitungsparametern Zeit, Druck, Temperatur direkt korrelieren. Auf diese Weise können sowohl die Prozessbedingungen optimiert, als auch die Qualität in der Serie kontrolliert werden. Es kommen zwei Messmethoden zum Einsatz. Einmal werden die sich bei der Gelierung ändernden dielektrischen Eigenschaften des Polymers gemessen, zum andern können mit Ultraschall-Sensoren die Veränderungen mittels Laufzeitmessungen erfasst werden [4.5].

4.5.4 Nachhärten oder Tempern

Bei Reaktionsharzen, die bei Temperaturen deutlich unterhalb T_g geliert wurden, ist der Umsatz unvollständig, d.h. nicht alle Doppelbindungen sind abgesättigt. Eine unvollständige Härtung ist auf jeden Fall zu vermeiden, da sie nahezu alle *Eigenschaftswerte verschlechtert*, insbesondere die Chemikalienbeständigkeit sowie die Witterungs- und Alterungsbeständigkeit. Es ist also unbedingt nachzuhärten, bzw. – der Ausdruck ist gleichbedeutend – zu tempern. Von den Harzherstellern sind Angaben über die mit der jeweiligen Nachhärtungstemperatur erreichbaren Eigenschaften erhältlich. Beim Tempern sind einige Regeln zu beachten:

- Eine – meist mehrstündige – Nachhärtung sollte erst erfolgen, wenn die Gelierung abgeschlossen ist.
- Das Bauteil muss ungetempert vorsichtig gehandhabt werden. Da die endgültigen Festigkeiten im gelierten Zustand noch bei weitem nicht vorliegen sind Belastungen oder große Verformungen zu vermeiden.

- Das Bauteil sollte nicht zu rasch auf die Tempertemperatur hochgefahren werden. Es stellen sich über der Wanddicke Temperaturprofile ein, die zu thermischen Eigenspannungen führen. Aufgrund der ohnehin noch nicht endgültigen Festigkeitshöhen und gleichzeitig bei erhöhten Temperaturen reduzierten Festigkeiten können diese Eigenspannungen zur Vorschädigung des Laminats führen.
- Es wird empfohlen, zwischen Gelierung und Nachhärtung keinen allzu großen Zeitraum verstreichen zu lassen, sondern sobald wie möglich – aus der Wärme der Gelierung – zu tempern (Abb. 4.19). Dies ist im Prototypenbau manchmal schwierig einzuhalten. Es sollte daher überprüft werden, ob auch nach stark zeitversetzter Nachhärtung eine ausreichend hohe Tg erreicht wird.
- Häufig möchte man die Nachhärtung nicht in den Fertigungswerkzeugen durchführen. Einerseits, um sie möglichst rasch für den nächsten Zyklus wieder zur Verfügung zu haben, andererseits verschlechtern sich die Oberflächenqualitäten insbesondere von Kunstharz-Werkzeugen, wenn sie ständig den Temperaturzyklen von Temperprozessen unterworfen werden. Insofern härtet man bei Umgebungs- oder leicht erhöhter Temperatur an, bis die Matrix ausreichende Festigkeit hat, den manchmal recht hohen Belastungen bei der Entformung aus dem Werkzeug ohne Risse zu überstehen. Der dazu minimal notwendige Aushärtegrad, bzw. die dazu benötigte Tempertemperatur und -zeit ist durch Vorversuche zu ermitteln. Anschließend kann das entformte Bauteil in einer separaten Temperkammer – ausreichend gegen unzulässige Deformationen bei den hohen Tempertemperaturen gestützt – ausgehärtet werden.
- Falls dies nicht in geregelten Öfen möglich ist, kann bei Harzsystemen mit niedriger Temperaturbeständigkeit auch mehrtägig in der prallen Sonne nachgehärtet werden.
- Es ist zu beachten, dass bei Sandwichaufbauten der Sandwichkern – häufig ein Hartschaum – thermisch isolierend wirkt. Die Tempertemperaturen werden mit starker Zeitverzögerung erreicht. Evtl. werden dadurch innen liegende Bereiche nicht lange genug auf der Nachhärte-temperatur gehalten. Zur Festlegung der Nachhärtebedingungen – Temperatur und Zeit – sind unbedingt Vorversuche mit eingelegten Thermoelementen durchzuführen, um sicherzustellen, dass auch im Inneren die Tempertemperatur ausreichend lange vorlag. Ähnliches gilt auch dickwandige Lamine.

4.5.5 Kontrolle des Härungsgrads

Als Maß für den Härungsgrad eines Laminats bestimmt man üblicherweise Tg, allerdings nicht mittels Torsionsschwingversuch, sondern einfacher und rascher mittels DSC-Analyse. Sie gibt eindeutige Informationen, ob bei nochmaliger Erwärmung Nachhärtereaktionen stattfinden. Nimmt man die DSC-Werte für verschieden lange Nachhärtezeiten auf, so lässt sich die mindest notwendige Tempdauer in Abhängigkeit der gewählten Nachhärte-temperatur ermitteln.

Nicht ausgehärtete Lamine erkennt man auch schon, wenn man ein Laminat biegt; sie geben sich weich und brechen nicht spröde. Auch die Bearbeitung, z.B. Sägen oder Schleifen, liefert Hinweise. Biegen sich Fasern unter der Werkzeugbelastung weich um, anstatt spröde zu brechen und schmiert die Matrix beim Schleifen, so ist das Laminat ungenügend ausgehärtet.

4.5.6 Anforderungen an den Arbeitsschutz und die Abfallentsorgung

Bezüglich der Auswirkungen auf den Verarbeiter können die wesentlichen Komponenten – Fasern und Matrix – getrennt abgehandelt werden.

Bei Fasern steht die Frage der Atemwegsbeeinträchtigung im Vordergrund. Ob eine Faser Lungenschäden verursachen kann, hängt von ihrer Lungengängigkeit ab. Fasern mit einem Durchmesser größer $3\text{ }\mu\text{m}$ gelangen nicht in den Atemtrakt. Da bei denen in der Faserverbundtechnik verarbeiteten Fasern im allgemeinen die Durchmesser größer sind (5 bis $27\text{ }\mu\text{m}$) und auch durch die Verarbeitung nicht verkleinert werden, sind diese üblicherweise eingesetzten Fasern nicht lungengängig. Die Fasern rufen bei Hautkontakt keine allergischen Hautreaktionen hervor. Jedoch können sie rein *mechanisch* eine Reizung der Haut, der Augen oder der oberen Atemwege verursachen. Entfernt sich die Person aus dem Einwirkungsbereich des Produkts, so hält die Reizung im allgemeinen nicht länger an. Die Reizung kann durch einfache Arbeitshygienemaßnahmen – Handschuhe, Schutzanzüge – vermieden werden. Mehrere epidemiologische Studien am Menschen wurden für Glasfasern durchgeführt. Es ergab sich keine überdurchschnittliche Häufigkeit von Atemwegskrebs.

Ausgehärtete, feste Reaktionsharze sind nicht mehr reaktionsfähig und daher nicht toxisch und nicht reizend.

Ein spezielles Problem stellt bei UP-Harzen die Styrolverdunstung dar: Pro Quadratmeter Laminierfläche verdunsten in einer Stunde etwa 100g Styrol (bei 20°C). Höhere Temperaturen beschleunigen die Emission. Styrol wird vor allem über die Atemwege aufgenommen und zu etwa 60-90% resorbiert. Die Aufnahme über die Haut ist von untergeordneter Bedeutung. Styrol wirkt auf Haut, Schleimhäute und Nervensystem. Da einerseits die Styrolemission bei der Verarbeitung streng limitiert ist, werden bei großflächigen Laminaten und „offener“ Verarbeitung z.T. spezielle *Umweltharze* eingesetzt. Sie enthalten Hautbildner, meist auf Paraffinbasis. Mit ihnen gelingt es, die Styrolemission zu halbieren. Da für Styrol nicht immer Ersatzstoffe vorhanden sind, muss die Styrol-Konzentration am Arbeitsplatz durch Absaugmaßnahmen oder durch geschlossene Fertigungsverfahren minimiert werden.

Die am meisten verwendeten flüssigen Epoxidharze auf Basis Bisphenol A und Bisphenol F zeigen nur geringe bis praktisch keine Reizwirkung auf Haut und Schleimhäute. Hingegen werden sie als Sensibilisatoren wirksam. In Kombination mit Lösungsmitteln oder stark reizenden Stoffen können sie allergische Hautveränderungen verursachen. Dies gilt insbesondere für die niedermolekularen Typen.

Die meisten Vertreter der cycloaliphatischen, ringepoxierten Epoxidharze reizen Haut und Schleimhäute. Für einzelne Produkte ergaben sich Hinweise auf mögliche kanzerogene Wirkung am Tier. Bei diesen Produkten sind Schutzmaßnahmen, wie wirksame Absaugung, Vermeiden einer oralen Aufnahme, Tragen von Schutzhandschuhen usw., mit größter Sorgfalt einzuhalten.

Bei reaktiven Verdünnern sowie damit modifizierten Epoxidharzen sind mittle-re bis starke Reizwirkungen der Haut und der Schleimhäute als Folge unsachge-mäßer Handhabung bekannt geworden. Das niedrige Molekulargewicht und der geringe Dampfdruck begünstigen eine rasche Resorption. Daher ist der direkte Kontakt mit der Flüssigkeit oder dem Dampf unbedingt zu vermeiden.

Beachtung ist auch der notwendigen zweiten Komponente zu widmen, den Härtern. Aliphatische und cycloaliphatische Aminhärter sind aufgrund ihrer alka-lischen Reaktion als starke Reizstoffe zu betrachten. Einzelne wirken auch als po-tenzielle Sensibilisatoren.

Polyaminoamid- und Polyaminoimidazolinhärter haben eine deutlich geringere Reizwirkung auf Haut- und Schleimhäute als die vorgenannten Härter.

Aromatische Aminhärter zeigen zwar nur eine geringe Reizwirkung, können jedoch Schädigungen der inneren Organe (z.B. Leber) verursachen. Sie dürfen daher weder oral, noch über die Atemluft oder Hautresorption in den Körper ge-langen.

Amidhärter weisen im allgemeinen eine geringe Reizwirkung auf.

Bei Anhydridhärtern besitzen die Dämpfe eine mehr oder weniger starke Reiz-wirkung. Es sind auch Fälle von Sensibilisierungen bekannt geworden, wobei asthmatische Beschwerden aufgetreten sind. Allerdings ist der Dampfdruck der Anhydridhärter sehr niedrig, so dass erst bei Temperaturen über 100°C merkliche Dämpfe entstehen, die abgesaugt werden müssen.

Reaktionsharze sind Chemikalien, fallen daher unter das Chemikaliengesetz und unter die Gefahrstoffverordnung. Die für Arbeitssicherheit verantwortlichen Personen haben sich unbedingt mit den dazu notwendigen Sicherheitsvorschriften zu befassen. Dies gilt auch für die umweltgerechte Entsorgung von Produktions-abfällen! Aufmerksam zu studieren sind nicht nur die Technischen Informationen, die jeder Harzhersteller bereithält, sondern auch die *Sicherheitsdatenblätter*, die die wichtigsten arbeitssicherheitstechnischen Hinweise enthalten. Darüber hinaus sind gemäß Gefahrstoffverordnung *Betriebsanweisungen* für den Umgang mit Harzen, Härtern, Beschleunigern, Reinigungsmitteln usw. zu erstellen, auszuhän-gen und das Personal zu unterweisen.

Für den Umgang mit Reaktionsharzen, Härtern usw. gelten folgende Mindest-regeln:

- Rauchen und Umgang mit offenem Feuer ist streng verboten
- Härter-Peroxide und Beschleuniger dürfen nie direkt miteinander gemischt und auch nicht zusammen gelagert werden
- Behälter für Chemikalien und Füllstoffe sind gegen statische Entladungen zu erden
- oberstes Gebot bei der Verarbeitung ist *SAUBERKEIT*

- es sind sorgfältige Arbeitsvorbereitungen zu treffen; nur die benötigte Mengen an Harz und Härter sind am Arbeitsplatz zu lagern
- verschüttete Chemikalien müssen sorgfältigst aufgewischt werden.

Persönlicher Gesundheitsschutz

Die im Folgenden aufgeführten Hinweise gelten nicht nur für Laminiervorgänge, sondern z.B. auch für das Umfüllen von Harzen im Lager usw:

- Schutzbrille tragen
- orale Aufnahme vermeiden! Am Arbeitsplatz nicht essen oder trinken; vor dem Essen Hände waschen
- Hautkontakt vermeiden: Schutzhandschuhe, Schutzkleidung tragen. Verschmutzungen abtupfen und abwaschen; dabei keine Lösungsmittel, sondern spezielle Reinigungsmittel verwenden
- Dämpfe nicht einatmen; für wirksame Absaugung (kontrollieren!) sorgen oder evtl. eine Atemschutzmaske tragen. Eine sehr brauchbare Alternative ist es, zugfreie Frischluft über spezielle Schutzwesten dem Laminierenden in den Atmungsbereich zu leiten [4.20].
- bei Umgang mit staubförmigen Füllstoffen Staubschutzmaske tragen
- bei mechanischer Bearbeitung nur mit sehr wirksamer Staubabsaugung arbeiten. Dabei sollten Feinstaubfilter verwendet werden und es ist immer eine Schutzbrille zu tragen. Anstelle der Trockenbearbeitung ist die Nassbearbeitung mit Wasserbespülung der Trennscheiben zu empfehlen. Das Wasser-Schleifstaubgemisch wird über Einweg-Papierfilter geleitet. Auf diese Weise lässt sich der Schleifstaub einfach ausfiltern und entsorgen.

Weitere Details zur Arbeitssicherheit und arbeitshygienischen Verarbeitung von UP- und EP-Harzen finden sich in folgenden Merkblättern der *Berufsgenossenschaft (BG) Chemie*, Heidelberg:

- Merkblatt A 010 „Betriebsanweisungen für den Umgang mit Gefahrstoffen“
- Merkblatt M 023 „Polyester- und Epoxidharze“
- Merkblatt M 001 „Organische Peroxide“
- Merkblatt M 054 „Styrol“
- Merkblatt M 042 „Hautschutz“
- Unfallverhütungsvorschrift 81 „Verarbeiten von Klebstoffen“
- Branchenspezifisches Gefahrstoffinformationssystem. www.gischem.de

Auch für den Umgang mit Füllstoffen sind besondere Arbeitssicherheitsmaßnahmen zu beachten. Feinstäube werden über die Atemwege aufgenommen und können sich in der Lunge festsetzen.

Recycling, umweltgerechte Entsorgung

Harz-, Härter-, Beschleunigerreste usw. sind umweltgerecht zu entsorgen. Während ausgehärtete Lamine als Haushaltsmüll gelten, sind alle anderen Chemikalien als Sondermüll zu behandeln. Aus ökologischer und ökonomischer Sicht hat der Konstrukteur alle Anstrengungen zu unternehmen, um den Abfall und den Ausschuss möglichst gering zu halten! Wie groß Abfallmengen bei einer Serienproduktion rasch werden, lässt sich mittels eines kleinen Rechenbeispiels veranschaulichen. Bei einer angenommenen Stückzahl von $100^{\circ}000^{\circ}\text{St/a}$ und einem in der Nachbearbeitung auftretenden Besäumabfall von 200°g/St ergeben sich 20°t Abfall/a. Dieser Abfall hat schon Material- und Fertigungskosten verursacht und kostet nun noch einmal bei der Entsorgung.

4.6 Ungesättigte Polyesterharze

4.6.1 Allgemeines

Ungesättigte Polyesterharze (UP-Harze) (polyester resins, thermosetting polyesters) werden innerhalb der Faserverbundtechnik mengenmäßig am häufigsten eingesetzt. Ihre Einsatzbreite reicht von Knöpfen (pigmentiert mit orientiertem Perlglanzpigment), Spachtelmassen, über den Rohr- und Behälterbau, Verkleidungsteile, Abdeckungen; Boots- und Flugzeugbau bis zum Polymerbeton. Die Grundlagen der Vernetzung von Polyestern wurden schon im Jahr 1934 von *Staudinger* und *Heuer* erarbeitet. Seit 1939 wurde – beginnend in den USA – großtechnisch produziert.

Ungesättigte Polyester entstehen durch Polykondensation aus ungesättigten und gesättigten Dicarbonsäuren mit mehrfunktionellen Alkoholen. Die Bezeichnung *ungesättigt* rührt daher, dass in den Dicarbonsäuren Kohlenstoff-Kohlenstoff-(C-C)-Doppelbindungen, sogenannte ungesättigte Bindungen enthalten sind. Der hochviskose oder sogar feste Polyester wird in Lösungsmitteln gelöst und damit auf Verarbeitungsviskosität verdünnt. Eine Besonderheit liegt darin, dass das Lösungsmittel reaktionsfähig ist. Es wird als Copolymerisat in das Netzwerk eingebaut. Als reaktionsfähiges Lösungsmittel setzt man meist Monostyrol zu. Vom Styrol rührt auch der typische Geruch; schon minimale Konzentrationen von 0,15 ppm (parts per million) sind riechbar. Der Styrolgehalt im Harz beträgt etwa 35 bis 43 Gewichts%. Manchmal wird zur besseren Durchtränkbarkeit der Fasern oder zum Spritzlackieren die Viskosität durch höhere Zugaben von Styrol weiter erniedrigt. Der Prozentsatz der hinzudosierten Styrolmenge sollte aber beim Harzhersteller rückgefragt werden, da die Eigenschaften des Formstoffes evtl. wesentlich verändert werden.

Ein UP-Harz ist um so reaktionsfähiger, je größer der Anteil an polymerisierbaren Doppelbindungen ist. Um den verschiedensten Einsatzzwecken gerecht zu werden, wird über das Verhältnis von ungesättigten zu gesättigten Säuren die Reaktivität eingestellt: *Schnellhärtende hochreaktive Harze*, *mittelreaktive* und auch

langsam härtende *niedrigreaktive* Harze. Mit steigender Reaktionsfähigkeit, d.h. mehr reaktiven Doppelbindungen, wird die Vernetzung engmaschiger. Elastizitätsmodul, Härte, Sprödigkeit, Glasübergangstemperatur und Chemikalienbeständigkeit nehmen zu. Leider erhöht sich damit auch der Reaktionsschrumpf. Der bei der Aushärtung auftretende chemische Volumenschrumpf liegt bei UP-Harzen in der Größenordnung von 5 bis 8 %. Bestimmt wird der Schrumpf als Dichteänderung zwischen flüssig und fest. UP-Harze gelieren sehr früh, bei schon etwa 10% Umsatz der Doppelbindungen. Daher findet der Schrumpf überwiegend bei den restlichen 90% Umsatz, also in der schon teilfesten Phase statt. Dies führt ungünstigerweise zu Eigenspannungen. Sie können so hoch werden, dass Risse im verstärkten Formstoff auftreten. Im Verbund lösen sich die Verklebungen zu den Verstärkungsfasern teilweise wieder und die Festigkeiten des Verbundes nehmen deutlich ab. UP-Harze können jedoch mit geeigneten Füllstoffen – in Styrol lösba- ren Thermoplasten – schwundarm bzw. schwundfrei eingestellt werden.

Als dekorative, meist eingefärbte Schutzschicht werden spezielle, d.h. zähe, besonders chemikalienbeständige, kratzfeste UP-Harze entweder als sogenannte Feinschicht (*gelcoat*) als erste Schicht in die Laminierform oder als Schlussanstrich (*topcoat*) direkt auf das Laminat gerollt oder gespritzt [4.1]. Bei der Verarbeitung von UP-Harzen muss bedacht werden, dass die Komponente Monostyrol ein Lösungsmittel ist, das beim Auftrag des Harzes unbeständige Oberflächen an- löst. Dies gilt z.B. für viele Lackfarben, aber auch für Gelcoats. Sind diese nicht genügend angehärtet, bevor die ersten Laminatschichten aufgebracht werden, so quellen sie an. Es entsteht die gefürchtete „Elefantenhaut“. Detaillierte Hinweise zur Einfärbung, Thixotropierung usw. sind den technischen Informationsblättern der Harzhersteller zu entnehmen.

Folgende *Vorteile* der UP-Harzen sind zu nennen:

- Sie sind im Vergleich zu anderen Matrixharzen sehr preisgünstig.
- Sie verfügen über eine gute Chemikalienbeständigkeit.
- Verarbeitungs- und Aushärtungszeiten können in einem weitem Bereich ein- gestellt werden. Insbesondere ist eine rasche Härtung problemlos möglich. Daher eignen sie sich gut für die Serienfertigung. Zusätzlich lässt sich die Härtungszeit in weiten Bereichen über die Temperaturhöhe steuern.
- Die Wasseraufnahme ist meist nur gering; der Feuchteinfluss auf Tg ist häufig vernachlässigbar.
- Es gibt eine sehr breite Typenvielfalt, nahezu jeder Anwendungsfall ist abge- deckt.

Als *Nachteile* der UP-Harze sind zu nennen:

- Die mechanischen Eigenschaften sind meist etwas schlechter als diejenigen von Epoxid-Harzen.
- Der Härtungs-Schrumpf ist meist höher als bei Epoxidharzen. Er kann durch Füllstoffe und Thermoplastpartikel kompensiert werden.
- Aufgrund des Lösungsmittels Styrol werden Polystyrol- und auch PVC- Schäume angegriffen und aufgelöst. Dies ist bei der Herstellung von Sand-

wich aufbauten zu beachten. Als Alternative bieten sich Polyurethan-Hartschaumstoffe an.

- C-Fasern sind häufig mit einer Schlichte versehen, die zu den UP-Harzen inkompatibel ist. Die Faser-Matrix-Haftung ist unzureichend. Bevor man sich endgültig für ein System UP-Harz-C-Faser entscheidet, ist die Haftfestigkeit z.B. durch Querzugversuche zu überprüfen.

4.6.2 Zur Verarbeitung und Härtung

Die Härtung – korrekt müsste es als Initiierung der Polymerisationsreaktion bezeichnet werden – erfolgt üblicherweise durch den Zusatz von Peroxid-Katalysatoren. Dazu erhöht man die Temperatur des Harz-Peroxid-Gemisches, damit das Peroxid in Radikale zerfällt. Diese Radikale öffnen die Doppelbindung des Styrols und leiten die Polymerisation durch Brückenbildung zum Polyester ein.

Organische Peroxide können als Derivate des Wasserstoffperoxids aufgefasst werden. Bei der sogenannten *Heißhärtung* wird kein zusätzlicher Beschleuniger benötigt; der Härtungsprozess wird allein durch die hohe Temperatur initiiert. Es sind verschiedene Peroxidtypen erhältlich, die bei unterschiedlich hohen Temperaturen zerfallen. Maß für ihre Aktivität ist die sogenannte *Anspringtemperatur*. Die bekanntesten Peroxidtypen sind in Tabelle 4.3 gelistet. Die Härtungstemperatur sollte etwa 20°C über der Anspringtemperatur liegen. Die Geschwindigkeit der thermischen Spaltung ist groß und demzufolge auch die Härtung. Die Geschwindigkeit nimmt mit steigender Temperatur zu und zwar um das zwei- bis vierfache pro 10°C Temperaturanstieg. (Faustregel: 10 °C Temperaturerhöhung verdoppelt die Reaktionsgeschwindigkeit, halbiert die Aushärtezeit). Um einen vorzeitigen Zerfall, z.B. beim Transport zu verhindern, werden Peroxide phlegmatisiert, d.h. mit Kreide usw. „verdünnt“. Peroxide, die bei erhöhten Temperaturen anspringen, erlauben es, dass sie vorab zudosiert werden (ohne Beschleuniger) und man trotzdem eine Lagerzeit von mehreren Monaten erhält.

Soll bei niedrigen Temperaturen um etwa 20°C – dies wird als *Kalthärtung* bezeichnet – gehärtet werden, so müssen – um akzeptabel kurze Aushärungs-Zeiten zu erzielen – zusätzlich sogenannte Beschleuniger zugesetzt werden. Sie senken die Zerfallstemperatur der Peroxide. Über Art und Menge von Peroxid und Beschleuniger lassen sich die Gelierzeiten in weitem Bereich einstellen. Da die Beschleuniger ihrer Bestimmung gemäß den Peroxidzerfall beschleunigen, ist folgender Sicherheitshinweis besonders wichtig [4.18]:

Peroxide und Beschleuniger dürfen nie direkt miteinander gemischt werden. Es kann eine explosionsartige Zersetzung eintreten! Sie dürfen auch nicht zusammen gelagert werden.

Falls man nicht vom Lieferanten vorbeschleunigte Harze verwendet, dosiert man bei handwerklicher Verarbeitung zuerst den Beschleunigeranteil in das Harz. Sobald alle Vorbereitungen für die Laminierarbeiten getroffen sind, fügt man erst unmittelbar vor dem Laminierbeginn den Härter (Peroxid) zu. Die Komponenten

sind sehr sorgfältig, möglichst mit einem maschinellen Rührer zu mischen; ansonsten besteht die Gefahr lokal unterschiedlicher Härtung, was Eigenspannungen und evtl. Rissbildung nach sich zieht. Bei größerem Verbrauch arbeitet man mit Dosierpumpen, die auf das Harz-Peroxid-Beschleuniger-Verhältnis eingestellt sind. Das Mischen der Komponenten wird bewerkstelligt, indem man die Mischung durch einen sogenannten Statikmischer pumpt.

Als Standard für die Kalthärtung bei 20 °C können folgende Harz-Härter-Beschleuniger-Rezepturen empfohlen werden:

- 100 g Harz + 2 g MEKP-Härterlösung + 0,2 ml Kobaltbeschleuniger (1%ig)
- oder
- 100 g Harz + 3 g BP-Härterpaste + 1 ml Diethylanilin (10%ig).

Tabelle 4.3. Anspringtemperaturen verschiedener Peroxide (ohne Beschleunigerzusatz); Zusetzen von Beschleunigern senkt die Anspringtemperatur, so dass auch noch bis fast 0 °C gehärtet werden kann

		Anspringtemperatur
Benzoylperoxid	(BP)	70 °C
Methylethylketonperoxid	(MEKP)	80 °C
Cyclohexanonperoxid	(CHP)	90 °C
tert. Butylperbenzoat	(TBPB)	90 °C
Cumolhydroperoxid	(CUHP)	100 °C

Im Wesentlichen gibt es zwei Peroxid-Beschleuniger-Systeme: Ketonperoxide mit Kobaltbeschleunigern und Benzoylperoxide mit Aminbeschleunigern. Die Härtung mit *Kobalt*beschleunigern erfolgt etwas langsamer (Abb. 4.18), hat aber geringere Härteeigenspannungen zur Folge und die Teile neigen weniger zum Verzug und zum Vergilben. Daher sollten Deckschichten, die der Freibewitterung ausgesetzt sind, grundsätzlich mit Ketonperoxiden – am besten mit CHP – gehärtet werden. Die Aushärtetemperatur sollte unbedingt über 16 °C liegen; Feuchtigkeit und einige Füllstoffe stören die Härtung mit Kobaltbeschleunigern.

Harz-Peroxidmischung mit *Amin*beschleunigern sind reaktiver und haben zudem den Vorteil, dass die Härtung bei Temperaturen bis herab zu 0 °C und bei Feuchtigkeitseinfluß möglich ist. Amin-vorbeschleunigte Harze weisen auch eine lange Lagerstabilität auf. Als Nachteil sind die durch die schnellere Härtung induzierten höheren Eigenspannungen zu sehen. Zu geringer oder zu hoher Beschleunigerzusatz kann zu Unterhärtung führen. Es besteht erhöhte Neigung zum Vergilben. Nachteilig ist, dass der Aushärtungsgrad, wenn nicht nachgehärtet wird, geringer bleibt als bei der Kobalt-Härtung (Abb. 4.18).

Bei dicken Laminaten, bzw. bei hohem Harzanteil sollten Peroxide verwendet werden, die langsam zerfallen, einen gleichmäßigen Exothermieverlauf aufweisen und nicht zu hohen Spitztemperatur führen. Ansonsten ist mit starkem chemischen Schrumpf und Verzug zu rechnen.

Ein zu schneller Peroxidzerfall kann auch zu Unterhärtung führen. Es entstehen so viele Radikale gleichzeitig, dass sie nicht nur mit dem Harz, sondern mit sich

selber regionen. Die Unterhärtung macht sich durch einen hohen Reststyrolgehalt bemerkbar.

Da schon ein einziges Radikal die Polymerisation auslösen kann, werden zur Erhöhung der Lagerstabilität Reaktionshemmer, sogenannte Inhibitoren zudosiert. Sie inaktivieren freie Radikale. Spezielle Inhibitoren können zugesetzt werden, wenn die Verarbeitungszeit verlängert werden soll.

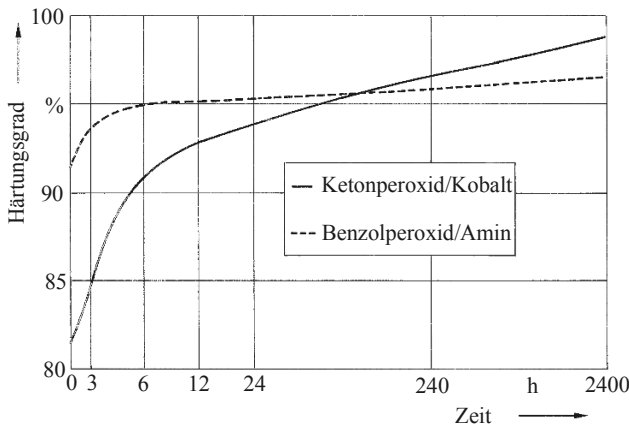


Abb. 4.18. Einfluss der Auslagerungszeit auf den Härungsgrad; $T_{\text{Lagerung}} = 20^{\circ}\text{C}$ (nach [4.39])

Eine Besonderheit vieler UP-Harztypen ist es, dass die Oberfläche auch nach dem Härten klebrig bleibt. Dies ist darauf zurückzuführen, dass der Reaktionspartner Styrol oberflächennah verdunstet. Verschlechterte Festigkeitseigenschaften sind die Folge. Die Styrolverdunstung muss also vom Arbeitsschutz her *und* aus Festigkeitsgründen minimiert werden. Folgende Abhilfen sind möglich:

- Als Alternative zur „offenen“ Laminatfertigung sind das Abdecken des fertig laminierten und nun aushärtenden Laminats mittels Folie oder aber „geschlossene“ Verfahren, wie die Injektionsverfahren (RTM = Resin Transfer Moulding) zu empfehlen.
- Eine andere Möglichkeit ist die Zudosierung von *Hautbildner* zum Harz, z.B. von in Styrol gelöstem Paraffin. Es wird in die letzte Harzschicht eindosiert (0,1%) und setzt sich – da es sich im Harz kaum löst – an der Oberfläche ab. Es verschließt sie und verhindert so, dass Styrol abdunstet. Dies funktioniert jedoch nur am *ruhenden* Laminat, also nicht während des Laminiervorganges, bei dem die Paraffinschicht an der Oberfläche immer wieder lokal aufgerissen wird. Soll auf solchen Oberflächen nach dem Härten weiter laminiert werden, so ist die paraffinreiche Schicht, die als Trennschicht wirkt, abzuschleifen. Ansonsten muss bei Belastung mit Delaminationen, also Schichtentrennungen gerechnet werden. Es gibt allerdings auch Hautbildner auf Polymerbasis, die mit Haftvermittlern versehen sind, so dass man auf den ausgehärteten Schichten

weiter laminieren kann. Bei Vinylesterharzen ist Paraffin als Hautbildner wirkungslos, da es sich stark auflöst.

- Nach dem Aushärten klebrig gebliebene Oberflächen können durch Pudern mit Talkum oder durch Überlackieren klebfrei gemacht werden.
- Eine gute Alternative sind spezielle, sogenannte „lufttrocknende“ UP-Harze.

4.6.3 Eine alternative Härtungsmethode, die Lichthärtung

Eine sehr elegante Härtungsmöglichkeit von UP-Harzen ist die Lichthärtung [4.12]. Dem Harz werden sogenannte Lichtinitiatoren zugemischt, die durch UV-Licht in Radikale zerfallen und die Polymerisation auslösen. Hierzu reicht das Sonnenlicht. Zur definierten Härtung gibt es spezielle Lampen mit UVA-Strahlung. In Licht-abgeschlossenen Behältern sind derartige Systeme sehr lange lagerfähig. Die Lichthärtung verläuft rasch und erzeugt keine hohen Eigenspannungen. Sie kann jederzeit unterbrochen und anschließend fortgesetzt werden. Ein weiterer Vorteil der Lichthärtung ist zudem, dass die Laminatoberfläche zuerst aushärtet und damit die Verdunstung von Styrol unterbunden wird. Eine thermische Nachhärtung – gestartet mittels Peroxiden – ist auf jeden Fall empfehlenswert.

Diese Art der Härtung lässt sich allerdings nur bei transparenten Laminaten anwenden, also z.B. nicht bei CFK.

4.6.4 Nachhärten oder Tempern

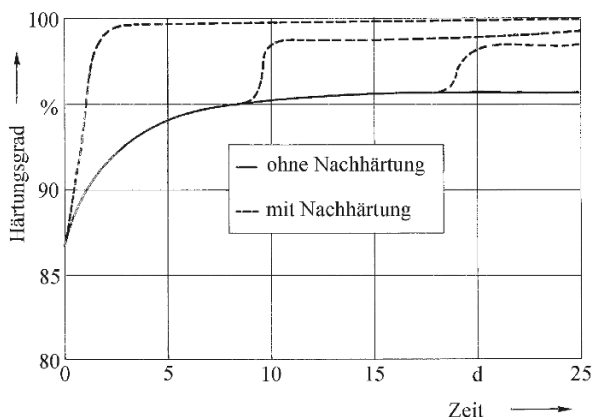


Abb. 4.19. Einfluss der Auslagerungszeit und des Zeitpunktes der Nachhärtung auf den Härungsgrad; $T_{\text{Lagerung}} = 20^\circ\text{C}$; $T_{\text{Nachhärtung}} = 60\text{--}80^\circ\text{C}$ (aus [4.39])

Eine – meist mehrstündige – Nachhärtung oberhalb T_g sollte erst erfolgen, wenn die Kalthärtung abgeschlossen ist. Sie ist insbesondere beim Einsatz von

Kobaltbeschleunigern zu empfehlen. Das Styrol vernetzt weiter mit dem Polymergerüst. Günstig ist es, wenn die Nachhärtung durch die Zumischung eines weiteren Peroxids mit höherer Anspringtemperatur initiiert wird. Diese *Stufenhärtung* ist eine ausgezeichnete Möglichkeit, die bestmöglichen Eigenschaften der UP-Harze zu erreichen!

Lamine, die mit Lebensmitteln in Kontakt kommen, müssen unbedingt nachgehärtet werden, um den Reststyrolgehalt zu minimieren. Styrol ist ansonsten in den Lebensmittel sensorisch nachweisbar.

4.6.5 Kontrolle des Härungsgrads

Der *Härungsgrad* eines Laminats kann bei UP-Harzen über den noch enthaltenen Rest-Styrolgehalt des Harzes bestimmt werden. Dies ist ein eher aufwändiges Verfahren. Einfacher, rascher und daher besonders empfehlenswert ist die DSC-Analyse. Auch die Messung der Harzhärte (*Barcolhärte*) gibt einen gewissen Anhalt, sie ist jedoch nicht sehr zuverlässig. Am einfachsten ist es, die Nachhärtungs-Empfehlungen der Harzhersteller exakt zu befolgen.

4.7 Epoxidharze

4.7.1 Allgemeines

Als Matrixsysteme in *hochbeanspruchten* Faserverbund-Bauteilen der Luft- und Raumfahrt und bei Hochleistungs-Sportgeräten werden meist Epoxidharze (EP-Harze) (epoxy resins) eingesetzt. Der Härtungsmechanismus erfolgt bei diesen Harzen über Polyaddition, der Härter wird in die Polymerkette gleichberechtigt eingebaut. Basis der meisten EP-Harze ist Bisphenol A. Die Vernetzung geschieht mit Härtern, wie polyfunktionellen Aminen, Phenolen, Säureanhydriden usw. Die Gelierung findet erst ab 50–70% Umsatz statt. Im Unterschied zu UP-Harzen tritt daher die Volumenschwindung in Folge des chemischen Härtungsvorganges überwiegend in der flüssigen Phase ein. Dadurch kann die Schwindung teilweise durch *Nachfließen* flüssigen Harzes kompensiert werden und fällt mit 2 bis 5 % deutlich niedriger aus als bei UP-Harzen. Dies wiederum wirkt sich günstig auf die Haftung Faser-Matrix aus, da die *schädlichen Schwindungs-Eigenspannungen* sich nicht so hoch ausbilden. Die Schwingfestigkeit von Epoxidharz-Laminaten ist daher besser als diejenige vergleichbarer UP-Harz-Lamine.

Um ein Nachfließen von Harz zu ermöglichen, härtet man EP-Lamine nicht allseitig, sondern von einer Seite beginnend, also mit einer wandernden Härtungsfront aus. Bei Wickelbauteilen heizt man den Kern daher von innen, so dass ein Nachfließen von der harzreichen Außenseite möglich ist.

Auch bei den EP-Harzen gibt es eine Fülle unterschiedlicher Systeme und Einstellungen. Generell kann man zwischen *Kalthärtern* – also schon bei ca. 20 °C reagierendem Harzsystemen – und *Warmhärtern* (Härtung etwa oberhalb 80°C)

unterscheiden [4.40]. Erstere werden typischerweise im Handlaminat verarbeitet. Sie haben sehr gute mechanische Eigenschaften und werden im Boots- und Sportflugzeugbau eingesetzt. Jedoch ist die Temperaturbelastbarkeit nicht sehr hoch; sie erreichen ein T_g zwischen $+60$ bis $+80^\circ\text{C}$. Aufgrund der niedrigen Härtetemperaturen treten vorteilhafterweise keine hohen thermischen Eigenspannungen auf. Die Warmhärter verfügen über höhere mechanische Festigkeitswerte, besitzen eine deutlich höhere Glasübergangstemperatur und sind chemikalienbeständiger. Sie haben den Nachteil höherer thermischer Eigenspannungen. Da EP-Harze mit hoher Glasübergangstemperatur aufgrund der engen Vernetzung spröde sind, werden im Flugzeugbau meist zähmodifizierte Systeme eingesetzt.

Zusammenfassend sind folgende *Vorteile* von EP-Harzen zu nennen:

- Die Reaktionsschwindung ist sehr gering. Dadurch lassen sich maßgenaue Teile fertigen. EP-Harze eignen sich sehr gut für die Anfertigung von Urmodellen und Kunstharz-Werkzeugen.
- Die Kleb- und Haftungseigenschaften sind ausgezeichnet.
- Aufgrund der guten Faser-Matrix-Haftung und den geringen Schwindungseigenspannungen werden sehr gute Ermüdungsfestigkeiten erreicht.
- Die elektrischen Isolationseigenschaften und die Durchschlagsfestigkeit sind ausgezeichnet

Als *Nachteile* der EP-Harze ist zu nennen:

- EP-Harze sind meist deutlich teurer als UP-Harze.
- Die Härtungszeiten sind häufig länger als bei UP-Harzen, können aber über passende Härter eingestellt werden. Man kann zusätzlich Beschleuniger zudosieren. Frische Härter reagieren schneller als ältere. Damit sich aber die Topfzeit nicht verkürzt, arbeitet man häufig mit langsamen Härtern und erhöht – nachdem die Tränkung der Fasern abgeschlossen ist – zur Verkürzung der Härtungszeit die Temperatur.
- Da die Gefahr der Hautsensibilisierung besteht, sind die Arbeitshygienemaßnahmen besonders penibel einzuhalten.

4.7.2 Zur Verarbeitung und Härtung

Da die Härterkomponente in die Polymerkette eingebaut wird, muss sie auch im stöchiometrischen Verhältnis zur Harzkomponente zugemischt werden. Die Härter liegen flüssig oder pulverförmig vor. Es gibt auch sogenannte Einkomponentensysteme, denen der Härter schon fertig zudosiert wurde. Er wird über Temperaturerhöhung aktiviert. Die Viskosität des Epoxidharzsystems lässt sich mittels reaktiver Verdünner reduzieren.

Der Mischvorgang ist sehr sorgfältig, *langandauernd*, möglichst mit einem maschinellen Rührer, ohne zuviel Luft einzurühren, durchzuführen. Die vom Harzhersteller geforderten Toleranzen sind – um Fehlhärtungen zu vermeiden – unbedingt einzuhalten! Nicht-stöchiometrische Harz-Härter-Mischungen haben einen

geringeren Vernetzungsgrad zur Folge; zudem wirkt die überschüssige Komponente als Weichmacher. Die Glasübergangstemperatur wird deutlich reduziert.

Bei der Härtung entsteht Reaktionswärme, die Härtung verläuft *exotherm*! Dies ist vor allem bei größeren Harzansätzen, z.B. zu gießenden Bauteilen, bei dickwandigen kompakten Bauteilen und bei größeren Tränkbädern in der Filament-Winding-Technik zu beachten. Bedingt durch die schlechte Wärmeleitung der Harze kann es zu einem Wärmestau kommen, und es besteht die Gefahr, dass unter starker Rauchentwicklung die Zersetzungstemperatur des Harzes erreicht wird. Dem Wärmestau kann man begegnen, indem man „langsame“ Härter verwendet, Gussbauteile in mehreren dünnen Schichten gießt und bei Harzansätzen große Verhältnisse Oberfläche/Volumen schafft; z.B. erreicht man durch Ausgießen in *flache* Gefäße eine rasche Wärmeabfuhr. Im Laminat, bei hohem Faser- oder Füllstoffanteil, ist die Exothermie nicht mehr so kritisch. Zwar erhöht sich auch im Laminat die Temperatur – und trägt damit zu einer deutlichen Verkürzung der Härtungszeit bei – aber durch die Wärmeaufnahme ausreichend großer Faser- oder Füllstoffanteile wird die Harz-Zersetzungstemperatur nicht erreicht.

Die Eigenschaften des ausgehärteten Formstoffes sind über die Härtungsführung *beeinflussbar*. So führt eine langsame Härtung zu einer weitmaschigeren Vernetzung, geringerem Schrumpf, geringeren Eigenspannungen und damit zu erhöhter Risszähigkeit. Eine rasche Härtung und die damit verbundenen höheren Vernetzungsgrade erhöhen die Temperaturbelastbarkeit; sie wird natürlich auch aus wirtschaftlichen Gründen angestrebt.

4.7.3 Nachhärten oder Tempern

Noch wichtiger als bei den UP-Harzen ist die Nachhärtung bei den EP-Harzen. Dies gilt insbesondere für die Kalthärter. Die Nachhärtungsempfehlungen der Harzhersteller sind zu befolgen. Als Überprüfung des Härtungsgrades ist – wie bei allen Reaktionsharzen – die DSC-Analyse zu empfehlen. Ansonsten gelten viele Hinweise, die zu UP-Harzen gemacht wurden, in analoger Weise für die EP-Harze.

4.8 Vinylesterharze

4.8.1 Allgemeines

Vinylesterharze (VE-Harze) nehmen eine Position zwischen UP- und EP-Harzen ein. Sie basieren auf der Reaktion von Epoxidharzen mit ungesättigten Monocarbonsäuren. Der Härtungsmechanismus verläuft analog wie bei UP-Harzen. Allerdings sind VE-Harze zäher als UP-Harze und verfügen über eine bessere Faser-Matrix-Haftung, so dass sie UP-Harze bei hoch schwingend oder schlagbeanspruchten Bauteilen „ersetzen“. Außerdem sind sie ausgezeichnet chemikalienbeständig. VE-Harze sind erste Wahl, wenn:

- eine deutlich höhere Schlagzähigkeit als diejenige von UP-Harzen benötigt wird
- eine bessere Ermüdungsfestigkeit als bei UP-Harzen gewünscht ist
- oder wenn im Rohr- oder Chemieanlagenbau besonders korrosive Einsatzbedingungen vorliegen.

Eine Variante sind Vinylesterurethanharze (VU-Harze), die über eine sehr hohe Wärmeformbeständigkeit und noch höhere mechanische Festigkeit als Standard-VE-Harze verfügen. Sie eignen sich durchaus als kostengünstiger Ersatz von EP-Harzen.

VE-Harze weisen die gleichen Vorteile wie UP-Harze auf. Darüber hinaus ist zu nennen:

- Sie sind kostengünstiger als EP-Harze.
- Topf- und Härtingszeiten können, wie bei UP-Harzen, in weiten Bereichen eingestellt werden.
- Die Festigkeitseigenschaften liegen etwa zwischen denjenigen von UP- und EP-Harzen.
- Der Festigkeitsverlust nach Feuchtelagerung und auch bei erhöhten Temperaturen ist geringer als bei vergleichbaren EP-Harzen.
- Sie besitzen eine ausgezeichnete Chemikalienbeständigkeit.

4.8.2 Zur Verarbeitung und Härtung

Die Verarbeitung von VE- und VU-Harzen ist identisch mit derjenigen von UP-Harzen.

4.9 Harz-Sondereinstellungen

Neben den Standardtypen von UP-, EP- und VE-Harzen sind eine Vielzahl von Sondereinstellungen auf dem Markt, die auf spezielle Verwendungszwecke hin optimiert wurden. Insbesondere bei den Sondereinstellungen sind die Verarbeitungshinweise der Hersteller zu beachten oder eigene Vorversuche anzustellen. Ohne Anspruch auf Vollständigkeit seien aufgezählt:

- Deckschicht- oder Oberflächenharze, eingefärbt, auf gute Wetterbeständigkeit, Lichtechtheit, chemische Beständigkeit und gute Polierbarkeit eingestellt [4.1]
- Formenbauharze (mit Eisen- oder Aluminiumpulver gefüllt) für die Herstellung von Laminierformen oder z.B. Tiefziehwerkzeugen
- Klebharze, häufig mit Kurzfasern verstärkt, dienen zur Verklebung von Laminaten, eignen sich auch als Spaltfüller
- Spachtelmassen, z.B. zur Reparatur an Automobilen
- Harze mit erhöhter thermischer Beständigkeit

- Harze mit Brandschutzausrüstungen, z.B. durch Zumischen von Aluminiumhydroxid ($\text{Al}(\text{OH})_3$). Erreicht die Temperatur 200°C , so spaltet die Verbindung Wasser ab.
- flexibilisierte Harze, die über besonders hohe Bruchdehnungen verfügen. Flexibilisatoren können auch Standardharzen zugemischt werden.
- zähmodifizierte Harze, die über einen besonders hohen Risswiderstand verfügen
- Harze mit verbesserter Chemikalienbeständigkeit, teilweise auf speziellen Medienangriff – sauer oder basisch – abgestimmt
- UV-Lichtstabilisierte Harzsysteme, um frühzeitiges Vergilben zu vermeiden. Da sie als Radikalfänger wirksam werden, verbrauchen sie sich mit zunehmender Zeit.
- schwundarme Harztypen [4.8]
- Schaumharzsysteme, die beim Härten expandieren. Mit ihnen lassen sich größere Hohlräume bei niedriger Dichte füllen. Der Expansionsdruck lässt sich nutzen, um trockene Faserschichten mit dem Schaumharz zu tränken und zu kompaktieren.

Eine Übersicht zur Verarbeitung von Reaktionsharzen finden sich in [4.41]

4.10 Thermoplastische Matrices

Obwohl Thermoplaste mengenmäßig weitaus häufiger in Kunststoff-Produkten verwendet werden als Duroplaste, sind sie als Matrixmaterial in der Faser-Kunststoff-Verbunden weniger verbreitet. Dafür gibt es einige Gründe:

- Die größte Schwierigkeit liegt in der Fasertränkung. Geschmolzene Thermoplaste haben z.T. eine etwa um den Faktor 100 bis 200 höhere Viskosität (PP: $\eta \approx 138$ Pas) als Duroplaste ($\eta \approx 0,7$ Pas). Eine Tränkung der Fasern ist meist nur mit hohen Drücken oder hohen Schergeschwindigkeiten, und das bedeutet, nur maschinell zu bewerkstelligen.
- Bei temperaturbeständigeren Thermoplasten liegt die Schmelztemperatur entsprechend hoch. Konsequenzen sind, dass die Formen/Werkzeuge auf hohe Verarbeitungstemperaturen ausgelegt werden müssen und außerdem aufgrund der hohen Temperaturdifferenz auch hohe Thermische Eigenspannungen entstehen.
- Ein weiteres Problem stellt die – aufgrund der fehlenden räumlichen Vernetzung – höhere Kriechneigung der Thermoplaste dar. In der Laminebene ist dies relativ unproblematisch, da ein Kriechen der Matrix dazu führt, dass die Kräfte in die hochbelastbaren Fasern umgelagert werden. Kritisch dürften jedoch Bereiche sein, in denen die Kräfte über Matrixbereiche laufen, in denen keine Verstärkungsfasern vorliegen, z.B. bei interlaminarem Schub, der zwischen Schichten wirkt.

- Bei hoher faserparalleler Belastung besteht die Gefahr, dass die einzelnen Fasern schubknicken. Dies wird insbesondere durch eine hohe Steifigkeit der Matrix verhindert. Reduziert sich die Steifigkeit einer Matrix durch hohe Temperaturen oder langzeitige Kriechvorgänge, so geht diese Stützwirkung verloren. Dies dürfte bei Thermoplasten vergleichsweise kritischer sein als bei den Duroplasten.
- Amorphe Thermoplaste weisen – für den Flugzeugbau – eine ungenügende Lösungsmittelbeständigkeit auf.

Ansonsten sind von einer thermoplastischen Matrix eine Reihe von Vorteilen zu erwarten:

- Die Schlagzähigkeit thermoplastischer Matrices ist deutlich höher als die von Duroplasten.
- Die Lagerzeiten sind nahezu unbegrenzt.
- Die Schmelzverarbeitung stellt nur einen physikalischen Prozess dar. Da keine chemischen Prozesse bei der Aushärtung ablaufen, ist eine hohe Arbeitshygiene in den meisten Fällen einfacher als bei den Reaktionsharzen zu erreichen.
- Es besteht die Chance, nachträglich, nach vorheriger lokaler Erwärmung, umzuformen.
- Thermoplastische Lamine lassen sich durch Schweißen miteinander verbinden. Als Schweißverfahren eignen sich die induktive Erwärmung über die eingelagerten Kohlenstofffasern, das Ultraschallschweißen bei kleinen Formteilen, das Vibrationsschweißen und das Spiegelschweißen. Auch mit einem Laser als Wärmequelle hat man gute Erfahrungen gemacht. Mechanisch betrachtet stellt die Schweißverbindung von thermoplastischen Laminen eine Klebung dar. Da nicht die Fasern unmittelbar miteinander verbunden werden, muss der Kraftfluss über eine unverstärkte Thermoplastschicht laufen.
- Der größte Vorteil und die größte Chance von thermoplastischen Matrices dürfte darin liegen, dass mit ihnen ein vollständiges Werkstoffrecycling möglich ist. Durch Alterung werden nur dünne Oberflächenbereiche abgebaut. Das Kernmaterial bleibt bzgl. seiner Eigenschaften nahezu unverändert. Aus Endlosfasern hergestellte Lamine lassen sich in einem ersten Recyclingschritt zu 40–50 mm langen Fasern heruntermahlen und dann zu langfaserverstärkten Halbzeug verarbeiten. Bei allen folgenden Recyclingschritten wird sicherlich die Faserlänge immer mehr eingekürzt, so dass schlussendlich bei Faserlängen um 1 mm der Spritzguss das am besten geeignetste als Verarbeitungsverfahren ist.

Einer der am weitesten verbreiteten Massenkunststoffe ist *Polypropylen* (PP). PP gehört zu den preisgünstigsten Thermoplasten und wird im Verbund fast ausschließlich mit Glasfasern kombiniert. Die mechanischen Eigenschaften – Steifigkeiten und Festigkeiten – sind für viele Bauteile, die nicht allzu hoch beansprucht werden, vollkommen ausreichend. Im Automobilbau werden aus Glasfasermatten-PP-Verbund Stoßfänger, Frontends, Sitzschalen, Unterbodenverkleidungen usw. verbaut. Günstig ist fernerhin, dass PP eine vernachlässigbare Wasseraufnahme

hat und nicht zu Spannungsrissen neigt. Da auch die Schmelzbereich relativ früh, ab etwa 165°C beginnt, ist auch die Verarbeitung einfach und kostengünstig.

Tabelle 4.4. Thermoplaste, die als Matrices für FKV geeignet sind. Aus verschiedenen Quellen zusammengetragene Werte (siehe auch [4.19])

Polymer	Kristallinität	Zug-E-Modul [N/mm ²]	Zugfestigkeit R _m [N/mm ²]	Bruchdehnung e [-]
PP	teilkristallin	1140-1550	31-40	1-6
PET	kristallin	2760-4130	48-72	0,3-3
PA 6.6	kristallin	1600-3700	75-94	0,15-0,6
PPS	teilkristallin	3900-4300	65-82	0,03-0,2
PEEK	teilkristallin	3100-3800	92-103	0,11-0,5
PSU	amorph	2100-2500	68-76	0,6-0,76
PEI	amorph	2900-4500	95-105	0,07-0,6

Nachteilig ist bei PP, dass bei etwa 0°C das Bruchverhalten von duktil zu spröde ändert. Der Übergang in der Schlagzähigkeit lässt sich durch Elastomerpartikel aus EPR oder EPDM bis auf -40°C verschieben, ein Grenze die im Automobilbau gefordert wird. Probleme bereiten jedoch höhere Temperaturen, z.B. die 80°C-Obergrenze im Automobilbau. Die Steifigkeit der Matrix ist schon bei 50°C zu niedrig, um Fasern bei hoher Druckbelastung ausreichend zu stützen. Insofern wird das Anwendungsgebiet von Faser-PP-Verbunden eher auf niedrig belastete Verkleidungsbauteile beschränkt bleiben. Als Polyolefin ist eine Verklebung oder Lackierung nur aufwändig durch vorheriges Beflammen oder Coronabehandlung und Haftvermittler zu erreichen.

Tabelle 4.5. Thermoplastdaten zur Einschätzung der Eignung bei erhöhten Temperaturen Aus verschiedenen Quellen zusammengetragene Werte (siehe auch [4.19])

Polymer	T _g [°C]	T _s [°C]	HDT [°C]
PP	-27	163-176	45-120
PET	70-80	265	159-207
PA 6.6	47-80	265	190-240
PPS	85-90	275-290	115-260
PEEK	140-145	340	152
PSU	180-220		174
PEI	215		197

Weitere mögliche, und in geringem Umfang in der Faserverbundtechnik auch schon eingesetzte Thermoplaste sind die sogenannten Ingenieur-Kunststoffe, wie die diversen Polyamide (PA), die gesättigten Polyester wie Polybutylenterephthalat (PBT) und Polyethylenterephthalat (PET). Daneben findet man vereinzelt für höhere Temperaturen Hochtemperatur-Thermoplaste wie Polyphenylensulfid (PPS), Polyetheretherketon (PEEK), Polysulfon (PSU), Polyetherimid (PEI). Da häufig die Entscheidung für eine thermoplastische Matrix anhand ihrer Temperaturbeständigkeit getroffen wird, sind die wichtigsten Daten in den Tabellen 4.5 und 4.6 gelistet. Bei der Interpretation ist darauf zu achten, dass bzgl. der maxi-

malen Einsatztemperaturen bei amorphen Thermoplasten T_g , bei teilkristallinen eher die Schmelztemperatur T_s zu beurteilen ist.

Besonderes Augenmerk ist der Faserschlichte zu widmen. Sie muss die bei Thermoplasten hohen Verarbeitungstemperaturen unbeschadet ertragen. Thermoplastische Matrices werden als spezielle Halbzeuge verarbeitet. Näheres findet sich in Kap. 5.

4.11 Ausgewählte Matrix-Daten

Es ist aufgrund der Fülle der verschiedenen Matrixsysteme nicht möglich, generelle Angaben zu den mechanischen Eigenschaften zu machen. Sie sind vielmehr den technischen Informationsblättern der Kunststoffhersteller zu entnehmen oder müssen experimentell ermittelt werden. Um ein Gefühl für die Größenordnungen zu bekommen, werden an dieser Stelle die Daten charakteristischer, viel gebräuchlicher Vertreter jeder Matrixklasse notiert. Die Daten eignen sich zumindest für Vorauslegungen. Die detaillierte Nachrechnung und Feindimensionierung eines Laminats sollte abschließend jedoch mit den Daten des zur Verwendung kommenden Matrixsystems durchgeführt werden.

Tabelle 4.6. Mechanische Eigenschaften von als Matrixwerkstoff geeigneten Standard-Thermoplasten (gemessen an trockenen Probekörpern)

	R_m [N/mm ²]	e [-]	E [N/mm ²]	ν [-]	α [1/K]	ρ [g/cm ³]	T_g [°C]	T_s [°C]
PP	35	8	1600	0,4	$10\text{-}20\cdot 10^{-5}$	0,91	10	160
PBT	52	2	2600	0,41	$7\cdot 10^{-5}$	1,3	60	223
PA 6.6	65	1,5	2000	0,4	$8\cdot 10^{-5}$	1,13	70	255

Tabelle 4.7. Mechanische Eigenschaften charakteristischer duroplastischer Matrixharze. Hohe Elastizitätsmoduln bei niedriger Bruchdehnung deuten auf spröde Harzsysteme hin.

	R_m [N/mm ²]	e [-]	E [N/mm ²]	ν [-]	α [1/K]	ρ [g/cm ³]	T_g [°C]	$T_{Härtung}$ [°C]	$T_{Tempern}$ [°C]
UP-Harz, Orthophthal-säure, hochreaktiv	60	0,02	4800		$10\cdot 10^{-5}$	1,22	125	20	120
VE-Harz mittelreaktiv	83	0,06	4000			1,14	130	20	130
EP-Harz; Kalthärter für Segelflugzeuge	75	0,06	3150	0,37		1,19	80	20	60
EP-Harz; Warmhärter Wickelharz	90	0,05	3400	0,35	$6,7\cdot 10^{-5}$	1,2	140	80	140

Leider werden in Datenblättern nicht immer alle Daten aufgeführt, die der Konstrukteur benötigt. Fehlende Daten müssen daher bei einer Vorauslegung zunächst einmal von ähnlichen Matrixsystemen übernommen werden.

4.12 Abschließende Hinweise

Da der konstruierende Ingenieur sich weder einem vertieften Studium der Chemie und Physik der Polymere, noch der kaum überschaubaren Polymerliteratur widmen kann, ist es unerlässlich, den Rat anwendungstechnischer Abteilungen der Kunststoffhersteller einzuholen. Dort liegen eine Fülle von Messungen und Erfahrungen vor, und es wurden für die verschiedenen Einsatzzwecke spezielle Lösungen entwickelt. Diese Daten und Erfahrungen zu nutzen, spart Zeit und Geld und schafft mehr Freiraum für die eigentliche konstruktive Aufgabe. Insbesondere bei schwierigen Bauteilen empfiehlt sich die *interdisziplinäre Zusammenarbeit* zwischen Polymerchemikern, Werkstoffkundlern und konstruierenden Ingenieuren.

Teilweise geben die Harzersteller zu besonderen Anwendungen sogenannte „Technischen Informationen“ heraus. Solche Broschüren können auf Anfrage bezogen werden. Beispielhaft seien genannt:

- Verarbeitungshinweise zum Handlaminieren
- Verarbeitungshinweise zu Deckschichten
- Herstellung von Booten
- Beschichtung von Holz-Bauteilen, z.B. Holzbooten
- Herstellung von Schwimmbecken
- Hinweise zur Anwendung von Harzen im Lebensmittelbereich
- Informationen zur Herstellung von Polymerbeton und Kunststein
- Listen von Lieferanten für Maschinen und Hilfsmittel zur Verarbeitung von Harzen.

Literatur

- 4.1 Aurer J, Kasper A (2003) Ungesättigte Polyesterharze. Die Bibliothek der Technik. Verlag moderne industrie, Landsberg
- 4.2 Brandt J, Warnecke J (1983) Torsionsschwingungsmessung an Faserverbundwerkstoffen. In: Kunststoffe 73, Heft 7: 369–373
- 4.3 Darcy H (1856) Les fontaines publiques de la ville de Dijon. Dalmont, Paris
- 4.4 Deutsches Institut für Bautechnik (2002) Medienlisten 40 für Behälter, Auffangvorrichtungen und Rohre aus Kunststoff. Berlin
- 4.5 Döring J, McHugh J, Schmachtenberg E, Töpker J (2002) Optimierung des RTM-Verfahrens mit Ultraschall-Sensorik. In: Tagungshandbuch 5. Internationale AVK-TV-Tagung, Baden-Baden
- 4.6 Erhard G (1993) Konstruieren mit Kunststoffen. Hanser, München

- 4.7 Fischer RM, Ketola WD (1994) Surface Temperatures of Materials in Exterior Exposures and Artificial Accelerated Tests. In: Accelerated and Outdoor Durability Testing of Organic Materials; ASTM STP 1202, Philadelphia
- 4.8 Inhoffen E (1973) Einfluß des chemischen Aufbaus der UP-Harze auf die Formstoffeigenschaften. In: Kunststoffe 63, Heft 12, 934-938
- 4.9 Kremer J, Hahn W (2001) Einfärben von Kunststoffen, Vogel, Würzburg
- 4.10 Niederstadt G (1983) Prüfung und Auswahl moderner Verbundwerkstoffe mit C-Faserverstärkung. In: Kunststoffberater 11/12, 25-27
- 4.11 Niederstadt G (1985) Eigenschaften von Verbund- und Hybridwerkstoffen. In: Konstruieren mit Verbund- und Hybridwerkstoffen, VDI-Berichte 563
- 4.12 Nicolaus W, Hesse A, Scholz D (1980) Lichthärtung dickwandiger GF-UP-Lamine mit Leuchtstoffröhren. In: Plastverarbeiter 31, Heft 12, 723-730
- 4.13 Retting W, Laun H (1991) Kunststoff-Physik. Hanser, München
- 4.14 Schürmann H (1989) Zur Erhöhung der Belastbarkeit von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbunden durch gezielt eingebrachte Eigenspannungen. Fortschritt-Berichte, Reihe 1, Nr.170, VDI Verlag
- 4.15 Semjonow V, Wurtinger H (1964) Strahlungsaufheizung von Glasfaser/Kunststoffen. Kunststoffe 54, H.1, 17-20
- 4.16 Skudelny D, Weiss R (1985) Füllstoffe in der GFK-Verarbeitung. 20. AVK-Jahrestagung, Freudenstadt
- 4.17 Stelzer G, Renz R (2001) Faserschädigung durch Einfärben bei Thermoplasten und BMC. 4. Internationale AVK-TV Tagung, Baden-Baden
- 4.18 Strolenberg K, de Groot J (1985) Die Sicherheit von organischen Peroxiden für die polyesterverarbeitende Industrie. 20. AVK-Jahrestagung, Freudenstadt
- 4.19 Strong BA (1993) High Performance and Engineering Thermoplastic Composites. Technomic, Lancaster
- 4.20 Vanek J (1989) Styrolemissionsminderung und Kontrollmessungen bei der industriellen Fertigung von GF-UP-Großbauteilen im Naßverfahren. 22. AVK-Jahrestagung, Mainz
- 4.21 Walter G (1985) Kunststoffe und Elastomere in Kraftfahrzeugen. Kohlhammer, Stuttgart
- 4.22 Weck M, Ortmann J (1992) Einsatz von Polymerbeton im Werkzeugmaschinenbau. In: VDI Berichte Nr. 965, 1, 203-216
- 4.23 Widmann G, Riesen R (1990) Thermoanalyse. Anwendungen, Begriffe, Methoden. Hüthig, Heidelberg

Normen

- 4.24 DIN 7724 (1984) Gruppierung polymerer Werkstoffe aufgrund der Temperaturabhängigkeit ihres mechanischen Verhaltens
- 4.25 DIN 29971 (1977) Unidirektionale Kohlenstofffasergelege (CFK-Prepreg); Technische Lieferbedingungen
- 4.26 DIN 53019 (1980) Messungen von Viskositäten und Fließkurven mit Rotationsviskosimetern mit Standardgeometrie
- 4.27 DIN 53445 (1986) Torsionsschwingversuch
- 4.28 DIN 53461 (1987) Bestimmung der Formbeständigkeitstemperatur

-
- 4.29 DIN 53462 (1987) Bestimmung der Formbeständigkeit in der Wärme nach *Martens*
 - 4.30 DIN 65467 (1999) Prüfung von Reaktionsharzsystemen mit und ohne Verstärkung. DSC-Verfahren
 - 4.31 DIN 65583 (1999) Faserverstärkte Kunststoffe; Bestimmung des Glasübergangs von Faserverbundwerkstoffen unter dynamischer Belastung
 - 4.32 DIN EN 2823 (1999) Faserverstärkte Kunststoffe; Ermittlung des Einflusses der Auslagerung in feuchtem Klima auf die mechanischen und physikalischen Eigenschaften; Entwurf
 - 4.33 DIN EN 6032 (1996) Faserverstärkte Kunststoffe. Bestimmung der Glasübergangstemperatur. Entwurf
 - 4.34 DIN EN ISO 75 (2004) Kunststoffe. Bestimmung der Wärmeformbeständigkeitstemperatur
 - 4.35 DIN EN ISO 472 (2002) Kunststoffe. Fachwortverzeichnis
 - 4.36 DIN EN ISO 2535 (2003) Kunststoffe. Ungesättigte Polyesterharze. Bestimmung der Gelzeit bei Umgebungstemperatur
 - 4.37 DIN EN ISO (2000) Textilglasverstärkte Kunststoffe. Bestimmung der Menge vorhandener Lunker
 - 4.38 EN 59 (1977) Glasfaserverstärkte Kunststoffe. Bestimmung der Härte mit dem Barcol-Härteprüfgerät
 - 4.39 VDI 2010 Blatt 2 (1989) Faserverstärkte Reaktionsharzformstoffe, Ungesättigte Polyesterharze (UP-Harze)
 - 4.40 VDI 2010 Blatt 3 (1989) Faserverstärkte Reaktionsharzformstoffe, Epoxidharze (EP-Harze)
 - 4.41 VDI 2011 (1973) Faserverstärkte Reaktionsharzformstoffe, Verarbeitungsverfahren.

5 Faser-Matrix-Halbzeuge

5.1 Sinn und Einteilung vorimprägnierter Halbzeuge

Es gibt nur wenige Fertigungsverfahren, bei denen die Fasertränkung unmittelbar in den Bauteil-Fertigungsprozess integriert ist. Sie sind besonders wirtschaftlich. Hierzu gehören die Wickeltechnik und die verschiedenen Harz-Injektionstechniken. Meist führt man jedoch die Tränkung in einer Vorstufe durch. Zur Bauteilfertigung werden dann vorgetränkte Halbzeuge eingesetzt. Damit verfolgt man mehrere Ziele:

- Die eigene Fertigungstiefe wird verringert. Bauteil-Fertiger gewinnen den Vorteil, nicht in eine eigene Halbzeugherstellung investieren zu müssen. Die Fertigung wird so rationalisiert und die Fertigungskosten gesenkt. Dies gelingt besonders gut, wenn man die Halbzeuge speziell auf das anstehende Verarbeitungsverfahren zuschneidet.
- Fertig imprägnierte Faser-Matrix-Halbzeuge tragen erheblich zur *Steigerung der Produktqualität* bei. Dies gilt insbesondere im Vergleich zu Handlaminaten und rührt daher, dass die Fasern maschinell weitaus gleichmäßiger als mit Hand getränkt werden. Der Luftblasenanteil wird minimiert und eine reproduzierbare Faserverteilung sowie ein eng toleriertes Faser-Matrix-Verhältnis eingestellt. Außerdem lassen sich mit maschineller Tränkung höhere Faservolumenanteile auch mit hochviskosen Harzen erzielen. Zudem kann man die Kompetenz, d.h. die langjährige Erfahrung und das Spezialwissen der Halbzeughersteller nutzen.

Zwar lassen sich mit vorgetränkten Halbzeugen häufig die Fertigungskosten senken; jedoch hat der Konstrukteur zu beachten, dass die Verwendung von Halbzeugen – entsprechend ihrer höheren Veredelungsstufe – die Materialkosten anhebt. Ziel muss es immer sein, die kostengünstigste Gesamtlösung zu erreichen.

Vorimprägnierte Faser-Matrix-Halbzeuge können anhand der verwendeten Matrix gegliedert werden. Es gibt duroplastische und thermoplastische Halbzeuge. Neben dieser Einteilung kann man auch nach einem weiteren wichtigen Parameter gliedern, der *Faserlänge*. Verstärkungsfasern werden nicht nur als endlose Stränge verarbeitet, sondern auch geschnitten mit kürzeren Faserlängen. Bezüglich der Faserlänge stehen sich zwei Anforderungen gegenüber.

- Generell gilt: Je länger die Fasern sind, umso besser ist ihre Verstärkungswirkung. Mit Endlosfasern – insbesondere wenn sie gerichtet orientiert vorliegen – werden eindeutig die höchsten Steifigkeiten und Festigkeiten erreicht. Auch die Schlagzähigkeit lässt sich mit der Faserlänge steigern.

- Andererseits lassen lange Fasern – insbesondere Endlosfasern – starke Umformungsgrade bei der Herstellung eines Laminats nicht zu. Große Fließwege, z.B. bei der Pressverarbeitung, sind nur mit kurzen Fasern erreichbar. Je kürzer die Fasern, umso weniger entmischen sich Faser und Matrix bei Fließvorgängen. Beim Pressen oder Spritzgießen können Verstärkungsfasern – wenn sie kurz genug sind – von der Matrix auch z.B. in dünne Rippen mitgeschwemmt werden.

Bei Großserien-Verarbeitungstechnologien wie Pressen und Spritzgießen verwendet man primär kurze Fasern. Der Verlust an Steifigkeit und Festigkeit wird zugunsten der rationellen Fertigung in Kauf genommen. Neben der reduzierten Verstärkungswirkung ist als weiterer Nachteil zu nennen, dass keine gezielt an Belastungen angepasste Faserorientierungen einstellbar sind. Die Fasern sind wirr verteilt, so dass die Laminat überwiegend isotrope Eigenschaften aufweisen. Insofern eignen sich kurze Faserlängen eher für niedrig belastete Bauteile, z.B. Verkleidungen.

Die im Laminat vorliegenden Fasern werden anhand ihrer Länge wie folgt unterteilt:

- Kurzfasern $l \approx 0,1\text{--}1\text{ mm}$
- Langfasern $l \approx 1\text{--}50\text{ mm}$
- Endlosfasern $l > 50\text{ mm}; l/d \rightarrow \infty$ (continuous fibers).

Aufgrund der verschiedenen Faser- und Matrixtypen, sowie der auf die Verarbeitungsverfahren abgestimmten Faserlängen haben sich bei den Faser-Kunststoff-Verbunden mehrere vorimprägnierte Faser-Matrix-Halbzeugarten herausgebildet. Abb. 5.1 zeigt die Wichtigsten.

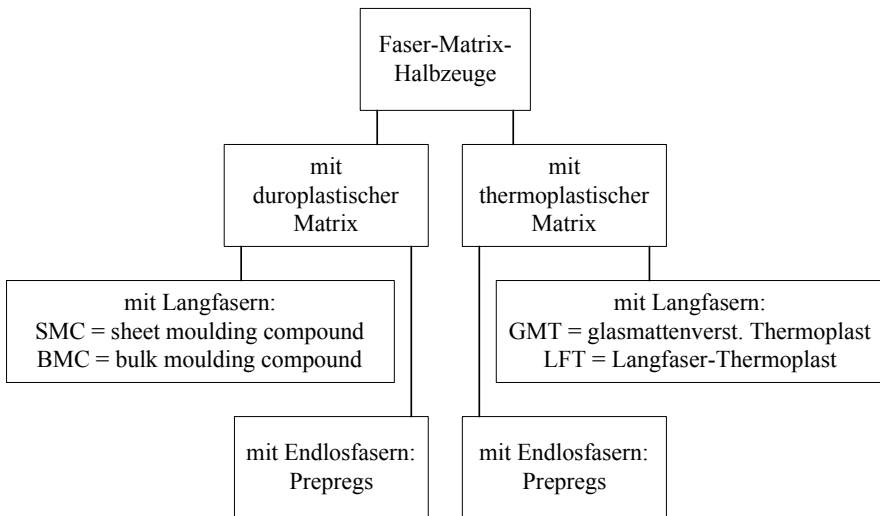


Abb. 5.1. Gliederung vorimprägnierter Faser-Matrix-Halbzeuge nach der Polymerbasis und der Faserlänge

5.2 Duroplastische SMC- und BMC-Formmassen

5.2.1 Allgemeines

SMC (Sheet Moulding Compound) und BMC (Bulk Moulding Compound) wurden Anfang der 60iger Jahre entwickelt. Beide gehören inzwischen zu den klassischen und meistverarbeiteten Faser-Kunststoff-Verbunden. SMC ist ein bahnförmiges Halbzeug, das auf die *Heiß-Pressverarbeitung* abgestimmt ist. BMC wird ebenfalls im Press- aber auch im Spritzgussverfahren verarbeitet. Beide Fertigungsprozesse werden weitgehend automatisiert betrieben.

Basis bei SMC sind duromere Harzsysteme, meist Ungesättigte Polyesterharze. Für UP-Harze spricht, dass sie sehr preisgünstig sind und dass sie sich sehr rasch härten lassen. Als Fasern verwendet man bei SMC überwiegend Glasfasern in Längen zwischen 25 bis 50 mm (1, bzw. 2 Zoll), die wirr verteilt vorliegen. Hieraus ergeben sich isotrope Eigenschaften. Im Presswerkzeug entstehen bei langen Fließwegen Fließorientierungen. Lokal findet man also auch anisotrope Bereiche mit deutlichen Steifigkeits- und Festigkeitsunterschieden längs und quer. Die Fasergehalte liegen bei 25 bis 30 Gewichts-%, werden aber auch bis zu 60 Gewichts-% eingestellt. Daneben gibt es auch Einstellungen, die ausschließlich oder zusätzlich zur Wirrfaser unidirektionale Schichten enthalten.

BMC hat eine teig- bis strohartige Konsistenz („Sauerkrautmasse“) und setzt sich prinzipiell aus den gleichen Bestandteilen zusammen wie SMC. Die Fasern sind etwas kürzer gehalten (6–25 mm) und auch der Fasergehalt liegt etwas tiefer als bei SMC, nämlich zwischen 15–30 Gewichts-%.

Das besondere Wissen der Halbzeughersteller liegt in der Rezeptur. Besonders wichtig sind die Zuschlagstoffe.

- Die Wahl des Harzsystems richtet sich nach dem Einsatzzweck. Muss der nachträglich aufgebrachte Lack heiß getrocknet werden, so werden SMC-Harze mit hoher thermischer Beständigkeit benötigt. Diese Anforderung gilt auch für BMC-Massen, die für Lampenreflektoren verwendet werden. Für dynamisch beanspruchte Bauteile, bei denen eine hohe Schlagzähigkeit gefordert wird, wählt man Vinylesterharze.
- Gehärtet werden die UP-SMC-Harze mittels spezieller Peroxide, die erst bei höheren Temperaturen, z.B. 80°C, anspringen.
- Inhibitoren dienen zur Stabilisierung und verlängern die Lagerzeiten der Formmassen.
- Primäres Ziel bei der Zugabe von *Füllstoffen* war es, die Materialkosten zu senken. Es gibt jedoch eine Reihe willkommener Nebeneffekte: Der Elastizitätsmodul steigt an und die Fließfähigkeit wird verbessert. Besonders vorteilhaft ist die Erniedrigung der Schwindung. Ohne Füllstoffe wäre eine hervorragende Oberflächengüte nicht erreichbar. Bewährt haben sich anorganische Mineralien wie Kaolin (Aluminium-Silikat) zur Erhöhung der Druckfestigkeit und insbesondere Kreide (Kalziumkarbonat) mit einer mittleren Korngröße von 3 µm.

- Die Halbzeugmassen werden mittels Farbpasten eingefärbt. Die Witterungsbeständigkeit wird über den Glanzgrad erfasst. Als gegenüber Außenwitterung besonders widerstandsfähig haben sich das Weißpigment Titandioxid (Rutilform) und als Tönpigment (grau) Ruß erwiesen [5.6].
- Ein entscheidender Zuschlagstoff ist das *Eindickmittel*, meist Magnesiumhydroxid oder Magnesiumoxid. Das Eindickmittel dient dazu, durch einen physikalisch-chemischen Prozess, innerhalb einer sogenannten Reifezeit, die Viskosität der Formmasse stark zu erhöhen. Die SMC-Bahnen erhalten dadurch einen lederähnlichen Charakter; die Klebrigkeit des Harzes wird praktisch auf Null reduziert. Dies ist unbedingt notwendig, um SMC *maschinell* verarbeiten, d.h. schneiden und automatisiert mit Nadelgreifern in ein Presswerkzeug einlegen zu können, ohne dass Maschinenteile verkleben. Beim Pressvorgang selbst sinkt die Viskosität des SMC durch Erwärmung sehr stark ab, das Material wird extrem fließfähig und füllt auch schmale Rippen aus. Die Fasern werden durch den Fließvorgang mittransportiert.
- *Thermoplastische Additive* – z.B. auf Basis für diesen Zweck hergestellter ungesättigter Polyester, Polystyrol (PS) oder Polyvinylacetat (PVA) – finden sich in speziellen SMC-Einstellungen, um die Schwindung des Press-Bauteils – die durch die mineralischen Füllstoffe nur zum Teil kompensiert wird – auf Null zu reduzieren. Verglichen werden das ausgehärtete Formteil mit dem Presswerkzeugform bei Umgebungstemperatur. Der Verarbeitungs-Schwindung setzt sich zusammen aus der chemischen Reaktionsschwindung des Harzes und der thermischen Abkühlungs-Dehnung. Während Standardmassen einen Verarbeitungsschrumpf (Länge des Bauteils bei $T = 20^{\circ}\text{C}$ zu Länge des Presswerkzeugs bei $T = 20^{\circ}\text{C}$) von etwa 0,2 % haben, reduziert sich dieser bei Low-Shrink (LS)-Systemen auf etwa 0,1 % und bei Low-Profile (LP)-Systemen ($\hat{=}$ kleine Oberflächen-Welligkeit) tatsächlich auf Null [5.2]. Die Bauteile müssen dazu heissgepresst werden, da nur bei hohen Temperaturen das thermoplastische Additiv expandiert und der Reaktionsschwindung entgegenwirkt.
- LP-Systeme sind meist nicht einfärbbar. Sie werden lackiert. Man erzielt mit ihnen sehr glatte Oberflächen ohne Markierung durch Glasfasern und ohne Einfallstellen bei Wanddickenänderungen (Rippen). Die Oberflächen erreichen die Qualitäten tiefgezogener Bleche, d.h. sogenannte *Class A*-Oberflächen.
- Für eine hohe Oberflächengüte muss allerdings der Faseranteil unter 30 Gewichts-% begrenzt bleiben. UD- oder Gewebeschichten an der Oberfläche sind zu vermeiden. Ansonsten zeichnen sich die Fasern an der Oberfläche ab (read-through) [5.4]. SMC wird also entweder auf beste mechanische Eigenschaften oder aber auf eine Class A Oberfläche hin formuliert (Tabelle 5.1).
- Um sich die zeitintensive Vorbehandlung der Presswerkzeuge mit Trennmitteln zu ersparen, gibt man den SMC/BMC-Formmassen *interne Trennmittel* aus Zink- oder Kalziumstearat zu.
- Falls gefordert – z.B. für Schienenfahrzeuge – wird das System selbstverlöschend eingestellt. Man dosiert Aluminiumhydroxid ($\text{Al}(\text{OH})_3$) zu. Erreicht die Temperatur 200°C , so spaltet die Verbindung Wasser ab.

- Gegenüber Stahlbauteilen kann ein Gewichtsvorteil von etwa 10% erreicht werden. Gegenüber Al ist Standard-SMC im Nachteil. Zur Erniedrigung der Dichte können Glashohlkugel (Microballoons) zugesetzt, und der Anteil von Kalziumkarbonat dafür reduziert werden. Diese Einstellung wird als Leicht-SMC bezeichnet. Die Dichte lässt sich durch die Zugabe von etwa 25% Microballons von $\rho=1,9$ auf $\rho=1,46 \text{ g/cm}^3$ senken. Schwierig ist es jedoch, mit hohen Microballon-Anteilen noch eine ausreichend gute Oberfläche zu erzielen.
- Die Schlagzähigkeit lässt sich durch die zusätzliche Beimischung von Polymer- oder Cellulosefasern erheblich steigern.

Tabelle 5.1. Daten verschiedener SMC-Varianten; man erkennt, das LP-SMC für Class A Oberflächen etwas geringere Festigkeitswerte aufweist, als die für Strukturanwendungen formulierten Rezepturen (nach [5.5])

	LP-SMC UP GF25	Struktur-SMC UP GF 50	Struktur-SMC UP GF R20/C40
Glasanteil	25 Gew.-%	50 Gew.-%	
Dichte in g/cm^3	1,7–2,0	1,85–2,0	1,9
E-Modul bei Zug in N/mm^2	8500	12000–19100	25000–30000
Zugfestigkeit R^+ in N/mm^2	65–80	124–204	300–350
E-Modul bei Biegung in N/mm^2	8500–14000	11600–16400	21000–25000
Biegefestigkeit in N/mm^2	155–200	248–380	650–750
Schlagzähigkeit bei 23°C in kJ/m^2	60–90	120–200	300–500
Therm. Ausdehnungskoeffizient in $10^{-6}/^\circ\text{C}$	14–18	13–17	10–12 längs

5.2.2 Zur Herstellung

Auf SMC-Anlagen wird die Harz/Härter/Füllstoff-Mischung auf eine Trägerfolie aufgerakelt (Abb. 5.2). Die Glasfaserrovings werden von einem Schneidwerk in gewünschter Länge geschnitten. Bei der Wahl der Fasern ist in erster Linie auf das passende Schlichtesystem zu achten. Es darf die Fasern nicht zu stark verkleben. Der Roving muss nach dem Schneiden locker in einzelne Filamente zerfallen, damit er sich im SMC fein verteilen kann. Keinesfalls sollten lokal massive „Faserstäbe“ vorliegen. Die geschnittenen Fasern fallen unorientiert auf den Harzfilm. Über die Bahngeschwindigkeit stellt man den Fasergehalt ein. Mit einer zweiten Trägerfolie abgedeckt, werden die SMC-Bahnen nun durch einen Walzenstuhl geführt, wo Harz und Fasern ineinander gewalkt werden. Die etwa 4 mm dicke, 1,5 m breite SMC-Bahn wird auf Rollen zu etwa 400 kg Gewicht aufgewickelt und 4–5 Tage bis zur Erreichung der Eindickreife gelagert. Teilweise werden die SMC-Coils abgedichtet, um das Entweichen von Styrol zu minimieren. Im Reifelager – bei leicht erhöhter Temperatur von 30°C –erhöht sich die Viskosität von etwa 20–40 Pas nach der Herstellung auf 40000–100000 Pas [5.5]. Die Lagerzeit (shelf life) ist auf einige Monate begrenzt.

BMC mischt man in speziellen Knetern, meist diskontinuierlich chargenweise. Die Masse wird in Beuteln abgepackt geliefert.

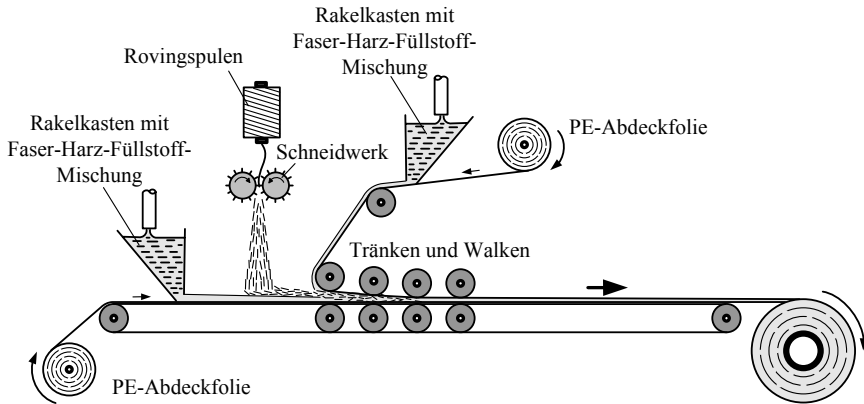


Abb. 5.2. Prinzipskizze einer Anlage zur Herstellung von SMC

5.2.3 Zur Verarbeitung

Die SMC-Verarbeitung hat inzwischen einen hohen Rationalisierungsgrad erreicht. Gefertigt wird überwiegend nach dem Fließpressverfahren. Die SMC-Abschnitte werden mit CNC-Schneidanlagen auf eine Gewichtstoleranz $<1\%$ zugeschnitten, zu Paketen gestapelt und lokal in das Presswerkzeug eingelegt. Die genaue Position für das Paket im Presswerkzeug wird durch CNC-gesteuerte Handhabungsgeräte erreicht oder bei manuellem Einlegen mit einem Laserstrahl markiert. Für Class-A-Oberflächen verwendet man keine Nadelgreifer, sondern Speziaisystem, die keine Oberflächenmarkierung hinterlassen. Die Kavität wird gefüllt, indem durch hohen Druck zwischen 50–120 bar das Material auch in weit entfernte Bereiche und Rippen des Werkzeugs gepresst wird. Die temperaturbedingte Viskositätserniedrigung erleichtert den Fließvorgang.

Die Bauteile werden zum Teil auf vollautomatischen Anlagen gepresst. Die Pressen werden, um enge Dickentoleranzen einzuhalten, bzgl. des Hubs parallel geregelt. Kurze Taktzeiten erzielt man, indem Schließen und Öffnen der Presse geregelt mit besonders hoher Geschwindigkeit gefahren werden, der eigentliche Pressvorgang jedoch mit reduzierter, abgestimmter Geschwindigkeit. Dadurch – und dank spezieller Peroxide – konnten bei geringen Wanddicken die Zykluszeiten bis auf 30 Sekunden reduziert werden. Bei anspruchsvollen Teilen werden Produkt- und Prozessdaten mitgeschrieben und können für jedes Bauteil jederzeit abgerufen werden.

Die Werkzeuge sind beheizt (etwa 130°C). Man spricht daher auch von Heißpresstechnik. Durch die Werkzeugtemperierung wird

- die Eindickung rückgängig gemacht, d.h. die Viskosität gesenkt und das Halbzeug fließfähig gemacht
- die chemische Aushärtereaktion eingeleitet
- und die thermoplastische Schrumpfkompensation aktiviert.

Die Werkzeuge bestehen für die Serienproduktion aus Stahl und sind meist gehärtet und poliert, für höchste Oberflächenansprüche verchromt. Um kurze Taktzeiten zu erzielen, werden sie auf möglichst hohe Temperaturen geheizt. Die max. Werkzeugtemperatur ist limitiert. Mit zu hohen thermischen Abkühlspannungen wächst die Gefahr von Delaminationen.

SMC-Bauteile können durchgefärbt, bei hohen Ansprüchen auch lackiert werden. Bei einer speziellen Verfahrensvariante, dem *In-Mould Coating* (IMC), wird nach dem Pressen des Bauteils der Pressdruck etwas zurückgenommen und die Grundierung mit Hochdruck zwischen SMC-Bauteil und Formwerkzeug injiziert. Für hochwertige Oberflächen müssen feinste Poren vermieden werden. Gefährlich sind insbesondere diejenigen, die knapp unter der Oberfläche liegen. Sie sind visuell nicht erkennbar, öffnen sich aber nach der Lackierung, wenn der Lack bei erhöhten Temperaturen gehärtet wird. Um diese Poren zu vermeiden hat es sich bewährt, die Luft im Werkzeug vor dem Fließpressen des SMC-Stapels zu evakuieren. Um Farbtonabweichungen bei separat lackierten Bauteilen zu vermeiden, lackiert man Automobilbaukomponenten zusammen mit der Karosserie. SMC verfügt über eine ausreichend hohe Temperaturbeständigkeit für die Heißtrocknung der Lacke.

Die Nachbearbeitung, d.h. Besäumen, Entgraten, Fräsen von Ausschnitten, Bohren usw., ist größtenteils durch Handhabungssysteme automatisiert. Vielfach wird die Kontur mittels Wasserstrahlschneiden besäumt. Vor der Lackierung durchlaufen die Teile noch eine Reinigungsanlage.

Sowohl beim Entformen als auch bei der Nachbearbeitung können leicht Mikrorisse entstehen, an denen sich beim Lackaushärten später Blasen bilden. Dieses spezielle Problem wird durch zähmodifizierte Harze gelöst, die über höhere Rissbildungsgrenzen verfügen.

5.2.4 Vorteile/Nachteile und Anwendungen

SMC verfügt über eine Reihe von Vorteilen, die für die weite Verbreitung dieses Halbzeugs gesorgt haben:

- SMC ist einer der wirtschaftlichsten Werkstoffe der Faserverbundtechnik. Hierfür gibt es mehrere Gründe:
 - SMC ist mit dem Ziel rationeller, maschineller Verarbeitung entwickelt worden. Eingestellt auf äußerst kurze Härtingszeiten und aufgrund der gut automatisierbaren Presstechnik gehört es zu den am besten für die Großserienfertigung geeigneten Faserverbund-Halbzeugen.
 - Kostenmäßig ist SMC gegenüber Stahlblech-Bauteilen immer bei *kleinen und mittleren* Serenumfängen konkurrenzfähig. Ein Grund dafür ist, dass

die Werkzeugkosten wegen der niedrigeren Umformdrücke nicht so teuer ausfallen wie Werkzeuge zur Stahlblechumformung.

- SMC bietet einen hohen Integrationsgrad. Es müssen nicht – wie es bei der Blechverarbeitung häufig notwendig ist – Bauteile aus einer Vielzahl von Einzelteilen zusammengesetzt werden. SMC benötigt somit für eine Bauteil weniger Presswerkzeuge und kaum Fügeprozesse. Verrippungen, Anschraubpunkte, Anschraubbuchsen usw. sind direkt integrierbar.
- Ein weiterer Grund, der für die Substitution von Metall, z.B. in der Außenhaut von Lkw spricht, ist die große Gestaltungsfreiheit. Mit SMC und BMC kann ein Stylist Geometrien gestalten, die in Stahl- oder Al-Blech nicht mit genügender Formgenauigkeit umsetzbar sind.
- Mit SMC lassen sich Sichtbauteile mit ausgezeichneten, lackierfähigen Oberflächenqualitäten – d.h. Class A, primär eine geringe Langwelligkeit – erzielen. Die Lackierung muss nicht außerhalb einer Lackierlinie erfolgen, da SMC die hohen Temperaturen im Lacktrockner von bis zu 190°C erträgt.
- Die Dichte von SMC beträgt etwa 1,8 g/cm³, so dass gegenüber Metallbauteilen in der Regel auch immer eine Gewichtsreduktion erzielbar ist.
- Die Thermische Längenausdehnung ähnelt derjenigen von Stahl. Insofern lassen sich SMC-Bauteile – ohne Probleme mit den Spaltmaßen zu bekommen – gut in ein „stählernes Umfeld“ einbeziehen.
- SMC verfügt meist über eine sehr hohe Temperaturbeständigkeit. Die Festigkeits- und Steifigkeitswerte sind über einen weiten Temperaturbereich – auch zu hohen Minusgraden hin – nahezu unveränderlich.
- Im Vergleich mit ähnlichen thermoplastischen Halbzeugen kann mit geringeren Kriechnraten gerechnet werden.
- Es lassen sich auch filigrane Bauteile herstellen. Flächige Bereiche müssen für eine ausreichende Biege- oder Beulsteifigkeit nicht dickwandig ausgeführt werden, sondern können dünn gehalten und leicht durch lokale Aufdickungen, Verrippungen, Sicken und Bördelungen verstärkt werden.
- Zur Steigerung der Steifigkeit lassen sich auch getrennt gefertigte SMC-Komponenten zu einer mehrschaligen Struktur verkleben. Die zweischalige Bauweise empfiehlt sich auch für besonders hochwertige Oberflächen. Man kann auf Rippen verzichten und vermeidet Einfallstellen und Markierungen. Allerdings steigen die Kosten.
- Metall-Einlege Teile mit Gewinde, die vor dem Pressen im Werkzeug fixiert werden, ergeben anschraubbare Befestigungspunkte.
- Für gewindeformende Schrauben kann man Sacklöcher direkt anformen, so dass auf Gewindehülsen ganz verzichtet werden kann.
- Es können Antennen in SMC integriert werden.
- Eine numerische Fließsimulation ist möglich.
- Es können Fließorientierungen entstehen. Für eine genaue rechnerische Vorhersage sind die aus der Fließsimulation ermittelten lokalen Faserausrichtungen in der FE-Analyse zu berücksichtigen.
- In Deutschland hat sich auch ein Rezyklierungsverfahren etabliert. Gebrauchte SMC-Komponenten sowie Produktions-Abfälle werden gemahlen, durch Sie-

ben in unterschiedliche Fraktionen getrennt und dann als Füllstoff in Neu-SMC verwendet.

- Bezüglich der Festigkeit ist SMC wegen der Wirrfaseranordnung und des nicht allzu hohen Faseranteils Laminaten mit Endlosfasern unterlegen. Hauptanwendungsgebiet für SMC sind daher eher Verkleidungsteile. Für hochfeste Bauteile gibt es SMC auch mit unidirektionaler Endlosfaserverstärkung.
- Mit dem Ziel höhere Steifigkeiten zu erzielen, laufen neue Entwicklungen darauf hinaus, C-Fasern einzusetzen [5.10].

SMC hat ein sehr breites Anwendungsspektrum erobert. Als Beispiele seien genannt:

- für den Sektor Elektrotechnik: Schaltschränke, Langfeldleuchten
- für den Sektor Fahrzeugbau: Fahrerhauskabinen und Windabweiser von Lkw, Kofferraumdeckel, Motorhauben, Kotflügel, Stoßfänger, Ölwannen, Schiebedachrahmen, Innenraumverkleidungen in Reisezügen
- darüber hinaus: Briefkästen, Telefonzellen, Lichtschächte, Entwässerungsrinnen, Badewannen usw.

BMC weist ähnliche Eigenschaften und Vorteile wie SMC auf. Da es nicht bahnförmig vorliegt, sondern in kleinen Mengen dosiert werden kann, fertigt man meist auch kleinere Abmessungen. Neben der Pressverarbeitung lässt sich das Material auch spritzgießen. Sehr verbreitet ist BMC aufgrund der ausgezeichneten Isolation in der Elektrotechnik. Hergestellt werden Schalter, Motorkomponenten, Gehäuse für Haushaltsgeräte, die höhere Temperaturen erfahren und thermisch isoliert werden müssen, wie Bügeleisen usw. Eine von BMC dominierte Anwendung sind Scheinwerfergehäuse im Automobilbau. Mit BMC lassen sich lichttechnisch optimierte Reflektorkonturen herstellen, die in Stahlblech nicht in ausreichender Genauigkeit darstellbar sind. Gegenüber gefüllten Thermoplasten weist BMC die höhere Steifigkeit ($E \approx 14000 \text{ N/mm}^2$) und Temperaturbeständigkeit auf. Es gibt spezielle BMC-Einstellungen, die bei den hohen Scheinwerfer-temperaturen von bis 160°C nicht ausgasen. Eventuell muss man Sperrschichten lackieren.

5.3 Duroplastische Prepregs

5.3.1 Allgemeines

Die handwerkliche Imprägnierung von Fasern mit duroplastischem Harz, wie sie bei kleinen Stückzahlen – z.B. bei Segelflugzeugen, Sportbooten usw. – durchgeführt wird, ist auf den Großflugzeugbau nicht übertragbar. Hierfür gibt es Gründe:

- Einerseits lassen sich die gewünschten hohen Faservolumenanteile von etwa 60 Volumen-% nicht erreichen.

- Andererseits kann handwerklich kaum die geforderte, eng tolerierte, reproduzierbare Qualität gefertigt werden.
- Darüber hinaus kommen im Großflugzeugbau *zähmodifizierte* Harze zum Einsatz. Sie sind hochviskos. Die Faserhalbzeuge lassen sich nicht mehr einfach handwerklich tränken.

Aus diesen Gründen ging man dazu über, den Imprägniervorgang vorweg zu nehmen und ihn maschinell durchzuführen (Abb. 5.3). Das so gefertigte Halbzeug nennt man *Prepregs* (*Preimpregnated Fibers*). Dem strengen Wortsinn nach müsste auch SMC unter die Bezeichnung fallen. In der Faserverbund-Terminologie werden mit dem Begriff *Prepreg* jedoch ausschließlich Endlosfaser-Halbzeuge, also *UD-Bänder*, *Gewebe* und *Multiaxialgelege* belegt. Das bahnförmige Halbzeug wird auf Rollen geliefert und ist beidseitig mit Schutzfolien versehen, um ein Verkleben untereinander zu verhindern. Es werden Prepregdicken zwischen 0,125–0,4 mm produziert. Man unterscheidet drei Vernetzungsgrade des Harzhärtergemischs:

- A-stage = nicht vernetzt, mittlere Viskosität
- B-stage = leicht vernetzt, Tg angehoben, hohe Viskosität
- C-stage = vollständig vernetzt.

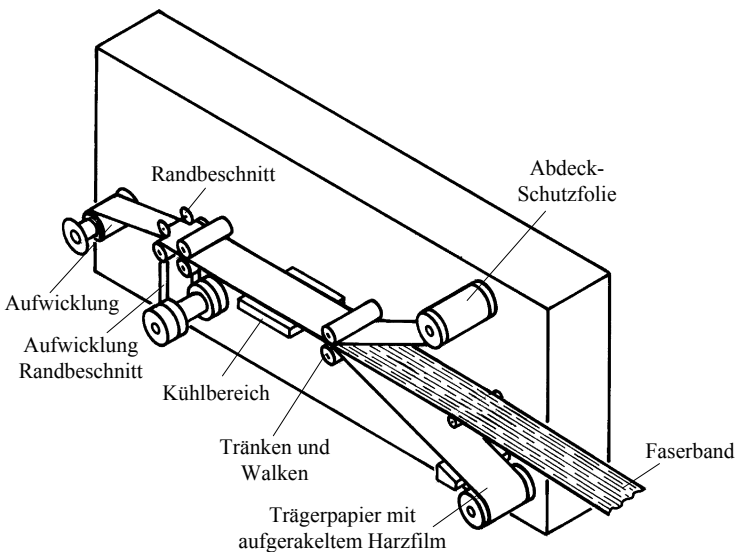


Abb. 5.3. Prinzipskizze einer Anlage zur Herstellung von duroplastischen Prepregs. Das Harz wird in einem Vorab-Arbeitsschritt in definierter Filmdicke auf das Trägerpapier gerakelt. Auf der eigentlichen Prepreganlage erfolgt bei erhöhter Temperatur anschließend die Fasertränkung, die Abdeckung mit der Schutzfolie und der Randbeschnitt der Prepregbahnen

Die Harz-Härtermischung eines Prepreghalbzeugs ist fertig eingestellt und schwach vernetzt (B-stage). Duroplastische Prepregs sind also reaktiv und müssen daher tiefgekühlt gelagert werden (bei -18°C ; Lagerzeit bis 12 Monaten). Einige Typen vertragen es allerdings auch, bis zu 4 Wochen bei 20°C gelagert zu werden, ohne dass die chemische Reaktion zu weit fortgeschritten und damit das Harz nicht mehr ausreichend fließfähig ist.

Häufig werden Prepregsystem anhand der Aushärtetemperatur unterschieden:

- *120°C-Systeme* werden bei Temperaturen um 120°C ausgehärtet und lassen Einsatztemperaturen *mit* Belastung zwischen -50 und $+70^{\circ}\text{C}$, *ohne* Belastung bis $+100^{\circ}\text{C}$ zu
- *180°C-Systeme* zielen auf den Einsatz bei höheren Temperaturen. Im Flugzeugbau werden überwiegend Harze verwendet, die bei 180°C gehärtet werden und deren Tg über 200°C liegt. Bei Militärflugzeugen treten infolge kinetischer Aufheizung bei Fluggeschwindigkeiten von Mach 2 bis Mach 2,5 Strukturtemperaturen bis zu 140°C auf.

Es ist ein großer Aufwand, mehrere Systeme qualifizieren, lagern und für Reparaturen vorhalten zu müssen. Daher geht der Trend dahin, auf ein einziges System zu reduzieren.

5.3.2 Zur Verarbeitung

Das Zuschneiden der Prepregs wird bei kleinen Stückzahlen noch manuell durchgeführt, bei Serien jedoch CNC-gesteuert auf Zuschneidetischen mittels Ultraschall-angetriebener Messer. Die Messer sind mit polykristallinem Diamant (PKD) beschichtet. Das Einlegen der einzelnen Prepreglagen in die Formen geschieht meist noch von Hand. Um die einzelnen Prepreglagen exakt positionieren zu können, projiziert man die Kontur der Lage mit hoher Genauigkeit mittels eines Laserprojektors in das Werkzeug. Die Daten werden über CAD gewonnen. Für größere Serien sind rechnergesteuerte Legeroboter mit aufwändigen Legeköpfen im Einsatz. Dabei verwendet man – insbesondere bei sphärisch gewölbten Flächen – schmale Prepregbänder. Das Matrixharz ist so eingestellt, daß es bei Verarbeitungstemperatur leicht klebrig ist und die einzelnen Schichten auch bei senkrechten Formbereichen gut an der Form und aufeinander haften. Die Klebrigkeit (tack) kann örtlich durch Erwärmen oder Kühlen des Prepregmaterials eingestellt werden. Dickere Lamine müssen evtl. mehrfach zwischenkompaktiert werden. Lunker infolge Lufteinschlüssen lassen sich vermeiden, indem die fertig drapierten Prepreg-Lagen in einen Vakuumsack gepackt und zu Beginn des Härtens für einen gewissen Zeitraum Vakuum gezogen wird (Abb. 5.4).

Um Fertigungszeit zu sparen, werden schon ausgehärtete Komponenten, wie z.B. Stringer auf das noch nicht ausgehärtete Prepreg positioniert und im Härteprozess mit dem Prepregharz als Kleber verklebt (co-bonding, hart-weich-Klebung).

Die Formen oder Fertigungsmittel („Femi“) für CFK-Bauteile sind teilweise aus Invarstahl gefräst, einer Stahllegierung, deren thermischer Ausdehnungskoeffi-

ziert ähnlich dem von CFK nahe Null liegt. Damit erreicht man einerseits hohe Oberflächengüten, die vor der Bauteil-Lackierung nur noch minimaler Nachbearbeitung bedürfen und andererseits hohe Abformgenauigkeiten, da trotz hoher Abkühltemperaturen das Invar-Werkzeug und das Laminat kaum Verformungsunterschiede aufweisen. Aluminium-Formen sind zwar kostengünstiger herstellbar, aber infolge der thermischen Inkompatibilität weniger gut geeignet. Auch stellt man Formen aus CFK mit hochtemperaturbeständigen Harzen her. Sie weisen eine Reihe von Vorteilen auf. Sie sind leicht und verbrauchen aufgrund ihrer geringen Wärmekapazität deutlich weniger Energie zum Aufheizen als Stahlformen. Die thermischen Dehnungen sind mit denjenigen des Bauteils kompatibel und Sensoren lassen sich einfach integrieren. Nachteilig ist, dass bei hohen Härtetemperaturen die Formen nach 50 bis 60 Abformungen undicht werden. Zudem verschlechtern sich dabei die Oberflächenqualitäten. Bei komplizierten, schwierig fräsbaren Geometrien fertigt man – meist handwerklich – Urmodelle aus speziellen, gefüllten Polyurethan-Schäumen, auf die, nachdem ein elektrisch leitfähiger Lack aufgespritzt wurde, eine etwa 20 mm dicke Nickelschicht galvanisch abgeschieden wird. Man erhält so eine exakte Nickel-Negativ-Form vom Modell.

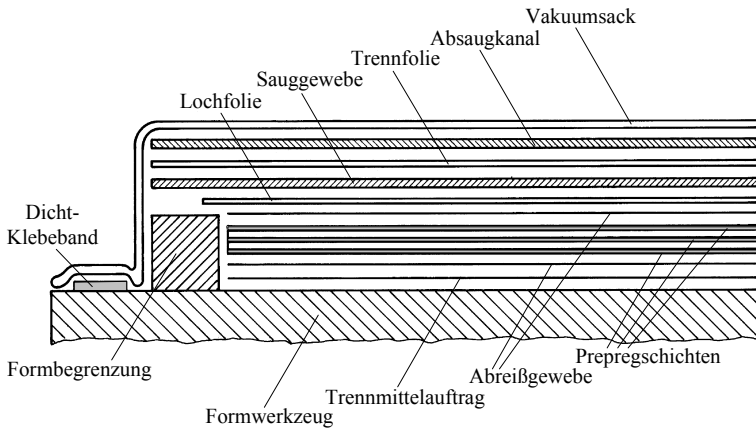


Abb. 5.4. Prepreg-Bauteil vorbereitet für das Aushärten im Autoklaven. Das Sauggewebe nimmt überschüssiges Harz auf. Damit das Sauggewebe nicht mit dem Laminat verklebt, ist es durch eine Lochfolie vom Laminat getrennt. Bei großflächigen Bauteilen müssen durch ein zusätzliches, lockeres Gewebe oder spezielle Matten Kanäle geschaffen werden, um die Luft aus allen Bereichen absaugen zu können

Gehärtet wird nach einem vom Hersteller optimierten Temperatur-Druck-Zeit-verlauf. Bei geringeren Qualitätsansprüchen wird nur Vakuum gezogen, also unter dem atmosphärischen Druck von 1 bar gehärtet. Bei höchsten Ansprüchen an die Qualität härtet man im *Autoklaven* aus (Abb. 5.5). Dies ist ein druckdichter Ofen, in dem bis 10 bar Anpressdruck auf das Laminat aufgebracht werden kann. Der hohe Anpressdruck minimiert die Faserwelligkeiten. Fehlstellen, wie Poren und Lufteinschlüsse, an denen sich bei Belastung Spannungsspitzen bilden, werden si-

cher geschlossen. Sandwichstrukturen müssen – um den Kern nicht zu beschädigen – bei reduzierten Drücken von 2–3 bar ausgehärtet werden.

Zu der aufwändigen und teuren Autoklavhärtung gibt es bei einfachen Geometrien eine Alternative. Die Lamine werden in beheizten Werkzeugen auf einer servo-hydraulischen Presse kompaktiert und ausgehärtet.

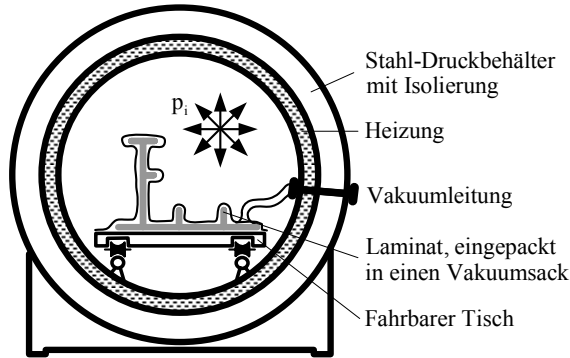


Abb. 5.5. Aufbau eines Autoklaven zur Prepregverarbeitung

5.3.3 Vorteile/Nachteile und Anwendungen

Der besondere *Vorteil* des Prepreg-Halbzeug besteht darin, dass die hochwertigsten Faser-Matrix-Kombinationen verarbeitet und damit die *bestmöglichen Festigkeitswerte* der Faserverbundtechnik erreicht werden können. Die Autoklav-Verarbeitung sorgt zusätzlich für bestmögliche Fertigungsqualitäten. Demzufolge werden weniger Verkleidungsbauteile als vielmehr höchstbeanspruchte Strukturbauteile aus der Luft- und Raumfahrt und aus dem Rennsport fast ausschließlich aus Prepregs gefertigt. Als besondere *Vorteile* von Prepregs sind zu nennen:

- Es werden höchste Qualitäten erzielt, und zwar aufgrund
 - einer sehr gleichmäßigen Faserverteilung
 - gut ausgerichteter Fasern
 - und einer praktisch luftblasenfreien Imprägnierung.
- Es sind hochfeste, zähmodifizierte, damit jedoch hochviskose Harze imprägnierbar.
- Die Arbeitshygiene ist hoch, da der Dampfdruck der hochviskosen Harze hoch ist und damit kaum Emissionen entstehen.
- Es stehen lange Verarbeitungszeiten zur Verfügung.

Die hohe Qualität hat ihren Preis. Als hauptsächlicher *Nachteil* der Prepreg-technologie sind die hohen Kosten anzuführen. Es summieren sich eine Reihe von Einzelkosten:

- Aufgrund der aufwändigen Herstellung und der hochpreisigen Ausgangsmaterialien ist auch das Prepreg-Halbzeug teuer.
- Transport und Lagerung sind kostenträchtig. Da Harz und Härter reaktionsfähig gemischt sind, müssen Prepregs tiefgekühlt transportiert und gelagert werden.
- CNC-gesteuerte Prepreg-Schneideanlagen, Verlegeroboter und zur Aushärtung benötigte Autoklaven sind teure Investitionen.
- Das Drapieren komplizierter Geometrien, die Bedienung von Verlegerobotern und die notwendige Qualitätssicherung verlangen gut ausgebildete Fachkräfte.
- Der Verlegeprozess und die vakuumdichte Versiegelung der Lamine mit hochtemperaturbeständigen Folien sind zeitintensiv, die Autoklavhärtung energie- und ebenfalls zeitaufwändig.

Dem Flugzeugbau ist inzwischen eine erhebliche Rationalisierung der Prozessabläufe gelungen. Trotzdem ist man ständig auf der Suche nach wirtschaftlicheren Verfahren. Bei einigen Bauteilen wurde inzwischen auf die Fertigung mit Harzinjektionstechniken umgestellt. Jedoch entscheidet die hohe Qualität in vielen Fällen für das Halbzeug Prepreg und den Autoklavprozess.

Auch Kombinationen von vorimprägnierten Prepreg-Halbzeugen mit nicht imprägnierten Textilien sind möglich. Die „trockenen“ textilen Halbzeuge werden mittels eines Injektionsverfahrens mit Harz getränkt. Wenn Prepregharz und Injektionsharz die gleiche chemische Basis haben – meist verwendet man in beiden Fällen Epoxidharze – so vermischen sich diese an den Grenzflächen und gehen eine hoch belastbare chemische Bindung ein.

5.4 Kurzfaserverstärkte Thermoplaste

Zur Verbesserung mechanischer Eigenschaften wie Steifigkeit und Festigkeit werden Thermoplasten häufig Glas- oder Kohlenstofffasern zugesetzt. Die Faserlänge liegt zwischen 0,1–1 mm. Der Gewichtsanteil der Fasern beträgt bis zu 60%. Gegenüber dem unverstärkten Polymer lässt sich die Zugfestigkeit durch den Faserzusatz nahezu verdreifachen. Der Elastizitätsmodul erhöht sich um den Faktor fünf (bei C-Fasern). Durch den Faserzusatz steigern sich die Eindruckhärte und die Wärmeformbeständigkeit. Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten und die Wasseraufnahme nehmen ab. Das Leistungsprofil ist jedoch durch die geringe Faserlänge beschränkt. Daher geht der Trend darin, größere Faserlängen bis zu 10 mm verarbeitbar zu machen.

Das als Granulat vorliegende Halbzeug wird meist im Spritzguss, aber auch im Extrusionsblasverfahren verarbeitet. Je nach Ausgestaltung des Bauteils und Einstellung der Verfahrensparameter können sich ausgeprägte Orientierungen durch Ausrichten der Fasern in Strömungsrichtung ergeben. In den hochorientierten Bereichen verhält sich der Werkstoff anisotrop, d.h. Festigkeit und Steifigkeit in Faserrichtung sind sehr viel höher als quer dazu. Es besteht die Gefahr frühzeitigen Versagens quer zur Faserrichtung. Die Fasern wirken in dieser Richtung nicht verstärkend, sondern als Kerben, so dass die Querkzugfestigkeit niedriger liegt als die

Festigkeit des unverstärkten Polymers. Aufgrund der Anisotropie verändert sich auch das Schwindungsverhalten.

Kurzfaserverstärkung wird vor allem bei technischen Kunststoffen wie Polyamid (PA) und Polyacetal (POM) eingesetzt. Aber auch andere gängige Thermoplaste werden meist glasfaserverstärkt, z.B. Polypropylen (PP), Styrol-Acrylnitril-Copolymere (SAN), Acrylnitril-Butadien-Styrol-Polymer (ABS), Polyäthylenterephthalat (PET) und Polybutylenterephthalat (PBT) sowie thermoplastische Polyurethane (TPU).

Kurzfaserverstärkte Thermoplaste zählt man nicht zu den Faserverbundwerkstoffen, obwohl es sehr viele Gemeinsamkeiten gibt, insbesondere zu den im Folgenden dargestellten thermoplastischen Halbzeugen. Eine Anleitung zum Konstruieren findet sich in [5.3].

5.5 Glasmattenverstärkte Thermoplaste (GMT)

5.5.1 Allgemeines

Die Verstärkungswirkung von Fasern hängt *stark* von der Faserlänge ab. Mit dem Ziel, die Festigkeit und Steifigkeit im Vergleich zu kurzfaserverstärkten Thermoplasten zu erhöhen, wurden zu Beginn der 70er Jahre mit der Entwicklung von langfaserverstärkten Thermoplasten begonnen. 1978 wurde der Werkstoff zum ersten Mal serienmäßig in der Automobilindustrie eingeführt. Als Matrixwerkstoff können fast alle herkömmlichen Thermoplaste eingesetzt werden. In der Praxis haben sich jedoch PP, PA, PBT und PET als besonders geeignet erwiesen, wobei Polypropylen die weitaus größte wirtschaftliche Bedeutung hat.

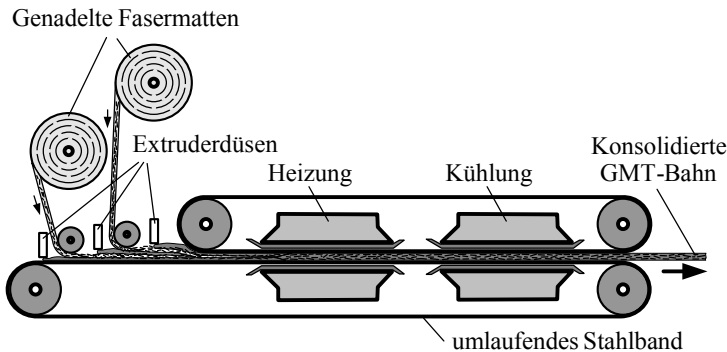


Abb. 5.6. GMT-Plattenfertigung auf einer Doppelbandpresse

Als Verstärkung werden in der Regel Glasfasermatten mit einer Faserlänge von 20–30 mm bevorzugt; daher der Name *Glasmattenverstärkter Thermoplast* (GMT). Die Fasern der Matte sind nicht durch Verklebung gebunden, sondern werden genadelt. Hierbei werden Nadeln mit Widerhaken durch die Matte gesto-

ßen. Beim Zurückziehen der Nadeln werden Fasern gebrochen und so eingekürzt. Zusätzlich werden die Rovingbündel in ihre Filamente vereinzelt und gleichzeitig untereinander in Mattendickenrichtung verschlauft. Die Fasern sind somit nicht nur in der Mattenebene, sondern auch in Dickenrichtung orientiert. Durch den Nadelprozess nur über Reibung gebunden sind die Fasern der Matte beim Pressen gut fließfähig. Es sind auch mit Endlosfasern verstärkte unidirektionale Bänder und gewebeverstärkte Halbzeuge auf dem Markt.

Die Herstellung erfolgt überwiegend mittels Schmelztränkung auf Doppelband-Pressen (Abb. 5.6). Zwischen einem oben und unten laufenden Stahlband wird mittels einer Breitschlitz-Düse der schmelzeflüssige Thermoplast eingebracht. In die Schmelze läßt man Glasfasermatten einlaufen, die über die Pressenlänge imprägniert und über den Pressdruck konsolidiert wird. Am Ende des Bands, nach der Abkühlzone, erfolgt die Auftrennung in Plattenabschnitte.

5.5.2 Zur Verarbeitung

Zur Verarbeitung werden die plattenförmigen Halbzeuge in Umluftöfen oder mittels Infrarotstrahler bis über die Schmelztemperatur der Matrix erwärmt und anschließend mit Nadelgreifern oder per Hand in das Presswerkzeug eingebracht, wo sie unter hohem Druck in die endgültige Bauteilform gepresst werden. Eine chemische Reaktion wie bei dem äquivalenten duroplastischen Halbzeug SMC findet nicht statt. Die Anforderungen an die Presse und an die Werkzeuge ähneln jedoch denjenigen der SMC-Verarbeitung. Die Presswerkzeug-Temperatur liegt ca. 100°C unterhalb der Temperatur des geschmolzenen Polymers. Die Werkzeuge werden also nicht wie bei SMC geheizt, sondern wassergekühlt.

Bei mattenverstärktem Halbzeug in sogenannter *Fließpressqualität* müssen die Werkzeuge nicht vollständig belegt werden. Unter dem Pressdruck fließen auch entfernte Rippen noch mit der Thermoplastschmelze aus. Ist die Fasermatte von ihrem Aufbau her mobil, d.h. fließfähig gehalten, so werden – auch beeinflusst durch geschickte Einlegetechnik – durch den Fließprozess Faseranteile in die entfernteren Regionen des Werkzeuges verbracht. Eine numerische Fließsimulation ist möglich. Eine wegen der Fixierung der Fasern in der Matte kaum fließfähige Variante muss auf die endgültige Bauteilkontur zugeschnitten werden. Sie wird nur umgeformt, und wird als *Formpressqualität* bezeichnet.

Da GMT sehr erfolgreich ist, versucht man konsequenterweise es weiter zu entwickeln. Der erste Schritt führte dahin, zumindest örtlich durch lokales Einlegen von Gewebe oder unidirektionalem GMT höhere Festigkeiten zu erzielen. Inzwischen gibt es Material, das vollflächig aus Wirrfasern und Gewebe besteht.

5.5.3 Vorteile/Nachteile und Anwendungen

- Das Verpressen von GMT ist ein sehr schnelles, produktives Fertigungsverfahren. Es müssen keine chemischen Aushärtereaktionen abgewartet werden, sondern die Bauteile lassen sich gleich nach Erstarren der Schmelze aus dem

Werkzeug entnehmen. Halbzeug und Pressverfahren eignen sich also ausgezeichnet für die Großserienfertigung und sind auch gezielt darauf ausgelegt. Mit PP als Matrix ist das Halbzeug auch bezüglich des Preises kaum unterbietbar.

- Die thermoplastische Matrix führt zu hohen Bruchdehnungen.
- GMT verfügt – infolge der langen Fasern und der Vernadelung der Fasern – über eine hohe Schlagzähigkeit und damit zu einer hohen Energieabsorption.
- Die Dichte ist deutlich geringer als bei SMC.
- In besonders hoch oder schwingbeanspruchten Bereichen legt man als lokale Verstärkungen Gewebe oder UD-Stränge ein und verpresst sie mit.
- Ein weiterer Vorteil dieser Halbzeugklasse ist die unbeschränkte Lagerfähigkeit.
- Die thermoplastische Matrix ermöglicht die Verbindung von GMT-Teilen durch Schweißen.
- Vorteilhaft ist fernerhin, das GMT nicht nur als Füllstoff – also auf einer niedrigeren Stufe – wiederverwertet werden muss, sondern dass ein vollständiges Werkstoff-Recycling möglich ist. Produktionsabfälle können direkt wieder verarbeitet werden, Ausschuss z.T. umgepresst oder in der GMT-Anlage zu Neuware verarbeitet werden.
- GMT steht häufig mit dem Spritzguss mit Langfasern im Wettbewerb.
- *Nachteilig* ist, dass bislang nur Nicht-Sichtteile oder *genarbte Oberflächen* akzeptiert werden. Die derzeit erreichbare Oberflächenqualität erreicht noch nicht die Class A-Anforderung für hochglänzende Außenteile ohne Welligkeiten, z.B. für den Automobilbau. Dies ist ein großer Nachteil im Wettbewerb gegenüber SMC. Inzwischen gibt es jedoch ein aussichtsreiches Konzept, hohe Oberflächenqualitäten zu erreichen; dies ist insbesondere das Hinterpressen oder Hinterspritzgießen vorgeformter, vorab ins Werkzeug positionierter Oberflächenfolien.
- Ein weiter Nachteil kann die niedrigere Temperaturbeständigkeit sein.
- Die Festigkeiten von GMT sind – wie bei SMC – den Prepregsystemen unterlegen. Demzufolge sind halbstrukturelle Bauteile, die nicht zu hoch belastet sind, und Verkleidungen bisher die Haupt-Anwendungsgebiete.

Mattenverstärktes GMT wird überwiegend im Automobilbereich für Motorraumverkleidungen, Sitzschalen, Stoßfängerträger, Sitzrückenlehnen, Ersatzrad-Mulden eingesetzt. Vorrangige Entwicklungsziele der GMT-Verarbeiter sind es, die Nachbearbeitung zu minimieren und ohne nachträgliche Lackierung auszukommen. Damit dürfte mittelfristig eine gute Chance bestehen, auch großformatige Karosserieteile aus GMT oder LFT zu fertigen; ein sehr großer Markt.

Neben der üblichen Glasfaserverstärkung gibt es auch sogenanntes *NMT*, also mit Naturfasern wie Jute, Flachs, Sisal usw. verstärkte Thermoplaste. Man ist bestrebt, kostengünstige, nachwachsende Rohstoffe stärker in Konstruktionen einzubeziehen.

Eine Verarbeitungsvariante lässt es zu, biegesteife Sandwichstrukturen aus GMT zu formen. Endlosfasermatten für die GMT-Herstellung werden durch Nadeln, d.h. Verschlaufen der Filamente fixiert. Beim Erwärmen derartig hergestell-

ten GMT-Materials wird die Fixierung durch die nun schmelze-flüssige Matrix aufgehoben und das Material bauscht infolge der innewohnenden Elastizität auf. Der Verbund liegt in diesem Zustand nicht massiv, sondern nur locker gebunden vor. Wird das Material nicht vollständig beim Pressen kompaktiert, dann erhält sich die lockere Form. Man verpresst gleichzeitig beidseitig PP-Folien – evtl. durch Glasfaservliese verstärkt – auf. Sie dienen als Deckhäute. Auf diese Weise erhält man ein glattes und akustisches gut *dämpfendes* Sandwichmaterial (Abb. 5.7). Es eignet sich ausgezeichnet als aerodynamische Unterbodenverkleidung für Pkw. Üblicherweise generiert man ausreichende Biegesteifigkeit durch Sicken. Durch die neue Entwicklung reduziert man deutlich den aerodynamischen Widerstand. Benötigt man tragfähige, lokale Krafteinleitungspunkte, so presst man an diesen Stellen das Material kompakt zusammen [5.7].

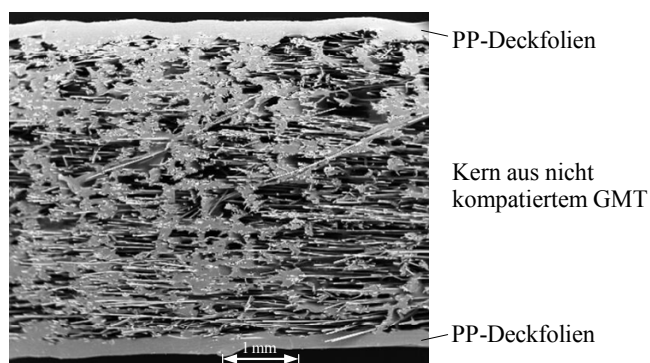


Abb. 5.7. Light Weight reinforced thermoplastics (LWTR)

5.6 Langfaserverstärkte Thermoplaste (LFT)

5.6.1 Allgemeines

Im Wettbewerb zu GMT wurden weitere Verfahren zur Herstellung des Glasfaser-Thermoplast-Halbzeugs entwickelt:

- Die älteste Variante ist es, in einer Vorstufe endlose Glasfaser-Stäbchenprofile mit Thermoplastmatrix zu pultrudieren und anschließend in der gewünschten Länge von etwa 25 mm zu granulieren. Diese Langfaserstäbchen werden konventionell wie Kurzfasergrenulat im Extruder erschmolzen. Der Extrusionsstrang wird auf einem Förderband abgelegt, von wo er von einem Handhabungsgerät mittels Nadelgreifern im Presswerkzeug platziert wird. Es besteht auch die Möglichkeit, direkt in das Presswerkzeug zu extrudieren. Da Herstellung und Aufheizung/Plastifizierung in einem Prozessschritt im Schneckenextruder abläuft, erübrigt sich die Herstellung der Platten-Halbzeugstufe.

- Alternativ findet man das Verfahren, ein Gemisch aus Thermoplastpulver und Langfasern im Extruder aufzuschmelzen.
- Besonders kostengünstig ist die Direktvariante, die sogenannte In-Line-Compoundierung. Dabei wird in einer ersten Stufe im Extruder mit hoher Aufschmelzleistung durch starke Scherwirkung Thermoplastgranulat erschmolzen und mit allen gewünschten Additiven – z.B. zur Verbesserung der Haftung, zur Wärmestabilisierung usw. – versetzt. Das aufgeschmolzene Polymer wird an eine zweite Stufe, einen Mischextruder übergeben. Im Übergang gibt man geschnittene Fasern, aber auch Endlosglasfasern dazu, die dabei in Langfasern zerschnitten und anschließend in der Polymerschmelze dispergiert werden. Der zweite Extruder arbeitet scherungsarm, um die Fasern zu schonen. Gegenüber GMT könnte sich ansonsten das Eigenschaftsprofil verschlechtern, wenn die Fasern in der Schnecke des Extruders zu stark geschädigt werden. Entscheidenden Einfluss hat die Schneckengeometrie des Extruders.
- Zur Steigerung der Schlagzähigkeit kann man zusätzlich PES- oder PAN-Fasern zudosieren.

Mit LFT gelingt es – mittels der Langfaserverstärkung – mit preiswerten Kunststoffen niedriger Festigkeit in den Anwendungsbereich hochfester Polymere einzudringen. Der Verarbeiter kann den Werkstoff selber konfektionieren. Gegenüber GMT-Verarbeitung können der große Raum- und Energiebedarf der Heizöfen für die GMT-Platten eingespart werden. Als weiterer Vorteil ergibt sich, dass das Material nur einmal, und nicht wie bei GMT zweimal aufgeschmolzen wird. Der thermische Abbau des Polymers wird minimiert.

5.6.2 Zur Verarbeitung

Die Verarbeitung von LFT ist derjenigen von GMT nahezu identisch. Gepresst wird mit Werkzeugdrücken von bis zu 150 bar. Ein Problem können zu lange Fließwege werden:

- Zum einen sind dann überproportional hohe Pressdrücke erforderlich, um das Werkzeug zu füllen.
- Zum anderen stellen sich mit zunehmender Fließlänge Fließorientierungen der Fasern ein, die beim Abkühlen anisotrope Verformungen und damit Verzug nach sich ziehen.
- Immer läuft man Gefahr, dass die Schmelze zu früh einfriert.

Abhilfe, d.h. kurze Fließwege, kann man erreichen, indem man das Werkzeug gezielt belegt. Mehrachsenroboter platzieren den Strang mit hoher Genauigkeit im Werkzeug. Die Menge des LFT-Strangs wird örtlich den Bauteilabmessungen angepasst. Dazu kann man den Düsenquerschnitt des Extruders verstellen. Die erreichbaren Taktzeiten sind bauteilabhängig und können unter 30 Sekunden liegen.

5.6.3 Vorteile/Nachteile und Anwendungen

LFT-Materialien sind in fast allen Eigenschaften direkt mit GMT vergleichbar und erreichen auch ein ähnliches Festigkeitssniveau. Vorteilhaft gegenüber GMT ist, dass die Direktcompoundierung niedrigere Investitionen benötigt und damit kostengünstiger ist. Im Vergleich zu kurzfaserverstärkten Thermoplasten verbessert die größere Faserlänge von LFT insbesondere die Schlagzähigkeit. Polypropylen ist der bevorzugte Matrixwerkstoff. Denkbar sind jedoch auch andere Kunststoffe, wie z.B. PA oder PBT.

Wie bei duroplastischen Faserverbunden seit langem üblich, können auch bei GMT und LFT Belastungssteigerungen durch lokal eingelegte Verstärkungen erzielt werden. Dazu werden vorimprägnierte Gewebeabschnitte oder unidirektionale Streifen zusätzlich zum LFT eingelegt. Mittels numerischer Topologieoptimierungen lassen sich die Bereiche, die sinnvollerweise verstärkt werden sollten, rasch finden.

5.7 Thermoplastische Prepregs

5.7.1 Allgemeines

Prepreghalbzeug wird auch mit thermoplastischer Matrix angeboten. Manchmal wird es auch „Organoblech“ genannt. Für hoch beanspruchte Strukturen werden unidirektional ausgerichtete Fasern oder Gewebe mit höherwertigen Kunststoffen wie z.B. Polyamid (PA) oder Polyetheretherketon (PEEK) kombiniert.

5.7.2 Zur Herstellung

Da die Tränkung der Fasern aufgrund der hohen Schmelzeviskosität der Thermoplaste schwierig ist, verfolgt man je nach Polymertyp unterschiedliche Imprägniermethoden.

- Eine Methode ist es, wie bei der Herstellung von GMT (Abb. 5.6), den Kunststoff in einem Extruder aufzuschmelzen und die Schmelze auf ein umlaufendes Stahlband zu extrudieren. Von einem Spulenbaum laufen die Fasern in die Schmelze ein und werden anschließend in der beheizten Zone einer Doppelbandpresse mit hohem Druck imprägniert (Schmelzeimprägnierung).
- Eine Variante ist es, die Thermoplast-Matrix als Folie mit dem Verstärkungsgewebe im Wechsel geschichtet (film stacking) in die Doppelbandpresse einlaufen zu lassen.
- Alternativ kann man die UD-Bänder oder Gewebe mit Thermoplastpulver beschichten. Es wird auf dem textilen Halbzeug fixiert, indem man es unter einem Strahlerfeld kurz anschmilzt. Den Abschluss bildet die Imprägnierung auf einer Doppelbandpresse.

- Eine andere mögliche Methode ist es, die Matrixviskosität durch Lösungsmittel herabzusetzen und die Fasern auf einer konventionellen Prepreganlage zu imprägnieren (Lösungsimprägnierung). Das Lösungsmittel wird anschließend in einem Trocknungs-Turm bei erhöhten Temperaturen ausdiffundiert. Diese Imprägniervariante ist jedoch nur bei amorphen, nicht jedoch bei den kaum löslichen teilkristallinen Thermoplasten anwendbar.

5.7.3 Zur Verarbeitung

Thermoplast-Prepregs werden zur Umformung vorab auf Schmelztemperatur erwärmt. Ein echtes Tiefziehen – der Blechverarbeitung vergleichbar – ist jedoch nur bedingt möglich, da die Fasern sich nicht plastisch verformen lassen. Eine geringe Deformation lässt sich nur durch Schubverzerrung der Gewebe erreichen. Dies kann aber bedeuten, dass die Fasern nicht mehr in den optimierten Richtungen liegen, und demzufolge die Festigkeit lokal in den Bereichen hoher Umformgrade niedriger liegt. Einfacher ist die Umformung in *abwickelbare* Flächen, da hierbei keine Gewebeverformung notwendig ist.

Eine neuere Entwicklung ist ein kombinierter Umform-Spritzgießprozess [5.9]. Dabei formt man die vorab erwärmten Prepregs nicht in Pressen, sondern durch die Schließereinheit einer Spritzgussmaschine um. Anschließend spritzt man Verstärkungsrippen, Krafteinleitungspunkte o.ä. aus kompatibel, kurzfaserverstärkten Thermoplast an das Prepregbauteil. Vorteilhaft ist es, hierzu speziell dünnflüssig eingestelltes, hoch kurzfasergefülltes Spritzgussmaterial zu verwenden. Liegen nämlich das thermische Verhalten der Prepreg- und der Anspritzbereiche nahe beieinander, so sind nur geringe thermische Eigenspannungen und Verzug zu erwarten.

Thermoplastprepregs lassen sich verschweißen. Liegen C-Fasern vor, so kann das Halbzeug mittels Induktionsspulen erwärmt werden [5.8].

5.8 Garngemische und Pulver imprägnierte Garne

Um dem schwierigen Problem der Fasertränkung bei den hochviskosen Thermoplasten zu begegnen, wurden spezielle Halbzeuge entwickelt. Elegant ist die Verfahrensweise, die Garne aus Verstärkungsfasern mit Kunststofffasern in gewünschtem Faser-Matrix-Verhältnis zu vermischen (Commingling, commingled yarn, Hybridgarn) (Abb. 5.8). In speziellen Vorrichtungen werden die Verstärkungsfasern gespreizt, so dass eine enge Durchmischung der Filamente mit den Polymerfäden erfolgen kann. Wird diese Vermischung beim Weben durchgeführt, so spricht man von Coweaving. Die direkte Tränkung der Verstärkungsfasern ist nicht mehr vorgeschaltet, sondern erfolgt bei der Verarbeitung. Der faserförmige Matrixpolymer wird aufgeschmolzen und benetzt und verklebt unter Druck die Verstärkungsfasern. Die notwendigen Tränk-Fließwege sind mit diesem Halbzeug zu Null reduziert. Demzufolge können auch Thermoplaste hoher Viskosität verar-

beitet werden. Um höchste Festigkeitswerte zu erzielen, müssen Matrix- und Verstärkungsfasern so gleichmäßig wie möglich verteilt sein.

Eine Variante dieser Methode ist es, die thermoplastische Matrix – meist tiefgekühlt, damit der Polymer nicht „schmiert“ – zu Pulver zu vermahlen und dann als Dispersion auf die Fasern aufzutragen. Das Pulver wird z.B. durch Strahlerheizung auf dem Textil fixiert. Die eigentliche Fasertränkung erfolgt bei der Press-Verarbeitung.

Hybridgarne lassen sich zu textilen Halbzeugen, wie z.B. Geweben weiter veredeln. Die geschilderten Hybridgarn-Halbzeugvarianten haben den besonderen Vorteil, dass sie – da ungetränkt und daher flexibel – auch in komplizierte Werkzeuggeometrien eingelegt werden können. Schwierig gestaltet es sich allenfalls, mit starrem Pressstempel bei in Pressrichtung liegenden Wänden den notwendigen Konsolidierungs-Druck aufzubringen.

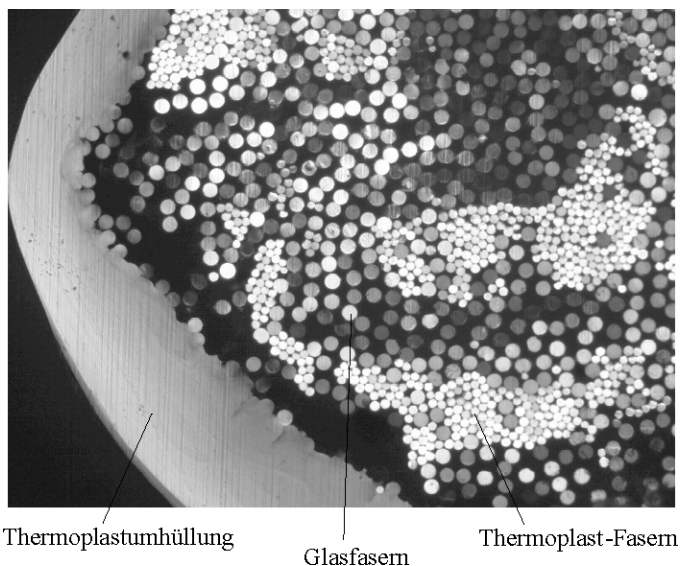


Abb. 5.8. Ausschnitt aus einem Hybridroving, gemischt aus Verstärkungsfasern – hier Glasfasern – und schmelzbaren Thermoplastfasern – hier aus Polypropylen. In diesem Sonderfall wurde der Roving zusätzlich mit PP umhüllt (Vergrößerung 100fach)

Literatur

- 5.1 AVK-TV Handbuch (2004) Faserverstärkte Kunststoffe und duroplastische Formmassen. Arbeitsgemeinschaft Verstärkte Kunststoffe-Technische Vereinigung e.V., Frankfurt
- 5.2 Demmler K, Lawonn H (1970) Schrumpfarme ungesättigte Polyesterharze für das Warmpressen. In: Kunststoffe 60, 12, 954–959

-
- 5.3 Erhardt G (1993) Konstruieren mit Kunststoffen. Hanser, München
 - 5.4 Ernst H, Bräuning R, Henning F (2005) Langfaserverstärkte Polymere – Oberflächenwerkstoffe mit Zukunft? In: Tagungsband der 8. Internationalen AVK-TV-Tagung, Baden-Baden
 - 5.5 European Alliance for SMC (2001) SMC/BMC: Design for Success. Broschüre, Frankfurt
 - 5.6 Fürst H (2001) SMC-Preussteile bei Wind und Wetter. In: Tagungshandbuch 4. Internationale AVK-TV Tagung, Baden-Baden
 - 5.7 Kampke M, Moos E, Starke J (2004) Unterbodenverkleidung im LWRT-Verfahren. In: Kunststoffe 94, 3, 96–99
 - 5.8 Rudolf R (2000) Entwicklung einer neuartigen Prozess- und Anlagentechnik zum wirtschaftlichen Fügen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden. Diss. TU Kaiserslautern
 - 5.9 Schmachtenberg E (2007) Hochleistungsverbundkunststoffe spritzgießen? In: Tagungsband des 13. Symposiums der SAMPE Deutschland, Bayreuth
 - 5.10 Stachel P, Schäfer C, Stieg J, Hermann A, Ilzhöfer KH (2003) Innovative CFK-Technologie für höhere Stückzahlen. In: Kunststoffe 93, 4, 62–65

6 Wichtige Kenngrößen der Einzelschichten und des Laminats

6.1 Relativer Faservolumenanteil

Es ist leicht einsehbar, dass die Eigenschaften von Einzelschichten und von Laminaten – z.B. Steifigkeit, Festigkeit, thermische Ausdehnung usw. – von den Eigenschaften der Einzelkomponenten Fasern und Matrix und *zusätzlich* auch von deren Anteilen im Verbund abhängen. Insbesondere der *Anteil der Fasern* ist für die Festigkeit und Steifigkeit unmittelbar von Bedeutung. Der Faseranteil ist daher einer der wichtigsten, vom Konstrukteur gezielt einstellbaren *Konstruktionsparameter*! Er findet sich in vielen grundlegenden Berechnungsformeln.

Der Begriff des Dimensionierens hat in der Faserverbundtechnik eine etwas andere Bedeutung, als man es von metallischen Strukturen her gewohnt ist. Beim Laminatentwurf dimensioniert der Konstrukteur primär *Fasermengen*. Dies sind diejenige Anzahl an Rovings oder Gewebeschichten, die notwendig ist, um dem Laminat die erforderlichen Steifigkeiten und Festigkeiten zu geben. Die Wanddicke ist zunächst einmal unwichtig. Allgemein ist es im Ingenieurwesen jedoch gängige Praxis, die Wanddicke zu dimensionieren. Diese Vorgehensweise hat man auch für die Faserverbundtechnik übernommen. Wenn man jedoch die Wanddicken festlegt, dann muss man – um die notwendigen Fasermengen *sicher* zu stellen – *zusätzlich* angeben, welche Faseranteile die Wanddicke enthält. Dabei sind nicht die Massenanteile entscheidend, sondern die *Volumenanteile*. Da primär die Fasern trägt, spielt der Matrixanteil – in erster Näherung – keine Rolle. Man wird bestrebt sein, ihn zu minimieren, um Gewicht und Werkstoffkosten zu sparen. Als „Standard“ hat sich bei vielen hoch beanspruchten Strukturbauteilen ein Faservolumenanteil von 60%, demzufolge ein Matrixvolumenanteil von 40% als günstig herauskristallisiert. Eine Obergrenze liegt bei etwa 65%. Höhere Faseranteile sind nachteilig. Die Fasern liegen dann so dicht, dass nicht mehr alle von der Matrix vollständig benetzt und verklebt sind: Das Laminat ist zu „trocken“.

Zur Festlegung der Fasermengen, bzw. des Faservolumenanteils φ (fiber volume fraction V_f) geht man wie folgt vor:

1. Man wählt das zum Bauteil passende Fertigungsverfahren.
2. Der erreichbare Faservolumenanteil ist mit dem Fertigungsverfahren, bzw. dem dazugehörigen Faserhalbzeug festgelegt. Mit der Prepregtechnologie und dem Wickelverfahren lässt sich der häufig gewählte „Standard“-Faservolumenanteil

von $\varphi=0,6$ problemlos einstellen. Bei Handlaminaten erreicht man bei Geweben und mit sorgfältiger Arbeitsweise etwa $\varphi=0,4$.

3. Mit dem fertigungstechnisch bedingten Faservolumenanteil führt man die Steifigkeits- und Festigkeitsrechnungen des Laminats durch und ermittelt die notwendigen Waddicken.
4. Aus den errechneten Waddicken plus dem Faservolumenanteil folgen die Fasermengen – d.h. die notwendige Anzahl der Rovings oder Gewebelagen. Man errechnet die Fasermengen aus den Gln. 6.8 und 6.10.

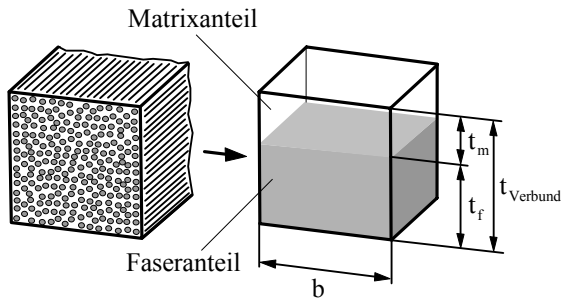


Abb. 6.1. Realer Verbund und modellhafte Aufteilung zur Ermittlung des rel. Faservolumenanteils. Hierbei sind die Volumina von Fasern und Matrix kompaktiert angenommen

Der Faseranteil wird als relativer Anteil, d.h. bezogen auf das Verbundvolumen, angegeben. Die mathematischen Beziehungen lassen sich leichter aufstellen, wenn man sich, wie in Abb. 6.1 dargestellt, die Faser- und Matrixanteile kompaktiert denkt. Da Fasern und Matrix im betrachteten Würfel gleiche Längen- und Breitenausdehnung haben, können die Volumenanteile auch aus der Laminatdicke berechnet werden. Der sog. *relative Faservolumenanteil* φ – meist abgekürzt nur als Faservolumenanteil bezeichnet – errechnet sich aus:

$$\varphi = \frac{V_f}{V_{\text{Verbund}}} = \frac{A_f}{A_{\text{Verbund}}} = \frac{t_f}{t_{\text{Verbund}}} \quad (6.1)$$

V_f = Volumen der Fasern im betrachteten Verbundvolumen

A_f = Querschnittsfläche der Fasern im betrachteten Verbundquerschnitt

Das relative, d.h. auf das Gesamtvolumen bezogene Matrixvolumen ergibt sich dann zu:

$$\frac{V_{\text{Verbund}} - V_f}{V_{\text{Verbund}}} = 1 - \varphi \quad (6.2)$$

6.1.1 Zur Bestimmung des relativen Faservolumenanteils

Es gibt verschiedene Methoden, den rel. Volumenanteil der Fasern im Verbund zu bestimmen:

1. Der rel. Faservolumenanteil wird – der Dimensionierungsrechnung folgend – vom Konstrukteur vorgegeben. Dazu gibt er in der Arbeitsanweisung für die Fertigung die für das eingesetzte Faserhalbzeug notwendige Matrixmasse an. Bei sorgfältiger Arbeitsweise wird dann der gewünschte Faservolumenanteil im Mittel eingehalten und ist damit bekannt. Bei maschineller Tränkung sind Vorversuche notwendig. Es werden das ungetränkte und das matrixgetränkte Halbzeug verwogen und die Massendifferenz in den rel. Faservolumenanteil umgerechnet (Gln. 6.3 und 6.4).
2. Bei bekanntem Längen- bzw. Flächengewicht – und damit Dicken des ungetränkten Faserhalbzeuges – kann der rel. Faservolumenanteil in guter Näherung, sozusagen *rückwärts* aus der Dicke des ausgehärteten Verbunds errechnet werden. Dazu stellt man entweder Gl 6.8 oder Gl. 6.10 nach ϕ um.
3. Am zuverlässigsten – dies ist die am häufigsten angewandte Methode – ermittelt man den rel. Faservolumenanteil experimentell am tatsächlich gefertigten, also ausgehärteten Laminat. Fasern und Matrix werden dazu voneinander getrennt. Die Proben entnimmt man bei noch zu verwendenden Bauteilen aus abgeschnittenen Randbereichen, bei Probekörpern an denen Festigkeiten ermittelt wurden, direkt aus der Nähe der Bruchstelle.
4. Bei Glasfaserlaminaten bietet es sich an, das Matrixharz im Muffelofen zu verkoken (auf wirksame Absaugung achten!). Dies ist die sogenannte Bestimmung des Glühverlusts [6.6]. Durch Verwiegen vor und nach dem Verbrennen der Matrix lassen sich der Fasermassenanteil und hieraus der Faservolumenanteil bestimmen.

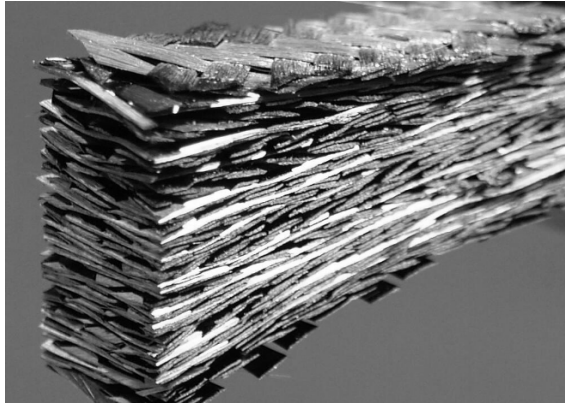


Abb. 6.2. Blätter-Technik: Nach teilweiser Verkokung der Matrix lassen sich die Schichten aufblättern und Faserbrüche und Zwischenfaserbrüche studieren

5. Die Methode, das Matrixharz zu verkoken, lässt sich auch anwenden, um ein ausgehärtetes Laminat wieder in seine Einzelschichten zu zerlegen, den Laminataufbau also nachträglich sichtbar werden zu lassen. Dazu verbrennt man die Matrix nur soweit, dass noch eine geringe Haftung zwischen den Schichten verbleibt. Die Schichten lassen sich nun mit einer Pinzette nacheinander abblät-

tern (*Deply-Technique*). Schädigungen wie Faserbrüche in einzelnen Schichten, bleiben erhalten und können näher inspiziert werden. Um Delaminationen und Matrixrisse zu detektieren, müssen diese markiert werden. Dazu lässt man *vorab* eine Goldchloridlösung eindringen [6.1].

6. Der Weg, die Matrix zu verkoken, ist bei Aramidfaser-Verbunden nicht gangbar, da die Fasern beim Versachen des Matrixharzes ebenfalls einen starken Masseverlust erleiden. Bei Laminaten mit C-Fasern ist die experimentelle Bestimmung des Faservolumenanteils durch Glühverlustbestimmung bedingt machbar [6.2], wenn man die Glühdauer kurz und die Glühtemperatur niedrig hält. Dies gelingt am ehesten, wenn man die Proben dünnwandig, genauer mit großer Oberfläche im Verhältnis zum Volumen hält. Man minimiert damit das im Probeninneren angeordnete Volumen, das immer erst verzögert verbrennt, und damit die Glühdauer verlängert.
7. Ansonsten ist der Methode der *chemischen Extraktion*, der Oxidation der Matrix durch eine Säure, der Vorzug zu geben. Bei CFK eignet sich konzentrierte Schwefelsäure (H_2SO_4) und Wasserstoffperoxidlösung. Dies gilt nicht für AFK, da die Fasern angegriffen werden. Bei AFK ist konzentrierte Salpetersäure (HNO_3) zu verwenden. Die genaue Vorgehensweise ist [6.3] zu entnehmen.
8. Durch Wiegen vor und nach Entfernen der Matrix bestimmt man den rel. Faser-Massenanteil ψ :

$$\psi = \frac{m_f}{m_{\text{Verbund}}} \quad (6.3)$$

Die Umrechnung auf den rel. Faservolumenanteil ϕ erfolgt aus:

$$\phi = \frac{1}{1 + \frac{1 - \psi}{\psi} \cdot \frac{\rho_f}{\rho_m}} \quad (6.4)$$

ρ_f = Dichte der Fasern

ρ_m = Dichte der Matrix

Die Dichten von Fasern und Matrix sind Datenblättern zu entnehmen oder können nach [6.4, 6.5] bestimmt werden.

9. Am Laminat stellt der nach den oben geschilderten Methoden ermittelte rel. Faservolumenanteil einen *Mittelwert* über die gesamte Probe dar. Er kann jedoch über einem Querschnitt erheblich streuen, was z.B. die örtliche Festigkeit und damit den Beginn und den Verlauf von Rissen beeinflusst. Deswegen sollte man bei der Probenentnahme den Teil heraustrennen, der für die Festigkeit relevant ist, z.B. bei einer Biegeprobe den Randbereich. Für eine noch höhere Auflösung – z.B. für mikromechanische Grundlagen-Untersuchungen – benötigt man mikroskopisch *lokale* rel. Faservolumenanteile. Sie lassen sich an Schliffen mikroskopisch durch manuelles oder EDV-gestütztes Ausplanimetrieren ermitteln.

6.1.2 Wichtige Hinweise

1. Die Fasermenge, d.h. der rel. Faservolumenanteil ist ein wichtiger *Konstruktionsparameter*. Praktisch alle Eigenschaften des Verbunds – insbesondere die Steifigkeiten, die Festigkeitswerte, die thermischen Ausdehnungen, die Feuchteaufnahme, das Langzeitverhalten usw. – sind von ihm abhängig und korrelieren mit ihm unmittelbar. Dem Konstrukteur steht mit der Wahl des Faservolumenanteils ein konstruktiver Freiraum zur Verfügung, bestimmte Eigenschaften des Verbunds gezielt einzustellen!
2. Der Faservolumenanteil ist auch im Rahmen von Qualitätskontrollen die wichtigste zu überprüfende Größe. Es geht darum, sicherzustellen, dass die benötigte Fasermenge an Rovings, Gewebeschichten usw. im Laminat vorliegt.
3. Die Angabe des rel. Faservolumenanteils ist also zur Charakterisierung einer UD-Schicht oder eines Laminats unerlässlich! Bei der Darstellung von experimentellen Ergebnissen ist daher die Fasermenge, dargestellt als rel. Faservolumenanteil, *immer* mit anzugeben! Anders ist eine Bewertung von Versuchsergebnissen oder ein Vergleich verschiedener Lamine nicht möglich.

6.2 Dichte des Verbunds

Für den Leichtbau-Konstrukteur, der die Masse seiner Struktur berechnen oder Vergleiche zu anderen Werkstoffen ziehen will, ist die Dichte (density) von besonderem Interesse. Die Dichte errechnet sich nach der *Mischungsregel* aus den Dichten der i Einzelkomponenten, gewichtet mit deren rel. Volumenanteilen:

$$\rho_{\text{ges}} = \sum_{i=1}^n \text{rel. Volumenanteil}_i \cdot \text{Dichte}_i \quad (6.5)$$

Im Fall des Zweikomponentensystems Faser-Matrix ergibt sich die Dichte dann zu:

$$\rho_{\text{Verbund}} = \varphi \cdot \rho_f + (1 - \varphi) \cdot \rho_m \quad (6.6)$$

Gl. 6.5 lässt sich natürlich auch nutzen, um die Dichte eines Laminats zu bestimmen, das aus unterschiedlichen Fasern besteht.

6.3 Schichtdicken und benötigte Fasermengen

Die Liefergrößen der Faser-Halbzeuge werden üblicherweise auf die Masse bezogen. Dabei ist die Feinheit bei Rovings in *tex*, d.h. Masse/Länge (Einheit g/km), bei Geweben als *Flächengewicht*, d.h. Masse/Fläche (Einheit g/m²) angegeben. Um festzulegen, wie viele Roving- oder Gewebeschichten notwendig sind, um die

gewünschte Gesamtwanddicke zu erreichen, muss der Konstrukteur vorab die Dicke der Einzelschicht (layer thickness) ermitteln. Die Dicke einer einzelnen *UD-Rovingschicht* – hierbei muss die Breite b , mit der sich der matrixgetränkte Roving bei der Verarbeitung ablegt, vorab durch einen Versuch bestimmt werden – errechnet sich aus der vom Faserhersteller angegebenen Roving-Feinheit zu:

$$t_{\text{Verbund}} = \frac{t_f}{\varphi} = \frac{A_f}{b \cdot \varphi} = \frac{V_f}{L \cdot b \cdot \varphi} = \frac{1}{\rho_f} \cdot \left(\frac{m_f}{L} \right) \cdot \frac{1}{b \cdot \varphi} \quad (6.7)$$

$$\left(\frac{m_f}{L} \right) = \text{Roving-Feinheit in tex, d.h. in g/km}$$

A_f = Querschnitt des Faseranteils des Rovings

V_f = Faservolumen

Häufig liegt der Fall vor, dass ein errechneter, geforderter Querschnitt A_{soll} mit Rovings gefüllt werden muss, z.B. im Gurt eines Flugzeugholms oder einer Schlaufe. Gl. 6.7 lässt sich leicht umschreiben, um eine benötigte Rovingzahl n an die Fertigungsabteilung zu übermitteln:

$$n = A_{\text{soll}} \cdot \frac{\rho_f \cdot \varphi}{\left(\frac{m_f}{L} \right)} \quad (6.8)$$

Für die gängigsten Roving-Feinheiten sind die Querschnitte in Abb. 6.3 aufgetragen. Gut merkbar ist, dass die Rovingquerschnitte der am häufigsten eingesetzten Feinheiten, C-Faser-Rovings mit 12 k und Glasfaser-Rovings mit 1200 tex, gleich groß sind.

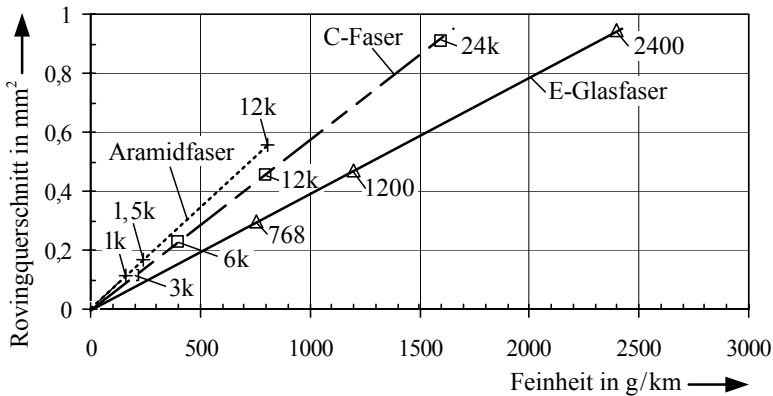


Abb. 6.3. Rovingquerschnitte in Abhängigkeit von der Strangfeinheit

Die Dicke einer einzelnen *Gewebe-* oder *Geleges*chicht errechnet sich aus dem Flächengewicht zu:

$$t_{\text{Verbund}} = \frac{A_f}{b \cdot \varphi} = \frac{V_f}{L \cdot b \cdot \varphi} = \frac{1}{\rho_f} \cdot \left(\frac{m_f}{L \cdot b} \right) \cdot \frac{1}{\varphi} \quad (6.9)$$

$$\left(\frac{m_f}{L \cdot b} \right) = \text{Flächengewicht des ungetränkten Gewebes}$$

Gl. 6.9 umgestellt lässt sich nutzen, um bei vorgegebener Sollwanddicke eines Laminats t_{soll} die zur Lastaufnahme notwendige und von der Fertigungsabteilung zu stapelnde Anzahl von Gewebe- oder Gelegeschichten zu bestimmen:

$$n = t_{\text{soll}} \cdot \varphi \cdot \frac{\rho_f}{\left(\frac{m_f}{L \cdot b} \right)} \quad (6.10)$$

6.4 Benötigte Matrixmenge

Nachdem der Konstrukteur die entscheidende Größe – die benötigte Fasermenge – ermittelt hat, legt er für die Fertigungsabteilung die Matrixmenge fest, damit der vorgesehene Faservolumenanteil im Mittel eingehalten wird. Vorab ist der Faser-volumenanteil in den rel. Faser-Massenanteile ψ und den rel. Matrix-Massenanteile $(1-\psi)$ umzurechnen:

$$\psi = \frac{\rho_f \cdot \varphi}{\rho_f \cdot \varphi + \rho_m (1 - \varphi)} \quad (6.11)$$

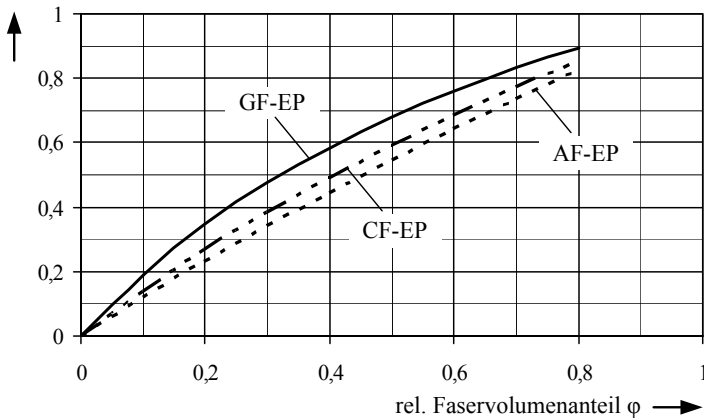


Abb. 6.4. Zusammenhang zwischen dem rel. Faservolumen- und dem rel. Faser-massenanteil (gerechnet für die Dichte eines Epoxidharzes $\rho_m = 1,2 \text{ g/cm}^3$)

Um eine Vorstellung von den quantitativen Größenordnungen zu geben, ist in Abb. 6.4 der nichtlineare Zusammenhang zwischen dem rel. Faservolumen- und dem rel. Fasermassenanteil dargestellt.

Die für das Laminat zugeschnittene Fasermasse m_f wird gewogen oder aus dem Längen- bzw. Flächengewicht errechnet. Die für einen bestimmten Faservolumenanteil benötigte Matrixmasse m_m errechnet sich dann aus:

$$\frac{m_m}{m_f} = \frac{(1-\psi)}{\psi} \rightarrow m_m = m_f \cdot \frac{\rho_m}{\rho_f} \cdot \frac{(1-\phi)}{\phi} \quad (6.12)$$

6.5 Mischpreis

Um verschiedene Faser-Matrix-Kombinationen preislich miteinander vergleichen oder um Kalkulationen durchführen zu können, muss der sogenannte *Mischpreis* d.h. der Verbundpreis/Masse errechnet werden. Die Preise der Einzelkomponenten – wie z.B. Gewebe – liegen üblicherweise massebezogen vor. Damit errechnet sich der Mischpreis entsprechend der i relativen Massenanteile der Einzelkomponenten nach der Mischungsregel:

$$\frac{\text{Mischpreis}}{\text{Masse}} = \sum_{i=1}^n \text{rel. Massenanteil}_i \cdot \left(\frac{\text{Preis}}{\text{Masse}} \right)_i \quad (6.13)$$

Im meist vorliegenden Zweikomponenten-Fall von Fasern und Matrix vereinfacht sich Gl. 6.13 und der Mischpreis ergibt sich aus:

$$\frac{\text{Mischpreis}}{\text{Masse}} = \psi \cdot \left(\frac{\text{Faserhalbzeugpreis}}{\text{Masse}} \right) + (1-\psi) \cdot \left(\frac{\text{Matrixpreis}}{\text{Masse}} \right) \quad (6.14)$$

Literatur

- 6.1 Freeman S (1982) Characterisation of Lamina and Interlaminar Damage in Graphite/Epoxy Composites by the Deply Technique In: Composite Materials: Testing and Design. ASTM STP 787, 50-62
- 6.2 Niederstadt G, Däppen W (1973) Verarbeitungs- und Fertigungsfragen von Kohlenstoffaserverstärkten Kunststoffen (KFK). Kunststoff-Rundschau 20, 353-359

Normen

- 6.3 DIN EN 2564 (1998) Kohlenstoffaser-Lamine. Bestimmung der Faser-, Harz- und Porenanteile

- 6.4 DIN 53 479 (1976) Prüfung von Kunststoffen und Elastomeren: Bestimmung der Dichte
- 6.5 DIN 65569 (1992) Verstärkungsfasern. Bestimmung der Dichte von Filamentgarnen. Auftriebsverfahren
- 6.6 DIN EN ISO 1172 (1998) Prepregs, Formmassen und Lamine: Bestimmung des Textilglas- und Mineralfüllstoffgehalts

Das Werkstoffgesetz der Unidirektionalen Schicht

7 Das lineare Elastizitätsgesetz der UD-Schicht

Ziel der folgenden Kapitel ist die Spannungs- und Verformungsanalyse von Laminaten. Dem Weg hierzu liegt folgende Logik zugrunde:

- Da es sich bei der Laminattheorie um ein statisch unbestimmtes Problem handelt, reicht die Statik – d.h. Gleichgewichtsbeziehungen – allein nicht aus. Es muss Elasto-Statik betrieben werden.
- Elasto-Statik bedeutet: Die dem Werkstoff innewohnenden Abhängigkeiten zwischen Spannungen und Verzerrungen – das Stoffgesetz – ist zusätzlich einzubeziehen. Der allgemeine Oberbegriff Stoffgesetz umfasst sowohl Festkörper als auch Fluide. Da hier die Faserverbunde als Werkstoffe begriffen werden, wird der Begriff Stoffgesetz enger gefasst und als Werkstoffgesetz präzisiert. Mechanisch wird ein Werkstoff also durch sein Werkstoffgesetz charakterisiert.
- Eine bewährte Methode ist es, das Werkstoffgesetz eines Laminats *nicht* experimentell am Laminat zu bestimmen, sondern es aus den Werkstoffgesetzen der Einzelschichten mathematisch zusammenzusetzen. Dies bietet vor allem den Vorteil, dass eine umfangreichere *Laminat-Optimierung* kostengünstig – ohne experimentellen Aufwand – am Rechner durchgeführt werden kann.
- Zwischenziel ist es daher also, zunächst einmal das Werkstoffgesetz der UD-Schicht zu entwickeln, konkreter, das lineare Elastizitätsgesetz der UD-Schicht.

7.1 Definitionen

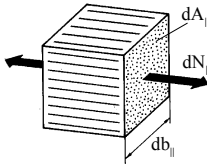
7.1.1 Begriff des Flusses und der Spannung

Die in einer Struktur herrschenden inneren Kräfte, die z.B. durch äußere Kräfte hervorgerufen werden, gibt man gewöhnlich bezogen an. Eine Möglichkeit – insbesondere bei dünnwandigen Bauteilen – ist es, sie auf die Querschnittsbreite zu beziehen. Man erhält die sogenannten Flüsse. Diese haben den Charakter innerer Streckenlasten. Die bekanntere Variante ist es, die inneren Kräfte auf die Querschnittsfläche zu beziehen. Man erhält die Spannungen. Sie stellen innere Flächenlasten dar.

In einer UD-Schicht entspricht der Fluss- und Spannungsbegriff jedoch nicht der physikalischen Realität. Real, d.h. mikromechanisch betrachtet, liegt auch z.B. bei einfacher einachsiger Belastung in den Fasern und der Matrix ein relativ komplexer, *inhomogener* Spannungszustand vor. Um trotzdem die in der technischen Mechanik gebräuchlichen Begriffe Fluss und Spannung verwenden zu können,

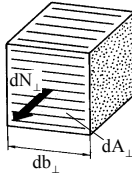
verfolgt man nicht die mikromechanische, sondern die makromechanische Betrachtungsweise. Die UD-Schicht wird modellhaft als homogenes Kontinuum betrachtet („Versmieren“ der Fasern). Die makromechanischen Flüsse und Spannungen entsprechen also *nicht* der realen mikromechanischen Beanspruchung, sind demzufolge nur *Definition*.

- Normalkraftflüsse n und Normalspannungen σ mit Wirkrichtung *normal* zur Breite db , bzw. Fläche dA



$$\text{Längs-Normalkraftfluss: } n_{||} = \frac{dN_{||}}{db_{||}}$$

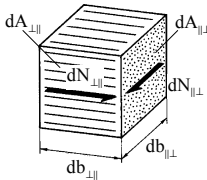
$$\text{Längs-Normalspannung: } \sigma_{||} = \frac{dN_{||}}{dA_{||}}$$



$$\text{Quer-Normalkraftfluss: } n_{\perp} = \frac{dN_{\perp}}{db_{\perp}}$$

$$\text{Quer-Normalspannung: } \sigma_{\perp} = \frac{dN_{\perp}}{dA_{\perp}}$$

- Schubflüsse n und Schubspannungen τ mit Wirkrichtung *tangential* zur Breite db , bzw. Fläche dA

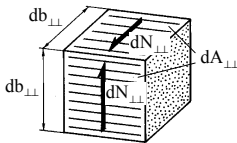


$$\text{Quer-Längs-Schubfluss: } n_{\perp||} = \frac{dN_{\perp||}}{db_{\perp||}}$$

$$\text{Längs-Quer-Schubfluss: } n_{||\perp} = \frac{dN_{||\perp}}{db_{||\perp}}$$

$$\text{Quer-Längs -Schubspannung: } \tau_{\perp||} = \frac{dN_{\perp||}}{dA_{\perp||}}$$

$$\text{Längs-Quer -Schubspannung } \tau_{||\perp} = \frac{dN_{||\perp}}{dA_{||\perp}}$$



$$\text{Quer-Quer-Schubfluss: } n_{\perp\perp} = \frac{dN_{\perp\perp}}{db_{\perp\perp}}$$

$$\text{Quer-Quer -Schubspannung: } \tau_{\perp\perp} = \frac{dN_{\perp\perp}}{dA_{\perp\perp}}$$

Innere Schnittlasten belegt man mit Großbuchstaben, hier mit N . Ihre Wirkrichtung kennzeichnet man durch Indizes. Um zu verdeutlichen, dass die inneren Kräfte bezogen werden, verwendet man Kleinbuchstaben, bzw. griechische Buchstaben. Die in der UD-Schicht wirkenden Flüsse sind als Differenzialquotient

„Kraft/Breite“ definiert. Sie werden mit einem kleinen „n“ belegt. Spannungen als Differenzialquotient „Kraft/Fläche“ werden mit „ σ “ oder „ τ “ gekennzeichnet. Desweiteren unterscheidet man die Wirkrichtung von Kräften, Flüssen und Spannungen, d.h. ob sie als normal oder tangential (Schub) zur Wirkfläche wirken:

Da Momentengleichgewicht herrscht, sind die Schubflüsse, bzw. Schubspannungen paarweise einander zugeordnet und gleich groß.

Flüsse und Spannungen werden wie folgt indiziert:

- 1. Index: Normalenrichtung der Fläche, in der die Kraft, der Fluss oder die Spannung wirkt.
- 2. Index: Richtung der Kraft, des Flusses oder der Spannung.

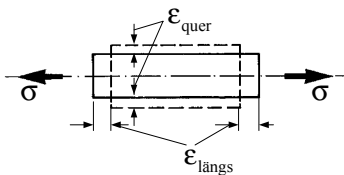
Korrekt wäre es, Flüsse und Spannungen immer mit beiden Indizes zu versehen. Da bei Normalkraftflüssen und -spannungen die Normalenrichtung der Fläche und die Krafrichtung identisch sind – d.h. die Indizes sind gleich – lässt man der einfacheren Schreibweise halber und da die Aussage eindeutig ist den zweiten Index weg. Nur bei Schub ist die Doppel-Indizierung unabdingbar.

7.1.2 Begriff der Verzerrung

Die Normalspannungen $\sigma_{\parallel}$ und $\sigma_{\perp}$ rufen im natürlichen Koordinatensystem der UD-Schicht *Dehnungen* $\epsilon_{\parallel}$ und $\epsilon_{\perp}$ in den jeweiligen Beanspruchungsrichtungen hervor. Eine Schubspannung $\tau_{\perp\perp}$ bewirkt eine *Schiebung* $\gamma_{\perp\perp}$ und eine Schubspannung $\tau_{\perp\parallel} = \tau_{\parallel\perp}$ eine *Schiebung* $\gamma_{\perp\parallel} = \gamma_{\parallel\perp}$. Dehnungen und Schiebungen fallen unter dem Oberbegriff *Verzerrungen*. Negative Dehnungen werden häufig auch als Stauchung bezeichnet.

7.1.3 Begriff der Querkontraktionszahl

Wird ein Werkstoffelement durch eine Normalspannung belastet, so folgt dieser Belastung eine Dehnung in Belastungsrichtung. Mit der Längsdehnung sind bei praktisch allen Werkstoffen Querdehnungen gekoppelt. Die Koppelung zwischen Quer- und Längsdehnung wird durch das Verhältnis, die Querkontraktionszahl (*Poisson's ratio*) ausgedrückt:



Querkontraktionszahl:
$$\nu_{\text{quer längs}} = - \frac{\epsilon_{\text{quer}}}{\epsilon_{\text{längs}}}$$

Da eine der beiden Querdehnungen negativ ist, wird die Querkontraktionszahl ebenfalls negativ. Sie wird per definitionem zur positiven Zahl gemacht, daher mit

einem Minuszeichen versehen [7.1]. Indiziert wird im deutschsprachigen in der Reihenfolge Wirkung–Ursache, d.h.:

- 1. Index: *Wirkung*, d.h. Richtung der Querdehnung
- 2. Index: *Ursache*, d.h. Richtung der primären Dehnung, die der angelegten Kraft folgt.

Es ist darauf zu achten, dass in der amerikanischen Nomenklatur – meist begegnet einem dies bei Finite-Elemente-Programmen – auch in umgekehrter Reihenfolge indiziert wird. Dies muss auch für internationale Veröffentlichungen beachtet werden.

Die UD-Schicht weist nicht nur eine Querkontraktionszahl auf – wie isotrope Werkstoffe – sondern drei: $\nu_{\perp\parallel}$, $\nu_{\parallel\perp}$ und $\nu_{\perp\perp}$.

7.1.4 Begriff des Elastizitätsmoduls

Der Zusammenhang zwischen Spannungen und Verzerrungen ist im Fall linearer, idealer Elastizität durch eine Konstante, durch einen Proportionalitätsfaktor gegeben. Er wird bei einachsiger Normalbeanspruchung Elastizitätsmodul E , abgekürzt E -Modul, genannt und bei Schubbeanspruchung Schubmodul G . Zur vollständigen Beschreibung des elastischen Verhaltens der UD-Schicht werden neben den drei Querkontraktionszahlen zwei Elastizitätsmoduln und zwei Schubmoduln benötigt: $E_{\parallel}$, $E_{\perp}$ sowie $G_{\perp\parallel}$ und $G_{\perp\perp}$.

7.1.5 Vorzeichenregelung

Die Vorzeichenregelung wird wie in der technischen Mechanik üblich getroffen:

- Flüsse und Spannungen sind dann positiv, wenn sie auf positiven Schnittebenen wirken und in positive Richtung weisen. Zug wird mit „+“ indiziert ($n_{\parallel}^+$, $n_{\perp}^+$, $\sigma_{\parallel}^+$, $\sigma_{\perp}^+$) und Druck mit „–“ ($n_{\parallel}^-$, $n_{\perp}^-$, $\sigma_{\parallel}^-$, $\sigma_{\perp}^-$). Die Schnittebenen werden durch ihre Normalenrichtung gekennzeichnet.
- Da die Wirkung von Schubflüssen und Schubspannungen unabhängig vom Vorzeichen ist, werden sie meist nicht mit „+“ oder „–“ indiziert. Bei Festigkeitsbetrachtungen ist die Wirkrichtung jedoch unbedingt zu beachten!
- Positive (negative) Spannungen führen zu positiven (negativen) Verzerrungen. Positive (negative) Dehnungen $\epsilon_{\parallel}$ und $\epsilon_{\perp}$ führen zu einer Verlängerung (Verkürzung) des Elements in der $\parallel$ -Richtung bzw. $\perp$ -Richtung. Eine positive (negative) Schiebung $\gamma_{\perp\perp}$ bzw. $\gamma_{\perp\parallel} = \gamma_{\parallel\perp}$ wird durch eine positive (negative) Schubspannung $\tau_{\perp\perp}$ bzw. $\tau_{\perp\parallel} = \tau_{\parallel\perp}$ bewirkt.

7.1.6 Zur Indizierung

Die dargestellte *physikalische* Indizierung, die auf den natürlichen Koordinatenrichtungen der UD-Schicht $\parallel, \perp$ basiert, ist nur im deutschsprachigen Raum verbreitet. Sie stammt aus dem Holzbau. Weltweit hat es sich jedoch durchgesetzt, die drei Koordinatenrichtungen einer UD-Schicht mit 1,2,3 zu indizieren. Diese Schreibweise eignet sich besser für die Matrizenrechnung und die Rechnerprogrammierung. Sie soll im Folgenden zur Beschreibung von Spannungen und Verformungen an UD-Schichten verwendet werden, da insbesondere bei der Festigkeitsanalyse die $\parallel, \perp$ -Indizierung nicht immer eindeutig ist.

Wenn allerdings die physikalische Indizierung verwendet wird, so soll dies weniger als Fluss oder Spannung im Sinne einer wirkenden Belastung, sondern als Art der Werkstoff-*Beanspruchung* verstanden werden.

7.1.7 Die Definitionen von „elastisch“ und „linear elastisch“

Elastisch heißt, dass ein Be- und Entlastungszyklus ohne bleibende Verformung bleibt. *Ideal elastisch* bedeutet, dass einer Spannung unmittelbar ohne Zeitverzögerung die zugehörige Verzerrung folgt; der Momentanwert einer Verformung hängt nur vom Momentanwert der Spannung ab. Be- und Entlastung verlaufen dann auf dem gleichen Kurvenzug. Ein Werkstoffverhalten als ideal elastisch zu charakterisieren heißt, es gegen ein Verhalten abzugrenzen, das durch eine kleine innere Dämpfung gekennzeichnet ist, bei der ein Teil der von äußeren Kräften geleisteten Arbeit als Verlustarbeit verloren geht. Die gesamte Verformungsarbeit wird also als elastische Energie gespeichert und kann bei Entlastung vollständig zurück gewonnen werden.

Linear – auf das Werkstoff-Verhalten bezogen – bedeutet, dass die Proportionalität zwischen Spannungen und Verzerrungen durch eine Konstante gegeben ist. Obwohl im Arbeitsalltag eines Konstrukteurs bei den üblichen Konstruktions-Werkstoffen überwiegend von linearem, ideal elastischem Werkstoffverhalten ausgegangen wird, sollte man sich darüber im Klaren sein, dass ein derartiges Werkstoffverhalten ein Sonderfall ist. Liegt nichtlineares Werkstoffverhalten vor, so versucht man oft, es stückweise zu linearisieren.

7.2 Einordnung des Elastizitätsgesetzes der UD-Schicht

Ein Werkstoff wird mechanisch durch sein Werkstoffgesetz charakterisiert. Es beschreibt den Zusammenhang zwischen Spannungen und Verzerrungen. Sind die Voraussetzungen linearer, idealer Elastizität gegeben, so kann man den allgemeinen Begriff Werkstoffgesetz als *lineares Elastizitätsgesetz* präzisieren. Eine häufig verwendete, äquivalente Kennzeichnung ist es zu formulieren: „Der Werkstoff gehorcht dem *Hookeschen Gesetz*“ (*Hooke's law*).

An einem Werkstoff-Volumenelement mit den drei Raumrichtungen 1,2,3 greifen im allgemeinen Fall 9 verschiedene Spannungen an, 3 Normalspannungen $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ und 6 Schubspannungen $\tau_{23}, \tau_{32}, \tau_{13}, \tau_{31}, \tau_{12}, \tau_{21}$ (Abb. 7.1). Sie sind im Fall linearer, idealer Elastizität über 81 Konstanten mit den Verzerrungen gekoppelt. Bei den Konstanten handelt es sich um Steifigkeiten oder Nachgiebigkeiten, wobei auch immer das Querkontraktionsverhalten mit einbezogen wird.

Liegen im Werkstoff Symmetrien vor, so reduziert sich entsprechend ihrer Anzahl der Grad der Anisotropie. Einige Konstanten sind dann identisch. Das sich mit unterschiedlichen Symmetrien ändernde Werkstoffverhalten wird häufig mit Begriffen aus der Kristallographie (Einkristall) belegt.

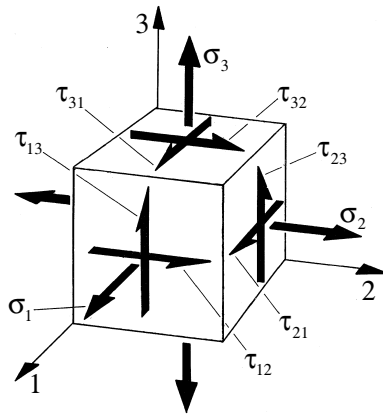


Abb. 7.1. Werkstoff-Volumenelement mit den zugehörigen Spannungen

7.2.1 Triklone Anisotropie

Im allgemeinen Fall liegt triklone Anisotropie, d.h. vollständige Anisotropie vor. Da die Schubspannungen auf einer Schnittebene aufgrund des Momentengleichgewichts paarweise einander zugeordnet sind, reduziert sich deren Anzahl auf 3. Mit nunmehr 6 Spannungen werden noch 36 Konstanten zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens benötigt. Die Reihenfolge der Koeffizienten folgt der Reihung der Schnittebenen. Schnittebenen werden durch ihre *Normalenrichtung* gekennzeichnet. Beispielsweise wirken in der Ebene 1 die Normalspannung σ_1 sowie die Schubspannung τ_{23} (Abb. 7.2).

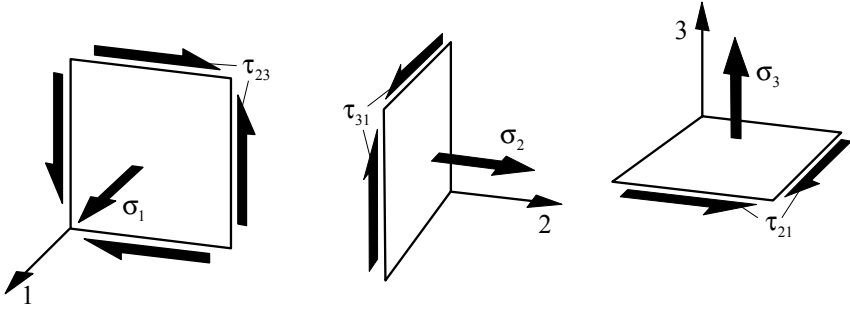


Abb. 7.2. Zur Reihenfolge der Koeffizienten im Elastizitätsgesetz

Im Fall des räumlichen Verzerrungszustands gilt:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} & S_{16} \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} & S_{26} \\ S_{31} & S_{32} & S_{33} & S_{34} & S_{35} & S_{36} \\ S_{41} & S_{42} & S_{43} & S_{44} & S_{45} & S_{46} \\ S_{51} & S_{52} & S_{53} & S_{54} & S_{55} & S_{56} \\ S_{61} & S_{62} & S_{63} & S_{64} & S_{65} & S_{66} \end{bmatrix}}_{\text{Nachgiebigkeitsmatrix } [S]} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} \quad (7.1)$$

Der dreiachsige Spannungszustand formuliert sich:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{bmatrix}}_{\text{Steifigkeitsmatrix } [C]} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} \quad (7.2)$$

Über Energiebetrachtungen kann man nachweisen, dass eine Symmetrie zur Hauptdiagonalen der Nachgiebigkeitsmatrix $[S]$, bzw. der Steifigkeitsmatrix $[C]$, existiert. Für die Koeffizienten gilt: $S_{ij} = S_{ji}$ und $C_{ij} = C_{ji}$. Die Anzahl der unabhängigen Konstanten reduziert sich somit. Der Zusammenhang zwischen den 6 Spannungen und den dazugehörigen Verzerrungen wird über 21 unabhängige Konstanten hergestellt.

Eine Besonderheit der Anisotropie ist es, dass sogenannte *Dehnungs-Schiebungs-Koppelungen* vorliegen, d.h. Normalspannungen in Richtung der Ele-

mentachsen rufen nicht nur Dehnungen, sondern auch Schiebungen hervor; Schubspannungen bewirken Schiebungen und gleichzeitig Dehnungen.

7.2.2 Monokline Anisotropie

Liegt eine Symmetrieebene vor (Abb. 7.3), so reduziert sich die Anzahl der unabhängigen Konstanten auf 13 und es liegt der Fall der monoklinen Anisotropie vor. Dehnungen und Schiebungen sind teilweise entkoppelt.

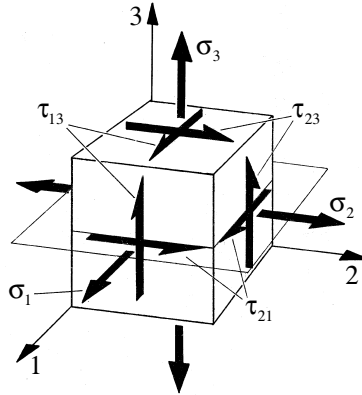


Abb. 7.3. Monokline Anisotropie bei Existenz einer Symmetrieebene

7.2.3 Orthotropie

Für den Fall, dass 3 orthogonal zueinander stehende Symmetrieebenen vorliegen, werden nur noch 9 unabhängige Konstanten zur Formulierung des Elastizitätsgesetzes benötigt. Es liegt die sogenannte rhombische Anisotropie oder Orthotropie vor (Abb. 7.4). Sie weist drei Vorzugsrichtungen auf. Diese liegen normal zu den Symmetrieebenen. Normalspannungen und Schiebungen sowie Schubspannungen und Dehnungen sind infolge der Symmetrien vollständig *entkoppelt*:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix}}_{\text{Nachgiebigkeitsmatrix } [S]} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} \quad (7.3)$$

Es bleibt nur die immer vorhandene Koppelung der Quer- mit den Längsdehnungen, deren Verhältnis mittels der Querkontraktionszahlen beschrieben wird. Die Steifigkeiten bzw. Nachgiebigkeiten, Querkontraktionszahlen, thermischen Dehnungen usw. in den drei Orthotropierichtungen sind im Allgemeinen unterschiedlich groß.

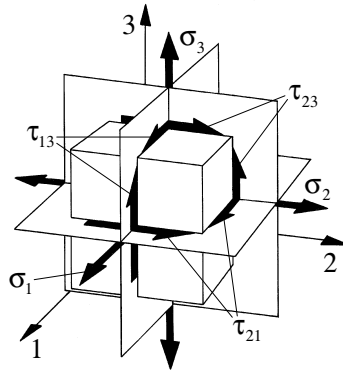


Abb. 7.4. Kennzeichen der Orthotropie: Drei senkrecht zueinander orientierte Symmetrieebenen und die daraus resultierende Entkoppelung von Dehnungen und Schiebungen

7.2.4 Transversale Isotropie

Einen Sonderfall der Orthotropie stellt die transversale Isotropie dar. Die UD-Schicht eines Faser-Kunststoff-Verbunds gehört zu den transversal isotropen Werkstoffen (lat.: transversal = senkrecht zur Ausbreitungsrichtung). Die isotrope Ebene liegt normal zur Faserlängsrichtung. Isotrop heißt, dass senkrecht zu einer isotropen Ebene unendlich viele Symmetrieebenen existieren. In dieser Ebene gibt es keine Vorzugsrichtungen mehr. Auf allen Schnitten normal zu der isotropen Ebene liegen gleiche Eigenschaften vor (Abb. 7.5). Dies gilt natürlich nur für eine ideale UD-Schicht mit homogener Faserverteilung.

Damit lautet das *räumliche Elastizitätsgesetz der UD-Schicht* (Hooke's law of a UD-lamina) in Matrixschreibweise:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{23} & S_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} \end{bmatrix}}_{\text{Nachgiebigkeitsmatrix } [S]} \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} \quad (7.4)$$

Meist notiert man das Elastizitätsgesetz mit sogenannten *Ingenieurskonstanten*, den Elastizitätsmoduln E (*Young's modulus*), den Schubmoduln G (*shear modulus*) und den Querkontraktionszahlen ν (*Poisson's ratio*):

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} \frac{1}{E_{\parallel}} & \frac{-\nu_{\parallel\perp}}{E_{\perp}} & \frac{-\nu_{\parallel\perp}}{E_{\perp}} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} & \frac{1}{E_{\perp}} & \frac{-\nu_{\perp\parallel}}{E_{\perp}} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} & \frac{-\nu_{\perp\parallel}}{E_{\perp}} & \frac{1}{E_{\perp}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{\perp\perp}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{\perp\parallel}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \end{bmatrix}}_{\text{Nachgiebigkeitsmatrix [S]}} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} \quad (7.5)$$

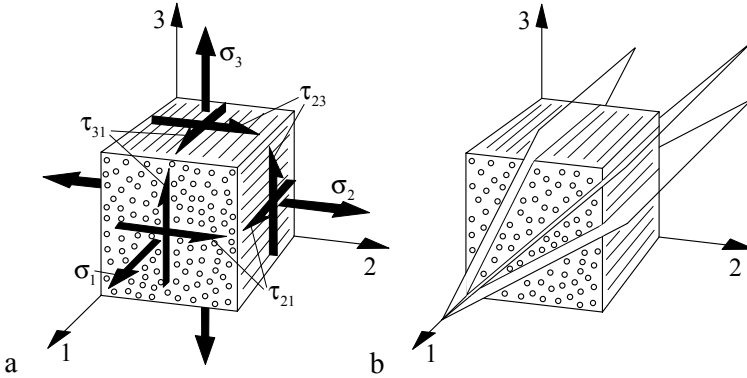


Abb. 7.5. **a** Volumenelement einer UD-Schicht **b** Demonstration der transversalen Isotropie. Isotropieebene ist die 1-Schnittebene. Auf allen Schnittebenen senkrecht zur isotropen Ebene sind – unabhängig von der Drehung des Koordinatensystems – die Eigenschaften gleich

Das Vorhandensein einer isotropen Ebene hat Auswirkungen:

- Einige Elastizitätsgrößen sind dadurch identisch: $E_2=E_3=E_{\perp}$, $G_{31}=G_{21}=G_{\perp\parallel}$ und $\nu_{31}=\nu_{21}=\nu_{\perp\parallel}$ (Abb. 7.5a).

- $G_{\perp\perp} (G_{32})$, der der isotropen Ebene zugehörige Schubmodul, hängt über die bei *Isotropie* geltenden bekannten Geometriebeziehungen mit dem Elastizitätsmodul und der Querkontraktionszahl dieser Ebene zusammen:

$$G_{\perp\perp} = \frac{E_{\perp}}{2(1+\nu_{\perp\perp})} \quad (7.6)$$

Aus der oben schon angesprochenen Symmetrie der Steifigkeits- oder Nachgiebigkeitsmatrix – Basis ist eine Energiebetrachtung (*Maxwell-Betti*) – ergibt sich folgender Zusammenhang:

$$\frac{E_{\parallel}}{\nu_{\perp\parallel}} = \frac{E_{\perp}}{\nu_{\parallel\perp}} \quad (7.7)$$

Man sieht, dass bei ebenem Spannungszustand nur *eine* Querkontraktionszahl bestimmt werden muss, die andere lässt sich aus Gl. 7.7 errechnen.

Im Falle der transversalen Isotropie – also der UD-Schicht – sind nicht mehr wie im orthotropen Fall 9 sondern nur noch 5 *unabhängige* Elastizitätsgrößen zu bestimmen. Die unabhängigen Größen werden *Grund-Elastizitätsgrößen* genannt. Dies sind:

- die zwei Elastizitätsmoduln $E_{\parallel}$ und $E_{\perp}$
- ein Schubmodul $G_{\perp\parallel}$
- sowie zwei Querkontraktionszahlen $\nu_{\perp\parallel}$ und $\nu_{\parallel\perp}$.

Dies gilt für den räumlichen Fall, also für ein Werkstoff-*Volumenelement*. Im ebenen Fall – d.h. einem Werkstoff-*Scheibenelement* – wird $\nu_{\perp\perp}$ nicht benötigt. Es müssen nur 4 Grund-Elastizitätsgrößen bestimmt werden. Methoden zur Ermittlung der Grund-Elastizitätsgrößen finden sich in Kapitel 8.

Häufig findet man anstelle der obigen Matrixschreibweise auch die Tensorschreibweise. In diesem Fall ist zu beachten, dass die Ingenieurgröße der Schiebung als Dehnung der Hauptdiagonalen – das ist die Hauptdehnung eines Werkstoff-Elements – beschrieben wird:

$$\varepsilon = 1/2 \gamma \quad (7.8)$$

Daher findet sich in den linearen Koeffizienten der Transformationsmatrix der Verzerrungen als Unterschied zur Transformationsmatrix der Spannungen zusätzlich der Faktor $1/2$.

Für einen vollständig isotropen Werkstoff genügen zwei unabhängige Konstanten, um das Elastizitätsgesetz zu formulieren: E und ν .

7.2.5 Definition des Orthotropiegrads

Laminate werden fast immer orthotrop eingestellt. Eine für viele elasto-statische Analysen von orthotropen Werkstoffen wichtige *Kennzahl* ist das Verhältnis der

Längs- zu Quereigenschaften, der sogenannte *Orthotropiegrad*. Häufig z.B. ist es das Verhältnis Längssteifigkeit zu Quersteifigkeit, im Fall der UD-Schicht also $E_{\parallel}/E_{\perp}$, im Fall eines MSV $\hat{E}_x/\hat{E}_y$ ($\wedge$ = „Dach“ bedeutet, dass die Größe nicht auf die Einzelschicht, sondern auf den gesamten MSV bezogen wird). Die Kennzahl lässt sich auch bei anderen Eigenschaften aufstellen, beispielsweise als Orthotropiegrad der thermischen Ausdehnung einer UD-Schicht $\alpha_{T\parallel}/\alpha_{T\perp}$ oder als Verhältnis der Festigkeiten längs/quer $R_{\parallel}^+/R_{\perp}^+$.

Normen

- 7.1 DIN 13316 (1980) Mechanik ideal elastischer Körper. Begriffe, Größen, Formelzeichen

8 Bestimmung der Grund-Elastizitätsgrößen einer UD-Schicht

Um das Elastizitätsgesetz der UD-Schicht aufstellen zu können, sind für den ebenen Spannungsfall *vier* ($E_{\parallel}$, $E_{\perp}$, $G_{\perp\parallel}$, $\nu_{\perp\parallel}$) und für den räumlichen Fall *fünf* ($E_{\parallel}$, $E_{\perp}$, $G_{\perp\parallel}$, $\nu_{\perp\parallel}$, $\nu_{\perp\perp}$) voneinander unabhängige *Grund-Elastizitätsgrößen* zu bestimmen. Es gibt vier Möglichkeiten, sich diese Daten zu beschaffen:

- Man verwendet ein weit verbreitetes Faser-Matrix-System, von dem die Daten aus der Literatur bekannt sind.
- Für *Vorauslegungen* kann man Daten ähnlicher Systeme übernehmen.
- Die dritte Variante besteht darin, sich die Grund-Elastizitätsgrößen aus mikro-mechanischen Formeln zu bestimmen. Das rechnerische Vorgehen hat vor allem den Vorteil, Parameter- und Werkstoffvariationen einfach und rasch durchführen zu können. Die Daten dazu werden z.B. den Technischen Informationen der Faser- und Matrixhersteller entnommen. Für *Vorauslegungen* ist die Genauigkeit ausreichend.
- Die genaueste Wiedergabe der Realität, die sichersten Daten, liefert das Experiment, d.h. Versuche an UD-Probekörpern. Einflüsse, die bei einer mechanischen Modellierung einer UD-Schicht kaum alle berücksichtigt werden können, finden sich hier wieder. Dies sind beispielsweise:
 - Fertigungseinflüsse: Die Faserverteilung ist abhängig vom Faservolumenanteil und damit z.B. vom Pressdruck bei der Herstellung des Laminats. Je höher der Pressdruck ausfällt, um so ist höher der Faservolumenanteil. Je höher der Faservolumenanteil ist, desto gleichförmiger wird die Faserverteilung. Außerdem verringert ein hoher Pressdruck den Porenanteil.
 - die Anisotropie von Fasern, die an der Einzelfaser kaum exakt messbar ist.
 - Einflüsse der Temperatur und des Feuchtegehalts
 - die Nichtlinearität der Spannungs-Verzerrungskurven. Die Grund-Elastizitätsgrößen sind eigentlich keine Konstanten, sondern können nur im Anfangsbereich linearisiert werden.

Die experimentelle Bestimmung der Grund-Elastizitätsgrößen ist kostspielig, insbesondere wenn man die Ergebnisse statistisch absichern will. Das Experiment wird aber in den meisten Fällen ohnehin notwendig, da bei den Versuchen üblicherweise nicht nur die Steifigkeiten, sondern *gleichzeitig* auch die Festigkeitswerte der UD-Schicht ermittelt werden. Letztere können sinnvollerweise *nur* durch Versuche bestimmt werden. Eine Berechnung, z.B. aus den Festigkeiten der Einzelkomponenten, ist unzuverlässig. Der experimentelle Weg ist auch immer

dann zu wählen, wenn in größerem Umfang mit einer ausgewählten Faser-Matrix-Kombination gearbeitet werden soll. Da dann ohnehin aufwändige Qualifikationsprogramme an Proben und Bauteilen durchgeführt werden müssen, ist es nur konsequent, auch die wichtigsten Eingangsdaten für die Analyse so exakt wie möglich zu bestimmen.

8.1 Zur experimentellen Bestimmung der Grund-Elastizitätsgrößen

Faserverbund-Konstruktionen sind überwiegend dünnwandig gestaltet, so dass man meist davon ausgehen kann, dass ein ebener Spannungszustand vorliegt. Dementsprechend benötigt man zur Aufstellung des Elastizitätsgesetzes zuerst einmal nur die vier Grund-Elastizitätsgrößen $E_{||}$, $E_{\perp}$, $G_{\perp||}$ und $\nu_{\perp||}$.

8.1.1 Zu $E_{||}$

$E_{||}$ wird selten experimentell bestimmt. Dafür gibt es mehrere Gründe:

- Der wesentliche Grund liegt darin, dass sich diese Elastizitätsgröße recht exakt berechnen lässt. Insofern kann man sich den experimentellen Aufwand sparen.
- Dieser Wert wird von den Faserherstellern als einer der wichtigsten immer angegeben.
- Primäres Ziel von Versuchen sind die Festigkeitswerte. Die Elastizitätsgrößen fallen eher als „Nebenprodukt“ an. Die Festigkeit parallel zur Faserichtung, z.B. die Zugfestigkeit $R_{||}^{+}$, ist jedoch nicht einfach zu messen. Die erste Schwierigkeit besteht schon darin, die Probekörper so einzuspannen, dass das Versagen nicht durch die Zusatzbelastungen der Einspannung induziert wird. Ein neues, sehr präzises Verfahren wird in [8.8] vorgestellt. Im Übrigen lässt sich nicht nur $E_{||}$ sondern auch die Zugfestigkeit $R_{||}^{+}$ recht genau berechnen. Dies gilt allerdings nicht für die faserparallele Druckfestigkeit $R_{||}^{-}$.

8.1.2 Zu $E_{\perp}$ und $G_{\perp||}$

Eine rechnerische Bestimmung der E-Moduln $E_{\perp}$ und $G_{\perp||}$ hingegen ist mit größeren Unsicherheiten verbunden. Es empfiehlt sich für genaue Dimensionierungen die Spannungs-Verzerrungs-Kurven $E_{\perp}=f(\sigma_{\perp})$ und $G_{\perp||}=f(\tau_{\perp||})$ experimentell zu ermitteln, da ohnehin die zugehörigen Festigkeitswerte $R_{\perp}$ und $R_{\perp||}$ kaum berechenbar sind und daher für die Festigkeitsanalyse durch Versuche bestimmt werden müssen. Ein besonders geeignetes Verfahren zur Messung sowohl der Moduln $E_{\perp}$ und $G_{\perp||}$ als auch der zugehörigen Festigkeitswerte $R_{\perp}$ und $R_{\perp||}$ ist die Zug/Druck-Torsionsprüfmethode (Z/DT-Prüfung) [8.6]. Es handelt sich dabei um

ein Prüfverfahren, bei dem Probekörper mit Zug oder Druck und zusätzlich Torsion geprüft werden (Kapitel 16).

8.1.3 Zu $\nu_{\perp\parallel}$

Die Querkontraktionszahlen lassen sich ebenfalls recht genau rechnerisch bestimmen, falls die dazu benötigte Faser-Querkontraktionszahl bekannt ist. Allerdings ist dies bei anisotropen Fasern problematisch. Die Querkontraktion direkt z.B. an den etwa 7 μm dicken C-Fasern zu messen ist kaum machbar. Daher bleibt auch für $\nu_{\perp\parallel}$ nur die Möglichkeit, sie am Faser-Matrix-Verbund zu messen. Verwendet man dabei Dehnungsmessstreifen (DMS), so ist zu beachten, dass sie *querempfindlich* sind [8.3]. Sie erfassen nicht nur die gewünschte Dehnung, sondern zusätzlich auch Querdehnungen. Letztere setzen sich sowohl aus der Querdehnung der Gitterstränge, als aus der Dehnung der Umkehrbereiche der Messgitter zusammen. Der Einfluss der Querempfindlichkeit ist deswegen nicht zu vernachlässigen, weil die zu messende kleine Dehnung ϵ_2 von der großen Längsdehnung ϵ_1 beeinflusst wird. Die Messung ist anhand der mitgelieferten Querempfindlichkeits-Korrekturfaktoren zu korrigieren.

8.2 Bestimmung der Grund-Elastizitätsgrößen mittels Mikromechanik

Die rechnerische Bestimmung der Grund-Elastizitätsgrößen erfolgt anhand mikromechanischer Betrachtungen. Die Elastizitätsgrößen der UD-Schicht werden dabei aus den betreffenden Größen der Fasern und der Matrix bestimmt. Der besondere Vorteil analytischer, mikromechanischer Beziehungen ist es, dass man die Einfluss nehmenden Parameter kennt und weiß, wie stark sie die Eigenschaften des Verbunds beeinflussen. Der Konstrukteur kann hieraus konstruktive Maßnahmen ableiten.

Mikromechanik heißt, das mechanische Modell wird an einem repräsentativer Ausschnitt des Werkstoffs, an einer *Einheitszelle* erstellt, also einem Bereich, der sich ständig wiederholt. Das Modell steht damit stellvertretend für den gesamten Werkstoff; seine Eigenschaften werden auf die makroskopischen Verhältnisse übertragen.

Im Fall der UD-Schicht wird Mikromechanik an einer einzelnen oder höchstens an wenigen Einzelfasern und der sie umgebenden Matrix betrieben. Je nach Belastungszustand der UD-Schicht liegen – legt man ein Federmodell zugrunde – Parallel- oder Hintereinanderschaltungen von Fasern und Matrix vor. Im Allgemeinen ist das Ergebnis der mikromechanischen Analyse die *Mischungsregel*: Die Verbundeigenschaften sind eine Mischung der elastischen Eigenschaften von Fasern und Matrix. Abgemischt werden – entsprechend ihres Volumenanteils – entweder Steifigkeiten oder aber Nachgiebigkeiten.

In der Mikromechanik der UD-Schicht trifft man meist folgende idealisierten Annahmen:

- Die Fasern haben konstante Querschnitte und verlaufen exakt parallel.
- Die Fasern sind regelmäßig gepackt. Als Modell-Faseranordnungen oder Packungsmodelle kommen – unter verschiedenen Schnitten – die quadratische Packung und die hexagonale Packung in Frage (Abb. 8.1).
- Die UD-Schicht wird als Kontinuum modelliert. Die Haftung zwischen Fasern und Matrix ist vollständig. Die Berücksichtigung von Lufteinschlüssen, Rissen, reduzierter oder nicht vorhandene Faser-Matrix-Haftung ist speziellen Untersuchungen vorbehalten.
- Es werden kleine Verformungen und lineares, ideal elastisches Verhalten der Einzelkomponenten Faser und Matrix vorausgesetzt.

Real findet sich in einer UD-Schicht nie ein einziger mikromechanisch repräsentativer Bereich, d.h. überall die gleiche Packungsart. Eher ist von Kombinationen verschiedener Packungen auszugehen. Daneben gibt es matrixreiche Zonen und andere Unregelmäßigkeiten wie Poren usw. Die mikromechanische Analyse muss daher an die Realität angeglichen werden. Dazu passt man die analytische Beziehung mittels Korrekturfaktoren- oder einer Korrekturfunktion an Versuchsergebnisse an. Man erhält sogenannte *halb- oder semiempirischen Beziehungen*.

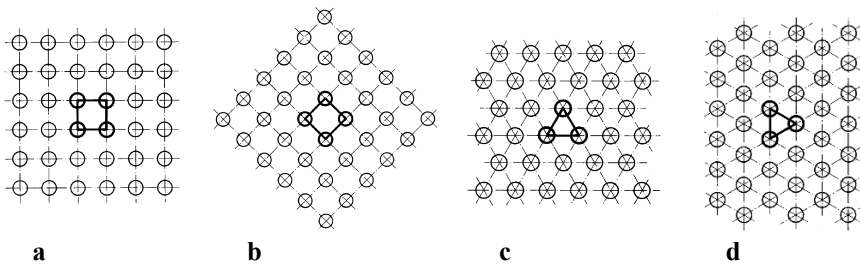


Abb. 8.1. Modell-Faserpackungen **a** Quadratische Packung **b** Quadratische Packung unter 45°-Schnitt **c** Hexagonale Packung **d** Hexagonale Packung um 90° gedreht

Anhand der Packungsmodelle lassen sich die maximal erreichbaren Faservolumenanteile ermitteln (Abb. 8.2):

$$\text{Quadratische Packung: } \varphi_{\text{quad max}} = \frac{\pi}{4} = 0,79 \quad (8.1)$$

$$\text{Hexagonale Packung: } \varphi_{\text{hex max}} = \frac{\pi}{2\sqrt{3}} = 0,91$$

Die hexagonale Packung ist dichter gepackt, erreicht also einen deutlich höheren Faservolumenanteil. Das bedeutet, dass zu höheren Faservolumenanteilen hin die hexagonale Packungsanordnung in der UD-Schicht wahrscheinlicher, d.h. ihr Anteil am Querschnitt größer wird.

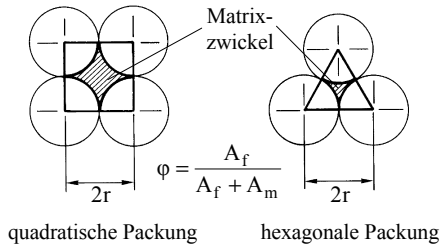


Abb. 8.2. Bestimmung des größtmöglichen Faservolumenanteils $\varphi_{\max}$

8.3 Längs-Elastizitätsmodul $E_{||}$ einer UD-Schicht

Ziel dieses Abschnitts ist es, den Längs-Elastizitätsmodul $E_{||}$ einer UD-Schicht aus den entsprechenden E-Moduln von Faser und Matrix zu berechnen. Die mikromechanische Analyse erfolgt in 3 Schritten:

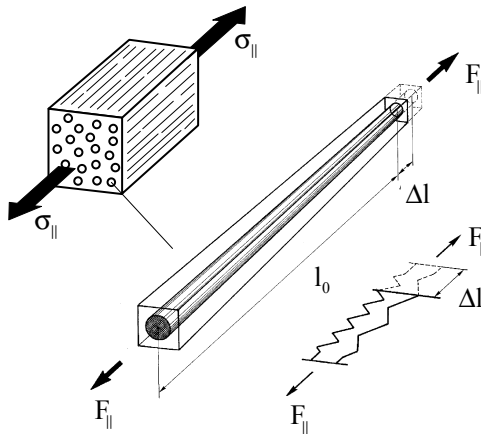


Abb. 8.3. Repräsentatives Grundelement zur Beschreibung der Längs-Belastung einer Faser und der sie umgebenden Matrix: Mikromechanisches Modell zur Herleitung des Elastizitätsmoduls $E_{||}$

1. Es wird ein repräsentatives mikromechanisches Modell erstellt (Abb. 8.3).
2. Man konstatiert das passende Federnmodell: Bei Parallelbelastung sind Fasern und Matrix *parallelgeschaltet*; die Federraten addieren sich.
3. Das Modell ist statisch unbestimmt. Damit ist eine Analyse ausschließlich mit den Mitteln der Statik – d.h. Kräfte- und Momentengleichgewicht – nicht möglich. Es muss ein elasto-statischer Ansatz gemacht werden; d.h., es wird ein

Gleichungssystem, bestehend aus den drei Gleichungen der Elasto-Statik aufgestellt: Gleichgewicht, Kinematikbeziehungen sowie Elastizitätsgesetze:

– Kräftegleichgewicht

Die äußere Kraft steht im Gleichgewicht mit den in den Einzelkomponenten herrschenden Kräften:

$$F_{\parallel} = F_f + F_m \Rightarrow \sigma_{\parallel} A_{\text{Verbund}} = \sigma_f A_f + \sigma_m A_m \quad (8.2)$$

$$\begin{aligned} A_f &= \text{Querschnitt der Faser} \\ A_m &= \text{Querschnitt der Matrix} \\ A_{\text{Verbund}} &= A_f + A_m \end{aligned}$$

– Kinematische Beziehungen

Faser und Matrix erfahren bei Parallelschaltung in Längsrichtung die gleiche Dehnung:

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \varepsilon_{\parallel} = \varepsilon_f = \varepsilon_m \quad (8.3)$$

– Elastizitätsgesetze

Die Elastizitätsgesetze von Faser und Matrix werden einachsig verwendet. Diese Vereinfachung ist eigentlich nur dann exakt, wenn die Querkontraktionszahlen von Faser und Matrix gleich groß sind ($\nu_f = \nu_m$):

$$\sigma_f = E_{f\parallel} \cdot \varepsilon_f \quad \sigma_m = E_m \cdot \varepsilon_m \quad (8.4)$$

$E_{f\parallel}$ = Elastizitätsmodul der Faser in Längsrichtung

Die Spannungen in Gl. 8.2 durch die Elastizitätsgesetze Gl. 8.4 ersetzt und Gleichsetzen der Dehnungen lt. Gl. 8.3 ergibt:

$$E_{\parallel} \cdot \varepsilon_{\parallel} \cdot A_{\text{Verbund}} = (E_{f\parallel} A_f + E_m A_m) \cdot \varepsilon_{\parallel} \quad (8.5)$$

Herauskürzen der Dehnung:

$$E_{\parallel} = E_{f\parallel} \cdot \frac{A_f}{A_{\text{Verbund}}} + E_m \cdot \frac{A_m}{A_{\text{Verbund}}} \quad (8.6)$$

Ersetzt man die relativen Querschnitte durch den rel. Faservolumenanteil φ , d.h. $A_f/A_{\text{Verbund}} = \varphi$ und $A_m/A_{\text{Verbund}} = (1 - \varphi)$, so folgt als Längs-Elastizitätsmodul (modulus of elasticity or *Young's modulus* parallel to the fibre direction):

$$E_{\parallel} = E_{f\parallel} \cdot \varphi + E_m \cdot (1 - \varphi) \quad (8.7)$$

Wie man sieht, errechnet sich der Elastizitätsmodul $E_{\parallel}$ aus einer einfachen *Mischungsregel* (rule of mixture), d.h. der Summation von Dehnsteifigkeiten, bzw. der mit dem Faservolumenanteil gewichteten E-Moduln der Einzelkomponenten.

8.3.1 Parameterdiskussion und Fazit

Wurde eine analytische Beziehung erarbeitet, so diskutiert man anschließend:

- wie stark die einzelnen Parameter das Ergebnis beeinflussen. Dazu visualisiert man die Abhängigkeiten in Diagrammen. Lediglich bei linearen Abhängigkeiten verzichtet man meist auf die grafische Darstellung.
- Identifiziert man Parameter, die quantitativ kaum von Einfluss sind, so kann man sie häufig vernachlässigen und die Beziehung vereinfachen.
- Den Konstrukteur interessiert, welche Parameter lohnenswert verändert werden können. Besonders wirkungsvoll ist es, Parameter zu gestalten, die überproportional, z.B. quadratisch eingehen.

Die Bestimmungsgleichung für den Längs-E-Modul wird einer Parameterdiskussion unterworfen. Da der Matrixmodul im Allgemeinen im Vergleich zum Fasermodul sehr klein ist – $E_m \ll E_{r||}$ – lässt sich $E_{||}$ näherungsweise auch aus $E_{||} \approx E_{r||} \cdot \varphi$ bestimmen: Dementsprechend ist der Elastizitätsmodul $E_{||}$ also sowohl dem Fasermodul als auch dem Faservolumenanteil direkt proportional.

- $E_{||} \sim E_{r||}$
- $E_{||} \sim \varphi$

Es ist zu beachten, dass die Faser- und Matrixmoduln von Parametern wie Temperatur, Feuchte usw. abhängig eingesetzt werden müssen.

Der Konstrukteur kann folgendes Fazit ziehen:

- Durch die Abmischung mit der Matrix – entsprechend des um den Matrixanteil abgeminderten Querschnitts (Gl. 8.7) – bleibt nur ein reduzierter Teil der hohen Fasersteifigkeit im Verbund erhalten. Tabelle 8.1 zeigt dies anhand charakteristischer E-Moduln verschiedener unidirektionaler Lamine.
- Es besteht die Möglichkeit – bei gegebenem Fasertyp – über die Wahl des Faservolumenanteils die faserparallele Steifigkeit $E_{||}$ einzustellen.
- Mittels eines hohen Faservolumenanteils kann man die tatsächliche, mikromechanische Faserbeanspruchung proportional senken.

Tabelle 8.1. Längs-Elastizitätsmodul $E_{||}$ einiger unidirektionaler Faser-Matrix-Kombinationen ($\varphi = 0,6$) im Vergleich zu metallischen Leichtbau-Werkstoffen

	$E_{r }$ in N/mm ²	E_m in N/mm ²	$E_{ }$ in N/mm ²
GF-EP-Verbund (E-Glasfaser)	73 000	3 400	45 160
CF-EP-Verbund (HT-C-Faser)	230 000	3 400	139 960
CF-EP-Verbund (HM-C-Faser)	392 000	3 400	236 560
AF-EP-Verbund (Aramidfaser)	125 000	3 400	76 360
Stahl 25CrMo4			206 000
Aluminium-Legierung AlCuMg2			72 400
Titan-Legierung TiAl6V4			108 000

8.3.2 Validierung der mikromechanischen Ansatzes

Es gehört zur wissenschaftlichen Systematik, eine neu gefundene Beziehung zu validieren. Es gibt bei mechanischen Problemstellungen üblicherweise zwei Wege:

- Die sicherste Methode – die natürlich die Realität am besten wiedergibt – ist die experimentelle Validierung.
- Man analysiert das Problem mittels einer anderen Methode. Sie sollte von der gegebenen Methode unabhängig sein. Etabliert ist die Vorgehensweise, geschlossene analytische Beziehungen mittels Finite Elemente-Rechnungen zu überprüfen.

Für die gefundenen Mischungsregel Gl. 8.7 ist festzuhalten: Das Modell parallelgeschalteter Stäbe wird durch Versuche bestätigt. Die Übereinstimmung Theorie-Experiment ist *sehr gut* (Abb. 8.4a). Auch mit anderen Analysemethoden, z.B. mit der Finite-Elemente-Rechnung, kommt man zu nahezu identischen Ergebnissen.

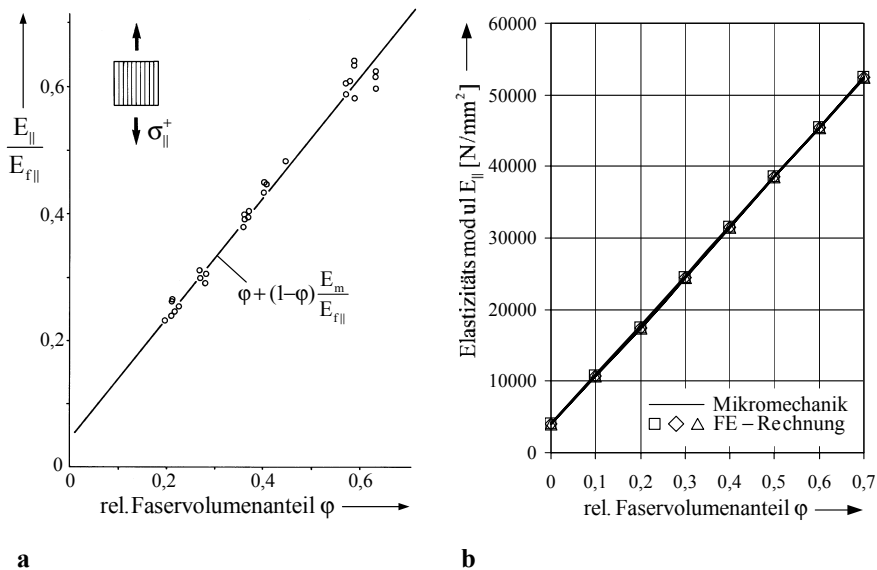


Abb. 8.4. Validierung des mikromechanischen Ansatzes zur Bestimmung des Längs-Elastizitätsmoduls $E_{||}$ **a** E-Modul $E_{||}$ bezogen auf den Fasermodul $E_{f||}$; Vergleich zwischen Rechnung nach Mischungsregel und Experimenten an GF-EP. Man erkennt, wie sich der E-Modul der Fasern durch die Beimischung mit Harz reduziert im Verbund wiederfindet (Quelle: Deutsches Kunststoff Institut, Darmstadt, 1966) **b** GF-EP: die durchgezogene Linie ergibt sich aus der Mischungsregel, die Punkte geben Ergebnisse von FE-Rechnungen für verschiedene Packungsarten wieder (nach [8.4])

8.3.3 Umrechnung von $E_{\parallel}$ auf einen anderen Faservolumenanteil

In der Konstruktionspraxis kommt es häufig vor, dass bei Probekörpern, an denen Elastizitätsmodul $E_{\parallel}$ ermittelt wurden, andere Faservolumenanteile vorlagen, als sie dann im Bauteil eingestellt wurden. Die Versuchsergebnisse müssen also umgerechnet werden. Da im Fall des Elastizitätsmoduls $E_{\parallel}$ eine lineare Abhängigkeit von φ besteht, ist dies besonders einfach:

$$E_{\parallel, \varphi 2} = E_{\parallel, \varphi 1} \frac{\varphi_2}{\varphi_1} \quad (8.8)$$

8.4 Quer-Elastizitätsmodul $E_{\perp}$ einer UD-Schicht

Ausgangspunkt der Analyse ist die Bestimmung eines repräsentativen Ausschnitts einer UD-Schicht bei Querlastung. Es wird vereinfacht: Anstelle hintereinandergeschalteter Fasern wird nur ein Ausschnitt, d.h. ein Scheibchen betrachtet (Scheibchenmodell) (Abb. 8.5). Ein Scheibchen stellt einen infinitesimal dünnen, quer zur Faserrichtung herausgeschnittenen Bereich dar, bestehend aus hintereinanderliegenden Faser- und Matrixabschnitten.

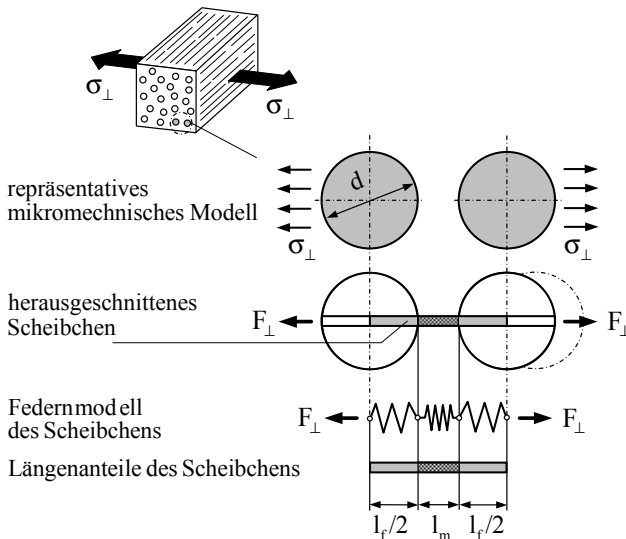


Abb. 8.5. Querbelastung einer UD-Schicht. Das Scheibchenmodell lässt sich als Reihenschaltung von Federn formulieren

Es wird das aus drei Gleichungen bestehende elasto-statische Gleichungssystem aufgestellt:

- Kräftegleichgewicht am herausgeschnittenen „Scheibchen“:

$$F_{\perp} = F_m = F_f \quad (8.9)$$

Da gleiche Querschnitte in Reihenschaltung liegen gilt ebenfalls:

$$\sigma_{\perp} = \sigma_m = \sigma_f \quad (8.10)$$

- Geometriebeziehung am „Scheibchen“:

Die Längung des Scheibchens Δl setzt sich aus den Verlängerungen der Einzelkomponenten zusammen:

$$\Delta l_{\text{Verbund}} = \Delta l_m + \Delta l_f \quad (8.11)$$

Mit

$$\Delta l_m = \varepsilon_m \cdot l_m \quad \text{und} \quad \Delta l_f = \varepsilon_f \cdot l_f \quad (8.12)$$

wird aus Gl. 8.11:

$$\underbrace{\varepsilon_{\perp} \cdot l_0}_{\text{Verbund}} = \underbrace{\varepsilon_m \cdot l_m + \varepsilon_f \cdot l_f}_{\text{Komponenten}} \quad (8.13)$$

- Elastizitätsgesetze (einachsig) der Einzelkomponenten Matrix und Faser:

$$\varepsilon_m = \frac{\sigma_m}{E_m}; \quad \varepsilon_f = \frac{\sigma_f}{E_{f\perp}} \quad (8.14)$$

$E_{f\perp}$ = E-Modul in Faserquerrichtung

Die Elastizitätsgesetze setzt man in Gl. 8.13 ein:

$$\frac{\sigma_{\perp}}{E_{\perp}} = \frac{\sigma_m}{E_m} \cdot \frac{l_m}{l_0} + \frac{\sigma_f}{E_{f\perp}} \cdot \frac{l_f}{l_0} \quad (8.15)$$

Berücksichtigt man fernerhin, dass in Belastungsrichtung in Faser und Matrix gleiche Spannungen herrschen (Gl. 8.10), so ergibt sich im Scheibchen mit $l_m/l_0 = 1 - \varphi$ und $l_f/l_0 = \varphi$ der Quermodul aus einer einfachen *Mischungsregel der Nachgiebigkeiten* der Komponenten ($\hat{=}$ Hintereinanderschaltung), gewichtet mit den jeweiligen Volumenteilen:

$$\frac{1}{E_{\perp}} = \frac{1}{E_m}(1 - \varphi) + \frac{1}{E_{f\perp}} \cdot \varphi \quad (8.16)$$

Da die Querkontraktion der Matrix durch die hochsteifen Fasern behindert wird, ist anstelle des Matrixmoduls $E_m/(1 - \nu_m^2)$ zu setzen:

$$E_{\perp} = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \cdot \frac{1}{(1 - \varphi) + \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2) \cdot E_{f\perp}} \cdot \varphi} \quad (8.17)$$

Vergleicht man die auf dem einfachen Scheibchenmodell basierende Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls $E_{\perp}$ mit experimentell ermittelten Werten, so findet

man eine qualitativ gute Übereinstimmung. Zahlenmäßig weichen die Ergebnisse hin zu höherem Faservolumenanteil aber von den theoretischen Werten ab. Gründe hierfür sind:

- Die dem Scheibchenmodell zugrunde gelegten rechteckigen Faser- und Matrixquerschnitte liegen so in Realität nicht vor. Vielmehr sind die Faserquerschnitte kreisförmig und man findet ein Gemisch aller Faserpackungsarten.
- Querkontraktionsbehinderungen, Fehlstellen mit ungenügender Haftung usw. sind weitere, theoretisch nicht exakt beschreibbare Einflussfaktoren.

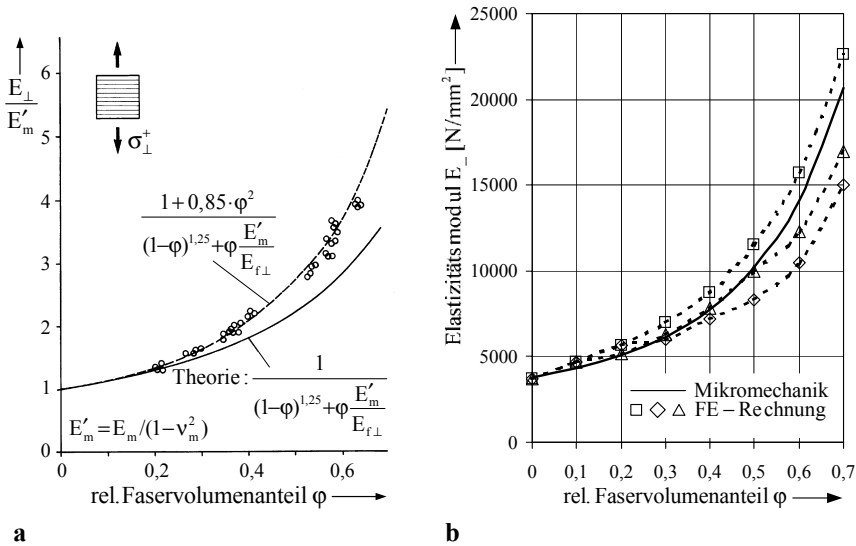


Abb. 8.6. Quer-Elastizitätsmodul $E_{\perp}$ für GF-EP **a** Vergleich zwischen einer halbempirischen Näherungsgleichung (Gl. 8.18) und experimentellen Ergebnissen. Man erkennt an der Ordinatenaufragung, wie sich der E-Modul durch Zumischen der steifen Fasern vergrößert (Quelle: Deutsches Kunststoff Institut, Darmstadt, 1966) **b** GF-EP: Vergleich zwischen der halbempirischen Näherungsgleichung (Gl. 8.18) und Ergebnissen von FE-Rechnungen für verschiedene Packungsarten (nach [8.4])

Aus diesen Gründen bleibt nur die Möglichkeit, die theoretischen, physikalisch begründeten Gleichungen an experimentelle Ergebnisse anzupassen; die Bestimmungsgleichung für $E_{\perp}$ wird zur *halb- oder semiempirischen Gleichung*. In der Literatur gibt es eine Reihe verschiedener Ansätze zur analytischen Bestimmung von $E_{\perp}$; eine Übersicht findet sich in [8.9]. Hier sei für den Quermodul $E_{\perp}$ (modulus of elasticity transverse to the fibre direction) die Beziehung nach Puck [8.5] angegeben:

$$E_{\perp} = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \cdot \frac{1 + 0,85 \cdot \varphi^2}{(1 - \varphi)^{1,25} + \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2) \cdot E_{f\perp}} \cdot \varphi} \quad (8.18)$$

Validierung:

Abb. 8.8 zeigt den Vergleich zwischen dem theoretischen Kurvenverlauf nach der halbempirischen Näherung (Gl. 8.18) und experimentellen Ergebnissen an GF-EP. Wie man sieht, steigert die Quersteifigkeit der Fasern erst bei relativ hohem Faservolumenanteil den Quermodul $E_{\perp}$ des Verbunds überproportional.

Bei den anisotropen Kohlenstoff- und Aramidfasern sind in Gl. 8.18 die Faserquermoduln $E_{f\perp}$ einzusetzen. Da diese kaum direkt messbar sind, bleibt zur Bestimmung von $E_{\perp}$ in diesen Fällen nur das Experiment. Man geht dabei den umgekehrten Weg, indem man anhand experimentell gemessener Werte für $E_{\perp}$ bei bekanntem Matrix-E-Modul und Faservolumenanteil mit Hilfe der halbempirischen Näherungsgleichung den Faserquermodul errechnet.

8.5 Quer-Längs-Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ einer UD-Schicht

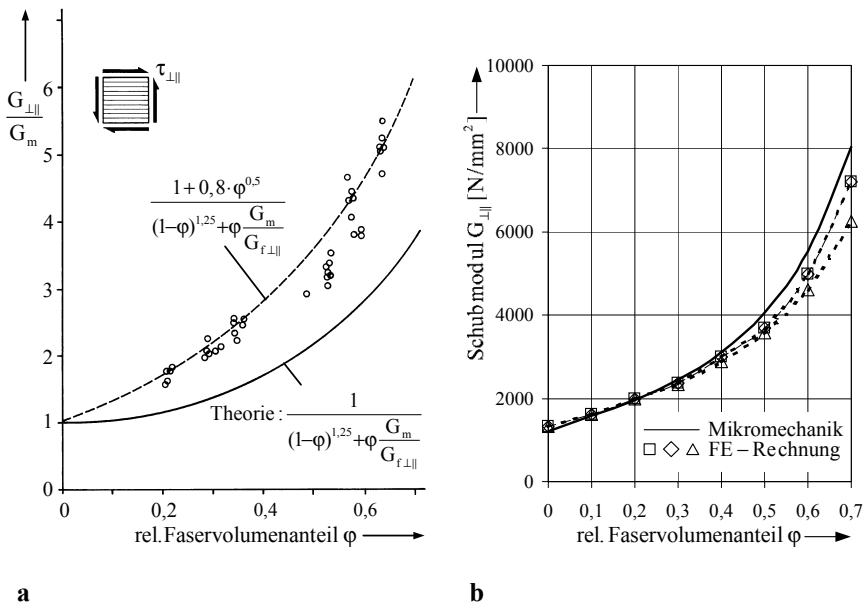


Abb. 8.7. a Quer-Längs-Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ für GF-EP; Vergleich zwischen einer halbempirischen Gleichung und experimentellen Ergebnissen (Quelle: Deutsches Kunststoff Institut, Darmstadt, 1966). Die Beziehung in Abb. 8.7a wurde später anhand weiterer Versuchsergebnisse modifiziert (Gl. 8.20) **b** GF-EP: Vergleich zwischen der halbempirischen Gl. 8.20 und Ergebnissen von FE-Rechnungen für verschiedene Packungsarten (nach [8.4])

Der Quer-Längs-Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ wird analog wie der Elastizitätsmodul $E_{\perp}$ bestimmt. Es liegt eine Hintereinanderschaltung der Schubnachgiebigkeiten von Faser und Matrix vor:

$$G_{\perp\parallel} = G_m \frac{1}{(1-\varphi) + \frac{G_m}{G_{f\perp\parallel}} \cdot \varphi} \quad (8.19)$$

$G_{f\perp\parallel}$ = Quer-Längs-Schubmodul der Faser

Ebenso wie den Elastizitätsmodul $E_{\perp}$ kann man den Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ über verschiedene Packungsmodelle gemittelt berechnen. Sinnvoll ist es, ihn an experimentelle Ergebnisse anzupassen. Eine so ermittelte halbempirische Näherungsgleichung für den Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ (shear modulus G_{12}) lautet nach *Förster* [8.1]

$$G_{\perp\parallel} = G_m \cdot \frac{1 + 0,4 \cdot \varphi^{0,5}}{(1-\varphi)^{1,45} + \frac{G_m}{G_{f\perp\parallel}} \cdot \varphi} \quad (8.20)$$

Validierung:

Versuchsergebnisse und FE-Rechnungen bestätigen den mikromechanischen Ansatz (Abb. 8.7).

8.6 Querkontraktionszahlen einer UD-Schicht

Wie bei fast allen Werkstoffen so treten bei der UD-Schicht neben der Dehnung in Belastungsrichtung auch Dehnungen quer zur Belastungsrichtung auf. Längs- und Querdehnungen sind miteinander gekoppelt. Das Dehnungsverhältnis wird als Querkontraktionszahl bezeichnet. Man findet folgende Querdehnungen:

- eine Querdehnung $\varepsilon_{\perp}$ infolge der Beanspruchung $\sigma_{\parallel}$; die dazugehörige Querkontraktionszahl wird mit $\nu_{\perp\parallel}$ indiziert und ist definiert als $\nu_{\perp\parallel} = -\varepsilon_{\perp}/\varepsilon_{\parallel}$ (große Querkontraktionszahl; major *Poisson's* ratio)
- eine Querdehnung $\varepsilon_{\parallel}$ infolge der Beanspruchung $\sigma_{\perp}$; die dazugehörige Querkontraktionszahl wird mit $\nu_{\parallel\perp}$ indiziert und ist definiert als $\nu_{\parallel\perp} = -\varepsilon_{\parallel}/\varepsilon_{\perp}$ (kleine Querkontraktionszahl; minor *Poisson's* ratio)
- eine Querdehnung $\varepsilon_{\perp}$ infolge der Beanspruchung $\sigma_{\perp}$; die dazugehörige Querkontraktionszahl wird mit $\nu_{\perp\perp}$ indiziert und ist definiert als $\nu_{\perp\perp} = -\varepsilon_{\perp}/\varepsilon_{\perp} = (-\varepsilon_3/\varepsilon_2)$.

8.6.1 Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$

Wie bei den vorangegangenen Betrachtungen so sollen auch hier die Querkontraktionszahlen der UD-Schicht mikromechanisch aus den Werten von Faser und Mat-

rix abgeleitet werden. Bei Belastung und der daraus folgenden Dehnung parallel zur Faserrichtung verändern sich Faser- und Matrixquerschnitt infolge der Querkontraktion (Abb. 8.8).

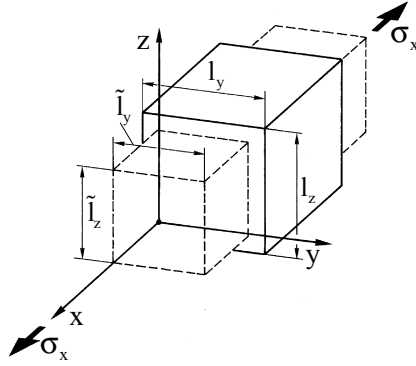


Abb. 8.8. Modell zur Bestimmung der Querkontraktionszahl $v_{\perp\parallel}$

Betrachtet man ein infinitesimal kleines Verbund-Werkstoffelement, so erzeugt eine Beanspruchung σ_x eine Querdehnung:

$$\epsilon_y = \frac{\tilde{l}_y - l_y}{l_y}, \quad \text{d.h.} \quad \tilde{l}_y = l_y \cdot (\epsilon_y + 1) \quad (8.21)$$

und mit $\tilde{l}_y = \tilde{l}_z$ folgt für den kontrahierten Querschnitt:

$$\tilde{A} = \tilde{l}_y^2 = l_y^2 \cdot (\epsilon_y^2 + 2 \cdot \epsilon_y + 1) \quad (8.22)$$

Der quadratische Ausdruck ϵ_y^2 ist klein gegenüber ϵ_y und wird vernachlässigt. Bezieht man die Querschnittsänderung zuerst einmal nur auf den Matrixanteil, so ergibt sich:

$$\Delta A_m = \tilde{A}_m - A_m = A_m \cdot 2 \cdot \epsilon_y \quad (8.23)$$

Setzt man nun bei gegebener Längsdehnung $\epsilon_x (= \epsilon_{\parallel})$ in $v_m = -\epsilon_y / \epsilon_{\parallel}$ ein, so folgt die Querschnittsänderung des Matrixanteils:

$$\Delta A_m = -2 \cdot v_m \cdot \epsilon_{\parallel} \cdot A_m \quad (8.24)$$

Die Änderung des Faserquerschnitts einer UD-Schicht infolge einer Belastung in Längsrichtung lässt sich analog beschreiben:

$$\Delta A_f = -2 \cdot v_{f\perp\parallel} \cdot \epsilon_{\parallel} \cdot A_f \quad (8.25)$$

Und für die Querschnittsänderung der gesamten UD-Schicht gilt ebenso

$$\Delta A_{UD} = -2 \cdot v_{\perp\parallel} \cdot \epsilon_{\parallel} \cdot A_{UD} \quad (8.26)$$

Da Faser und Matrix miteinander verklebt sind, fügen sie sich lückenlos aneinander; d.h. da keine Klaffung auftritt (Kompatibilitätsbedingung) muss gelten

$$\Delta A_{UD} = \Delta A_f + \Delta A_m \quad (8.27)$$

$$-2 \cdot v_{\perp\parallel} \cdot \varepsilon_{\parallel} \cdot A_{UD} = -2 \cdot v_{f\perp\parallel} \cdot \varepsilon_{\parallel} \cdot A_f - 2 \cdot v_m \cdot \varepsilon_{\parallel} \cdot A_m$$

Mit $A_f/A_{UD} = \varphi$ und $A_m/A_{UD} = 1 - \varphi$ ergibt sich für die Querkontraktionszahl $v_{\perp\parallel}$ der UD-Schicht die *Mischungsregel*:

$$v_{\perp\parallel} = \varphi \cdot v_{f\perp\parallel} + (1 - \varphi) \cdot v_m \quad (8.28)$$

8.6.2 Querkontraktionszahl $v_{\parallel\perp}$

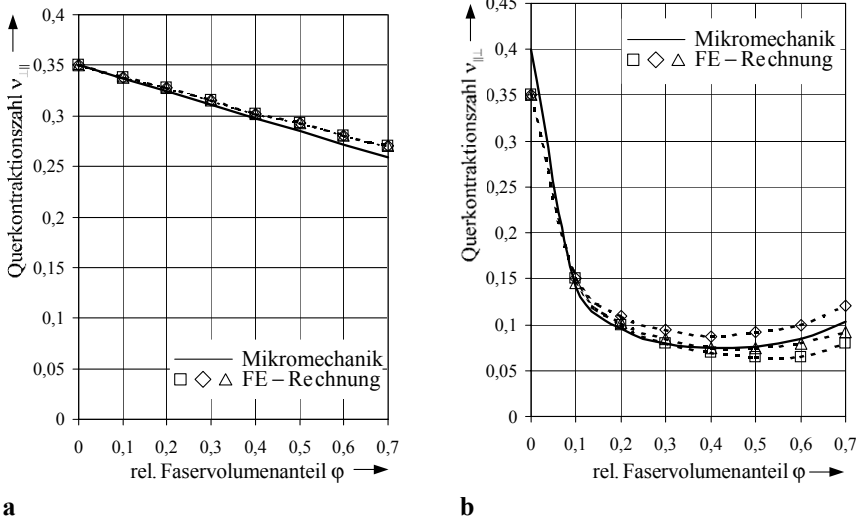


Abb. 8.9. Querkontraktionszahlen für GF-EP in Abhängigkeit vom Faservolumenanteil; Vergleich zwischen Mischungsregel und FE-Rechnung. Die FE-Rechnungen wurden für verschiedene Packungsarten durchgeführt (nach [8.4]). Man erkennt, dass die mikromechanischen Beziehungen das Mittel aus den verschiedenen Packungsarten gut wiedergeben.

a $v_{\perp\parallel}$ **b** $v_{\parallel\perp}$

Die beiden Querkontraktionszahlen $v_{\perp\parallel}$ und $v_{\parallel\perp}$ sind nicht voneinander unabhängig. Setzt man kleine Verformungen sowie lineares und elastisches Werkstoffverhalten voraus, so sind aufgrund der Symmetrie der Elastizitätsmatrix die Querkontraktionszahlen $v_{\perp\parallel}$ und $v_{\parallel\perp}$ mit den Elastizitätsmoduln $E_{\parallel}$ und $E_{\perp}$ wie folgt miteinander verknüpft:

$$\frac{v_{\parallel\perp}}{E_{\perp}} = \frac{v_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} \quad (8.29)$$

Validierung:

Dass die beiden Querkontraktionszahlen sehr gut mittels der vorgestellten Beziehungen ermittelt werden können, wird durch FE-Rechnungen bestätigt (Abb. 8.9).

8.6.3 Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$

Die mikromechanisch abgeleiteten Grund-Elastizitätsgrößen $E_{\parallel}$, $E_{\perp}$, $G_{\perp\parallel}$ und $\nu_{\perp\parallel}$ reichen aus, um das Elastizitätsgesetz für den ebenen Spannungszustand zu bestimmen. Bei dickwandigen Bauteilen ist es notwendig, die Spannungs- und Verformungsanalyse auf räumliche Spannungszustände auszudehnen. Da die Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$ ein Dehnungsverhältnis in der transversal isotropen Ebene darstellt, ist es möglich, sie über die *Mischungsregel* aus den Querkontraktionszahlen von Fasern und Matrix zu berechnen. Dabei bleibt jedoch die Dehnungsbehinderung unberücksichtigt, die die Matrix dabei in Längsrichtung durch die Fasern erfährt. Foye gibt eine *Korrektur* an, die diese Dehnungsbehinderung einbezieht [8.2].

Bei Dehnungsbehinderung der Matrix in Faserlängsrichtung (x-Richtung) bauen sich im Matrixelement bei σ_y -Belastung auch σ_x -Spannungen auf. Die Höhe der σ_x -Spannungen lässt sich aus dem Elastizitätsgesetz des UD-Elements ermitteln. Bei ausschließlicher Querbelastung $\sigma_{\perp}$ ($\sigma_{\parallel}=0$) ergibt sich die Querkontraktion $\epsilon_{\parallel}$ zu:

$$\epsilon_{\parallel} = -\frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} \cdot \sigma_{\perp} \quad (8.30)$$

Da Faser und Matrix fest miteinander verklebt sind, wird der Matrix also eine Dehnung in Größe der Längsdehnung $\epsilon_{\parallel}$ aufgezwungen $\epsilon_x = \epsilon_{\parallel}$. Bei ebener Belastung ($\sigma_z=0$) eines Matrixelements liegt ein räumlicher Dehnungszustand vor; das Elastizitätsgesetz der Matrix lautet:

$$\begin{aligned} \epsilon_x &= \frac{1}{E_m} \cdot \sigma_x - \frac{\nu_m}{E_m} \cdot \sigma_y \\ \epsilon_y &= -\frac{\nu_m}{E_m} \cdot \sigma_x + \frac{1}{E_m} \cdot \sigma_y \\ \epsilon_z &= -\frac{\nu_m}{E_m} \cdot \sigma_x - \frac{\nu_m}{E_m} \cdot \sigma_y \end{aligned} \quad (8.31)$$

Die aus $\epsilon_x = \epsilon_{\parallel}$ resultierende Spannung σ_x in der Matrix folgt aus der ersten Zeile des Matrix-Elastizitätsgesetzes. Dabei wird die Querspannung als Einheitsspannung $\sigma_y = 1$ aufgebracht:

$$\sigma_x = -E_m \cdot \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} + \nu_m \quad (8.32)$$

Die unter Dehnungsbehinderung effektiv wirksame Querkontraktionszahl der Matrix berechnet sich aus dem Elastizitätsgesetz der Matrix (Gl. 8.31). Unter Benutzung von Gl. 8.32 ergibt sich:

$$v_{m,\text{eff}} = -\frac{\varepsilon_z}{\varepsilon_y} = v_m \frac{\left(1 + v_m - v_{\perp\parallel} \cdot \frac{E_m}{E_{\parallel}}\right)}{\left(1 - v_m^2 + v_m \cdot v_{\perp\parallel} \cdot \frac{E_m}{E_{\parallel}}\right)} \quad (8.33)$$

Wendet man zur Berechnung von $v_{\perp\parallel}$ die Mischungsregel an und setzt dabei anstatt der Matrix-Querkontraktionszahl v_m die dehnungsbehinderte, effektive Matrix-Querkontraktionszahl $v_{m,\text{eff}}$ ein, so folgt nach Foye [8.2]:

$$v_{\perp\parallel} = \varphi \cdot v_{f\perp\parallel} + (1 - \varphi) \cdot v_{m,\text{eff}} = \varphi \cdot v_{f\perp\parallel} + (1 - \varphi) \cdot v_m \frac{\left(1 + v_m - v_{\perp\parallel} \cdot \frac{E_m}{E_{\parallel}}\right)}{\left(1 - v_m^2 + v_m \cdot v_{\perp\parallel} \cdot \frac{E_m}{E_{\parallel}}\right)} \quad (8.34)$$

Validierung:

Die rechnerische Überprüfung von Gl. 8.34 mit Hilfe der FE-Methode bestätigt die Notwendigkeit einer Korrektur und die Richtigkeit des Foye-Ansatzes (Abb. 8.10).

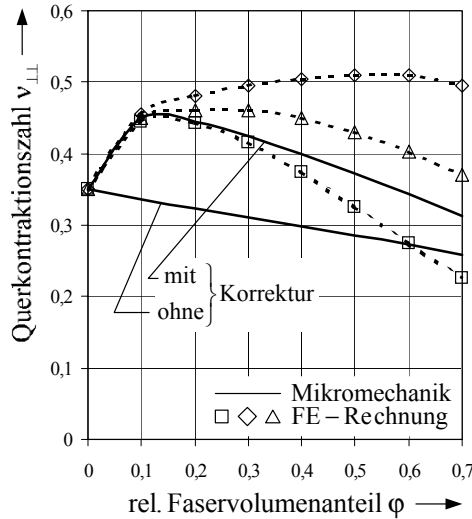


Abb. 8.10. Vergleich der mikromechanischen Herleitung einschließlich der Foye-Korrektur von $v_{\perp\parallel}$ (Gl. 8.34) mit Ergebnissen von FE-Rechnungen an GF-EP für verschiedene Faserpackungen (nach [8.4])

8.7 Quer-Quer-Schubmodul $G_{\perp\perp}$ einer UD-Schicht

Um das Elastizitätsgesetz bei Schub für die Ebene senkrecht zur Faserrichtung aufstellen zu können, wird der Quer-Quer-Schubmodul $G_{\perp\perp}$ benötigt. Da innerhalb dieser Ebene Isotropie (transversale Isotropie der UD-Schicht) vorliegt, gilt die bei Isotropie gültige bekannte Beziehung zwischen Elastizitätsmodul, Quer-kontraktionszahl und Schubmodul. Sie leitet sich aus dem ebenen Elastizitätsgesetz und aus geometrischen Betrachtungen ab:

$$G_{\perp\perp} = \frac{E_{\perp}}{2 \cdot (1 + \nu_{\perp\perp})} \tag{8.35}$$

Wie man sieht, ist $G_{\perp\perp}$ eine abhängige Größe, zählt deswegen also nicht zu den Grund-Elastizitätsgrößen.

8.8 Ergänzungen

Faserverbundkonstrukteure bemängeln häufig, dass es schwierig ist, konkrete Auslegungsdaten zu bekommen. Dazu folgende Hinweise:

- Der entscheidende und das Laminat dominierende E-Modul ist $E_{\parallel}$. Er wird von den Fasern bestimmt und lässt sich recht exakt aus der einfachen Mischungsregel bestimmen. Außerdem wird er meist von den Faserherstellern gemessen und angegeben.
- Für *Vorauslegungen* müssen nicht unbedingt die Daten des zum Einsatz kommenden Systems schon alle bekannt sein. Es genügt, mit Daten aus den halbempirischen Näherungsbeziehungen zu rechnen. Die Unterschiede zum endgültigen Laminat sind in aller Regel vernachlässigbar klein. Eine andere Möglichkeit ist es, die Daten von anderen Faser-Matrix-Systemen zu übernehmen. Die Grund-Elastizitätsgrößen verschiedener, konventioneller Systeme sind sich alle recht ähnlich.
- Um eine Vorstellung von der Größenordnung der Grund-Elastizitätsgrößen zu bekommen – und um eigene Werte gegenprüfen zu können – sind sie beispielhaft für GF-EP und CF-EP in Tabelle 8.2 zusammengefasst.

Tabelle 8.2. Rechnerische Zahlenwerte der Grund-Elastizitätsgrößen von UD-Schichten; Faservolumenanteil $\varphi = 0,6$

	$E_{\parallel}$ in N/mm ²	$E_{\perp}$ in N/mm ²	$G_{\perp\parallel}$ in N/mm ²	$G_{\perp\perp}$ in N/mm ²	$\nu_{\perp\parallel}$ [-]	$\nu_{\parallel\perp}$ [-]	$\nu_{\perp\perp}$ [-]
GF-EP (E-Glasfaser)	45 160	14 700	5 300	5 330	0,30	0,10	0,38
CF-EP (HT-Faser)	139 360	8 800	4 600	3 200	0,29	0,02	0,37

8.8.1 Physikalisch nichtlineares Werkstoffverhalten

Die halbempirischen Näherungsgleichungen liefern wohlgerne nur Angaben über den Elastizitätsmodul im Ursprung eines Spannungs-Verzerrungs-Diagramms. Die realen $\sigma_{\perp} - \varepsilon_{\perp}$ - bzw. $\tau_{\perp\parallel} - \gamma_{\perp\parallel}$ -Kurven verlaufen jedoch nichtlinear (Abb. 8.11). Diese Nichtlinearitäten rühren nur in geringem Maße vom nichtlinearen Werkstoffverhalten der Matrix her. Vielmehr ist als Ursache das Auftreten *erster mikromechanischer Schädigungen* zu sehen, die die Steifigkeit des Verbundes kontinuierlich vermindern [8.7]. Diese Nichtlinearität zeigt sich nur bei der ersten Belastung besonders ausgeprägt. Die irreversiblen Schädigungen reduzieren die Steifigkeit des Verbunds, so dass man bei weiteren Belastungszyklen weniger steile Kurven findet.

Während die $\sigma_{\perp} - \varepsilon_{\perp}$ -Kurve nur wenig vom linearen Verlauf abweicht, verläuft die $\tau_{\perp\parallel} - \gamma_{\perp\parallel}$ -Kurve schon deutlich stärker degressiv. Für eine präzise Spannungs-Verformungs-Analyse eines MSV ist es daher notwendig, die werkstofflichen Nichtlinearitäten zu berücksichtigen. Da der $\sigma_{\perp} - \varepsilon_{\perp}$ -Verlauf nur gering nichtlinear verläuft, kann man, ohne große Fehler zu machen, den E-Modul $E_{\perp}$ in der Spannungsanalyse als konstant annehmen; treten *Schubspannungen* $\tau_{\perp\parallel}$ in einzelnen UD-Schichten auf, so sollten diese jedoch unbedingt als Sekanten-Schubmoduln aus $\tau_{\perp\parallel} - \gamma_{\perp\parallel}$ -Diagrammen entnommen werden. Dabei ist zu unterscheiden, ob es sich um die erste oder aber eine wiederholte Belastung handelt. Aufgrund der starken Nichtlinearität ergeben sich im Laminat – je nach Laminataufbau – meist erhebliche Spannungsumlagerungen!

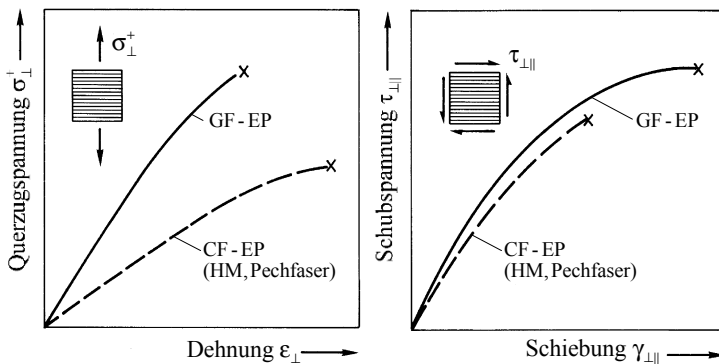


Abb. 8.11. Nichtlineares Spannungs-Verzerrungsverhalten einer UD-Schicht bei Querzug- und Schubbelastung (qualitative Darstellung)

8.8.2 Umrechnung experimentell ermittelter Elastizitätsgrößen

Häufig stimmt der Faservolumenanteil der Probekörper nicht mit denjenigen der zu fertigenden Lamine überein. Es ist einsichtig, dass eine lineare Extrapolation der Elastizitätsgrößen von einem Faservolumenanteil zu einem anderen nur im Fall der linearen Mischungsregel – also bei $E_{\parallel}$ und $\nu_{\perp\parallel}$ – gerechtfertigt ist. Bei den anderen Elastizitätsgrößen $E_{\perp}$ und $G_{\perp\parallel}$ ist die Abhängigkeit vom Faservolumenanteil nichtlinear. Eine sinnvolle Vorgehensweise ist es, gemessene Elastizitätsgrößen mittels der halbempirischen Näherungsgleichung auf gewünschte Faservolumenanteile umzurechnen. Dies entspricht einer Verschiebung entlang der in den Abb. 8.6 und 8.7 dargestellten Kurvenzüge. Mathematisch ist so vorzugehen, dass man Gl. 8.18 bzw. Gl. 8.20 nach $E_{f\perp}$ bzw. $G_{f\perp\parallel}$ auflöst. Die so ermittelten Werte für $E_{f\perp}$ und $G_{f\perp\parallel}$ werden dann wiederum in die halbempirischen Gleichungen eingesetzt, diesmal allerdings mit dem gewünschten Faservolumenanteil.

Literatur

- 8.1 Förster R, Knappe W (1971) Experimentelle und theoretische Untersuchungen zur Ribbildungsgrenze an zweischichtigen Wickelrohren aus Glasfaser/Kunststoff unter Innendruck. In: Kunststoffe 61, 8, 583–8
- 8.2 Foye RL (1972) The transverse poisson's ratio of composites. In: Journal of Composite Materials, Vol. 6, 293–95
- 8.3 Keil S (1995) Beanspruchungsermittlung mit Dehnungsmessstreifen. Cuneus, Zwingenberg
- 8.4 Knaust U (1989) Zur Analyse und Optimierung von Faserverbund-Leichtbauteilen. VDI-Fortschritts-Berichte, Reihe 20, Nr. 11, VDI-Verlag, Düsseldorf
- 8.5 Puck A (1967) Zur Beanspruchung und Verformung von GFK-Mehrschichtenverbund-Bauelementen. Teil 1. Grundlagen der Spannungs- und Verformungsanalyse. In: Kunststoffe 57, 4, 284–93
- 8.6 Puck A, Schürmann H (1982) Die Zug/Druck-Torsionsprüfung an rohrförmigen Probekörpern. In: Kunststoffe 72, 9, 554–61
- 8.7 Schürmann H (1989) Zur Erhöhung der Belastbarkeit von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbunden durch gezielt eingebrachte Eigenspannungen. VDI-Fortschritts-Berichte, Reihe 1, Nr. 170, VDI-Verlag, Düsseldorf
- 8.8 Schwarz M, Schürmann H (2006) Zum neuen Elastomer-Innendruck-Prüfverfahren (ELIP) von Ringverstärkungen aus FKV. In: Tagungshandbuch der 9. Internationalen AVK-Tagung, Essen
- 8.9 Stellbrink K (1996) Micromechanics of Composites. Hanser, München

9 Polartransformation des Elastizitätsgesetzes der UD-Schicht

In diesem Kapitel soll das lineare Elastizitätsgesetz der UD-Schicht formuliert werden, insbesondere bei *schräg* zur Faserrichtung liegenden Schnitten.

Leichtbaustrukturen sind sehr häufig dünnwandig als Flächenträger ausgebildet und somit einem ebenen Spannungszustand unterworfen. Mechanisch kann man daher sowohl die UD-Schicht als auch den MSV als Scheiben- und/oder als Plattelement behandeln. Dies hängt davon ab, welche Belastungen wirken.

- Treten nur in der Ebene, parallel zur Oberfläche wirkende Kräfte auf, so liegt der Fall der Scheibe vor. Die Spannungen sind konstant über der Wanddicke verteilt. Dies trifft für die Mehrzahl aller dünnwandigen Faserverbund-Strukturen zu.
- Treten ausschließlich Querkräfte und/oder Biege- und Drillmomente auf, so ist die UD-Schicht oder der MSV mechanisch als Platte zu behandeln.
- Überlagern sich Scheiben- und Plattenbelastung, so liegt der Fall der Scheibe-Platte vor.

Die UD-Schicht wird in diesem Kapitel als dünnwandiges, infinitesimales Scheibenelement modelliert. Das Scheibenelement ist eben, und die Spannungen sind über den Abmessungen konstant, d.h. der Spannungszustand ist homogen. Das Scheibenelement ist nicht mit einer Scheibenstruktur, einem ebenen Körper endlicher Ausdehnung, zu verwechseln. Zwar haben sie die ebene Beanspruchung und die Konstanz der Spannungen über der Dicke gemeinsam, jedoch ändern sich bei der Scheibe als Struktur im Allgemeinen die Spannungen über der flächigen Ausdehnung, d.h. sie sind eine Funktion der Ortskoordinaten. Des Weiteren sind bei der Struktur Randbedingungen, z.B. Auflager zu berücksichtigen.

9.1 Das lineare Elastizitätsgesetz der UD-Schicht als Scheibenelement

Die unidirektionale Faserverbundschicht ist ein orthotroper Werkstoff. Orthotropie bedeutet, dass drei orthogonal (senkrecht) zueinander orientierte Symmetrieebenen vorliegen. Da die UD-Schicht zusätzlich auch noch transversal isotrop ist, liegen nur zwei ausgezeichnete Richtungen vor, die Orthotropieachsenrichtungen längs zur Faserorientierung (1-Richtung, $\parallel$) und die Richtung quer (2-Richtung, $\perp$),

bzw. 3-Richtung, $\perp$) (Abb. 9.1). Diese Orthotropieachsen bilden das *natürliche*, kartesische Koordinatensystem der UD-Schicht.

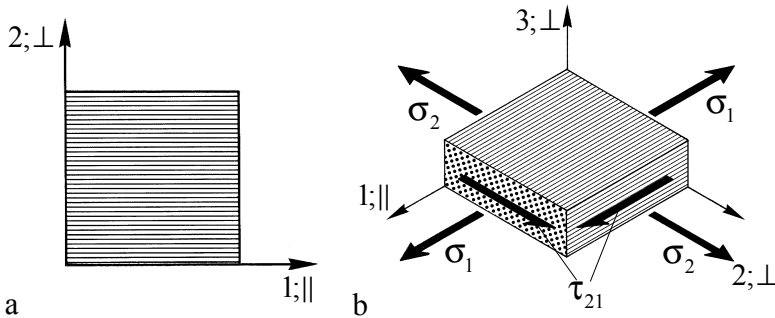


Abb. 9.1. **a** Das lokale 1,2-bzw. $\parallel, \perp$ -Schicht-Koordinatensystem des UD-Scheibenelements in den Richtungen seiner Orthotropieachsen **b** Der ebene Spannungszustand eines UD-Scheibenelements

Folgende Annahmen werden zur Beschreibung der UD-Schicht als Scheibenelement getroffen:

- Es werden kleine Verformungen vorausgesetzt.
- Der Werkstoff verhält sich linear, ideal elastisch, d.h. es gilt das lineare Elastizitätsgesetz.
- Aufgrund der Linearität der Verformungen und der Linearität des Werkstoffs gilt das Superpositionsprinzip.
- Da Dünnwandigkeit angenommen wird, kann der ebene Spannungszustand (ESZ) vorausgesetzt werden. Er ist dadurch gekennzeichnet, dass die Normalspannung in Dickenrichtung zu Null wird $\sigma_3=0$. Die Schubspannungen in Dickenrichtung werden ebenfalls zu Null gesetzt $\tau_{23}=\tau_{31}=0$.

Unter diesen Annahmen formuliert sich das lineare Elastizitätsgesetz der UD-Schicht als Scheibenelement, als Ausschnitt des Elastizitätsgesetzes des räumlichen UD-Werkstoffelements (Gl.7.1) zu:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix}}_{\text{Nachgiebigkeitsmatrix } [S]} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} \quad (9.1)$$

$$\{\varepsilon\} = [S] \cdot \{\sigma\}$$

In Ingenieurgrößen notiert lautet es:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} +\frac{1}{E_{\parallel}} & -\frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\perp}} & 0 \\ -\frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} & +\frac{1}{E_{\perp}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \end{bmatrix}}_{\text{Nachgiebigkeitsmatrix } [S]} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} \quad (9.2)$$

Die unidirektionale Schicht ist also im ebenen Fall durch vier Grund-Elastizitätsgrößen ($E_{\parallel}, E_{\perp}, G_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\parallel}$) beschreibbar. $\nu_{\perp\parallel}$ ist die größere der beiden Querkontraktionszahlen. Sie wird nach amerikanischer Nomenklatur als major *Poisson's ratio* bezeichnet, die kleinere, $\nu_{\parallel\perp}$, als minor *Poisson's ratio*.

Die Formulierung des linearen Elastizitätsgesetzes der UD-Schicht, bei gegebenen Verzerrungen, lautet:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} \frac{E_{\parallel}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & \frac{\nu_{\parallel\perp} \cdot E_{\parallel}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & \frac{E_{\perp}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{\perp\parallel} \end{bmatrix}}_{\text{Steifigkeitsmatrix } [Q]} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} \quad (9.3)$$

$$\{\sigma\} = [Q] \cdot \{\varepsilon\}$$

Da beim ebenen Spannungszustand in Dickenrichtung keine Dehnungsbehinderung vorliegt, sind die Steifigkeiten in der Ebene *reduziert*. Es hat sich eingebürgert, die „reduzierten Steifigkeiten“ dadurch zu kennzeichnen, indem anstelle des Symbols C das Symbol Q für die Steifigkeitsmatrix verwendet wird.

Kennzeichen eines orthotropen Werkstoffs ist es, dass drei orthogonal zueinander orientierte Symmetrieebenen existieren. Sie sind der Grund dafür, dass keine *Dehnungs-Schiebungs-Kopplung* auftritt; d.h. Normalspannungen σ_1 oder σ_2 erzeugen keine Schiebung γ_{21} und Schubspannungen τ_{21} keine Dehnungen ε_1 oder ε_2 . Für die *Koppel-Koeffizienten* der Steifigkeits- bzw. Nachgiebigkeitsmatrix gilt: $S_{13} = S_{31} = 0$ sowie $S_{23} = S_{32} = 0$ bzw. $Q_{13} = Q_{31} = 0$, $Q_{23} = Q_{32} = 0$. Die Koppelung der Querdehnungen mit den Längsdehnungen über die Querkontraktion bleibt jedoch erhalten: $S_{12}, S_{21}, Q_{12}, Q_{21} \neq 0$!

9.2 Polartransformation der Spannungen und Verzerrungen

Um gewünschte Steifigkeiten und Festigkeiten einzustellen, ordnet der Konstrukteur in einem Laminat die einzelnen UD-Schichten unter verschiedenen Faserwinkeln an. Die Richtungen der äußeren Belastung, d.h. des ebenen Spannungszustands $\hat{\sigma}_x, \hat{\sigma}_y, \hat{\tau}_{xy}$, bzw. Kraftflusszustands $\hat{n}_x, \hat{n}_y, \hat{n}_{xy}$ (der Bezug auf den MSV wird mit ^ „Dach“ gekennzeichnet) des MSV fallen dann nicht mehr mit den Orthotropieachsenrichtungen der UD-Schichten zusammen. Das heißt auch, das kartesische x,y -Koordinatensystem des MSV (*Laminat-Koordinatensystem*) fällt nicht mit dem kartesischen 1,2-Koordinatensystem einer UD-Schicht (*lokales Schicht- oder natürliches Koordinatensystem*) zusammen. Um nun Spannungen und Verzerrungen von dem einen Koordinatensystem in das andere umrechnen zu können, bedient man sich der Transformationsbeziehungen. Zeichnerisch werden Spannungs- und Verzerrungstransformationen über den *Mohrschen Kreis* (*Mohr's circle*) durchgeführt.

9.2.1 Festlegung des Faserwinkels α

In der Faserverbundtechnik besteht bezüglich des Faserwinkels α (Abb. 9.2) folgende Richtungskonvention:

Der Faserwinkel α hat einen positiven Wert, wenn man durch eine mathematisch positive Drehung – d.h. entgegen dem Uhrzeigersinn – von der x -Richtung (Laminat-KOS) in die 1-Richtung (Schicht-KOS) gelangt.

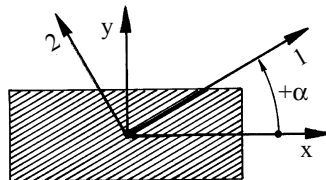


Abb. 9.2. Festlegung eines positiven Faserwinkels $+\alpha$ für eine Rotation um die z -Achse. Merkregel: Eine positive Faserrichtung verläuft bei Draufsicht von links unten nach rechts oben

Dies ist die in der anglo-amerikanischen Literatur verwendete Festlegung. Im deutschsprachigen Schrifttum findet man häufig die umgekehrte Richtungskonvention: Ein Winkel ist positiv, wenn man von der 1-Richtung durch eine positive Drehung in die x -Richtung gelangt. Da sich international die erstere Festlegung durchsetzt – auch neuere Richtlinien [9.1] sich ihr anschließen – wird hier ebenfalls die anglo-amerikanische Winkelkonvention verwendet. Es sei explizit darauf

hingewiesen, dass die unterschiedlichen Richtungskonventionen eine potenzielle Fehlerquelle darstellen.

Es gibt zwei Möglichkeiten des Umgangs mit dem Vorzeichen des Faserwinkels:

- Einer Faserrichtung wird fest das Vorzeichen eines Faserwinkels zugewiesen d.h. sie wird mit Faserwinkel einschließlich Vorzeichen gekennzeichnet. Bei Hin- und Rücktransformation wird das Vorzeichen beibehalten; demzufolge werden unterschiedliche Transformationsmatrizen notwendig.
- Der Faserwinkel wird für die Hin- und Rücktransformation mit unterschiedlichen Vorzeichen belegt. Es kann dann eine einzige Transformationsmatrix verwendet werden.

Im Folgenden soll an der in der Faserverbundtechnik üblichen Vorgehensweise festgehalten werden, eine Faserorientierung mit dem zugehörigen Vorzeichen zu belegen.

9.2.2 Spannungstransformation

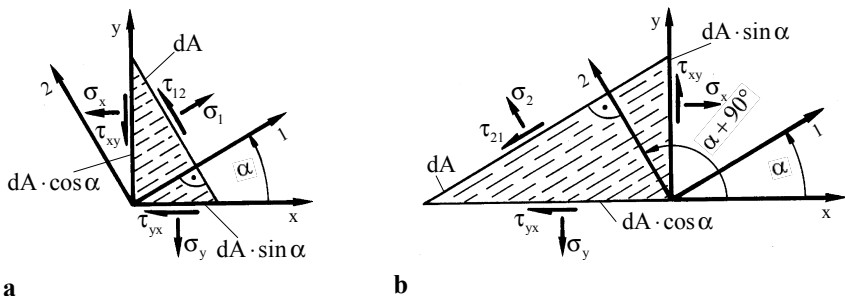


Abb. 9.3. Kräftegleichgewicht **a** unter einem Schnittwinkel α **b** unter dem Schnittwinkel $\alpha + 90^\circ$

Eine Spannungstransformation wird aus dem Kräftegleichgewicht hergeleitet. Sie besteht im ersten Schritt aus der Kraftzerlegung der im Ausgangskordinatensystem vorliegenden Kräfte in Normal- und Tangentialkräfte auf einen um α gedrehten Schnitt. Die Schnittfläche wird durch ihre Normale gekennzeichnet, ein Schnittwinkel α zwischen der x -Achse und Normalen der Schnittfläche gemessen. Im zweiten Schritt folgt die Spannungsberechnung: Die Kräfte auf dem Schnitt werden auf die dazugehörige, ebenfalls unter α geschnittene Fläche bezogen. Die trigonometrischen Ausdrücke werden durch die zwei Schritte teilweise quadatisch.

Spannungstransformation vom 1,2-Schicht-Koordinatensystem in das x,y -Laminat-Koordinatensystem:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & -\sin 2\alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & \sin 2\alpha \\ 0,5 \cdot \sin 2\alpha & -0,5 \cdot \sin 2\alpha & \cos 2\alpha \end{bmatrix}}_{\text{Transformationsmatrix } [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(\sigma)}} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} \quad (9.4)$$

Spannungstransformation vom x,y-Laminat-Koordinatensystem in das 1,2-Schicht-Koordinatensystem:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & \sin 2\alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & -\sin 2\alpha \\ -0,5 \cdot \sin 2\alpha & 0,5 \cdot \sin 2\alpha & \cos 2\alpha \end{bmatrix}}_{\text{Transformationsmatrix } [T]_{x,y \rightarrow 1,2}^{(\sigma)}} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (9.5)$$

9.2.3 Verzerrungstransformation

Verzerrungstransformation vom 1,2-Schicht-Koordinatensystem in das x,y-Laminat-Koordinatensystem:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & -0,5 \cdot \sin 2\alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & 0,5 \cdot \sin 2\alpha \\ \sin 2\alpha & -\sin 2\alpha & \cos 2\alpha \end{bmatrix}}_{\text{Transformationsmatrix } [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(\varepsilon)}} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} \quad (9.6)$$

Verzerrungstransformation vom x,y-Laminat-Koordinatensystem in das 1,2-Schicht-Koordinatensystem:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & 0,5 \cdot \sin 2\alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & -0,5 \cdot \sin 2\alpha \\ -\sin 2\alpha & \sin 2\alpha & \cos 2\alpha \end{bmatrix}}_{\text{Transformationsmatrix } [T]_{x,y \rightarrow 1,2}^{(\varepsilon)}} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (9.7)$$

Hinweis

Spannungen und Verzerrungen werden in der Mechanik häufig als Tensoren zweiter Stufe notiert. Dabei wird die Schiebung γ nicht als Winkeländerung, sondern als Dehnung ε der Diagonale, also der Hauptdehnung beschrieben. Bei Tensorschreibweise sind die Transformationsmatrizen für Spannungen und Verzer-

rungen gleich. Zwischen ε und der ingenieurmäßigen Schiebung γ besteht folgender Zusammenhang: $\varepsilon = 1/2 \cdot \gamma$.

Dieser Zusammenhang ist auch zu beachten, wenn die Schiebung mittels Dehnungs-Messstreifen (DMS) gemessen wird. Die bevorzugte Lösung ist es, speziell dafür vorgesehene „tannenbaumartige“ DMS mit 2 hintereinander geschalteten Messgittern zu verwenden. Zwar messen sie die Hauptdehnungen unter 45° , geben aber direkt die Schiebung γ an, da die beide Hauptdehnungen addiert werden. Häufig appliziert man aus Kostengründen jedoch nur einen DMS unter 45° . Hier muss man mit dem Faktor 2 multiplizieren. Ansonsten irrt man sich u.a. auch bezüglich des daraus errechneten Schubmoduls.

9.3 Polartransformation der Steifigkeiten und Nachgiebigkeiten

Will man das Elastizitätsgesetz der UD-Schicht in Schnittebenen schräg zu den Orthotropieachsenrichtungen aufstellen, so sind auch die Steifigkeiten und Nachgiebigkeiten der UD-Schicht zu transformieren. Die zugehörigen Transformationsbeziehungen lassen sich aus denjenigen für die Spannungen und Verzerrungen ableiten. Beispielhaft wird die Transformation der Nachgiebigkeitsmatrix $[S]$ und der Steifigkeitsmatrix $[Q]$ vom 1,2- in das x,y-Laminat-Koordinatensystem dargestellt:

Nachgiebigkeitsmatrix $[S]$

Steifigkeitsmatrix $[Q]$

Elastizitätsgesetz im lokalen 1,2-Schicht-Koordinatensystem:

$$\{\varepsilon\}_{1,2} = [S]_{1,2} \cdot \{\sigma\}_{1,2} \quad \left| \quad \{\sigma\}_{1,2} = [Q]_{1,2} \cdot \{\varepsilon\}_{1,2} \quad (9.8)$$

Transformation der Verzerrungen und Spannungen vom 1,2- in das xy-Laminat-Koordinatensystem:

$$\{\varepsilon\}_{x,y} = [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(\varepsilon)} \cdot \{\varepsilon\}_{1,2} \quad \left| \quad \{\sigma\}_{x,y} = [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(\sigma)} \cdot \{\sigma\}_{1,2} \quad (9.9)$$

Einsetzen des Elastizitätsgesetzes Gl. 9.8 in die Transformationsbeziehung Gl. 9.9:

$$\{\varepsilon\}_{x,y} = [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(\varepsilon)} \cdot [S]_{1,2} \cdot \{\sigma\}_{1,2} \quad \left| \quad \{\sigma\}_{x,y} = [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(\sigma)} \cdot [Q]_{1,2} \cdot \{\varepsilon\}_{1,2} \quad (9.10)$$

Ersetzen des Spannungsvektors $\{\sigma\}$ im 1,2-Koordinatensystem durch den Spannungsvektor $\{\sigma\}$ im x,y-Laminat-KOS; analoge Verfahrensweise mit den Verzerrungen:

$$\{\sigma\}_{1,2} = [T]_{x,y \rightarrow 1,2}^{(\sigma)} \cdot \{\sigma\}_{x,y} \quad \left| \quad \{\varepsilon\}_{1,2} = [T]_{x,y \rightarrow 1,2}^{(\varepsilon)} \cdot \{\varepsilon\}_{x,y} \quad (9.11)$$

Einsetzen der transformierten Spannungen bzw. Verzerrungen (Gl. 9.11) in Gl. 9.10:

$$\{\varepsilon\}_{x,y} = [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(e)} [S]_{1,2} [T]_{x,y \rightarrow 1,2}^{(\sigma)} \{\sigma\}_{x,y} \quad \left| \quad \{\sigma\}_{x,y} = [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(\sigma)} [Q]_{1,2} [T]_{x,y \rightarrow 1,2}^{(e)} \{\varepsilon\}_{x,y} \quad (9.12)$$

Zusammenfassung der zweimaligen Transformation zur transformierten Nachgiebigkeits- $[\bar{S}]$ bzw. Steifigkeitsmatrix $[\bar{Q}]$:

$$[\bar{S}] = [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(e)} \cdot [S]_{1,2} \cdot [T]_{x,y \rightarrow 1,2}^{(\sigma)} \quad \left| \quad [\bar{Q}] = [T]_{1,2 \rightarrow x,y}^{(\sigma)} \cdot [Q]_{1,2} \cdot [T]_{x,y \rightarrow 1,2}^{(e)} \quad (9.13)$$

Mit den gezeigten Transformationsbeziehungen ist das Elastizitätsgesetz der UD-Schicht auf beliebigen Schnitten darstellbar. Die ins x,y -Laminat-Koordinatensystem transformierten Steifigkeiten und Nachgiebigkeiten werden durch eine Überstreichung gekennzeichnet. Man findet, dass durch die Transformation aus den Orthotropieachsen heraus alle Koeffizienten der Steifigkeits- bzw. Nachgiebigkeitsmatrix ungleich Null werden. Das bedeutet, die UD-Schicht zeigt auf allen Schnitten *außerhalb* der Orthotropieachsenrichtungen *anisotropes* Verhalten. Einfachstes Erkennungsmerkmal ist, dass die Koeffizienten 13 und 23 $\neq 0$ sind, d.h. die UD-Schicht als Scheibenelement weist eine Dehnungs-Schiebungs-Kopplung auf.

9.3.1 In das Laminat-KOS transformierte Scheiben-Nachgiebigkeiten

Das in das x,y -Laminat-KOS transformierte Elastizitätsgesetz der UD-Schicht, mit der Nachgiebigkeitsmatrix notiert, lautet:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{S}_{11} & \bar{S}_{12} & \bar{S}_{16} \\ \bar{S}_{12} & \bar{S}_{22} & \bar{S}_{26} \\ \bar{S}_{16} & \bar{S}_{26} & \bar{S}_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (9.14)$$

Die transformierten Koeffizienten der Nachgiebigkeitsmatrix lassen sich direkt berechnen aus:

$$\bar{S}_{11} = \frac{\cos^4 \alpha}{E_{\parallel}} + \frac{\sin^4 \alpha}{E_{\perp}} + \frac{1}{4} \left(\frac{1}{G_{\perp\parallel}} - 2 \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} \right) \cdot \sin^2 2\alpha \quad (9.15)$$

$$\bar{S}_{22} = \frac{\sin^4 \alpha}{E_{\parallel}} + \frac{\cos^4 \alpha}{E_{\perp}} + \frac{1}{4} \left(\frac{1}{G_{\perp\parallel}} - 2 \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} \right) \cdot \sin^2 2\alpha \quad (9.16)$$

$$\bar{S}_{66} = \frac{\cos^2 2\alpha}{G_{\perp\parallel}} + \left(\frac{1}{E_{\parallel}} + \frac{1}{E_{\perp}} + 2 \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} \right) \cdot \sin^2 2\alpha \quad (9.17)$$

$$\bar{S}_{12} = \frac{1}{4} \left(\frac{1}{E_{\parallel}} + \frac{1}{E_{\perp}} - \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \right) \cdot \sin^2 2\alpha - \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} (\sin^4 \alpha + \cos^4 \alpha) \quad (9.18)$$

$$\bar{S}_{16} = - \left(\frac{2}{E_{\perp}} + 2 \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} - \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \right) \cdot \sin^3 \alpha \cdot \cos \alpha + \left(\frac{2}{E_{\parallel}} + 2 \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} - \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \right) \cdot \cos^3 \alpha \cdot \sin \alpha \quad (9.19)$$

$$\bar{S}_{26} = - \left(\frac{2}{E_{\perp}} + 2 \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} - \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \right) \cdot \cos^3 \alpha \cdot \sin \alpha + \left(\frac{2}{E_{\parallel}} + 2 \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} - \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \right) \cdot \sin^3 \alpha \cdot \cos \alpha \quad (9.20)$$

9.3.2 In das Laminat-KOS transformierte Scheiben-Steifigkeiten

Das in das x,y-Laminat-KOS transformierte Elastizitätsgesetz der UD-Schicht, mit der Steifigkeitsmatrix notiert, lautet:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (9.21)$$

Die transformierten Koeffizienten der Steifigkeitsmatrix lassen sich direkt berechnen aus:

$$\bar{Q}_{11} = \frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} \cdot \cos^4 \alpha + \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} \cdot \sin^4 \alpha + \frac{1}{2} \left(\frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} + 2G_{\perp\parallel} \right) \cdot \sin^2 2\alpha \quad (9.22)$$

$$\bar{Q}_{22} = \frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} \cdot \sin^4 \alpha + \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} \cdot \cos^4 \alpha + \frac{1}{2} \left(\frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} + 2G_{\perp\parallel} \right) \cdot \sin^2 2\alpha \quad (9.23)$$

$$\bar{Q}_{66} = G_{\perp\parallel} + \frac{1}{4} \left(\frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} + \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 2 \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 4G_{\perp\parallel} \right) \cdot \sin^2 2\alpha \quad (9.24)$$

$$\bar{Q}_{12} = \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} + \frac{1}{4} \left(\frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} + \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 2 \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 4G_{\perp\parallel} \right) \cdot \sin^2 2\alpha \quad (9.25)$$

$$\begin{aligned} \bar{Q}_{16} = & - \frac{1}{2} \left[\left(\frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} + \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 2 \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 4G_{\perp\parallel} \right) \cdot \sin^2 \alpha - \right. \\ & \left. \left(\frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 2G_{\perp\parallel} \right) \right] \cdot \sin 2\alpha \end{aligned} \quad (9.26)$$

$$\bar{Q}_{26} = -\frac{1}{2} \left[\left(\frac{E_{\perp}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 2G_{\perp\parallel} \right) - \left(\frac{E_{\parallel}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} + \frac{E_{\perp}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 2 \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1-\nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} - 4G_{\perp\parallel} \right) \cdot \sin^2 \alpha \right] \cdot \sin 2\alpha \quad (9.27)$$

9.4 Diskussion der Ergebnisse der Polartransformation

Steifigkeiten und Nachgiebigkeiten einer UD-Schicht werden stark vom Schnittwinkel beeinflusst. Eine typische Darstellungsform der Schnittwinkelabhängigkeit ist das *Polardiagramm* (Abb. 9.4).

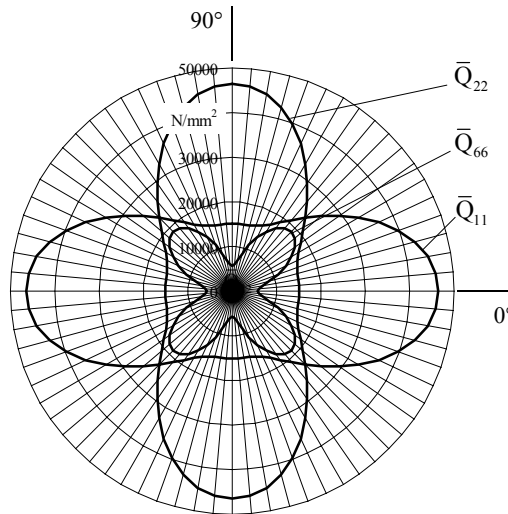


Abb. 9.4. Auf Schnittebenen zwischen $\alpha=0^\circ$ und $\alpha=360^\circ$ transformierte Steifigkeiten $\bar{Q}_{11}$, $\bar{Q}_{22}$ und $\bar{Q}_{66}$ einer UD-Schicht aus GFK. Darstellung der Gln. 9.22-9.24 in einem Polardiagramm. Man erkennt die Symmetrieebenen, die die UD-Schicht zum orthotropen Werkstoff machen

Aus dem Polardiagramm kann man eine Reihe von Informationen entnehmen:

- Man erkennt Symmetrien zur 0° und 90° -Richtung. Es genügt, nur einen Quadranten darzustellen.
- Schnitte unter 45° zeigen die Besonderheit, dass z.B. $\bar{Q}_{11}$ unter 30° gleich groß ist, wie $\bar{Q}_{22}$ unter 60° (Schnittpunkt der beiden Kurven bei 45°).
- Die Schubsteifigkeit $\bar{Q}_{66}$ ist unter 45° maximal.

- Polardiagramme sind gut dazu geeignet, Vergleiche zwischen verschiedenen Fasertypen und Laminaten durchzuführen (Abb. 9.5).

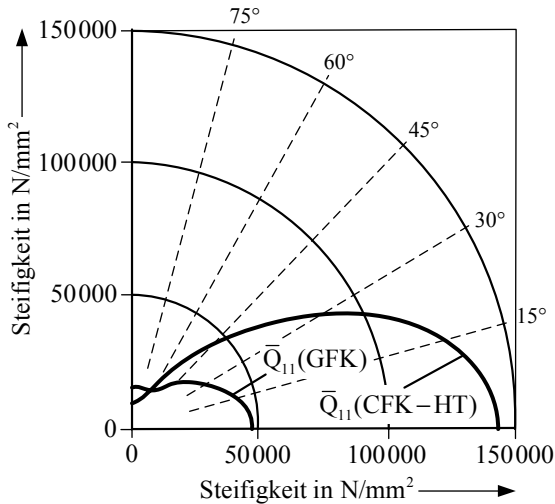


Abb. 9.5. Vergleich der Steifigkeiten $\bar{Q}_{11}$ zwischen einer GFK- und einer CFK-UD-Schicht. Die hohe Fasersteifigkeit der C-Fasern bewirkt einen „fülligeren“ Kurvenverlauf

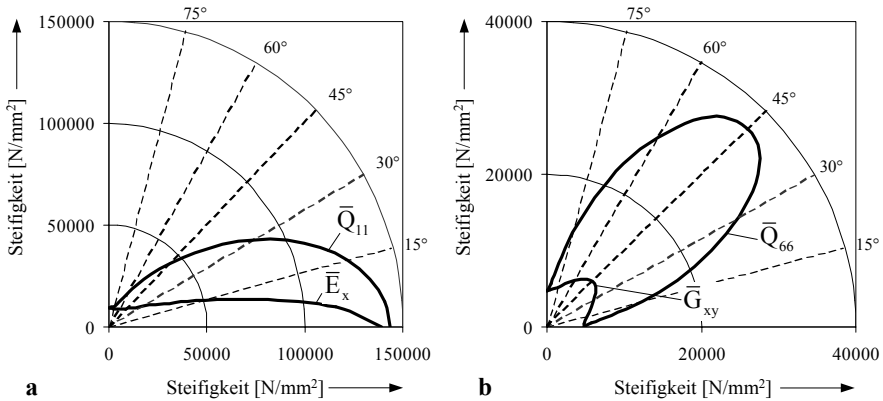


Abb. 9.6. Quadrant des Polardiagramms einer UD-Schicht (CFK-HT). **a** Verlauf der Steifigkeit $\bar{Q}_{11} = f(\alpha)$ und des E-Moduls $\bar{E}_x = 1/\bar{S}_{11}$. **b** Verlauf der Steifigkeit $\bar{Q}_{66} = f(\alpha)$ und des Schubmoduls $\bar{G}_{xy} = 1/\bar{S}_{66}$

Im Folgenden sollen die Unterschiede zwischen einem Elastizitätsmodul E und der Steifigkeit Q erläutert werden. Ingenieurmäßig versteht man unter Elastizitätsmodul E diejenige Steifigkeit, die man durch eine einachsige Belastung σ bei unbehinderten Querdehnungen ermittelt, experimentell z.B. durch einen Zugversuch. Dieser Versuch wird durch das Elastizitätsgesetz nach Gl. 9.14 beschrieben:

Der E-Modul E_x ergibt sich hier bei ausschließlicher σ_x -Spannung aus $E_x = 1/S_{11}$. Die Steifigkeit Q_{11} folgt aus einem einachsigen Zugversuch, bei dem jedoch die Querdehnung ε_y verhindert, die Dehnung in Dickenrichtung ε_z unbehindert ist. Eine Verzerrungsbehinderung, z.B. wenn $\varepsilon_y = \gamma_{xy} = 0$ gesetzt werden, wirkt sich als Steifigkeitserhöhung aus. Die Unterschiede zwischen Q_{11} und dem E-Modul E_x sind in Abb. 9.6a dargestellt. Eine analoge Darstellung für den Schubmodul findet sich in Abb. 9.6b.

Normen

- 9.1 VDI-Richtlinie 2014 (1989) Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund; Grundlagen

Elasto-Statik des Mehrschichtenverbunds

10 Klassische Laminattheorie des MSV als Scheibenelement

In den seltensten Fällen werden Faserverbund-Konstruktionen ausschließlich einachsigt belastet, so dass man mit nur einer Faserrichtung auskommen könnte. Aufgrund der zumeist vorliegenden mehrachsigen Belastung muss der Faserverbund-Konstrukteur mehrere Faserorientierungen zu einem MSV zusammenzufügen. Um das Verhalten des MSV zu beschreiben, benötigt man die Klassische Laminattheorie (CLT; Classical Laminate Theory). Mit ihr werden *zwei Ziele* verfolgt:

- Primär geht es darum, den MSV mechanisch zu charakterisieren, d.h. sein Elastizitätsgesetz aus den Elastizitätsgesetzen der Einzelschichten aufzubauen.
- Im zweiten Schritt lassen sich dann – auf Basis des nun vorhandenen MSV-Elastizitätsgesetzes – die Verzerrungen und Spannungen der Einzelschichten ermitteln (*Schichtenweise Spannungsanalyse*).

Vielfach findet man anstelle der Bezeichnung *Klassische Laminattheorie* auch den Ausdruck „Kontinuumstheorie“. Damit wird zum Ausdruck gebracht, dass – anders als bei der „älteren“ Netztheorie – die UD-Schichten als homogene Kontinua betrachtet werden.

10.1 Begriffe, Annahmen, Anwendungsgrenzen

Wie schon die unidirektionale Schicht, so wird auch der Mehrschichtenverbund mechanisch als Scheibenelement modelliert. Für ein Laminat-Scheibenelement trifft man folgende Annahmen:

- Es wird ein infinitesimales Element betrachtet.
- Die Einzelschichten sind eben und parallel zur Mittelebene des MSV orientiert.
- Die Dicken der einzelnen Schichten sind konstant.
- Aus den Schnittkräften der Struktur folgen nur Kraftflüsse $\hat{n}_x, \hat{n}_y, \hat{n}_{xy}$, bzw. Spannungen $\hat{\sigma}_x, \hat{\sigma}_y, \hat{\tau}_{xy}$ in der Scheibenebene, d.h. es liegt ein ebener Spannungszustand vor (Abb. 10.1). (Anmerkung: Alle den MSV betreffende Größen werden mit $\wedge$ = „Dach“ gekennzeichnet). Kräfte in Dickenrichtung treten nicht auf: $\hat{n}_z = \hat{n}_{yz} = \hat{n}_{zx} = 0$. Da in Dickenrichtung die Dehnungen nicht behindert sind, liegen in der Ebene reduzierte Steifigkeiten vor.
- Die Schnitt-Kraftflüsse sind über der Dicke des Scheibenelements konstant.

- Der ebene Spannungszustand bewirkt nur die Scheiben-Verzerrungen $\hat{\varepsilon}_x, \hat{\varepsilon}_y, \hat{\gamma}_{xy}$, aber keine Platten-Verwölbungen (Krümmungen, Drillungen) d.h. $\hat{\kappa}_x = \hat{\kappa}_y = \hat{\kappa}_{xy} = 0$. Platten-Verwölbungen werden nur dann vermieden, wenn der MSV zur *Mittelebene symmetrisch geschichtet* ist. Dies wird allerdings auch dann erfüllt, wenn die *Geometrie* des ganzen Bauteils die Symmetrie erzwingt, z.B. bei rohrförmigen symmetrischen Körpern. Man kann dies überprüfen, indem man die gegenüberliegenden Schichten eines Rohres gedanklich in der Symmetrieebene aufeinander legt; sie müssen dann ein mittensymmetrisches Laminat ergeben.
- Die Querschnitte bleiben bei Verformung eben; d.h. die Verzerrungen sind also über der Dicke konstant.

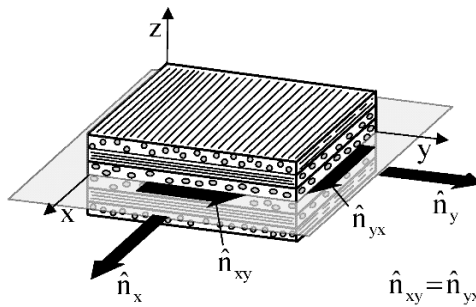


Abb. 10.1. Ebener Spannungszustand an einem Laminat als Scheibenelement. Es liegt Mittensymmetrie vor

Die Gültigkeit der Theorie ist zusätzlich an folgende Voraussetzungen geknüpft:

- Die Verformungen bleiben klein.
- Die Einzelschichten sind ideal miteinander verklebt. Es treten bei Belastung keine Relativverschiebungen auf.
- Die Werkstoffe verhalten sich linear, ideal elastisch, d.h. für die Einzelschichten gelten lineare Elastizitätsgesetze.

Es gibt Anwendungsgrenzen:

- Der Werkstoff wird als homogenes Kontinuum modelliert. Die Umgebung von Rissen, Lufteinschlüssen usw. wird von der Theorie nicht erfasst, da dort ein komplizierter Spannungszustand vorliegt.
- An Bauteilrändern liegt kein gleichförmiger Spannungszustand vor. Aufgrund unterschiedlicher Querkontraktionen der einzelnen Schichten entstehen Spannungen zwischen den Schichten, sogenannte interlaminare Spannungen. Sie werden nicht von der CLT erfasst. Die CLT gilt nur für ungestörte Bereiche.

10.2 Elastizitätsgesetz des Mehrschichtenverbunds als Scheibenelement

Ziel dieses Kapitels ist es, das Elastizitätsgesetz eines Laminats (laminate) aufzustellen. Dies ist nicht allein auf Basis des Kräftegleichgewichts möglich. Das Problem ist statisch unbestimmt. Der Beitrag der einzelnen Schicht zur Gesamtsteifigkeit und daraus resultierend der Traganteil an der Aufnahme der Gesamtbelastung folgt aus der Steifigkeit der Einzelschicht *und* ihrer Schichtdicke.

Als äußere Kräfte wirken auf das MSV-Scheibenelement die in der Struktur vorliegenden ebenen Schnittkräfte $\{\hat{N}\}$. Auf die Laminatbreite b bezogen stellen sie innere Linienkräfte dar, die Kraftflüsse $\{\hat{n}\}$. Es gilt folgender Zusammenhang:

$$\{\hat{n}\} = \frac{1}{b} \cdot \{\hat{N}\} \quad (10.1)$$

$$\text{mit } \{\hat{n}\} = \{n_x, n_y, n_{xy}\}^T \quad \text{und} \quad \{\hat{N}\} = \{\hat{N}_x, \hat{N}_y, \hat{N}_{xy}\}^T$$

$\hat{N}_x, \hat{N}_y$ = Schnitt-Normalkräfte, $\hat{N}_{xy}$ = Schnitt-Schubkraft des MSV

Folgende Beziehungen stellen den Übergang zu den Spannungen her:

$$\hat{n}_x = \hat{\sigma}_x \cdot t; \quad \hat{n}_y = \hat{\sigma}_y \cdot t; \quad \hat{n}_{xy} = \hat{\tau}_{xy} \cdot t \quad (10.2)$$

10.2.1 Kräfteäquivalenz am MSV

Es besteht – am gleichen Schnittufer – Äquivalenz zwischen den aus den Schnittgrößen herrührenden, am Laminat angreifenden Kraftflüssen $\{\hat{n}\}$ und der Summe der in den einzelnen Schichten herrschenden Kraftflüsse $\sum \{n\}_k$ (Abb. 10.2):

$$\begin{aligned} \hat{n}_x &= \hat{\sigma}_x \cdot t = \sum_{k=1}^n n_{xk} = \sum_{k=1}^n \sigma_{xk} \cdot t_k \\ \hat{n}_y &= \hat{\sigma}_y \cdot t = \sum_{k=1}^n n_{yk} = \sum_{k=1}^n \sigma_{yk} \cdot t_k \\ \hat{n}_{xy} &= \hat{\tau}_{xy} \cdot t = \sum_{k=1}^n n_{xyk} = \sum_{k=1}^n \sigma_{xyk} \cdot t_k \end{aligned} \quad (10.3)$$

In Matrixschreibweise:

$$\{\hat{n}\} = \{\hat{\sigma}\} \cdot t = \sum_{k=1}^n \{n\}_k = \sum_{k=1}^n \{\sigma\}_k \cdot t_k \quad (10.4)$$

t = Dicke des MSV

t_k = Dicke der Einzelschicht k

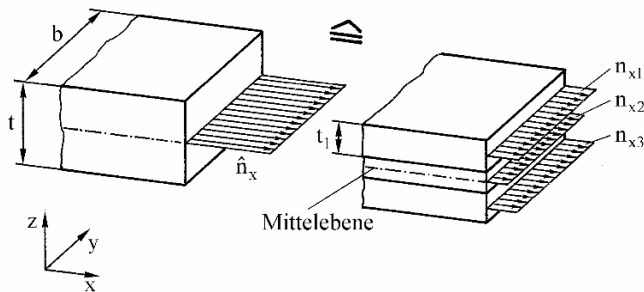


Abb. 10.2. Am gleichen Schnittufer herrscht Kräfteäquivalenz zwischen dem Schnittkraftfluss $\{\hat{n}\}$ und der Summe der Schicht-Kraftflüsse $\sum\{n\}_k$, hier beispielhaft in x-Richtung dargestellt

10.2.2 Geometrische Beziehungen am MSV

Als geometrische Beziehung lässt sich die Kompatibilitätsbedingung oder Verbund-Bedingung verwenden: Alle Schichten des MSV haften ideal aufeinander und erfahren deshalb die gleichen Verzerrungen. Dies ist das Kennzeichen einer Parallelschaltung von Federn. Daraus folgt für alle Schichten $k = 1$ bis n :

$$\begin{aligned}\varepsilon_{xk} &= \hat{\varepsilon}_x \\ \varepsilon_{yk} &= \hat{\varepsilon}_y \\ \gamma_{xyk} &= \hat{\gamma}_{xy}\end{aligned}\tag{10.5}$$

10.2.3 Einbeziehung der Elastizitätsgesetze der Einzelschichten

Führt man in Gl. 10.3 die Elastizitätsgesetze der einzelnen Schichten ein, d.h. ersetzt man $\{\sigma\}_k$ durch $[\bar{Q}]_k \cdot \{\varepsilon\}_k$ und zieht – gemäß der Kompatibilitätsbeziehung (Gln.10.5) – die Verzerrungen vor das Summenzeichen, so folgt daraus das Elastizitätsgesetz des Mehrschichtenverbunds. Man nennt es auch das *Überlagerungsgesetz* des MSV. Mechanisch betrachtet liegt eine *Parallelschaltung der Scheiben-Steifigkeiten* der Einzelschichten vor. Beim Stab wären es die Dehnsteifigkeiten $(E \cdot A)_k$, bzw. – wenn auf die Breite b bezogen wird – $(E \cdot t)_k$. Da die Steifigkeiten richtungsabhängig sind, können die Schichtsteifigkeiten jedoch nur aufsummiert werden, wenn sie sich alle auf das gleiche Koordinatensystem beziehen, d.h. sie sind vorab in das x,y -Laminat-KOS zu transformieren.

$$\begin{Bmatrix} \hat{n}_x \\ \hat{n}_y \\ \hat{n}_{xy} \end{Bmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{11k} \cdot t_k & \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{12k} \cdot t_k & \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{16k} \cdot t_k \\ \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{12k} \cdot t_k & \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{22k} \cdot t_k & \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{26k} \cdot t_k \\ \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{16k} \cdot t_k & \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{26k} \cdot t_k & \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{66k} \cdot t_k \end{bmatrix}}_{\text{Scheiben-Steifigkeitsmatrix } [A]} \cdot \begin{Bmatrix} \hat{\epsilon}_x \\ \hat{\epsilon}_y \\ \hat{\gamma}_{xy} \end{Bmatrix} \quad (10.6)$$

$$\{\hat{n}\} = [A] \cdot \{\hat{\epsilon}\}$$

$\bar{Q}_{ij}$ = in das x,y-MSV-Koordinatensystem transformierte Schichtsteifigkeiten

Es besteht beim Scheibenelement die Möglichkeit, von der Kraftfluss-bezogenen Schreibweise auf Spannungen über zu gehen. Dazu dividiert man durch die Laminatdicke t . Die Koeffizienten der Steifigkeitsmatrix notieren sich zu:

$$A_{ij}/t = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ijk} \cdot \frac{t_k}{t} \quad (10.7)$$

$\frac{t_k}{t}$ = relative Schichtdicke der Schicht k

Damit lautet das *mechanische* (ohne Temperatur- und Feuchteinfluss) Elastizitätsgesetz des MSV als Scheibenelement:

$$\begin{Bmatrix} \hat{\sigma}_x \\ \hat{\sigma}_y \\ \hat{\tau}_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{1}{t} \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \hat{\epsilon}_x \\ \hat{\epsilon}_y \\ \hat{\gamma}_{xy} \end{Bmatrix} \quad (10.8)$$

10.3 Schichtenweise Spannungs- und Verformungsanalyse

Mit Hilfe des so gewonnenen Elastizitätsgesetzes lassen sich nun bei bekannten Schnittkräften die Verzerrungen $\{\hat{\epsilon}\}$ des MSV aus der Inversion des Elastizitätsgesetzes (Gl. 10.6) errechnen:

$$\{\hat{\epsilon}\} = [A]^{-1} \cdot \{\hat{n}\} \quad (10.9)$$

mit $[A]^{-1}$ = Nachgiebigkeitsmatrix = invertierte Steifigkeitsmatrix des MSV

Gemäß der Kompatibilitätsbedingung (Gl. 10.5) sind mit den Verzerrungen des MSV auch die Verzerrungen der Einzelschichten bekannt. Um den Spannungs- und Verzerrungszustand der einzelnen Schichten in ihrem lokalen, natürlichen

Schicht-Koordinatensystem beurteilen zu können, werden die Laminatverzerrungen in die Richtungen der Einzelschichten transformiert:

$$\{\varepsilon\}_k = [T]_{x,y \rightarrow 1,2}^{(e)} \cdot \{\hat{\varepsilon}\} \quad (10.10)$$

Die Spannungen in den Einzelschichten errechnen sich mit den nun bekannten Einzelschichtverzerrungen aus den Elastizitätsgesetzen der einzelnen Schichten, hier einer UD-Schicht:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{Bmatrix}_k = \begin{bmatrix} \frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ \frac{\nu_{\parallel\perp} \cdot E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{\perp\parallel} \end{bmatrix}_k \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix}_k \quad (10.11)$$

Bei Scheibenbeanspruchung sind die Verzerrungen in allen Schichten gleich groß (Abb. 10.3), d.h. eine im unbelasteten Zustand senkrechte Ebene bleibt bei Belastung eben und normal zur Mittelebene. Entsprechend der unterschiedlichen Schichtsteifigkeiten ergeben sich aus dem Produkt von Steifigkeit und Verzerrung unterschiedliche Schichtspannungshöhen. Die Schichtspannungen „springen“. Dies ist allerdings nicht so zu verstehen, dass Schubspannungen zwischen den Schichten auftreten, sondern resultiert aus dem Ebenbleiben des Querschnitts.

Der Konstrukteur kann den Anteil einer Schicht an Lastaufnahme gezielt steuern. Je höher er die Steifigkeit einer Schicht einstellt, desto stärker zieht sie die Spannungen auf sich. Eine hohe Schichtsteifigkeit kann sowohl über die Faserorientierung erreicht werden, als auch über eine große Schichtdicke.

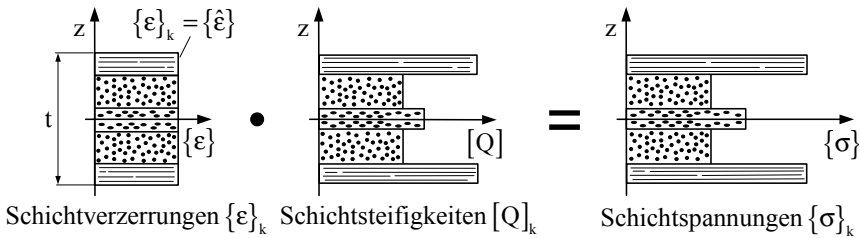


Abb. 10.3. Verzerrungen, Steifigkeiten und Spannungen über der Laminatdicke. Schichten gleicher Faserorientierung können beim Scheibenelement zusammengefasst werden

Abb. 10.4 zeigt übersichtlich den Ablauf der CLT des Mehrschichtenverbunds als Scheibenelement.

Gegeben :

- Anzahl der Schichten
- Faserrichtungen α_k , Faservolumenanteil ϕ
- die Schichtdicken t_k der k Einzelschichten
- die Grund-Elastizitätsgrößen $E_{\parallel k}$, $E_{\perp k}$, $G_{\perp \parallel k}$, $\nu_{\perp \parallel k}$
- die Belastung des MSV, d.h. die Schnittkraftflüsse $\hat{n}_x$, $\hat{n}_y$, $\hat{n}_{xy}$

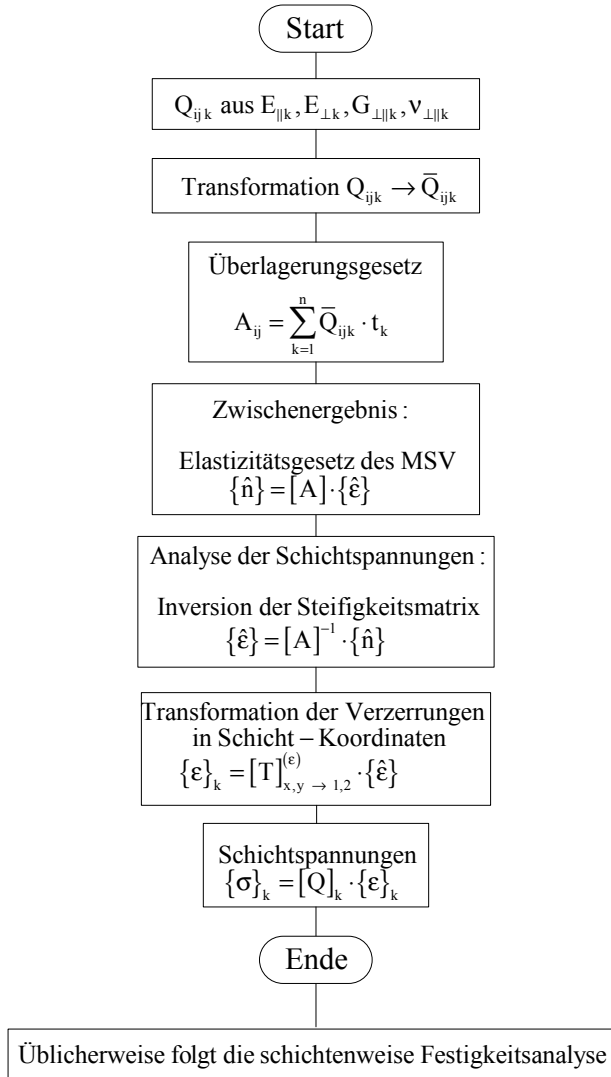


Abb. 10.4. Flussdiagramm der Spannungs- und Verzerrungsanalyse eines MSV

10.4 Die Ingenieurskonstanten des MSV

In vielen Fällen interessieren die sogenannten Ingenieurskonstanten (engineering constants or technical constants), d.h. die Moduln und Querkontraktionszahlen des *gesamten* Laminats. Dies ist beispielsweise der Fall, wenn ein dünnwandiges Hohlprofil mittels *Euler*-Gleichung auf Biegeknicken untersucht werden soll. Da die Wandung des Profils als Scheibe beansprucht wird, wird der Elastizitätsmodul $\hat{E}_x$ in die Knickgleichung eingesetzt. Anders ist der Fall zu behandeln, wenn das Laminat auf Biegung belastet wird, z.B. beim Biegeknicken als Laminatstreifen. Hier ist in die *Euler*-Gleichung der Biege-E-Modul einzusetzen (Kap. 15).

Diese Ingenieurkonstanten stellen Elastizitätsgrößen bei einachsiger Belastung dar. Experimentell lassen sie sich z.B. durch Zugversuche gewinnen. Rechnerisch ermittelt man sie direkt aus dem Elastizitätsgesetz des Verbunds (Gl. 10.6). Zum Beispiel ergibt sich $\hat{E}_x$ bei ausschließlicher $\hat{n}_x$ -Belastung ($\hat{n}_y = \hat{n}_{xy} = 0$) aus:

$$\hat{\epsilon}_x = (\mathbf{A}^{-1})_{11} \cdot \hat{n}_x \quad (10.12)$$

$(\mathbf{A}^{-1})_{11}$ = Koeffizient 11 der invertierten Scheibensteifigkeitsmatrix

Der Vergleich mit der Ingenieur-Schreibweise des einachsigen Elastizitätsgesetzes $\hat{\epsilon} = \hat{\sigma}/\hat{E}$ liefert:

$$\hat{E}_x = \frac{1}{(\mathbf{A}^{-1})_{11} \cdot t} \quad (10.13)$$

Wird dieser, für das gesamte Laminat geltende Elastizitätsmodul verwendet, so ist darauf zu achten, dass es sich um den Modul *ohne* Querkontraktionsbehinderung handelt. Entsprechend gilt für die anderen Ingenieurkonstanten:

$$\hat{E}_y = \frac{1}{(\mathbf{A}^{-1})_{22} \cdot t}; \quad \hat{G}_{xy} = \frac{1}{(\mathbf{A}^{-1})_{66} \cdot t}; \quad \hat{\nu}_{xy} = -\frac{(\mathbf{A}^{-1})_{12}}{(\mathbf{A}^{-1})_{22}}; \quad \hat{\nu}_{yx} = -\frac{(\mathbf{A}^{-1})_{12}}{(\mathbf{A}^{-1})_{11}} \quad (10.14)$$

10.5 Anwendung der CLT bei der Gestaltung einer FKV-Struktur

Die schichtenweise Spannungs- und Verformungsanalyse führt man sinnvollerweise mit Hilfe eines Rechenprogramms¹ durch:

- Schichten gleicher Faserorientierung können in der Rechnung zusammengefasst werden. Während am realen Bauteil eine bestimmte Reihenfolge der Einzelschichten sinnvoll sein kann, ist sie bei der Laminatanalyse des *Scheiben*-

¹ Das CLT-Programm *Alfalam* des Fachgebiets *Konstruktiver Leichtbau und Bauweisen*, TU Darmstadt, ist unter www.klub.tu-darmstadt.de/forschung/download hinterlegt.

elements ohne Belang. Diese Aussage gilt nicht bei Biegung oder Drillung, also nicht für das Plattenelement!

- Streng genommen darf man bei Faser-Kunststoff-Verbunden nicht von Elastizitätsmoduln ausgehen, denn die Spannungs-Verzerrungs-Beziehungen der UD-Schichten weisen bei Querkzug-, Querdruk- und Schubbelastung keinen durchgehend linearen Verlauf auf. Wirklichkeitsgetreuere Rechenergebnisse erzielt man, wenn man in die Werkstoffgesetze Sekantenmoduln statt Elastizitätsmoduln einsetzt. Der E-Modul $E_{\parallel}$ kann in sehr guter Näherung bis zum Bruch als konstant angesetzt werden. Eine Ausnahme bilden einige Kohlenstofffasertypen, bei denen die Zug-StEIFigkeit zur Bruchspannung hin leicht progressiv ansteigt. Während auch $E_{\perp}$ als Konstante eingesetzt werden kann, sollte zumindest der Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ oberhalb 25% der Bruchspannung nichtlinear, d.h. in Abhängigkeit von der herrschenden Schubspannung berücksichtigt werden. Es ist also zu iterieren. Einen ersten Eindruck der Auswirkungen der Nichtlinearität und den daraus sich ergebenden Spannungsumlagerungen erhält man, indem man den Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ auf die Hälfte reduziert einsetzt.
- Bei einer nichtlinearen Analyse ist zu berücksichtigen, dass sich die Faserwinkel unter Belastung ändern.
- Der Gefahr von großflächigen Delaminationen infolge von Schlagbeanspruchungen versucht man mit dreiachsigen Geweben oder Geflechten (3 D-Gelegen) zu begegnen. Die Dickenrichtung ist dabei meist deutlich schwächer verstärkt. Der Anteil der Verstärkungsfasern in Dickenrichtung liegt zwischen 2–10%. Daher kann die CLT, wie hier für ebene Lamine vorgestellt, näherungsweise auch auf die schwach verstärkten 3 D-Gelege angewendet werden.
- Es gelingt bei mehrschichtigen Laminaten kaum, das Ergebnis einer schichtenweisen Spannungsanalyse aus der Anschauung heraus vorherzusagen. Der Einfluss der Faserorientierungen, der gegenseitigen Querkontraktionsbehinderungen usw. ist nicht abschätzbar. Es gilt daher, den Ergebnissen der CLT zu vertrauen.

Die Konstruktion eines Strukturbauteils vollzieht sich in mehreren Einzelschritten, die in Optimierungsschleifen mehrmals durchlaufen werden:

- Zu Beginn einer Bauteilentwicklung steht der Entwurf. Hier wird die Geometrie und grob der Laminataufbau festgelegt. Dies geschieht aufgrund von Erfahrung oder einer Abschätzung mittels Netztheorie (Kap. 19).
- Der nächste Schritt – die Ermittlung der Schnittkräfte- und Momente infolge äußerer Belastungen – erfolgt bei einfachen Strukturen per Handrechnung, ansonsten mittels Finite-Elemente-Analyse.
- An ausgesuchten Stellen der Struktur erfolgt die Feindimensionierung mittels CLT. Als Belastung werden die Schnittkraftflüsse eingegeben. Beim Abkühlen von der Härtetemperatur entstehen im Laminat Thermische Eigenspannungen. Sie stellen eine Belastung dar und sind unbedingt mit zu berechnen (Kapitel 12).

- FE-Programme verfügen häufig über einen eigenen Composite-Elementtyp. Es ist nur die Eingabe der Elastizitätsgrößen der Einzelschichten gefordert.
- Wie bei einer Bauteildimensionierung üblich, folgt der Spannungsanalyse die Festigkeitsanalyse. Sie ist in den meisten CLT-Programmen fest integriert und läuft quasi automatisch mit ab. Es wird bewertet, ob die Schichtspannungen zum Versagen der Schichten führen. (Kap. 17).
- Meist stellt sich heraus, dass der erste Laminatentwurf nicht optimal ist. Die Festigkeitsanalyse zeigt, dass die einzelnen Schichten unterschiedlich hoch beansprucht sind. Es sind weitere CLT-Rechenläufe notwendig, um den Laminataufbau iterativ zu verbessern. Hierbei können unterschiedliche Ziele verfolgt werden:
 - Häufigste Zielsetzung ist es, in allen Schichten eine möglichst gleich hohe Werkstoffausnutzung zu erreichen. Die Güte des Laminats, d.h. die Ausnutzung der Schichten, wird anhand der sogenannten Anstrengung (Kap. 17) beurteilt. Dies stellt eine *Einzweck*-Optimierung (single-purpose) auf Leichtbau dar.
 - Ein anderes Ziel kann es sein, das Laminat „robust“ zu gestalten, d.h. das Versagen der Einzelschichten gezielt in einer „sicheren“ Reihenfolge ablaufen zu lassen (*Fail safe-Konzept*).
 - Selbstverständlich ist ein Laminat auf minimale Kosten hin optimierbar.
 - Ein günstiges Verhalten bei Schlagbeanspruchung kann ein weiterer Gesichtspunkt sein.

Ziel einer Leichtbau-Optimierung ist es, die Belastbarkeit aller Einzelschichten auszureizen. Bei Faser-Kunststoff-Verbunden stehen neben der einfachen Wanddickenvergrößerung *zusätzliche* Möglichkeiten zur Verfügung. Man kann die Faserwinkel und die Schichtdicken relativ zueinander variieren. Die beiden Parameter Faserwinkel und Schichtdicken stehen stellvertretend für die Schichtsteifigkeit. Sie ist die eigentliche konstruktive Variable. Aufgrund der Parallelschaltung der Schicht-Scheibensteifigkeiten zieht die steifste Schicht die höchsten Spannungen auf sich. Der Traganteil der jeweiligen Schichten ist also steifigkeitsgesteuert. Da die Schichtsteifigkeit das Produkt aus $Q_{ijk} = f(\text{Faserwinkel})$ und t_k ist, hat der Konstrukteur die Wahl, welche Größe er gezielt dimensioniert. Häufig hat man sich aus Fertigungsgründen für bestimmte Faserwinkel entschieden, so dass die Schichtdicke die maßgebliche Variable ist.

Soll eine bruchgefährdete Einzelschicht entlastet werden, so ist also ihre Steifigkeit *abzusenken*. Dies geschieht, indem ihre Schichtdicke verkleinert und im Gegenzug die der Nachbarschichten erhöht wird. Auf diese Weise werden die Spannungen von der kritischen Schicht weg verlagert.

Elasto-Statik des Mehrschichtenverbunds

11 Darstellung und Auswahl von Laminaten

11.1 Kodierung eines Laminataufbaus

Ein Mehrschichtenverbund wird durch die Faserorientierungen der einzelnen Schichten und die Schichtreihenfolge charakterisiert. Zur Kennzeichnung hat sich eine spezielle Laminat-Kodierung eingebürgert (laminate orientation code):

- Die Faserrichtungen werden auf die x-Achse des Bauteils bezogen. Das Symbol für Winkelgrade entfällt, da der Bezug eindeutig ist. Der Faserwinkel hat einen positiven Wert, wenn man durch eine mathematisch positive Drehung von der x-Achse zur 1(∥)-Richtung gelangt. Diese Festlegung stammt aus der amerikanischen Literatur. In der deutschsprachigen Literatur wird häufig ein Winkel als positiv angesehen, wenn man mathematisch positiv von der 1-Richtung in die x-Richtung dreht. Damit unterscheiden sich die beiden Konventionen im Vorzeichen. Die neuere deutsche Normung geht inzwischen zur amerikanischen Konvention über. Diese wird auch hier zugrunde gelegt.
- Bei Geweben wird die Winkelangabe auf die *Kett*richtung (warp) bezogen.
- Die Zählung der Schichtreihenfolge beginnt mit der ersten in eine Werkzeugform eingelegten Schicht (Abb. 11.1). Die Winkelangaben der einzelnen aufeinander folgenden Schichten werden durch Schrägstrich getrennt, z.B. $(0/+45/-45/0)$.
- Die Anzahl direkt aufeinander folgender Schichten mit gleichem Winkel wird als Index angegeben, z.B. bedeutet (45_3) , dass drei (45)-Schichten unmittelbar übereinander folgen.
- Fast immer werden Lamine mittensymmetrisch geschichtet. Die Kodierung wird abgekürzt, indem nur eine Laminathälfte durch Winkelangaben, und die Mittensymmetrie durch den tief gestellten Index s (symmetrisch) benannt wird [11.1]. Die Bezeichnung für ein mittensymmetrisches Laminat mit insgesamt zehn Einzelschichten lautet demzufolge: $(0_2/90/+45/-45)_s$.
- Soll ein mittensymmetrisches Laminat mit ungerader Schichtanzahl – d.h. mit einer Schicht, die nicht wiederholt wird – benannt werden, so ist diese Schicht durch Überstreichung zu kennzeichnen: z.B. $(0_3/+45/-45/\overline{90})_s$.
- UD-Schichten werden nicht speziell gekennzeichnet, Gewebe hingegen mit einem tief gestellten Index „f“ (fabric) versehen, z.B. zwei (0)-UD-Schichten plus sechs Gewebeschichten unter $\pm 45^\circ$ orientiert und mittensymmetrisch geschichtet: $(0/\pm 45_{3f})_s$.

- Werden unterschiedliche Fasertypen in einem Laminat kombiniert, so wird dies durch einen hoch gestellten Index gekennzeichnet, z.B. $(0_2^C/90^C/\pm 45^G)_s$ mit A = Aramid-, C = Kohlenstoff-, G = Glasfaser.
- Man geht bei der obigen Kodierung davon aus, dass die Einzelschichten gleich dick sind. Eine Variante besteht darin, die Anteile der Einzelschichten nicht als Schichtanzahl, sondern als prozentualen Anteil vom Gesamtvolumen, bzw. der Gesamtlaminatdicke anzuhängen, z.B. $(0/90/\pm 45)_s$ (30%/30%/40%). Auch die Halbzeugart lässt sich in die Kodierung aufnehmen, z.B. $((0/90)^G\text{--Gewebe}/\pm 45^C\text{--Gelege})_s$.

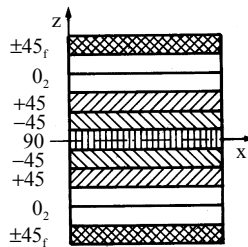


Abb. 11.1. Symbolhafte Darstellung eines Laminataufbaus mit der Kodierung $(\pm 45_f/0_2/+45/-45/90)_s$. Man beachte die zeichnerische Darstellung der Faserorientierungen (nach [11.1])

11.2 Darstellung von Laminataufbauten in Zeichnungen

Um der Produktionsabteilung eindeutige Fertigungsvorgaben machen zu können, haben sich faserverbund-spezifische Ergänzungen für Fertigungszeichnungen entwickelt:

- Das Bauteil wird mit einem Koordinatensystem versehen, auf das die Faserwinkel bezogen werden können.
- Wie allgemein üblich finden sich in der Stückliste (parts list) die verwendeten Halbzeuge, Kernmaterialien usw. Sie enthält die Positions-Nr., die Menge, die Einheit der Menge, Benennung der Komponenten, Sachnummern oder Norm-Kurzbezeichnungen.
- Ergänzend zur Stückliste werden ein Zuschneideplan (cutting plan) sowie ein Einlegeplan (layup plan) in die Zeichnung eingefügt. Zuschneide- und Einlegeplan können miteinander kombiniert werden. Während der Einlegeplan die Positions-Nr. (item No.) aus der Stückliste sowie die Lagen-Nr. (ply No.) einschließlich ihrer Orientierung zur x-Achse des Bauteils wiedergibt, enthält der Zuschneideplan Anzahl, Länge und Breite der Lagen. Um die Geometrie nicht

rechteckförmiger Zuschnitte angeben zu können, sind eine gesonderte Zuschnittzeichnungen notwendig.

- Die Positionen lokal platzierter Schichten bemaßt man von einer eindeutigen, sich nicht durch die Wanddickenzunahme durch das Auflegen verändernden Bezugskante.
- Evtl. ist es notwendig, eine zusätzliche Endbearbeitungs-Zeichnung zu erstellen.
- In der Schnittdarstellung werden die Einzelschichten durch Linien dargestellt. Unterschiedliche Faserorientierungen können zusätzlich zur Benennung durch Strichformen wie durchgezogen, gestrichelt, strich-punktiert gekennzeichnet werden (Abb. 11.2).
- Es sind Toleranzen anzugeben, insbesondere für die Faserorientierungen. Für normale Ansprüche genügt häufig eine Toleranz von $\pm 5^\circ$ zu den Soll-Winkeln.

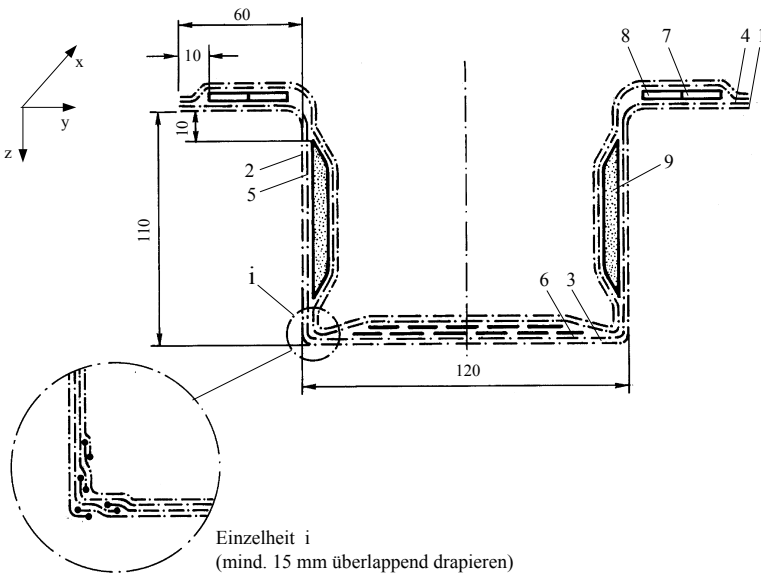


Abb. 11.2. Einzelteilzeichnung eines Faserverbund-Profiles mit lokalen Verstärkungen und einer Beulstützung der Stege durch einen Sandwichaufbau

Pos.-Nr. Item No.	Menge Quantity	Einheit Unit	Benennung Term	Sach-.Nr. Index No.
51	1,93	m ²	Glasgewebe-Prepreg	
60	1,76	m ²	C-Faser-UD-Prepregstreifen	
90	0,18	m ²	Hartschaum, t=5, Kanten gefast	Dichte 60 kg/m ³

Abb. 11.3. Stückliste zur Zeichnung in Abb. 11.2

Zuschneideplan					
Einlegeplan					
Pos.-Nr. Item No.	Lagen-Nr. Ply No.	Faserrichtung Fibre direction	Länge Length	Breite Width	Lagenzahl Layers Quantity
51	1	±45	1000	185	1
51	2	±45	1000	185	1
51	3	±45	1000	120	1
51	4	±45	1000	190	1
51	5	±45	1000	190	1
51	6	±45	1000	110	1
60	7	0	1000	20	2
60	8	0	1000	20	2
90	9	-	1000	90	1
usw.					

Abb. 11.4. Zuschneide- und Einlegeplan zur Zeichnung, Abb. 11.2

11.3 Fertigungsanweisungen

Bei kompliziert aufgebauten Laminaten – insbesondere, wenn einzelne Schichten sich nicht über das gesamte Bauteil erstrecken, sondern nur lokal positioniert werden – ist eine detaillierte Fertigungsanweisung zu erstellen. Es hat sich bewährt, für jede Schicht ein CAD-Zeichnungsblatt auszufertigen, welches die Werkzeugform, die Position und die Faserorientierung der einzulegenden Einzelschicht eindeutig zeigt. Die einzelnen CAD-Blätter werden in Einlege-Reihenfolge zusammengefasst und als Einlege-Buch (ply book) bezeichnet. Eine wertvolle Fertigungshilfe ist ein *Positionierlaser*, der – oberhalb des Werkzeugs installiert – die Kontur der einzulegenden Lage in das Werkzeug projiziert.

Sind Bauteile dokumentationspflichtig, so muss nachweisbar belegt werden, dass erstens alle Lagen vorhanden sind und sie zweitens in richtiger Reihenfolge am vorgesehenen Platz abgelegt wurden. Meist reicht es aus, den Ausführenden per Unterschrift die ordnungsgemäße Fertigung des Laminataufbaus bestätigen zu lassen.

11.4 Gebräuchliche Laminattypen

Ein universelles Laminat, das für alle Zwecke gleich gut geeignet ist, existiert nicht. In der Faserverbundtechnik haben sich einige Laminattypen herauskristallisiert, die bevorzugt eingesetzt werden. Vorteilhaft ist, dass sich damit die unendliche Anzahl von Möglichkeiten, ein Laminat bzgl. Faserorientierung, Schichtdicke

und Schichtreihenfolge zu gestalten, sinnvoll einengt. Beschränkt man sich auf diese bewährten Laminattypen, so lässt sich der Laminataufbau rasch, mit wenigen Iterationen, optimieren. In allen diesen Laminattypen finden sich einige zentrale Eigenschaften wieder:

- Sie sind auf spezielle Belastungen abgestimmt.
- Gleichzeitig sind sie besonders einfach herstellbar.
- Diese Lamine bringen die Symmetrien mit, die notwendig sind, um unerwünschten Verzug zu vermeiden.
- Richtig auf den jeweiligen Lastfall angepasst vermeiden diese Lamine, dass zu hohe Spannungen über die Matrix laufen. Sie verkörpern das zentrale Konstruktionsziel der Faserverbundtechnik, die Spannungen in den Fasern zu konzentrieren.

11.4.1 Die Unidirektionale Schicht

Bei einer UD-Schicht sind die Fasern ausschließlich in einer Richtung orientiert. Mit ihr lassen sich die Vorteile der Faser-Kunststoff-Verbunde am vollkommensten nutzen. In diesem Fall beschränkt sich die Überlegenheit gegenüber metallischen Leichtbauwerkstoffen wie Aluminium nicht nur auf den Dichtevorteil. Ein zusätzlicher Leichtbauvorsprung erwächst aus der überlegenen faserparallelen Festigkeit und Steifigkeit. Leider ist dieser Laminattyp nur für eine *einachsige* Zug- oder Druckbelastung geeignet. Bei Quer- oder Schubbelastung laufen die Kräfte über die Matrix; die Belastbarkeit ist sehr gering. Es besteht die Gefahr, dass frühzeitig Risse parallel zu den Fasern auftreten, die UD-Schicht sich also spaltet. Ist dies zu befürchten, so sollte man stattdessen zwei Faserrichtungen vorsehen, die um die UD-Richtung mit bis zu $\pm 5^\circ$ schwanken, d.h. einen Ausgeglichenen Winkelverbund realisieren.

Anwendungen für UD-Lamine sind Umfangsbandagen, Schlaufenanschlüsse, Schwungräder, Blattfedern und die Gurte in Biegeträgern.

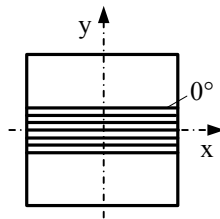


Abb. 11.5. Unidirektionale Schicht

11.4.2 Der Ausgegliche Winkerverbund

Im Gegensatz zur UD-Schicht ist der Ausgegliche Winkerverbund (AWV) (balanced laminate) in der Lage, einen *zweiachsigen* Spannungszustand überwiegend durch Faserkräfte aufzunehmen. Er wird damit auch Quer- und Schubbelastungen gerecht.

Ein AWV ist gekennzeichnet durch:

- eine nominell gerade Anzahl von UD-Schichten (Abb. 11.9)
- und die paarweise Zuordnung der Schichten. Ein Paar wird jeweils mit gleich großem Winkel, aber entgegengesetztem Vorzeichen orientiert. Die paarweise zugeordneten Schichten weisen jeweils gleich große Schichtdicken sowie gleiche Fasertypen auf und haben gleiche Faservolumenanteile. Im einfachsten Fall besteht ein AWV aus 2 Faserrichtungen, z.B. $\alpha_1 = 20^\circ$ und $\alpha_2 = -20^\circ$ ($\pm 20^\circ$). Selbstverständlich kann man mehrere AWVs miteinander kombinieren, z.B. ($\pm 10^\circ / \pm 45^\circ / \pm 80^\circ$). Um die Gleichheit der Winkel bzw. den AWV zu charakterisieren, wird ihm die *besondere Winkelbezeichnung* ω zugeordnet: $\alpha_1 = \omega$ und $-\alpha_2 = \omega$; d.h. obiger AWV wird – dann ohne Vorzeichen – mit $\omega = 20^\circ$ gekennzeichnet (Abb. 11.6). In der Kodierung bleibt man jedoch bei der $\pm$ -Kennzeichnung, z.B. ($\pm 30^\circ / \pm 80^\circ$).

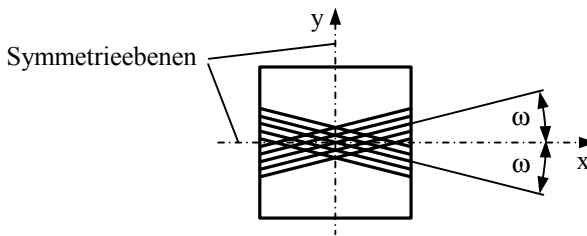


Abb. 11.6. Ausgeglicherer Winkerverbund

Eine UD-Schicht – schräg zur Faserrichtung belastet – verhält sich anisotrop, die Dehnungen und die Schiebung sind miteinander gekoppelt (Abb. 11.7a). Letzteres ist meist unerwünscht. Durch Hinzufügen einer zweiten, gleich großen Faserrichtung entgegengesetzten Vorzeichens erzeugt man zwei senkrecht aufeinander stehende Symmetrieebenen. Dadurch wird der AWV bzgl. der x- und y-Richtungen orthotrop. Zwar werden die einzelnen UD-Schichten im AWV außerhalb ihrer Orthotropieachse beansprucht und weisen deswegen jede für sich eine Dehnungs-Schiebungs-Koppelung auf; da diese jedoch mit umgekehrten Vorzeichen auftreten, kompensieren sie sich im Verbund (Abb. 11.7c). Daher wird der Winkerverbund als „ausgeglichen“ bezeichnet.

Zum AWV ist weiterhin zu bemerken:

- Im Gegensatz zur UD-Schicht kann der AWV jeden ebenen Spannungszustand überwiegend durch Faserkräfte aufnehmen. Damit die Kräfte in den Fasern

konzentriert und die Beanspruchungen quer zur Faserrichtung klein bleiben, muss nach *Netztheorie* (Kapitel 19) die Faserrichtung ω auf den herrschenden Hauptspannungszustand abgestimmt werden. Ändert sich dieser, so verlaufen die Kräfte vermehrt über die Matrix. Die Belastungsverhältnisse sollten daher beim AWW eindeutig bleiben und sich im Betrieb nicht zu stark ändern.

- Alle AWWs sind nach Netztheorie gut geeignet, eine Schubbeanspruchung aufzunehmen.
- AWWs mit kleiner Winkeldifferenz – z.B. $\omega=15^\circ$ – werden gewählt, wenn die ausschließliche UD-Faserorientierung nicht möglich ist, weil neben einer dominierenden Belastungsrichtung auch geringe Quer- und Schubbelastungen vorliegen. In Abb. 11.8 ist demonstriert, dass sich mit dem AWW gezielt Steifigkeits-Vorzugsrichtungen konstruieren lassen. Beispiel $\omega = 15^\circ$: Im Vergleich zur UD-Schicht liegt immer noch eine hohe Steifigkeit A_{11}/t in x-Richtung vor, gleichzeitig gewinnt man gegenüber der UD-Schicht einen Zuwachs an Schubsteifigkeit A_{66}/t .
- Hält man die Winkeldifferenz beim AWW klein, so bleiben auch die ungünstigen Thermischen Eigenspannungen klein.
- Aufgrund der Symmetrien und den damit nicht vorhandenen Koppelungen führen Thermische Eigenspannungen nicht zum Verzug des Laminats.

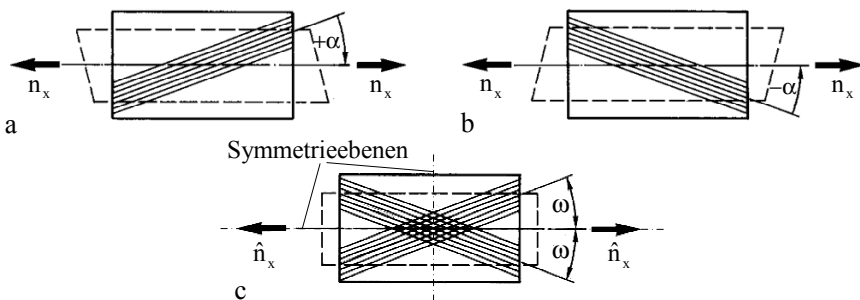


Abb. 11.7. Qualitative Darstellung der Kompensation der Dehnungs-Schiebungs-Koppelung der einzelnen Schichten eines AWWs. **a** und **b** überlagert ergibt **c**, d.h. orthotropes Verhalten als Scheibenelement aufgrund der 2 Symmetrieebenen

- Nachteilig ist, dass der AWW bei flächigen Strukturen schwierig zu fertigen ist. Es gibt kaum spezielle AWW-Halbzeuge. Allenfalls kann man Gewebe für einen $\pm 45^\circ$ -AWW verwenden. Die Faserorientierungen müssen aus UD-Bändern drapiert werden. Da dies mit Hand kaum präzise genug machbar ist, realisiert man den AWW immer dann, wenn automatisierte Ablegeverfahren möglich sind, z.B. in der Wickeltechnik oder in der Prepregverarbeitung. Hier werden UD-Bänder – präzise CNC-gesteuert – auf einem Wickelkern oder in einem Werkzeug abgelegt.
- Man findet daher den AWW vornehmlich bei in Wickelverfahren oder aus Flechtschläuchen gefertigten Bauteilen, d.h. bei Rohren. Als typische Beispiele

sind Zug-Druck-Stäbe und torsions- und biegebeanspruchte Antriebswellen ($\omega \approx 15^\circ$) zu nennen. Die klassische und häufigste Anwendung des AWV sind jedoch Innendruck-belastete Rohre und Behälter. Sie werden meist mit $\omega = 54,7^\circ$ ausgeführt. Der Winkel entstammt der netztheoretischen Auslegung. Die Wicklung, bzw. das Rohr werden ihrem Aussehen gemäß auch *Schraubenwicklung* und $\pm S$ -Rohr genannt.

Die Scheiben-StEIFigkeitsmatrix eines AWVs hat folgendes Aussehen:

$$[A] = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 \\ A_{12} & A_{22} & 0 \\ 0 & 0 & A_{66} \end{bmatrix} \quad (11.1)$$

Das Kennzeichen orthotropen Verhaltens – das Verschwinden der *Koppelkoeffizienten* ($A_{16}=A_{26}=0$) – ergibt sich aufgrund der Symmetrie, die sich auch bzgl. der Diagonale in der StEIFigkeitsmatrix erkennen lässt. Das StEIFigkeits-Diagramm (Abb. 11.8) ist ebenfalls symmetrisch und lässt so die Orthotropie des AWVs erkennen. Die SchubstEIFigkeit A_{66}/t ist beispielsweise bei $\omega = 15^\circ$ genauso groß wie bei $\omega = 75^\circ$.

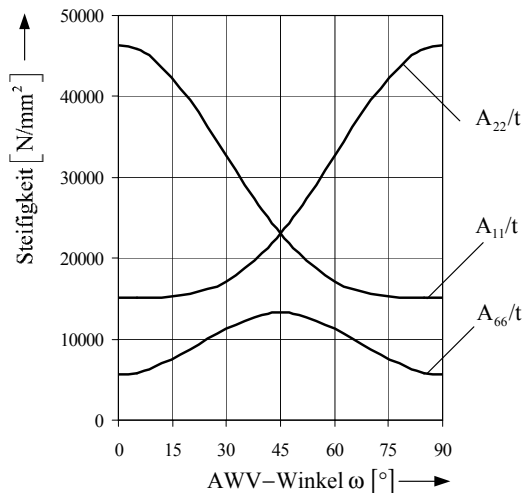


Abb. 11.8. StEIFigkeiten eines AWVs in Abhängigkeit vom Winkel ω . Man erkennt die Symmetrie zu $\omega=45^\circ$ (GFK)

Um bei einem AWV mit zwei Faserrichtungen die Scheibenforderung zu erfüllen, dass bei ebener Belastung keine Plattenwölbungen auftreten dürfen, muss zur Mittelebene symmetrisch geschichtet werden. Im realen AWV sind somit mindestens drei Einzelschichten vorzusehen (Abb. 11.9). Scheibe und Platte sind dann entkoppelt. Orthotropie ist jedoch nur bei Scheibenbelastung gegeben. Als Platte belastet – d.h. bei Biegung oder Drillung – treten Koppelungen innerhalb der Plat-

te auf (Kapitel 25). Wird zusätzlich die Platten-Orthotropie gewünscht, so kann man sie in guter Näherung durch eine vielzählige, feine Aufteilung der Schichten erreichen.

Weitere Hinweise zur Auslegung eines AWWs finden sich im Kapitel 19 (Netztheorie).

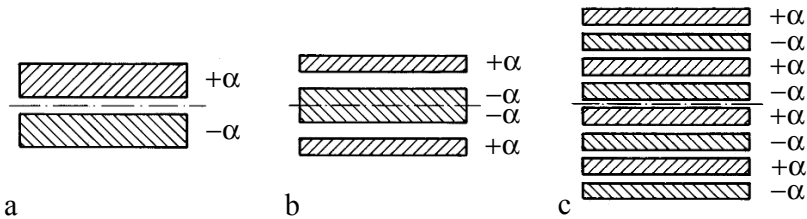


Abb. 11.9. **a** Zur Mittelebene unsymmetrischer Schichtaufbau; auch wenn nur Scheibenbelastungen vorliegen sind Verwölbungen als Platte nicht vermeidbar. **b** Zur Mittelebene symmetrischer Schichtaufbau, Scheibe und Platte sind entkoppelt, zusätzlich liegt Scheiben-, jedoch nicht Platten-Orthotropie vor. **c** Durch feine Aufteilung angenäherter mittersymmetrischer Laminataufbau, d.h. Entkoppelung von Scheibe und Platte. Der AWW verhält sich sowohl als Scheibe als auch als Platte orthotrop

11.4.3 Der Kreuzverbund

Ein Kreuzverbund (cross-ply laminate) besteht aus den beiden Faserrichtungen 0° und 90° – allgemeiner: einer Winkeldifferenz von 90° . Üblicherweise werden entweder mehrere UD-Schichten abwechselnd orthogonal zueinander geschichtet, oder man verwendet Gewebe. Der Kreuzverbund (KV) ist immer dann angebracht, wenn bei ebenem Spannungszustand die *Hauptrichtungen* bekannt sind. Man verlegt die Fasern in diese beiden Richtungen.

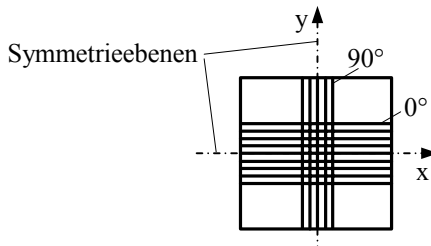


Abb. 11.10. Kreuzverbund

Den Kreuzverbund kennzeichnen folgende Eigenschaften:

- Er weist in der Ebene zwei Symmetrieebenen auf und ist daher orthotrop. In Richtung seiner Symmetriechsen beansprucht tritt demzufolge keine Dehnungs-Schiebungs-Koppelung auf.
- Ein KV ist nach Netztheorie tragfähig, wenn er in Richtung der Hauptspannungen orientiert wird. Muss damit gerechnet werden, dass sich die Hauptspannungen stärker ändern, so empfiehlt sich eher ein Laminat mit drei oder mehr Faserrichtungen (Kapitel 19).
- Die Steifigkeitsmatrix, bezogen auf die Orthotropieachsenrichtungen des KVs, hat – in Ingenieurkonstanten ausgedrückt – folgendes Aussehen:

$$[A]/t = \begin{bmatrix} \frac{\hat{E}_x}{1-\hat{\nu}_{xy}\hat{\nu}_{yx}} & -\frac{\hat{\nu}_{xy}\hat{E}_y}{1-\hat{\nu}_{xy}\hat{\nu}_{yx}} & 0 \\ -\frac{\hat{\nu}_{xy}\hat{E}_y}{1-\hat{\nu}_{xy}\hat{\nu}_{yx}} & \frac{\hat{E}_y}{1-\hat{\nu}_{xy}\hat{\nu}_{yx}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{\perp\parallel} \end{bmatrix} \quad (11.2)$$

- Sind die Schichtdicken in den beiden Faserrichtungen gleich groß, und werden die gleichen Fasertypen und Faservolumenanteile verwendet, so gilt: $\hat{E}_x = \hat{E}_y$ und $\hat{\nu}_{xy} = \hat{\nu}_{yx}$. In erster Näherung ergeben sich die Elastizitätsmoduln aus der Überlagerung der mit der relativen Schichtdicke gewichteten Moduln der UD-Schichten: $\hat{E}_x \approx E_{\parallel} \cdot t_0/t + E_{\perp} \cdot t_{90}/t$ und $\hat{E}_y \approx E_{\perp} \cdot t_0/t + E_{\parallel} \cdot t_{90}/t$. Abb. 11.11 zeigt charakteristische Steifigkeits-Polardiagramme eines Kreuzverbunds mit seinen zwei Vorzugs-Steifigkeitsrichtungen. In einem Fall wurden in der 0°- und 90°-Richtung gleiche, im anderen Fall ungleiche Schichtdicken realisiert.
- Bei ausschließlicher Belastung mit $\hat{n}_x$ - und $\hat{n}_y$ -Kräften treten in den Einzelschichten nur σ_1 - und σ_2 -Schichtspannungen auf.
- Bei ausschließlichem Schubfluss $\hat{n}_{xy}$ liegen in den Einzelschichten nur τ_{21} -Schichtspannungen und keine wünschenswerten σ_1 -Spannungen vor. Die Festigkeit ist bei Schubbelastung daher sehr niedrig. Der Schubmodul $\hat{G}_{xy}$ entspricht dem Schubmodul der UD-Schicht $G_{\perp\parallel}$, d.h. auch die Schubsteifigkeit ist klein (Abb. 11.12). Unter Schub verzerrt sich der Kreuzverbund leicht zum Parallelogramm. Der in x- und y-Richtung orientierte Kreuzverbund ist aus diesen Gründen zur Aufnahme hoher Schubspannungen ungeeignet!
- Nachteilig ist, dass beim Kreuzverbund aufgrund der maximalen Winkeldifferenz von 90° die Thermischen Eigenspannungen maximal werden.
- Vorteilhaft ist, dass sich der Kreuzverbund einfach aus Geweben aufbauen lässt. Bezüglich der realen Schichtung eines KVs aus UD-Schichten gilt das für den AWV gesagte (Abb. 11.9): Um eine mittensymmetrische Schichtung zu erreichen, sind mindestens drei einzelne UD-Schichten notwendig. Bei Geweben genügt eine einzelne Gewebeschicht.

Der ausschließliche Kreuzverbund wird eher selten realisiert. Es gibt allerdings eine wichtige Anwendung: Bei auf Innendruck belasteten Rohren orientiert man die Fasern in die beiden Hauptrichtungen, d.h. in Rohrlängs- und in Umfangsrichtung.

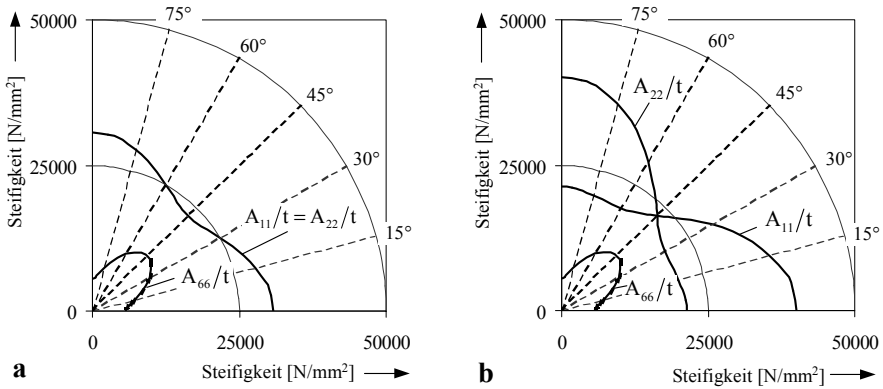


Abb. 11.11. Steifigkeiten eines Kreuzverbunds aus GFK auf verschiedenen Schnitten. Aufgrund der Symmetrie muss nur ein Quadrant des Polardiagramms dargestellt werden.
a Schichtdicken-Verhältnis $t_0/t_{90} = 0,5/0,5$ **b** Schichtdicken-Verhältnis $t_0/t_{90} = 0,8/0,2$

$$\begin{array}{c}
 \begin{array}{ccc}
 \begin{array}{c} y \\ \uparrow \\ \text{Gitter} \\ \downarrow \\ x \end{array} & \begin{array}{c} \tau_{21,90^\circ} \\ \uparrow \\ \text{Vertikale Linien} \\ \downarrow \\ 2 \end{array} & \begin{array}{c} \tau_{21,0^\circ} \\ \uparrow \\ \text{Horizontale Linien} \\ \downarrow \\ 1 \end{array} \\
 \hat{n}_{xy} & & \\
 1/(A_{66}^{-1}) = \hat{G}_{xy} \cdot t & = & G_{\perp\parallel} \cdot (t_{90} + t_0)
 \end{array}
 \end{array}$$

Abb. 11.12. Der Schubmodul $\hat{G}_{xy}$ des Kreuzverbunds entspricht demjenigen einer UD-Schicht und ist deswegen sehr niedrig

Gewebe

Die üblichen, rechtwinklig aus Kette und Schuss gefügten Gewebe stellen laminattheoretisch einen Kreuzverbund dar. Für Gewebe gilt also das Elastizitätsgesetz Gl. 11.2. In guter Näherung kann man sie in der CLT als aus UD-Schichten aufgebaut modellieren. Jedoch sind Steifigkeits- und Festigkeitseinbußen infolge der Faserwelligkeit zu berücksichtigen. Zwar gibt es theoretische Modelle, um diesen Einfluss zu erfassen; sinnvoller ist es jedoch, Steifigkeiten und Festigkeiten in Kett- und Schussrichtung experimentell zu ermitteln. Damit werden die unter-

schiedlichen Gewebekonstruktionen wie Köper, Atlas usw., der komplizierte Spannungszustand an den Überkreuzungen, die häufig unterschiedlichen Faser-mengen in Kett- und Schussrichtung, sowie der Fertigungseinfluss richtig erfasst. Für eine erste Abschätzung kann eine Steifigkeitsreduktion im Vergleich zu einem Kreuzverbund aus UD-Schichten von etwa 10% angesetzt werden. Wurde das Elastizitätsgesetz eines Gewebes vollständig experimentell bestimmt (Gl. 11.2), so kann es direkt in die CLT eingesetzt werden.

11.4.4 Schublamine

Schubbelastungen sind bei FKV besondere Aufmerksamkeit zu widmen. Fast immer sind hierzu besondere Faserorientierungen vorzusehen. Bei überwiegender Schubbeanspruchung – bei Torsion eines Rohrs oder Querkraftschub in einem Balken – verwendet man spezielle Schublamine (SL). Ersetzt man den Schubspannungszustand durch den äquivalenten Hauptspannungszustand (Abb. 11.13), so leuchten die passenden Faserwinkel eines SL unmittelbar ein: Man orientiert die Fasern in Richtung der Hauptspannungen, also in die I,II-Richtung. In das x,y-Laminat-KOS transformiert entspricht dies einem ($\pm 45^\circ$)-Laminat. Es ist günstig aus Geweben fertigbar, die man um 45° verdreht zur x-Richtung anordnet.

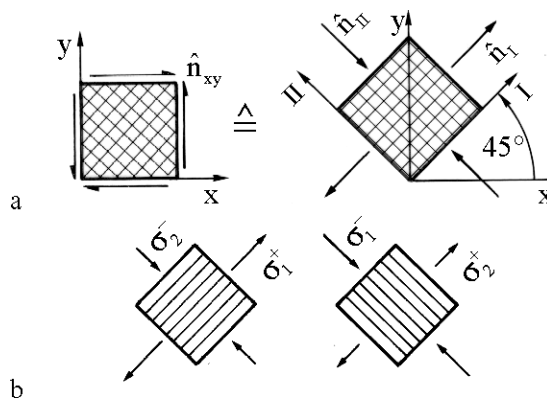


Abb. 11.13. **a** Einem Schubfluss $\hat{n}_{xy}$ ist ein um 45° gedrehter Hauptkräftezustand äquivalent: $\hat{n}_{xy} = +\hat{n}_I$; $\hat{n}_{xy} = -\hat{n}_{II}$. **b** In einem schubbeanspruchten ($\pm 45^\circ$)-Laminat ist die eine Schicht günstig durch σ_1^+ und σ_2^+ beansprucht, die andere Schicht ungünstig durch σ_1^- und σ_2^-

- Einige Faserverbund-Konstrukteure glauben, dass bei ausschließlichem Schub nur das ($\pm 45^\circ$)-Laminat in Frage kommt. Nach Netztheorie sind jedoch alle AWWs als Schublamine geeignet. Der Vergleich zeigt, dass – insbesondere bei GFK – gegenüber dem „Idealfall“ $\omega = 45^\circ$ keine großen Festigkeitsverluste zu erwarten sind (Abb. 11.14).

- Bei Schubbelastung eines ($\pm 45^\circ$)-Schublaminate entstehen in der einen 45° -Schicht σ_1 -Zug- und σ_2 -Druckspannungen (Abb. 11.13b). Diese Spannungs-kombination ist sehr gut ertragbar. In der anderen 45° -Schicht treten hingegen σ_1 -Druck- und ungünstigerweise σ_2 -Zugspannungen auf. Letztere Schicht versagt deutlich vor der Ersteren. Zur besseren Werkstoffausnutzung kann man die Schichtdickenverhältnisse optimieren. Die gefährdete Schicht wird dünner als die andere ausgeführt. Dadurch zieht die 45° -Schicht mit σ_1^+ und σ_2^- einen höheren Anteil der Laminat-Schubbelastung auf sich und die gefährdete Schicht wird entlastet. Abb. 11.14 zeigt, dass diese Optimierungsmaßnahme insbesondere bei GF-EP die Belastbarkeit erheblich steigert. Bei CF-EP hingegen ist dieser Ansatz praktisch wirkungslos, da aufgrund des hohen Orthotropiegrads der UD-Schicht die Spannungen weitaus stärker von den Fasern aufgenommen werden.

Unterschiedliche Schichtdicken einzustellen ist jedoch nur sinnvoll, wenn die Schubbeanspruchung nicht das Vorzeichen wechselt, also überwiegend und besonders hoch immer nur in einer Richtung auftritt. Dies gilt z.B. für Balken, die ausschließlich durch Gewichtskräfte belastet werden.

Ein Schublaminate mit optimierten, d.h. ungleichen Schichtdicken ist kein AWW mehr. Das Laminat zeigt eine Dehnungs-Schiebungs-Koppelung.

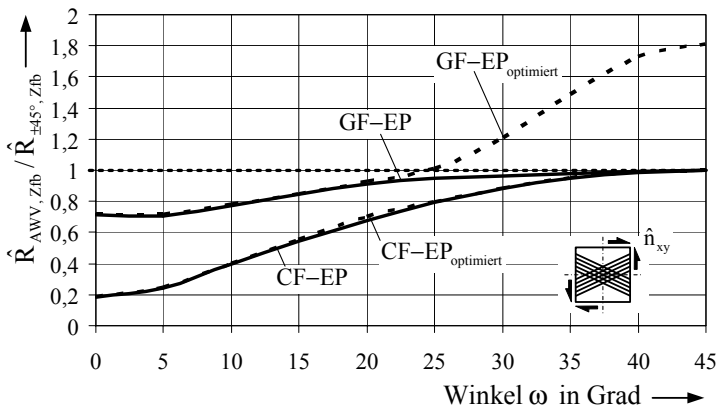


Abb. 11.14. Zur Eignung von AWW als Schublaminate: Vergleich der Zwischenfaserbruch-Festigkeit von Ausgeglichenen Winkelverbunden mit derjenigen des ($\pm 45^\circ$)-Laminats. Man erkennt, dass z.B. bei GF-EP ein SL mit $\omega=25^\circ$ kaum Festigkeitsverluste gegenüber dem ($\pm 45^\circ$)-Laminat zeigt. Außerdem ist es zu empfehlen, ein GFK-SL im Bereich zwischen $\omega=25^\circ$ und $\omega=45^\circ$ bzgl. der Schichtdickenverhältnisse zu optimieren. Bei CFK lohnt es sich weitaus weniger, stark von $\omega=45^\circ$ abzuweichen. Ebenso ist nicht sinnvoll, die Schichtdickenverhältnisse zu optimieren. (Ergebnisse aus nichtlinearer CLT auf Basis gemessener UD-Spannungs-Verzerrungskurven; Thermische Eigenspannungen infolge $\Delta T = -50^\circ\text{C}$)

- Von dem üblichen ($\pm 45^\circ$)-SL kann man also durchaus abweichen. Dies ist insbesondere dann zu empfehlen, wenn zusätzlich zur Schubbelastung hohe Längskräfte auftreten. Ein gutes Beispiel hierfür sind die Schubstege von Querkraft-belasteten Biegeträgern. Mit „flacheren“ AWW lässt sich die Belastbarkeit deutlich steigern (Abb. 11.15).

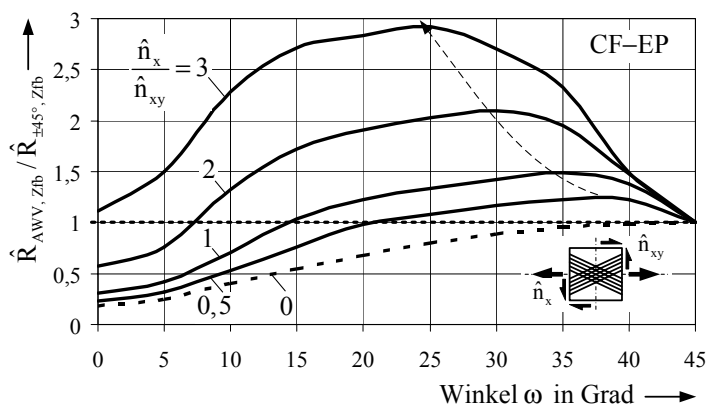


Abb. 11.15. Das Festigkeits-Optimum von Schublaminaten verschiebt sich mit zunehmendem Längskraftanteil $\hat{n}_x$ zu SL mit flacheren Winkeln. (Ergebnisse aus nichtlinearer CLT auf Basis gemessener UD-Spannungs-Verzerrungskurven; Thermische Eigenspannungen infolge $\Delta T = -50^\circ\text{C}$)

- Man findet Schublaminaten in den Schubstegen von Biegeträgern, in der Torsionsnase von Tragflügeln, in Torsionsrohren und Drehfedern (Abb. 11.16).

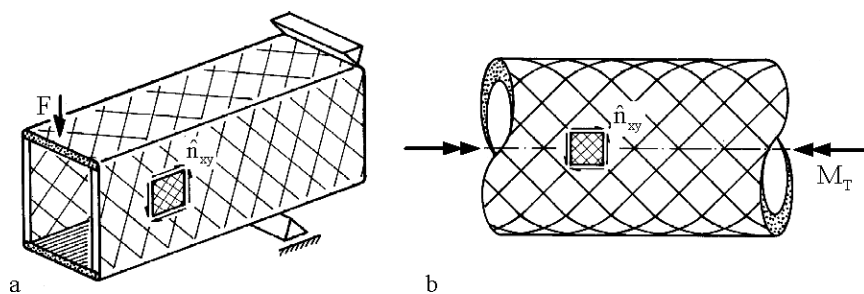


Abb. 11.16. Einsatzgebiete von Schublaminaten: **a** Stege von Querkraft-belasteten Biegeträgern **b** Torsionsbelastete Rohre

11.4.5 (0/+45/90)-Flugzeugbau-Laminat

In Leichtbaustrukturen liegt überwiegend der ebene Spannungszustand mit den zwei Normalkraftflüssen $\hat{n}_x$, $\hat{n}_y$ und dem Schubfluss $\hat{n}_{xy}$ vor. Dieser Belastung begegnet man im Flugzeugbau mit dem Laminattyp (0/±45/90). Er wird daher Flugzeugbau-Laminat (FB-Laminat, FBL) genannt. Die Faserorientierungen listet man in der Reihenfolge 0°, ±45°, zum Schluss 90°. Das FBL ist ein universaler und daher auch sehr häufig verwendeter Aufbau. Man kann mit ihm „wenig falsch“ machen.

- Die beiden Schichten +45° und –45° haben immer die gleiche Dicke. Dadurch besitzt das FB-Laminat zwei Symmetrieebenen (Abb. 11.17). Wird in Richtung der Symmetrieachsen belastet, so liegt keine Dehnungs-Schiebungs-Koppelung vor, d.h. das Laminat verhält sich als Scheibe orthotrop. Die dritte Symmetrieebene erzeugt man durch eine mittensymmetrische Schichtung. Dadurch entfällt zusätzlich die Scheibe-Platte-Koppelung.
- Besonders vorteilhaft ist, dass ein derartiges Laminat jede Lastkombination überwiegend durch die Fasern aufnimmt. Es ist – da die hierzu notwendige Anzahl von mindestens 3 Faserrichtungen vorliegt – „netztheoretisch immer in Ordnung“. Man ist also für alle auftretenden Lastfälle gut gerüstet.

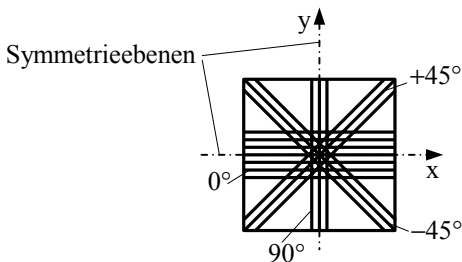


Abb. 11.17. Das besonders häufig eingesetzte (0/±45/90)-Flugzeugbau-Laminat

- Über die Dicke der einzelnen Schichten wird das Laminat an die jeweilige Belastung angepasst. Ist z.B. die Normalspannung des ebenen Spannungszustands in 0°-Richtung deutlich größer als in 90°-Richtung, so erhöht man die Schichtdicke der 0°-Richtung. Man darf jedoch nicht dem Irrtum verfallen, dass dem (0/±45/90)-Aufbau folgende Aufgabenteilung zugrunde liegt: Die (0/90)-Fasern werden in Richtung der Normalkräfte orientiert, die (±45)-Fasern dienen ausschließlich zur Aufnahme des Schubs. Real nehmen auch die (±45)-Fasern einen Teil der Normalkräfte auf. Man sollte sich also bei der Abstimmung der einzelnen Schichtdicken auf die Ergebnisse der CLT verlassen.
- Eine Optimierung auf maximale Belastbarkeit ist einfach. Da die Faserwinkel vorgegeben sind, müssen nur die Schichtdicken relativ zueinander variiert werden, bis ein Aufbau mit maximaler Festigkeit gefunden ist. Die 45°-Schichten hält man immer gleich dick, damit das Laminat symmetrisch und orthotrop

bleibt. Demzufolge muss man bei Scheibenbelastung nur drei Schichtdicken optimieren, bei Plattenbelastung natürlich auch die Schichtreihenfolge. Man optimiert die Schichtdicken nicht bis zu Nachkommastellen, sondern orientiert sich an den realen, vom Halbzeug vorgegebenen Dickenstufen.

- Gibt man allen Schichten die gleiche Dicke, so erhält man den Sonderfall, dass sich das FB-Laminat unter Scheibenbelastung isotrop verhält!
- Da $(0/\pm 45/90)$ der bevorzugte Laminataufbau ist, hat man im Flugzeugbau zur Beurteilung der Festigkeit ein eigenes Festigkeitskriterium, d.h. ein Dehnungskriterium entwickelt (Kapitel 17).
- Es gibt kaum einen Laminattyp, an dem so viele Versuche durchgeführt wurden. Insbesondere zur Schlagbeanspruchung und zum Ermüdungsverhalten liegen sehr viele Daten vor.
- Das FB-Laminat ist auch fertigungstechnisch von Vorteil, da es sich einfach aus Gewebeschichten, die um 45° zueinander verdreht werden, drapieren lässt. Bei Fasergelegen sind sogar alle vier Faserorientierungen in einem textilen Halbzeug vereint.
- Im Flugzeugbau werden Lamine häufig vernietet. Es ist ein glücklicher Umstand, dass das $(0/\pm 45/90)$ -Laminat mit die höchsten Lochleibungsfestigkeiten aufweist.

11.4.6 Quasiisotrope Lamine

Ein häufig eingesetzter Typ sind Quasiisotrope Lamine (quasi-isotropic laminate; QI-Laminat, QIL). Senkrecht zur Laminebene liegen unendlich viele Symmetrieebenen vor. Man erhält damit gleichsam die Eigenschaften eines isotropen „Blechs“. Diese Lamine besitzen – gleichen Fasertyp und gleich große Schichtdicken vorausgesetzt – unter allen Schnittrichtungen in der x,y -Ebene isotrope Eigenschaften. Da Lamine in Dickenrichtung nicht isotrop sind, ist der Begriff Isotropie auf Quasiisotropie einzuschränken. Die Scheiben-Nachgiebigkeitsmatrix hat – in Ingenieurgrößen notiert – folgendes Aussehen:

$$[A]^{-1}/t = \begin{bmatrix} \frac{1}{\hat{E}} & -\frac{\hat{\nu}}{\hat{E}} & 0 \\ -\frac{\hat{\nu}}{\hat{E}} & \frac{1}{\hat{E}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{2(1+\hat{\nu})}{\hat{E}} \end{bmatrix} \quad (11.3)$$

Der Schubmodul eines QIL errechnet sich wie bei isotropen Werkstoffen – aus Geometriebeziehungen herleitbar – aus dem Elastizitätsmodul und der Querkontraktionszahl. Das Steifigkeits-Polardiagramm wird zum Kreis (Abb. 11.18).

Man kann unendlich viele Faserorientierungen zu einem quasiisotropen Aufbau kombinieren. Es ist einleuchtend, dass Isotropie nur erzielbar ist, wenn die Win-

keldifferenzen zwischen den Faserrichtungen gleich groß sind. Die Bezugsrichtung ist aufgrund der Isotropie unerheblich; meist geht man von 0° oder 90° aus.

- Der einfachste Fall mit nur *drei* Faserrichtungen ist das $(0/\pm 60)$ - bzw. $(90/\pm 30)$ -Laminat mit einer Faserwinkel-Differenz von $360^\circ:6 = 60^\circ$ (Abb. 11.18).
- Weil sie einfach aus Geweben aufbaubar sind, werden QI-Lamine fast ausschließlich mit *vier* Faserrichtungen, d.h. $(0/\pm 45/90)$ erzeugt. Ihre Faserwinkel-Differenz beträgt $360^\circ:8 = 45^\circ$. Sie entstehen also als Sonderfall des $(0/\pm 45/90)$ -Flugzeugbaulaminats, indem alle Faserrichtungen mit gleicher Schichtdicke ausgeführt werden.
- Als QI-Laminat mit *fünf* Faserrichtungen lässt sich ein Aufbau mit $(0/\pm 36/\pm 72)$, bzw. mit der Bezugsrichtung 90° durch $(90/\pm 18/\pm 54)$ realisieren; die Winkeldifferenz beträgt $360^\circ:10 = 36^\circ$.
- Bei *sechs* Faserrichtungen ist mit einer Winkeldifferenz von $360^\circ:12 = 30^\circ$ ein $(0/\pm 30/\pm 60/90)$ -Aufbau zu wählen.

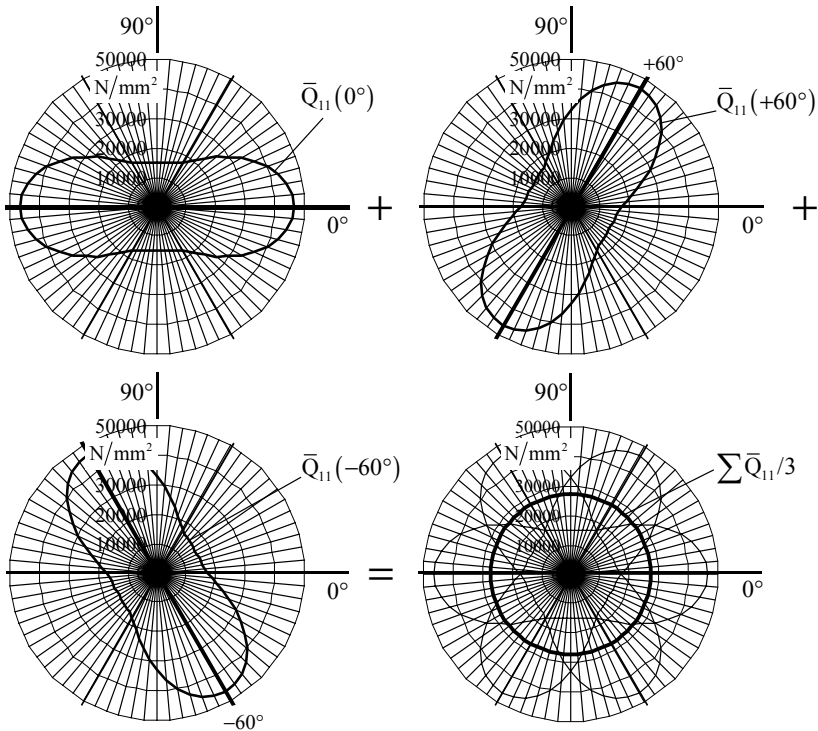


Abb. 11.18. Überlagerung von 3 Faserrichtungen $(0/\pm 60)$ zu einem Quasiisotropen Laminat, hier am Beispiel der Steifigkeit $\bar{Q}_{11}$ demonstriert (GFK)

QI-Lamine weisen nur wenige Vorteile auf:

- Der Laminataufbau ist insbesondere bei sich ändernden Lastrichtungen gut geeignet.
- Der Konstrukteur muss keine Laminatoptimierung durchführen. Er passt lediglich die Wanddicke an die Belastung an.

Es sind jedoch auch Nachteile zu nennen:

- QIL sind meist nicht leichtbauoptimal. Das Potenzial des Werkstoffs – die hohen Faserfestigkeiten – werden nur ungenügend genutzt. Liegen Belastungsvorzugsrichtungen vor, so „verliert“ dieser Laminattyp gegenüber UD-Schichten, AWWs oder FB-Laminaten.
- Vergleicht man mit Aluminium, so erreicht ein QI-Laminat aus CFK-HT nur etwa die gleichen Steifigkeiten wie eine Flugzeugbau-Aluminiumlegierung. Aus diesem Grund spricht man in diesem Fall auch von „schwarzem Aluminium“. Ein QI-CFK-Laminat hat also gegenüber Al keine unmittelbaren Vorteile. Einzig aus der niedrigeren Dichte: $\rho_{\text{CFK}}/\rho_{\text{Al}} = 1,55/2,85 = 0,54$ kann Gewinn gezogen und die Masse auf etwa 54% reduziert werden. Deutlich überlegen ist CFK gegenüber Al jedoch hinsichtlich der Ermüdungsfestigkeit.
- QI-Lamine setzt man eher für niedrig beanspruchte Strukturen ein, z.B. für Verkleidungsbauteile.

11.4.7 Mattenlamine

Lamine, die ausschließlich aus regellos orientierten Langfasern bestehen – also Matten und Vliese – verhalten sich in der Ebene isotrop. Sie gehören zur Kategorie der Quasiisotropen Lamine. Häufig liegen keine Messwerte für E, G und ν vor, sondern man kennt nur die Werkstoffwerte für UD-Schichten. Diese Werte kann man nutzen, um E und ν der Matte rechnerisch mittels CLT zu bestimmen. Mit dem im Mattenlaminat vorliegenden Faservolumenanteil analysiert man *stellvertretend* ein aus UD-Schichten aufgebautes Quasiisotropes Laminat. Zum Beispiel legt man der Rechnung die Faserrichtungen $(0/\pm 45/90)$ zugrunde. Versuchsergebnisse [11.2] bestätigen diese Vorgehensweise. Zusätzlich bietet sich der Vorteil, dass man so auch eine Festigkeitsanalyse am Mattenlaminat durchführen kann. Dieser Rechnung sollte man ein QIL mit möglichst vielen Faserrichtungen zugrunde legen, z.B. $(0/\pm 30/\pm 60/90)$.

Literatur

- 11.1 MIL-HDBK-17-2E (1999) Composite Materials Handbook. Volume 2, Polymer Matrix Composites
- 11.2 Geier B, Niederstadt G (1972) Zur Frage des Stoffgesetzes von GFK mit Mattenverstärkung. IB 085/-72/31, Institut für Strukturmechanik, DLR Braunschweig

12 Einfluss der Temperatur

12.1 Allgemeines

Ziel dieses Kapitels ist es, die Wirkungen hoher und niedriger Temperaturen, insbesondere aber von Temperaturdifferenzen auf Laminats darzustellen. Bei den meisten Betrachtungen und Vergleichen – wenn von hohen oder niedrigen Temperaturen die Rede ist – ist die Umgebungstemperatur (ambient temperature), also etwa 20°C, die Bezugsbasis. Da viele Eigenschaften des Laminats temperaturabhängig sind, muss der Konstrukteur die auftretenden Temperaturen einschließlich deren Einwirkdauer für das Pflichtenheft so genau wie möglich in Erfahrung bringen. Im Zweifelsfall muss er darauf bestehen, dass gezielt Messungen durchgeführt werden. Um sicher zu stellen, keinen Einflussparameter übersehen zu haben, sollten alle Temperatur-Auswirkungen in einer Kontrollliste bewertet und abgehakt werden.

- Wenn der Einfluss von Temperaturen diskutiert wird, so betrifft es in erster Linie die Matrix. Sie reagiert wesentlich stärker insbesondere auf höhere Temperaturen als die Fasern. Deren Temperaturabhängigkeit kann in den meisten Fällen vernachlässigt werden. Demzufolge bestimmt die Matrix auch die Temperatur-Einsatzgrenze. Diese ist bei Polymeren durch die Glasübergangstemperatur T_g oder besser durch einen eigens definierten Grenzwert, z.B. T_g -Onset festgelegt. Hinweise zur Auswahl einer ausreichend temperaturbeständigen Matrix finden sich in Kapitel 4.
- Hin zu hohen Temperaturen sinken die Steifigkeiten, während sie umgekehrt zu niedrigen Temperaturen hin ansteigen. Die σ/ϵ -Diagramme $=f(T)$ sollten nicht an der Matrix ermittelt und dann auf die UD-Schicht umgerechnet werden, sondern sinnvoller Weise – mittels der Zug/Druck-Torsionsprüfmethode – direkt an UD-Probekörpern gemessen werden.
- Die Festigkeitswerte verändern sich. Polymerfasern, wie die Aramidfasern können frühzeitig an ihre Belastungsgrenzen gelangen. Insbesondere ändern sich aber die Festigkeiten, die von der Matrix dominiert werden. Meist nehmen sie zu niedrigeren Temperaturen hin zu, bei höheren Temperaturen – dies ist fast immer der nachzuweisende Fall – reduzieren sie sich jedoch (Abb. 12.1). Davon sind in erster Linie die Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^+$ und die Schubfestigkeit $R_{\perp\parallel}$ betroffen. Besonders große Festigkeitsreduktionen treten bei hohen Temperaturen und *gleichzeitig* hoher Auffeuchtung des Laminats auf. Die weitgehende Temperaturunabhängigkeit der fasernparallelen Festigkeiten gilt leider

nur für die Zugfestigkeit $R_{\parallel}^{+}$. Die Druckfestigkeit parallel zur Faserrichtung $R_{\parallel}^{-}$ ist stark betroffen, weil durch den Steifigkeitsabfall der Matrix die Stützwirkung für die Fasern reduziert wird. Will man den Einfluss höherer Temperaturen testen, so sind – falls in den Schichten hohe Spannungen σ_1^{-} auftreten – Festigkeitsversuche mit faserparalleler Druckbelastung an aufgefuehteten UD-Probekörpern anzuraten. Vielfach gewinnt man die gewünschte Heiß/Feucht- $R_{\parallel}^{-}$ -Festigkeit einfach durch Biegeversuche.

- Höhere Temperaturen haben niedrigere thermische Eigenspannungen zur Folge, führen zum Abbau von Spannungsspitzen und vermindern die Wirkung von Kerben. Die Überlagerung dieser Mechanismen führt dazu, dass Lamine bei hohen T durchaus bessere Ermüdungseigenschaften aufweisen können als bei 20°C. Betriebsfestigkeits-Nachweise werden daher teilweise bei der „gefährlicheren“ Temperatur von 20°C durchgeführt. Dem statischen Festigkeitsnachweis sind meist jedoch die höheren Temperaturen zu Grunde zu legen.
- In der CLT ist zu berücksichtigen, dass die Matrix bei höheren T niedrigere Steifigkeiten aufweist. In erster Linie sind die Grund-Elastizitätsgrößen $E_{\perp}=f(T)$ und $G_{\perp\parallel}=f(T)$ zu reduzieren. Dies führt im Laminat dazu, dass makromechanische Spannungumlagerungen stattfinden: Querspannungen σ_2 und Schubspannungen τ_{21} der Schichten verringern sich, während sich die Spannungen σ_1 in den nahezu temperaturunabhängigen Fasern erhöhen. Zusätzlich lagern sich auch mikromechanisch Matrixspannungen in Faserspannungen um. Beide Umlagerungen sind als günstig zu betrachten. Liegt eine Zeitstandbelastung vor, so beschleunigen die Kriech- und Relaxationsvorgänge die Umlagerungen. Berücksichtigt man darüber hinaus, dass sich hin zu höheren Temperaturen die thermischen Eigenspannungen verringern, so wird das Problem der verminderten Festigkeitswerte $R_{\perp}^{+}$ und $R_{\perp\parallel}=f(T)$ teilweise kompensiert. Die einseitige Aussage, dass erhöhte Temperaturen infolge reduzierter Festigkeitswerte für Lamine nur Nachteile bedeuten, ist zu relativieren.
- Eine Belastung eines Laminats oberhalb T_g ist möglich. Es sind nur Zug- oder Membranbeanspruchungen ertragbar, jedoch keine Druck- und auch keine Schub- oder Biegebelastung.
- Kriech- und Relaxationsprozesse werden hin zu hohen Temperaturen beschleunigt, hin zu tiefen Temperaturen verlangsamt. Ersteres bewirkt günstigerweise, dass Spannungsspitzen bei hohen Temperaturen abgebaut und das Spannungsniveau vergleichmäßig wird.
- Hin zu höheren Temperaturen steigt die Dämpfung von Laminaten an, um bei T_g maximal zu werden. Dies ist anhand der T_g - und Dämpfungsmessung im Torsions-Schwingversuch erkennbar.
- Mit den Temperatur- und Zeit-bedingten Steifigkeitsänderungen und Spannungumlagerungen treten auch Änderungen der Faserorientierungen auf. Allgemein orientieren sich die Fasern stärker in die Lastrichtungen. Dies bewirkt weitere Spannungumlagerungen. Der Vorgang kann meist vernachlässigt werden. Bei einer exakten nichtlinearen Analyse sollte er jedoch einbezogen werden [12.7].

- Bei kraftschlüssigen Krafteinleitungen ist zu überprüfen, ob aufgrund unterschiedlicher thermischer Dehnungen der gefügten Komponenten bei der niedrigsten und der höchsten Temperatur die Vorspannung nicht unzulässig niedrig wird, so dass sich die Verbindung lockert.
- In feuchter Umgebung erhöht sich mit steigender Temperatur die Feuchtaufnahme; in trockener Umgebung beschleunigt sich die Austrocknung.
- Chemische Prozesse, d.h. auch chemische Korrosion werden zu hohen Temperaturen hin beschleunigt, hin zu niedrigen Temperaturen verlangsamt oder sogar zum Stillstand gebracht.
- Bei Duroplasten können Nachhärtereaktionen auftreten.
- Bei lang andauernder Einwirkung hoher Temperaturen sind Alterung und evtl. thermische Zersetzung zu befürchten.
- Polymere Matrices haben im Allgemeinen einen ausgezeichneten elektrischen Widerstand und werden als Isolatoren eingesetzt. Mit erhöhter Temperatur erhöhen sich in der Matrix die Zahl der Ionen und deren Beweglichkeit. Der spez. Widerstand sinkt mit steigender Temperatur.
- Hin zu hohen Temperaturen erhöhen sich die Wärmeleitfähigkeiten.

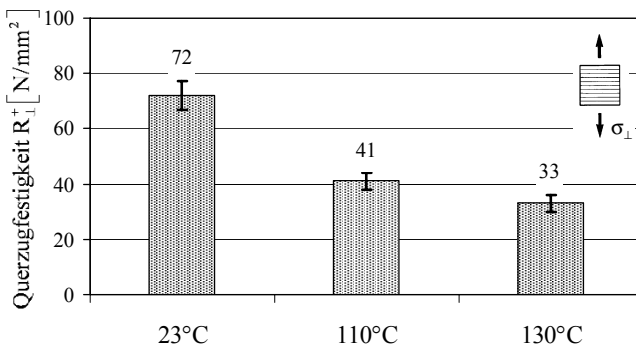


Abb. 12.1. Querzugfestigkeiten $R_{\perp}^+ = f(T)$ eines unidirektionalen Glasfaser-Vinylesterharz-Verbands, aufgetragen über den Prüftemperaturen ($T_g = 165^\circ\text{C}$)

Viele Auswirkungen sind weniger von der absoluten Temperaturhöhe, sondern von der Temperaturdifferenz ΔT abhängig:

- Es treten Dimensionsänderungen infolge der thermischen Dehnungen auf. Das Bauteil erhält seine feste Form bei erhöhten Temperaturen im Werkzeug. Der beim Abkühlen auf Gebrauchstemperatur auftretende thermische Schrumpf muss daher zur Einhaltung der Toleranzen vorgehalten, das Werkzeug mit etwas größeren Abmessungen angefertigt werden. Insbesondere ist zu berücksichtigen, dass Lamine häufig durch zusätzliche Schichten punktuell versteift werden und dass daher die thermischen Dehnungen inhomogen werden. Beispielsweise werden Rohre häufig im Krafteinleitungsbereich lokal durch Um-

fangswicklungen verstärkt. Hieraus resultiert eine verringerte Umfangsdehnung beim Abkühlen von der Härtetemperatur. Es bleibt ein größerer Durchmesser, als in den benachbarten, nicht verstärkten Rohrbereichen.

- Immer wenn unterschiedliche Werkstoffe – genauer Werkstoffe mit unterschiedlicher thermischer Ausdehnung – miteinander verbunden werden, treten bei Temperaturdifferenzen Verformungsbehinderungen und damit thermische Eigenspannungen (thermal stresses) auf. Thermische Eigenspannungen belasten das Laminat zusätzlich. Bei Abkühlung sind sie als „schädliche“ Eigenspannungen einzustufen. Der Konstrukteur muss die Höhe dieser Eigenspannungen kennen und sie in die Festigkeitsanalyse einbeziehen.
- Thermische Eigenspannungen „nutzen“ durch Faserorientierung und Schichtreihenfolge generierte Koppelungen. Dies ist meist unerwünscht und wird nicht als Koppelung, sondern als *Verzug* aufgefasst. Bauteile, bei denen der Laminataufbau nicht innerhalb der notwendigen Toleranzen gefertigt wurde, oder die ungleichförmige Temperaturverteilungen erfahren haben, verziehen sich beim Abkühlen von Härtetemperatur und sind Ausschuss. Dem kann in gewissem Umfang abgeholfen werden. Primär ist zu kontrollieren, ob die gewünschten Faserwinkel exakt genug eingestellt waren. Manchmal hilft es, das Bauteil in den Fertigungswerkzeugen oder aber auf einem speziellen erstellten Fixierwerkzeug – überdehnt geklemmt – abzukühlen.

Alle genannten Temperatureinflüsse treten zwar qualitativ auf, einige können jedoch vernachlässigt werden. Sie sind vom Konstrukteur erst dann näher zu betrachten, wenn sie auch zahlenmäßig bedeutsam werden. Vorrangig sollte man sich bei der Beurteilung des Temperatureinflusses auf die von der Matrix dominierten Parameter konzentrieren, d.h. auf

- die maximal ertragbare Temperaturen ($\approx T_g$ -Onset), trocken und feucht
- und die Festigkeitswerte $R_{\parallel}^+, R_{\perp}^+ = f(T)$.
- Statische Festigkeitsnachweise sollte man wenn möglich experimentell bei der maximal zu erwartenden Temperatur – in einer Wärmekammer oder mit aufgelegten Heizdecken – durchführen. Sinnvoll ist es, das Laminat vorher aufzufeuhen und gleich die Heiß-Feucht-Eigenschaften mit zu überprüfen.
- Zu analysieren sind die thermischen Eigenspannungen im Laminat.
- Thermische Dehnungsunterschiede verschiedener Werkstoffe in Krafteinleitungen
- und Vorspannungsverluste bei geklemmten Fügungen – z.B. Schraubverbindungen – sind zu quantifizieren.

12.2 Elastizitätsgesetz der UD-Schicht einschließlich thermischer Dehnungen

Das in den vorangegangenen Kapiteln nur den Zusammenhang zwischen Spannungen und Verzerrungen beschreibende Elastizitätsgesetz der UD-Schicht muss

um die thermischen Dehnungen erweitert werden. Man findet, dass im für FKV meist interessierenden Temperaturbereich zwischen etwa -40°C und 120°C die thermischen Dehnungen ε_T für Fasern und Matrices in guter Näherung einer auftretenden Temperaturdifferenz ΔT proportional sind. Der Zusammenhang zwischen ε_T und ΔT wird durch eine vom jeweiligen Werkstoff abhängige Konstante, den thermischen Längenausdehnungskoeffizienten α_T – kurz thermischer Ausdehnungskoeffizient genannt – hergestellt:

$$\varepsilon_T = \alpha_T \cdot \Delta T \quad (12.1)$$

Index T = Temperatur

Die thermischen Dehnungen überlagern sich den durch Krafteinwirkungen erzeugten Verzerrungen. Der Begriff des Elastizitätsgesetzes umfasst per definitionem auch die thermischen Dehnungen. Ist das Werkstoffgesetz linear, so impliziert dies den Sonderfall der linearen Abhängigkeit der therm. Dehnungen. Deshalb erübrigt sich auch die manchmal verwendete Bezeichnung „thermo-mechanisches Elastizitätsgesetz“. Im natürlichen 1,2-Koordinatensystem lautet das um die thermischen Dehnungen erweiterte lineare Elastizitätsgesetz für das UD-Scheibenelement:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{\parallel}} & \frac{-\nu_{\parallel\perp}}{E_{\perp}} & 0 \\ \frac{-\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} & \frac{1}{E_{\perp}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_{T\parallel} \cdot \Delta T \\ \alpha_{T\perp} \cdot \Delta T \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (12.2)$$

Es treten nur thermische Dehnungen in $\parallel$ - und $\perp$ -Richtung, keine thermische Schiebung auf. Bezüglich der thermischen Dehnungen ist die UD-Schicht also symmetrisch. Das bedeutet, dass sich auch bzgl. der thermischen Dehnungen *orthotrop* verhält.

Beim Übergang vom 1,2-Schicht-Koordinatensystem der UD-Schicht zum x,y-Laminat-Koordinatensystem müssen auch die thermischen Ausdehnungskoeffizienten $\alpha_{\parallel}$ und $\alpha_{\perp}$ anhand der Transformationsbeziehungen für Verzerrungen transformiert werden. Bei Betrachtungen unter einem Schnittwinkel außerhalb der Orthotropieachsen ergibt sich demzufolge auch eine thermische Schiebung γ_{Txy} .

$$\begin{aligned} \alpha_{Tx} &= \frac{\varepsilon_{Tx}}{\Delta T} = \alpha_{T\parallel} \cdot \cos^2 \alpha + \alpha_{T\perp} \cdot \sin^2 \alpha \\ \alpha_{Ty} &= \frac{\varepsilon_{Ty}}{\Delta T} = \alpha_{T\parallel} \cdot \sin^2 \alpha + \alpha_{T\perp} \cdot \cos^2 \alpha \\ \alpha_{Txy} &= \frac{\gamma_{Txy}}{\Delta T} = (\alpha_{T\parallel} - \alpha_{T\perp}) \cdot \sin 2\alpha \end{aligned} \quad (12.3)$$

12.3 Die thermischen Längenausdehnungskoeffizienten einer UD-Schicht

Die thermischen Längenausdehnungskoeffizienten α_T (coefficients of thermal expansion, CTE) lassen sich auf zweierlei Weise bestimmen:

- Am genauesten ermittelt man sie *experimentell* durch Dilatometermessungen [12.11]. Im Fall von anisotropen Fasern ist dieser Weg unabdingbar, da die therm. Ausdehnungskoeffizienten der Fasern senkrecht zur Faserlängsrichtung nicht bekannt sind, eine Berechnung sich daher ausschließt. Darüber hinaus hat die Dilatometermessung noch den Vorteil, dass die Abhängigkeit von der Temperatur $\alpha_T = f(T)$ mit erfasst wird. Meist wird die Temperaturabhängigkeit der thermischen Ausdehnungskoeffizienten im üblichen Temperaturbereich von -40°C bis 120°C jedoch vernachlässigt; d.h., die $\epsilon_T = f(T)$ -Kurve wird linearisiert und α_T als Konstante betrachtet. Bei der Messung ist zu beachten, dass alle Proben den gleichen Feuchtegehalt haben – oder besser noch – vollkommen getrocknet sind. Die Desorption der Feuchte bei der Erwärmung führt zu einem Volumenschrumpf, der der thermischen Ausdehnung entgegenwirkt und so die Streuung erhöht.

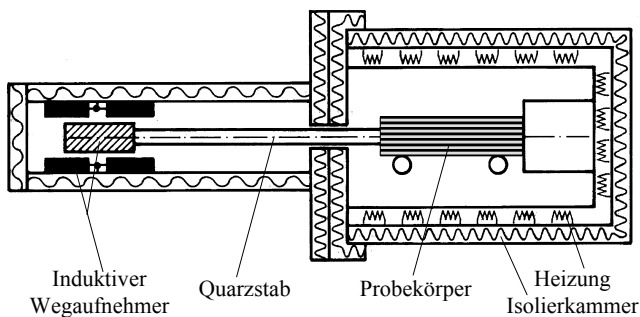


Abb. 12.2. Prinzipskizze eines Dilatometers. Höhere Genauigkeiten erzielt man, wenn man mit einem zweiten Messfühler eine bekannte Probe – z.B. aus Quarz – zum Vergleich mitmisst und die Differenz als Messsignal auswertet. Einflüsse der Lagerung und des aus der eigentlichen Messkammer herausgeführten Quarzstabs lassen sich so ausschalten.

Sind die zu messenden Längenänderungen quantitativ sehr gering – z.B. bei einer CFK-UD-Schicht in Faserlängsrichtung – so empfiehlt sich eine Differenzmessung zur besseren Auflösung der Messwerte. Man misst die FKV-Probe gleichzeitig mit einer Substanz, deren therm. Längenausdehnungskoeffizient exakt bekannt ist, z.B. gegen eine Saphir- oder Quarzprobe. Da beide Proben den gleichen Unzulänglichkeiten der Messapparatur unterliegen, lassen sich systematische Messfehler kompensieren.

- Die therm. Ausdehnungskoeffizienten können aber auch über mikromechanische Beziehungen aus den thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Einzel-

komponenten Fasern und Matrix errechnet werden. Die mikromechanische Analyse ermöglicht es, die unmittelbar zwischen Fasern und Matrix herrschenden thermischen Eigenspannungen zu ermitteln.

Aus der Orthotropie der UD-Schicht bzgl. des thermischen Ausdehnungsverhaltens folgt, dass sich bei Temperaturänderungen ΔT die UD-Schicht parallel und senkrecht zur Faserrichtung unterschiedlich stark dehnt. Eine thermische Schiebung $\gamma_{T\perp\parallel}$ existiert nicht. Es sind daher nur die thermischen Ausdehnungskoeffizienten $\alpha_{T\parallel}$ und $\alpha_{T\perp}$ zu bestimmen. Dabei kommen zu den bislang für die UD-Schicht angenommenen Idealisierungen weitere hinzu:

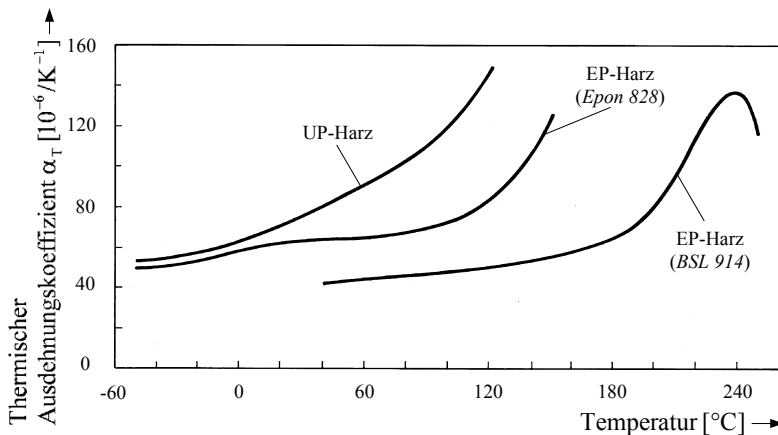


Abb. 12.3. Abhängigkeit des thermischen Längenausdehnungskoeffizienten von der Temperatur, hier am Beispiel dreier Reaktionsharze aufgezeigt. Die nahezu lineare Abhängigkeit ändert sich bei Annäherung an T_g (Messungen des DLR, Braunschweig)

- Die therm. Ausdehnungskoeffizienten werden als temperaturunabhängig, also konstant angenommen. Diese Annahme ist für Temperaturdifferenzen um 100°C meist zulässig. Treten größere Temperaturdifferenzen auf, so ist α_T der Komponenten als Funktion der Temperatur in die mikromechanischen Beziehungen einzusetzen (Abb. 12.3).
- Schrumpfspannungen durch chemischen Volumenschwund werden nicht berücksichtigt.
- Schlichte, Füllstoffe und Lufteinschlüsse bleiben ebenfalls unberücksichtigt.
- Erwärmung bedeutet eine Temperaturänderung $\Delta T > 0$; Abkühlung bedeutet eine Temperaturänderung $\Delta T < 0$.

12.3.1 Mikromechanische Bestimmung des thermischen Längenausdehnungskoeffizienten $\alpha_{T\parallel}$ der UD-Schicht

Zur Berechnung von $\alpha_{T\parallel}$ (coefficient of thermal expansion parallel to the fibers) wird ein elastizitätstheoretischer Ansatz verwendet, d.h. es wird ein gekoppeltes Gleichungssystem, bestehend aus Gleichgewichtsbeziehungen, Geometriebeziehungen und Elastizitätsgesetzen der Komponenten aufgestellt.

In Faserrichtung sind Fasern und Matrix parallel geschaltet. Da Fasern und Matrix sich unterschiedlich stark thermisch dehnen, behindern sie sich gegenseitig in ihrer Ausdehnung. Dies führt zu einer Eigenkraftgruppe parallel zur Faserrichtung, die für sich im Gleichgewicht ist.

Kräftegleichgewicht auf dem gleichen Schnittufer:

$$F_m = -F_f \rightarrow \sigma_m \cdot A_m = -\sigma_f \cdot A_f \quad (12.4)$$

Erweitert mit $1/A_{\text{ges}}$ und unter Berücksichtigung von $A_m/A_{\text{ges}} = 1-\phi$ und $A_f/A_{\text{ges}} = \phi$ folgt:

$$\sigma_m \cdot (1-\phi) = -\sigma_f \cdot \phi \quad (12.5)$$

Eine fehlerfreie, vollständige Haftung zwischen Fasern und Matrix vorausgesetzt ergibt als Geometriebeziehung, dass Fasern und Matrix die gleiche thermische Dehnung vollziehen (Kompatibilitätsbedingung):

$$\epsilon_{T\parallel} = \epsilon_m = \epsilon_f \quad (12.6)$$

Als dritte Beziehung zur Lösung des vorliegenden Problems der Elasto-Statik werden die Elastizitätsgesetze der Einzelkomponenten Faser und Matrix benötigt. Radial- und Umfangsspannungen sowie Querkontraktionseinflüsse in dem Faser-Matrix-System werden vernachlässigt, d.h. die Elastizitätsgesetze werden einachsig verwendet.

Die Elastizitätsgesetze von Faser und Matrix lauten:

$$\begin{aligned} \epsilon_m &= \frac{1}{E_m} \cdot \sigma_m + \alpha_{Tm} \cdot \Delta T \quad \rightarrow \quad \sigma_m = E_m \cdot (\epsilon_m - \alpha_{Tm} \cdot \Delta T) \\ \epsilon_f &= \frac{1}{E_{f\parallel}} \cdot \sigma_f + \alpha_{Tf\parallel} \cdot \Delta T \quad \rightarrow \quad \sigma_f = E_{f\parallel} \cdot (\epsilon_f - \alpha_{Tf\parallel} \cdot \Delta T) \end{aligned} \quad (12.7)$$

$\alpha_{Tf\parallel}$ = thermischer Längenausdehnungskoeffizient längs

Setzt man entsprechend der Kompatibilitätsbedingung $\epsilon_{T\parallel}$ anstelle ϵ_m und ϵ_f in Gl. 12.7 und die Elastizitätsgesetze der Einzelkomponenten anschließend in die Kräfte-Gleichgewichtsbeziehung (Gl. 12.5) ein, so folgt:

$$\epsilon_{T\parallel} (E_m \cdot (1-\phi) + E_{f\parallel} \cdot \phi) = \alpha_{Tm} \cdot E_m \cdot (1-\phi) \cdot \Delta T + \alpha_{Tf\parallel} \cdot E_{f\parallel} \cdot \phi \cdot \Delta T \quad (12.8)$$

Der thermische Ausdehnungskoeffizient ist als temperaturbezogene Dehnung definiert:

Mit der nun bekannten thermischen Dehnung $\varepsilon_{T\parallel}$ (Gl. 12.9) lassen sich die thermischen Spannungen in Fasern und Matrix in Faserlängsrichtung aus Gl. 12.7 ermitteln. Abb. 12.4 zeigt qualitativ den sich in Faserlängsrichtung einstellenden mikromechanischen *Gleichgewichtszustand*, sowie die quantitative Höhe der Eigenspannungen. Ungünstigerweise stellen sich in Längsrichtung in der „schwächeren“ Matrix Zug- und in den hochbelastbaren Fasern Druck-Eigenspannungen ein! Eine Beispielrechnung verdeutlicht, dass die Eigenspannungen recht hohe Werte annehmen können. Legt man $\Delta T = -80\text{K}$ zugrunde, so treten bei $\varphi = 0,6$ in der Matrix Zug-Eigenspannung σ_m von immerhin 16 N/mm^2 auf.

12.3.2 Mikromechanische Bestimmung des thermischen Längenausdehnungskoeffizienten $\alpha_{T\perp}$ der UD-Schicht

Quer zur Faserrichtung liegt – mikromechanisch betrachtet – eine Hintereinanderschaltung vor. Die thermischen Dehnungen der Fasern und diejenigen der Matrix addieren sich. Als Näherung, ohne Berücksichtigung der Dehnungsbehinderung, werden die thermischen Querdehnungen der Einzelkomponenten – gewichtet mit ihrem rel. Volumenanteil – addiert. $\alpha_{T\perp}$ ergibt sich aus der Mischungsregel:

$$\alpha_{T\perp} = \frac{\varepsilon_{T\perp}}{\Delta T} = \varphi \cdot \alpha_{Tf\perp} + (1 - \varphi) \cdot \alpha_{Tm} \quad (12.10)$$

$\alpha_{Tf\perp}$ = thermischer Längenausdehnungskoeffizient quer

Schneider [12.8, 12.9] entwickelte eine genauere mikromechanische Beziehung als Gl. 12.10. Er modelliert die Matrix als dickwandigen Zylinder, der beim Abkühlen auf die starre Faser aufschumpft und dadurch unter Innendruck gerät. Aus den sich ergebenden Radial- und Umfangsspannungen (Abb. 12.5) lässt sich die thermische Radialdehnung des Faser-Matrix-Verbundes errechnen:

$$\alpha_{T\perp} = \frac{\varepsilon_{Tr}}{\Delta T} \quad (12.11)$$

ε_{Tr} = thermische Radialdehnung des Faser-Matrix-Verbunds

Unter Einbeziehung der vollständigen Elastizitätsgesetze von Faser und Matrix gibt *Schneider* folgende mikromechanische Bestimmungsgleichung für $\alpha_{T\perp}$ (coefficient of thermal expansion perpendicular to the fibers) an:

$$\alpha_{T\perp} = \alpha_{Tm} - (\alpha_{Tm} - \alpha_{Tf\perp}) \cdot \left(\frac{2(v_m^3 + v_m^2 - v_m - 1)1 \cdot \varphi}{1 \cdot \varphi(2v_m^2 + v_m - 1) - (1 + v_m)} - \frac{\frac{v_m \cdot E_{f\perp}}{E_m}}{\frac{E_{f\perp}}{E_m} + \frac{(1 - 1 \cdot \varphi)}{(1 \cdot \varphi)}} \right) \quad (12.12)$$

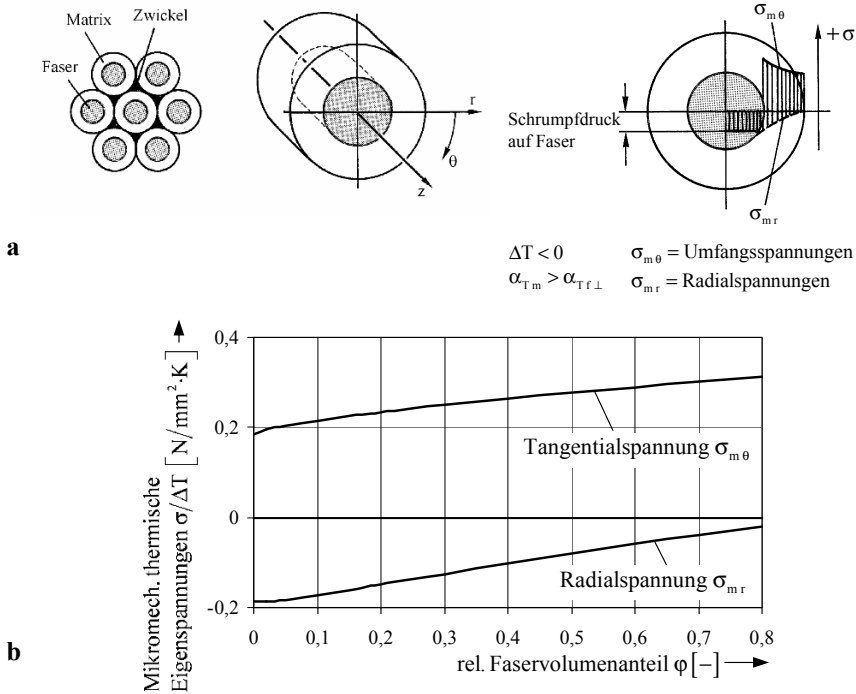


Abb. 12.5. Mikromechanische Spannungen senkrecht zur Faserrichtung. **a** Eigenspannungszustand zwischen Faser und Matrix qualitativ dargestellt (nach [12.8]) **b** Quantitative Eigenspannungshöhe in der Matrix in Abhängigkeit vom rel. Faservolumenanteil φ (Abkühlung $\Delta T < 0$)

Diskussion des Ergebnisses

- Die mikromechanischen Beziehungen für die thermischen Ausdehnungskoeffizienten geben die Realität, d.h. Dilatometermessungen sehr gut wieder.
- Auch der thermische Ausdehnungskoeffizient $\alpha_{T\perp}$ ist im starken Maße vom Faservolumenanteil φ abhängig (Abb. 12.6). Im technisch interessierenden Bereich von $\varphi = 0,4$ bis $0,6$ besteht eine nahezu lineare Abhängigkeit vom Faservolumenanteil. Demzufolge lassen sich Dilatometermessungen auch einfach von einem Faservolumenanteil auf einen andern umrechnen.
- Abb. 12.5 zeigt die bei Abkühlung in Abhängigkeit vom Faservolumenanteil auftretenden Umfangsspannungen im Matrixring. Auch in Querrichtung erfährt also die Matrix unglücklicherweise mikromechanische Zug-Eigenspannungen.
- Gl. 12.12 kann verwendet werden, um aus gemessenen therm. Ausdehnungskoeffizienten „quasi rückwärts“ die unbekannten therm. Ausdehnungskoeffizienten $\alpha_{Tf\perp}$ anisotroper Fasern zu bestimmen.

- Es ist zu beachten, dass die Eingangsgrößen für die mikromechanischen Beziehungen, α_{Tf} und α_{Tm} nur in gewissen Temperaturbereichen von der Temperatur unabhängig, also Konstanten sind. Ansonsten sind sie in Abhängigkeit von der Temperatur $\alpha_T=f(T)$ in die Gln. 12.9 und 12.12 einzusetzen.
- Für höchstgenaue Analysen ist zu berücksichtigen, dass der therm. Ausdehnungskoeffizient einiger Matrixsysteme – dies wurde an UP-Harzen, jedoch nicht an EP-Harzen festgestellt [12.6] – auch noch mit deren Feuchtegehalt ansteigt.

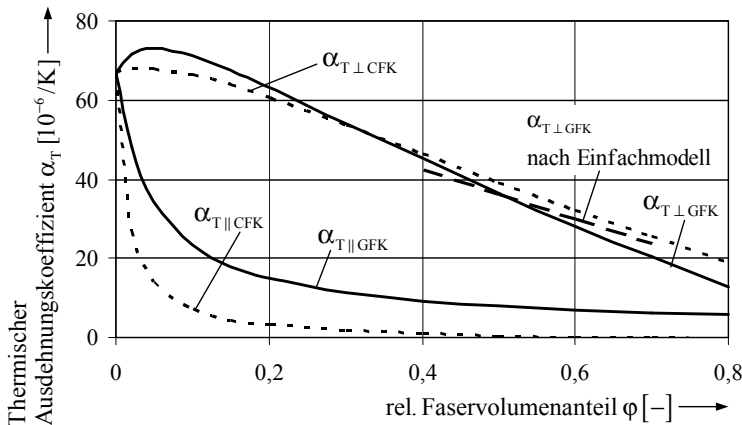


Abb. 12.6. Abhängigkeit der thermische Ausdehnungskoeffizienten $\alpha_{T\parallel}$ und $\alpha_{T\perp}$ einer UD-Schicht vom rel. Faservolumenanteil. Als Geradenstück ($\phi = 0,4-0,7$) ist auch die vereinfachte Beziehung Gl. 12.10 für GFK eingezeichnet

Tabelle 12.1. Thermische Längenausdehnungskoeffizienten

	α_T bzw. $\alpha_{Tf\parallel}$ zwischen 0-100°C in $10^{-6}/K$	$\alpha_{Tf\perp}$ zwischen 0-100°C in $10^{-6}/K$
Stahl	11,7	
Invar-Stahl	1,3	
Aluminium	23,5	
Titan	8,6	
Magnesium	26	
Quarzglas	0,5	
E-Glasfaser	5,1	5,1
C-Faser HT (T300)	-0,455	12,5
C-Faser ST (T800)	-0,56	12,5
C-Faser HM (M40)	-1,08	31
Aramidfaser HM	-2	17
Epoxidharz	50-67	
Polyamid	90-100	
Polypropylen	120-150	

12.4 Elastizitätsgesetz des MSV einschließlich thermischer Dehnungen

Das um die thermischen Verzerrungen erweiterte Elastizitätsgesetz des MSV lautet:

$$\begin{Bmatrix} \hat{n}_x \\ \hat{n}_y \\ \hat{n}_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \cdot \left(\begin{Bmatrix} \hat{\epsilon}_x \\ \hat{\epsilon}_y \\ \hat{\gamma}_{xy} \end{Bmatrix} - \begin{Bmatrix} \hat{\alpha}_{Tx} \\ \hat{\alpha}_{Ty} \\ \hat{\alpha}_{Txy} \end{Bmatrix} \cdot \Delta T \right) \quad (12.13)$$

$$\{\hat{n}\} = [A] \cdot \{\hat{\epsilon}\} - [A] \cdot \{\hat{\alpha}_T\} \cdot \Delta T$$

Es wird verwendet, um die thermischen Eigenspannungen zu berechnen.

12.5 Schichtenweise Analyse der thermischen Eigenspannungen

Die Kombination von Materialien mit unterschiedlichem thermischen Ausdehnungsverhalten – hier Fasern und Matrix – führt dazu, dass bei *Temperaturänderungen* im Werkstoffinneren Eigenspannungen (thermal residual stresses) entstehen. Ursache sind *Temperaturdifferenzen*. Besonders hohe Eigenspannungen entstehen bei thermoplastischen Matrices, da die Schmelz- und damit die Tränktemperaturen häufig sehr hoch liegen.

Ein Bauteil wird im Betrieb eine Vielzahl von Temperaturwechseln erleben. Das besondere Problem besteht darin, dass die Temperaturgeschichte bzgl. Höhe und Häufigkeit vom Konstrukteur selten vorhersehbar ist. Sehr genau bekannt ist hingegen die Temperaturdifferenz die beim *Abkühlen* von der Härtetemperatur auf Umgebungstemperatur auftritt! Sie dürfte von der Höhe her wahrscheinlich auch die maximale Temperaturdifferenz darstellen. Daher sollte der Konstrukteur zumindest diese Härtungsspannungen (curing stresses) in die Spannungs- und Festigkeitsanalyse einbeziehen!

In jedem Fall werden die Lamine durch die thermischen Eigenspannungen vorbelastet. Mechanische Betriebslasten können nur noch in *reduziertem* Umfang aufgebracht werden (Abb. 12.7). In einigen Fällen – z.B. bei besonders temperaturbeständigen, d.h. eng vernetzten Harzen, die bei entsprechend hohen Temperaturen gehärtet werden – können die thermischen Eigenspannungen so hoch werden, dass beim Abkühlen auf Umgebungstemperatur Mikroschädigungen oder sogar Zwischenfaserbrüche entstehen!

Große Hoffnungen wurden in die anisotropen Fasern, wie Kohlenstoff- und Aramidfasern, gesetzt, weil aufgrund deren niedrigen Faser-Quermoduln $E_{f\perp}$ der Effekt der Dehnungsvergrößerung (Kapitel 16) geringer ausfällt. Leider haben diese Fasern ungewöhnliche, nämlich negative thermische Ausdehnungskoeffizienten in Faserlängsrichtung. Quer zur Faserrichtung hingegen liegt ein relativ

hoher thermischer Ausdehnungskoeffizient vor. Da die Differenz der beiden thermischen Ausdehnungskoeffizienten sowie die Steifigkeitsunterschiede parallel und senkrecht größer sind als bei Glasfasern, erwachsen hieraus auch bei Abkühlung höhere thermische Eigenspannungen.

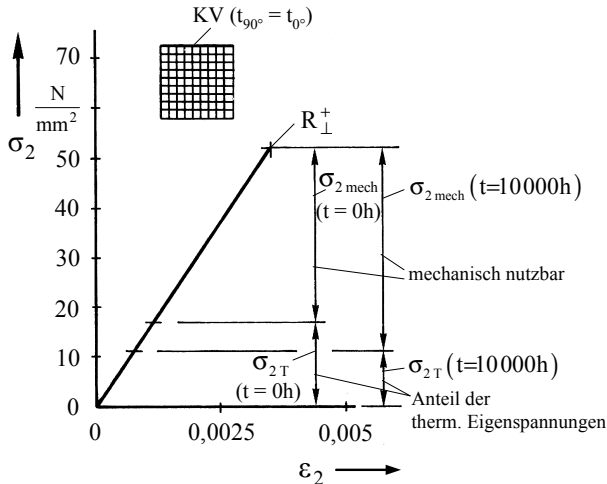


Abb. 12.7. Kreuzverbund (KV): Die bei Abkühlung von hohen Temperaturen sich aufbauenden thermischen Eigenspannungen σ_{2T} – hier sind die σ_2 -Spannungen der beiden Faserorientungen aufgetragen – reduzieren stark die nutzbare mechanische Belastbarkeit $\sigma_{2 mech}$. Die Situation verbessert sich durch Relaxieren der Eigenspannungen, hier dargestellt für 10000h

Unangenehm können sich die thermischen Eigenspannungen auch dadurch bemerkbar machen, dass sich Bauteile nach dem Abkühlen von der Härtetemperatur *verziehen*. Die thermischen Eigenspannungen „nutzen“ Koppelungen ebenso wie mechanische Belastungen. So z.B. verkrümmt sich ein Laminat, wenn es unsymmetrisch zur Mittelebene geschichtet ist („Bimetalleffekt“).

Hinsichtlich der thermischen Eigenspannungen sind zwei *Betrachtungsebenen* zu unterscheiden:

- *Mikromechanisch* betrachtet treten Eigenspannungen zwischen jeder Faser und der sie umgebenden Matrix auf (Abb. 12.8). Sie haben ihren Ursprung im unterschiedlichen therm. Dehnungsverhalten von Fasern und Matrix. Sie werden in der schichtenweisen Spannungs- und Verformungsanalyse nach CLT nicht unmittelbar berechnet. Jedoch findet sich der mikromechanische Einfluss bei der Festigkeitsanalyse des Laminats korrekt berücksichtigt. Ihr werden Festigkeitswerte zugrunde gelegt, die an UD-Probekörpern mit mikromechanischen Eigenspannungen ermittelt wurden. Die Höhe der mikromechanischen Eigenspannungen ist vom Konstrukteur kaum beeinflussbar.

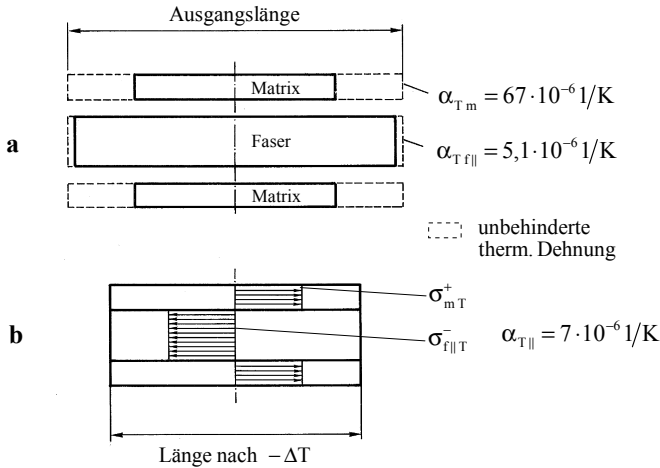


Abb. 12.8. Zur Entstehung von *mikromechanischen* thermischen Eigenspannungen (Abkühlspannungen) zwischen Faser und Matrix, hier in Faserlängsrichtung dargestellt (Werkstoff: GFK, $\varphi = 0,6$) **a** Faser und Matrix unverklebt, daher unbehinderte thermische Dehnungen **b** Faser und Matrix verklebt, daher gegenseitige Dehnungsbehinderung und Aufbau eines Eigenspannungszustands, der – als faserparallele Eigenkraftgruppe – für sich im Gleichgewicht ist

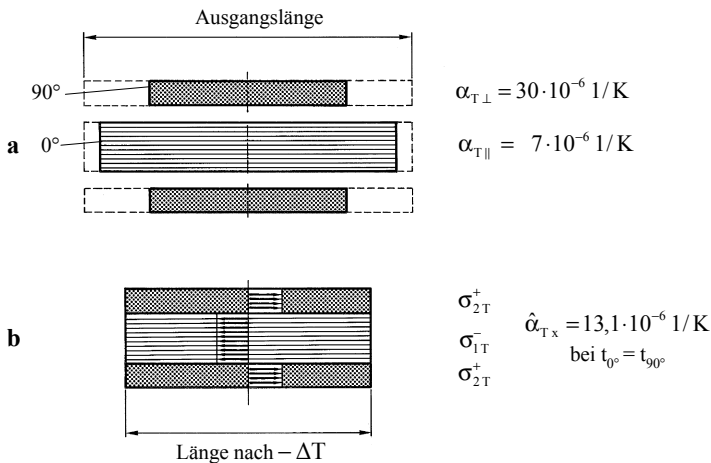


Abb. 12.9. *Makromechanische* thermische Eigenspannungen als Schicht-Abkühlspannungen zwischen den Einzelschichten eines Laminats (hier 0/90), ohne Randinflüsse und nur in einer Ebene dargestellt. (Werkstoff: GFK, $\varphi = 0,6$). Die thermischen Schicht-Eigenspannungen sind – als Kräfte – innerhalb des Laminat-Scheibenelements im Kräfte-Gleichgewicht. **a** Schichten nicht verklebt, dadurch unbehinderte therm. Dehnungen **b** Schichten miteinander verklebt, daher gleiche therm. Dehnungen. Quer zur Faserrichtung treten schädliche Zugeigenspannungen auf

- *Makromechanisch* betrachtet treten die Eigenspannungen in Form von Schichtspannungen auf und überlagern sich den Schichtspannungen, die aus der mechanischen Belastung des Laminats herrühren. Sie lassen sich mit Hilfe der CLT berechnen. Diese makromechanischen Eigenspannungen haben ihren Ursprung darin, dass die einzelnen UD-Schichten in ihren natürlichen Orthotropieachsenrichtungen längs und quer unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten besitzen. Durch die Verklebung der UD-Schichten mit unterschiedlicher Orientierung zu einem MSV behindern sich die Einzelschichten gegenseitig in ihrer thermischen Ausdehnung (Abb. 12.9). Diese Dehnungsbehinderungen erzeugen makromechanisch die schichtenweisen Eigenspannungen.

Stellt man das Elastizitätsgesetz Gl. 12.13 um, so wird deutlich, dass die thermischen Verzerrungen, multipliziert mit den Scheibensteifigkeiten des Laminats, einer äußeren Beanspruchung äquivalent sind:

$$\{\hat{n}\}_{\text{mech}} + [A] \cdot \{\hat{\alpha}_T\} \cdot \Delta T = [A] \cdot \{\hat{\epsilon}\} \quad (12.14)$$

Die auf das Laminat wirkende Belastung setzt sich somit aus mechanischen Belastung $\{\hat{n}\}_{\text{mech}}$ plus der sogenannten „scheinbaren“ thermischen Belastung $[A] \cdot \{\hat{\alpha}_T\} \cdot \Delta T = \{\hat{n}\}_{\text{therm}}$ zusammen:

$$\{\hat{n}\}_{\text{ges}} = \{\hat{n}\}_{\text{mech}} + \{\hat{n}\}_{\text{therm}} \quad (12.15)$$

Die scheinbaren thermischen Kraftflüsse folgen aus dem Überlagerungsgesetz. Mit

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij k} \cdot t_k \quad (12.16)$$

schreiben sich die scheinbaren thermischen Kraftflüsse explizit:

$$\begin{aligned} \hat{n}_{x \text{ therm}} &= \Delta T \cdot \sum_{k=1}^n (\bar{Q}_{11} \alpha_{Tx} + \bar{Q}_{12} \alpha_{Ty} + \bar{Q}_{16} \alpha_{Txy})_k \cdot t_k \\ \hat{n}_{y \text{ therm}} &= \Delta T \cdot \sum_{k=1}^n (\bar{Q}_{12} \alpha_{Tx} + \bar{Q}_{22} \alpha_{Ty} + \bar{Q}_{26} \alpha_{Txy})_k \cdot t_k \\ \hat{n}_{xy \text{ therm}} &= \Delta T \cdot \sum_{k=1}^n (\bar{Q}_{16} \alpha_{Tx} + \bar{Q}_{26} \alpha_{Ty} + \bar{Q}_{66} \alpha_{Txy})_k \cdot t_k \end{aligned} \quad (12.17)$$

Die Temperaturdifferenz ΔT wird vor das Summationszeichen gezogen, d.h. sie ist in allen Schichten gleich hoch. Diese Annahme ist nur dann exakt, wenn sich z.B. nach Abkühlung ein *stationärer* Zustand, d.h. eine konstante Temperaturverteilung über der Laminatdicke, einstellt. Da die Abkühlung in Realität zu meist in sehr kurzen Zeiten geschieht, ist diese Annahme in den meisten Fällen berechtigt. Sollen jedoch *instationäre*, also zeitabhängige Vorgänge berechnet werden, z.B. die einseitige Aufheizung eines dickeren Laminats, so ist für jede

einzelne Schicht eine zugehörige Temperaturdifferenz ΔT_k zu berücksichtigen und unter das Summenzeichen zu ziehen. Die schichtenweise und damit stufenförmige Annäherung des realen Temperaturprofils kann feiner angepasst werden, indem die einzelnen Schichten rechnerisch in mehrere Schichten gleicher Faserorientierung unterteilt werden.

Die Verzerrungen des MSV ergeben sich nach Inversion der Steifigkeitsmatrix aus:

$$\{\hat{\epsilon}\} = [A]^{-1} \cdot \{\hat{n}_{\text{mech}} + \hat{n}_{\text{therm}}\} \quad (12.18)$$

Nach Transformation der Verzerrungen in die lokalen Koordinatensysteme der Einzelschichten folgen die Schichtspannungen aus den Elastizitätsgesetzen der einzelnen UD-Schichten zu:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} \frac{E_{\parallel}}{1 - \mathbf{v}_{\perp\parallel} \cdot \mathbf{v}_{\parallel\perp}} & \frac{\mathbf{v}_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \mathbf{v}_{\perp\parallel} \cdot \mathbf{v}_{\parallel\perp}} & 0 \\ \frac{\mathbf{v}_{\parallel\perp} \cdot E_{\parallel}}{1 - \mathbf{v}_{\perp\parallel} \cdot \mathbf{v}_{\parallel\perp}} & \frac{E_{\perp}}{1 - \mathbf{v}_{\perp\parallel} \cdot \mathbf{v}_{\parallel\perp}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{\perp\parallel} \end{bmatrix}_k \cdot \left(\begin{bmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \alpha_{T\parallel} \\ \alpha_{T\perp} \\ 0 \end{bmatrix} \cdot \Delta T \right)_k \quad (12.19)$$

Diskussion des Ergebnisses

- Die thermischen Schicht-Eigenspannungen bilden im MSV-Scheibenelement eine Eigenkraftgruppe und sind innerhalb des Laminats für sich im Kräfte-Gleichgewicht.
- Aus Abb. 12.10 wird deutlich, dass die miteinander verklebten Schichten einen Teil der thermischen Verzerrungen gemeinsam vollführen. Nur die aufgezwungene Verzerrungsdifferenz $(\epsilon - \alpha_T \Delta T)$, multipliziert mit der Steifigkeit A , führt zu thermischen Eigenspannungen. Je höher die Steifigkeit der in ihrer freien thermischen Dehnung behinderten Schicht ist, umso höher werden die Eigenspannungen.
- Weitere Parameter, die proportional die Höhe der thermischen Eigenspannungen beeinflussen, sind die Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten $\alpha_{T\parallel}$ und $\alpha_{T\perp}$ einer UD-Schicht, sowie die Höhe der Temperaturdifferenz ΔT , nicht die absolute Temperaturhöhe.
- Die rechnerisch höchsten thermischen Eigenspannungen ergeben sich bei linear elastischer Rechnung. Die Berücksichtigung des nichtlinearen Spannungs-Verzerrungsverhaltens der UD-Schicht führt zu einer realistischeren Bewertung, d.h. zu niedrigeren Eigenspannungen.
- Nennenswerte thermische Eigenspannungen entstehen nur unterhalb Tg-Onset, dem Beginn des Glasübergangsbereichs. Ab dieser Temperatur ist die Steifig-

keit der Matrix so weit angewachsen, dass sich bei weiterer Abkühlung thermische Eigenspannungen aufbauen können.

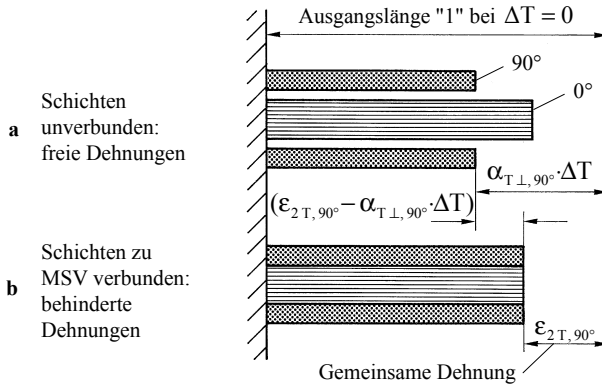


Abb. 12.10. Zur Entstehung von thermischen Eigenspannungen in einem Kreuzverbund am Beispiel der 90°-Schicht (dargestellt in der xz-Ebene) **a** Unverbundene Schichten und die dadurch möglichen freien thermischen Dehnungen, bei der 90°-Schicht: $\alpha_{T\perp 90^\circ} \cdot \Delta T$ **b** Schichtenverbund mit der gemeinsamen thermischen Dehnung $\epsilon_{2T 90^\circ}$. Nur die im Verbund aufgezwungene Dehnungsdifferenz $(\epsilon_{2T, 90^\circ} - \alpha_{T\perp, 90^\circ} \cdot \Delta T)$ – multipliziert mit der Schichtsteifigkeit – führt zu thermischen Eigenspannungen $\sigma_{2T, 90^\circ}$ in der 90°-Schicht

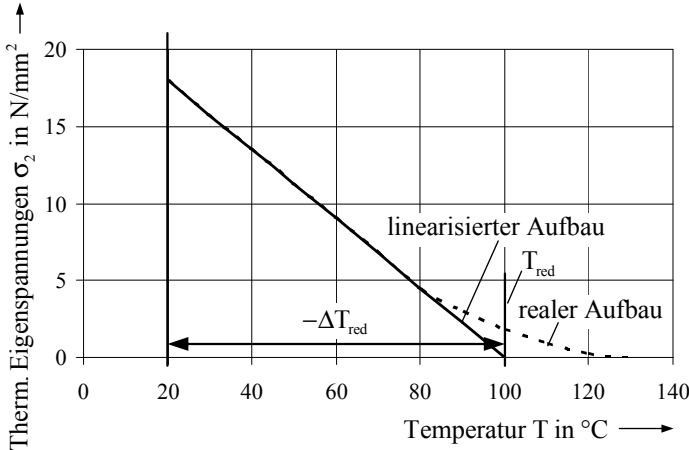


Abb. 12.11. Qualitativer Aufbau von thermischen Eigenspannungen durch Abkühlen von der Glasübergangs- und Härtetemperatur $T_g = 130^\circ\text{C}$ auf 20°C , dargestellt am Beispiel der σ_{2T} -Spannungen der 90°-Schicht eines Kreuzlaminats (T_g -Onset = 120°C). Die „spannungsfreie Temperatur“ T_{red} beträgt hier 100°C , die linearisierte Abkühl-Temperaturdifferenz $-\Delta T_{\text{red}} = -80^\circ\text{C}$

- Um den Aufbau der thermischen Eigenspannungen bei Abkühlung exakt rechnerisch verfolgen zu können, müssten alle Werkstoffwerte, wie Steifigkeiten und therm. Ausdehnungskoeffizienten als Funktion der Temperatur vorliegen und die CLT nichtlinear durchgeführt werden. Man behilft sich pragmatisch, indem man vereinfachend linear elastisch rechnet und auch den Aufbau der Eigenspannungen linearisiert. Die anzusetzende Temperaturdifferenz $-\Delta T$ startet bei einer angenommenen reduzierten Temperatur T_{red} , die unterhalb T_g liegt. Sie beschreibt diejenige Temperatur (stress free temperature), bei der ein angenommen linearer Aufbau von Eigenspannungen beginnt (Abb. 12.11). T_{red} ist von der jeweiligen Matrix abhängig und erfahrenen Konstrukteuren bekannt. Als Anhaltswert sollte man die linearisierte Abkühl-Temperaturdifferenz $-\Delta T_{\text{red}}$ um etwa 20°C gegenüber T_g -Onset reduziert beginnen lassen: $T_{\text{red}} = T_g\text{-Onset} - 20^\circ\text{C}$.
- Wird ein Laminat bei höheren Temperaturen eingesetzt, so reduziert sich natürlich die Temperaturdifferenz ΔT und damit – per CLT nachzurechnen – die Höhe der thermischen Eigenspannungen.
- Sollen unverstärkte Polymere mit Laminaten gefügt werden, so ist zu überdenken, ob die Polymere gezielt mit Füllstoffen versetzt werden sollten, um die thermischen Dehnungen so weit wie möglich dem Laminat anzupassen, um thermische Eigenspannungen zu minimieren.
- Zwischenfaserbrüche zwischen Fasern und Matrix – d.h. parallel zur Faserrichtung – lassen zu, dass die Eigenspannungen frei werden. Rissbildung ist auch gleichbedeutend mit einer Reduktion der Steifigkeiten. Die Risse, oder anders betrachtet die niedrigeren Steifigkeiten, reduzieren die therm. Eigenspannungen.

12.6 Thermische Ausdehnungskoeffizienten des MSV

Sind die thermische Ausdehnungskoeffizienten $\hat{\alpha}_{T_x}, \hat{\alpha}_{T_y}, \hat{\alpha}_{T_{xy}}$ des Laminats von Interesse, so lassen sie sich einfach per CLT ermitteln, indem man den Rechenlauf ohne eine mechanische Belastung durchführt ($\hat{n}_x = \hat{n}_y = \hat{n}_{xy} = 0$). Es gilt:

$$\hat{\alpha}_{T_x} = \frac{\hat{\epsilon}_x}{\Delta T}, \quad \hat{\alpha}_{T_y} = \frac{\hat{\epsilon}_y}{\Delta T}, \quad \hat{\alpha}_{T_{xy}} = \frac{\hat{\gamma}_{xy}}{\Delta T} \quad (12.20)$$

Die errechneten Verzerrungen geben direkt die thermischen Ausdehnungskoeffizienten wieder, wenn $\Delta T = 1^\circ\text{C}$ gesetzt wird.

In Dickenrichtung eines Laminats ergibt sich der thermische Ausdehnungskoeffizient $\hat{\alpha}_{T_z}$ näherungsweise – ohne Berücksichtigung von Querkontraktionsbehinderungen – als Reihenschaltung aus der Addition der thermischen Dickenänderungen der Einzelschichten:

$$\hat{\alpha}_{Tz} \approx \frac{\sum_{k=1}^n \alpha_{T\perp} \cdot t_k}{t} \quad (12.21)$$

Bei homogen aufgebautem Laminat gilt $\hat{\alpha}_{Tz} = \alpha_{T\perp}$.

Der Konstrukteur darf nicht vergessen, dass Bauteile nach dem Härten thermisch schrumpfen. Entsprechend sind die Fertigungswerkzeuge – z.B. Wickelkerne – mit Übermaß zu fertigen, damit die vorgesehenen Bauteil-Toleranzen eingehalten werden!

12.7 Beeinflussung der thermischen Eigenspannungen

Im Laminat stellen sich eine Reihe von Mechanismen ein, die die unerwünschten thermischen Abkühlspannungen reduzieren. Darüber hinaus hat auch der Konstrukteur einige Möglichkeiten um – zumindest geringfügig – Einfluss zu nehmen.

- Die Aufnahme von Feuchte und der damit verbundene Aufbau von Quelleigenspannungen kompensiert einen Teil der therm. Eigenspannungen.
- Mit dem Aufbau der thermischen Eigenspannungen bei Abkühlung beginnen gleichzeitig auch Relaxations- und Kriechprozesse, die die schädlichen thermischen Eigenspannungen z.T. wieder abbauen. Die thermischen Eigenspannungen sind also zeitabhängig. Unmittelbar nach der Abkühlung liegen die höchsten thermischen Eigenspannungen vor. Die Bauteile haben zu diesem Zeitpunkt die geringste mechanische Belastbarkeit. Für *Probekörper* bedeutet dies zweierlei.
 - Zum einen sollten sie in einem Klima gelagert werden, das dem späteren Einsatzklima entspricht, um Feuchte- und Zeiteinfluss wirksam werden zu lassen. Man erhält damit höhere, aber auch realistischere Festigkeitswerte.
 - Zum anderen müssen die Zeiträume zwischen der Herstellung und der Prüfung exakt eingehalten werden, da aufgrund unterschiedlich hoch abgebauter Eigenspannungszustände die Ergebnisse ansonsten zusätzlich streuen.
- Faserverbund-Bauteile sollten prinzipiell – insbesondere wenn sie bei sehr niedrigen T eingesetzt werden – erst nach einer längeren „Ruhezeit“ von etwa 2 Monaten nach Härtung in Betrieb kommen und belastet werden. Der teilweise Abbau von thermischen Eigenspannungen und Spannungsspitzen durch Kriechen- und Relaxieren, sowie durch Feuchteaufnahme erhöht die Schlagzähigkeit und verbessert signifikant die Festigkeit.
- Die thermischen Eigenspannungen halten sich langfristig. Als Anhaltswert ist davon auszugehen, dass – bedingt durch Relaxationsprozesse, sowie durch Aufbau entgegengesetzt gerichteter Quelleigenspannungen – nach einem Jahr noch etwa 50% der direkt nach dem Abkühlen von Härtetemperatur vorliegenden Spannungen vorhanden sind. Sie reduzieren sich auch langfristig nur noch minimal. Dies kann mittels CLT erfasst werden, indem man die Temperaturdif-

ferenz $-\Delta T_{\text{red}}$ mit halbem Wert einsetzt. Eigenspannungen in etwa dieser Höhe sollten auch in die Festigkeitsanalyse mit einbezogen werden.

- Die Höhe der thermischen Eigenspannungen ist geringfügig durch die Härtung beeinflussbar. Das Gelieren, d.h. das Verkleben der Matrix mit der Faser, sollte – um die Temperaturdifferenz $-\Delta T$ klein zu halten – bei möglichst niedrigen Temperaturen stattfinden. Dies läuft allerdings einer rationellen Fertigung mit kurzen Taktzeiten zuwider.
- Bei kalt härtenden Harzen bilden sich – da sie entweder überhaupt nicht, oder aber bei niedrigen Temperaturen nachgehärtet werden – nur vernachlässigbare therm. Eigenspannungen aus. Lamine mit kalthärtenden Harzen verhalten sich daher bei Schlagbeanspruchung weniger spröde.
- Günstig wirkt sich ebenfalls aus, wenn die Abkühlung von der Härtetemperatur langsam vonstatten geht, so dass Zeit für die bei höheren Temperaturen rascher ablaufenden Kriech- oder Relaxationsvorgänge bleibt.
- Der Konstrukteur kann die thermischen Abkühlspannungen gering halten, wenn die Winkeldifferenz zwischen den Faserrichtungen klein ist. Abb. 12.12 zeigt, dass z.B. bei einem $(\pm 45^\circ)$ -AWV die höchsten Querspannungen auftreten, da hier die Winkeldifferenz mit 90° maximal ist.
- Sollen in Krafteinleitungen die Eigenspannungen z.B. zwischen einem Laminat und einem Metallanschluss klein bleiben, so kann man die thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Laminats über den Fasertyp und die Faserorientierung anpassen. Bei unverstärkten Matrices gelingt dies durch Zugabe der passenden Füllstoffe.

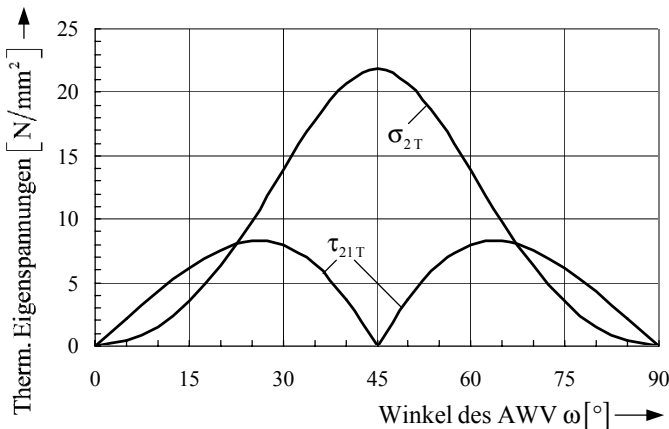


Abb. 12.12. Thermische Quersug- und Schub-Eigenspannungen (σ_{2T}, τ_{21T}) in einem AWV in Abhängigkeit vom Faserwinkel ω (CFK-HT; $\varphi = 0,6$; $\Delta T = -100^\circ\text{C}$). Die höchste Beanspruchung des Laminats ergibt sich bei der max. Winkeldifferenz von 90° , also einem Kreuzverbund, hier mit $\omega = 45^\circ$

12.8 Wärmeleitfähigkeiten der UD-Schicht und des MSV

Neben den thermischen Eigenspannungen, die bei der Laminatherstellung beim Abkühlen entstehen, müssen auch thermische Belastungen überprüft werden, die im Betrieb auftreten. Sie können beachtliche Werte annehmen, wenn sich z.B. die Oberfläche eines Flugzeuges an einem heißen Sommertag in tropischem Klima stark aufheizt, oder wenn in großer Flughöhe eine Außentemperatur von -50°C herrscht, während die Kabineninnentemperatur 20°C beträgt. Bei den Aufheiz- und Abkühlvorgängen sind Temperaturfelder im Allgemeinen zeitlich inhomogen verteilt. Im ersten Schritt sind also die jeweiligen Temperaturprofile $= f(\text{Zeit})$ zu bestimmen. Hierzu wird die Wärmeleitfähigkeit des Laminats benötigt. Basis sind – wie bei der CLT – die Wärmeleitfähigkeiten der Einzelschichten. Diese können experimentell [12.10] oder aber auch aus mikromechanischen Beziehungen bestimmt werden. Die Wärmeleitfähigkeit ist ein Tensor 2. Stufe. Im allgemeinen isotropen Fall ist sie richtungsunabhängig. Die UD-Schicht hingegen zeigt auch bzgl. der Wärmeleitung ein richtungsabhängiges, nämlich orthotropes Verhalten. In Faserrichtung einer UD-Schicht liegt eine Parallelschaltung der Wärmeströme in den Fasern und der Matrix vor. Die Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{\parallel}$ einer UD-Schicht ergibt sich daher aus der Mischungsregel:

$$\lambda_{\parallel} = \lambda_{f\parallel} \cdot \varphi + \lambda_m \cdot (1 - \varphi) \quad (12.22)$$

Die Wärmeleitfähigkeit quer $\lambda_{\perp}$ lässt ebenfalls aus einer Mischungsregel errechnen. Es liegt eine mikromechanisch eine Hintereinanderschaltung der Leitfähigkeiten von Faser und Matrix vor:

$$\frac{1}{\lambda_{\perp}} = \frac{1}{\lambda_{f\perp}} \varphi + \frac{1}{\lambda_m} (1 - \varphi) \quad (12.23)$$

Die Wärmeleitfähigkeit in der Ebene eines Laminats wird analog zur CLT ermittelt. Vorab sind jedoch die Wärmeleitfähigkeiten der UD-Schichten in das Koordinatensystem des MSV zu transformieren:

$$\begin{aligned} \lambda_x &= \lambda_{\parallel} \cdot \cos^2 \alpha + \lambda_{\perp} \cdot \sin^2 \alpha \\ \lambda_y &= \lambda_{\parallel} \cdot \sin^2 \alpha + \lambda_{\perp} \cdot \cos^2 \alpha \\ \lambda_{xy} &= 0,5 \cdot (\lambda_{\parallel} - \lambda_{\perp}) \cdot \sin 2\alpha \end{aligned} \quad (12.24)$$

In der Ebene des MSV sind die Wärmeleitfähigkeiten der Einzelschichten parallel geschaltet. Wie die Steifigkeiten des Elastizitätsgesetzes addieren sie sich – gewichtet mit der relativen Schichtdicke der Einzelschichten – zu den Wärmeleitfähigkeiten $\{\hat{\lambda}_x, \hat{\lambda}_y\}^T$ des MSV. Für stationäre Wärmeleitung gilt:

$$\hat{\lambda}_x = \sum_{k=1}^n \lambda_{xk} \cdot \frac{t_k}{t}; \quad \hat{\lambda}_y = \sum_{k=1}^n \lambda_{yk} \cdot \frac{t_k}{t} \quad (12.25)$$

In Dickenrichtung des MSV liegt eine Hintereinanderschaltung vor. Mit der Anzahl der Einzelschichten erhöht sich der Wärmeleitwiderstand. Damit addieren sich die Reziprokwerte der Wärmeleitfähigkeiten:

$$\hat{\lambda}_z = \frac{t}{\sum_{k=1}^n \frac{t_k}{\lambda_{\perp k}}} \quad (12.26)$$

Für einen homogenen Laminataufbau aus gleichen Faserschichten vereinfacht sich Gl. 12.26 zu $\hat{\lambda}_z = \lambda_{\perp}$.

Tabelle 12.2. Wärmeleitwerte bei 25°C; $\lambda_{f\perp}$ aus UD-Werten nach Gl. 12.23 zurückgerechnet. (Daten z.T. aus [12.5])

	$\lambda_{f\parallel}$ in $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$	$\lambda_{f\perp}$ in $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$
Glas	1,21	
C-Faser HT (T300)	4,9	1,7
C-Faser ST (T800)	10	1,7
C-Faser HM (M46J)	49,8	
C-Faser HM (M60J)	74,8	
Epoxidharz	0,21	

12.9 Wärmekapazitäten der UD-Schicht und des MSV

Die spez. Wärmekapazitäten c von Fasern, Matrix und Verbund lassen sich experimentell mittels DSC (Differential Scanning Calorimetry) bestimmen. Sind die Werte von Fasern und Matrix bekannt, so kann man die Verbundwerte auch aus der Mischungsregel berechnen. Die spez. Wärmekapazität einer UD-Schicht ergibt sich aus:

$$c_{\text{UD}} = c_f \cdot \psi + c_m \cdot (1 - \psi) = \frac{c_f \cdot \rho_f \cdot \varphi + c_m \cdot \rho_m \cdot (1 - \varphi)}{\rho_f \cdot \varphi + \rho_m \cdot (1 - \varphi)} \quad (12.27)$$

Für den stationären, also für den nicht zeitabhängigen Fall, errechnen sich die spez. Wärmekapazitäten der Einzelschichten in einem MSV zu:

$$c_{\text{MSV}} = \frac{\sum_{k=1}^n \rho_k \cdot c_k \cdot t_k}{\sum_{k=1}^n \rho_k \cdot t_k} \quad (12.28)$$

c_k = spez. Wärmekapazität der Einzelschicht k

ρ_k = Dichte der Einzelschicht k

Meist besteht der MSV aus UD-Einzelschichten gleicher Dichte und gleicher spez. Wärmekapazität; damit verkürzt sich Gl. 12.28 zu: $c_{\text{MSV}} = c_{\text{UD}}$.

12.10 Tieftemperaturen

Faser-Kunststoff-Verbunde eignen sich aus mehreren Gründen gut für die Anwendung in der Tieftemperaturtechnik, d.h. im Satellitenbau, in der Supraleitungstechnologie, im Behälterbau für Flüssiggase usw:

- Die thermischen Ausdehnungen können sehr klein gehalten werden. Insbesondere mit CFK lassen sich Präzisionsbauteile für die Raumfahrt fertigen.
- Die Wärmeleitfähigkeit ist – verglichen mit Metallwerkstoffen – sehr niedrig. Vorteilhaft ist die günstige Kombination dieser hohen thermischen Isolationsfähigkeit bei *gleichzeitig* hoher Festigkeit und Steifigkeit. Die Wärmeleitwerte nehmen hin zu tiefen Temperaturen sogar noch ab. Die höchste Isolationswirkung im Temperaturbereich $T > 80 \text{ K}$ hat GFK (Abb. 12.15).
- FKV können gleichzeitig als elektrische Isolatoren gestaltet werden.
- Magnetfelder werden nicht gestört.

Im Tieftemperaturbereich ist insbesondere die Matrix zu beachten. Folgende Hinweise sind bei der Auswahl zu beachten:

- Bei fast allen Polymeren nimmt die Bruchdehnung ab, sie verspröden. Daher werden vorzugsweise entweder zähmodifizierte EP-Harze oder aber hochzähe Thermoplaste, wie z.B. PEEK verwendet.
- Häufig liegt bei Tieftemperatur-Anwendungen gleichzeitig auch Vakuum an. Es ist daher bei der Polymerauswahl darauf zu achten, dass diese nicht ausgasen.
- Die Festigkeitswerte der FKV bleiben auch bei tiefsten Temperaturen ausgezeichnet. Insbesondere CFK behält seine sehr guten Ermüdungseigenschaften. Zwar liegen aufgrund der großen Abkühl-Temperaturdifferenz höhere thermische Eigenspannungen vor, es bleiben jedoch ausreichende Festigkeitsreserven für mechanische Belastungen.

Hin zu tiefen Temperaturen sind einige Eigenschaftsänderungen zu beachten:

- Die thermischen Längenausdehnungskoeffizienten sind nicht konstant, sondern reduzieren sich. Beispielhaft zeigt Tabelle 12.3 Werte von CF-PEEK. Dies führt dazu, dass die thermischen Eigenspannungen unterproportional mit fallender Temperatur ansteigen.
- Die Steifigkeiten sowohl der Fasern als auch der Matrix steigen an (Tabelle 12.4). Ein Steifigkeitsanstieg bedeutet jedoch höhere Eigenspannungen, so dass der Vorteil reduzierter thermischer Ausdehnungskoeffizienten teilweise wieder aufgehoben wird.

Um hohe thermische Schicht-Eigenspannungen zu vermeiden, kann man ausschließlich UD-Schichten realisieren. Ein bekanntes Anwendungsbeispiel sind kryogene, doppelwandige Tanks, bei denen der innere vom äußeren Behälter durch Vakuum thermisch entkoppelt ist. Als sehr gut isolierende Verbindung zwischen den Behältern verwendet man UD-Schlaufen aus GFK.

Tabelle 12.3. Thermische Längenausdehnungskoeffizienten bei Tieftemperaturen ($\varphi = 0,64$). Bemerkenswert ist, dass $\alpha_{T\parallel}$ (CFK) nahezu konstant bleibt (nach [12.1])

Temperatur	PEEK-Matrix	UD-CF-PEEK	UD-CF-PEEK
	α_{Tm} in $10^{-6}/K$	$\alpha_{T\parallel}$ in $10^{-6}/K$	$\alpha_{T\perp}$ in $10^{-6}/K$
293 K	47	-0,7	32
77 K (flüssiger Stickstoff)	25	-0,8	17
5 K (flüssiges Helium)	1	-0,1	1,5

Tabelle 12.4. Steifigkeitswerte einer UD-Schicht aus CF-PEEK ($\varphi = 0,64$) bei Tieftemperaturen (nach [12.1])

Temperatur	$E_{\parallel}$ in N/mm^2	$E_{\perp}$ in N/mm^2
293 K	142 000	11 100
77 K (flüssiger Stickstoff)	155 000	13 200
5 K (flüssiges Helium)	159 000	14 500

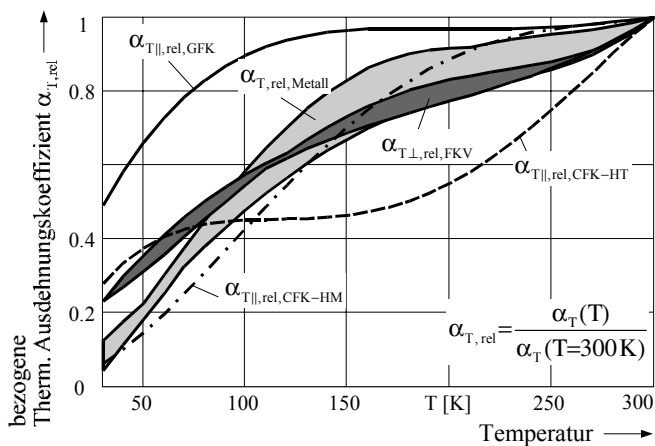


Abb. 12.13. Tieftemperaturbereich: Abhängigkeit der thermischen Ausdehnungskoeffizienten von der Temperatur (aus [12.4])

In [12.4] wurden eine Vielzahl von Literaturstellen ausgewertet und die Temperatur-Abhängigkeiten in Diagrammen zusammengefasst (Abb. 12.13 und

12.14). Sie können gut dazu dienen, die Veränderungen bei Tieftemperaturen abzuschätzen. Es ist zu empfehlen, die nichtlinearen Abhängigkeiten von der Temperatur innerhalb der CLT iterativ stückweise stetig zu berücksichtigen. Versuche bei Tieftemperaturen sind aufwändig und kompliziert. Dies ist sicherlich einer der Gründe, weswegen die Ergebnisse verschiedener Autoren streuen.

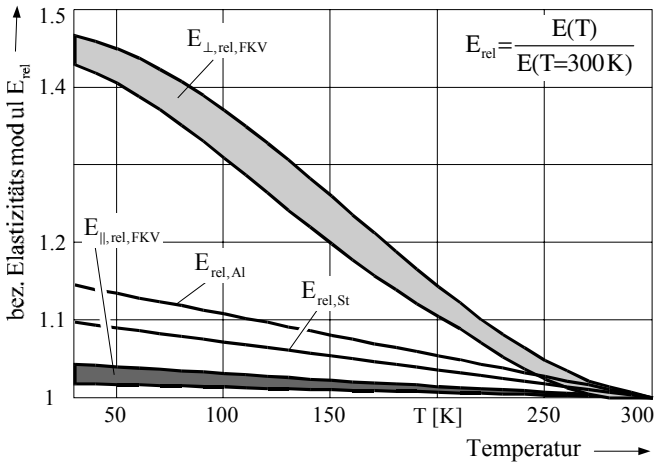


Abb. 12.14. Tieftemperaturbereich: Abhängigkeit der Elastizitätsmoduln von der Temperatur (aus [12.4])

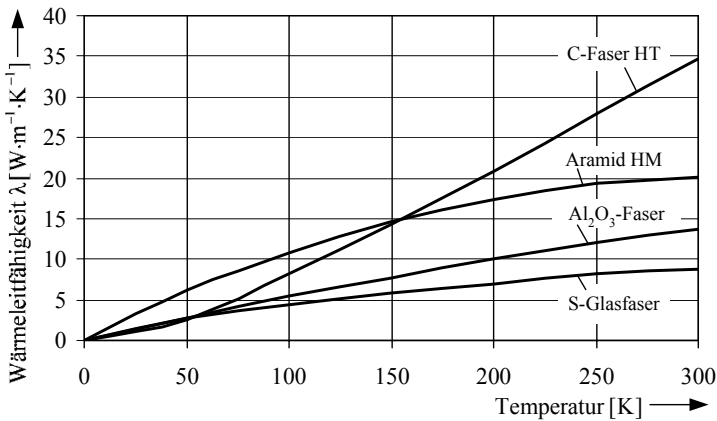


Abb. 12.15. Vergleich der Wärmeleitfähigkeiten, bzw. der Isolationswirkung verschiedener Fasertypen. Am besten isoliert die Glasfaser (aus [12.2])

Wie drastisch die Wärmeleitfähigkeit der Faser-Kunststoff-Verbunde hin zu Tiefsttemperaturen abnimmt, oder anders ausgedrückt, wie stark die Isolationswirkung hin zum absoluten Nullpunkt ansteigt, lässt sich aus den Abb. 12.15 und 12.16 entnehmen.

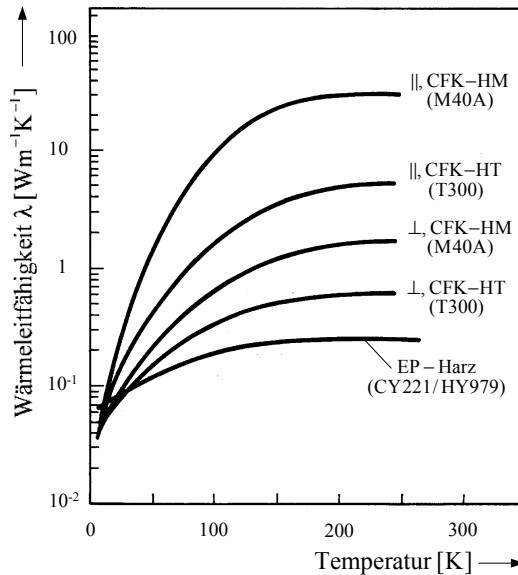


Abb. 12.16. Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit einer UD-Schicht parallel und senkrecht zur Faserrichtung für ausgewählte C-Fasern im kryogenen Bereich (aus [12.2])

Literatur

- 12.1 Ahlborn K (1988) Mechanische Eigenschaften von Kohlenstoffaserverstärkten Thermoplasten für die Anwendung in der Tieftemperaturtechnologie. Diss. Universität Karlsruhe
- 12.2 Ahlborn K, Hartwig G (1988) Cryogenic properties of fibre composites. Advancing with composites. International Conference on Composite Materials. May10–12, Milan, Italy
- 12.3 Kulkarni M, Brady RP (1997) A Model of Global Thermal Conductivity in Laminated Carbon/Carbon Composites. In: Composites Science and Technology 57, 277–285
- 12.4 Haberle T (2001) Thermomechanik werkstoffhybrider, faserverstärkter Schichtverbunde und Bauteile bei tiefen Temperaturen. Diss. TU München
- 12.5 Yamane T, Sakamoto A, Katayama S, Todoki M, Nomura S, Matsui J (1989) Thermal Properties of Carbon Fiber Reinforced Plastic (CFRP). The Tenth Japan Symposium on Thermophysical Properties

- 12.6 Mulheron M, Jones FR, Bailey JE (1986) Moisture-induced Thermal Strains in Glass Fibre Reinforced Plastic Composites. In: Composites Science and Technology 25, 119–131
- 12.7 Puck A, Schürmann H (1998) Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. In: Composites Science and Technology 58, 1045–1067
- 12.8 Schneider W (1974) Mikromechanische Betrachtung von Bruchkriterien unidirektional verstärkter Schichten aus Glasfaser/Kunststoff. Diss. D17, Technische Hochschule Darmstadt
- 12.9 Schneider W (1977) Thermische Ausdehnungskoeffizienten und Wärmespannungen faserverstärkter Kunststoffe. In: Kohlenstoff- und aramidfaserverstärkte Kunststoffe. VDI-Verlag, Düsseldorf

Normen

- 12.10 DIN 52612 (1979) Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit mit dem Plattengerät
- 12.11 DIN 53752 (1980) Bestimmung des thermischen Längenausdehnungskoeffizienten

13 Einfluss von Feuchte

13.1 Allgemeines

Viele Werkstoffe sind nicht diffusionsdicht. Sie nehmen über Diffusionvorgänge Gase oder Flüssigkeiten auf. Diffusion ist ein Teilchentransport. Treibende Kraft sind Konzentrationsunterschiede. Häufigstes Diffusionsmedium ist Wasserdampf. Im Gegensatz zur Temperaturänderungen, bei denen sich Gleichgewichtszustände rasch einstellen, sind Diffusionsvorgänge stark *zeitabhängig*.

In diesem Kapitel wird nur die Feuchteaufnahme von Wasser behandelt. Die Auswirkungen von Chemikalien- oder Gasdiffusion muss der Spezialliteratur entnommen werden.

Bei den Faser-Kunststoff-Verbunden sind es die polymeren Matrices, die hygroskopisch sind und Wasser aufnehmen. Die Feuchteaufnahme von Glas-, Kohlenstoff- und Polyethylenfasern ist demgegenüber vernachlässigbar. Eine Ausnahme bilden Aramidfasern und natürliche Fasern, wie Hanf, Flachs usw., die z.T. in erheblichem Umfang Feuchte aufnehmen [13.5]. In der Mehrzahl der Fälle kann der Faserverbund-Konstrukteur jedoch die Feuchteaufnahme der Fasern vernachlässigen und sich ausschließlich auf die Matrix konzentrieren. Das bedeutet aber auch, dass bei der Auswahl der Matrix auf minimale Wasseraufnahme zu achten ist.

Es gibt zwei Möglichkeiten der Wassereinlagerung:

- In den Polymeren lagert sich Wasser an die Molekülketten oder im Raum zwischen den Ketten an.
- In Mikroporen, d.h. Rissen, Lufteinschlüssen – häufig an der Grenzfläche Faser-Matrix – kann Wasser auskondensieren. Poren bilden sich meist entlang der Fasern und erzeugen so zusätzliche Diffusionswege. Gleiche Auswirkungen haben Überbelastungen, die im Laminat Risse erzeugt haben. Durch Füllstoffe vergrößern sich die Grenzflächen. Dies trägt ebenfalls zu höheren Feuchtegehalten und zu erhöhten Diffusionsgeschwindigkeiten bei.

Die Feuchteaufnahme verursacht Eigenschaftsänderungen. Viele davon sind in weitem Bereich reversibel, d.h. nach Trocknung stellen sich wieder die ehemaligen Eigenschaften ein. Wie schon beim Einfluss der Temperatur, sollte der Konstrukteur eine Kontrollliste anfertigen, in der er bewertet, wie sich ein Auf- oder Entfeuchten auf die verschiedenen Laminatparameter auswirkt. Im Einzelnen sind folgende Punkte zu beachten:

- Die Masse der Struktur nimmt mit der Feuchteaufnahme zu. Dies kann bei großen Strukturen eine nicht vernachlässigbare Größenordnung annehmen und ist in Masseannahmen evtl. zu berücksichtigen.
- Die Dimensionen wachsen durch Quellen der Matrix.
- Der elektrische Widerstand der Matrixpolymere sinkt. Für elektrische Isolationen sollten also Matrices mit niedriger Feuchteaufnahme verwendet werden [13.3].
- Die Wärmeleitfähigkeit der Matrix nimmt zu.
- Bei einigen Matrixsystemen ist mit einer Zunahme des thermischen Ausdehnungskoeffizienten mit erhöhtem Feuchtegehalt zu rechnen [13.5].

Eine moderate Feuchteaufnahme wirkt sich für Lamine überwiegend *vorteilhaft* aus:

- Im Polymer angelagerte Wassermoleküle wirken als Weichmacher. Die Molekülketten-Abstände werden größer, die Nebenvalenzkräfte werden dadurch kleiner. Die Steifigkeit reduziert sich, d.h. der Spannungs-Dehnungsverlauf wird flacher und man erreicht höhere Bruchdehnungen (Abb. 13.1). Der Polymer verhält sich deutlich duktiler und zeigt sogar Plastizität. Rissspitzen stumpfen dadurch ab, die Risswachstumsgeschwindigkeit wird geringer. Die Schlagzähigkeit steigt an. Da fast alle Polymerbauteile in der Nutzungsphase mehr oder weniger auffeuchten, ist bei der *Auswahl* eines Matrixsystems also der *aufgefeuchtete* Zustand zu beurteilen! „Spröde“ Matrixpolymere sind durchaus einsetzbar, wenn im aufgefeuchteten Zustand eine ausreichende Duktilität vorhanden ist!

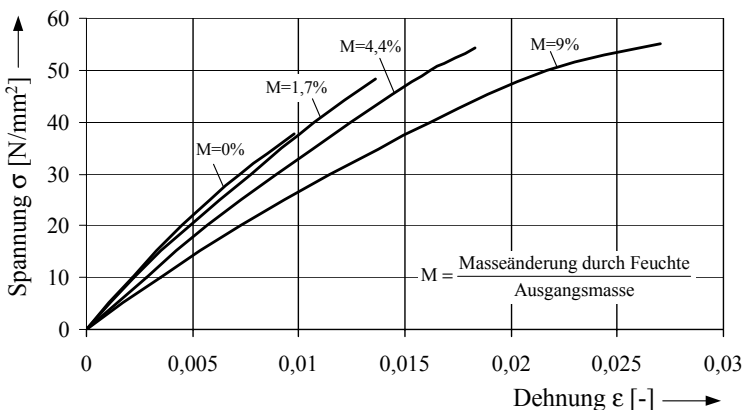


Abb. 13.1. Steigerung der Bruchdehnung und damit der Zähigkeit eines Epoxidharzes durch Feuchteaufnahme. Die mit dem Feuchtegehalt zunehmende Nichtlinearität deutet auf wachsendes plastisches Verhalten hin. Epoxidharzsystem BSL 914 (Messungen DLR Braunschweig, Institut für Strukturmechanik)

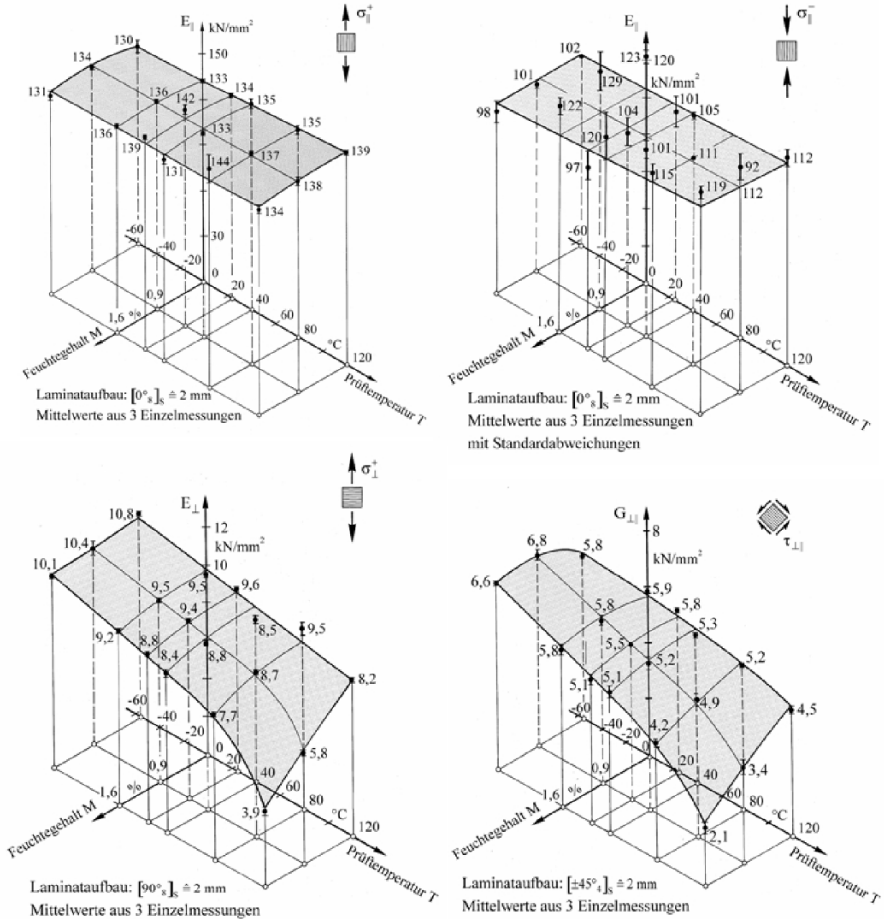


Abb. 13.2. Der Einfluss von Feuchte und Temperatur auf die Grundelastizitätsgrößen einer UD-Schicht wird besonders groß, wenn hohe Feuchtegehalte und hohe Temperaturen zusammentreffen. Es sei darauf hingewiesen, dass es sich bei dem Luftfahrt-Prepreg-Epoxidharz 914C um ein System der ersten Generation handelt, das durch Feuchte besonders stark beeinflusst wird; C-Faser-HT, T300, $\phi = 0,6$ (nach [13.1])

- Die Grund-Elastizitätsgrößen der UD-Schicht – genauer die überwiegend nichtlinearen Spannungs-Verzerrungsverläufe – ändern sich mit dem Feuchtegehalt (Abb. 13.2). Da die Belastungsaufnahme innerhalb des statisch unbestimmten Laminats den Steifigkeiten der Einzelschichten proportional ist, begünstigen reduzierte Matrix-Steifigkeitswerte die Spannungsaufnahme durch die Fasern. Der Traganteil der Matrix reduziert sich. Der Konstrukteur hat daher also darauf zu achten, dass die Grund-Elastizitätsgrößen an Probekörpern ermittelt werden, deren Feuchtegehalt demjenigen des späteren Betriebszustan-

des des Laminats entsprechen. Der CLT sind natürlich diese Werte zugrunde zu legen.

- Die Kriechraten im aufgefuechteten Zustand sind etwas höher als bei völlig trockener Matrix. Dieser Umstand begünstigt Spannungsumlagerungen hin zu den Faser.
- Zu höheren Feuchtegehalten hin nimmt die Dämpfung von Laminaten zu.
- Die meist verwendeten Glas- und Kohlenstofffasern nehmen praktisch keine Feuchte auf und quellen daher nicht. Die Matrix hingegen quillt infolge der Feuchteaufnahme. Die damit verbundene Quelldehnung wird durch die Fasern behindert. Es entstehen „*günstige*“ Eigenspannungen. Zwei Betrachtungsebenen sind zu unterscheiden: Zum einen bildet sich aufgrund der unterschiedlichen Quelldehnung zwischen Fasern und Matrix ein *mikromechanischer* Eigenspannungszustand aus: Die hochbelastbaren Fasern geraten unter Zug-, die schwache Matrix unter Druckeigenspannungen. *Makromechanisch* betrachtet verhält sich eine UD-Schicht bzgl. ihrer Quelldehnungen orthotrop. In der faserdominierten Parallelrichtung ist die Quelldehnung vernachlässigbar gering, in der Matrix-dominierten Querrichtung deutlich höher. Im Mehrschichtenverbund – bei unterschiedlicher Orientierung der Einzelschichten – entstehen aufgrund der gegenseitigen Behinderung der Quelldehnungen, Schicht-Eigenspannungen. Dabei geraten die Einzelschichten unter günstige Quer-Druckeigenspannungen, während sich faserparallel gut ertragbare Zugeigenspannungen bilden. Quell-Eigenspannungen wirken also entgegengesetzt wie die schädlichen thermischen Eigenspannungen. Sie kompensieren diese teilweise. Makromechanisch lassen sich die Quelleigenspannungen mit Hilfe der CLT berechnen.
- Aufgrund z.T. kompensierter thermischer Eigenspannungen, sowie einer höheren Matrixzähigkeit zeigen leicht aufgefuechtete Lamine höhere Festigkeiten, als unmittelbar nach der Nachhärtung. Es ist für Lamine *immer* günstig, sie erst nach gewisser Zeit – etwa einem Monat – in Betrieb zu nehmen, wenn etwas Feuchte aufgenommen wurde und thermische Eigenspannungen sowohl durch Relaxieren, als auch durch kompensierende Quell-Eigenspannungen deutlich vermindert sind. Daher ist – um die Streuung von Messergebnissen klein zu halten – auch *strikt* darauf zu achten, dass Probekörper alle unter exakt gleichen Bedingungen (Zeit, Temperatur, Feuchte) ausgelagert werden.

Es gibt jedoch auch *Nachteile* der Feuchteaufnahme:

- Die Aussage, dass die Feuchteaufnahme sich günstig auswirkt, ist nur gültig für moderate Feuchten und Temperaturen. Es zeigt sich, dass sehr hohe Feuchten, *kombiniert* mit hohen Temperaturen, die Faser-Matrix Grenzflächen schädigen und die Festigkeitswerte stark erniedrigen (Abb. 13.3). Unbedingt zu empfehlen ist es daher – meist verlangen es die Kunden oder Zulassungsbehörden ohnehin – den Festigkeits-Nachweis an der UD-Schicht, am Laminat oder am Bauteil, im Heiß-Feucht-Klima zu führen. Ein häufig eingestelltes Klima für Automobilanwendungen sind 70°C und 95% rel. Feuchte. Demzufolge sollte man ein Faser-Matrixsystem insbesondere anhand der Heiß-Feucht-

Eigenschaften (hot-wet properties) auswählen und überprüfen. Von großem Einfluss ist dabei das Schichtesystem der Fasern.

- Zu beachten ist, dass die Feuchteaufnahme die Glasübergangstemperatur – d.h. die Temperatureinsatzgrenze – der Matrix stark reduziert. Besonders betroffen sind Epoxidharze und Polyamide. Bei heißhärtenden EP-Harzen kann die Differenz zwischen $T_{g \text{ trocken}}$ und $T_{g \text{ feucht}}$ 80°C betragen. Es ist darauf zu achten, dass T_g durch die Feuchteaufnahme nicht unter die Einsatztemperatur absinkt. T_g ist also *unbedingt* für den aufgefuechteten Zustand zu bestimmen.

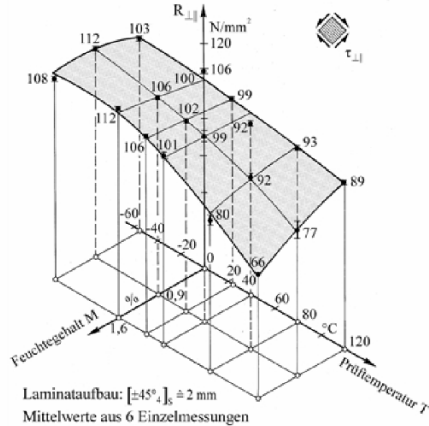
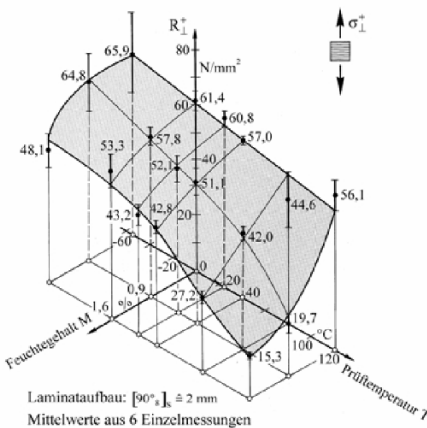
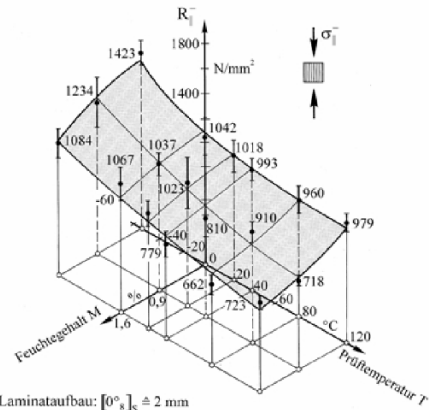
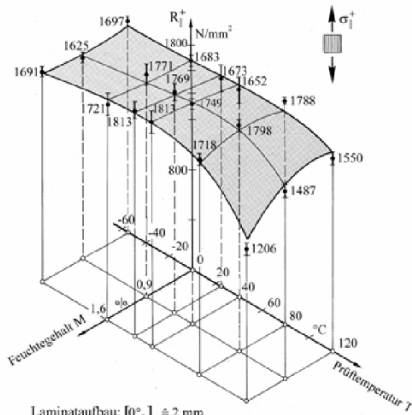


Abb. 13.3. Einfluss von Feuchte und Temperatur auf die Festigkeiten einer UD-Schicht. Man beachte den starken Festigkeitsabfall bei der Kombination „hohe Temperatur-hohe Feuchte“, insbesondere bei den matrixdominierten Festigkeiten $R_{||}^+$, $R_{\perp}^+$ und $R_{\perp}^-$; CF-EP-Prepregsystem 914C/T300, $\varphi = 0,6$ (nach [13.1])

- Feuchteaufnahme reduziert den Schubmodul $G_{\perp\parallel}$. Da dieser unmittelbar die faserparallele Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$ beeinflusst, muss bei hoher Feuchteaufnahme mit Festigkeitseinbußen bei $R_{\parallel}^-$ gerechnet werden.
- Es können Umstände eintreten, bei denen die Quelleigenspannungen eine Einzelschicht ungünstig belasten. Dieser Fall ergibt sich, wenn ein Laminat an den Außenflächen rasch entfeuchtet, während die inneren Schichten gequollen bleibt. Die außen liegende Randschicht gerät so unter Querkugeigenspannungen. Sie ist insbesondere dann besonders gefährdet, wenn das Laminat auf Biegung belastet ist. Die Entfeuchtung der äußeren Schichten kann im übrigen sehr rasch ablaufen, da die Diffusionswege kurz sind.
- Einige Matrixsysteme, aber auch Verstärkungsfasern, sind nicht hydrolysebeständig. Wenn länger andauernder Kontakt mit Wasser besteht, ist vorab bei der Auswahl der Komponenten deren Hydrolysebeständigkeit zu überprüfen.
- Bei sehr schlechter Laminatqualität, d.h. einem hohen Porengehalt, lagert sich Wasser in den Poren ab. Das Laminat kann auffrieren und es entstehen Frostrisse und Delaminationen.
- Eine Besonderheit findet man bei Flugzeugen mit Sandwichstrukturen. Werden Wabenkerne verwendet und liegen kleine Undichtigkeiten (Kapillaren) vor, so findet man folgende Form der Feuchteaufnahme. Nach einem Flug in großer Höhe, bei dem sich in den Waben Unterdruck eingestellt hat, wird am Boden durch die Kapillaren feuchte Luft in die Wabe eingesogen. Beim anschließenden Flug in großer Höhe kondensiert die Feuchte und fällt als Wasser aus. Auf diese Weise erhöht sich mit jedem Flug die Feuchte in der Wabe; sie „pumpt“ sich regelrecht mit Wasser voll. Neben der erheblichen Gewichtszunahme besteht schließlich sogar die Gefahr des Platzens durch Auffrieren. Das Problem betrifft in erster Linie Waben im Randbereich einer Sandwichstruktur. Eine Abhilfe besteht darin, belüftbare Kernstrukturen, z.B. Faltkerne einzusetzen.

In der Konstruktionspraxis werden die Quelleigenspannungen *selten* analysiert. Dafür gibt vorwiegend drei Gründe:

- Hinderlich ist, dass das Feuchteprofil von sehr vielen Parametern (Umgebungsfeuchte, Diffusionskoeffizienten, Ort, Zeit, Temperatur, Faservolumenanteil usw.) abhängt, die überwiegend aufwändig experimentell bestimmt werden müssen. Besonders unangenehm ist der Parameter *Zeit*. Während sich in dünnen Laminaten bei Temperaturänderungen rasch ein Gleichgewichtszustand einstellt, sind Diffusionsvorgänge stark *zeitabhängig*. Über der Wanddicke stellen sich daher keine konstante Feuchtegehalte, sondern Feuchteverteilungen ein. Diese müssen zuerst ermittelt werden, bevor eine Analyse der Auswirkungen von Feuchteaufnahme, wie z.B. der Quelleigenspannungen durchgeführt werden kann. Der Zeiteinfluss ist schwierig zu erfassen, da nicht mit Bestimmtheit vorausgesagt werden kann, welche Temperatur-Feuchte-Einflüsse im Leben einer FKV-Struktur einwirken. Letzteres gelingt z.T. mit Hilfe von sogenannten „Reiseproben“ (traveller specimen), die – z.B. an einem Verkehrsflugzeug angebracht – mitreisen und so das Einsatzprofil des FKV-Bauteils erleben. Allerdings liefern sie keine kurzfristigen Feuchtegehaltsänderungen oder

Maximalwerte, sondern nur Mittelwerte. Dies ist aber für den Konstrukteur schon eine wichtige Information.

- Da – solange keine extremen Einsatzbedingungen vorliegen – die positiven Auswirkungen einer geringfügigen Feuchteaufnahme überwiegen, liegt somit kein kritischer Fall vor, der unbedingt nachzuweisen ist. Vielmehr kann der Konstrukteur die Auswirkungen eines moderaten Feuchtegehalts so werten, dass die Auslegung konservativ auf der sicheren Seite liegt.
- Dem Feuchteinfluss ist natürlich nur Beachtung zu schenken, wenn die Matrix und das Schlichtesystem viel Feuchte aufnimmt und starke Eigenschaftsänderungen zeigen. Dies war bei der ersten Generation der Flugzeugbau-Epoxidharze der Fall. Aus diesem Grund wurde das Feuchthema in den 80iger Jahren des vorherigen Jahrhunderts intensiv erforscht. Inzwischen sind aber neue Harzgenerationen entwickelt worden, die bzgl. Zähigkeit und Feuchteaufnahme deutlich besser sind, so dass das Feuchthema etwas in den Hintergrund getreten ist.

Als abschließende Bewertung kann zusammengefasst werden: Die meisten Auswirkungen der Feuchteaufnahme sind quantitativ gering und können vernachlässigt werden. Da der Konstrukteur Prioritäten setzen muss sollte er sich auf folgende Aspekte konzentrieren:

- die feuchtebedingte Absenkung von T_g
- die Reduktion von Festigkeitswerten, insbesondere die Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^+$ ist zu überprüfen. Falls hohe faserparallele Schichtspannungen zu erwarten sind, ist auch die faserparallele Druckfestigkeit $R_{\parallel}^- = f(\text{Feuchte})$ zu ermitteln.
- die Gewichtszunahme größerer Strukturen
- die Hydrolysebeständigkeit der Matrix sicher zu stellen.
- Endgültige Festigkeitsnachweise sollte man experimentell und dann bei der gefährlichsten Kombination, nämlich bei der maximal auftretenden Temperatur und hoch aufgefuchtetem Laminat durchführen.

13.2 Elastizitätsgesetz der UD-Schicht einschließlich der Quelldehnungen

In einem von Fehlstellen freien Polymer kann Wasser nur dann eingelagert werden, wenn dafür zusätzliches Volumen zur Verfügung gestellt wird. Dies führt zur Vergrößerung der Ausgangsdimensionen, zur Feuchtequellung. Entsprechende, auf die Ausgangslängen bezogene Dimensionsänderungen werden als Quelldehnung bezeichnet. Zwischen der Feuchtigkeitsaufnahme und der daraus resultierenden Quelldehnung besteht – wie bei der thermischen Dehnung und der Temperaturdifferenz – in guter Näherung ein *linearer* Zusammenhang. Dies wurde in zahlreichen Arbeiten experimentell bestätigt. Die Quelldehnung ist der aufgenommenen Feuchtigkeit direkt proportional; der Proportionalitätsfaktor, der sogenannte lineare Feuchte-Längenausdehnungskoeffizient α_M , ist eine Konstante.

$$\varepsilon_M = \alpha_M (M - M_0) = \alpha_M \cdot \Delta M \quad (13.1)$$

Index M = moisture (Feuchte)

M_0 = Ausgangsfeuchtegehalt [-]

M = momentaner Feuchtegehalt [-]

In einem heiß gehärteten Laminat ist nach Abschluß des Härtungsprozesses – dies wurde experimentell überprüft – keine Feuchte enthalten, so dass mit $M_0 = 0$ gilt:

$$\varepsilon_M = \alpha_M \cdot M \quad (13.2)$$

Dieser Ausgangszustand d.h. ein vollkommen trockenes Laminat wird bei allen folgenden Betrachtungen vorausgesetzt.

Der Feuchtegehalt einer Probe (moisture content) wird bezogen angegeben und am einfachsten über Wägung bestimmt [13.10]:

$$M = \frac{\Delta m}{m_0} \quad (13.3)$$

Δm = Masseänderung der Probe infolge Feuchtigkeitsaufnahme [g]

m_0 = Ausgangsmasse [g]

Aus Gl. 13.3 lässt sich im Übrigen – nach Δm umgestellt – die Massezunahme einer FKV-Struktur infolge Feuchteaufnahme errechnen.

Unter der Annahme, dass die Fasern keine Feuchte aufnehmen, lässt sich der Feuchtegehalt einer UD-Schicht oder eines Laminats aus demjenigen der Matrix bestimmen:

$$M_{UD} = M_m \cdot (1 - \psi) \quad (13.4)$$

M_m = Feuchtegehalt Matrix [-]

ψ = relativer Faser-Massenanteil [-]

Unter Einbeziehung der Quellungen erweitert sich das lineare Elastizitätsgesetz der UD-Schicht – manchmal auch hygro-thermisches Elastizitätsgesetz genannt – zu:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{\parallel}} & \frac{-\nu_{\parallel\perp}}{E_{\perp}} & 0 \\ \frac{-\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} & \frac{1}{E_{\perp}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{\perp\parallel}} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_{T\parallel} \cdot \Delta T \\ \alpha_{T\perp} \cdot \Delta T \\ 0 \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} \alpha_{M\parallel} \cdot M \\ \alpha_{M\perp} \cdot M \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (13.5)$$

Es treten nur Quell-Dehnungen in $\parallel$ - und $\perp$ -Richtung, keine Quell-Schiebung auf. Das bedeutet, dass sich die UD-Schicht auch bzgl. der Quell-Ausdehnung *orthotrop* verhält. Im Falle der orthotropen UD-Schicht sind daher zwei Quelldehnungskoeffizienten zu unterscheiden: Parallel zur Faserrichtung $\alpha_{M\parallel}$ und senk-

recht zur Faserrichtung $\alpha_{M\perp}$. Orthotrope Fasern, wie z.B. die Aramidfaser, zeigen ebenfalls bzgl. der Quelldehnung orthotropes Verhalten, d.h. Unterschiede in faserlängs- und radialer Richtung.

13.3 Die Quell-Längenausdehnungskoeffizienten einer UD-Schicht

Die Quell-Längenausdehnungskoeffizienten (coefficient of moisture expansion, CME) – kurz Quelldehnungskoeffizienten genannt – lassen sich *experimentell* durch *Einlagerungsversuche* mit Dehnungsmessung bestimmen. Man kann den Versuchsaufwand vermeiden und die Koeffizienten aus den Faser- und Matrixeigenschaften über mikromechanische Beziehungen ableiten. Dabei kann vorausgesetzt werden, dass Glas- und Kohlenstofffasern nicht quellen. Das mikromechanische Verhalten der UD-Schicht ist also in erster Linie von der Feuchteaufnahme und der Quelldehnung der Matrix abhängig. Mit nicht vorhandener Faser-Quelldehnung $\epsilon_{Mf} = 0$ bleibt:

$$\epsilon_{Mm} = \alpha_{Mm} \cdot M \quad (13.6)$$

ϵ_{Mm} = Quelldehnung der Matrix

α_{Mm} = Quelldehnungskoeffizient der Matrix

Alle weiteren Beziehungen gelten analog zu denjenigen, die für die thermischen Dehnungen aufgestellt wurden, z.B. die Transformationsbeziehungen in Gl. 12.3.

Tabelle 13.1. Quell-Längenausdehnungskoeffizienten von Matrixharzen (aus [13.6])

Polymersystem	α_{Mm} [–]
Epoxidharz (LY556/HY976)	0,273
Epoxidharz (MY750/HY917/DY070)	0,146

13.3.1 Mikromechanische Bestimmung des Längs-Quelldehnungskoeffizienten $\alpha_{M\parallel}$ der UD-Schicht

Nach dem Modell der Parallelschaltung von Faser und Matrix errechnet sich die Quelldehnung parallel zur Faserrichtung aus der Quelldehnung der Matrix:

$$\epsilon_{M\parallel} = \frac{\alpha_{Mm} \cdot E_m (1 - \varphi) \cdot M_m}{E_m (1 - \varphi) + E_f \cdot \varphi} \quad (13.7)$$

Setzt man Gl. 13.4 ein und verwendet die Definition des Quelldehnungskoeffizienten $\alpha_{M\parallel} = \epsilon_{M\parallel} / M_{UD}$, so folgt:

$$\alpha_{M\parallel} = \frac{\alpha_{Mm} \cdot E_m}{E_m(1-\varphi) + E_{f\parallel} \cdot \varphi} \cdot \frac{(1-\varphi)}{(1-\Psi)} \quad (13.8)$$

Mit $(1-\varphi)/(1-\Psi) = \rho_{UD}/\rho_m$ lässt sich der Längs-Quelldehnungskoeffizient schreiben (coefficient of moisture expansion parallel to the fibre direction):

$$\alpha_{M\parallel} = \frac{\alpha_{Mm} \cdot E_m}{E_m(1-\varphi) + E_{f\parallel} \cdot \varphi} \cdot \frac{\rho_{UD}}{\rho_m} \quad (13.9)$$

13.3.2 Mikromechanische Bestimmung des Quer-Quelldehnungskoeffizienten $\alpha_{M\perp}$ der UD-Schicht

Quer zur Faserrichtung wird der Quer-Quelldehnungskoeffizient $\alpha_{M\perp}$ (coefficient of moisture expansion transverse to the fibre direction) wie folgt angegeben:

$$\alpha_{M\perp} = \frac{(1+v_m)\alpha_{Mm} \cdot \rho_{UD}}{\rho_m} - (\varphi \cdot v_{f\perp\parallel} + (1-\varphi)v_m)\alpha_{M\parallel} \quad (13.10)$$

Abb. 13.4 zeigt den Einfluss des Faservolumenanteils auf die Quelldehnungskoeffizienten. Die Quelldehnung findet hauptsächlich senkrecht zur Faserrichtung statt; $\alpha_{M\parallel}$ ist im technisch interessanten Bereich $\varphi = 0,5-0,65$ sehr klein und kann teilweise sogar vernachlässigt werden.

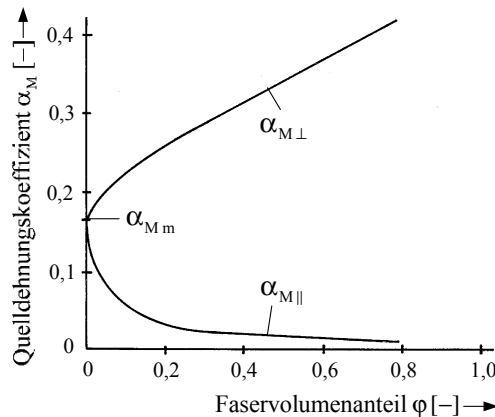


Abb. 13.4. Abhängigkeit der Quelldehnungskoeffizienten $\alpha_{M\parallel}$ und $\alpha_{M\perp}$ einer UD-Schicht vom Faservolumenanteil φ

Es fällt auf, dass im Gegensatz zum thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Quellkoeffizient $\alpha_{M\perp}$ mit dem Faservolumenanteil – d.h. trotz zunehmendem Anteils der nicht quellbaren Fasern – ansteigt. Dies hat seine Ursache darin, dass der Feuchtegehalt M keine absolute Größe ist, sondern auf die Ausgangsmasse m_0 be-

zogen wird. Der Anteil der nicht quellbaren Masse steigt mit dem Faservolumenanteil an. Vergleicht man die Ausgangsmasse des unverstärkten Matrixmaterials mit der gleichen Ausgangsmasse einer UD-Schicht, dann muss bei gleichem Feuchtegehalt beider die in den Matrixbereichen des Verbundes absolut enthaltene Feuchtigkeitsmenge wesentlich größer sein, als die im unverstärkten Matrixmaterial vorhandene. Dadurch werden diese Bereiche auch eine höhere Quelldehnung erfahren, die quer zur Faserrichtung auch nur wenig behindert wird.

13.4 Schichtenweise Analyse der Quelleigenspannungen

Diese *mikromechanischen* Spannungen sollen hier nicht näher analysiert werden. Sie werden bei der experimentellen Bestimmung der Festigkeitswerte einer UD-Schicht mit erfasst. Es sei darauf hingewiesen, dass im allgemeinen ein länger bei Umgebungsfeuchte gelagerter Probekörper aufgrund der günstigen Quelleigenspannungen sowie der teilweise relaxierten, ungünstigen thermischen Eigenspannungen signifikant höhere Festigkeitswerte aufweist als Probekörper, die unmittelbar nach der Herstellung geprüft werden.

Bei der Erstellung der „scheinbaren Quellbelastung“ des MSV ist darauf zu achten, dass die Feuchte normalerweise nicht konstant über der Wanddicke verteilt ist; *M* darf *nicht vor das Summenzeichen* gezogen, sondern muß schichtenweise berücksichtigt werden. Damit wird das tatsächliche Feuchteprofil stufenweise angenähert. Sollte dies zu grob sein, so kann man die realen Einzelschichten rechnerisch in weitere Einzelschichten aufspalten. Eine weitere Möglichkeit ist es, die resultierende Feuchteverteilung eines über der Einzelschichtdicke lineares Feuchteprofil anzunehmen. An dieser Stelle seien auch die Voraussetzungen für die Behandlung des MSV als Scheibenelement in Erinnerung gerufen (Kap. 10): Es wird eine zur Mittelebene symmetrische Schichtung vorausgesetzt. Diese Forderung gilt auch für die Verteilung der Feuchte über der Wanddicke. Unsymmetrische Feuchteprofile rufen Wölbungen hervor; das Problem kann mechanisch nicht mehr als Scheibe, sondern muß als Scheibe-Platte behandelt werden!

Analog zu den „scheinbaren“ thermischen Spannungen ergeben sich die „scheinbaren“ Quellspannungen zu:

$$\begin{aligned}\hat{n}_{x \text{ quell}} &= \sum_{k=1}^n (\bar{Q}_{11} \alpha_{Mx} + \bar{Q}_{12} \alpha_{My} + \bar{Q}_{16} \alpha_{Mxy})_k \cdot t_k \cdot M_k \\ \hat{n}_{y \text{ quell}} &= \sum_{k=1}^n (\bar{Q}_{12} \alpha_{Mx} + \bar{Q}_{22} \alpha_{My} + \bar{Q}_{26} \alpha_{Mxy})_k \cdot t_k \cdot M_k \\ \hat{n}_{xy \text{ quell}} &= \sum_{k=1}^n (\bar{Q}_{16} \alpha_{Mx} + \bar{Q}_{26} \alpha_{My} + \bar{Q}_{66} \alpha_{Mxy})_k \cdot t_k \cdot M_k\end{aligned}\quad (13.11)$$

Die Verzerrungen des MSV errechnen sich aus:

$$\{\hat{\epsilon}\} = [A]^{-1} \cdot \{\hat{n}_{\text{mech}} + \hat{n}_{\text{therm}} + \hat{n}_{\text{quell}}\} \quad (13.12)$$

Nach Transformation der Verzerrungen in das natürliche 1,2-Koordinatensystem der einzelnen Schichten ergeben sich die Verzerrungen ε_{1k} , ε_{2k} und γ_{21k} . Daraus lassen sich die Spannungen in den UD-Einzelschichten errechnen.

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{21} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} \frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ \frac{\nu_{\parallel\perp} \cdot E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \cdot \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{\perp\parallel} \end{bmatrix}_k \cdot \left(\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{21} \end{Bmatrix} - \begin{Bmatrix} \alpha_{T\parallel} \\ \alpha_{T\perp} \\ 0 \end{Bmatrix} \cdot \Delta T - \begin{Bmatrix} \alpha_{M\parallel} \\ \alpha_{M\perp} \\ 0 \end{Bmatrix} \cdot M \right)_k \quad (13.13)$$

Im Fall linearer Elastizität werden die mechanischen, die thermischen und die Quelleigenspannungen superponiert. Wie man sieht, ist der Rechengang, die Quelleigenspannungen zu bestimmen, demjenigen für die thermischen Eigenspannungen identisch. Bei Feuchteaufnahme ist M positiv, bei Feuchteabgabe negativ einzusetzen. Interessiert nicht der Einfluss des absoluten Feuchtegehalts des Laminats, sondern der Unterschied zwischen zwei Feuchtegehalten, so ist nicht M sondern ΔM einzusetzen. Analog zu den thermischen Ausdehnungskoeffizienten des MSV lassen sich auch die Quelldehnungskoeffizienten $\hat{\alpha}_{Mx}$ und $\hat{\alpha}_{My}$ sowie $\hat{\alpha}_{Mxy}$ des MSV bestimmen, indem man beim CLT-Rechenlauf die mechanische und die thermische Belastung zu Null setzt.

13.5 Bestimmung der Feuchteverteilung

Ziel der folgenden Ausführungen ist es, Feuchteverteilungen im Laminat in Abhängigkeit vom Ort und der Zeit zu bestimmen.

Die Zunahme des Feuchtigkeitsgehaltes eines Werkstoffes bezeichnet man als Sorption, nimmt der Gehalt ab, spricht man von Desorptionsvorgängen. Geschieht die Feuchtigkeitsaufnahme nicht direkt in unmittelbarem Kontakt mit Wasser, sondern durch Anlagerung von Wasserdampfmolekülen aus der Umgebungsluft an den Werkstoffoberflächen, so handelt es sich um Adsorption (moisture adsorption). Die Höhe der Wasseraufnahme ist neben dem spezifischen Sorptionsvermögen eines Werkstoffes vor allem von den Umgebungsbedingungen wie der relativen Luftfeuchte und der Temperatur abhängig.

Voraussetzung für die nachfolgenden Darstellungen ist, dass keine chemischen Reaktionen im betrachteten System erfolgen, wodurch die Eigenschaften umfassend geändert werden.

Diffusion ist die Vermischung einander berührender Stoffe aufgrund der Brownschen Molekularbewegungen. Sie ist ein Stofftransport und lässt sich mit den 1855 von Fick aufgestellten Diffusions-Gesetzen beschreiben. Da in den meisten Anwendungsfällen die Diffusion ausschließlich über die Oberfläche in

Wanddickenrichtung erfolgt, lassen sich die Gesetze in der eindimensionalen Form anwenden:

$$1. \text{ Ficksches Gesetz: } \dot{m} = -D \frac{\partial c}{\partial z} \quad (13.14)$$

$\dot{m}$ = Massenstrom durch eine Fläche Massenstromdichte in $\text{g/mm}^2/\text{h}$

D = Diffusionskoeffizient (mass diffusivity) in mm^2/h

c = Konzentration = Masse des eindiffundierten Stoffes im Volumen = m/V
in g/mm^3

z = Ortskoordinate in Wanddickenrichtung, also in Richtung des Massenstroms
in mm

Der Zusammenhang zwischen der Konzentration c und dem Feuchtegehalt M ergibt sich aus:

$$M = \frac{\Delta m}{m_0}; \quad c = \frac{\Delta m}{V_0} \quad \text{mit} \quad m_0 = V_0 \cdot \rho \rightarrow M = \frac{c}{\rho} \quad (13.15)$$

Δm = Masse der aufgenommenen Feuchte

m_0 = Masse des trockenen Materials

V_0 = Volumen des trockenen Materials

ρ = Dichte des trockenen Materials

Das 1. Ficksche Gesetz wird hinsichtlich der Lösung wie eine Wärmeleitungsgleichung behandelt; der Konzentrationsunterschied entspricht einem Temperaturunterschied. Es beschreibt den proportionalen Zusammenhang zwischen der Massenstromdichte $\dot{m}$ und dem Gradienten der Konzentration c in Dickenrichtung z .

Dem Konstrukteur stellt sich das besondere Problem, die Feuchteverteilung über der Laminatdicke $M = f(\tau)$ in Abhängigkeit der Zeit zu bestimmen.

Der Lösungsweg beinhaltet folgende Einzelschritte:

- $M(\tau)$ ist abhängig von der Sättigungsfeuchte $M_{\max}$ und der Anfangsfeuchte M_0 . Die Sättigungsfeuchte wiederum ist abhängig von der relativen Luftfeuchte Φ . Diese Abhängigkeiten sind zuerst einmal näher zu analysieren.
- Desweiteren ist die Feuchteverteilung eine Funktion der Diffusionskoeffizienten.
- Die Diffusionskoeffizienten $D_{\parallel}$ und $D_{\perp}$ einer UD-Schicht lassen sich über mikromechanische Beziehungen aus dem Diffusionskoeffizienten der Matrix D_m bestimmen.
- D_m ist von der Umgebungstemperatur abhängig. Dies muß bei der experimentellen Bestimmung berücksichtigt werden.
- Die Feuchteverteilung über der Laminatdicke in Abhängigkeit der Zeit kann mit Hilfe des 2. Fickschen Gesetzes bestimmt werden (eindimensional):

$$2. \text{ Ficksches Gesetz: } \frac{\partial c}{\partial \tau} = D \frac{\partial^2 c}{\partial z^2} \quad (13.16)$$

τ = Zeit in h

Hierin wird der Zusammenhang zwischen zeitlicher und örtlicher Konzentration hergestellt. Die dargestellte vereinfachte Form des Gesetzes gilt für den Fall, dass der Diffusionskoeffizient weder von der Konzentration c noch von der Wegkoordinate z abhängt, $D \neq f(c, z)$. Ob der Diffusionsvorgang in einem Material den Fickschen Gesetzen gehorcht, muss vorab experimentell überprüft werden. Im Allgemeinen kann man jedoch davon ausgehen, wenn die Temperatur nicht allzu hoch ist und das Material durch die Luftfeuchte auffeuchtet. Abweichungen sind bei hohen Temperaturen und bei Lagerung in Flüssigkeiten zu erwarten.

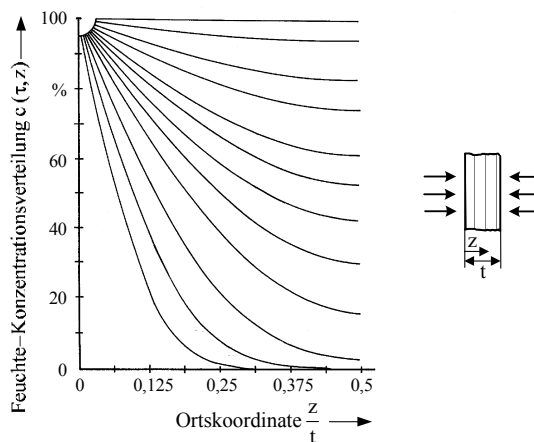


Abb. 13.5. Verteilung der Feuchtkonzentration c über der Wanddicke $t = f(\text{Ort } z, \text{Zeit } \tau)$. Die Kurvenschar gibt die Verteilungen für verschiedene Zeiten τ wieder. Der Feuchtezutritt erfolgt von zwei Seiten. Daher ergibt sich eine zur Mittellinie symmetrische Verteilung (qualitative Darstellung)

Die 2. Ficksche Gleichung lässt sich – da sie formal identisch mit der Wärmeleitungsgleichung ist – analog lösen. Sie wird nur eindimensional, d.h. in Laminatdickenrichtung betrachtet. Ein Übergangswiderstand der Umgebung kann im Gegensatz zur Wärmeleitungsrechnung vernachlässigt werden, da der Diffusionswiderstand des Festkörpers wesentlich höher als derjenige der Luft ist. Als Randbedingung wird angenommen, dass sich an der Oberfläche ohne Zeitverzögerung die Sättigungskonzentration $c_{\max}$ einstellt. Eine geschlossene Lösung des zweiten Fickschen Gesetzes ist analytisch nur schwer möglich. Es empfiehlt sich die numerische Lösung mittels eines Mathematikprogramms. In [13.4] ist die Lösung in Tabellenwerten niedergelegt. Eine umfangreiche Behandlung des Prob-

lems findet sich in [13.7, 13.8]. Abb. 13.5 zeigt Feuchteverteilungen nach verschiedenen Zeiten.

Die Diffusionsgleichungen lassen sich nur für eine homogene Schicht lösen. Ändern sich die Verhältnisse – z.B. der Diffusionskoeffizient bei Schichtung unterschiedlicher Werkstoffe, beispielsweise einer außen liegenden unverstärkten Harzschicht auf einem Laminat – so lässt sich der Konzentrationsverlauf im Inneren nur über Zeitschritte ermitteln. Kompatibilitätsbedingung ist die Gleichheit der Partialdrücke an den Schichtgrenzen.

13.6 Bestimmung der Sättigungsfeuchte

Die im Folgenden dargestellten Beziehungen gelten allgemein für Polymere. In hygroskopischen Werkstoffen erreicht der Feuchtegehalt über der Zeit einen Maximalwert und zwar in Abhängigkeit der Umgebungsfeuchte. Er wird maximaler Feuchtegehalt $M_{\max}$ (maximum moisture content) oder Sättigungsfeuchte genannt und ist ein werkstoffspezifischer Kennwert. Bei Wasserlagerung ist er konstant (Voraussetzung: $T = \text{konstant}$). Neben der Wasserlagerung können Einlagerungen in Salzwasser, Benzin, Öl usw. interessant sein. Bei Lagerung an Luft stellt sich $M_{\max}$ als Gleichgewicht zur herrschenden relativen Luftfeuchte Φ (relative humidity) ein. Die Abhängigkeit der Sättigungsfeuchte von der Luftfeuchte wird durch folgende Beziehung beschrieben:

$$M_{\max} = a \cdot (\Phi)^b \text{ in \%} \quad (13.17)$$

a, b = Werkstoffkonstanten [-]
 Φ = relative Luftfeuchte in %

Da der Exponent b für Polymere in der Nähe von eins liegt, gilt für das Gleichgewicht zwischen Sättigungsfeuchte und umgebender relativer Luftfeuchte ein nahezu linearer Zusammenhang. Die Werte a und b werden bestimmt, indem man Klimaeinlagerungen bei mindestens zwei unterschiedlichen relativen Luftfeuchten bis zur jeweiligen Sättigung durchführt. Die Temperatur kann hoch eingestellt werden, um die Sättigung rasch zu erreichen. Dabei darf jedoch eine vom Polymer abhängige Höchsttemperatur nicht überschritten werden, da kurzzeitige Temperaturspitzen zur deutlichen Steigerung von $M_{\max}$ führen können. Trägt man die Ergebnisse der Sättigungsfeuchte-Einlagerungen in doppelt-logarithmischem Maßstab auf, so stellt die Steigung der Kurve den Exponenten b dar. Starke Abweichungen vom in Gl. 13.17 beschriebenen Verhalten sind meist auf Rissbildung zurückzuführen.

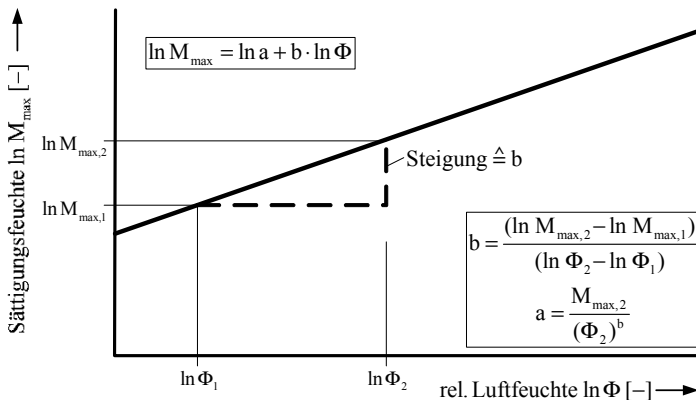


Abb. 13.6. Zur Bestimmung der Freiwerte a und b für Gl. 13.17. Dies kann an Proben aus unverstärkter Matrix, aber auch an Laminatproben durchgeführt werden

Da die in Faserverbundwerkstoffen eingebetteten Glas- oder Kohlenstofffasern keine Feuchtigkeit aufnehmen, weist der Faser-Kunststoff-Verbund qualitativ das gleiche Verhalten auf, wie der unverstärkte Polymer. Quantitativ aber gibt es deutliche Unterschiede. Weil der relative Feuchtegehalt eine massenbezogene Größe ist, ist der Massenanteil der Matrix im Verbund ausschlaggebend für das Sorptionsverhalten. So läßt sich die Sättigungsfeuchte des FKV $M_{\text{FKV}, \text{max}}$ aus der Sättigungsfeuchte der Matrix $M_{\text{m}, \text{max}}$ ableiten:

$$M_{\text{FKV}, \text{max}} = M_{\text{m}, \text{max}} \cdot (1 - \psi) \quad (13.18)$$

ψ = rel. Fasergewichtsanteil

Bei Benutzung dieser Beziehung ist jedoch einzukalkulieren, dass die Sättigungsfeuchten eines FKV höher liegen können, als die des unverstärkten Matrixmaterials. Dies rührt von Fehlstellen, z.B. Lufteinschlüssen her, die sich bevorzugt entlang der Fasern ausbilden. Zur Abschätzung solcher Effekte können sogenannte „Grenzflächenfaktoren“ eingeführt werden. Bei qualitativen hochwertigen Laminaten ist dies erfahrungsgemäß nicht notwendig. Man kann die Probleme umgehen, wenn man die Sättigungsversuche direkt am Laminat durchführt. Beispielhaft seien für das in der Luftfahrttechnik verwendete CF-EP-Prepregsystem 914/T300 (UD-Schicht, $\phi = 0,63$) folgende Werte genannt: $a = 0,0161$, $b = 0,985$ [13.9].

Im praktischen Einsatz dauert es recht lange, bis ein Laminat seine Sättigungsfeuchte erreicht. Als Beispiel dienen die Reiseproben (Traveller specimen), die z.T. 7 Jahre in Flugzeugen vom Typ *Airbus A300* mitflogen und von denen regelmäßig der Feuchtegehalt ermittelt wurde (Abb. 13.7). Obwohl sicherlich die Luftfeuchte während dieser Zeit relativ große Schwankungen unterlag, reagiert die Feuchtaufnahme recht träge. Es stellen sich – in Abhängigkeit vom Einsatz-

profil – Grenzwerte ein, die sich jedoch – obschon unterschiedliche klimatische Bedingungen vorliegen – nur wenig in ihrem Absolutwert unterscheiden.

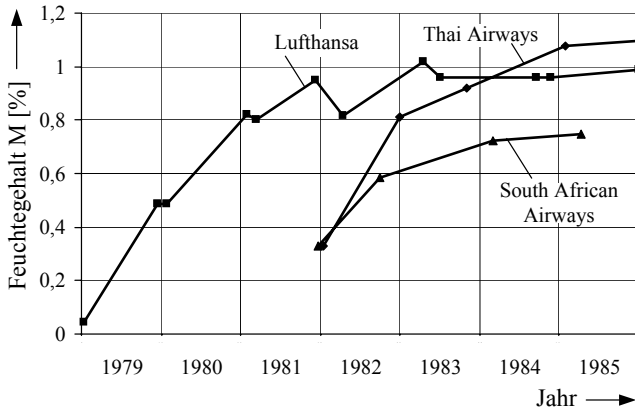


Abb. 13.7. Feuchteaufnahme in Reiseproben sowie Sättigungsfeuchten in Abhängigkeit vom Einsatzprofil des Bauteils, d.h. dem Operationsraum der Fluglinie. CF-EP-Prepregsystem (913C/T300), 3 mm dick; Quelle: Messerschmidt-Bölkow-Blohm (MBB); (siehe auch [13.10])

13.7 Bestimmung der Diffusionskoeffizienten

13.7.1 Zur experimentellen Bestimmung des Diffusionskoeffizienten

In beiden Fickschen Gesetzen tritt als Proportionalitätsfaktor der Diffusionskoeffizient D auf. Er stellt ein Maß für die Beweglichkeit und damit für die Geschwindigkeit des diffundierenden Stoffs dar und ist in vielen Fällen eine Konstante. Der Diffusionskoeffizient ist primär von der Molekülgröße des eindiffundierenden Stoffs und vom inneren Aufbau des Stoffs abhängig, in den das Medium eindiffundiert. Darüber hinaus gibt es noch weitere Abhängigkeiten:

- Den größten Auswirkungen auf die Diffusionsgeschwindigkeit haben erhöhte Temperaturen. Die gesetzmäßigen Zusammenhänge werden im nächsten Unterkapitel behandelt.
- In besonderen Fällen ist der Diffusionskoeffizient nicht konstant, sondern ist zusätzlich von der Feuchtekonzentration abhängig $D = f$ (Materialfeuchte). Dies tritt bei einigen Matrixsystemen auf, bei sehr stark überhöhten Temperaturen oder direkter Wasserlagerung. In diesem Fall wird die rel. Feuchte in kleinen Stufen gesteigert und der Feuchtegehalt einer Probe bestimmt. D wird dann intervallweise als konstant betrachtet, die Abhängigkeit vom Materialfeuchtegehalt M also stufenweise angenähert [13.9].

- Lufteinschlüsse, Risse infolge Überlast oder Ermüdungsbeanspruchung stellen zusätzliche Diffusionswege zur Verfügung. D nimmt zu.
- Zugspannungen erhöhen ebenfalls die Diffusionsgeschwindigkeit. Bei der Interpretation ist jedoch darauf zu achten, dass auch Risse vergrößert und neue generiert werden können.

Eine sichere Bestimmung des Diffusionskoeffizienten ist nur experimentell, also über Feuchte-Einlagerungsversuche möglich. Exakte Messungen von Diffusionszeiten – z.B. mittels radioaktiv markierter Moleküle – erfordern einen hohen experimentellen Aufwand. Deswegen wählt man meist den Weg, die Feuchtigkeits-bedingte Gewichtszunahme durch Wiegen zu ermitteln und den Diffusionskoeffizienten über geeignete Gleichungen zu berechnen. Dazu werden Probekörper, entweder aus unverstärktem Matrixharz oder aus UD-Schichten hergerichtet.

- Als Probekörper werden ebene Platten verwendet. Für Zylinder gelten leicht abweichende Beziehungen.
- Bei FKV-Proben werden, um ausschließlich $D_{\perp}$ zu ermitteln, die Schnittkanten vor der Einlagerung z.B. mit Al-Folie versiegelt. Dies ist notwendig, da sich ansonsten an den Rändern ein inhomogenes Feuchteprofil einstellen würde.
- Die Probenoberfläche ist von Trennmitteln, Fettspuren o.ä. zu säubern.
- Die Proben werden so lange bei höheren Temperaturen und Vakuum getrocknet, bis keine Gewichtsveränderungen mehr feststellbar sind und damit die Ausgangsmasse feststeht.
- Die folgenden Beziehungen gelten für beidseitige Diffusion. Die Proben werden so gelagert, dass beidseitige Befeuchtung unbehindert möglich ist.

Zu Beginn der Einlagerung steigt der Feuchtegehalt linear mit der Quadratwurzel der Zeit. Danach wird die Zunahme der Feuchtigkeit exponentiell geringer, um sich schließlich dem Sättigungswert $M_{\max}$ zu nähern. Der Diffusionskoeffizient D (für die Matrix D_m , für die UD-Schicht $D_{\perp}$) lässt sich nun aus der Steigung des linearen Anfangsbereiches der Kurve bestimmen. Es wird also der anfängliche Kurzzeitbereich ausgewertet und zwar nach der Beziehung

$$D = \frac{\pi}{16} \cdot \left(\frac{M_2 - M_1}{M_{\max} - M_0} \right)^2 \cdot \left(\frac{t}{\sqrt{\tau_2} - \sqrt{\tau_1}} \right)^2 \quad (13.19)$$

t = Wanddicke

M_2, M_1 = Feuchtegehalte der Probe zu verschiedenen Zeiten τ_2 und τ_1

Liegt eine völlig trockene Probe vor, d.h. kann man den Beginn der Betrachtungen bei $\tau = 0$ und $M_0 = 0$ setzen. So vereinfacht sich Gl. 13.19 zu :

$$D = \frac{\pi}{16} \left(\frac{M_1 \cdot t}{M_{\max}} \right)^2 \frac{1}{\tau_1} \quad (13.20)$$

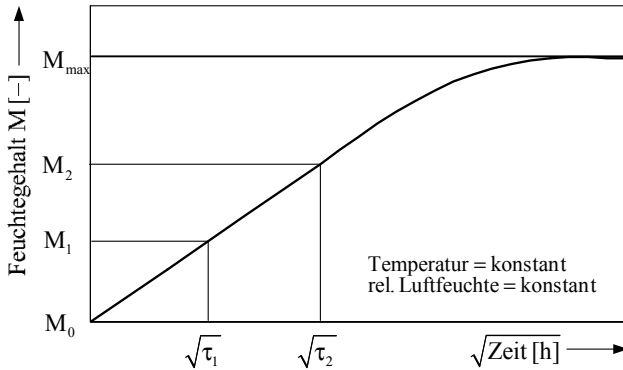


Abb. 13.8. Zeitlicher Verlauf der Feuchteigkeitsaufnahme bei Polymeren (Sorptionskurve $M = f(\sqrt{\tau})$) zur Bestimmung des Diffusionskoeffizienten D (qualitative Darstellung)

13.7.2 Temperaturabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten

Der Diffusionskoeffizient wird stark von der Temperatur beeinflusst. Dies ist bei Verwendung von Gl. 13.20 unbedingt zu beachten. Die Temperaturabhängigkeit lässt sich anhand einer *Arrhenius*-Gleichung formulieren:

$$D(T) = D(T_1) \cdot e^{d \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T} \right)} \quad (13.21)$$

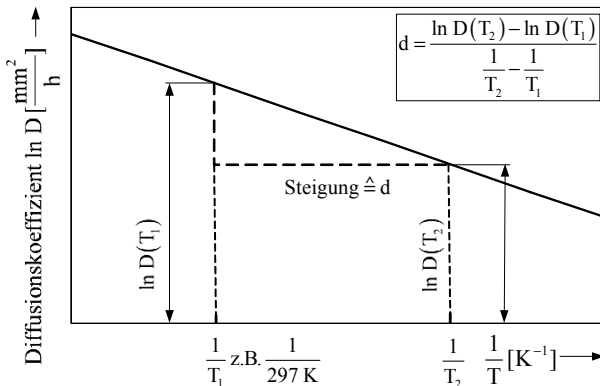


Abb. 13.9. Zur Bestimmung der Temperaturabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten

$D(T)$ und d kann man dadurch ermitteln, dass man aus Experimenten gewonnene Werte für D im halblogarithmischen Maßstab aufträgt. Es sind Messungen bei mindestens zwei unterschiedlich hohen Temperaturen notwendig. Die Stei-

gung liefert den Wert für d (Abb. 13.9). Beispielhaft seien die Werte $D(T_1=297\text{K}) = 0,000125 \text{ mm}^2/\text{h}$ und $d = 4700 \text{ K}$ des CF-EP-Prepregsystems 914/T300 ($\varphi = 0,63$) genannt [13.4].

13.7.3 Die Diffusionskoeffizienten der UD-Schicht $D_{\parallel}$ und $D_{\perp}$

Die bisher dargestellten Beziehungen zur Diffusion gelten sowohl für verstärkte als auch für unverstärkte Polymere. Auch bzgl. der Diffusion verhält sich die UD-Schicht orthotrop: Es gibt zwei Diffusionskoeffizienten $D_{\parallel}$ und $D_{\perp}$. Falls der Diffusionskoeffizient der Matrix D_m bekannt ist, können die Diffusionskoeffizienten der UD-Schicht aus mikromechanischen Beziehungen gewonnen werden.

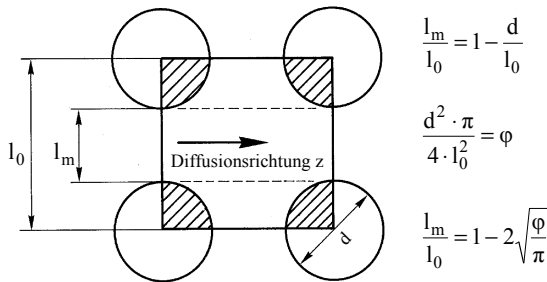


Abb. 13.10. Diffusionsweg senkrecht zu den Fasern am Beispiel einer quadratischen Faserpackung

Bei der UD-Schicht hängt der Diffusionskoeffizient von der Faserorientierung ab. In die meisten FKV-Bauteile flächig sind, findet die Diffusion primär in Richtung der Wanddicke, also senkrecht zur Faserrichtung statt. Dabei steht für den Diffusionsweg nur die Matrixbereiche zur Verfügung (Abb. 13.10). Der Querdiffusionskoeffizient $D_{\perp}$ ist für die Bestimmung der Feuchteverteilung $M = f(z)$ in einem Laminat entscheidend. Für die quadratische Faseranordnung gilt:

$$D_{\perp} = D_m \cdot \left(1 - 2 \sqrt{\frac{\varphi}{\pi}} \right) \quad (13.22)$$

Parallel zur Faserrichtung kann als Diffusionsweg nur der Querschnittsanteil der Matrix A_m genutzt werden. Dieser Anteil beträgt bei paralleler Faseranordnung:

$$\frac{A_m}{A_{\text{FKV}}} = (1 - \varphi) \quad (13.23)$$

Daraus folgt für den Längs-Diffusionskoeffizienten:

$$D_{\parallel} = D_m \cdot (1 - \varphi) \quad (13.24)$$

Diese Diffusion parallel zur Faserrichtung, d.h. über die Schnittkanten eines Laminats, die zudem häufig versiegelt sind, spielt für die Feuchteaufnahme aufgrund der langen Wege eine untergeordnete Rolle und wird vernachlässigt.

Es zeigt sich, dass die Einlagerung von Fasern den Diffusionskoeffizienten erniedrigt. Fasern wirken als Diffusionsbremse. Eine erhebliche Zunahme des Diffusionskoeffizienten ist einzukalkulieren, wenn das Laminat einen großen Porenanteil hat, bzw. Risse infolge Überlast aufgetreten sind.

Literatur

- 13.1 Gädke M (1988) Hygrothermomechanisches Verhalten kohlenstoffaserverstärkter Epoxidharze. VDI-Bericht, Reihe 5, Nr.136. VDI-Verlag, Düsseldorf
- 13.2 Gitschner HW (1980) Diffusionsbedingte Verformungs- und Spannungszustände in glasfaserverstärkten Verbundwerkstoffen. D82, Diss. RWTH Aachen
- 13.3 Jacobs R, Greifzu R (1977) Neue Untersuchungen über das elektrische Isolierverhalten von GF-UP. In: Tagungsband der 14. AVK-Jahrestagung, Freudenstadt
- 13.4 Luftfahrttechnisches Handbuch, Faserverbund-Leichtbau, VB 15 300
- 13.5 Niederstadt G (1997) Umwelteinflüsse auf faserverstärkte Polymere. In: Ökonomischer und ökologischer Leichtbau mit faserverstärkten Polymeren. expert verlag, Renningen-Malmsheim
- 13.6 Schüle R, Kienzler J, Scharr G, Hackenberg R, Aoki R (1989) Verbesserung der Ausnutzbarkeit der neuen hochfesten C-Fasern in hochbelasteten Verbundstrukturen und Verbesserung des Dimensionierungsverfahrens. VDI-Fortschritt-Berichte, Reihe 5, Nr. 186
- 13.7 Springer GS (ed) (1981) Environmental Effects on Composite Materials. Technomic, Westport
- 13.8 Springer GS (ed) (1984) Environmental Effects on Composite Materials; Volume 2. Technomic, Lancaster
- 13.9 Twardy H (1984) Wasserdampfdiffusion in CFK – Messung des Diffusionskoeffizienten bei Konzentrationsabhängigkeit. Forschungsbericht DFVLR-FB 84-41; Institut für Strukturmechanik, Braunschweig

Normen

- 13.10 DIN EN 2823 (1999) Faserverstärkte Kunststoffe; Ermittlung des Einflusses der Auslagerung in feuchtem Klima auf die mechanischen und physikalischen Eigenschaften

14 Langzeitverhalten von Faser-Kunststoff-Verbunden

14.1 Allgemeines, Begriffe

Lineares, ideal elastisches Verhalten fester Körper, bei dem der Zusammenhang zwischen Spannungen und Verzerrungen durch konstante Elastizitätsgrößen gegeben ist, ist in der Natur streng bei keinem Stoff erfüllt. Stets hat die innere Reibung bei mechanisch reversiblen Vorgängen eine Abhängigkeit der Kenngrößen von der Beanspruchungszeit zur Folge [14.1]. Wenn sich Festkörper linear elastisch verhalten, so ist dies auf kleine Spannungen und Verformungen beschränkt.

Die Zeitabhängigkeit des mechanischen Verhaltens tritt bei vielen Materialien in einer Größenordnung auf, dass sie nicht vernachlässigt werden kann. Speziell bei Kunststoffen – also bei der Matrix – spielt die zeitliche Dauer einer Belastung eine erhebliche Rolle. Jedoch hat die Zeitabhängigkeit bei FKV bei weitem nicht so gravierende Auswirkungen, wie bei unverstärkten Kunststoffen.

Langzeitbeanspruchungen beeinflussen Lamine in mannigfaltiger Weise. Es gibt positive, aber auch negative Auswirkungen. Folgende Aspekte sind *positiv* zu bewerten:

- Die thermischen Eigenspannungen reduzieren sich durch Kriech- und Relaxationsvorgänge.
- Lokale Spannungsüberhöhungen – z.B. an Kerben – bauen sich über der Zeit ab und lagern sich um.
- Da Lamine statisch unbestimmt sind, finden Kräfteumlagerungen statt. Grund dafür ist das unterschiedliche Langzeitverhalten von Matrix und Fasern. Die Matrix ist stark zeitabhängig. Fasern, wie die Glas- und Kohlenstofffasern sind – zumindest im üblichen technischen Anwendungsbereich von -50°C bis $+120^{\circ}\text{C}$ – praktisch zeitinvariant und verhalten sich elastisch. Da Kriech- und Relaxationsvorgänge nahezu ausschließlich in der Matrix ablaufen, reduzieren sich die Kräfte in der Matrix und lagern sich in die Fasern um. Dies ist ein sehr wünschenswerter Prozess, der durch höhere Temperaturen erheblich beschleunigt wird. Die Verformungen eines richtig konzipierten MSV sind damit durch das Faserverhalten limitiert und wachsen auch bei sehr lang andauernder Zeitstandbelastung nicht über alle Grenzen.
- Obiges gilt häufig auch für schwingbeanspruchte Strukturen. So lässt sich z.B. eine Schwellbeanspruchung in eine statisch langfristig wirkende Mittelspannung und eine sich periodisch ändernde Spannung aufspalten.

Als *negative* Auswirkungen sind zu nennen:

- Festigkeitswerte, die von der Matrix abhängig sind, sinken infolge einer Langzeitbeanspruchung. Jedoch kann man davon ausgehen, dass dies durch den Abbau von schädlichen thermischen Eigenspannungen und durch günstige Kräfteumlagerungen kompensiert wird.
- Besondere Beachtung ist *stabilitätsgefährdeten* Strukturen zu schenken. Aufgrund langfristig wirkender Beanspruchung reduzieren sich für die Stabilität wichtige Steifigkeiten. Zusätzlich vergrößern sich langzeitbedingt Vordeformationen, z.B. Vorkrümmungen bei gedrückten Stäben oder Vorbeulen bei gedrückten Zylindern. Hierdurch wird die Stabilitätsgrenze deutlich erniedrigt. Da das Versagen bei Längs-Druckbeanspruchung $\sigma_{||}$ von einem Stabilitätsverlust herrührt, unterliegt auch die Längs-Druckfestigkeit dem Zeiteinfluss: $R_{||} = f(t)$.

Ein Stoff gilt als *Festkörper*, wenn er nach beliebig langer Einwirkdauer – auch beträchtlich hoher Spannungen – nach Wegnahme der Belastung wieder seine ursprüngliche Gestalt annimmt. Der Festkörper verhält sich *elastisch*, wenn die Verformung nur von der momentan herrschenden Spannung, nicht jedoch von der Zeit abhängt. In diesem Fall wird die Verformungsarbeit ausschließlich als elastische Formänderungsenergie gespeichert und bei Entlastung vollständig zurück gewonnen [14.14].

Ein Stoff verhält sich als *Flüssigkeit*, wenn eine kleine Spannung nach hinreichend langer Einwirkdauer zu beliebig großen, bleibenden Verformungen führt. Die Flüssigkeit heißt *viskos* (lat. zähflüssig), wenn der Momentanwert der Verformungsgeschwindigkeit ausschließlich vom Momentanwert der Spannung abhängt. Die Verformungsarbeit wird vollständig irreversibel in Wärme umgewandelt. Besteht zwischen der Spannung und der Verformungsgeschwindigkeit ein linearer Zusammenhang, so bezeichnet man die Flüssigkeit als linear-viskos oder als *Newtonsche Flüssigkeit*.

Von *viskoelastischem* Verhalten (viscoelasticity) spricht man, wenn bei der Beanspruchung eines Stoffs elastische und viskose Vorgänge zusammenwirken. Die Anteile können verschieden hoch sein. Verformungsarbeit wird z.T. elastisch gespeichert, teilweise aber auch irreversibel in Wärme umgewandelt. Zu beachten ist, dass in viskoelastischen Stoffgesetzen nicht mehr nur Momentanwerte von Spannungen und Verformungen, bzw. Verformungsgeschwindigkeiten verknüpft sind, sondern deren gesamter zeitlicher Verlauf bis zum Beobachtungszeitpunkt. Es ist also die gesamte Vorgeschichte einzubeziehen. Eine allgemeine theoretische Behandlung der Viskoelastizität ist schwierig. Meist beschränkt man sich deshalb auf den *Sonderfall linearer Viskoelastizität*, bei der sich ideal elastische und viskose Eigenschaften in einfacher Weise überlagern [14.14]. Für eine große Zahl praktischer Anwendungen ist die Betrachtung des linear viskoelastischen Verhaltens völlig ausreichend.

Einen erheblichen Einfluss auf das viskoelastische Verformungsverhalten hat die *Temperatur*. Um die Behandlung nicht zu komplex werden zu lassen, sind die folgenden Ausführungen auf *isotherme* Vorgänge beschränkt.

Unter andauernder, konstanter Last nehmen Verzerrungen über der Zeit zu; der Vorgang wird als *Kriechen* (creep) oder *Retardieren* bezeichnet. Werden umgekehrt Verzerrungen über der Zeit konstant gehalten, so nehmen die zugehörigen Spannungen ab; die zeitliche Abnahme von Spannungen wird als *Relaxieren* (stress relaxation) bezeichnet. Den werkstofflichen Zusammenhang zwischen Spannungen und Verzerrungen beschreibt im Falle des Kriechens die *Kriechfunktion* $\Phi(t)$ (eine zeitabhängige Nachgiebigkeit), im Falle des Relaxierens die *Relaxationsfunktion* $\Psi(t)$ (eine zeitabhängige Steifigkeit) (Abb. 14.1). Es gilt:

$$\Phi(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma(0)}; \quad \Psi(t) = \frac{\sigma(t)}{\varepsilon(0)} \quad (14.1)$$

$\sigma(0), \varepsilon(0)$ = zeitkonstante Spannungen bzw. Verzerrungen

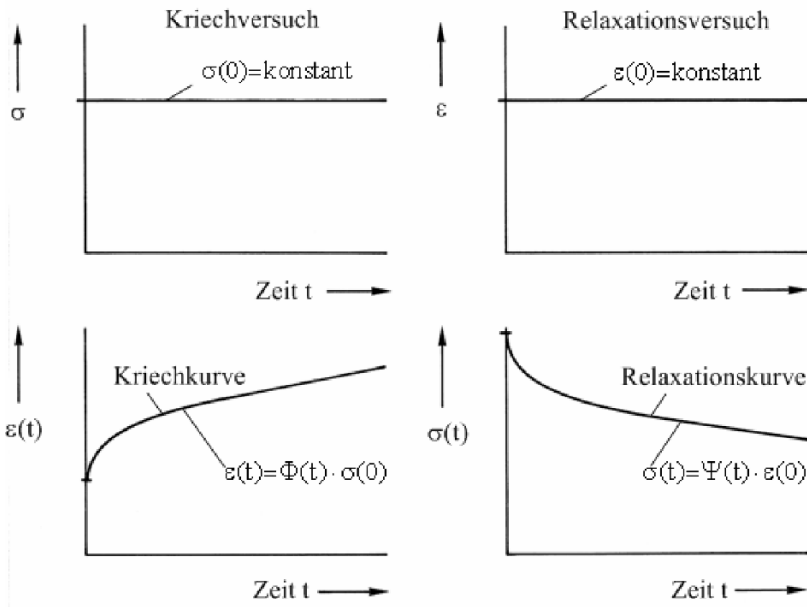


Abb. 14.1. Kriechen (Retardieren) und Relaxieren

Ausschließliches Kriechen oder Relaxieren liegt in realen Strukturen selten vor; meist laufen beide zeitabhängigen Prozesse gleichzeitig ab.

14.2 Lineare Viskoelastizität

14.2.1 Das isochrone Spannungs-Verzerrungs-Diagramm

Ein Sonderfall ist die *lineare* Viskoelastizität: Das Langzeitverhalten ist dann von der Höhe der wirkenden Spannung *unabhängig*. Dies lässt sich anhand des sogenannten *isochronen* Spannungs-Verzerrungs-Diagramms veranschaulichen (Abb. 14.2) [14.14]. Es wird aus den Ergebnissen von z.B. Kriechversuchen entwickelt. Man führt mehrere Versuche mit unterschiedlich hoher, aber konstant gehaltener Spannung durch. Die nach definierten, gleichen („isochronen“) Zeiten – z.B. 10, 100, 1000 h – sich ergebenden Kriechverzerrungen werden auf den geprüften Spannungshorizonten abgetragen und zu geschlossenen Kurvenzügen verbunden. Lineare Viskoelastizität liegt vor, soweit die Spannungs-Verzerrungs-Zusammenhänge linear verlaufen, d.h. *keine Abhängigkeit* von der Höhe der Spannung vorliegt. Dies bedeutet, dass zur Beschreibung des zeitlichen Verhaltens nur eine *einzige* Kriech- bzw. Relaxationsfunktion benötigt wird, die für alle Zeiten und Spannungshöhen gültig ist.

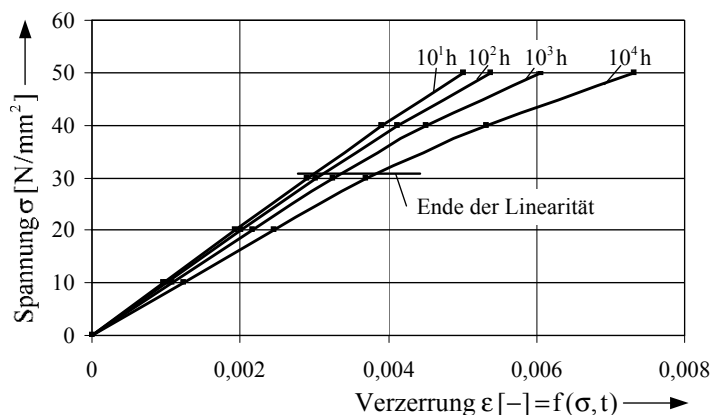


Abb. 14.2. Isochrones Spannungs-Verzerrungs-Diagramm (qualitativ)

Faser-Kunststoff-Verbunde, insbesondere mit räumlich eng vernetzter Duroplastmatrix, zeigen – zumindest bei *niedrigen* Spannungen – in sehr guter Näherung linear viskoelastisches Verhalten. Eine niedrige Beanspruchung liegt schon deshalb häufig vor, weil bei Langzeitbelastung höhere Sicherheitsfaktoren einzukalkulieren sind und nur niedrige Spannungen zugelassen werden. Der Konstrukteur kann also meist lineare Viskoelastizität annehmen.

Hin zu hohen Spannungen wird das Verhalten vieler Kunststoffe jedoch nicht-linear, die Kriechrate steigt an. Zu beachten ist, dass nichtlineares zeitliches Verhalten auch von zeitlich zunehmender *Mikro-Rissbildung* herrühren kann.

14.2.2 Boltzmannsches Superpositionsprinzip

Im Falle linearer Viskoelastizität gilt auch das Superpositionsprinzip. Überlagerungsgesetze oder Superpositionsprinzipien kommen in der Mechanik häufig vor, z.B. das Überlagerungsgesetz in der Statik der starren Körper. Dort gilt, dass sich eine Gesamtreaktionskraft additiv aus den Teilbelastungen ergibt. Bei linearer Viskoelastizität besagt das nach *Boltzmann* benannte Superpositionsprinzip, dass auch bei zeitabhängigem Werkstoffgesetz Einzelwirkungen – z.B. Kriechverformungen – sich entsprechend der Einzelursachen, das sind hier die Einzellasten, aufsummieren.

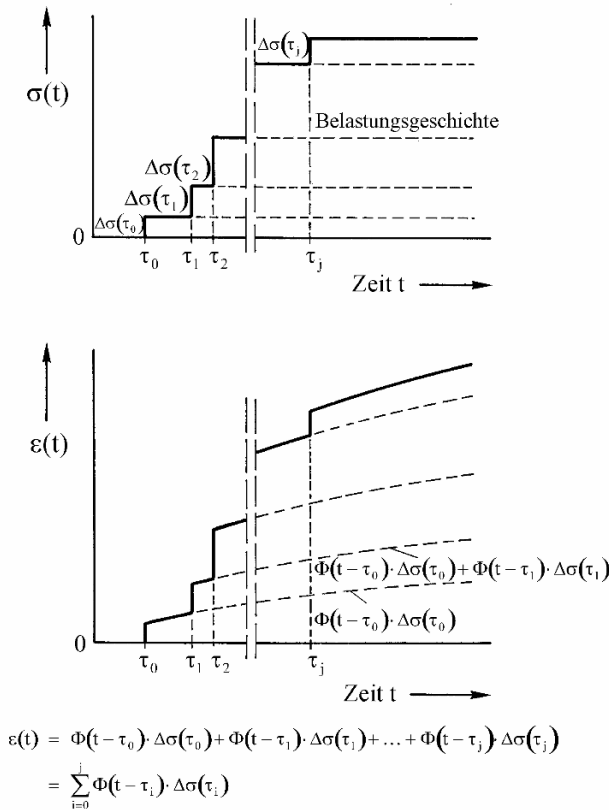


Abb. 14.3. Graphische Darstellung des *Boltzmannschen* Superpositionsprinzips

Wird zum Zeitpunkt τ_i ein diskreter Spannungssprung $\Delta\sigma$ aufgebracht und konstant gehalten, so folgt ihm anhand des zeitabhängigen Werkstoffgesetzes (Kriechkurve) ein zeitlicher Verlauf der Verzerrung $\varepsilon(t) = \Phi(t-\tau_i) \cdot \Delta\sigma(\tau_i)$, unabhängig davon, zu welchem Zeitpunkt die Einzelspannung aufgebracht wurde. Schon vorhandene oder noch hinzukommende Spannungen beeinflussen den zeit-

lichen Verlauf der jeweiligen Verzerrung nicht. Die von zusätzlichen Spannungen erzeugten zeitlichen Verzerrungsverläufe überlagern sich *ohne Rückwirkung* rein additiv denjenigen aus dem Beispiel-Einzelspannungssprung (Abb. 14.3). Auf diese Weise gewinnt man bei gegebener Spannungsgeschichte die zugehörige Verzerrungsgeschichte durch Superpositionieren der aus den einzelnen Spannungsänderungen resultierenden einzelnen zeitlichen Verzerrungsverläufe. Äquivalent kann man auch eine Verzerrungsgeschichte vorgeben und erhält durch Superposition den zugehörigen zeitlichen Spannungsverlauf.

Aus dem Superpositionsprinzip leitet sich ein anderes wichtiges Prinzip ab, das *Korrespondenzprinzip*. Es besagt, dass die Lösungsansätze der elastischen Theorie auch im viskoelastischen Fall gelten. Die Ergebnisse – z.B. Spannungen und Verzerrungen – unterscheiden sich nur um einen zeitabhängigen Faktor von den elastisch ermittelten Spannungen und Verzerrungen.

Von den drei Gleichungssystemen der Elasto-Statik können zwei unverändert für die Lösung linear viskoelastischer Probleme übernommen werden; die Gleichgewichtsbedingungen und die Kompatibilitätsbedingungen. Änderungen gibt es beim Übergang vom elastischen zum viskoelastischen Fall jedoch beim Werkstoffgesetz. Allerdings zeigt sich hier, dass zumindest formale Analogien zwischen der elastischen und der viskoelastischen Lösung bestehen. Es müssen nur die Elastizitätskonstanten des elastischen Falls durch zeitabhängige Größen des viskoelastischen Falls ersetzt werden. Die Verknüpfung von Spannungen und Verzerrungen im Werkstoffgesetz wird durch die Zustandsgröße Zeit ergänzt.

Die wesentliche Aufgabe besteht nun darin, das zeitabhängige Werkstoffgesetz zu ermitteln – dies geschieht meist experimentell – und es mathematisch zu beschreiben (Kap. 14.7).

14.3 Beschreibung des zeitabhängigen Werkstoffverhaltens

14.3.1 Die differentielle Form

Das zeitabhängige Werkstoffgesetz lässt sich auf verschiedene Weise beschreiben. Ausgangspunkt ist fast immer der Zeitstandversuch, meist als Kriechversuch durchgeführt, seltener als Relaxationsversuch. Die Ergebnisse werden als diskrete Wertepaare Verzerrung = $f(\text{Zeit})$ oder Spannung = $f(\text{Zeit})$ abgelesen. Eine geschlossene Beschreibung des zeitabhängigen Werkstoffgesetzes erhält man, indem man es durch Modelle aus Federn und Dämpfern beschreibt (*Modellrheologie*) [14.14]. Auf diese Weise erhält man auch die Möglichkeit, Kriechfunktionen in Relaxationsfunktionen umzurechnen. Die Parameter der rheologischen Modelle werden an die experimentellen Ergebnisse angepasst. Abb. 14.4 zeigt einige elementare Feder-Dämpfer-Modelle. Da reale Werkstoffe jedoch nicht ausreichend genau durch die gezeigten einfachen Modelle wiedergegeben werden, kombiniert man diese Grundmodelle. Das einfachste Modell, mit dem es gelingt, das zeitab-

hängige Verhalten von technischen Kunststoffen zu beschreiben ist ein 4-Parameter-Modell (*Burgers-Modell*).

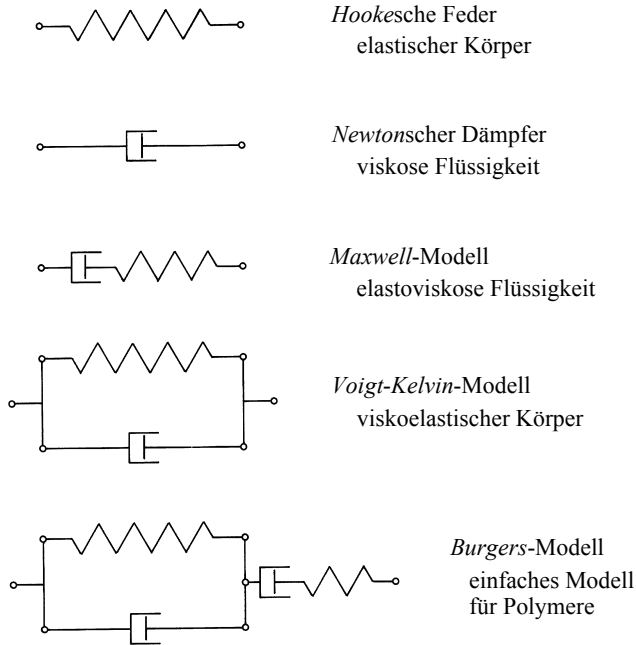


Abb. 14.4. Rheologische Modelle aus Federn und Dämpfern

Die Modellrheologie bietet einige Vorteile:

- Die Kriech- und Relaxationsfunktionen können bestimmt werden
- Kriechfunktionen und Relaxationsfunktionen können ineinander umgerechnet werden
- Bei gegebener Belastungsgeschichte lässt sich die daraus resultierende Verzugsgeschichte ermitteln und umgekehrt

Bei komplexen Modellen sind die dazugehörigen Differentialgleichungen geschlossen zum Teil nur schwer lösbar. Trotzdem sind rheologische Modelle von großer Bedeutung, da sie anschaulich sind und so zum besseren Verständnis viskoelastischer Probleme beitragen [14.5].

14.3.2 Die integrale Form

Eine andere Möglichkeit, ein zeitabhängiges Werkstoffgesetz aufzustellen, führt auf Integralgleichungen. Sie haben den Vorteil, dass sie nicht auf rheologische Modelle beschränkt sind. Das Werkstoffverhalten kann in allgemeiner Form, z.B.

als eine die Versuchsergebnisse beschreibende mathematische Funktion eingearbeitet werden. Hierzu sind insbesondere Potenzfunktionen geeignet. Die Integralformulierung basiert auf dem Superpositionsprinzip. Wird eine Spannungsgeschichte – d.h. ein zeitlicher Spannungsverlauf – in Form von kleinen Spannungssprüngen $\Delta\sigma$ vorgegeben, so folgt die zugehörige Verzerrungsgeschichte $\varepsilon(t)$ durch Summation einzelner Verzerrungssprünge (Abb. 14.3). Für den einachsigen Fall gilt:

$$\varepsilon(t) \approx \sum_{i=0}^j \Phi(t - \tau_i) \cdot \Delta\sigma_i \quad (14.2)$$

$\varepsilon(t)$ = Verzerrung nach dem Zeitraum t

$\Phi(t - \tau_i)$ = Kriechfunktion für den i -ten Einwirkzeitraum $(t - \tau_i)$

t = Zeitvariable; τ = Zeitpunkt $\Delta\sigma_i$ = Spannungssprung

Im Grenzfall infinitesimal kleiner Spannungssprünge, d.h. einer kontinuierlichen Spannungsgeschichte $\partial\sigma(\tau)/\partial\tau$ entsteht aus Gl. 14.2 die folgende Integralgleichung:

$$\varepsilon(t) = \int_0^t \Phi(t - \tau) d\sigma = \int_0^t \Phi(t - \tau) \cdot \frac{\partial\sigma(\tau)}{\partial\tau} d\tau \quad (14.3)$$

Analog gestalten sich die entsprechenden Gleichungen, wenn ein zeitlicher Verzerrungsverlauf (Verzerrungsgeschichte) $\Delta\varepsilon_i$ bzw. $\partial\varepsilon(\tau)/\partial\tau$ vorgegeben ist. Mit bekannter, z.B. experimentell ermittelter Relaxationsfunktion $\Psi(t)$ folgt als zeitlicher Spannungsverlauf:

$$\sigma(t) \approx \sum_{i=0}^j \Psi(t - \tau_i) \cdot \Delta\varepsilon_i \quad (14.4)$$

$$\sigma(t) = \int_0^t \Psi(t - \tau) d\varepsilon = \int_0^t \Psi(t - \tau) \cdot \frac{\partial\varepsilon(\tau)}{\partial\tau} d\tau \quad (14.5)$$

Die Lösung der Gln. 14.2 bis 14.5 kann auf analytischem oder numerischem Wege erfolgen. In vielen Fällen ist es ausreichend, anstelle von geschlossenen Kriech- oder Relaxationsfunktionen Tabellenwerte zu verwenden; dann genügen die Gln. 14.2 und 14.4.

14.4 Das zeitabhängige, ebene, linear viskoelastische Werkstoffgesetz der UD-Schicht

Kriech- und Relaxationsvorgänge laufen bei Faser-Matrix-Verbunden sowohl mikromechanisch, unmittelbar zwischen Fasern und umgebender Matrix, und makromechanisch zwischen den Einzelschichten eines MSV ab. Wie schon bei

den thermischen und Quell-Eigenstressungen wird die mathematisch-mechanische Analyse eines Laminats auf die makromechanische Ebene beschränkt. Benötigt werden hierzu die zeitabhängigen Werkstoffgesetze der Einzelschichten, in erster Linie dasjenige der UD-Schicht.

Meist ist das zeitabhängige Werkstoffgesetz für den einachsigen Belastungsfall notiert. Bei zweiachsiger Beanspruchung werden die Gleichungen zu Gleichungssystemen: Relaxations- und Kriechfunktion werden zu Matrizen, wobei die einzelnen Elemente der Matrizen Funktionen der Zeit sind. Für den ebenen Fall der orthotropen UD-Schicht sind *vier* voneinander unabhängige Kriech- bzw. Relaxationsfunktionen zu ermitteln. Das zeitabhängige Werkstoffgesetz der UD-Schicht lautet damit verzerrungsbezogen:

$$\{\varepsilon(t)\} = [\Phi(t)] \cdot \{\sigma(0)\} \quad (14.6)$$

$$[\Phi(t)] = \begin{bmatrix} \Phi_{11}(t) & \Phi_{12}(t) & 0 \\ \Phi_{12}(t) & \Phi_{22}(t) & 0 \\ 0 & 0 & \Phi_{66}(t) \end{bmatrix}$$

Spannungsbezogen notiert:

$$\{\sigma(t)\} = [\Psi(t)] \cdot \{\varepsilon(0)\} \quad (14.7)$$

$$[\Psi(t)] = \begin{bmatrix} \Psi_{11}(t) & \Psi_{12}(t) & 0 \\ \Psi_{12}(t) & \Psi_{22}(t) & 0 \\ 0 & 0 & \Psi_{66}(t) \end{bmatrix}$$

14.5 Das zeitabhängige, ebene, linear viskoelastische Werkstoffgesetz des MSV

Ein Laminat ist aus mehreren Einzelschichten zusammengesetzt. Bei der Spannungs- und Verformungsanalyse nach der klassischen Laminattheorie kommt dies im Überlagerungsgesetz zum Ausdruck; die Steifigkeiten der Einzelschichten, gewichtet mit den relativen Schichtdicken, summieren sich zur Gesamtsteifigkeit. Das Überlagerungsgesetz des elastischen Problems ist entsprechend des *Boltzmannschen* Superpositionsprinzips auch bei linear-viskoelastischem Werkstoffverhalten gültig; im linear viskoelastischen Fall entspricht die Kriechmatrix $[\hat{\Phi}]$ der Elastizitäts-Nachgiebigkeitsmatrix $[S]$, und die Relaxationsmatrix $[\hat{\Psi}]$ entspricht der Elastizitäts-Steifigkeitsmatrix $[Q]$ des MSV. Das zeitabhängige Überlagerungsgesetz für die Koeffizienten der MSV-Relaxationsmatrix ergibt sich also als Summation der Relaxations-Steifigkeiten der Einzelschichten, gewichtet mit den relativen Schichtdicken.

$$\hat{\Psi}_{ij} = \sum_{k=1}^n \bar{\Psi}_{ijk} \cdot \frac{t_k}{t_{\text{ges}}} \quad (14.8)$$

Überstreichung = in das Laminat-KOS transformiert

14.6 Zeitabhängige CLT des MSV mittels rekursiver Beziehungen

Die Verzerrungen des MSV errechnen sich mit Hilfe der Nachgiebigkeitsmatrix des Verbunds. Es ist im viskoelastischen Fall jedoch nicht möglich, die Nachgiebigkeitsmatrix (Kriechmatrix) über eine Inversion der Steifigkeitsmatrix (Relaxationsmatrix) zu gewinnen; diese Vorgehensweise ist nur im elastischen Fall gültig. Soll die Kriechmatrix des Verbunds aus der Relaxationsmatrix des Verbunds gewonnen werden, so muß jeweils die gesamte Zeitgeschichte berücksichtigt werden. Da die Kriech- und Relaxationsfunktionen nicht voneinander unabhängig sind, können sie ineinander umgerechnet werden. Dies geschieht mit Hilfe sogenannter *Rekursionsbeziehungen* [14.13].

Im zweiachsigen Fall liegt aufgrund von Querkontraktionsbedingungen ein gekoppeltes Kriech- und Relaxationsproblem vor; hier müssen auch gekoppelte Rekursionsbeziehungen angewandt werden.

Diese Rekursionsbeziehungen finden aber noch eine andere wichtige Anwendung. Im Fall des Mehrschichtenverbundes müssen laut Überlagerungsgesetz die Relaxationsfunktionen der Einzelschichten aufsummiert werden. Diese lassen sich z.B. aus rheologischen Modellen gewinnen. Da aber Werkstoffmodelle das zeitliche Verhalten realer Werkstoffe nicht wirklichkeitsgetreu genug beschreiben, werden häufig Langzeitversuche durchgeführt. Versuchstechnisch besonders einfach sind Kriechversuche. Die Ergebnisse dieser Versuche sind aber die Kriechfunktionen und nicht die im Überlagerungsgesetz benötigten Relaxationsfunktionen. Mit Hilfe der Rekursionsbeziehungen lassen sich nun die gemessenen Kriechfunktionen schrittweise in Relaxationsfunktionen umrechnen [14.2].

Somit müssen bei der schichtenweise Spannungs- und Verformungsanalyse eines MSV zweimal die Rekursionsbeziehungen angewandt werden:

- Einmal zur Berechnung der Relaxationsfunktionen der einzelnen UD-Schichten aus Kriechversuchen; die Relaxationsmatrizen der einzelnen Schichten werden dann lt. Überlagerungsgesetz zur Relaxationsmatrix des Verbunds aufsummiert.
- Zum zweiten Mal werden die Rekursionsbeziehungen benutzt, wenn die Kriechmatrix des Verbunds aus der Relaxationsmatrix ermittelt werden muss, um mit ihr die Verbundverzerrungen zu berechnen.

Obwohl die Anwendung der für Rechenautomaten prädestinierten rekursiven Verfahren gegenüber der analytischen Lösung eine Erleichterung bedeutet, bleibt die exakte Lösung sehr aufwändig. Außerdem sei noch erwähnt, dass die rekursi-

ve Umrechnung von Kriechfunktionen in Relaxationsfunktionen und umgekehrt die Gefahr in sich birgt, dass sich zu langen Zeiten hin Rundungsfehler aufsummieren, die die Ergebnisse verfälschen können. Um den Aufwand und die angesprochenen numerischen Probleme zu umgehen, wird empfohlen, die Spannungs- und Verformungsanalyse von Laminaten mittels der nachfolgend beschriebenen quasistationären Lösung durchzuführen.

14.7 Zeitabhängige CLT mittels der quasistationären Lösung

Einen weitaus geringeren Aufwand als die rekursive Vorgehensweise verursacht die sogenannte *quasistationäre Lösung*. Ihr liegt folgende Idee zugrunde: Man geht in der CLT nach wie vor von elastischem Werkstoffverhalten aus, ersetzt jedoch die Grund-Elastizitätsgrößen $E_{\parallel}, E_{\perp}, G_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\parallel}$ der UD-Schichten durch zeitabhängige Grund-Elastizitätsgrößen $E_{\parallel}(t), E_{\perp}(t), G_{\perp\parallel}(t), \nu_{\perp\parallel}(t)$. Diese Größen können Kriechversuchen entsprechend der interessierten Zeiten entnommen werden. Der Rechengang zur Aufstellung des zeitabhängigen Werkstoffgesetzes des MSV und zur schichtenweisen Spannungs- und Verformungsanalyse wird dann, *einschließlich* der Inversion der Steifigkeitsmatrix, wie im elastischen Fall durchgeführt.

Es wurde nachgewiesen, dass die quasistationäre Lösung eine sehr gute Näherung der linearen Viskoelastizitätstheorie darstellt [14.7]. Die Fehler der quasistationären Vorgehensweise bleiben innerhalb der Streuung von Versuchsergebnissen. Wird die quasistationäre Lösung benutzt, so kann das Überlagerungsgesetz der zeitabhängigen Steifigkeiten wie folgt formuliert werden:

$$A_{ij}(t) = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ijk}(t) \cdot t_k \quad (14.9)$$

$\bar{Q}_{ijk}(t)$ = Matrix der in das Laminat-KOS transformierten Steifigkeiten der Einzelschichten als Funktion der Zeit, gewonnen z.B. aus Kriechversuchen.

Den Endzustand eines Laminats nach unendlich langer Belastungsdauer erhält man unmittelbar, wenn man die matrix- und damit zeitdominierten Steifigkeiten $E_{\perp}(t)$ und $G_{\perp\parallel}(t)$ auf sehr kleine Werte setzt. Ebenso gut kann man nach Netztheorie rechnen.

14.8 Kräfteumlagerungen bei Langzeitbelastung

Sieht man von unerwünschten Verformungen, z.B. in stabilitätsgefährdeten Strukturen ab, so sind Kriech- und Relaxationsvorgänge bei Faser-Kunststoff-Verbunden – im Gegensatz zu unverstärkten Kunststoffen – eher *positiv* zu be-

werten. Bestes Beispiel dafür ist, dass sich die unerwünschten thermischen Eigenspannungen abbauen. Darüber hinaus ist aber einem weiteren, sehr wichtigen und meist günstigem Mechanismus Aufmerksamkeit zu schenken, den Kräfteumlagerungen.

Sowohl die UD-Schicht, als auch der MSV sind statisch überbestimmt, so dass bei Steifigkeitsänderungen – seien sie durch Temperaturänderungen oder durch Feuchteaufnahme oder wie hier durch den Einfluss der Zeit hervorgerufen – Kräfteumlagerungen stattfinden. Primäre Ursache sind immer Unterschiede in den zeitlichen Änderungen der Schichtsteifigkeiten. Würden alle Steifigkeiten sich im gleichen Verhältnis ändern, so träten auch keine Kräfteumlagerungen auf. Die Komponenten oder Bereiche mit stärkeren oder schnelleren Steifigkeitsreduktionen verringern ihre Lastaufnahme und lagern sie zu denjenigen um, die noch höhere Steifigkeiten besitzen.

Es sind wiederum zwei Betrachtungsebenen zu unterscheiden:

- *Mikromechanisch* betrachtet – in Längsrichtung, im unmittelbaren Verbund zwischen einer einzelnen Faser und der umgebenden Matrix – verringert sich unter Belastung langzeitbedingt die Matrixsteifigkeit $E_m(t)$. Die Kraftflüsse lagern sich daher von der Matrix weg in die nahezu zeitinvarianten Fasern um. Dies ist eine wünschenswerte Umlagerung, da die Fasern wesentlich höher belastbar sind. Die schwächere Matrix wird entlastet.
- *Makromechanisch* verringern sich bei Langzeitbelastung in den einzelnen UD-Schichten eines MSV insbesondere die *Matrix-dominierten* Steifigkeiten $E_{\perp}(t)$ und $G_{\perp\parallel}(t)$. In Folge relaxieren die zugehörigen Spannungen $\sigma_2(t)$ und $\tau_{21}(t)$. Makromechanisch findet also im Laminat Kräfteumlagerungen von den $\sigma_2(t)$ - und $\tau_{21}(t)$ -Spannungen der Schichten in nahezu zeitunabhängige σ_1 -Spannungen benachbarter Schichten statt. Die Erhöhung der Beanspruchung σ_1 infolge der makromechanischen Spannungsumlagerung mündet also schlussendlich in einer Erhöhung der Faserspannung $\sigma_{f\parallel}$ (Abb. 14.5). Dies ist ein sehr günstiger Umstand, da sich die Spannungen in der Faser, also derjenigen Komponente, die auch über die weitaus höheren Festigkeiten verfügt, konzentrieren. Der Verbund entlastet – bei Langzeitbeanspruchung – also seine schwache Komponente, die Matrix. Abb. 14.6 zeigt, basierend auf den in Abb. 14.11 dargestellten Kriechmodul-Funktionen, diese Kräfteumlagerung in einem Kreuzverbund.

Nach unendlich langer Belastungsdauer werden die Steifigkeiten der Matrix zu Null. Mikromechanisch tragen also nur noch die Fasern, makromechanisch sind auch die Kriechmoduln $E_{\perp}(t)$ und $G_{\perp\parallel}(t)$ und damit die Spannungen σ_2 und τ_{21} in den UD-Schichten zu Null geworden ($E_{\perp}(t)=G_{\perp\parallel}(t) \rightarrow 0$). Die Matrix übernimmt also keinerlei Lasten mehr, so dass die Betriebslasten *ausschließlich* vom *Fasernetzwerk* aufgenommen werden. Dieser Spannungszustand lässt sich dann auch mittels der Netztheorie (Kapitel 19) berechnen. Bei dieser Theorie trifft man die Annahmen, dass die Matrix nicht mitträgt; ihre Steifigkeit ist zu Null gesetzt. Diese Theorie ist daher ausgezeichnet dazu geeignet, den „Endzustand“ eines Lami-

nats zu bestimmen. Der Konstrukteur erhält so unmittelbar – ohne vorab aufwändige Kriechversuche machen zu müssen – mittels der Netztheorie die Information, ob ein Laminat nach sehr langen Zeiten noch tragfähig ist!

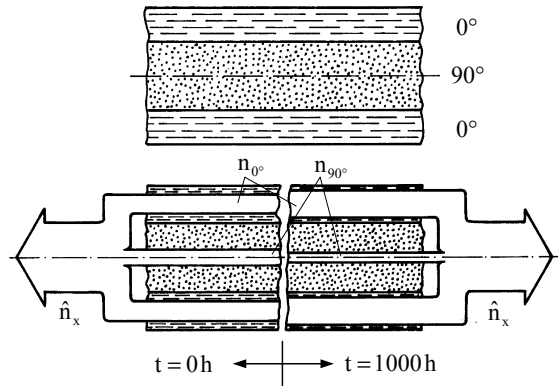


Abb. 14.5. Umlagerung der Kraftflüsse innerhalb eines Laminats von der zeitabhängigen Querbelastung zur nahezu Zeit-unabhängigen faserparallelen Belastung

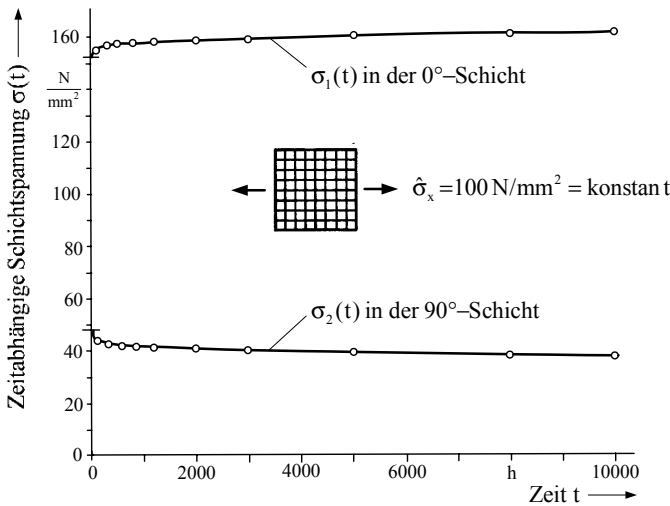


Abb. 14.6. Spannungsumlagerung infolge von Kriech- und Relaxationsvorgängen in die hochsteife und kaum zeitbeeinflusste Faserlängsrichtung

Zu den langzeit-induzierten Kräfteumlagerungen ist zusätzlich zu erwähnen:

- Weitere Spannungsumlagerungen finden mikromechanisch im Bereich von Spannungsspitzen, an Kerben usw. statt. Durch Kriechen und Relaxieren werden Spannungsspitzen reduziert und der Spannungszustand weiträumig umge-

lagert und vergleichmäßig. Dies hat insbesondere auch günstige Auswirkungen auf die Ermüdungsfestigkeit.

- Alle Arten der Spannungsumlagerung laufen gleichzeitig ab.
- Die Kräfteumlagerung hin zu den zeitinvarianten Fasern verlangsamt die Kriech- und Relaxationsgeschwindigkeit, sowohl in der UD-Schicht, als auch im MSV. Bedingung dafür ist, dass das Laminat nach Netztheorie tragfähig ist. Dies bedeutet auch, dass Lamine, die „netztheoretisch i.O.“ sind, sowohl die geringeren Kriechraten als auch geringere Kriechverformungen aufweisen.
- Mit den Temperatur- und zeitbedingten Steifigkeitsänderungen und Spannungsumlagerungen treten auch Änderungen der Faserorientierung auf. Allgemein orientieren sich die Fasern in die Lastrichtungen. Dies bewirkt weitere Kräfteumlagerungen. Der Vorgang wird sinnvollerweise iterativ berechnet.
- Spannungsumlagerungen und Vergleichmäßigungen der Spannungsverläufe treten auch dann günstigerweise auf, wenn zur Lastaufnahme keine Fasern zur Verfügung stehen, die Kräfte also ausschließlich über die Matrix laufen, z.B. bei interlaminaren Spannungen, d.h. auch bei allen Klebungen (Kapitel 23).

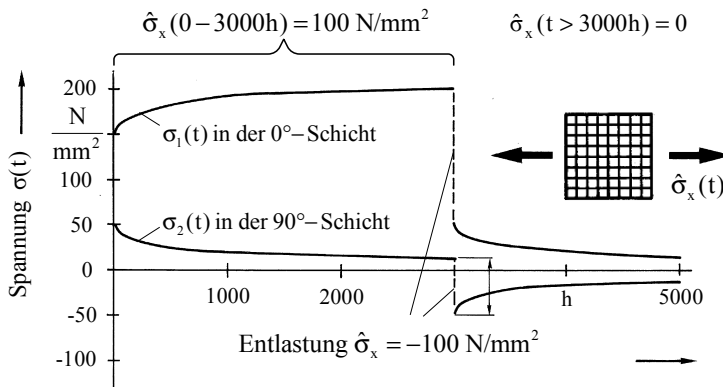


Abb. 14.7. Erzeugen eines „günstigen Eigenspannungszustands“ durch Wegnahme einer Betriebslast nach 3000 h (Qualitatives Beispiel). Ohne äußere Belastung verbleibt ein Eigenspannungszustand. Es herrscht im Laminat Kräftegleichgewicht.

- Die durch Langzeitbelastung induzierte Kräfteumlagerung wird besonders deutlich, wenn die Struktur entlastet wird. Die Wegnahme einer Betriebslast ist gleichbedeutend mit der Überlagerung der negativen Betriebslast. Entlastet man einen MSV, der unter langwirkender Last gestanden hat, so überlagern sich nach dem *Boltzmannschen* Superpositionsprinzip weitgehend relaxierte $\sigma_2(t)$ - und $\tau_{21}(t)$ -Spannungen den aus der negativen Betriebslast (= Entlastung) resultierenden Schichtspannungen. Diese liegen aber, da kurzzeitig „aufgebracht“, in voller Höhe, also noch nicht relaxiert vor. Es entsteht somit in Summe ein „günstiger“ *Eigenspannungszustand*, da nun quer zur Faserrichtung Querdruckeigenspannungen wirken (Abb. 14.7). Ohne äußere Be-

lastung liegt nun im MSV eine Eigenkraftgruppe vor. Es herrscht *Kräftegleichgewicht*: Die faserdominierten faserparallelen Schichtkräfte stehen mit den matrixdominierten Querdruckkräften und Quer-Längs-Schubkräften im Gleichgewicht.

- Diese günstige Kräfteumlagerung – d.h. die Kriech- und Relaxationsvorgänge – lassen sich durch Belastung bei erhöhten Temperaturen erheblich beschleunigen. Bei $T > T_g$ läuft dieser Prozess innerhalb von Sekunden ab. Um die Spannungsrelaxation zu verzögern, wird bei abgesenkter, als Raumtemperatur entlastet (Kapitel 25).
- Werden Faserverbund-Probekörper nach einem Kriechversuch entlastet, um sie anschließend auf Restfestigkeit zu prüfen, so ergeben sich aufgrund eines derart entstandenen günstigen Eigenspannungszustands höhere Rissbildungsgrenzen. Diese Möglichkeit ist bei der Diskussion von Prüfergebnissen mit in Betracht zu ziehen.

Bei der Vordimensionierung und iterativen Optimierung eines Laminats ist es notwendig, nicht nur eine elastische Dimensionierung nach CLT durchzuführen, sondern sich auch einen Überblick über die Schichtspannungsaufteilung eines Laminats und die Kräfteumlagerungen nach längerer Belastungsdauer zu verschaffen. Hierzu genügt häufig eine Abschätzung. Wird ein Laminat zeitweise mit konstanter Last beansprucht, so kann der Konstrukteur wie folgt vorgehen:

- Prinzipiell – und dies ist die entscheidende Konstruktionsregel – sollten bei Langzeitbelastung die Faserorientierungen so gestaltet werden, dass sie als reines Fasernetzwerk – ohne Mittragen der Matrix – tragfähig sind (Netztheorie, Kap. 19). Damit ist sichergestellt, dass weder die Schichtspannungen noch die Deformationen unzulässig hoch werden.
- Die Langzeit-bedingte Kräfteumlagerung und die damit verbundene Reduktion der Matrixbelastung und stärkere Belastung der Fasern ist positiv zu bewerten. Ist das Laminat „netztheoretisch i.O.“, dann reicht es aus, die Schichtspannungsaufteilung, bzw. die Schichtkräfte-Umlagerung einschließlich des Abbaus der thermischen Eigenspannungen näherungsweise zu erfassen. Dazu müssen keine Kriechfunktionen experimentell ermittelt werden. Für Abschätzung von 1 Jahr Belastungsdauer genügt es, die zeitabhängigen Steifigkeiten $E_{\perp}(t)$ auf etwa 70%, $G_{\perp\parallel}(t)$ auf 50% zu reduzieren (Abb. 14.11). Die Verhältnisse ändern sich hin zu längeren Zeiten nur noch geringfügig.
- Der Endzustand nach unendlich langer Belastungsdauer – dieser entspricht einem Fasernetzwerk ohne Matrix – lässt sich mit der Netztheorie überprüfen. Ähnliche Ergebnisse erhält man, wenn man mittels CLT rechnet und dabei nach quasistationärer Lösung die Steifigkeiten $E_{\perp}(t)$ und $G_{\perp\parallel}(t)$ auf etwa 5% abmindert. Dieser Endzustand wird im Laminat praktisch kaum erreicht.
- Viele inhomogene Spannungsverläufe – z.B. an Querschnittsänderungen oder Bohrungen – sind vom Orthotropiegrad $E_{\parallel}/E_{\perp}$ abhängig. Hierbei ist der Umstand zu beachten, dass sich der Orthotropiegrad infolge $E_{\perp}=f(t)$ im Laufe der Betriebszeit verändert.

14.9 Zur Zeitstandfestigkeit

Langzeitig wirkende Lasten beeinflussen die verschiedenen Festigkeiten unterschiedlich. So kann man davon ausgehen, dass die Faser-Zugfestigkeiten allenfalls bei sehr hoher faserparalleler Zeitstandsbelastung absinken. Demzufolge kann der Konstrukteur meist darauf verzichten, bei $\sigma_{\parallel}^+$ -Beanspruchung eine Festigkeitseinbuße zu berücksichtigen. Anders verhält es sich jedoch bei der faserparallelen Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-(t)$. Hierbei spielen der Schubmodul der Matrix und damit dessen Zeitstandverhalten eine große Rolle. Es sind ausreichend hohe Sicherheiten einzukalkulieren.

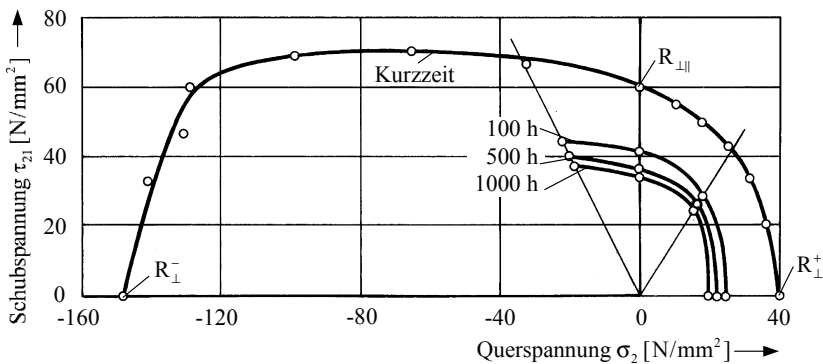


Abb. 14.8. Vergleich von Kurzzeit- und Zeitstandfestigkeiten einer UD-Schicht bei Quer- und Schubbelastung, sowie bei Überlagerung von beiden. GF-EP; Epoxidharz *Araldite* CY 232/HY 951; getempert bei 50°C; $\varphi = 0,65$ (aus [14.6])

Zeitstandlasten beeinflussen primär die Matrixfestigkeit sowie die Klebfestigkeit zwischen Fasern und Matrix. Demzufolge ist insbesondere bei lang wirkenden $\sigma_{\perp}$ - und $\tau_{\perp}$ -Schichtbeanspruchungen mit verminderten Festigkeiten zu rechnen. Abb. 14.8 gibt davon einen Eindruck. Nach 1000 h betragen die Zeitstandfestigkeiten $R_{\perp}(t)$ und $R_{\perp\parallel}(t)$ einer UD-Schicht nur noch 50% der Kurzzeitfestigkeiten $R_{\perp}$ und $R_{\perp\parallel}$. Der stärkste Festigkeitsabfall ist gleich am Anfang der Zeitstandsbelastung bis 100 h zu verzeichnen. Er wächst jedoch nicht proportional mit der Zeit. Hin zu langen Zeiten scheint sich der Festigkeitsabfall einem Grenzwert zu nähern. Interessanterweise verlaufen die Zeitstands-Versagenskurven affin zur Kurzzeit-Versagenskurve. Es sei darauf hingewiesen, dass gleichzeitig wirkende höhere Temperaturen und Feuchte den Festigkeitsabfall vergrößern.

Für UD-Schichten liegen nur wenige Festigkeitsuntersuchungen bei Zeiteinfluss vor. Um eigene, aufwändige Versuche zu vermeiden, bietet es sich für den Konstrukteur an, Abschätzungen vorzunehmen. Dazu können die Ergebnisse aus Abb. 14.8 dienen, um zumindest die Größenordnung des zeitbedingten Festigkeitsanfalls auf andere Faser-Matrix-Systeme zu übertragen.

Beim Übergang zum Laminat zeigt sich jedoch eine *Besonderheit* der Faser-Kunststoff-Verbunde: Entgegen der Tendenz, dass die Zeitstandfestigkeiten der UD-Schichten (Abb. 14.8) mit wachsender Belastungsdauer geringer werden, zeigen Experimente für das *Laminat* gegenteiliges Verhalten. Lamine, die nach der Fertigung und vor dem Einsatz ruhten oder nur niedrig belastet waren, weisen mit der Zeit höhere Festigkeiten auf (etwa 10%). Folgende Mechanismen tragen dazu bei:

- Die thermischen Eigenspannungen bauen sich durch Kriech- und Relaxationsvorgänge erheblich ab. Dies gilt insbesondere auch für versagensauslösende Spannungsspitzen an Poren und Einschlüssen.
- Feuchte diffundiert ein und es bauen sich günstige Quelleigenspannungen auf. Durch die Überlagerung beider Mechanismen reduzieren sich die thermischen Eigenspannungen nach einem Jahr auf etwa die Hälfte des ursprünglichen Werts.
- Durch die Feuchteaufnahme gewinnt die Matrix an Duktilität.
- Insbesondere führen die Kräfteumlagerungen zur Senkung der matrixdominierten Spannungen $\sigma_2(t)$ und $\tau_{21}(t)$. Dieser Prozess läuft bei höheren Temperaturen beschleunigt ab. Ist ein Laminat netztheoretisch i.O., so ist kaum mit Zwischenfaserbrüchen infolge Langzeitbelastung zu rechnen.

In Summe führen alle die genannten Mechanismen dazu, dass die zeitbedingten Festigkeitsreduktionen der UD-Schicht im Laminat in erster Näherung kompensiert werden!

14.10 Kriechversuche an UD-Probekörpern

Für die schichtenweise Spannungs- und Verformungsanalyse eines MSV in Abhängigkeit der Zeit ist es vorab notwendig, das Langzeitverhalten der UD-Schichten zu ermitteln. Üblicherweise führt man Kriechversuche durch. Relaxationsversuche findet man sehr selten. Zum einen liegen am Bauteil eher langfristig wirkende Lasten an, als dass eine Verformung konstant bleibt; zum anderen ist es experimentell sehr aufwändig, die Dehnung über der Zeit konstant zu halten.

Von den Fasern kann man in guter Näherung annehmen, dass sie nicht kriechen. Insofern erübrigt es sich $E_{||}(t)$ experimentell zu bestimmen. Allenfalls kann man den Matrixanteil unberücksichtigt lassen und $E_{||} = E_{f||} \cdot \varphi$ setzen.

Das Langzeitverhalten einer UD-Schicht wird also fast ausschließlich von der Matrix bestimmt. Man findet daher auch den Vorschlag, die experimentellen Langzeit-Untersuchungen nur an der unverstärkten Matrix durchzuführen und die Messwerte mit Hilfe von halbempirischen Näherungsformeln auf $E_{\perp}(t), G_{\perp||}(t), \nu_{\perp||}(t)$ zu übertragen. Für Thermoplaste, für die von den Herstellern in Datenbanken Kriechkurven angegeben werden, ist das eine sinnvolle Vorgehensweise, wenn keinerlei Kriechergebnisse aus Versuchen an UD-Schichten vorliegen. Obwohl Versuche an unverstärktem Matrixharz einen geringeren Aufwand

erfordern – man müsste nur $E(t)$ und $v(t)$, ermitteln – ist es sinnvoller, Versuche an UD-Schichten durchzuführen. Zwar werden mit den Gleichungen der Mikro-mechanik die Grundelastizitätsgrößen qualitativ richtig wiedergegeben, jedoch weichen die so errechneten Werte quantitativ leicht von den experimentell ermittelten Werten ab. Größere Abweichungen sind zu erwarten, wenn die Langzeitbelastung Mikroschädigungen im Verbund Faser-Matrix auslöst. Diese Schädigungen setzen die Steifigkeit herab und erhöhen die Kriechrate. Sinnvoll sind in erster Linie Langzeitversuche zur Bestimmung von $E_{\perp}(t)$ und $G_{\perp\parallel}(t)$. Die Zeitabhängigkeit der Querkontraktionszahlen ist rechenbar.

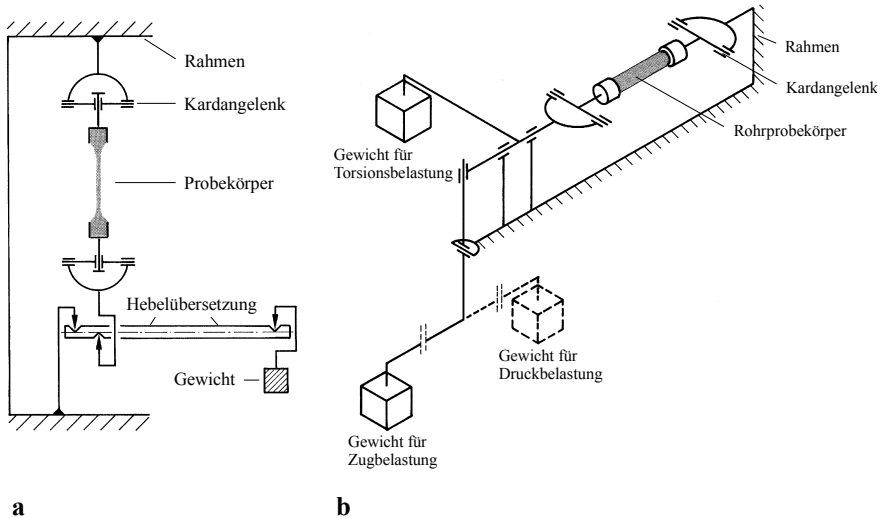


Abb. 14.9. Konzepte für Kriech-Prüfstände **a** Zug-Kriechprüfung **b** kombinierte Zug/Druck-Torsionsprüfung an Rohrprobekörpern (nach [14.6])

Abb. 14.9 zeigt Versuchsaufbauten für Zug- sowie Zug/Druck-Torsionsversuche. Da für Schubversuche der Kreiszyylinder die bestgeeignete Probekörperform ist, sollte man – um die Ergebnisse vergleichen zu können und einen Probekörpereinfluss auszuschließen – auch die Quer-Langzeitversuche an UD-Rohrprobekörpern durchführen. Es hat sich bewährt und gilt als die zuverlässigste Lösung, die Lasten in Form von Gewichten aufzubringen. Mittels Hebelübersetzungen lassen sich zu hohe Gewichte vermeiden. Gehärtete Waagenschneiden ergeben günstige Lager.

14.10.1 Auswertung von Kriechversuchen

Eine tabellarische Darstellung von Langzeit-Versuchsergebnissen ist für elastostatische Analysen zu unhandlich. Zweckmäßiger ist die geschlossene Darstellung als Funktion, die dann mathematisch weiter verarbeitet werden kann. Zur Appro-

ximation von diskreten Wertepaaren – z.B. Dehnung und Zeit – gibt es im Wesentlichen zwei unterschiedliche Vorgehensweisen:

- Basis der *halbempirischen* Methode sind rheologische Modelle. Sie werden an die Versuchsergebnisse angepasst. Als geeignetes Modell für Polymere wird häufig das 4-Parameter- oder *Burgers*-Modell gewählt. Die experimentellen Versuchsergebnisse dienen dazu, die vier Parameter des *Burgers*-Modells zu bestimmen. Allerdings beschreibt ein einfaches Modell, wie das *Burgers*-Modell, die Versuchsergebnisse nicht in allen Zeitbereichen gleich gut. Eine Verbesserung kann man erreichen, indem man auch die Parameter des Modells zeitabhängig macht, d.h. das Modell weist je nach Zeitbereich unterschiedliche Parameter auf.
- Die andere Methode besteht darin, eine mathematische Funktion auszuwählen, die – ohne physikalischen Hintergrund – die Wertepaare möglichst gut approximiert. Ein bewährter Ansatz ist die Potenzfunktion nach *Nutting*, häufig auch als *Findley*-Formel bezeichnet [14.9]:

$$\varepsilon(t) = \varepsilon(0) + m(t)^n \quad (14.10)$$

$\varepsilon(0)$ = elastische Kurzzeitdehnung
 t = Versuchszeit in h

Es gibt nur die zwei Parameter m und n , auch Freiwerte genannt, die an die experimentellen Ergebnisse angepasst werden müssen. Die Potenzfunktion, doppelt-logarithmisch aufgetragen, ergibt eine Gerade (Gl. 14.11); das bedeutet, dass sich die Ansatzfreiwerte n und m nach Logarithmierung der Gl. 14.10 durch eine einfache lineare Regressionsanalyse errechnen lassen:

$$\ln(\varepsilon(t) - \varepsilon(0)) = n \cdot \ln(t) + \ln m \quad (14.11)$$

Diese Anpassung der Freiwerte ist allerdings nicht exakt, denn gemessen wurde $\varepsilon(t)$ und nicht $\ln \varepsilon(t)$. Sie kann aber iterativ durch Minimierung der Fehlerquadratsumme verbessert werden [14.9].

Zur Abschätzung der *Güte* einer Approximation von Messwerten empfiehlt es sich, zu sehr langen Zeiten hin zu extrapolieren. Anschließend sollte man eine *Plausibilitätsbetrachtung* durchführen, z.B. überprüfen, ob die extrapolierten Werte dann noch physikalisch sinnfällige sind!

Wie gut sich die Potenzfunktion zur Auswertung von Kriechversuchen eignet, lässt sich aus Abb. 14.10 entnehmen. Soll die quasistationäre Berechnungsmethode angewendet werden, so müssen die Ergebnisse der Kriechversuche, d.h. die zeitabhängigen Dehnungen, in Kriechmoduln $E(t)$ umgerechnet werden:

$$E(t) = \frac{\sigma(0)}{\varepsilon(0) + m \cdot (t)^n} = \frac{E(0)}{1 + \frac{m}{\varepsilon(0)} \cdot (t)^n} \quad (14.12)$$

$E(0)$ = Elastizitätsmodul (nicht zeitabhängig)

Obige Beziehung 14.12 ist auf die Grund-Kriechmoduln $E_{\parallel}(t)$, $E_{\perp}(t)$ und $G_{\parallel\perp}(t)$ anzuwenden.

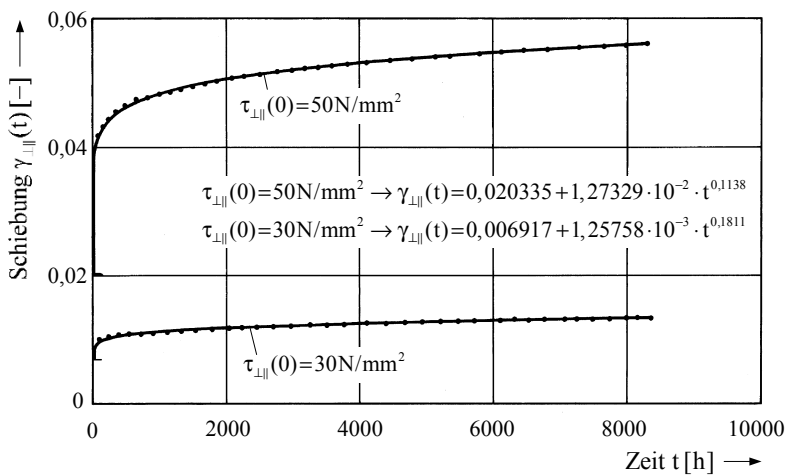


Abb. 14.10. Kriechkurve von unidirektionalem GF-EP (*Araldit LY556/HY917*, $\phi = 0,49$), gemessen an tordierten Röhren. Mittelwerte von je 6 Probekörpern (aus [14.12])

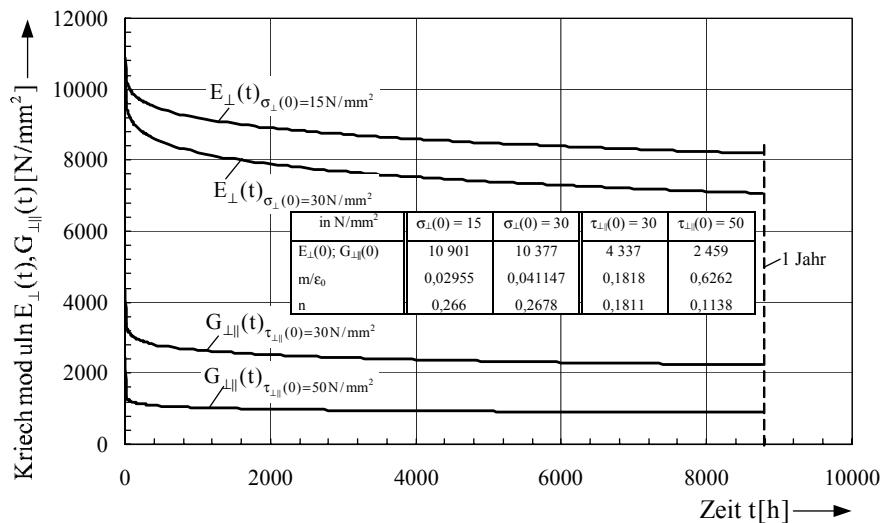


Abb. 14.11. Kriechmoduln, nach Gl. 14.12 aus Kriechversuchen umgerechnet; GF-EP (*Araldit LY556/HY917*, $\phi = 0,49$). Man erkennt, dass die Moduln nicht nur von der Zeit, sondern auch von der Spannungshöhe abhängen. Hieraus lässt sich schließen, dass sich der Werkstoff bei den gewählten, relativ hohen Versuchsspannungen nicht mehr *linear* viskoelastisch verhält. Ursache ist wahrscheinlich beginnende Mikrorissbildung (aus [14.12]).

In Abb. 14.11 finden sich die Ergebnisse aus Kriechversuchen an unidirektionalen GFK-Rohrprobekörpern. Da Kriechversuche meist in diskreten Zeitschritten ausgewertet werden, wird der Elastizitätsmodul $E(0)$ zu Versuchsbeginn häufig nicht gemessen. Er kann aus Kurzzeitversuchen übernommen und in Gl. 14.12 eingesetzt werden.

14.10.2 Umrechnung von Kriechergebnissen auf andere Faservolumengehalte

Korrekturen der Kriechfunktionswerte sind erforderlich, wenn Bauteile, deren Langzeitverhalten auf der Basis von Kriechversuchen an UD-Schichten berechnet werden soll, einen anderen Faservolumenanteil aufweisen als die UD-Probekörper in den Kriechversuchen. Je höher der Anteil der Fasern, umso geringer sind die Kriechraten. Zur Korrektur wird empfohlen, die zeitabhängigen Grund-Kriechmoduln der UD-Schicht $E_{\parallel}(t)$, $E_{\perp}(t)$, $G_{\perp\parallel}(t)$ und $\nu_{\perp\parallel}(t)$ mit Hilfe der halbempirischen, mikromechanischen Näherungsgleichungen (Kapitel 8) auf den Faservolumenanteil des Bauteils umzurechnen. Dazu sind die genannten Gleichungen nach den zeitabhängigen Größen – dies sind die Matrixwerte $E_m(t)$ und $\nu_m(t)$ – aufzulösen. Die hierfür ermittelten Werte werden dann wieder in die Gleichungen für $E_{\parallel}$, $E_{\perp}$, $G_{\perp\parallel}$, $\nu_{\perp\parallel}$ der UD-Schicht eingesetzt, dann allerdings mit dem neuen Faservolumenanteil.

14.10.3 Zur zeitlichen Veränderung der Querkontraktionszahlen

Neben den Steifigkeiten ändern sich unter dem Einfluss der Zeit auch die Querkontraktionszahlen. Versuchstechnisch geht man bei Faser-Kunststoff-Verbunden oftmals so vor, dass man bei $\sigma_{\parallel}$ -belasteten Probekörpern die Querdehnung misst und daraus durch Division durch die Längsdehnung die Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$ bestimmt. Ungenauigkeiten rühren daher, dass die zu erfassenden Querdehnungen klein sind und sich schon geringste Messfehler verfälschend bemerkbar machen können. Misst man mit DMS, so muss beachtet werden, dass sich dieser in einem zweiachsigen Dehnungsfeld befindet, in dem er die kleinere der beiden Dehnungen erfassen soll. DMS sind, wenn auch nur geringfügig, „querdehnungsempfindlich“, so dass der ohnehin kleine Dehnungswert verfälscht werden kann. Zur Ermittlung von $\nu_m(t)$ wird deshalb ein anderer Weg eingeschlagen. Es wird eine Beziehung angegeben, die Querkontraktionszahlen aus der zeitlich veränderlichen Steifigkeit – also aus den Daten eines einachsigen Relaxationsversuchs – zu errechnen. Diese Beziehung basiert auf der Annahme, dass hin zu sehr langen Belastungszeiten nur eine Gestalts- aber keine Volumenänderung stattfindet. Setzt man im räumlichen Werkstoffgesetz die Volumendehnung $\varepsilon_v = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z$ zu Null, dann ergibt sich [14.4]:

$$v(t) = v_{\infty} \left[1 - (1 - 2v(0)) \cdot \frac{\Psi(t)}{E(0)} \right] \quad (14.13)$$

v_{∞} ist der Grenzwert der Querkontraktionszahl bei Volumenkonstanz und beträgt $v_{\infty} = 0,5$; $v(0)$ ist der elastische Wert der Querkontraktionszahl und $E(0)$ der Elastizitätsmodul.

Wird die Rechnung quasistationär durchgeführt, so muss der Relaxationsmodul $\Psi(t)$ durch den Kriechmodul $E(t)$ ersetzt werden:

$$v_m(t) = v_{m\infty} \cdot \left[1 - (1 - 2v_m(0)) \cdot \frac{E_m(t)}{E_m(0)} \right] \quad (14.14)$$

$v_m(0)$ = elastischer Kurzzeitwert der Matrix-Querkontraktionszahl

$v_{m\infty} = 0,5$

$E_m(0)$ = Elastizitätsmodul Matrix

$E_m(t)$ = Kriechmodul der Matrix

Der zeitliche Verlauf der Querkontraktionszahl $v_{\perp\parallel}(t)$ der UD-Schicht errechnet sich dann aus der Mischungsregel ($v_f \neq f(t)$, $v_m = f(t)$):

$$v_{\perp\parallel}(t) = \varphi \cdot v_{f\perp\parallel} + (1 - \varphi) \cdot v_m(t) \quad (14.15)$$

Zur Bestimmung der Zeitabhängigkeit der kleineren Querkontraktionszahl $v_{\perp\perp}(t)$ wird angenommen, dass die *Maxwell-Betti*-Beziehung quasistationär auch bei Zeiteinfluß anwendbar ist:

$$v_{\perp\perp}(t) = v_{\perp\parallel}(t) \cdot \frac{E_{\perp}(t)}{E_{\parallel}(t)} \quad (14.16)$$

14.10.4 Zur Extrapolation von Ergebnissen aus Langzeitversuchen

Häufig muss der Konstrukteur Bauteile aus Polymerwerkstoffen für sehr lange Betriebszeiten auslegen, ohne dass das Zeitstandverhalten der Werkstoffe für diese Zeiträume experimentell abgesichert ist. Dies gilt besonders für neue Werkstoffe, die bald nach ihrer Entwicklung auf den Markt gebracht werden sollen. Damit dennoch Aussagen über den Einfluß der Zeit gemacht werden können, wurden verschiedene Methoden entwickelt, mit denen man von kurzen Versuchszeiten auf längere Zeiträume schließen kann.

Eine vielfach angewandte Methode besteht darin, Meßergebnisse aus kurzer Versuchsdauer zu längeren Zeiten hin zu extrapolieren. So werden z.B. bei Rohren, die bei unterschiedlichen Druckhöhen nach verschiedenen Zeiten eintreten den Berstdrücke im doppelt-logarithmischen Maßstab aufgetragen und dann linear um *eine Dekade* über die Versuchszeit hinaus extrapoliert. Verwendet man semiempirische Funktionen, die auf rheologischen Modellen basieren, so wird die zugehörige Differentialgleichung auch bei Zeiten benutzt, die über die Dauer der

Versuche hinausreichen. Aber auch der empirische Potenzansatz eignet sich gut dazu, Meßwerte zu extrapolieren. Es existieren Versuchsergebnisse, bei denen die auf der Basis von 1 000h Versuchszeit errechnete Potenzfunktion bei $t = 10\,000\text{h}$ nur vernachlässigbar von den experimentell gemessenen Dehnungswerten abwich. Extrapolierte Werte sollte man jedoch unbedingt auf Plausibilität überprüfen, z.B. ob sie nach langen Zeiten physikalisch noch sinnvoll erscheinen.

Es ist ein wichtiger *Ingenieurbrauch*, an langfristig genutzten Strukturen nach ihrem Abriss – vor der Verschrottung – Werkstoffproben zu entnehmen. Diese werden geprüft und die Ergebnisse mit den vor Jahren bei der Qualifikation ermittelten Daten verglichen [14.10]. Diese Methode trägt dazu, die Kenntnisse zum Langzeitverhalten des Werkstoffs zu erweitern.

14.11 Konstruktionshinweise

Kriech- und Relaxationsvorgänge sind insbesondere in kraftschlüssigen Krafteinleitungen zu berücksichtigen. Unzulässig hohes Setzen der Verbindung reduziert die Vorspannkkräfte und lockert die Verbindung.

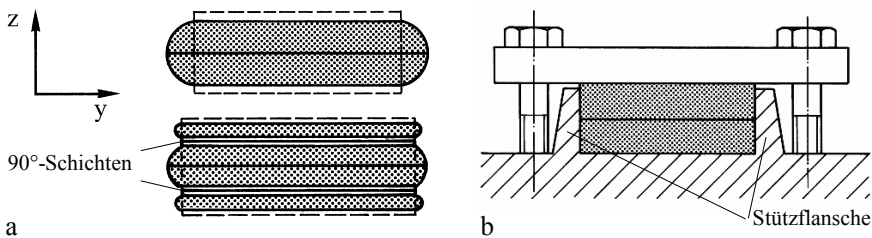


Abb. 14.12. Zur Verhinderung übermäßigen Setzens infolge von Kriech- und Relaxationsprozessen in Klemmkrafteinleitungen **a** Behinderung der Querdehnung durch den Laminataufbau, z.B. durch zusätzliche 90°-Schichten in einer vorher ausschließlichen 0°-UD-Schicht **b** konstruktive, formschlüssige Behinderung der Querdehnung durch Stützflansche

Kriech- und Relaxationsprozesse werden besonders groß, wenn die Schichten unter hoher $\sigma_{\perp}$ - und $\tau_{\parallel}$ -Beanspruchung stehen und *keine* Möglichkeit zur Umlagerung der äußeren Belastung in Faserspannungen besteht. Dies ist z.B. bei Belastung in Laminat-Dickenrichtung der Fall. Größere Kriechverformungen ergeben sich, wenn die Querkontraktionen nicht behindert werden. Eine gut geeignete konstruktive Lösung bei in Dickenrichtung belasteten, dickeren UD-Schichten ist es, um 90°-verdrehte Schichten in engeren Abständen einzulegen. Um jedoch auf anderen Schnittebenen – also nicht nur unter der 0°- und 90°-Richtung – ebenfalls zeitunempfindliche Fasern zu haben, sind zusätzliche Faserrichtungen empfehlenswert. Günstig ist es, wenn im Krafteinleitungsbereich ein quasiisotroper La-

minataufbau ($0/\pm 45/90$) realisiert wird. Aus Abb. 14.12a wird deutlich, dass es ebenfalls vorteilhaft ist, die Zwischenschichten möglichst fein verteilt einzubauen.

Eine weitere Möglichkeit besteht natürlich darin, eine Querdehnung konstruktiv durch seitliche Stützung zu verhindern (Abb. 14.12b).

Literatur

- 14.1 Becker G W, Meißner J (1963) Viskoelastisches Verhalten und Fließen. Aus: Elastische und viskose Eigenschaften von Werkstoffen. Deutscher Verband für Materialprüfung, Beuth-Vertrieb, Berlin
- 14.2 Desserich G (1984) Beitrag zur Spannungs- und Verformungsanalyse mehrschichtiger Flächentragwerke. Zürich, Eidgenössische Technische Hochschule, Institut für Baustoffe, Werkstoffchemie und Korrosion
- 14.3 Giencke E (1977) Einfluß der verschiedenen Kriechmodelle auf die Spannungen und Verformungen in GFK-Konstruktionen. 14. AVK-Jahrestagung, Freudenstadt
- 14.4 Giencke E, Meder G (1981) Ermittlung der Kriechfunktionen von zweiachsig beanspruchten Harzen und Laminaten aus den Meßwerten für einachsig beanspruchter Harze. In: Materialprüfung 23, Nr. 3, 75–85
- 14.5 Gross D, Hauger W, Schnell W, Wriggers P (1993) Technische Mechanik. Bd. 4, Springer, Berlin
- 14.6 Knappe W, Schneider W (1972) Bruchkriterien für unidirektionalen Glasfaser/Kunststoff unter ebener Kurzzeit- und Langzeitbeanspruchung. Kunststoffe 62, 12, 864–868
- 14.7 Meder G (1982) Die quasielastische Lösung - Anmerkungen zur Güte einer Näherung der linearen Visko-Elastizitätstheorie. 18. AVK-Jahrestagung, Freudenstadt
- 14.8 Meier U, Müller R (1984) Extrapolation der Ergebnisse von Kurzzeit-Kriechversuchen an GFK- und CFK-Verbundwerkstoffen mit Hilfe des Zeit-Temperatur-Superpositionsprinzips. 19. AVK-Jahrestagung, Freudenstadt
- 14.9 Sarabi B (1984) Das Anstrengungsverhalten von Polymerwerkstoffen infolge ein- und zweiachsigen Kriechens. Dissertation Universität Kassel, D34
- 14.10 Schlehöfer B, Möbius K (1996) 25 Jahre Erfahrung mit einem Abgaskamin in einer Chemieanlage. 27. Internationale AVK-Tagung, Baden-Baden
- 14.11 Schneider W (1974) Mikromechanische Betrachtung von Bruchkriterien unidirektional verstärkter Schichten aus Glasfaser/Kunststoff. Dissertation Technische Hochschule Darmstadt, D17
- 14.12 Schürmann H (1989) Zur Erhöhung der Belastbarkeit von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund durch gezielt eingebrachte Eigenspannungen, Reihe 1, Nr. 170, VDI-Verlag, Düsseldorf
- 14.13 Wiedemann J (1977) Schrittweise Berechnung des Kriechverhaltens orthotroper Schichtlamine. 14. AVK-Jahrestagung, Freudenstadt

Normen

- 14.14 DIN 13343 (1994) Linear-viskoelastische Stoffe. Begriffe, Stoffgesetze, Grundfunktionen
- 14.15 DIN EN ISO 899 (2003) Kunststoffe. Bestimmung des Kriechverhaltens. Teil 1: Zeitstand-Zugversuch. Teil 2: Zeitstand-Biegeversuch bei Dreipunkt-Belastung

15 Klassische Laminattheorie des MSV als Scheiben- und Plattenelement¹

Die bisher dargestellten Beziehungen zur Ermittlung der Spannungen und Verzerrungen in den einzelnen Schichten eines Mehrschichtenverbunds (MSV) nach der Klassischen Laminattheorie wurden für das Scheibenelement aufgestellt (Kap. 10). Sie sollen nun auf den Fall der zweiachsigen Biegung und Drillung, d.h. den Fall des Plattenelements erweitert werden. Im Allgemeinen ist dies ein räumliches Problem. Es kann aber unter geeigneten Annahmen auch als zweidimensionales Problem behandelt werden.

Primäres Ziel ist es, das Elastizitätsgesetz bei Biegung/Drillung eines aus Einzelschichten zusammengesetzten MSV aufzustellen. Hieraus lassen sich dann als zweites Ziel die Verformungen des MSV, die Spannungen und Verzerrungen der Einzelschichten bei gegebenen Schnittlasten analysieren.

15.1 Begriffe, Annahmen, Anwendungsgrenzen

Scheibe und Platte werden in der Mechanik klassischerweise wie folgt unterschieden:

- Scheiben sind in ihrer Mittelfläche eben und werden nur parallel und symmetrisch zu ihrer Mittelfläche belastet; sie verformen sich dementsprechend auch nur in Scheibenebene.
- Platten sind ebenfalls in ihrer Mittelfläche eben; sie werden hingegen nur senkrecht zur ihrer Mittelfläche und durch Querkräfte und Momente belastet; die Belastungen rufen Wölbungen hervor.

Der MSV wird nun als Kombination aus einem Scheiben- und einem Plattenelement behandelt. Als Element wird ein kleiner Ausschnitt aus einem MSV bezeichnet. Randbedingungen – wie Auflager und Einspannung oder der örtliche Angriff von Kräften oder Momenten wie sie bei einer Plattenstruktur vorliegen – werden nicht einbezogen. Es werden die zur klassischen Theorie dünnwandiger Scheiben, bzw. Platten gehörigen Annahmen vorausgesetzt:

- die Elementdicke t sei konstant ($t = \text{konst}$)

¹ Die Ausführungen in Kapitel 15 orientieren sich an [15.1] und [15.2].

- die Dicke des Elements t sei gegenüber den Flächenabmessungen sehr klein ($t \ll a, b$)
- die Durchbiegung w ist klein gegenüber der Dicke t ($w \ll t$); dies bedeutet u.a., dass Kräfte und Momente am unverformten Element angesetzt werden können (Theorie I. Ordnung)
- es treten keine volumenhaft verteilt angreifenden Kräfte, wie z.B. Fliehkräfte, Trägheits- oder Gewichtskräfte auf
- eine zur Elementmittelfläche normale Gerade bleibt auch im verformten Zustand des Scheiben-Plattenelements normal und gerade (Normalenhypothese nach *Jacob I. Bernoulli*, 1655–1705, * † Basel). Das ist gleichbedeutend mit der Aussage, dass Schubverformungen in Längs/Dickenrichtung als sehr klein und damit vernachlässigbar angesehen werden: Das Plattenelement verhält sich *schubstarr*! Daher werden nur die aus Querkraften herrührenden Biegemomentbelastungen nicht aber die von Querkraften herrührenden Schubbelastungen und Verformungen berücksichtigt. Aufgrund vorstehender Hypothese werden Sandwichplatten mit schubelastischem Kern von den hier dargestellten Lösungsansätzen nicht in allen Fällen korrekt beschrieben.
- Da das Element als dünnwandig betrachtet wird, kann ein ebener Spannungszustand angenommen werden; d.h.: Normalspannungen und Schubspannungen senkrecht zur Element-Mittelfläche (z -Richtung) werden vernachlässigt: $\hat{\sigma}_z = \hat{\tau}_{zx} = \hat{\tau}_{zy} = 0$,
- es liegt lineares, ideal elastisches Werkstoffverhalten vor.

Zusammenfassend heißt dies, es gelten die Annahmen der *Kirchhoffschen* Plattentheorie (*Gustav R. Kirchhoff*, 1824–1887, *Königsberg, † Berlin). speziell für Lamine ist hinzuzufügen:

- Der MSV ist aus einzelnen Schichten aufgebaut, die ebenfalls eben sind und eine konstante Dicke aufweisen. Dies können orthotrope UD-Schichten aber auch isotrope Schichten, z.B. aus unverstärktem Harz, aber auch Metallschichten sein. Fasern und Matrix werden nicht mikroskopisch unterschieden, sondern die Fasern quasi homogen über dem Schichtquerschnitt „verschmiert“. D.h. die einzelnen Faserverbundschichten werden als homogene Kontinua angenommen.
- die einzelnen Schichten sind perfekt miteinander verklebt; es tritt kein Gleiten zwischen den Einzelschichten auf
- die Klebschichten zwischen den einzelnen Schichten, die in Realität extrem dünn sind, werden vernachlässigt.

15.2 Elastizitätsgesetz des MSV als Scheiben-Plattenelement

In einem durch Schnitte freigemachten MSV-Element wirken im Inneren aus äußeren Lasten herrührende Schnittkräfte und Schnittmomente. Die Schnittkraft-

und Schnittmomentenverläufe sind vorab nach den klassischen Methoden der Statik und Elasto-Statik bestimmt worden. Da die Elementdicke t als klein vorausgesetzt wurde, werden sie hier auf die Breite bezogen und bekommen damit die Dimensionen Kraft bzw. Moment/Breite und werden zur Unterscheidung als Kraft- bzw. Momentenflüsse bezeichnet und mit Kleinbuchstaben gekennzeichnet. Abb. 15.1 zeigt die auf das Laminat wirkenden Kraftflüsse $\{\hat{n}\}$ (Schnittkräfte/Breite) und Momentenflüsse $\{\hat{m}\}$ (Momente/Breite).

$$\{\hat{n}\} = \frac{\{\hat{N}\}}{b} \quad \text{in N/mm}; \quad \{\hat{m}\} = \frac{\{\hat{M}\}}{b} \quad \text{in N} \quad (15.1)$$

Index $\wedge$ („Dach“) = auf das gesamte Laminat bezogen

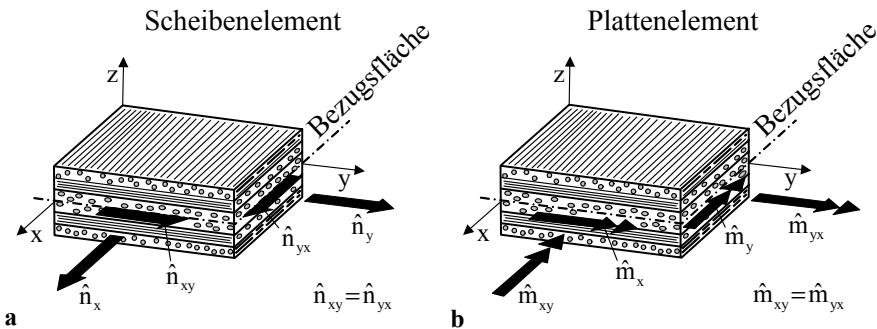


Abb. 15.1. Ebene Beanspruchung eines Scheiben-Plattenelements **a** durch Schnittkraftflüsse $\{\hat{n}\}$ und **b** durch Schnittmomentenflüsse $\{\hat{m}\}$; gezeigt sind die positiven Schnittufer und die positiven Wirkrichtungen

Regeln für Vorzeichen und Indizierungen (Abb. 15.1):

- Positive Kraftflüsse wirken auf positiven Schnittufern (d.h. Flächennormale in positiver Richtung) und in positiver Koordinatenrichtung
- Momentenflüsse werden als positiv bezeichnet, wenn die durch sie erzeugten Spannungen auf der positiven z-Seite in positiver Koordinatenrichtung wirken. Die Momente werden als Rechtsschraube angetragen; sie sind mit der Koordinatenrichtung (Normale) derjenigen Fläche indiziert, in die die von ihnen erzeugten Spannungen wirken.
- Bei den letzteren Definitionen müssen zwei potenzielle Fehlerquellen beachtet werden:
 - Bei der Balkenbiegung werden Momente anders indiziert. Die Indizierung gibt die Richtung an, in die die Momentenpfeile zeigen.
 - In älteren Publikationen findet man für die Platte eine andere Vorzeichenregelung. Positive Momentenflüsse rufen positive Krümmungen hervor. Krümmungen sind positiv, wenn eine Absenkung w in positiver Koordina-

tenrichtung erfolgt. Man erhält dadurch das umgekehrte Vorzeichen gegenüber der üblichen Vorzeichenkonvention für Momente.

15.2.1 Kräfte- und Momentenäquivalenz am MSV

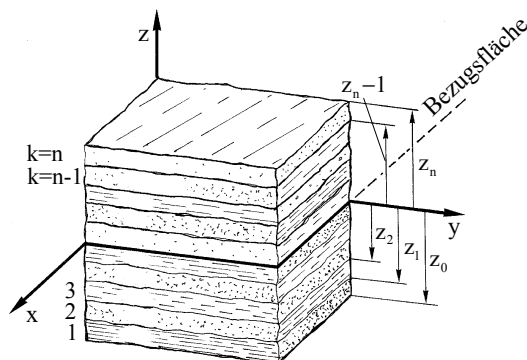


Abb. 15.2. Zur Festlegung der Schichtennummerierung und der Schichtrandabstände

Zwischen den Schnittkräften- und Momenten des MSV und allen Schichtkräften herrscht Kräfte- und Momentengleichgewicht, bzw. am gleichen Schnittufer (Abb. 15.1) Kräfte- und Momentenäquivalenz:

$$\begin{aligned} \begin{Bmatrix} \hat{n}_x \\ \hat{n}_y \\ \hat{n}_{xy} \end{Bmatrix} &= \int_t \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \cdot dz; & \begin{Bmatrix} \hat{m}_x \\ \hat{m}_y \\ \hat{m}_{xy} \end{Bmatrix} &= \int_t \begin{Bmatrix} \sigma_x \cdot z \\ \sigma_y \cdot z \\ \tau_{xy} \cdot z \end{Bmatrix} \cdot dz \\ \{\hat{n}\} &= \int_t \{\sigma\} \cdot dz; & \{\hat{m}\} &= \int_t \{\sigma\} \cdot z \cdot dz \end{aligned} \quad (15.2)$$

$\hat{n}_x, \hat{n}_y$ = Schnitt-Normalkraftflüsse; $\hat{n}_{xy}$ = Schnitt-Schubfluss

$\hat{m}_x, \hat{m}_y$ = Schnitt-Biegemomentenflüsse;

$\hat{m}_{xy}$ = Schnitt-Drillmomentenfluss

t = Dicke des MSV

Da der MSV über der Dicke inhomogen aufgebaut ist, kann die Integration der inneren Kräfte nur stückweise, d.h. stetig nur über die Dicke der jeweiligen Einzelschicht erfolgen, z.B. für die k -te Einzelschicht vom unteren Rand z_{k-1} bis zum oberen Rand z_k (Abb. 15.2). Anschließend erfolgt die schichtenweise Summation der inneren Kräfte bzw. Spannungen. Zur endgültigen Formulierung des Kräfte- und Momentengleichgewichts wird Gl. 15.2 umschrieben:

$$\{\hat{n}\} = \sum_{k=1}^n \int_{z_{k-1}}^{z_k} \{\sigma\}_k \cdot dz; \quad \{\hat{m}\} = \sum_{k=1}^n \int_{z_{k-1}}^{z_k} \{\sigma\}_k \cdot z \cdot dz \quad (15.3)$$

15.2.2 Kinematische Beziehungen am Scheiben-Plattenelement

In Abb. 15.3 sind die positiven Verschiebungen u , v , w des Scheiben/Plattenelements aufgezeigt. Die Schrägstellungen der Querschnitte sind durch die partiellen Ableitungen der Verschiebungen w nach x , $\partial w / \partial x$ und nach y , $\partial w / \partial y$ beschrieben. Es wird eine Bezugsfläche gewählt, anhand derer alle Verformungen des MSV beschrieben werden. Um Verzug durch thermische Eigenspannungen zu vermeiden, baut man Laminats fast ausschließlich mittensymmetrisch auf. Daher ist es unbedingt empfehlenswert, als Bezugsebene auch die Symmetrieebene, also die Mittelebene zu wählen. Die Schichtnummerierung beginnt man mit derjenigen Schicht, die als erstes in ein Werkzeug eingelegt wird (Abb. 15.2).

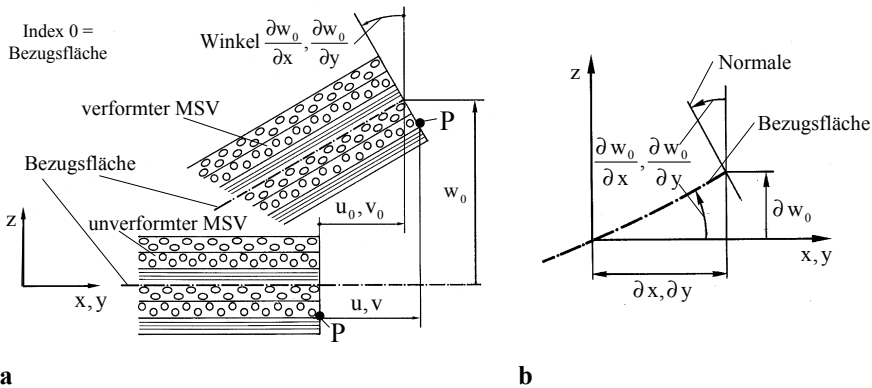


Abb. 15.3. Verschiebungen u und v des Punktes P, ausgedrückt durch **a** Verschiebungen u_0, v_0, w_0 der Bezugsfläche und **b** Absenkung w_0 der Bezugsfläche und daraus resultierende Neigungsänderung der Normalen zur Mittelfläche. (Die Darstellung gilt sowohl für die xz - als auch für die yz -Ebene)

Beispielhaft wird anhand eines willkürlichen Punktes P dargestellt, welche Verschiebungen sich am biegeverformten Element einstellen. Entsprechend der *Bernoulli*-Hypothese vom Ebenbleiben des Querschnitts liegt also über der Laminatdicke – trotz inhomogenen, schichtenweisen Aufbaus – eine lineare Verformungsverteilung vor. Die Gesamtverschiebungen in beliebigen Abständen z setzen sich aus den Verschiebungen der Bezugsfläche, d.h. den Scheibenverschiebungen u_0, v_0 , und den Verschiebungen durch die Verdrehung der Normalen der Bezugsfläche zusammen:

$$u = \underbrace{u_0}_{\text{Scheibenanteil}} - z \underbrace{\frac{\partial w_0}{\partial x}}_{\text{Plattenanteil}} ; \quad v = \underbrace{v_0}_{\text{Scheibenanteil}} - z \underbrace{\frac{\partial w_0}{\partial y}}_{\text{Plattenanteil}} \quad (15.4)$$

u, v, w = Verschiebungen in den Richtungen der Koordinaten x, y, z

Index 0 = Bezugsfläche

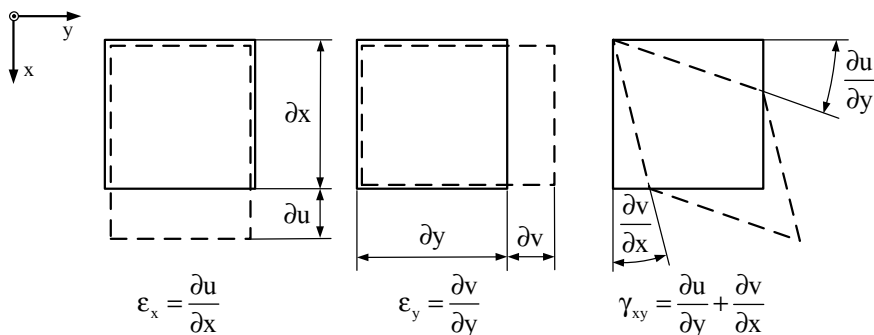


Abb. 15.4. Kinematischer Zusammenhang zwischen Verschiebungen u, v, w und Verzerrungen $\epsilon_x, \epsilon_y, \gamma_{xy}$

Die Verschiebungen u, v, w hängen u.a. von den Abmessungen des Elements ab. Um unabhängige Ergebnisse zu erhalten, formuliert man sie als bezogene Größen, d.h. die Verschiebungen werden durch Verzerrungen ausgedrückt. Abb. 15.4 zeigt, wie die Verzerrungen, d.h. die Dehnungen ϵ_x, ϵ_y und die Schiebung γ_{xy} mit den Verschiebungen u, v verknüpft sind. Voraussetzung hierfür sind hinreichend kleine Verformungen und lineares, elastisches Werkstoffverhalten. Glieder höherer Ordnung werden vernachlässigt.

$$\epsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x} ; \quad \epsilon_y = \frac{\partial v}{\partial y} ; \quad \gamma_{xy} = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \quad (15.5)$$

$$\left. \begin{array}{l} \epsilon_x, \epsilon_y = \text{Dehnungen} \\ \gamma_{xy} = \text{Schiebung} \end{array} \right\} \text{Verzerrungen}$$

Nach Einsetzen von Gl. 15.4 in die Gln.15.5 ergeben sich die Geometriebedingungen:

$$\left\{ \begin{array}{l} \hat{\epsilon}_x(z) \\ \hat{\epsilon}_y(z) \\ \hat{\gamma}_{xy}(z) \end{array} \right\} = \left\{ \begin{array}{l} \frac{\partial u_0}{\partial x} \\ \frac{\partial v_0}{\partial y} \\ \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \end{array} \right\} - z \left\{ \begin{array}{l} \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \\ \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \\ 2 \frac{\partial^2 w_0}{\partial x \partial y} \end{array} \right\} \quad (15.6)$$

Gl. 15.6 stellt die Verformungshypothese nach der *Kirchhoffschen* Plattentheorie dar, d.h. die lineare Verzerrungssverteilung über dem Querschnitt des MSV-Scheiben-Plattenelementes.

Anstelle der zweimaligen Ableitung der Verschiebung w lässt sich die Krümmung κ einführen. Mit $\kappa = -w''$ schreibt sich die Verzerrungsverteilung über dem Querschnitt:

$$\begin{Bmatrix} \hat{\epsilon}_x(z) \\ \hat{\epsilon}_y(z) \\ \hat{\gamma}_{xy}(z) \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix}_0 + z \begin{Bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{Bmatrix}_0 \quad (15.7)$$

$$\{\hat{\epsilon}\} = \{\epsilon\}_0 + z \cdot \{\kappa\}_0$$

$$\left. \begin{array}{l} \kappa_x, \kappa_y = \text{Krümmungen} \\ \kappa_{xy} = \text{Drillung} \end{array} \right\} \text{Wölbungen}$$

Die Wölbungen – d.h. die Krümmungen κ_x und κ_y , sowie die Drillung κ_{xy} – sind geometrisch in Abb. 15.2 dargestellt.

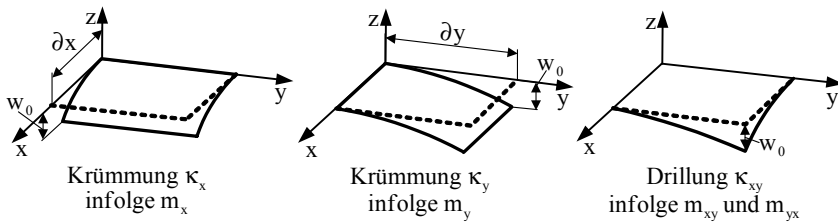


Abb. 15.5. Wölbungen der Mittelfläche des Scheiben-Plattenelementes: Krümmungen κ_x , κ_y , sowie Drillung κ_{xy}

15.2.3 Einbeziehung der Elastizitätsgesetze der Einzelschichten

Zwischen den Spannungen und den Verzerrungen der Einzelschichten wird ein Zusammenhang mit Hilfe der Elastizitätsgesetze der Einzelschichten hergestellt. Die Schichtspannungen $\{\sigma\}_k$ aus Gl. 15.3 werden entsprechend den linearen Spannungs-Verzerrungsbeziehungen durch Steifigkeiten und Verzerrungen ersetzt: $\{\sigma\}_k = [\bar{Q}]_k \cdot \{\epsilon\}_k$

Kraft- und Momentenflüsse, sowie die Verzerrungen und Krümmungen des MSV sind im xy-Koordinatensystem des Laminats angesetzt. Dementsprechend müssen die Steifigkeiten der Einzelschichten vorab von ihrem lokalen in das Laminat-KOS transformiert werden. Die entsprechenden Transformationsbeziehungen für die Schichtsteifigkeiten finden sich in Kap. 9.

Damit können nun die drei Gleichungssysteme der Elasto-Statik zusammengefasst werden. Somit lautet die Beziehung zwischen den Schnittkraft- und Schnittmomentenflüssen und den Verzerrungen und Wölbungen des Scheiben-Plattenelements:

$$\begin{aligned}\{\hat{n}\} &= \sum_{k=1}^n [\bar{Q}]_k \cdot \left(\int_{z_{k-1}}^{z_k} \{\varepsilon\}_0 \cdot dz + \int_{z_{k-1}}^{z_k} \{\kappa\}_0 \cdot z \cdot dz \right) \\ \{\hat{m}\} &= \sum_{k=1}^n [\bar{Q}]_k \cdot \left(\int_{z_{k-1}}^{z_k} \{\varepsilon\}_0 \cdot z \cdot dz + \int_{z_{k-1}}^{z_k} \{\kappa\}_0 \cdot z^2 \cdot dz \right)\end{aligned}\quad (15.8)$$

Da die Steifigkeiten über der Dicke der Einzelschichten konstant sind, werden sie vor das Integralzeichen gezogen und schichtenweise aufsummiert. Die Verzerrungen $\{\varepsilon\}_0$ und die Wölbungen $\{\kappa\}_0$ beziehen sich auf die Bezugsfläche und sind daher von z unabhängig. Sie lassen sich ebenfalls vor das Integralzeichen ziehen. Die Integrale können dann stückweise über die Dicke der Einzelschichten gelöst werden:

$$\begin{aligned}\{\hat{n}\} &= \sum_{k=1}^n \left([\bar{Q}]_k \cdot (z_k - z_{k-1}) \cdot \varepsilon_0 + [\bar{Q}]_k \cdot \frac{1}{2} (z_k^2 - z_{k-1}^2) \cdot \kappa_0 \right) \\ \{\hat{m}\} &= \sum_{k=1}^n \left([\bar{Q}]_k \cdot \frac{1}{2} (z_k^2 - z_{k-1}^2) \cdot \varepsilon_0 + [\bar{Q}]_k \cdot \frac{1}{3} (z_k^3 - z_{k-1}^3) \cdot \kappa_0 \right)\end{aligned}\quad (15.9)$$

Die Gleichungen in Gl. 15.9 lassen sich zusammenfassen und als Matrizenformulierung schreiben. Damit lautet das *Elastizitätsgesetz des kombinierten Scheiben-Plattenelements*:

$$\begin{aligned}\begin{Bmatrix} \hat{n}_x \\ \hat{n}_y \\ \hat{n}_{xy} \\ \hat{m}_x \\ \hat{m}_y \\ \hat{m}_{xy} \end{Bmatrix} &= \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{13} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \\ \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{Bmatrix}_0 \\ \begin{Bmatrix} \{\hat{n}\} \\ \{\hat{m}\} \end{Bmatrix} &= \begin{bmatrix} [A] & [B] \\ [B] & [D] \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \{\varepsilon\} \\ \{\kappa\} \end{Bmatrix}_0\end{aligned}\quad (15.10)$$

in den Einheiten

$$\begin{Bmatrix} \text{N/mm} \\ \text{N} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \text{N/mm} & \text{N} \\ \text{N} & \text{Nmm} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} - \\ 1/\text{mm} \end{Bmatrix}$$

Die Untermatrizen der Steifigkeitsmatrix haben besondere Bezeichnungen:

- $[A]$ = Scheiben- oder Membran-Steifigkeitsmatrix
- $[B]$ = Koppel-Steifigkeitsmatrix
- $[D]$ = Platten- oder Biegesteifigkeitsmatrix

Im Folgenden werden noch einmal die Bestimmungsgleichungen für die Koeffizienten der Untermatrizen vertieft. Ohne nähere Erläuterung werden die Gln.15.12 und 15.14 ergänzend mit etwas anderen Formulierungen notiert.

15.2.4 Scheiben-Steifigkeitsmatrix

Den Gln.15.9 zufolge summieren sich die Scheibensteifigkeitskoeffizienten aus den in das xy-Laminat-KOS transformierten Steifigkeiten der Einzelschichten, gewichtet mit deren Schichtdicken. Das Überlagerungsgesetz für die Scheibensteifigkeiten lautet:

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij,k} (z_k - z_{k-1}) = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij,k} \cdot t_k \quad (15.11)$$

Man erkennt in der zweiten Formulierung, dass Dehnsteifigkeiten aufsummiert werden. Da das ganze Elastizitätsgesetz breitenbezogen formuliert ist, kürzt sich die Breite b heraus und von der Querschnittsfläche einer Schicht k bleibt nur die Schichtdicke t_k .

Die Elemente der Scheiben-Steifigkeitsmatrix A_{ij} sind von der Wahl einer Bezugsebene unabhängig. Diese Matrix entspricht derjenigen aus Kap.10, Gl.10.6.

15.2.5 Platten-Steifigkeitsmatrix

Zur Berechnung der einzelnen Elemente der Untermatrix $[D]$ muss eine Bezugsebene festgelegt werden. Ihre Lage ist prinzipiell frei wählbar. Es empfiehlt sich, bei mittensymmetrischem Aufbau des MSV, den Ursprung der z -Koordinate ($z = 0$) in die Mittelebene zu legen. Nach Gln.15.9 folgt als Überlagerungsgesetz der Plattensteifigkeiten:

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij,k} (z_k^3 - z_{k-1}^3) = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij,k} \cdot \left(\frac{t_k^3}{12} + t_k \left(z_k - \frac{t_k}{2} \right)^2 \right) \quad (15.12)$$

Man erkennt, dass in der Platten-Steifigkeitsmatrix Biegesteifigkeiten aufsummiert werden. Sie ergeben sich durch Multiplikation von transformierten Schichtsteifigkeiten mit den Flächenmomenten II. Ordnung der Einzelschichten einschließlich ihrer *Steiner*-Anteile.

Anders als die Scheiben-Steifigkeitsmatrix ändert sich die Platten-Steifigkeitsmatrix mit der Wahl einer anderen Bezugsfläche.

15.2.6 Koppel-Steifigkeitsmatrix

Die Elemente der Koppel-Steifigkeitsmatrix formulieren sich nach Gln.15.9 wie folgt:

$$B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij,k} (z_k^2 - z_{k-1}^2) = \sum_{k=1}^n \bar{Q}_{ij,k} \cdot t_k \cdot \left(z_k - \frac{t_k}{2} \right) \quad (15.13)$$

Man erkennt, dass die Koeffizienten der Koppel-Steifigkeitsmatrix sich aus den transformierten Schichtsteifigkeiten und dem Flächenmoment I. Ordnung (Statisches Moment) zusammensetzen. Die Elemente ändern sich, wie die der Platten-Steifigkeitsmatrix, mit der Wahl einer anderen Bezugsfläche.

15.3 Die Schichtspannungen des MSV-Scheiben-Plattenelements

Nach Inversion der Steifigkeitsmatrix lassen sich mittels des Elastizitätsgesetzes des Scheiben-Plattenelements die Verzerrungen und Wölbungen der Bezugsebene (Index 0) ermitteln. Dabei ist zu beachten, dass die Untermatrizen $[A]^*$, $[B]^*$, $[D]^*$ nicht aus der direkten Inversion der Untermatrizen $[A]$, $[B]$, $[D]$ entstanden sind, sondern dass die Steifigkeitsmatrix in ihrer Gesamtheit invertiert werden muss:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \\ \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{Bmatrix}_0 = \begin{bmatrix} [A]^* & [B]^* \\ [B]^{*T} & [D]^* \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \hat{n}_x \\ \hat{n}_y \\ \hat{n}_{xy} \\ \hat{m}_x \\ \hat{m}_y \\ \hat{m}_{xy} \end{Bmatrix} \quad (15.14)$$

Index * = Nachgiebigkeitsmatrix
Index T = Transponierte Matrix

15.3.1 Verzerrungen der Einzelschichten

Mit $\{\varepsilon\}_0$ und $\{\kappa\}_0$ des MSV liegen zuerst einmal nur die Verformungen der Bezugsebene vor. Die Verzerrungen des Laminats und damit auch der Einzelschichten $\varepsilon_{x,k}$, $\varepsilon_{y,k}$, $\gamma_{xy,k}$ errechnen sich aus Gl. 15.7:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix}_0 + z_k \begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix}_0 \quad (15.15)$$

Je nachdem ob $z = z_k$ oder $z = z_{k-1}$ gesetzt wird, erhält man die Verzerrungen an dem oberen oder unteren Schichttrand. Nach Transformation der Einzelschichtverzerrungen $\varepsilon_{x,k}$, $\varepsilon_{y,k}$ und $\gamma_{xy,k}$ in die lokalen Koordinatensysteme der einzelnen Schichten werden – wie in Kapitel 10 dargestellt – mittels der Elastizitätsgesetze der Einzelschichten deren Schichtspannungen ermittelt. Abb. 15.6 demonstriert, wie sich die Spannungsverteilung über der Dicke eines Scheiben-Plattenelements aus der Multiplikation der Verzerrungen mit den Schichtsteifigkeiten ergibt.

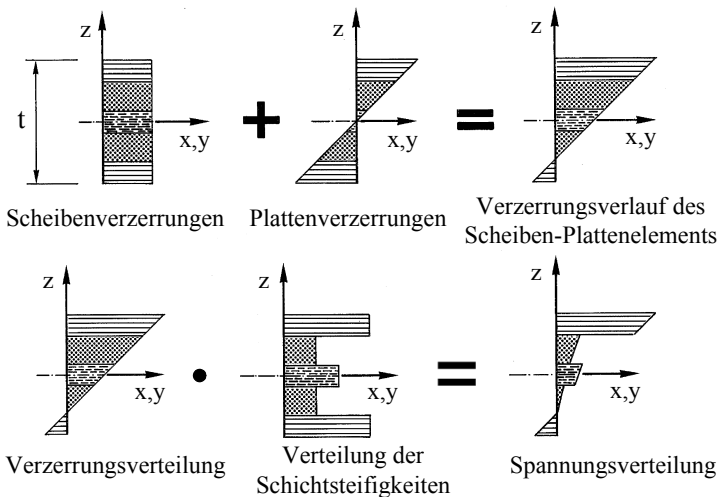


Abb. 15.6. Verzerrungsverlauf über einem Scheiben-Plattenelement als Überlagerung der Scheiben- und der Plattenverzerrungen. Aus der Verzerrungsverteilung multipliziert mit der schichtenweisen Steifigkeitsverteilung folgt die Spannungsverteilung

15.4 Thermische- und Quelleigenspannungen im MSV-Scheiben-Plattenelement

In den Kapiteln 12 und 13 wurde dargestellt, wie im Scheibenelement thermische- und Quelleigenspannungen entstehen und analog zur mechanischen Belastung in den Schichten des MSV Spannungen erzeugen. Dabei wurde vorausgesetzt, dass das Scheibenelement mittensymmetrisch geschichtet ist und auch mittensymmetrische Temperaturverteilungen und/oder Feuchteprofile vorliegen. Diese Vorausset-

zung gewährleistet, dass die Scheibe unter Belastung eben bleibt und sich nicht verwölbt, somit die Annahmen der Scheibentheorie erfüllt bleiben. Im kombinierten Scheiben-Plattenelement besteht nun die Möglichkeit, über der Wanddicke sich ändernde Temperaturdifferenzen oder Feuchtegehalte zu berücksichtigen und die durch die Eigenspannungen sich zusätzlich zu den Verzerrungen ϵ ergebenden Wölbungen κ zu berechnen.

Wie im Falle des Scheibenelements, so werden auch beim Scheiben-Plattenelement die thermischen Ausdehnungs- bzw. Querkoeffizienten ermittelt und in die Laminat-KOS zu α_x , α_y und α_{xy} transformiert. Die Temperaturdifferenz wird schichtenweise berücksichtigt; und zwar wird sie als konstant über der Schichtdicke angenommen. Ein mögliches Temperaturprofil, z.B. durch einseitiges Aufheizen des Laminats, kann somit stufenförmig angenähert werden. Für das Momentengleichgewicht (Gl. 15.18) wird als Hebelarm der Abstand von der Bezugsebene bis zur halben Schichtdicke gesetzt.

Analog zu den entsprechenden Gleichungen in Kap. 12 errechnen sich die aus den thermischen Verzerrungen resultierenden „scheinbaren thermischen Schnittkraftflüsse“:

$$\begin{Bmatrix} \hat{n}_x \\ \hat{n}_y \\ \hat{n}_{xy} \end{Bmatrix}_{\text{therm}} = \sum_{k=1}^n [\bar{Q}]_k \cdot t_k \cdot \begin{Bmatrix} \alpha_{T x, k} \cdot \Delta T_k \\ \alpha_{T y, k} \cdot \Delta T_k \\ \alpha_{T xy, k} \cdot \Delta T_k \end{Bmatrix} \quad (15.16)$$

Die „scheinbaren thermischen Schnitt-Momentenflüsse“ ergeben sich zu:

$$\begin{Bmatrix} \hat{m}_x \\ \hat{m}_y \\ \hat{m}_{xy} \end{Bmatrix}_{\text{therm}} = \sum_{k=1}^n [\bar{Q}]_k \cdot t_k \cdot \begin{Bmatrix} \left(z_k - \frac{t_k}{2} \right) \cdot \alpha_{T x, k} \cdot \Delta T_k \\ \left(z_k - \frac{t_k}{2} \right) \cdot \alpha_{T y, k} \cdot \Delta T_k \\ \underbrace{\left(z_k - \frac{t_k}{2} \right)}_{\text{Hebelarm}} \cdot \underbrace{\alpha_{T xy, k} \cdot \Delta T_k}_{\text{therm. Verzerrungen}} \end{Bmatrix} \quad (15.17)$$

Eine stufenförmige Annäherung eines Temperaturprofils wird aufgrund der meist dünnen Einzelschichten genügend genau sein. Liegt jedoch eine dickere Schicht vor, so kann man sie rechnerisch in mehrere dünne unterteilen und in jede ein anderes ΔT ansetzen. Der Verlauf der Temperaturdifferenzen über der Wanddicke muß vorab über Messung oder Wärmeleitungsrechnung bestimmt werden. Ist eine stufenförmige Annäherung nicht ausreichend genau, so ist bei beliebigen Temperatur- oder Feuchteprofilen eine mittlere Dehnung durch Integration der jeweiligen Einzelschicht zu bilden:

$$\alpha_{T, k} \cdot \Delta T_k \quad \text{ist zu ersetzen durch} \quad \frac{1}{t_k} \cdot \alpha_{T, k} \cdot \int_{z_{k-1}}^{z_k} \Delta T_k(z) \cdot dz \quad (15.18)$$

und

$$\left(z_k - \frac{t_k}{2}\right) \cdot \alpha_{T,k} \cdot \Delta T_k \quad \text{ist zu ersetzen}$$

$$\text{durch } \frac{1}{t_k} \cdot \alpha_{T,k} \cdot \int_{z_{k-1}}^{z_k} \Delta T_k(z) \cdot z \cdot dz \quad (15.19)$$

Meist interessiert man sich jedoch nicht für die instationären Abkühl- oder Aufheizvorgänge, sondern dafür, welcher stationärer Eigenspannungszustand sich nach dem Abkühlen der Härtetemperatur einstellt. Dabei ist der Zeitraum, bis sich eine gleichmäßige Temperaturdifferenz über der Laminatdicke eingestellt hat, sehr kurz. Für den meist vorliegenden stationären Fall wird also für alle Schichten mit einem einzigen Wert ΔT gerechnet, so dass ΔT in Gl. 15.16 und Gl. 15.17 vor das Summenzeichen gezogen werden kann.

Quelleigenspannungen werden wie die thermischen Eigenspannungen berechnet; anstelle $\alpha_{T,k}$ wird $\alpha_{M,k}$ und anstelle ΔT_k wird ΔM_k eingesetzt. Im Unterschied zur Temperatur laufen die Ausgleichsprozesse bei der Feuchte um Größenordnungen langsamer ab, so dass von Feuchteverteilungen auszugehen ist und ΔM in Gl. 15.16 und 15.17 also nicht vor das Summenzeichen gezogen werden kann.

Damit lautet das Elastizitätsgesetz des kombinierten Scheiben-Plattenelements einschließlich thermischer- und Quellbelastung:

$$\left\{ \begin{Bmatrix} \{\varepsilon\} \\ \{\kappa\} \end{Bmatrix}_0 \right\} = \begin{bmatrix} [A]^* & [B]^* \\ [B]^{*T} & [D]^* \end{bmatrix} \cdot \left\{ \begin{Bmatrix} \{\hat{n}\}_{\text{mech}} + \{\hat{n}\}_{\text{therm}} + \{\hat{n}\}_{\text{quell}} \\ \{\hat{m}\}_{\text{mech}} + \{\hat{m}\}_{\text{therm}} + \{\hat{m}\}_{\text{quell}} \end{Bmatrix} \right\} \quad (15.20)$$

15.5 Die allgemeinen und speziellen Neutralebenen des MSV

15.5.1 Allgemeine Neutralebene

Fast immer versucht der Faserverbund-Konstrukteur ein Laminat über der Dicke *mittensymmetrisch* zu stapeln! Hierdurch gewinnt er eine Reihe von Vorteilen:

- Die Mittelfläche stellt die allgemeine Neutralebene dar.
- Das Scheiben- und das Plattenproblem sind voneinander entkoppelt.
- Wurde die Mittelfläche als Bezugsebene für die Steifigkeitsmatrix gewählt, so sind die Elemente der Koppelungsmatrix $B_{ij} = 0$. Das Scheiben- und das Plattenproblem können getrennt behandelt werden.
- Die allgemeine Neutralebene ist gleichzeitig Neutralebene bei Biegung um die x- und y-Achse sowie bei Drillung.
- Normalkraft- oder Schubflüsse rufen nur ebene Verformungen als Scheibe, also keine Krümmungen oder Drillungen hervor.

- Momentenflüsse rufen keine Dehnungen oder Schiebungen, sondern nur Krümmungen und Drillungen hervor.
- Es tritt – und das ist sicher das primäre Ziel eines mittensymmetrischen Laminataufbaus – *kein Verzug* durch thermische oder Quelleigenspannungen auf!

15.5.2 Spezielle Neutralebenen

Im allgemeinen anisotropen Fall gibt es jedoch keine allgemeine Neutralebene. Allerdings kann man sich spezielle Neutralebenen errechnen, z.B. für die Biegung um die x-Achse oder die y-Achse oder die Drillung. Diese speziellen Neutralebenen fallen meist nicht zusammen. Ihre Kenntnis ist notwendig, um exzentrische Lastangriffe und damit die Gefahr von Zusatzmomenten zu vermeiden. Dies kann auch bei Stabilitätsproblemen eine Rolle spielen, bei denen eine äußere Druckkraft bzgl. einer speziellen Neutralebene ein der Beuldeformation entgegenwirkendes, aber auch ein das Beulen unterstützendes Moment erzeugen kann.

Die speziellen Neutralebenen sind dadurch gekennzeichnet, dass in diesem speziellen Fall Scheibe und Platte entkoppelt sind:

- Ein Schnittkraftfluss $\hat{n}_x$ in der Neutralebene z_x kann alle Verformungen des Scheiben-Plattenelements außer einer Krümmung $\hat{\kappa}_x$ hervorrufen: $\hat{\kappa}_x = 0$.
- Für die Neutralebene z_y gilt, dass der Kraftfluss $\hat{n}_y$ keine Krümmung $\hat{\kappa}_y$ und für die Neutralebene z_{xy} , dass der Schubfluss $\hat{n}_{xy}$ keine Drillung $\hat{\kappa}_{xy}$ hervorrufen kann.
- Für die spezielle Neutralebene in x-Richtung lässt sich also schreiben:

$$\hat{\kappa}_x = 0 = B_{11}^* \cdot \hat{n}_x \quad (15.21)$$

Index * = Koeffizient aus der Nachgiebigkeitsmatrix

- Um den gesuchten Abstand z_x dieser speziellen Neutralebene zu erhalten, setzt man diese Forderung in die Bestimmungsgleichung für eine parallelverschobene Koppelnachgiebigkeitsmatrix ein. Diese Beziehung lautet:

$$[B]_p^* = [B]_0^* + z_p \cdot [D]_0^* \quad (15.22)$$

Index 0 = Ausgangs-Bezugsebene

Index P = parallelverschobene Bezugsebene

Daraus folgt nach Einsetzen:

$$0 = B_{11}^* + z_x \cdot D_{11}^* \quad \rightarrow \quad z_x = -\frac{B_{11}^*}{D_{11}^*} \quad (15.23)$$

Entsprechend gilt für die spezielle Neutralebene z_y :

$$z_y = -\frac{B_{22}^*}{D_{22}^*} \quad (15.24)$$

und für die spezielle Neutralebene z_{xy} :

$$z_{xy} = -\frac{B_{66}^*}{D_{66}^*} \quad (15.25)$$

Die Neutralebenen können sich verschieben und müssen neu bestimmt werden, wenn sich in den Schichten die Steifigkeiten nicht mittensymmetrisch ändern. Gründe hierfür sind reduzierte Matrixsteifigkeiten infolge hoher Temperaturen, Kriech- und Relaxationsvorgänge und Zwischenfaserbrüche.

15.6 Hinweise zur CLT und die Ingenieurskonstanten des MSV

15.6.1 Hinweise zur CLT des Scheiben-Plattenelements

Im Wesentlichen sind es zwei Hinweise, die zur Programmierung der CLT² gegeben werden müssen:

- Eine beliebig gewählte Bezugsebene ist im Allgemeinen nicht identisch mit den Neutralebenen. Programmiert man Gl. 15.14, so werden die Normalkraftflüsse – für die Momentenflüsse spielt es keine Rolle – an der Bezugsebene angesetzt. Demzufolge erhalten die Normalkraftflüsse Hebelarme zu den Neutralebenen, woraus zusätzliche Momentenflüsse erwachsen. Dies wird von den Programmnutzern nicht immer im Ergebnis erkannt. Bewusst Gegenmomente einzugeben, um eine ausschließliche Scheibenbelastung zu erhalten ist unpraktisch und wird meist nicht gewünscht. Daher ist es sinnvoll – falls die Neutralebenen nicht erkannt und als Bezugsebenen gewählt wurden – dies in das Rechenprogramm zu implementieren. Im ersten Rechenlauf werden die Neutralebenen ermittelt und diese dann im zweiten Rechenlauf als Bezugsebenen gesetzt.
- Die Torsionsbeanspruchung eines Stabs wird an seinen Enden durch ein Torsionsmoment M_t aufgegeben. Die Torsionsbelastung einer Platte erfolgt jedoch per definitionem durch die Überlagerung zweier, an den Seitenflächen wirkenden Drillmomente. Möchte man also einen Laminatstreifen mit der Breite b – quasi als Stab – unter Torsionsbelastung rechnen, so ist nur die Hälfte des Torsionsmomentes M_t breitenbezogen einzugeben: $m_{xy} = M_t / (2b)$. Das CLT-Programm würde ansonsten das Torsionsmoment an beiden Seiten des Plattenelements ansetzen und damit die Belastung verdoppeln.

² Das CLT-Programm *Alfalam* des Fachgebiets *Konstruktiver Leichtbau und Bauweisen*, TU Darmstadt, ist unter www.klub.tu-darmstadt.de/forschung/download hinterlegt.

15.6.2 Bestimmung der Ingenieurskonstanten am Plattenelement

Wie schon bei Scheibenbelastung, so werden auch bei Plattenbeanspruchung häufig die so genannten Ingenieurskonstanten benötigt. Dies trifft auf fast alle Stabilitätsfälle zu, z.B. beim Biegeknicken als Laminats*streifen* oder dem Plattenbeulen. Es wird der Biege-E-Modul des *gesamten* Laminats benötigt.

Experimentell lassen sich die Ingenieurkonstanten z.B. durch Biegeversuche gewinnen. Rechnerisch ermittelt man sie direkt aus dem Elastizitätsgesetz des Verbundes (Gl. 15.14). Dazu verwendet man die Analogie zum Balken. Da das Plattenelement ein Rechteckquerschnitt hat, wird mit dem Biege-Elastizitätsgesetz eines Rechteckbalkens verglichen:

$$M = -EI \cdot w'' = -E \cdot \frac{b \cdot t^3}{12} \cdot w'' \rightarrow m = -E \cdot \frac{t^3}{12} \cdot w'' \quad (15.26)$$

Die einachsige Biegung eines Plattenelements wird beschrieben durch:

$$\hat{m} = D \cdot \hat{\kappa} \quad (15.27)$$

Mit $w'' = -\kappa$ liefert der direkte Vergleich:

$$D = \hat{E}_b \cdot \frac{t^3}{12} \rightarrow \hat{E}_b = D \frac{12}{t^3} \quad (15.28)$$

Index b = Biegung

Dach $\wedge$ = auf gesamtes Laminat bezogen

Wird dieser Biege-Elastizitätsmodul verwendet, so ist darauf zu achten, dass es sich um den Modul *mit* Querkontraktionsbehinderung handelt.

Konkret sind zwei Biege-Moduln aufzustellen:

$$\hat{E}_{x,b} = D_{11} \frac{12}{t^3}; \quad \hat{E}_{y,b} = D_{22} \frac{12}{t^3} \quad (15.29)$$

Analog ist bei Drillung zu verfahren. Das Elastizitätsgesetz bei Torsion eines Stabs lautet:

$$M_t = GI_t \cdot \vartheta' \quad (15.30)$$

ϑ' = Drillung des Stabs

I_t = Torsionsflächenmoment

Das Torsionsflächenmoment I_t des Rechteckstabes errechnet sich zu:

$$I_t = \frac{b \cdot t^3}{3} \quad (15.31)$$

Mit $\vartheta' = \kappa_{xy}/2$ und $M_t/b = 2 \cdot m_{xy}$ führt der Vergleich mit der Plattenformulierung zum Schubmodul $\hat{G}_{xy}$ des Laminats bei Drillung.

$$\text{Plattenformulierung: } \hat{m}_{xy} = D_{66} \cdot \hat{\kappa}_{xy}$$

$$\text{Ingenieurkonstante: } \hat{G}_{xy} = D_{66} \frac{12}{t^3} \quad (15.32)$$

Es ist darauf zu achten, dass die Koeffizienten D_{11}, D_{22}, D_{66} aus der auf die jeweilige Neutralebene bezogenen Plattensteifigkeitsmatrix entnommen werden.

15.7 Hinweise zur Laminatschichtung

Im Wesentlichen hat der Konstrukteur die Faserwinkel und die Schichtreihenfolgen zu optimieren. Grob lässt sich die Aussage treffen, dass die *Scheibenbelastung* die *Faserwinkel* im MSV bestimmt. Die Schichtreihenfolge kann bei ausschließlicher Scheibenbelastung frei gewählt werden. Damit bietet sich die Möglichkeit, auch fertigungstechnische Aspekte zu berücksichtigen.

Wird das Laminat jedoch als Platte belastet, so spielt die Anordnung der Einzelschichten über der Dicke eine erhebliche Rolle; die *Platten*-Beanspruchung dominiert die *Schichtreihenfolge*.

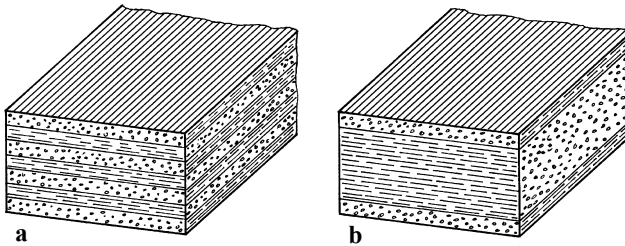


Abb. 15.7. Grundsätzliche Laminataufbauten **a** quasi-homogene Schichtung **b** Sandwich-Schichtung

Mögliche prinzipielle Schichtungs-Alternativen sind die quasi-homogene Schichtung und der Sandwich-Aufbau (Abb. 15.7). Erster empfiehlt sich immer dann, wenn die Scheibenbeanspruchung überwiegt. Ein feinschichtiger Aufbau erhöht die Zwischenfaserbruch-Genzen.

Eine Sandwich-Schichtung ist bei dominierender Biegebeanspruchung, insbesondere wenn um eine Achse gebogen wird, zu empfehlen. Die Faserorientierung der Deckschichten wird auf die max. Biegespannungen abgestimmt. Im Kernbereich kann man dann z.B. auch quer liegende Faserorientierungen unterbringen, die aufgrund ihrer Nähe zur Neutralen Ebene nicht so hoch gedehnt werden und damit weniger bruchgefährdet sind

Literatur

- 15.1 Wiedemann J (1962) Beitrag zum Problem orthotroper Platten ohne allgemeine Neutralebene. In: Luftfahrttechnik 8, 283–289; 9, 73–82, 119–130
- 15.2 Wiedemann J (1986) Leichtbau, Band 1: Elemente; Springer, Berlin

Festigkeitsanalyse der Faser-Kunststoff-Verbunde

16 Versagen von UD-Schichten

16.1 Allgemeines

Im Gegensatz zu den bekannten Konstruktionswerkstoffen Stahl und Aluminium findet man bei Faser-Kunststoff-Verbunden – entsprechend der unterschiedlichen Komponenten und der Verbundstruktur – auch unterschiedliche Versagensarten und Versagensformen. Für den Konstrukteur ist es unerlässlich, sie unterscheiden zu können, ihre Ursachen zu kennen und Maßnahmen zur Vermeidung allzu frühzeitigen Versagens parat zu haben. Ziel dieses Kapitels ist es, hierzu Hilfestellung zu geben.

Versagen wird häufig als Werkstofftrennung begriffen. Dies wäre allerdings eine zu enge Definition. Umfassender wäre der Ausdruck *Grenzzustand*. Er umfasst beispielsweise das Erreichen einer Fließgrenze, Stabilitätsversagen durch Beulen, Verformungsgrenzen, die Abtragung durch Korrosion usw. Der Konstrukteur hat den Nachweis zu führen, dass im Leben des Bauteils diese Grenzzustände nicht erreicht werden.

Da die Beschreibung aller möglichen Grenzzustände den Rahmen des Kapitels sprengen würde, ist eine sinnvolle Beschränkung vorzunehmen. Unter diesem Aspekt wird weiterhin der Begriff Versagen verwendet und zwar im engeren Sinne von Brüchen und Werkstofftrennungen, d.h. Überwinden eines Bruchwiderstands. Als Ursache für das Versagen werden ausschließlich mechanische Spannungen betrachtet. Umwelteinflüsse wie UV-Strahlung, Erosion usw. sind ausgeklammert.

Es sei auch noch der Begriff Beanspruchungsart erläutert. Er kennzeichnet, ob eine Struktur einer Ermüdungsbeanspruchung, einer Langzeit-, einer Schlagbelastung oder Versagen durch osmotischen Druck o.ä. unterworfen ist. Diese Beanspruchungsarten sind nicht Thema dieses Kapitels.

Basis von Festigkeitsanalysen sind Festigkeitswerte des verwendeten Werkstoffs. Sie sind in den seltensten Fällen berechenbar, sondern sind fast immer experimentell zu ermitteln. Dies gilt insbesondere für Ermüdungs-, Zeitstand- und Schlagfestigkeiten. Faser-Kunststoff-Verbunde machen hier keine Ausnahme. Im Gegenteil: Da ein miteinander verklebter Verbund von verschiedenen Werkstoffen vorliegt, ist das Versagensverhalten vielgestaltig und komplex. Es bleibt also nur das Experiment. Zwar existieren mikromechanische Ansätze, zur Berechnung der Festigkeitswerte aus der Kohäsivfestigkeit der Matrix und der Adhäsivfestigkeit zwischen Faser und Matrix. Sie bergen aber zu große Unsicherheiten. Für die meisten Laminatauslegungen sind die Ergebnisse nicht zuverlässig genug. Eine derartige Vorgehensweise wäre auch nur für ideale Verbunde denkbar. Reale UD-

Schichten werden zusätzlich sehr stark durch die Herstellung beeinflusst: Unterschiedliche Matrixhärtung, verschiedene Haftvermittler auf den Fasern, der Luftblasengehalt, überhaupt alle Änderungen bei der Fertigung schlagen sich sofort, insbesondere auf die Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^{+}$ nieder [16.16].

Die Grobgliederung dieses Kapitels wird daran ausgerichtet, welche der Komponenten – Faser, Matrix oder Grenzfläche – dominierend versagt. Die Feingliederung folgt der mechanischen Beanspruchungsart, Zug, Druck oder Schub.

16.2 Beanspruchungen, Festigkeiten und Versagensarten eines UD-Elements

Wie bei der Spannungsanalyse, so bildet auch bei der Festigkeitsanalyse die UD-Schicht die Basis aller Betrachtungen. Die Festigkeitsanalyse erfolgt also ebenfalls schichtenweise.

Die Festigkeiten leiten sich aus den an einer UD-Schicht wirkenden möglichen Beanspruchungen ab. Abb. 16.1 zeigt den räumlichen Spannungszustand an einem UD-Element, bestehend aus drei Normalspannungen und sechs, bzw. drei zugeordneten Schubspannungen.

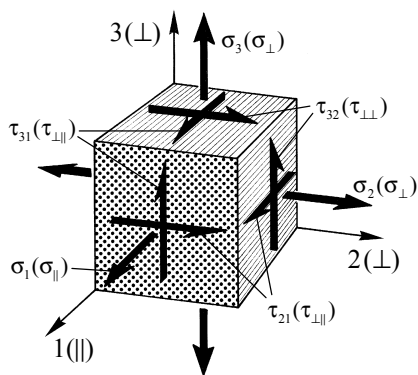


Abb. 16.1. Räumlicher Spannungszustand eines UD-Elements; in Klammern die sich daraus ergebenden Beanspruchungen

Beanspruchungen

Es wird zwischen *Spannungen* und *Beanspruchungen* unterschieden. Wegen der transversalen Isotropie der UD-Schicht stellen einige Spannungen die gleiche Beanspruchung für das UD-Element dar. Beanspruchungen werden physikalisch indiziert:

- die Schicht-Spannungen σ_2 und σ_3 entsprechen einer $\sigma_{\perp}$ -Beanspruchung, sind also in ihrer Wirkung gleichwertig
- die Schichtspannungen τ_{31} und τ_{21} stellen beide $\tau_{\perp\parallel}$ -Beanspruchungen dar.

Anstelle der sechs Schichtspannungen sind bei der Bestimmung der Festigkeiten also nur vier *Basis-Beanspruchungen* zu unterscheiden:

- die Längs-Beanspruchung $\sigma_{\parallel}$
- die Quer-Beanspruchung $\sigma_{\perp}$
- die Quer-Längs, bzw. Längs-Quer-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$
- die Quer-Quer-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$.

Bei Normal-Beanspruchung muss zwischen Zug- (Index $^+$) und Druckbeanspruchung (Index $^-$) unterschieden werden, da sie *unterschiedliche* Versagensformen bewirken. Damit erhöht sich die Zahl der Basis-Beanspruchungen von vier auf sechs. Bei Schubbeanspruchung ist im Gegensatz dazu mit dem Vorzeichen kein Unterschied bzgl. der Versagensform verknüpft.

Festigkeiten

Prüft man mit den genannten Basis-Beanspruchungen $\sigma_{\parallel}^+, \sigma_{\parallel}^-, \sigma_{\perp}^+, \sigma_{\perp}^-, \tau_{\perp\parallel}, \tau_{\perp\perp}$ so erhält man die zugehörigen *Basis-Festigkeiten* der UD-Schicht. Der Zusammenhang ist in Tabelle 16.1 dargestellt.

Tabelle 16.1. Zusammenstellung der Basis-Beanspruchungen und der dazugehörigen Basis-Festigkeiten; in () die englischen Symbole (t = tension, c = compression, L = longitudinal, T = transverse)).

	Basis-Beanspruchung		Basis-Festigkeit
Normalbeanspruchung	$\sigma_{\parallel}^+$	→	$R_{\parallel}^+ (X_t)$
„	$\sigma_{\parallel}^-$	→	$R_{\parallel}^- (X_c)$
„	$\sigma_{\perp}^+$	→	$R_{\perp}^+ (Y_t)$
„	$\sigma_{\perp}^-$	→	$R_{\perp}^- (Y_c)$
Schubbeanspruchung	$\tau_{\perp\parallel}$	→	$R_{\perp\parallel} (S_L)$
„	$\tau_{\perp\perp}$	→	$R_{\perp\perp} (S_T)$

Versagensarten

Bei den derzeit bekannten Fasern und Matrixsystemen muss aufgrund des gänzlich unterschiedlichen Charakters der beiden Verbundstoffpartner zwischen zwei grundsätzlichen Versagensarten differenziert werden: *Faserbruch* (Fb) und *Zwischenfaserbruch* (Zfb). Faserbruch wird praktisch ausschließlich durch faserparallele Beanspruchungen erzeugt. Der zugehörige Riss trennt die Fasern quer zu ihrer

Längserstreckung. Der Bruch – und das ist das eigentliche Charakteristikum – erfolgt bei sehr hoher Beanspruchung, die Festigkeiten $R_{\parallel}$ sind sehr hoch.

Zwischenfaserbruch erstreckt sich zwischen den Fasern, entweder durch die Matrix und/oder in der Grenzfläche Faser-Matrix. Der zugehörige Riss verläuft parallel zur Faserlängserstreckung und durchtrennt die betreffende UD-Schicht meist vollständig. In einem MSV wird er erst an Nachbarschichten gestoppt, wenn diese einen deutlich abweichende Faserorientierung von der versagenden Schicht haben. Es ist aber auch durchaus vorstellbar, dass hoch anisotrope Fasern entwickelt werden, die eine niedrigere Festigkeit quer zur Faserrichtung besitzen als die Matrix, so dass Zwischenfaserbrüche auch in den Fasern in Faserlängsrichtung verlaufen. Zusätzlich erkennt man Zfb daran, dass nicht dem Ziel von Faserverbundwerkstoffen entsprechend die hohen Faserfestigkeiten erreicht und genutzt werden, sondern vorab – bei deutlich niedrigeren Beanspruchungen – Versagen auftritt.

16.3 Versagen der Fasern: Faserbruch

Das Zerreißen oder Brechen von Fasern wird als *Faserbruch* (Fb) (fiber failure, FF) bezeichnet. Diese Versagensform muss man sich – unter quasistatischer Beanspruchung – weniger als Bruch einzelner Filamente, sondern als nahezu gleichzeitiges Versagen von Faserbündeln, bestehend aus Hunderten von Einzelfasern auf einer Breite von mindestens einigen Millimetern vorstellen. Erst dann zeigen sich makroskopische Auswirkungen, wie z.B. ein Steifigkeitsabfall. Da Faserbruch bei sehr hoher Belastung auftritt, ist er in einer Struktur selten durch Spannungsumlagerungen verkräftbar. Er gehört im Allgemeinen zu den *nicht tolerierbaren* Versagensformen. Lediglich in Ausnahmefällen – wenn er nur sehr lokal vorliegt und die Funktionsfähigkeit der Struktur nicht beeinflusst – kann man ihn zumindest bis zum nächsten Reparaturintervall tolerieren.

Faserbruch tritt im Allgemeinen durch eine $\sigma_{\parallel}$ -Zug- oder -Druckbeanspruchung auf.

16.3.1 Faserbruch durch Längs-Zugbeanspruchung $\sigma_{\parallel}^{+}$

Bei einer zügig bis zum Bruch gesteigerten Längszugbelastung werden die Fasern zerrissen, d.h. ihre Kohäsivfestigkeit wird überschritten (Abb. 16.2a). Faserbruch unter Ermüdungsbelastung hingegen verläuft sehr komplex und wird sehr stark von der Matrix beeinflusst [16.6]. Quasistatischer Fb geschieht meist nicht schlagartig, sondern, der Festigkeitsverteilung gemäß, sukzessiv. Ab etwa 50% der Bruchlast reißen erste Filamente, später dann ganze Faserbündel. FKV versagen also nicht vollständig spröde, sondern – insbesondere wenn Spannungsgradienten vorliegen – quasi-„duktil“. Darüber hinaus ist Zug-Fb eindeutig erkennbar; einerseits am Steifigkeitsverlust, andererseits sind die Einzelbrüche deutlich zu hören. Aufgrund der hohen Energiefreisetzung beim Faserbruch wird der Faser-Matrix-

Verbund weiträumig zerstört. Abspleissungen verlaufen faserparallel in der UD-Schicht und die gebrochenen Einzelfasern stehen „besenförmig“ ab (Abb. 16.2b). Liegt ein stärkerer Spannungsgradient vor, wie z.B. bei der Biegung von GFK-Blattfedern, so versagen zuerst nur die höchstbelasteten Randbereiche. Das Versagen ist gut erkennbar. Da die Risse nur sehr langsam wachsen, kann der Versagensprozess als „gutmütig“ bezeichnet werden.

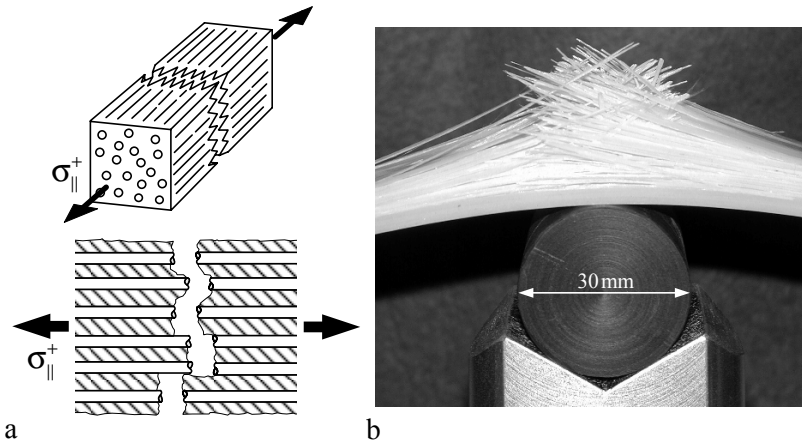


Abb. 16.2. Versagen einer UD-Schicht infolge $\sigma_{||}^+$ -Beanspruchung **a** Symbolische und mikromechanische Darstellung **b** Besonders gut ist der Faser-Zugbruch bei GFK durch das „besenförmige“ Abspleißen gebrochener Einzelfasern zu erkennen (3-Punkt-Biegeversuch)

Häufig wird die Festigkeit $R_{||}^+$ bei faserparalleler Zugbelastung *nicht* experimentell bestimmt. Der exakte Wert wird eher selten benötigt:

- Ein Grund dafür ist, dass nur wenige FKV-Strukturen auf Faserbruch ausgelegt werden. Meist tritt bei weitaus niedrigeren Belastungen schon Matrixversagen auf und limitiert so die Nutzung des Bauteils.
- Da Bauteile meist schwingend beansprucht werden, wird überwiegend die Ermüdungsfestigkeit benötigt.
- Es ist nicht einfach, die Festigkeit $R_{||}^+$ experimentell zu bestimmen. Bei Stabproben sind aufgrund der extremen Faserfestigkeiten hohe Klemmkräfte zur Krafteinleitung notwendig. Besonders bewährt haben sich hydraulisch betätigte Spannbacken. Häufig beginnt vorzeitiges Abspleißen an den Probenecken, beginnend von den endseitigen Einspannungen. Hier werden die Probekörper vordeformiert und in ihrer Querkontraktion behindert; es herrscht ein mehrachsiger Spannungszustand. Aus diesem Grund überprüft man – der einfachen Krafteinleitung wegen – $R_{||}^+$ auch häufig im Biegeversuch. Hierbei ist zu beachten, dass tendenziell höhere Festigkeitswerte erzielt werden. Bei Zugproben ist die Bruchwahrscheinlichkeit höher, da der gesamte Querschnitt unter gleich hoher Spannung steht. Dies ist bei Biegeproben, bei denen nur am Rand die maximalen Spannungen herrschen, nicht der Fall.

- $R_{\parallel}^+$ kann als einzige Festigkeit der UD-Schicht recht gut berechnet werden. Dies ist darin begründet, dass die Fasern bei $\sigma_{\parallel}^+$ -Beanspruchung bzgl. Steifigkeit und Festigkeit gegenüber der Matrix dominieren und zudem ein eindeutiger Spannungszustand vorliegt. In der Konstruktionspraxis werden Festigkeiten – zumindest für Vorauslegungen – aus Faser-Katalogwerten errechnet. Nachdem der Modul $E_{\parallel}$ aus der Mischungsregel ermittelt ist, lässt sich der *Traganteil* der Komponenten, hier der Fasern errechnen. Aus der Kompatibilitätsbedingung – die Dehnung der Fasern ist gleich der Dehnung des Verbunds – und dem einachsigen Elastizitätsgesetz der Faser $E_{\parallel}$ folgt die Spannung in den Fasern:

$$\sigma_f = E_{f\parallel} \cdot \epsilon_f \quad \text{eingesetzt in} \quad \epsilon_f = \epsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E_{\parallel}}$$

ergibt die Faserspannung:

$$\sigma_f = \frac{E_{f\parallel}}{E_{\parallel}} \cdot \sigma_1 \quad (16.1)$$

Die Fasern übernehmen im Verbund den Traganteil, der dem Modulverhältnis $E_{f\parallel}/E_{\parallel}$ entspricht. Ersetzt man $E_{\parallel}$ durch die Mischungsregel und vernachlässigt den Traganteil der Matrix – diese Vereinfachung ist erlaubt, da $E_{f\parallel} \gg E_m$ ist – so folgt daraus die Faserspannung und schließlich die Verbundfestigkeit $R_{\parallel}^+$.

$$\text{Mit} \quad \sigma_f = \frac{E_{f\parallel}}{E_{\parallel}} \cdot \sigma_1 = \frac{E_{f\parallel}}{E_{f\parallel}\varphi + E_m(1-\varphi)} \cdot \sigma_1 \approx \frac{E_{f\parallel}}{E_{f\parallel}\varphi} \cdot \sigma_1 \quad \text{folgt} \quad \sigma_f \approx \frac{\sigma_1}{\varphi}.$$

Die Spannungen werden durch die Grenzwerte, d.h. die Festigkeiten ersetzt:

$$R_{\parallel}^+ = R_{f\parallel}^+ \cdot \varphi \quad (16.2)$$

Es wird deutlich, dass die *mikromechanische Faserspannung* sehr viel höher ist, als die an der UD-Schicht anliegende, makromechanisch definierte Spannung σ_1 ; z.B. beträgt bei $\varphi=0,5$ die Faserspannung $\sigma_f=2\sigma_1$! Im Übrigen eignet sich Gl. 16.2 dazu, eine gemessene Festigkeit auf andere Faservolumenanteile umzurechnen.

Es werden *nicht* die Festigkeitswerte erreicht, die sich rechnerisch aus den Festigkeiten der Fasern – gewonnen an einzelnen Filamenten – ergeben. Die Rechenwerte müssen mit einem Erfahrungs-Abminderungsfaktor versehen werden:

- Ein Hauptgrund sind Vorschädigungen. Je nach gewähltem Verarbeitungsprozess, der Häufigkeit der Verarbeitungsstufen, der dabei verwendeten Faserführungen und –umlenkungen werden die Filamente mehr oder weniger geschädigt.
- Ein weiterer Grund dafür ist, dass nicht alle Fasern gleichermaßen tragen. Schon bei der Herstellung werden in den einzelnen Strängen unterschiedliche

hohe Ausrichtungen oder Vorspannungen eingestellt. Demzufolge beginnt der Versagensprozess an den höchstbelasteten Faserbündeln.

- Selbstverständlich findet sich auch die Festigkeitsstreuung der Einzelfilamente in der Streuung der Festigkeit $R_{\parallel}^+$ wieder. Bei großer Streuung brechen einige Einzelfasern schon sehr früh. Die unmittelbar benachbarten Fasern müssen zusätzliche Last aufnehmen. Dies bedeutet, dass sie höher beansprucht werden, als sich nominell aus der einfachen Spannungsrechnung Kraft/Fläche ergibt. Dementsprechend versagen auch sie *früher*, so dass die ertragbare Last des gesamten Faserbündels insgesamt niedriger ausfällt! Man kann also festhalten, dass eine Festigkeitsstreuung – ob sie nun in den Einzelfasern oder in der Verarbeitung begründet ist – dazu führt, dass die Festigkeit des Verbunds reduziert wird.
- Um eine möglichst hohe Bruchlast zu erreichen, sollten alle Einzelfasern gleich hoch beansprucht sein. Geht dann auch noch die Festigkeitsstreuung gegen Null, so tragen alle Einzelfasern bis zum Schluss in gleicher Höhe, um dann gleichzeitig zu versagen. Die Bruchlast wird so maximal. Im Sinne einer robusten Konstruktion ist es allerdings wünschenswert, wenn sich das Totalversagen rechtzeitig durch Bruch einiger Filamente ankündigt.

Es ist auch möglich, dass Faserversagen durch eine $\tau_{\perp\parallel}$ -Beanspruchung, also durch Abscheren bewirkt wird (Abb. 16.3). Dies ist der Fall, wenn z.B. UD-Schichten geschert werden. Hierzu gibt es sogar eine spezielle Versuchsmethode [16.22]. Im Allgemeinen ist jedoch die Scherfestigkeit der Fasern wesentlich höher als die Schubfestigkeit der Matrix, so dass bei der üblichen Laminatbelastung die Rissbildung nicht durch die Fasern, sondern ausnahmslos – bedingt durch die zugeordnete Schubspannung $\tau_{\parallel\parallel}$ – faserparallel zwischen den Fasern als Zwischenfaserbruch verläuft. Allerdings ist es durchaus vorstellbar, dass Verstärkungsfasern existieren (man vermutet dies bei einigen hochmoduligen C-Fasertypen), die über eine so geringe Scherfestigkeit verfügen, dass auch ein Faserbruch durch Schubbeanspruchung bewirkt werden kann.

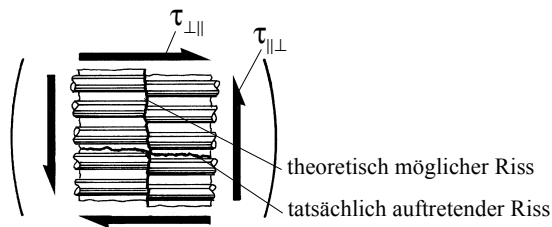


Abb. 16.3. Theoretisch ist Faserbruch durch eine Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$ (Abscheren) möglich. Tatsächlich verläuft bei den derzeitigen FKV der Riss faserparallel in der Matrix und/oder in der Grenzfläche Faser-Matrix, d.h. in der Wirkebene der $\tau_{\parallel\parallel}$ -Beanspruchung

Verbesserungsmaßnahmen

Die Festigkeit bei Längszug lässt sich steigern:

- Die einfachste, aber auch wirkungsvollste Maßnahme – bei gegebenem Querschnitt – ist es, den Faservolumenanteil, also die Fasermenge zu erhöhen. Man reduziert so linear die Belastung der Fasern im Verbund. Die sinnvolle technologische Obergrenze liegt bei etwa $\varphi=0,65$. Diese Maßnahme wird sowohl bei Langzeitbelastung als auch bei schwingender Beanspruchung wirksam. Bei schwingender Beanspruchung ist es jedoch noch etwas wirksamer, den Faservolumenanteil auf etwa 50% zu senken [16.7]. Dadurch vergrößert sich der Abstand der Einzelfasern und damit die Kerbwirkung eines Faserbruchs auf seine Nachbarfasern; der Rissfortschritt verlangsamt sich erheblich.
- Primär hängt die Festigkeit bei Längszug von der Faserfestigkeit ab. Jedoch spielt auch die Matrix eine wichtige Rolle. Versuche zeigen, dass die Bruchdehnung der Matrix mindestens doppelt so hoch sein muss wie die Faser-Bruchdehnung, wenn das Festigkeitspotenzial der Faser genutzt werden soll.
- FKV bietet die besondere Möglichkeit, unterschiedliche Fasertypen mit unterschiedlicher Festigkeit miteinander zu kombinieren. Die Festigkeitsverteilung wird breiter und man erhält Reserve-Lastpfade.

16.3.2 Faserbruch durch Längs-Druckbeanspruchung $\sigma_{\parallel}^-$

Für jeden Konstrukteur ist es selbstverständlich, dass er bei hoher Druckbeanspruchung nicht nur Werkstoffversagen, sondern auch Stabilitätsversagen einkalkuliert. Stabilitätsnachweise sind primär für Strukturen zu führen, z.B. für Fälle wie „Knicken als Plattenstab“ oder „Beulen als Platte“. Neben diesen globalen Versagensformen ist bei Faser-Kunststoff-Verbunden jedoch auch mikromechanisches Stabilitätsversagen von Bedeutung. Betroffen ist die UD-Schicht bei faserparalleler Druckbeanspruchung $\sigma_{\parallel}^-$. Die Längs-Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$ ist im strengen Sinne kein Werkstoffversagen. Das von duktilen metallischen Werkstoffen bekannte „Zerquetschen“ bei Erreichen der Fließgrenze oder das bei spröden Werkstoffen wie Gusseisen und Beton auftretende Scherversagen findet nicht statt. Aufgrund der Stabstruktur der Fasern findet man mikromechanisch die Versagensform Knicken. Allerdings tritt nicht das bekannte Biegeknicken (*Eulerknicken*) auf, sondern von zu niedriger Schubsteifigkeit herrührende *Schubknicken*. Im Folgenden wird das Eintreten des Schubknickens mit der Festigkeit $R_{\parallel}^-$ gleichgesetzt!

Es sei ausdrücklich darauf hingewiesen: Der Versagensfall „Überschreiten von $R_{\parallel}^-$ “ kommt selten vor. Zu beachten sind jedoch Bereiche, an denen Spannungsspitzen auftreten, z.B. Bohrungsränder. Primär hat man es bei der Druckbeanspruchung eines Laminats eher mit globalem Stabilitätsversagen der gesamten Struktur zu tun, bevor mikromechanisch Schubknicken in einer UD-Schicht auftritt. Auch ist den meisten Fällen eher Zfb zu erwarten als Schubknicken (Abb. 16.4). Dem-

zufolge findet man ein Laminatversagen infolge Überschreiten der Längs-Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$ nur bei großen UD-Querschnitten (Abb. 16.5), z.B. in den Gurten von Holmen oder bei Blattfedern und an Bohrungen.

Generell sind zwei Formen des Schubknickens zu unterscheiden:

- Kann man die UD-Schicht als ideal, d.h. frei von Imperfektionen voraussetzen, so liegt Stabilitätsversagen, also ein Verzweigungsproblem vor.
- Bei nicht idealer Struktur, d.h. wenn lokal eine Imperfektion in Form einer Faserfehlorientierung auftritt, hat man es nicht mehr mit einem Stabilitätsproblem, sondern mit einem Spannungsproblem zu tun.

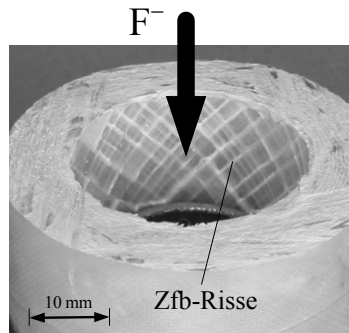


Abb. 16.4. In Längsrichtung durch eine Druckkraft belastetes AWW-Rohr. Bevor $R_{\parallel}^-$ erreicht wird, tritt Zfb durch Überschreiten der Bruchwiderstände $R_{\perp\parallel}$ und $R_{\perp}^+$ auf

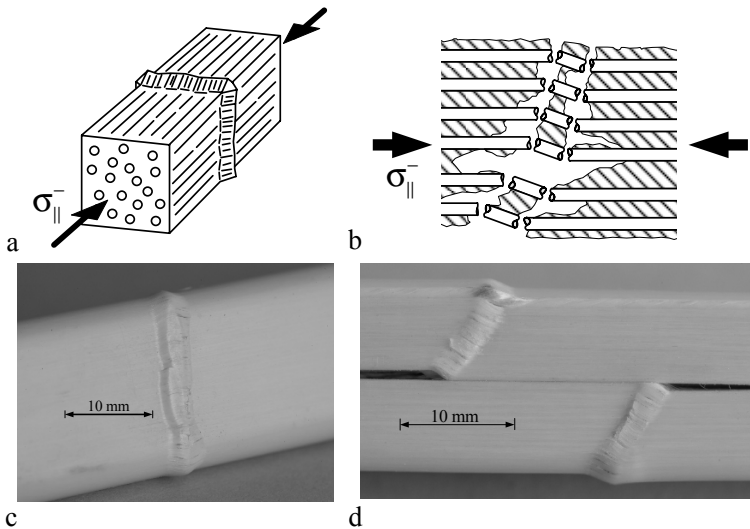


Abb. 16.5. Versagen bei Längsdruck in Form von Schubknicken **a** Symbol **b** mikromechanische Darstellung des Schubknickens aus der Ebene **c** Schubknicken in der Ebene **d** Schubknicken aus der Ebene heraus

Die erste analytische Beschreibung des Schubknickens stammt von *Rosen* [16.18]. Er analysiert die Verzweigungslast, setzt also eine perfekt ausgerichtete, ideale Faseranordnung voraus. Allerdings zeigt schon der Vergleich der errechneten Festigkeit $R_{\parallel}^-$ mit Versuchsdaten, dass in einer realen UD-Schicht nicht der Verzweigungsfall auftritt, sondern dass immer eine imperfekte „Struktur“ vorliegt. Die theoretischen Werte sind nicht erreichbar. Daher beschäftigt sich die Mehrzahl späterer Autoren mit dem Spannungsproblem, also der Faseranordnung mit Imperfektionen. Eine kleine Übersicht findet sich in [16.3].

Ausgangspunkt der Analyse des Spannungsproblems ist eine vorhandene Orientierungsabweichung. Diese ist natürlich nicht als Faserwinkel der UD-Schicht innerhalb des MSV zu verstehen, sondern als eine lokal eng begrenzt vorliegende, von der Faserorientierung und der absoluten Parallelität der Filamente abweichende Faserwelligkeit (Abb. 16.7).

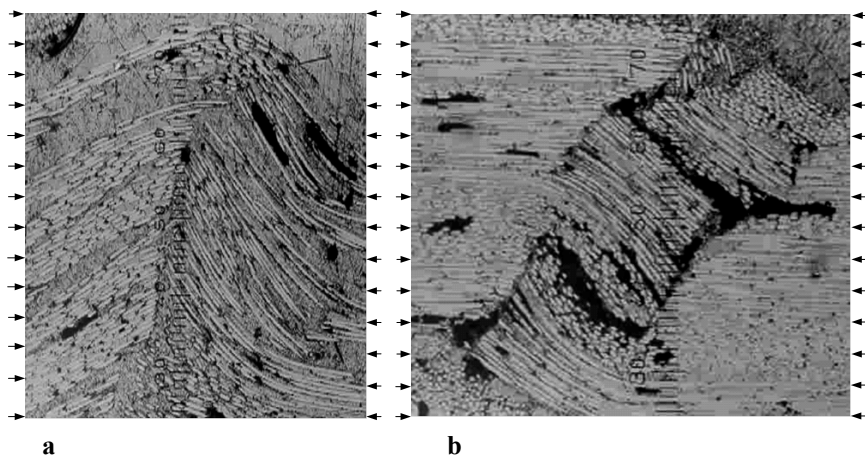


Abb. 16.6. Mikroskopaufnahmen von Bereichen, die auf Längs-Druckbeanspruchung durch Schubknicken versagt haben **a** Schubknicken in der Ebene (siehe Abb. 16.5c) **b** Schubknicken aus der Ebene heraus (siehe Abb. 16.5d)

Im Verzweigungsfall ist die Orientierungsabweichung infinitesimal klein, im Spannungsfall liegt eine größere Faser-Fehlorientierung (fibre misalignment) vor, die mit dem Winkel $\phi_0 = \text{konst.}$ (unbelasteter Zustand) beschrieben wird. Aufgrund der Orientierungsabweichung tritt eine Druck-Schubkoppelung auf: Die Druckkräfte allein befinden sich im Kräftegleichgewicht, jedoch aufgrund des durch ϕ_0 generierten Versatzes, d.h. Hebelarms nicht im Momentengleichgewicht. Momentengleichgewicht ist nur durch eine zusätzliche Schubkraft einstellbar. Eine wachsende Druckbeanspruchung $\sigma_{\parallel}^-$ induzierte eine Vergrößerung der Faser-Fehlorientierung. Sie wird über das Anwachsen der Schiebung $\gamma_{\perp\parallel}$ beschrieben. Abb. 16.7 zeigt ein einfaches, zweidimensionales Modell zur mechanischen Beschreibung des Schubknickens. Es ist der Spannungsfall dargestellt. Er umfasst die Verzweigungslösung mit $\phi_0 = 0$ als Sonderfall.

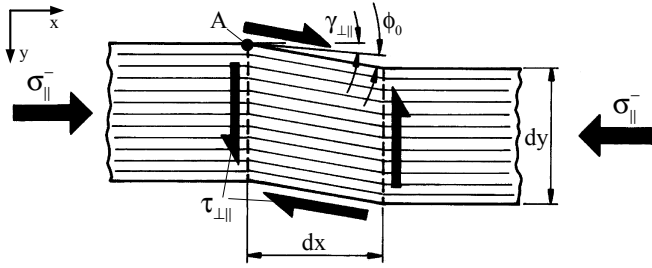


Abb. 16.7. Momentengleichgewicht an einem infinitesimalen UD-Element mit lokaler Faser-Fehlorientierung mit dem Winkel ϕ_0

Das Momentengleichgewicht zwischen den Längs-Druckkräften und den Schubkräften um den Punkt A in Abb. 16.7 lautet:

$$\sigma_{||}^{-} \cdot dy \frac{dy}{2} - \sigma_{||}^{-} \cdot dy \cdot \left(\frac{dy}{2} + dx(\phi_0 + \gamma_{\perp||}) \right) + \tau_{\perp||} \cdot dy \cdot dx = 0$$

$$\sigma_{||}^{-} = \frac{\tau_{\perp||}}{\phi_0 + \gamma_{\perp||}} \quad (16.3)$$

ϕ_0 = Winkel der Faser-Fehlorientierung im unbelasteten Zustand = konst.

- Bei der Modellierung des Schubknickens wurde die Eigen-Biegesteifigkeit der Fasern vernachlässigt. Fasern höheren E-Moduls und insbesondere Fasern größeren Durchmessers dürften jedoch einer Schub-Knickdeformation zusätzlichen Widerstand entgegenbringen.
- Die Schiebungszunahme hat auch Verformungen quer zur $\sigma_{||}^{-}$ -Beanspruchungsrichtung zur Folge. Die damit verbundene Stützwirkung benachbarter Schichten wurde in das vereinfachte Modell nicht einbezogen.
- Die faserparallele Stauchung der UD-Schicht bleibt unberücksichtigt.
- Unbedingt zu berücksichtigen ist, dass das Schubspannungs-Schiebungsverhalten stark nichtlinear und damit die Schubbeanspruchung $\tau_{\perp||}$ eine Funktion der Schiebung $\gamma_{\perp||}$ ist.

Der Größtwert für $\sigma_{||}^{-}$ in Gl. 16.3 ist die Festigkeit $R_{||}^{-}$. Er ergibt sich aus einer Extremwertbestimmung. Gl. 16.3 nach $\gamma_{\perp||}$ differenziert, umgestellt und zu Null gesetzt ergibt:

$$\tau_{\perp||}^* = \frac{d\tau_{\perp||}^*}{d\gamma_{\perp||}^*} \cdot (\phi_0 + \gamma_{\perp||}^*) \quad (16.4)$$

Index * = bei Schubknicken

Bei ansteigender Beanspruchung $\sigma_{||}^{-}$ vergrößert sich die Schiebung $\gamma_{\perp||}$, bis die Schubkräfte den Faserlängsdrücken nicht mehr das Gleichgewicht halten können und Schubknicken eintritt. Diese Schubknick-Spannung definiert die Festigkeit

$R_{\parallel}^-$. Als erstes ist die zu $R_{\parallel}^-$ zugehörige Schiebung $\gamma_{\perp\parallel}^*$ zu bestimmen. $R_{\parallel}^-$ erhält man, indem man $\gamma_{\perp\parallel}^*$ und die zugehörige Schubspannung $\tau_{\perp\parallel}^*$ in Gl. 16.3 einsetzt. Die allgemeine Funktion für von ϕ_0 abhängigen Festigkeiten folgt durch Einsetzen von Gl. 16.4 in Gl. 16.3:

$$R_{\parallel}^- = \frac{d\tau_{\perp\parallel}^*}{d\gamma_{\perp\parallel}^*} = G_{\perp\parallel, T}^*(\gamma_{\perp\parallel}^*) \quad (16.5)$$

mit $G_{\perp\parallel, T}^*(\gamma_{\perp\parallel}^*) = \text{Tangenten-Schubmodul bei Schubknicken}$

Damit ergibt sich die faserparallele Druckfestigkeit aus dem Tangenten-Schubmodul bei der zugehörigen Versagensschiebung $\gamma_{\perp\parallel}^*$. Wird das Gleichgewicht überschritten, so wächst die Schiebung $\gamma_{\perp\parallel}$ lokal stark an und es entsteht ein „plastisches“ Schubgelenk. Damit erhöht sich die Spannung in den Nachbarbereichen. Dem lokalen Schubknicken folgt das schlagartige Versagen größerer Bereiche, häufig sogar der gesamten Struktur.

Einfluss des nichtlinearen Schubspannungs-Schiebungsverhaltens

Zwar ist eine Berechnung der faserparallelen Druckfestigkeit auf Basis des groben Modells unsicher und man sollte sich eher auf die experimentelle Bestimmung verlassen, jedoch erlauben die obigen Beziehungen die entscheidenden Einflussgrößen zu studieren. Dazu lassen sich günstigerweise die Verhältnisse an einem nichtlinearen $\tau_{\perp\parallel}$ - $\gamma_{\perp\parallel}$ -Diagramm anschaulich darstellen [16.4]. Die Festigkeit $R_{\parallel}^-$ kann zeichnerisch bestimmt werden (Abb. 16.8). Zuerst wird die Schiebung $\gamma_{\perp\parallel}^*$ für Schubknicken bestimmt. Dazu verwendet man die etwas umgestellte Gl. 16.4:

$$\frac{d\tau_{\perp\parallel}^*}{d\gamma_{\perp\parallel}^*} = \frac{\tau_{\perp\parallel}^*}{(\phi_0 + \gamma_{\perp\parallel}^*)} \quad (16.6)$$

Gl. 16.6 beschreibt die Steigungstangente an die $\tau_{\perp\parallel}$ - $\gamma_{\perp\parallel}$ -Kurve durch den Winkel der Fehlorientierung ϕ_0 und bei der gesuchten Versagensschiebung $\gamma_{\perp\parallel}^*$. Zeichnet man eine zweite Ordinate ein, so lässt sich die zu ermittelnde Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$ direkt als Schnittpunkt der Ordinate mit einer Parallelen zur Tangente bei $\gamma_{\perp\parallel}^*$ ablesen. Die Parallele ist in den Ursprung der $\tau_{\perp\parallel}$ - $\gamma_{\perp\parallel}$ -Kurve verschoben. Der Maßstab der $R_{\parallel}^-$ -Ordinate ist auf die $\tau_{\perp\parallel}$ -Ordinate des Diagramms so abzustimmen, dass die Bestimmungsgerade die gleiche Steigung wie die Tangente bei $\gamma_{\perp\parallel}^*$ aufweist:

$$R_{\parallel}^- = \frac{d\tau_{\perp\parallel}^*}{d\gamma_{\perp\parallel}^*} \triangleq \frac{\text{Schnittpunkt } \tau_{\perp\parallel}\text{-Ordinate}}{\text{Maximalwert } \gamma_{\perp\parallel, \text{dia}} \text{ im Diagramm}} \quad (16.7)$$

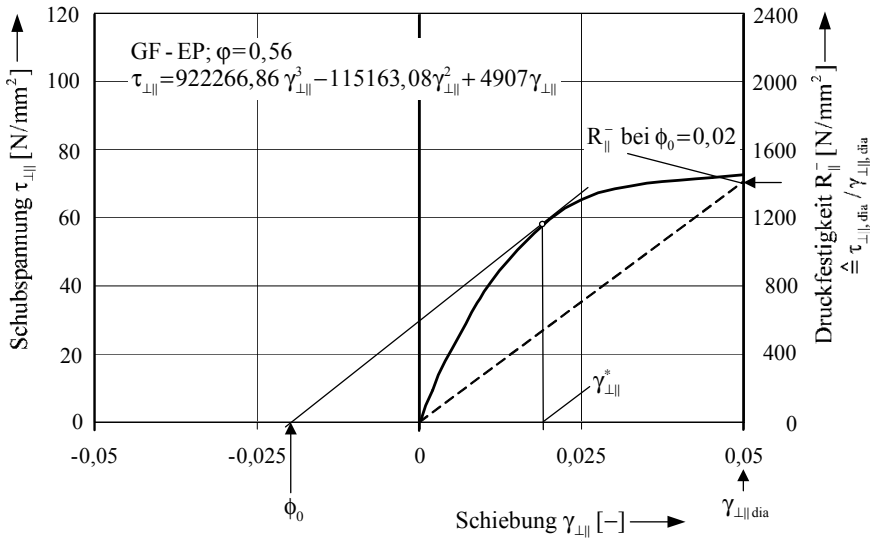


Abb. 16.8. Zeichnerische Bestimmung der Druckfestigkeit $R_{||}^-$ anhand der $\tau_{\perp||}$ - $\gamma_{\perp||}$ -Kurve der UD-Schicht, unter Berücksichtigung einer Fehlorientierung ϕ_0 . Gestrichelt dargestellt ist die Parallele zur Tangente bei $\gamma_{\perp||}^*$. Am Schnittpunkt mit der rechten Ordinate lässt sich die Druckfestigkeit ablesen. Das $\tau_{\perp||}$ - $\gamma_{\perp||}$ -Verhalten wurde mit einer kubischen Funktion approximiert

Diskussion von Ergebnissen

Anhand der zeichnerischen Lösung lassen sich folgende Schlüsse ziehen:

- Im Stabilitätsfall – also bei nicht vorhandener Fehlorientierung ϕ_0 – ist die Festigkeit $R_{||}^-$ durch die Ursprungstangente gegeben, d.h. durch den Schubmodul. Für diesen theoretischen Fall gilt: $R_{||}^- = G_{\perp||}$.
- Ebenso ist erkennbar, dass der Verlauf der $\tau_{\perp||}$ - $\gamma_{\perp||}$ -Kurve, insbesondere aber die Höhe der Faser-Fehlorientierung entscheidend die Längs-Druckfestigkeit bestimmt.

Abb. 16.9 zeigt sowohl den Einfluss des Schubmoduls der UD-Schicht als auch die Auswirkung der Faserfehlorientierung, wie sie anhand eines konkreten Faser-Matrix-Systems mit den obigen Beziehungen errechnet wurden. Der Festigkeitsabfall ist bei kleinen Fehlorientierungen besonders stark. Will man also hohe Festigkeiten $R_{||}^-$ erzielen, so dürfen auch nicht die kleinsten Faserwelligkeiten vorliegen! Diese Forderung ist jedoch unrealistisch. Auch in einem sorgfältig gefertigten Laminat sind nicht alle Fasern perfekt parallel zueinander ausgerichtet. Vielmehr ergibt sich eine Verteilung der Fehlorientierung um den beabsichtigten Faserwinkel (Abb. 16.9). Durch Stapeln mehrerer Schichten verbreitert sich die

Verteilung. Die Abweichungen sind in der Laminatenebene am größten. Sie finden sich auch über der Laminatdicke wieder, jedoch enger verteilt. Noch stärker trifft dies für Verstärkungstextilien zu, die aus um einen Zusammenhalt zu erzeugen mit einer Faser-Fehlorientierung konstruiert sind, wie z.B. Gewebe oder Zwirne (Abb. 16.11).

Die andere wichtige Einflussgröße ist die Schubsteifigkeit der UD-Schicht. Sie sollte möglichst hoch sein, um unter dem faserparallelen Druck die Fehlorientierung nicht zu stark anwachsen zu lassen. Um die Auswirkungen einer geringen Schubsteifigkeit zu demonstrieren, wurde in Abb. 16.9 eine gemessene $\tau_{\perp\parallel}$ - $\gamma_{\perp\parallel}$ -Kurve prozentual abgemindert. Der Einfluss der Schubsteifigkeit ist bei kleinen Faser-Fehlorientierungswinkeln am stärksten.

Anhand der Messungen (Abb. 16.10) lassen sich folgende Schlüsse ziehen:

- der Idealfall perfekter Faserausrichtung existiert nicht; die theoretischen Festigkeitswerte sind kaum erreichbar.
- die Empfindlichkeit bei kleinen Fehlorientierungswinkeln führt dazu, dass in diesem Bereich die Festigkeit $R_{\parallel}^-$ stark von der Fertigungsqualität abhängig ist und auch mit großen Streuungen von Versuchswerten zu rechnen ist. Beste Qualitäten lassen sich allenfalls mit unter Zugspannung bei der Fertigung ausgerichteten Fasern oder mit pultrudierten Stäben erreichen.
- im Bereich größerer Fehlorientierungswinkel ist $R_{\parallel}^-$ stark abgesunken. Der Einfluss von ϕ_0 ist nur noch gering.

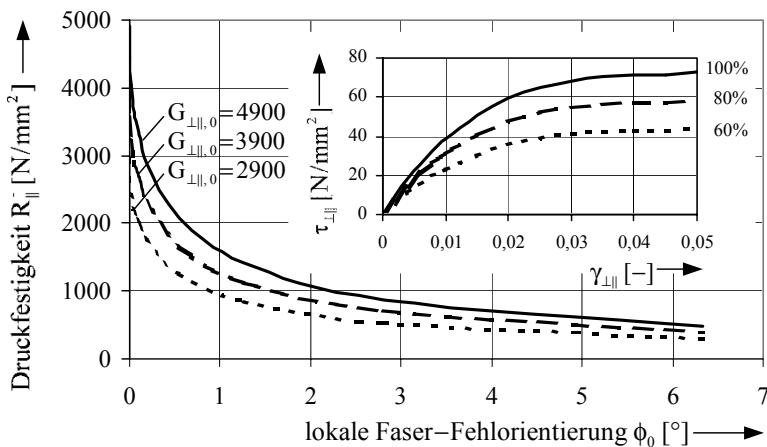


Abb. 16.9. Einfluss einer lokalen Faser-Fehlorientierung auf die faserparallele Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$. Variiert wurde auch die $\tau_{\perp\parallel}$ - $\gamma_{\perp\parallel}$ -Kurve (im Unterbild dargestellt); die ursprüngliche Funktion wurde auf 80% und 60% verkleinert. Damit ändert sich auch der Anfangs-Elastizitätsmodul $G_{\perp\parallel,0}$.

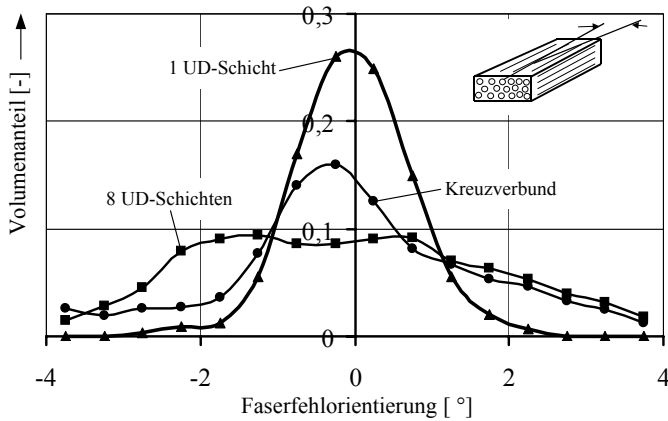


Abb. 16.10. Verteilung der Faser-Fehlorientierung in der Ebene eines Prepreg-Laminats (aus [16.21])

Faser-Fehlorientierungen führen also dazu, dass die parallele Druckfestigkeit fast immer hinter der Zugfestigkeit zurückbleibt (Abb. 16.12). Während man bei CFK und GFK noch mit hohen $R_{\parallel}^-$ -Werten rechnen kann, versagt bei AFK die Aramidfaser frühzeitig. Auch bei hochmoduligen C-Fasern – insbesondere Pechfasern – vermutet man, dass die vergleichsweise niedrigen $R_{\parallel}^-$ -Werte daher rühren, dass die Fasern unter faserparalleler Druckbeanspruchung abscheren.

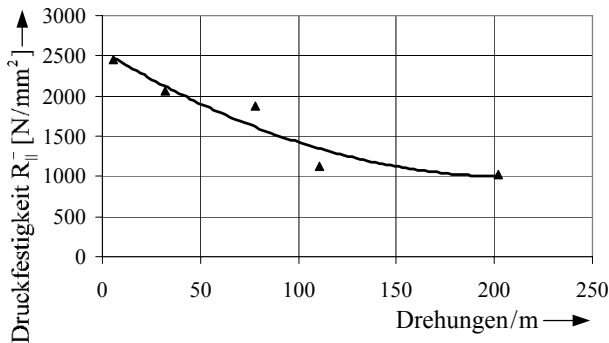


Abb. 16.11. Faser-Fehlorientierung durch Zwirnung und die damit verbundene Reduktion der faserparallelen Druckfestigkeit (aus [16.1])

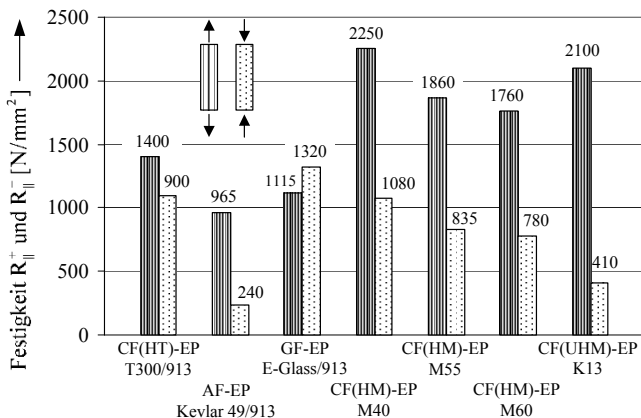


Abb. 16.12. Vergleich von Längs-Zug- mit Längs-Druckfestigkeiten. Im linken Teil werden verschiedene Fasertypen einander gegenübergestellt, im rechten Teil Hochmodul-C-Fasern miteinander verglichen. Die drei linken Vergleiche (Quelle: HSB [16.8]) stellen 90%-Werte dar, d.h. die angegebenen Festigkeiten werden von 90% der Proben erreicht; die Angaben zu den Hochmodulfasern sind Mittelwerte (Quelle: Toray)

Es ist recht aufwändig, $R_{||}^-$ experimentell zu bestimmen, da immer die Gefahr besteht, dass die Probekörper global knicken. Darüber hinaus hat man in umfangreichen Versuchsreihen festgestellt, dass die ermittelten Werte stark von der angewendeten Prüfmethode abhängen [16.3]. Ruft man sich als Konstrukteur dann noch in Erinnerung, dass das faserparallele Druckversagen bei Ermüdungsbelastung unangekündigt schlagartig auftritt, so ist bei der Gestaltung von Strukturen mit schwingender, hoher faserparalleler Druckspannung erhöhte Sorgfalt vonnöten.

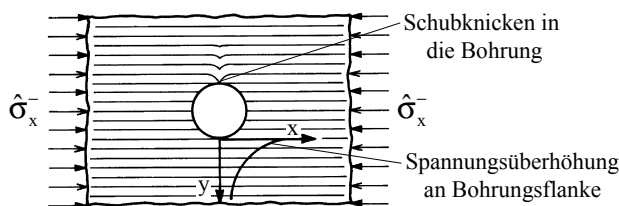


Abb. 16.13. Bei hoher Druckbelastung schubknicken die Fasern in die Bohrung hinein

Gefährdet sind insbesondere Bohrungsränder (Abb. 16.13). Da an der Bohrungsflanke aufgrund der Kerbwirkung eine deutliche Spannungsüberhöhung auftritt, findet man frühzeitiges Schubknicken in die Bohrung. Gemessen wurden Festigkeitsreduktionen von 40% bis zu 60% (Bohrungsdurchmesser 1,25 bzw. 0,3 mm).

Einfluss überlagerter Quer-Längs-Schubspannungen τ_{21}

Festigkeitsmindernd wirkt sich aus, wenn einer hohen Längs-Druckspannung σ_1^- -Spannung τ_{21} -Schub überlagert wird. Dies ist beispielsweise bei der Krafteinleitung biegebeanspruchter Träger der Fall, bei denen die Querkraft auf den Auflagerkanten abgesetzt wird. Aufgrund der linienförmigen Scherbeanspruchung tritt örtlich eine erkennbare Schubvorverformung auf: Die Fasern werden hier nicht bei der Herstellung, sondern durch die Belastung kurzzeitig fehlorientiert. Hohe Druckkräfte aus der Biegebeanspruchung lassen die Fasern dann anschließend auf Schubknicken versagen (Abb. 16.14). Es liegt also eine starke Interaktion zwischen der Längs-Druck- und der Schubbeanspruchung vor.

Die Auswirkungen zusätzlichen Schubs lassen sich im $\tau_{\perp\parallel} - \gamma_{\perp\parallel}$ -Diagramm veranschaulichen (Abb. 16.15). Dazu wird eine Parallele zur Abszisse im Abstand der überlagerten $\tau_{21,0}$ -Spannung gezogen. Die Steigungstangente durch den Winkel der Fehlorientierung an die Kurve wird wie in Abb. 16.8 angetragen. Eine überlagerte Schubspannung könnte man auch durch den von ihr erzeugten Schubwinkel $\gamma_{21,0}$ ersetzen und diesen dem Fehlorientierungswinkel ϕ_0 überlagern. Man erkennt im Vergleich zu Abb. 16.8, dass die kritische Schiebung $\gamma_{\perp\parallel}^*$ für Schubknicken zu höheren Werten verschoben wird. Da die $\tau_{\perp\parallel} - \gamma_{\perp\parallel}$ -Kurve degressiv verläuft, ergibt sich eine flachere Steigungstangente und demzufolge eine niedrigere Festigkeit $R_{\parallel}^-$.

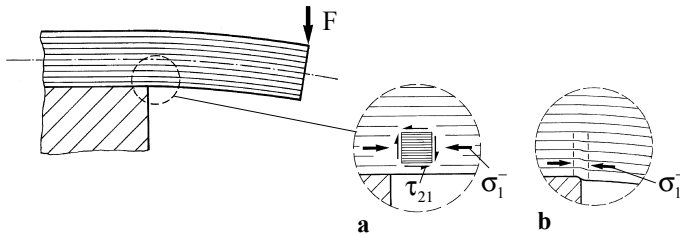


Abb. 16.14. Überlagerung von Druck- und Schubspannungen an der Auflagerkante von Balken **a** lokaler Spannungszustand **b** lokale Vorverformung durch Schub begünstigt Schubknicken

Im mechanischen Modell muss die zusätzliche Schubspannung $\tau_{21,0}$ in das Momentengleichgewicht einbezogen werden. Im ungünstigeren Fall hat ihr Moment die gleiche Drehrichtung wie die Längs-Druckkräfte. Gl. 16.3 wird ergänzt zu:

$$\sigma_{\parallel}^- = \frac{\tau_{\perp\parallel} - \tau_{21,0}}{\phi_0 + \gamma_{\perp\parallel}} \quad (16.8)$$

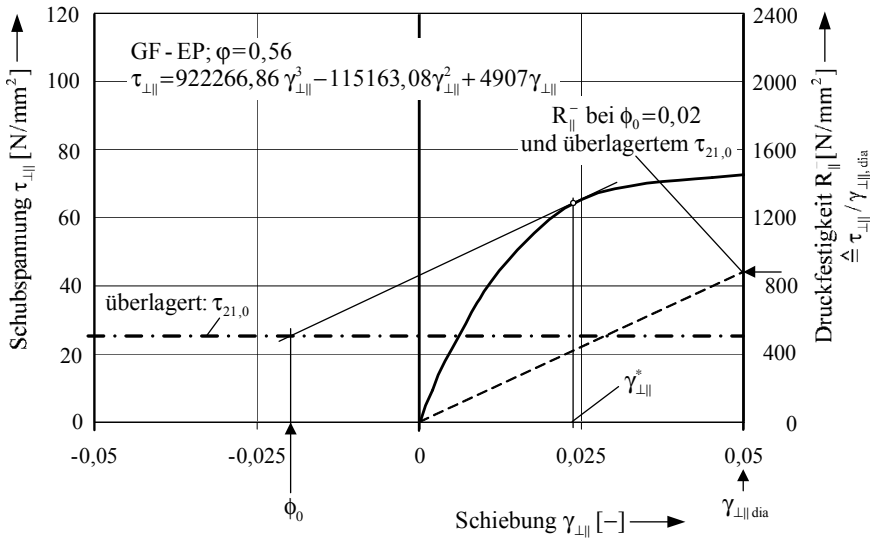


Abb. 16.15. Überlagert sich der σ_1^- -Spannung eine Schubspannung $\tau_{21,0}$ so reduziert sich die Festigkeit $R_{\parallel}^-$

Abb. 16.16 zeigt, dass insbesondere bei $\phi_0=0$ eine relativ starke Absenkung der Festigkeit $R_{\parallel}^-$ erfolgt. Realistischer sind aber eher die Kurven, die zusätzlich eine Fehlorientierung berücksichtigen. Man findet – für das hier zugrunde gelegte GF-EP-System – eine nahezu lineare Abhängigkeit von $\tau_{21,0}$.

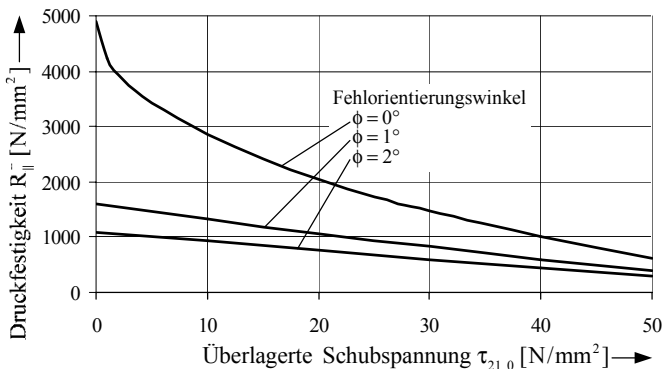


Abb. 16.16. Einfluss überlagelter Schubspannungen auf die Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$

Die Beziehung 16.8 könnte auch dazu dienen, in Bruchkriterien physikalisch korrekt die Abminderung von $R_{\parallel}^-$ durch überlagerte Schubspannungen zu berücksichtigen.

Verbesserungsmaßnahmen

Die Verwendung berechneter Längs-Druckfestigkeiten in einer Festigkeitsanalyse ist zu unsicher. Man sollte $R_{||}^-$ experimentell bestimmen, damit vor allem die Fertigungsqualität Berücksichtigung findet. Dabei muss man sich darüber im Klaren sein, dass aufgrund der Empfindlichkeit auf Faserfehlorientierungen in den Messwerten sich eher die Güte der Fertigung und die Präzision der Messung widerspiegeln, als die wahre Werkstoff-Druckfestigkeit.

Jedoch bieten die analytischen Beziehungen die Möglichkeit, Einflussgrößen zu studieren und damit Verbesserungsmaßnahmen zu entwickeln. Um hohe Längs-Druckfestigkeiten zu erreichen, ist eine Reihe von Möglichkeiten in Betracht zu ziehen:

- Da die Faserfehlorientierung die faserparallele Druckfestigkeit stark senkt, ist also eindeutig die Qualität der Fertigung ausschlaggebend für die erreichbaren Druckfestigkeiten. Grundbedingung ist, dass die Fasern ohne die geringsten Welligkeiten, präzise und straff in Belastungsrichtung orientiert im Laminat zu liegen kommen.
- Textile Konstruktionen mit spezifischen Faserwelligkeiten sind nicht geeignet, hohe Festigkeiten $R_{||}^-$ zu erzielen. Dies betrifft in erster Linie Zwirne und Gewebe. Bei letzteren sind insbesondere enge Bindungen, wie die Leinenbindung, von Nachteil, sowie dicke Gewebe, die auch durch hohen Anpressdruck nicht vollständig einzuebnen sind. Günstiger sind Köper- und Atlasbindungen.
- Liegen die Faser-Fehlorientierungen an Bauteilrändern, so ist mit vorzeitigem Schubknicken zu rechnen. Während im Laminatinneren die gefährdeten Bereiche von allen Seiten durch intakte, nicht fehlorientierte Zonen gestützt werden, kann sich Schubknicken an den Rändern frei ausbilden. Eine deutliche Verbesserung ergibt sich, wenn man die Ränder mit großem Radius ausführt (Abb. 16.17). Desweiteren ist darauf zu achten, dass insbesondere an den Außenrändern, die Fasern bestmöglich, ohne Ondulationen verlegt werden.

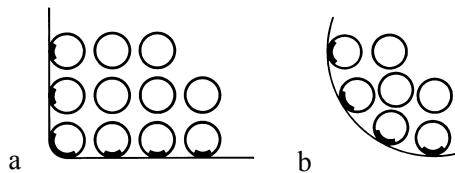


Abb. 16.17. **a** An Kanten fehlt die Stützwirkung umgebender Bereiche für die Fasern. **b** Durch einfache Abrundung der Kanten wurde bei Biegeschwingversuchen eine deutliche Festigkeitssteigerung erzielt [16.6]

- Bohrungen in hoch druckbelasteten Laminaten sind zu vermeiden, da sich hier die Druckfestigkeits-reduzierenden Einflüsse „lokale Spannungsüberhöhung am Bohrungsrand und freie Kante“ ungünstig überlagern. Dies gilt insbesondere für Bohrungen in Sandwichstrukturen, die zusätzlich auch zum Innern hin durch den dehnweichen Kern unzureichend gestützt werden.

- Lamine dürfen *keinesfalls* direkt an ihren Stirnflächen druckbelastet werden, da sie schon bei niedrigeren Spannungen aufsplintern. Abhilfemaßnahmen sind Abb. 16.18 zu entnehmen.

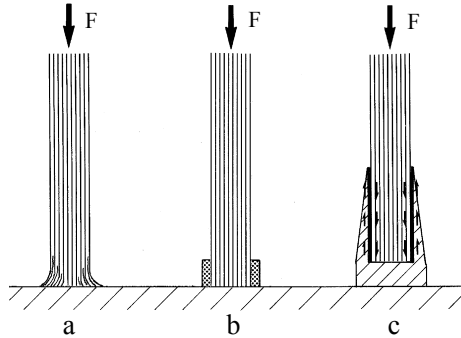


Abb. 16.18. Kraftaufnahme von druckbelasteten UD-Schichten und Laminaten **a** bei ungestütztem Laminatrand und ausschließlicher stirnseitiger Kraftabtragung tritt schon bei niedriger Last ein durch interlaminaren Schub induziertes Aufsplintern des Laminats auf **b** Stützung der Stirnfläche **c** Kombinierte Kraftausleitung über Schub und Stirndruck

- Fasern mit großem Durchmesser weisen höhere Parallel-Druckfestigkeiten auf als dünne Fasern [16.1].
- Bei Biegung ist häufig die Druckseite festigkeitsbestimmend. Kann man sicher sein, dass die Belastung des Bauteils sich nicht gravierend ändert, so kann man Gradienten in den Werkstoff einbauen. In der Druckzone sollte man höhere Faservolumenanteile realisieren, evtl. sogar ein anderes Matrixsystem mit hohem Schubmodul und geringer Feuchtebeeinflussung einsetzen.
- FE-Rechnungen zeigen, dass aufgrund des Spannungsgradienten bei Biegung und der damit verbundenen Stützwirkung niedriger belasteter Bereiche höhere Festigkeiten $R_{\parallel}^-$ erreicht werden, als bei über den gesamten Querschnitt konstant mit $\sigma_{\parallel}^-$ beanspruchten Probekörpern.

Es ist unmittelbar einleuchtend, dass alle Einflüsse auf das $\tau_{\perp\parallel}$ - $\gamma_{\perp\parallel}$ -Verhalten auch Auswirkungen auf die faserparallele Druckfestigkeit haben:

- Erheblich beeinflusst wird die Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$ durch die umgebende Matrix. Je höher die Matrixsteifigkeit, desto größer ist der Schubmodul G_m ; die Festigkeitswerte $R_{\parallel}^-$ lassen sich nahezu proportional mit der Matrix-Steifigkeit steigern. Damit sind hochmodulige Harze enger chemischer Vernetzung hier vorteilhaft.
- Einflüsse, die G_m senken – wie z.B. hohe Temperaturen oder eine hohe Feuchteaufnahme – reduzieren $R_{\parallel}^-$.
- Bei langfristig belasteten Laminaten ist infolge der insbesondere bei Schub stärkeren Kriechneigung der UD-Schicht ebenfalls mit einer Reduktion von $R_{\parallel}^-$ zu rechnen.

- Eine gute Faser-Matrix-Haftung erhöht die Parallel-Druckfestigkeit. Im Gegenzug haben hohe Luftblasengehalte im Laminat oder sehr hohe Faservolumen-gehalte mit matrixfreien Bereichen eine reduzierte Stützwirkung zur Folge und erniedrigen somit $R_{\parallel}^-$.

16.4 Versagen zwischen den Fasern: Zwischenfaserbruch

16.4.1 Der Unterschied zwischen Festigkeit und Wirkebenen-Bruchwiderstand

Die Ebene, in der eine einzeln wirkende Beanspruchung in einem Werkstoffelement maximal wird, wird *Wirkebene* (action plane) genannt. Üblicherweise erwartet man, dass der Bruch auch in dieser Ebene erfolgt. Von Beton, der primär auf seine Druckfestigkeit geprüft wird, ist bekannt, dass er nicht normal zur Druckbelastung – also in der Wirkebene des Drucks – versagt, sondern unter einem schrägen Schnitt abgelenkt. Das Versagen der UD-Schicht durch Zwischenfaserbruch zeigt Ähnliches: Die Wirkebene der Beanspruchung fällt nicht in allen Fällen mit der *Bruchebene* (fracture plane) zusammen. Da die UD-Schicht in den unterschiedlichen Richtungen unterschiedlich hoch belastbar ist, kann es vorkommen, dass auf einem anderen Schnitt die Belastbarkeit früher überschritten wird, als in der zugehörigen Wirkebene der Belastung.

Demzufolge entsprechen gemessene Basis-Festigkeiten nicht in allen Fällen der tatsächlichen Festigkeit unter der aufgetragenen Beanspruchung. Diese Besonderheit der UD-Schicht wurde zum ersten Mal 1992, nach ca. 40 Jahren Faserverbundtechnik, von *Puck* umfassend gedeutet und einem Festigkeitskriterium zugrunde gelegt [16.13]. Von Interesse ist dies insbesondere für Zwischenfaserbrüche. Der Begriff der Festigkeit steht üblicherweise für unterschiedliche Versagensformen – z.B. Spröbruch, Fließen usw. – und ist häufig nicht eindeutig definiert. *Puck* geht davon aus, dass Zwischenfaserbrüche in der UD-Schicht spröde erfolgen. Demzufolge wird auch bewusst der Begriff Bruch verwendet, nämlich die Trennung eines Körpers in mehrere Teile einschließlich der Schaffung neuer Oberflächen. Um den etablierten Begriff der Festigkeit nicht umdeuten zu müssen, führt er für das Versagen auf der Wirkebene einen neuen Begriff ein, den *Bruchwiderstand der Wirkebene*. Festigkeit bleibt also nach wie vor definiert als Bruchspannung dividiert durch die Querschnittsfläche, ohne Rücksicht darauf, ob der Bruch auch in der Wirkebene der angelegten Spannung erfolgt.

Nach *Puck* definiert sich für Zfb der Bruchwiderstand einer Wirkebene wie folgt:

Der Bruchwiderstand einer Wirkebene ist derjenige Widerstand, den eine Schnittebene ihrem Bruch infolge einer einzelnen in ihr wirkenden Beanspruchung (bei Zfb: $\sigma_{\perp}^+$ oder $\tau_{\perp}$ oder $\tau_{\parallel}$) entgegensetzt.

Puck kennzeichnet die Bruchwiderstände, um sie eindeutig von den Festigkeiten zu unterscheiden mit R^A (A = Wirkebene = action plane). Bruchwiderstände werden wie Festigkeiten immer mit positivem Wert in Bruchkriterien eingesetzt.

16.4.2 Beanspruchung durch Querkzug $\sigma_{\perp}^+$

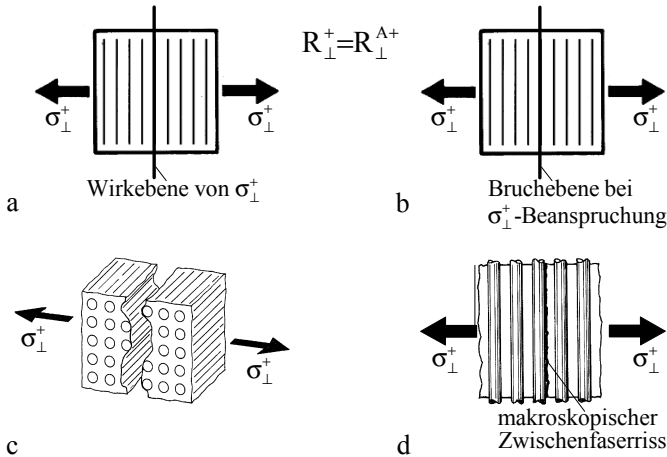


Abb. 16.19. **a** Wirkebene der Beanspruchung $\sigma_{\perp}^+$ **b** Bruchebene; sie ist bei Querkzug-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^+$ mit der Wirkebene der angelegten Beanspruchung identisch **c** realer Bruch **d** Rissverlauf als ZfB parallel zu den Fasern

Bei einer ausschließlichen Querkzug-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^+$ fallen die Wirkebene dieser einzelnen Beanspruchung und die Bruchebene zusammen (Abb. 16.19). Die Basis-Festigkeit $R_{\perp}^+$ stellt direkt den Wirkebenen-Bruchwiderstand gegen Querkzug dar. Es gilt: Festigkeit = Bruchwiderstand der Wirkebene $R_{\perp}^+ = R_{\perp}^{A+}$. In den Bruchkriterien wird demzufolge die im Versuch erprüfte Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^+$ eingesetzt.

16.4.3 Beanspruchung durch Querdruck $\sigma_{\perp}^-$

Es ist schon länger bekannt – z.B. [16.20] –, dass bei Querdruck-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^-$ das Versagen unter einem schrägen Schnitt zur Belastungsrichtung auftritt. Die Wirkebene der Beanspruchung und die Bruchebene fallen also *nicht* zusammen! Es handelt sich also nicht um Druck- sondern um Schubversagen (Abb. 16.20). Demzufolge sind die Basis-Festigkeit $R_{\perp}^-$ und der Wirkebenen-Bruchwiderstand nicht identisch: $R_{\perp}^- \neq R_{\perp}^{A-}$! Es ist davon auszugehen, dass der Bruchwiderstand der Wirkebene in diesem Fall unendlich groß wird; d.h. eine Beanspruchung $\sigma_{\perp}^-$ kann in ihrer Wirkebene keinen Bruch erzeugen. In den neusten *Puckschen* Festigkeitskriterien kommt $R_{\perp}^{A-}$ daher nicht vor. Der Bruch erfolgt auf

einer Schnittebene von etwa 53° . Verursacher ist auf dieser Schnittebene die $\tau_{\perp\perp}$ -Schubbeanspruchung. Grund für diese Bruchebene ist, dass der zugehörige Bruchwiderstand $R_{\perp\perp}^A$ der niedrigste aller möglichen Bruchwiderstände ist.

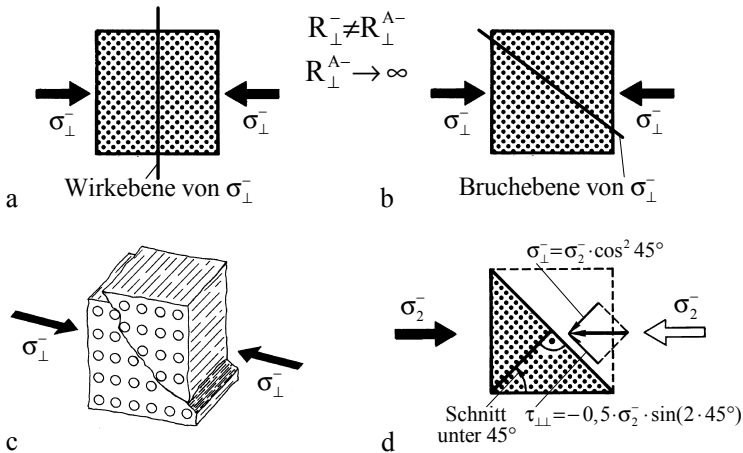


Abb. 16.20. a Wirkebene bei ausschließlichem Querdruck $\sigma_{\perp}^-$ b Bruchebene; sie ist bei Querdruck-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^-$ mit der Wirkebene der aufgetragenen Beanspruchung nicht identisch und verläuft unter einem Winkel von etwa 53° zur Belastungsrichtung c realer Bruch d auf der Schnittebene unter 45° wird $\tau_{\perp\perp}$ maximal

Eigentlich sollte der Bruch unter 45° erfolgen, da unter diesem Schnittwinkel die Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$ maximal wird. Da jedoch zusätzlich auf der Schnittfläche auch eine Querdruckkomponente $\sigma_{\perp}^- \cdot \cos^2 \theta_{fp}$ (θ_{fp} = Winkel der Bruchfläche; fp = failure plane) wirkt, wird der Bruch durch „innere“ Reibung erschwert. Der Bruch erfolgt daher unter einer steiler angestellten Ebene von etwa 53° , auf der die Querdruckkomponente stärker abgefallen ist, als der $\tau_{\perp\perp}$ -Schubanteil.

16.4.4 Beanspruchung durch Quer-Längs-Schub $\tau_{\perp\parallel}$, bzw. durch Längs-Quer-Schub $\tau_{\parallel\perp}$

Eine Schubbeanspruchung besteht aus Gründen des Momentengleichgewichts aus zwei paarweise zugeordneten Kräftepaaren. Demzufolge liegen auch zwei gleichwertige Wirkebenen vor (Abb. 16.21) und man könnte zwei Bruchebenen erwarten. Im Versuch wird jedoch nur diejenige zur Bruchebene, bei der ein Riss faserparallel als Zwischenfaserbruch laufen kann. Würde die andere Wirkebene zur Bruchebene, so müssten dazu die hochfesten Fasern geschert werden. Dies erreicht man nur mittels Stanz-Schneiden. Versagen tritt also in derjenigen Bruchebene auf, die den *niedrigeren* Bruchwiderstand aufweist, also nur in der $\tau_{\perp\parallel}$ -Wirkebene: $R_{\perp\parallel}^A \ll R_{\parallel\perp}^A$. Wirkebene und Bruchebene fallen bei einer $\tau_{\perp\parallel}$ -

Beanspruchung zusammen und demzufolge sind die Basis-Festigkeit und der Wirkebenen-Bruchwiderstand identisch $R_{\perp\parallel} = R_{\perp\parallel}^A$. Die zusätzliche Indizierung mit dem Buchstaben A kann entfallen; in den Festigkeitskriterien kann also direkt die Basis-Festigkeit $R_{\perp\parallel}$ eingesetzt werden.

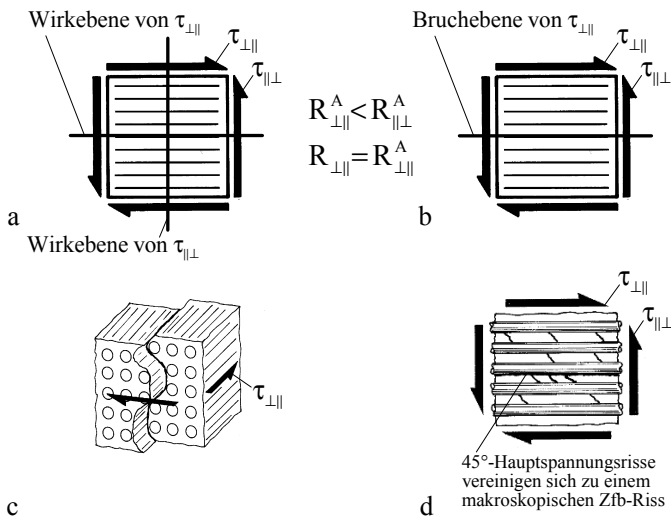


Abb. 16.21. **a** Es existiert je eine Wirkebene bei $\tau_{\perp\parallel}$ und bei $\tau_{\parallel\perp}$ **b** Es existiert nur eine, die faserparallele Bruchebene. Sie ist bei Quer-Längs-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$ mit der Wirkebene identisch **c** realer Bruch **d** Mikroskopische Matrixrisse und makroskopischer Zwischenfaserriss

Erste mikroskopische Anrisse entstehen zwischen den Fasern in der spröden Matrix in der Wirkebene der Hauptzugspannung und verlaufen unter etwa 45° bis zur Faser Oberfläche, wo sie gestoppt und faserparallel umgelenkt werden. Die Bruchebene verläuft – erzwungen durch die Rissstopperwirkung der Fasern – in der Wirkebene der Quer-Längs-Schubbeanspruchung.

16.4.5 Beanspruchung durch Quer-Quer-Schub $\tau_{\perp\perp}$

Bei Beanspruchung durch Quer-Quer-Schub $\tau_{\perp\perp}$ fallen die Wirkebenen der im Versuch aufgebrachten Beanspruchung und die einzige im Versuch auftretende Bruchebene *nicht* zusammen (Abb. 16.22). Der Bruch tritt auf einem schrägen Schnitt unter +45° zur Belastungsrichtung auf. Bruchverursacher ist der mit Schub äquivalente Hauptspannungszustand und hier die Zug-Hauptspannung σ_1^+ , also eine Querzugbeanspruchung $\sigma_{\perp}^+$. Der Bruch tritt immer auf derjenigen Ebene auf, die bei einer gegebenen Spannungscombination den niedrigsten Wirkebenen-Bruchwiderstand hat. In diesem Fall ist der Bruchwiderstand $R_{\perp}^+$ der Wirkebene der Zug-Hauptspannung σ_1^+ niedriger als die beiden möglichen Bruchwider-

stände $R_{\perp\perp}^A : R_{\perp}^+ < R_{\perp\perp}^A$. Eine zweite Bruchebene unter der Druck-Hauptspannung σ_{II}^- , also einer Querdruk-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^-$ ist nicht möglich, da $R_{\perp}^A$ unendlich hoch ist; eher würden Brüche auf den Wirkebenen von $\tau_{\perp\perp}$ auftreten.

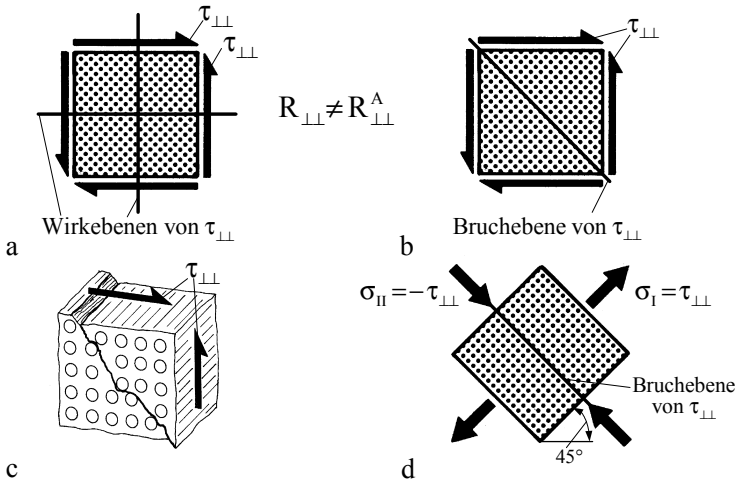


Abb. 16.22. **a** Es existieren zwei dem Schub $\tau_{\perp\perp}$ unmittelbar zugeordnete Wirkebenen **b** Es tritt jedoch eine Bruchebene auf, die mit keiner der Wirkebenen der äußeren Beanspruchung identisch ist **c** realer Bruch **d** Der Bruch entsteht in einer um 45° geneigten Wirkebene infolge der dort wirkenden Zug-Hauptspannung σ_I^+ , einer Querdruk-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^+$

Es bleibt festzuhalten, dass die Basis-Festigkeit $R_{\perp\perp}$ und der Bruchwiderstand der Wirkebene $R_{\perp\perp}^A$ nicht identisch sind: $R_{\perp\perp} \neq R_{\perp\perp}^A$. Als einzige Ausnahme beim Vergleich Bruchwiderstand der Wirkebene und Basis-Festigkeit darf $R_{\perp\perp}^A$ also keinesfalls mit $R_{\perp\perp}$ verwechselt werden. Die Indizierung mit „A“ ist unerlässlich.

In Summe ist zu bilanzieren, dass im Falle von Zfb drei verschiedene Bruchwiderstände einzeln oder in Kombination überwunden werden müssen:

- Wirkebenen-Bruchwiderstand $R_{\perp}^+$ gegen den Bruch infolge Querdruk-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^+$
- Wirkebenen-Bruchwiderstand $R_{\perp\parallel}$ gegen den Bruch infolge Quer-Längs-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$
- Wirkebenen-Bruchwiderstand $R_{\perp\perp}^A$ gegen den Bruch infolge Quer-Quer-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$

Wesentlich häufiger als Faserbrüche quer zur Faserlängsrichtung treten in einer UD-Schicht Risse parallel zu den Fasern auf. Sie verlaufen teils als *Adhäsivbrüche* in der Faser-Matrix-Grenzfläche, teils als *Kohäsivbrüche* in der Matrix. Eine eindeutige Unterscheidung ist meist nicht möglich. Die Risse mäandern zwischen den beiden Ausprägungen. Daher werden sie zusammenfassend als *Zwischenfaserbrüche* (Zfb) (matrix failure; Inter-Fibre-Failure, IFF) bezeichnet.

Der Grund für das häufige Auftreten von Zwischenfaserbrüchen liegt in den im Vergleich zu den Faserfestigkeiten sehr viel niedrigeren Zfb-Festigkeitswerten. Sie sind teilweise noch niedriger als die Festigkeitswerte der unverstärkten Matrix. Mikromechanische Betrachtungen zeigen, dass lokal in der Matrix starke Spannungsüberhöhungen auftreten. Sie sind für die frühzeitige Entstehung von Zwischenfaserbrüchen verantwortlich.

Zwischenfaserbrüche führen nicht zum Totalversagen eines Laminats. Dies tritt meist erst auf, wenn über größere Bereiche Fasern brechen. Von daher könnte man in einigen Fällen Zfb zulassen. Allgemein dimensioniert man jedoch so, dass die Zwischenfaserbruchgrenze nicht überschritten wird. Es ist zwischen tolerierbaren und nicht tolerierbaren Zfb zu unterscheiden. Muss mit einzelnen Überlasten gerechnet werden, so können dadurch entstehende Zfb durch Querkzug- ($\sigma_{\perp}^+$) oder Quer-Längs-Schubbeanspruchung ($\tau_{\perp\parallel}$) u.U. *toleriert* werden, wenn die Wahrscheinlichkeit dieser Überlasten sehr gering ist, oder das Bauteil hinterher getauscht wird. Es sei aber ausdrücklich darauf hingewiesen, dass die Tolerierbarkeit nicht für alle Zfb-Versagensformen gilt. Der Keilbruch infolge $\sigma_{\perp}^-$ -Beanspruchung – Bruchmodus C genannt – ist unbedingt zu vermeiden, da er nicht nur die Einzelschicht, sondern das ganze Laminat katastrophal zerstört.

Zwischenfaserbrüche wirken sich überwiegend nachteilig aus. Besonders gravierend sind folgende Aspekte:

- Der für das Schubknicken relevante Quer-Längs-Schubmodul nimmt durch die Risse ab. $R_{\parallel}^-$ wird reduziert.
- Von den Zfb gehen Delaminationen als Schichtentrennungen aus. Delaminationen sind insofern gefährlich, da die Stabilität des aufgespaltenen Laminats bei Druckbeanspruchung stark reduziert wird.
- Zfb üben eine Kerbwirkung auf die Fasern der Nachbarschichten aus und reduzieren deren Ermüdungsfestigkeit.
- Die Lamine nehmen vermehrt Feuchtigkeit auf. Aggressive Medien bekommen direkten Zutritt zu den hoch belasteten Fasern.

Zwischenfaserbrüche werden durch Beanspruchungen initiiert, bei denen Kräfte über die Matrix, bzw. die Grenzfläche Faser-Matrix laufen. Dies sind:

- die Querkzug-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^+$
- die Querdruck-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^-$
- die Quer-Parallel-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$
- die Quer-Quer-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$.

16.4.6 Versagen bei Zugbeanspruchung quer zur Faserrichtung $\sigma_{\perp}^+$

Am häufigsten hat man es mit Zwischenfaserbrüchen durch Querkzug-Beanspruchung $\sigma_{\perp}^+$ zu tun. Die Rissbildung geht von unvermeidlichen Fehlstellen aus. Erste feine Anrisse können sich, ohne gestoppt zu werden, faserparallel weit ausbreiten. In Dickenrichtung werden sie im Laminat erst durch benachbarte

Schichten begrenzt, sofern diese eine deutlich abweichende Faserorientierung haben.

Bei Querkzugbelastung $\sigma_{\perp}^+$ gibt es keine in Kraftrichtung durchlaufenden Fasern. Faser und Matrixbereiche sind – legt man ein Federmodell zugrunde – *hintereinandergeschaltet*; d.h. beide stehen unter der gleichen Querbeanspruchung. Die Kraftpfade laufen über die Matrixbrücken und die Verklebung zwischen Fasern und Matrix. Hieraus entsteht ein zentrales Festigkeitsproblem, das sich auf zweierlei Weise auswirken kann: Zum einen kann die Kohäsiv-Festigkeit der schwächeren Komponente, der Matrix, überschritten werden, zum anderen die Adhäsiv-Festigkeit zwischen Faser und Matrix.

Die Dehnungsvergrößerung

Die wesentlichen elasto-statischen Beziehungen lassen sich anschaulich am so genannten *Puckschen „Scheibchenmodell“* entwickeln [16.11]. Dazu betrachtet man eine infinitesimal dünne, quer zur Faserrichtung herausgeschnittene Scheibe, bestehend aus hintereinanderliegenden Faser- und Matrixbereichen (Abb. 16.23). Das elasto-statische Gleichungssystem setzt sich aus folgenden Beziehungen zusammen:

1. Kräftegleichgewicht am herausgeschnittenen „Scheibchen“:

$$F_{\perp} = F_f = F_m$$

Da gleiche Querschnitte in Reihenschaltung liegen gilt ebenfalls:

$$\sigma_{\perp} = \sigma_f = \sigma_m \quad (16.9)$$

2. Verträglichkeitsbeziehung

Die Verlängerung Δl setzt sich aus den Verlängerungen der Einzelkomponenten zusammen:

$$\Delta l_{\text{Verbund}} = \Delta l_m + \Delta l_f \quad (16.10)$$

$$\text{Mit } \frac{\Delta l_m}{l_m} = \epsilon_m \quad \text{und} \quad \frac{\Delta l_f}{l_f} = \epsilon_f \quad \text{wird aus Gl. 16.10:}$$

$$\underbrace{\epsilon_{\perp} \cdot l_0}_{\text{Verbund}} = \underbrace{\epsilon_m \cdot l_m + \epsilon_f \cdot l_f}_{\text{Komponenten}} \quad (16.11)$$

Die Länge des Faserscheibchens lässt sich ersetzen. Mit $l_f = l_0 - l_m$ folgt:

$$\epsilon_{\perp} = \epsilon_m \cdot \frac{l_m}{l_0} + \epsilon_f \cdot \left(1 - \frac{l_m}{l_0}\right) \quad (16.12)$$

3. Elastizitätsgesetze

Es werden die Elastizitätsgesetze von Faser und Matrix eingeführt (einachsig) und in Gl. 16.12 eingesetzt:

$$\varepsilon_f = \frac{\sigma_f}{E_{f\perp}}; \quad \varepsilon_m = \frac{\sigma_m}{E_m} \quad (16.13)$$

$E_{f\perp}$ = Elastizitätsmodul der Faser in Querrichtung

Infolge der Reihenschaltung $\sigma_\perp = \sigma_m = \sigma_f$ lassen sich die Spannungen der Elastizitätsgesetze eliminieren und man erhält eine Beziehung zwischen der äußeren, makroskopischen Querdehnung der UD-Schicht $\varepsilon_\perp$ und der inneren, mikroskopischen Dehnung der Matrix ε_m :

$$\varepsilon_\perp = \varepsilon_m \cdot \left[\frac{l_m}{l_0} + \frac{E_m}{E_{f\perp}} \left(1 - \frac{l_m}{l_0} \right) \right] \quad (16.14)$$

Da der Ausdruck in der eckigen Klammer < 1 ist, muss $\varepsilon_m > \varepsilon_\perp$ sein, d.h. dass die Matrix einen wesentlich größeren Teil zur äußeren Querdehnung beiträgt als die Fasern! Um zu charakterisieren, um wieviel mehr die Matrix mikromechanisch lokal gegenüber der außen an der UD-Schicht messbaren Dehnung gedehnt wird, wird der *Dehnungsvergrößerungsfaktor* f_ε (strain magnification factor) als das Verhältnis der Matrixdehnung zur Dehnung des Verbunds quer zur Faserrichtung definiert:

$$f_\varepsilon = \frac{\varepsilon_m}{\varepsilon_\perp} = \frac{1}{\frac{l_m}{l_0} + \frac{E_m}{E_{f\perp}} \left(1 - \frac{l_m}{l_0} \right)} > 1 \quad (16.15)$$

Die Auswirkungen des Dehnungsvergrößerungsfaktors werden deutlich, wenn man ihn anhand z.B. der quadratischen Faserpackung quantifiziert (Abb. 16.24). Da die Länge l_0 im Laminat nicht direkt angebar ist, ersetzt man sie durch den Faservolumenanteil φ . Höchstbelastetes Scheibchen ist dasjenige in Fasermittle. Mit $l_m = l_0 - 2r$ und $\varphi = \pi \cdot r^2 / l_0^2$ erhält man die max. Dehnungsvergrößerung einer quadratischen Packung:

$$f_{\varepsilon, \text{quadr. max.}} = \frac{1}{1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \sqrt{\varphi} \cdot \left(1 - \frac{E_m}{E_{f\perp}} \right)} \quad (16.16)$$

Setzt man Werte für GFK ein, so wird mit einem technisch üblichen Faservolumenanteil $\varphi = 0,6$ und dem Verhältnis $E_{f\perp} / E_m = 73000 / 3400$ der Dehnungsvergrößerungsfaktor am mittig herausgeschnittenen „Scheibchen“ zu $f_\varepsilon \approx 6$! Punktuell muss also die Matrix eine um den Faktor 6 höhere Dehnung ertragen. Man erkennt den Unterschied zwischen der makroskopischen und mikroskopischen Betrachtungsweise. Die nominelle Spannung $\sigma_\perp^+$ und der mikromechanisch wirksame Spannungszustand unterscheiden sich erheblich!

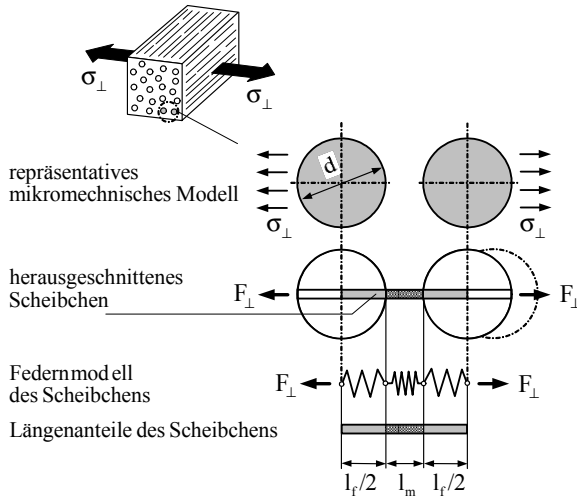


Abb. 16.23. Mikromechanisches „Scheibchenmodell“ zur Modellierung einer UD-Schicht bei einer Querbeanspruchung $\sigma_{\perp}$. Man erkennt die Belastung des mittleren Scheibchens, sowie das zugehörige Federmodell der Reihenschaltung

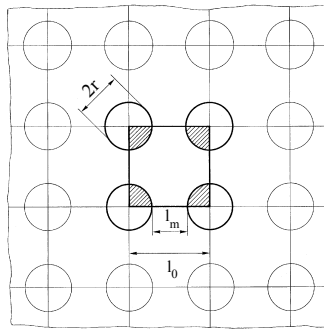


Abb. 16.24. Idealisierte quadratischen Faserpackung

Diskussion des Ergebnisses

- Der Dehnungsvergrößerungsfaktor wird entscheidend von den Parametern Faserservolumenanteil φ und Steifigkeitsverhältnis, hier dem E-Modulverhältnis $E_{f\perp}/E_m$ beeinflusst. Letzterer ist insbesondere bei der Glasfaser ungünstig. Da die Glasfaser isotrop ist, liegt auch quer zur Faserrichtung ein hoher E-Modul vor. Aufgrund dieses hohen Quer-E-Moduls verhält sich die Glasfaser gleich-

sam „starr“; die äußere Dehnung $\varepsilon_{\perp}$ muss nahezu vollständig vom Matrixbereich aufgebracht werden.

- Bei den anisotropen Kohlenstoff- und Aramidfasern ist aufgrund des niedrigen E-Moduls quer zur Faserrichtung der maximale Dehnungsvergrößerungsfaktor deutlich geringer als bei der Glasfaser (Abb. 16.25). Die örtliche Spannungsüberhöhung fällt nicht so extrem aus. Leider wird dieser positive Effekt der anisotropen Fasern durch – im Vergleich zur isotropen Glasfaser – höhere thermische Eigenspannungen teilweise wieder zunichte gemacht.

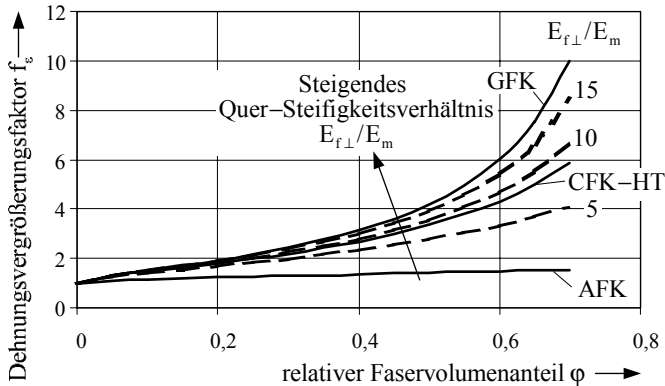


Abb. 16.25. Dehnungsvergrößerungsfaktor in Abhängigkeit der beiden Parameter rel. Faservolumenanteil ϕ und Quer-StEIFigkeitsverhältnis $E_{f\perp}/E_m$. Die Kurven gelten für die quadratische Packung, f_{ε} für andere Packungen finden sich in [16.11]

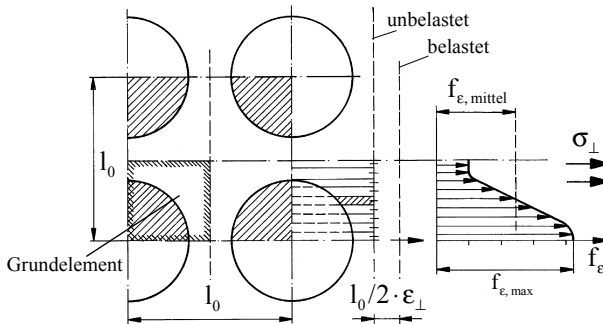


Abb. 16.26. Verteilung der Dehnungsvergrößerung über dem Grundelement einer quadratischen Packung, berechnet nach dem Puckschen Scheibchenmodell [16.11]

- Die bisherigen Betrachtungen wurden an einem singulären „Scheibchen“ aus der Fasermitte dargestellt. Da der Faserquerschnitt kreisförmig ist, ändern sich die Verhältnisse in den benachbarten Scheibchen. Der Verlauf der Dehnungs-

vergrößerung über der Höhe eines Grundelements ist in Abb. 16.26 dargestellt. Die anhand des Scheibchenmodells gewonnenen Ergebnisse wurden in der Vergangenheit von mehreren Autoren mittels FE-Analyse überprüft und als sehr gute Näherung bestätigt.

Da sich die Spannungsverteilung unmittelbar aus der Dehnungsverteilung ergibt, tritt örtlich in der Matrix eine *Spannungsüberhöhung* auf (Abb. 16.27). Sie ist die Ursache dafür, dass die Festigkeit des unidirektionalen FKVs quer zur Faserichtung deutlich *niedriger* ist als die Festigkeit der unverstärkten Matrix! Die Fasern wirken in Querrichtung also nicht verstärkend, sondern eher als Fehlstellen. Besonders nachteilig ist, dass von der hohen Bruchdehnung der unverstärkten Matrix nur wenig übrig bleibt! Beispielhaft ist dies in Tabelle 16.2 demonstriert.

Die Dehnungsvergrößerung und die damit verbundene geringe Zugbruchdehnung quer zur Faserrichtung ist eines der *Kernprobleme* der Faserverbundwerkstoffe!

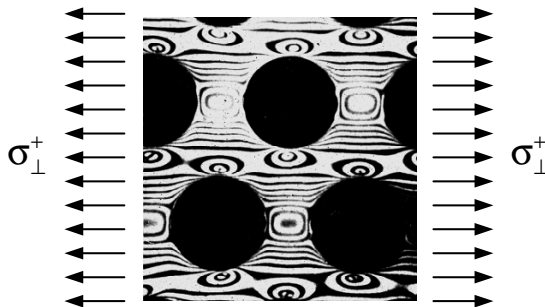


Abb. 16.27. Spannungsoptische Untersuchung der Querbeanspruchung einer UD-Schicht; es wurde nur der ebene Spannungszustand realisiert. Man erkennt anhand der Isochromaten (Linien gleicher Differenzen der Hauptspannungen) die Spannungskonzentration an der engsten Stelle zwischen Faser und Matrix (aus [16.12])

Tabelle 16.2. Auswirkung der Dehnungsvergrößerung bei Querzugbeanspruchung: Drastische reduzierte Festigkeit und insbesondere Bruchdehnung der UD-Schicht im Vergleich zur Zugfestigkeit und Bruchdehnung eines unverstärkten Reaktionsharzes

	Festigkeit	Bruchdehnung
unverstärktes EP-Reaktionsharz	$R_m^+ = 80 \text{ N/mm}^2$	$e_m \approx 0,05$
GF-EP-UD-Schicht; $\varphi=0,6$	$R_{\perp}^+ = 50 \text{ N/mm}^2$	$e_{\perp} \approx 0,004$

Da die Querzugfestigkeit $R_{\perp}^+$ empfindlich auf jede Veränderung reagiert, ist sie dazu prädestiniert, die Eignung einer Faser-Matrix-Kombination zu überprüfen und alle in Frage kommenden festigkeitsmindernden Einflüsse wie höhere Temperaturen, Einwirkung von Betriebsstoffen wie Benzin, Batteriesäure, Bremsflüssigkeit usw. zu untersuchen (Abb. 16.28). Die Bestimmung der Querzugfestigkeit ist also eine sehr universelle Möglichkeit, *sowohl* Werkstoffe als auch Fertigungsver-

fahren zu qualifizieren. Um die Streuungen gering zu halten und Unterschiede signifikant messen zu können, ist es jedoch aufgrund der Empfindlichkeit notwendig, die Verfahrensparameter während der Fertigung der Prüfkörper in engsten Grenzen zu halten.

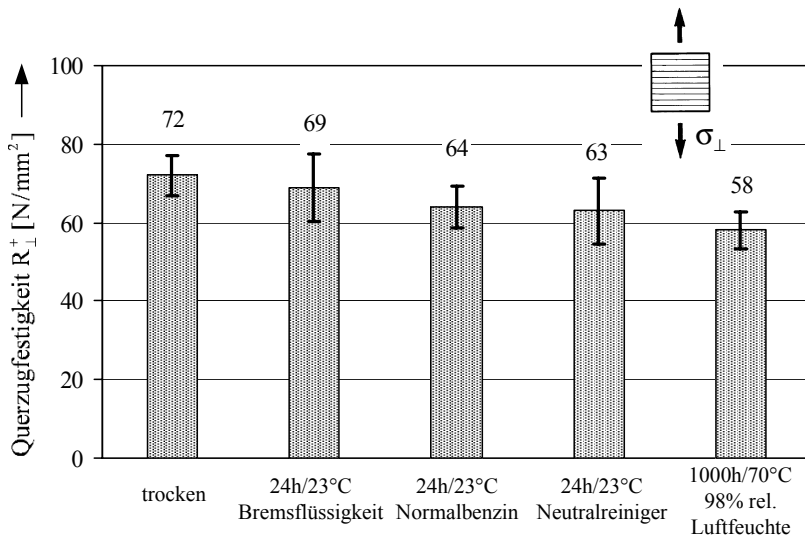


Abb. 16.28. Werkstoff-Qualifikation anhand der Querzugfestigkeit; hier für typische Reagenzien aus dem Automobilbau. Angegeben sind die Auslagerungs-Bedingungen; die Prüftemperatur betrug in allen Fällen 23°C (GF-Vinylesterurethanharz, $\phi = 0,65$)

Verbesserungsmaßnahmen

- Querzug-Rissbildung tritt nicht überall gleichzeitig auf. Sie beginnt an Imperfektionen, z.B. an punktuell hohen Packungsdichten oder an Kerben infolge von Luftporen. Die wichtigste Maßnahme zur Erhöhung der Rissbildungsgrenze ist es, ein Laminat perfekt, also mit maximaler Faser-Matrix-Haftung, ohne Lufteinschlüsse (unter Vakuum aushärten) und mit möglichst gleichmäßiger Faserverteilung zu fertigen.
- Man könnte nach Abb. 16.25 erwarten, dass ein niedriger Faservolumenanteil aufgrund des geringeren Dehnungsvergrößerungsfaktors zu höheren Querzugfestigkeiten führt. Versuchsergebnisse zeigen jedoch das Gegenteil, nämlich einen Anstieg der Querzugfestigkeit $R_{\perp}^+$ (Abb. 16.29). Hin zu hohen Faservolumenanteilen findet sich eine gleichmäßigere Faserverteilung, die Spannungsverteilungen werden homogener, die Anzahl der Fehlstellen sinkt. Dies sind – so vermutet man – die Gründe für einen Anstieg der Querzugfestigkeit. Hieraus wird auch deutlich, wie empfindlich die Querzugfestigkeit auf

Veränderungen reagiert. Abb. 16.29 ist zu entnehmen, dass die Schubfestigkeit $R_{\perp\parallel}$ keine Abhängigkeit vom Faservolumenanteil zeigt.

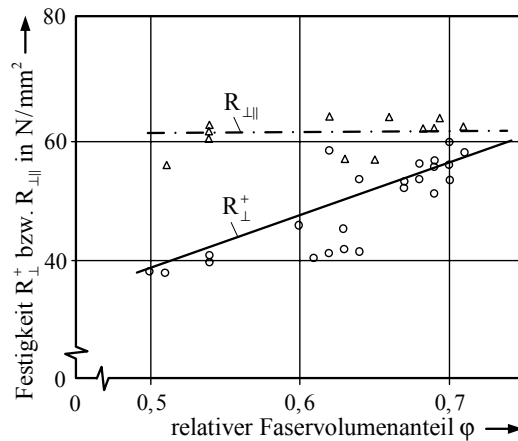


Abb. 16.29. Festigkeiten einer UD-Schicht in Abhängigkeit vom relativen Faservolumenanteil (GF-EP) (aus [16.2]). Die Gerade $R_{\perp}=f(\phi)$ lässt sich als Näherung nutzen, um Versuchsergebnisse näherungsweise auf andere Faservolumenanteile umzurechnen

- Man hat in den Anfängen der Faserverbundtechnik Versuche mit flexibilisierten Harzen hoher Bruchdehnung unternommen, um höhere Querkzugfestigkeiten $R_{\perp}^{+}$ zu erzielen [16.12]. Die hohe Bruchdehnung der Matrix findet jedoch nur in geringem Maße ihren Niederschlag im Verbund. Aufgrund der nahezu vollständigen Dehnungsbehinderung der in allen Richtungen an den Fasern haftenden Matrix, kann sich nicht, wie gewünscht, eine sehr hohe Dehnung in Querrichtung einstellen. Hinzu kommt, dass flexibilisierte Harze meist eine schlechtere Chemikalien- und thermische Beständigkeit aufweisen und zudem, aufgrund ihres niedrigen E-Moduls, die Fasern bei Längs-Druckbelastung nur ungenügend stützen können. Letzteres führt zu reduzierten Festigkeitswerten $R_{\parallel}^{-}$. Faserverbund-Konstrukteure *müssen* also mit dem Problem der Dehnungsvergrößerung leben.
- Die Aramidfaser hat zwar den geringsten Dehnungsvergrößerungsfaktor. Dass trotzdem keine höheren Bruchdehnungen erreicht werden liegt an der im Vergleich zur Glasfaser schlechteren Faser-Matrix-Haftung und daran, dass die Faser selbst über keine ausreichende Querkzugfestigkeit verfügt. Querrisse laufen durch die Aramidfaser durch.
- Eine weitere Idee, die Dehnungsvergrößerung zu reduzieren, besteht darin, Hohlfasern zu verwenden. Im Vergleich zu massiven Faserquerschnitten verfügen sie über eine deutlich geringere Quersteifigkeit und können daher stärker zur Querdehnung beitragen; oder anders ausgedrückt, das Quersteifigkeitsverhältnis $E_{f\perp}/E_m$ wird günstiger. Vorteilhaft ist fernerhin, dass ihre geringere Dichte den Leichtbau begünstigt. Die Idee hat sich aus verschiede-

nen Gründen nicht durchsetzen können. Immer besteht die Gefahr, dass sich die Fasern durch Kapillarwirkung mit dem Matrixharz voll saugen, so dass ihre Querverformbarkeit verloren geht. Nachteilig ist, dass ihre Festigkeiten in Faserrichtungsrichtung $R_{f\parallel}$ geringer sind als diejenige massiver Fasern, und dass sie in der Herstellung teurer sind.

16.4.7 Versagen bei Druckbeanspruchung quer zur Faserrichtung $\sigma_{\perp}^{-}$

Bei Querdruckbeanspruchung $\sigma_{\perp}^{-}$ tritt kein Versagen in der Ebene normal zur Beanspruchung auf, sondern ein Abscheren infolge einer $\tau_{\perp\perp}$ – Schubbeanspruchung. Man kann davon ausgehen, dass bei einer Beanspruchung $\sigma_{\perp}^{-}$ der Wirkebenen-Bruchwiderstand $R_{\perp}^{A,-}$ gegen unendlich geht. Dies gilt streng genommen natürlich nur für die modellhafte Annahme eines Kontinuums *ohne* Imperfektionen. Real ist ein Laminat mit Imperfektionen behaftet, z.B. in der Form von Poren. Diese werden bei hohen Querdrücken kollabieren und damit zu lokalen irreversiblen Schädigungen führen.

Bei Querdruckbeanspruchung ist die Basis-Festigkeitswerte $R_{\perp}^{-}$ etwa um den Faktor drei höher als die Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^{+}$. $R_{\perp}^{-}$ liegt sowohl bei Glasfasern als auch bei Standard-C-Fasern bei über 150 N/mm^2 . Recht häufig kann der Konstrukteur diese im Vergleich zur Querkzugfestigkeit hohen Werte gut nutzen, z.B. wenn Lamine in Dickenrichtung geklemmt werden. Notwendig wird dies bei Bolzenverbindungen, wenn hohe Vorspannkräfte benötigt werden. Man kann unter dem Schrauben- oder Nietkopf Flächenpressungen bis 120 N/mm^2 zulassen. Wenn notwendig, so lässt sich durch große Unterlegscheiben die Querdruckbelastung auf den zulässigen Wert verringern.

Besonderes Augenmerk hat der Konstrukteur auf den so genannten *Keilbruch* zu richten (Abb. 16.30). Er entsteht dadurch, dass der auf der Wirkebene von $\tau_{\perp\perp}$ eintretende Bruch unter einem Schnittwinkel von etwa 53° verläuft. Wird der Querdruck weiter erhöht, so gleiten die Bruchflächen aufeinander ab und der MSV wird aufgesprengt. Dies bedeutet das Totalversagen des Laminats. Eine Analyse-methode, um den Keilbruch exakt vorherzuberechnen, existiert derzeit noch nicht. Seine Ausprägung hängt in erheblichem Maße davon ab, wie stark die Stützwirkung der Nachbarschichten ist.

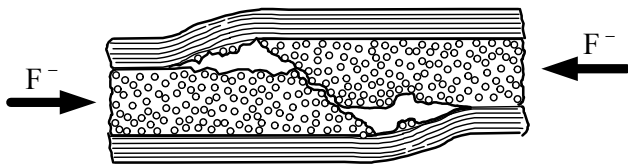


Abb. 16.30. *Keilbruch* infolge Querdruck- bzw. Quer-Quer-Schubversagens in einer UD-Schicht

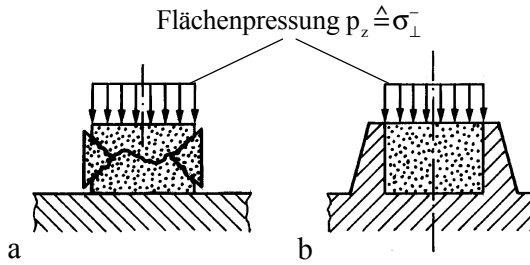


Abb. 16.31. Konstruktive Verhinderung eines Keilbruchs **a** ungestützt erfolgt frühzeitiges Versagen **b** Stützen durch seitliche Borde erhöht deutlich die Bruchlast

Der Gefahr des Keilbruchs kann man konstruktiv begegnen:

- Bei Querdruckbeanspruchung sollten dickere Schichten vermieden werden. Stattdessen ist das Laminat feinschichtig zu halten, die Querdruck belastete Schicht also in viele einzelne aufzuspalten. Der Schubriss wird damit an einer Vielzahl von Schichten mit anderer Faserorientierung gestoppt und kann sich deswegen nicht stark und katastrophal ausprägen.
- Ausschließliche UD-Schichten mit größerem Querschnitt – z.B. bei Blattfedern im Bereich der Mitteneinspannung oder Schlaufenanschlüsse im Bereich des umschlungenen Bolzens – können durch Borde seitlich gestützt werden. Ein Abgleiten durch eine zu hohe $\sigma_{\perp}$ -Beanspruchung wird damit behindert (Abb. 16.31). Ähnlich günstig wirken sich auch zwischengelegte Schichten aus, deren Faserrichtung gegenüber der UD-Orientierung um mindestens etwa 10° gedreht verläuft.

16.4.8 Versagen bei Quer-Längs-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$

Aufgrund des niedrigeren Bruchwiderstands tritt Zwischenfaserbruch nur infolge der $\tau_{\perp\parallel}$ -Schubbeanspruchung auf, nicht jedoch durch die zugeordnete $\tau_{\parallel\perp}$ -Beanspruchung. Demzufolge existiert real auch nur der Bruchwiderstand $R_{\perp\parallel}$ und nicht $R_{\parallel\perp}$. Die Versagensform ändert sich nicht mit der Belastungsrichtung; Schubversagen ist vom Vorzeichen unabhängig.

Analog zur Querbelastung einer UD-Schicht tritt auch bei Quer-Längs-Schub in der Matrix eine Schubspannungsüberhöhung auf, die – wie die Dehnungsvergrößerung bei Querkzug – durch einen sogenannten *Schiebungsvergrößerungsfaktor* charakterisiert wird. Er lässt sich elasto-statisch anhand von mikromechanischen Beziehungen ermitteln. Als Modell dient wiederum ein hintereinander geschaltetes Faser-Matrix-Scheibchen (Abb. 16.32).

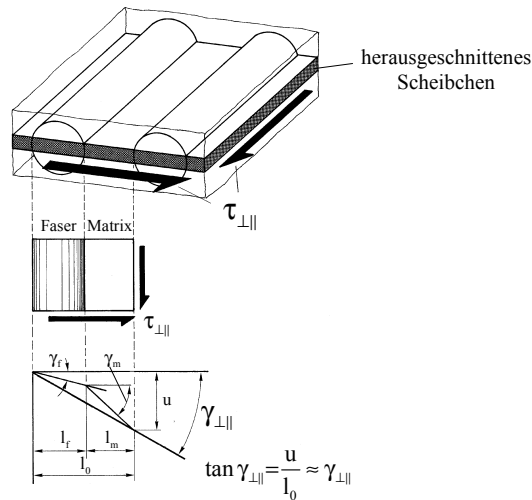


Abb. 16.32. Mikromechanisches Modell zur Beanspruchung einer UD-Schicht durch eine Schubbeanspruchung quer und längs zu den Fasern. Man erkennt, dass die Matrix den größten Anteil der makroskopischen Schiebung $\gamma_{\perp||}$ erbringt

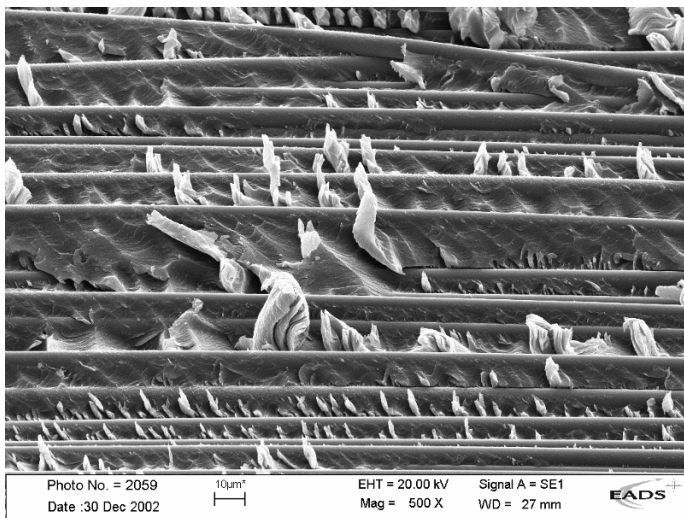


Abb. 16.33. REM-Aufnahme eines quasistatischen Schubbruchs; so genannte „Hackle“-bildung in der Matrix zwischen den Fasern bei einem Bruchmechanik-Versuch unter Mode II-Belastung (Quelle: Zentrallabor EADS, München)

Bei den ersten Mikrorissen handelt es sich jedoch nicht um Schubbrüche, sondern um ein Zugversagen: Die Schubspannungsrisse bilden sich nämlich in der Matrix unter 45° zur Schubrichtung infolge der Zug-Hauptspannung (Abb. 16.33).

Diese ersten feinen Risse werden an den Fasern gestoppt. Die auch denkbare weitere Ausbreitung unter 45° , also normal zur Zug-Hauptspannung, stellt sich nicht ein; hierzu müssten die hochfesten Fasern durchtrennt werden. Erst wenn sich mehrere benachbarte Risse – faserparallel umgelenkt – zu einem größeren Riss vereinigen, kann der makroskopische Riss größere Strecken überwinden. Er verläuft dann als echter Schubriss faserparallel.

Anders als die Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^+$ fällt die Schubfestigkeit $R_{\perp\parallel}$ der UD-Schicht gegenüber der unverstärkten Matrix jedoch nicht so stark ab. Schubversagen ist also nicht ganz so kritisch zu betrachten, wie Querkzugversagen. Die Risswachstumsgeschwindigkeit ist langsamer, da immer einer Riss-öffnenden Komponente eine Riss-schließende gegenübersteht. Ein Teil des Schubs kann also trotz Risses auch über „innere“ Reibung übertragen werden. Aufgrund des Reibanteils ist bei Schub auch mit einer deutlich höheren Dämpfung zu rechnen.

16.4.9 Die Z/DT-Prüfung zur Bestimmung der Festigkeiten $R_{\perp}$, $R_{\perp\parallel}$

Ein besonders geeignetes Verfahren zur Messung sowohl der Moduln $E_{\perp}$ und $G_{\perp\parallel}$ sowie der zugehörigen Festigkeitswerte $R_{\perp}$ und $R_{\perp\parallel}$ ist die Zug/Druck-Torsionsprüfmethode (Z/DT-Prüfung) [16.16]. Es handelt sich dabei um ein Prüfverfahren, bei dem Probekörper mit Zug oder Druck und zusätzlich Torsion geprüft werden [16.23, 16.24, 16.25].

Bei der Wahl einer Versuchsmethode ist unbedingt sicher zu stellen, dass am Probekörper der gewünschte Spannungs- oder Verzerrungszustand *eindeutig*, ohne Zusatzspannungen, sowie homogen, ohne Spannungsspitzen, erzeugt wird. Als Probekörper wird daher fast ausnahmslos das kreiszylindrische Rohr benutzt (Abb. 16.35). Es bietet vor allem die Gewähr dafür, dass Schubbelastungen einfach und störungsfrei eingeleitet werden können und damit ein gleichförmiger Schubspannungszustand vorliegt. Andere Versuchsanordnungen, wie z.B. Schubrahmen, haben den Nachteil, dass die Schubspannungsverteilung inhomogen ist und an den Krafteinleitungsstellen Schubspannungsspitzen auftreten.

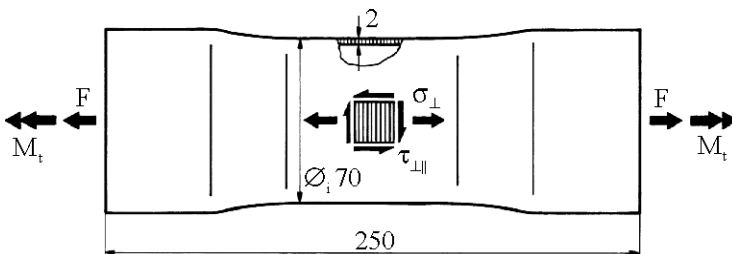


Abb. 16.34. Abmaße des in Umfangsrichtung gewickelten UD-Rohrprobekörpers. Die Enden sind zur Aufnahme von Klemmvorrichtungen aufgedickt

Um vergleichbare Prüfergebnisse zu erhalten und Geometrieinflüsse auszuschalten, sollten auch alle verwendeten Probekörper geometrische Ähnlichkeit besitzen. Dies ist gegeben, wenn die Festigkeiten quer zur Faserrichtung $R_{\perp}$ und Quer-Längs-Schubfestigkeit $R_{\parallel}$ an gleichen Rohrprobekörpern erprüft werden. Darüber hinaus ermöglicht es ein Rohrprobekörper, $\sigma_{\perp}$ - und $\tau_{\parallel}$ -Beanspruchungen auf einfache Art und Weise auch kombiniert aufzubringen. Der Rohrprobekörper wird einfach und kostengünstig durch eine Umfangswicklung erzeugt; es liegt also eine ausschließliche UD-Schicht vor. Sinnvolle Abmessungen sind Abb. 16.34 zu entnehmen.

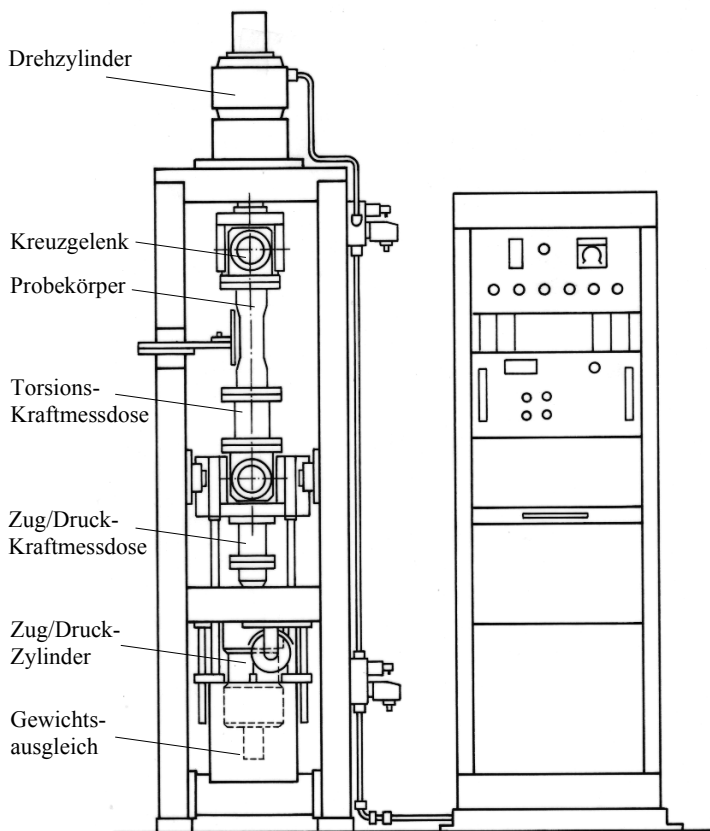


Abb. 16.35. Servohydraulische Zug/Druck-Torsions-Prüfmaschine

Üblicherweise prüft man – um der Statistik zu genügen – pro Messpunkt mehrere Probekörper und ermittelt Mittelwert und Standardabweichung. Der Probekörper versagt stets an seiner schwächsten Stelle und ist anschließend nicht weiter

belastbar. Man erhält also nicht den Mittelwert der Festigkeitsverteilung, sondern den Mittelwert der schwächsten Bereiche der Proben.

Es sei ausdrücklich erwähnt, dass die experimentelle Überprüfung der Quersugfestigkeit $R_{\perp}^{+}$ sich darüber hinaus sehr gut eignet, um eine Werkstoffauswahl zu treffen, also Faser-Matrix-Kombinationen – z.B. für höhere Temperaturen oder bei Medienangriff – abzustimmen. Grund hierfür ist, dass bei Quersugbelastung die entscheidende Schwachstelle der Faserverbunde geprüft wird.

16.4.10 Versagen bei Quer-Quer-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$

Auch bei Quer-Quer-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$ liegt eine Reihenschaltung von Faser- und Matrixbereichen vor. Man findet ähnlich der Quer-Längs-Schubbeanspruchung eine Schiebungsvergrößerung. Leider ist der Bruchwiderstand $R_{\perp\perp}^A$ nicht unmittelbar im Versuch zu messen, da schon vorher unter 45° durch die Zug-Hauptspannung σ_1^+ der Bruchwiderstand $R_{\perp}^+$ überwunden wird. Allerdings besteht die Möglichkeit, den Querdrukversuch zu nutzen und $R_{\perp\perp}^A$ indirekt aus der Basis-Festigkeit $R_{\perp}^-$ zu bestimmen. In [16.5] wird ein spezieller Probekörper vorgestellt, mit dem sich auch der Bruchwinkel ermitteln lässt. Puck gibt zur Bestimmung von $R_{\perp\perp}^A$ aus $R_{\perp}^-$ folgende Beziehung an [16.14]:

$$R_{\perp\perp}^A = \frac{R_{\perp}^-}{2(1 + p_{\perp\perp}^-)} \quad (16.17)$$

$$\text{mit } p_{\perp\perp}^- \approx 0,25 \text{ (GFK) folgt: } R_{\perp\perp}^A \approx \frac{R_{\perp}^-}{2,5}$$

$$p_{\perp\perp}^- = \text{ein Neigungsparameter (Kap. 17)}$$

16.4.11 Überlagerung von Quersug/Querdruk und Quer-Längs-Schubbeanspruchung

Bei ebenem Spannungszustand, der weitaus häufigsten Belastung einer UD-Schicht, liegen meist Überlagerungen von σ_1^+ -, bzw. σ_1^- - und $\tau_{\perp\parallel}$ -Beanspruchungen vor. Auswirkungen hat insbesondere die Wirkrichtung der Normalspannungen.

Überlagerte Quersugspannungen stärken die Riss öffnende Kraftkomponente, vermindern den Reibanteil und beschleunigen so die Rissentstehung und das Risswachstum (Abb. 16.36). Überlagerte Querdrukspannungen hingegen schließen Schubrisse und steigern durch „innere“ Reibanteile die übertragbare Schubkraft. Diese Interaktionen müssen in Bruchkriterien physikalisch korrekt berücksichtigt werden.

Quersugrisse üben eine stärkere Kerbwirkung auf Nachbarschichten aus.

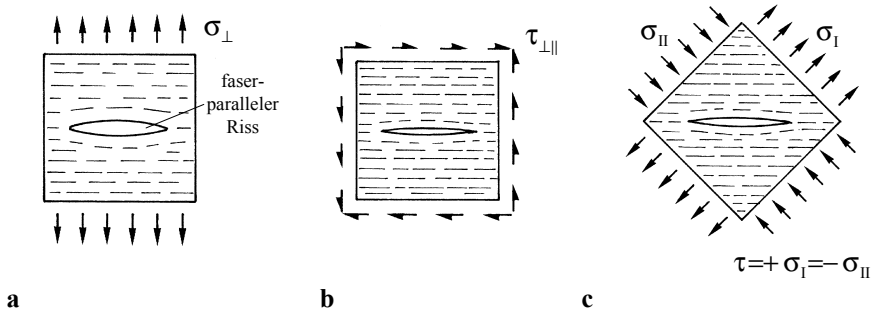


Abb. 16.36. Unterschiedliche Wirkung von Querzug- und Schubspannungen an einem Riss **a** Normal zum Zwischenfaser-Riss wirkende Querzugspannungen haben Riss-öffnende Wirkung **b** günstiger verhält sich die Quer-Längs-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp||}$; dies wird deutlich, wenn man den bei $\tau_{\perp||}$ -Schub äquivalenten Hauptspannungszustand betrachtet **c** Man erkennt, dass es Riss öffnende und Riss schließende Komponenten gibt, die sich in der Summe aufheben nach [16.15]

16.5 Das „Knie“ im Spannungs-Verzerrungs-Diagramm eines MSV

Die von der Dehnungsvergrößerung herrührende örtliche Überbeanspruchung der Matrix macht sich auch im Verbund bemerkbar. Bei Quer- und Schubbeanspruchung bilden sich frühzeitig zwischen den Fasern Zwischenfaserbrüche. Besonders deutlich wird der Zfb bei Querzug, z.B. im Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines (0/90)-Laminats (Abb. 16.37). Im Kurvenverlauf äußert sich der Zfb als Steifigkeitsverlust, d.h. als Knick, als sogenanntes „Knie“ [16.11]. Dieser Punkt wird auch, da die Rissbildung deutlich hörbar ist, *Knistergrenze* genannt und kann durch eine Schallemissionsanalyse (SEA) genau detektiert werden. Durchscheinende GFK-Lamine trüben sich ab dem Knie kontinuierlich ein. Der Brechungsindex der Glasfasern und der meisten Matrixharze ist ähnlich groß; daher erscheinen gute, luftblasenfreie Lamine durchsichtig. An den vielen kleinen Rissen ändert sich jedoch die Brechung im Übergang zu Luft und Lamine werden milchig trübe.

Bei Belastungssteigerung entstehen weitere Risse. Die Rissdichte nimmt solange zu, bis in den Bereichen zwischen den Rissen keine ausreichend hohen Spannungen zur neuerlichen Überschreitung der Bruchgrenze mehr aufgebaut werden können. Dies ist der Fall, wenn der Rissabstand zu klein geworden ist. Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm verläuft ab dem Knie durch die Riss-bedingte Steifigkeitsabnahme ein Stück degressiv, bis Riss-sättigung erreicht ist. Das Totalversagen des Laminats erfolgt schließlich durch Faserbruch.

Die geschilderte Charakteristik findet sich in allen Laminaten – auch Mattenlaminaten –, wenn die Schichten auf $\sigma_{\perp}^+$ – Querzug- oder $\tau_{\perp\parallel}$ – bzw. $\tau_{\perp\perp}$ – Schub belastet werden

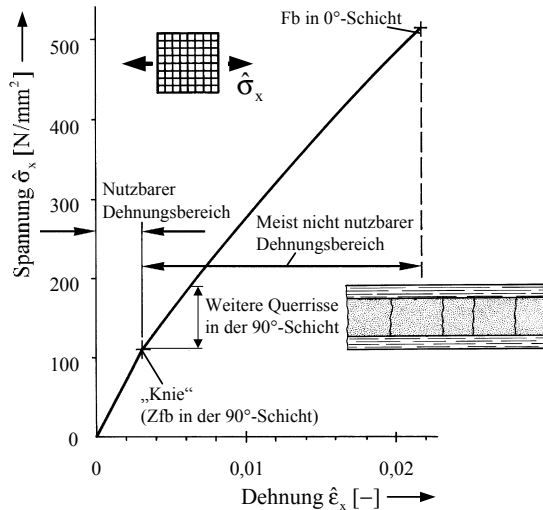


Abb. 16.37. „Knie“ im Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines GFK-Kreuzverbunds infolge Zwischenfaserbruch. Das Knie erscheint besonders ausgeprägt – d.h. der Steifigkeitsverlust des MSV ist dann besonders groß – wenn der Steifigkeitsanteil der Zfb-erleidenden Schicht groß war. Im Beispiel Kreuzverbund macht sich das Knie stark bemerkbar, wenn die 90°-Schicht relativ zur 0°-Schicht besonders dick ausfällt und/oder die Quersteifigkeit Q_{22} besonders hoch ist. Letzteres ist insbesondere bei GFK aufgrund des kleinen Orthotropiegrads $E_{\parallel}/E_{\perp}$ der Fall. Bei CFK ist das Knie wegen der im Vergleich zur hohen Faserlängssteifigkeit niedrigen Quersteifigkeit weniger markant ausgeprägt

Das Problem des frühzeitigen Zfb ist insbesondere bei GFK gravierend. Aufgrund der Isotropie der Fasern und der damit verbundenen hohen Faser-Quersteifigkeit und der daraus wiederum resultierenden hohen E-Moduls $E_{\perp}$ tritt das Querzugversagen nämlich schon bei kleinen Dehnungen, etwa bei $e_{\perp} \approx 0,004$ auf, also weit bevor die hohe Festigkeit parallel zur Faserrichtung mit einer Bruchdehnung von über $e_{\parallel} \approx 0,02$ erreicht wird! Können derartige Zwischenfaserbrüche im Laminat nicht toleriert werden, so bedeutet dies, dass das *große Potenzial*, das die hohe Faserfestigkeit bietet, *nicht genutzt* werden kann (Abb. 16.38)!

Wird nach einer ersten, über Zfb – also über das Knie hinausgehenden Belastung – entlastet und anschließend erneut belastet, so erfolgt der Spannungsanstieg mit geringerer Steigung. Dies kann als eindeutiger Nachweis verwendet werden, dass irreversible Schädigungen aufgetreten sind, die einen Steifigkeitsverlust nach sich zogen. Bei Überschreiten der vorher höchsten Spannung tritt dann erneut Zfb und damit ein neues „Knie“ auf. Erst ab hier setzen auch wieder Schallemissionen ein. Die Steifigkeit reduziert sich weiter (Abb. 16.39).

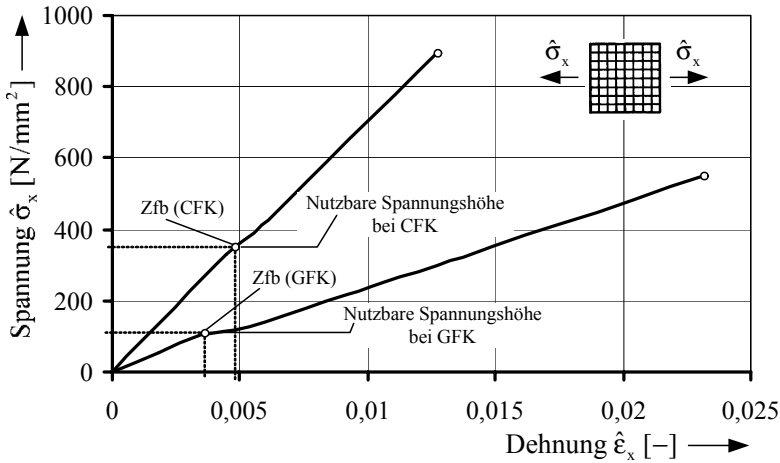


Abb. 16.38. Demonstration der schlechten Ausnutzung der hohen Faserfestigkeit bei GFK anhand des Vergleichs der Spannungs-Dehnungs-Kurven von GFK und CFK (HT). Es wird davon ausgegangen, dass die Ausnutzungsgrenze durch das „Knie“, d.h. Zfb gegeben ist. (Werte gerechnet für einen Kreuzverbund)

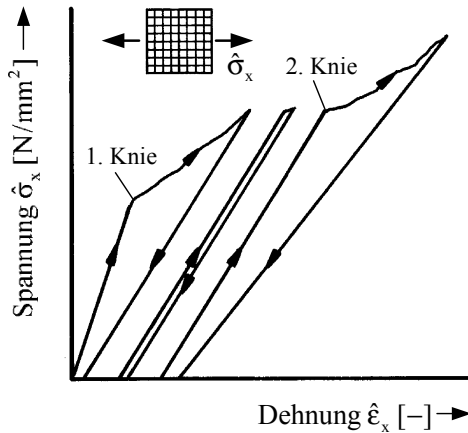


Abb. 16.39. Wiederholte Belastung eines Kreuzverbunds. Zfb äußert sich in einer Steifigkeitsabsenkung, erkennbar an der reduzierten Steigung der σ - ϵ -Kurve bei der folgenden Belastung. Wird die höchste vorhergehende Spannung überschritten, so tritt erneut Zfb auf

16.6 Schichtentrennung oder Delamination

16.6.1 Fälle, bei denen mit Delaminationen zu rechnen ist

Eine besondere, eigentlich nur bei Schichtaufbauten auftretende Versagensart ist der Trennungsbruch zwischen Einzelschichten, die sogenannte *Delamination* (delamination) (Abb. 16.40). Sie wird durch interlaminare Spannungen hervorgerufen. Interlaminar heißt, dass diese Spannungen nicht innerhalb einer Schicht, sondern zwischen den Schichten, auf der Grenzfläche wirken. Als interlaminare Spannungen können sowohl senkrecht zur Laminalebene wirkende Normalspannungen als auch Schubspannungen *zwischen* den Schichten, sogenannte interlaminare Schubspannungen (ILS) (interlaminar shear stress) auftreten. Häufig werden nur die Schubspannungen betrachtet, obwohl Normalspannungen – wenn sie als Zug-, „Aufzieh“-spannungen (peeling stress) auftreten – meist gefährlicher sind.

Man könnte die Delamination den Zwischenfaserbrüchen zurechnen. Da sie sich jedoch anders als die in den Einzelschichten auftretenden Zfb ausbreitet – flächig, anstatt in Faserlängsrichtung – und gravierende Auswirkungen auf das Laminat mit sich bringt, wird sie gesondert behandelt. Bei transparenten GFK-Laminaten lassen sich Delaminationen durch großflächige Trübungen visuell gut erkennen. Bei nicht transparenten CFK-Laminaten sind sie durch zerstörungsfreie Prüfmethoden wie den Klopftest, insbesondere aber Ultraschalluntersuchungen und besonders gut durch die Thermografie zu detektieren. Meist existiert kein Riss-stoppende Mechanismus und die Delamination kann sich schlagartig über eine größere Fläche ausbreiten. Günstig ist es, wenn Delaminationen in Bereiche niedrigerer Spannung hinein laufen und dort – insbesondere wenn die Matrix zäh eingestellt ist – in der flächigen Ausdehnung gestoppt werden.

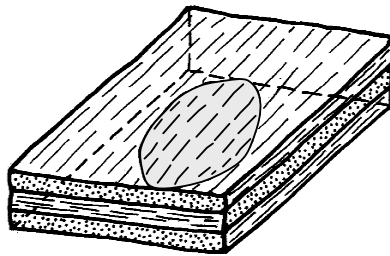


Abb. 16.40. Flächige Trennung einzelner Schichten in einem Laminat = Delamination

Es gibt eine Reihe von Fällen, bei denen Delaminationen typischerweise auftreten:

- Häufig sind Zfb der Ausgangspunkt von Delaminationen. Hohe interlaminare Schubspannungen entstehen in einem Laminat an Zwischenfaserbruch-Rissen. Da die gerissene Schicht in geringer Entfernung vom Riss wieder vollständig mitträgt, müssen sich die Schichtspannungen vom spannungsfreien Rissrand

über Verklebung mit den Nachbarschichten, d.h. über Schubspannungen wieder aufbauen (Abb. 16.41). Diese Klebspannungen sind interlaminare Schubspannungen. Bei schwingender Belastung beginnen Schubrisse am Klebungsrand, d.h. dem Rissufer des Zfb, die sich dann zu immer größer werdenden Delaminationen auswachsen.

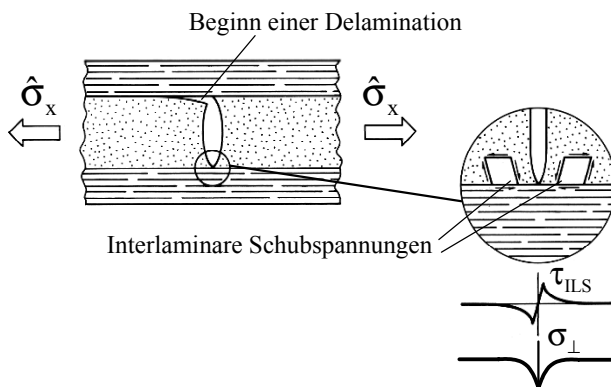


Abb. 16.41. Die an einem Querriss zu Null gewordene Querkraftspannung $\sigma_{\perp}^+$ der 90°-Schicht baut sich in einem gewissen Abstand vom Riss über Kleb-Schubspannungen = Interlaminare Schubspannungen wieder auf die ursprüngliche Höhe auf. An Zfb beginnende Delaminationen sind bei GFK sehr gut visuell durch die Eintrübung erkennbar

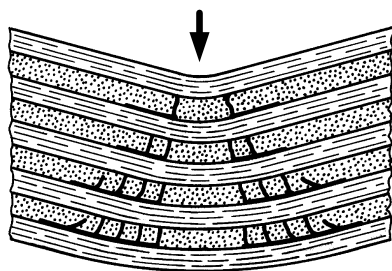


Abb. 16.42. Eine Schlagbelastung, d.h. eine hohe lokale Querkraftbiegung führt zu Zwischenfaserbrüchen, die an nicht durchtrennbaren Nachbarschichten zu Delaminationen umgelenkt werden. Einfluss auf die Rissausbreitung haben die BiegeNormalspannungen, die Querkraftschubspannungen und die überlagerten, über der Dicke abklingenden vertikalen Druckspannungen

- Bei Schlagbelastung (impact) einer Laminatplatte, z.B. durch herabfallendes Werkzeug (tool drop), sind die eng begrenzten lokalen Beanspruchungen so groß, dass sowohl Faserbrüche, Zwischenfaserbrüche als auch Delaminationen auftreten (Abb. 16.42). Das Laminat wird in einem engen, lokalen Bereich sehr

stark geschädigt. Delaminationen haben ihren Ausgang an Zwischenfaserbrüchen. Faserbrüche überwiegend auf der dem Schlag abgewandten, häufig nicht zugänglichen auf Zugbiegung belasteten Seite. Bei CFK kommt nachteilig hinzu, dass die Schädigungen schlecht visuell erkennbar sind.

- Besonders gefährdet sind aufgrund des Steifigkeitssprunges auf Lamine aufgeklebte Steifen, wie z.B. Pflaster, Stringer usw. Bei Schlag delaminieren sie infolge des lokal wirkenden hohen Querkraftschubs und lösen sich weitflächig ab. Diese Art der Schädigung ist gefürchtet, da die Tragfähigkeit lokal erheblich gemindert ist.
- Schrumpf- und Härtespannungen in dickwandigen FKV-Rohren verursachen ebenfalls Delaminationen. Ursache ist eine ungünstige Schichtreihenfolge, bei der die inneren Schichten stärker schrumpfen als die äußeren Schichten und so zwischen den Schichten Aufziehspannungen entstehen. Gefördert wird diese Art der Delamination durch eine zu rasche Härtung und den damit erzeugten Härteschrumpf. Bei UP-Harzen hat es sich bewährt, „sanft“ zu härten, also über einen längeren Zeitraum. Insbesondere die Lichthärtung wird bei diesem Problem empfohlen.
- Chemieschutzschichten auf dem Innenradius von FKV-Rohren weisen aufgrund des hohen Harzgehalts eine deutlich höhere thermische Ausdehnung auf als das außen liegende Traglaminat. Bei höheren Temperaturen (160°C–200°C) – bei denen ohnehin nur reduzierte Festigkeiten vorliegen – besteht die Gefahr, dass sich die Schichten voneinander trennen, also großflächige Delaminationen auftreten. Es wird empfohlen, die Wandung – z.B. von Rohren in Rauchgasanlagen – ausschließlich aus Traglaminat aufzubauen. [16.10].
- Freie Ränder von Laminaten sind – wenn keine äußere Belastung oder Eigenspannungen wirken – spannungsfrei. Infolge unterschiedlicher Orientierung weisen die Einzelschichten unterschiedliches Querdehnungsverhalten auf. Die Unterschiede in den Querverformungen führen bei Belastung zu gegenseitigen Verformungsbehinderungen und damit zu Schichtspannungen. Diese Schichtspannungen, die am freien Rand verschwinden müssen, bauen sich über interlaminaren Schub zwischen den Einzelschichten auf (Abb. 16.43). Die Schubspannungen wirken primär in der Grenzschicht, aber auch noch in den angrenzenden Schichten, über deren Dicke sie abklingen. Da die aufgrund der Querkontraktionsbehinderung auftretenden Schichtkräfte zueinander Hebelarme aufweisen, folgt aus den Kräftepaaren eine Biegebelastung und daraus resultierend Schälspannungen in z-Richtung.

Interlaminare Schub- und überlagerte Schälspannungen machen sich seltener bei quasistatischer Belastung bemerkbar, müssen hier also weniger beachtet werden. Bei hoher Ermüdungsbelastung kann es zu Rissen kommen, die als Delaminationen vom Rand her in das Laminat hineinwandern und sich fortlaufend vergrößern. Bei Probestäben entstehen u.U. frühzeitiger Delaminationen an den Probenrändern, als die beabsichtigte Ermüdung im Laminat (Abb. 16.43). Abhilfe lässt sich schaffen, indem die Differenz der Querkontraktionen benachbarter Schichten klein gehalten wird. Ein feinschichtiger Laminataufbau wirkt sich ebenfalls günstig aus. Die Schichtkräfte aus behinderter Querkontraktion werden damit auf viele Einzelschichten und damit viele Klebflächen verteilt.

- Eine Belastung, die zu erheblichen Aufziehspannungen und damit zu Delaminationen führt und möglichst zu vermeiden ist, ist das Aufbiegen gekrümmter Laminat *entgegengesetzt* zur Krümmung (Abb. 16.44)! Im ungünstigen Fall überlagern sich Querkraft-Schubspannungen und in Dickenrichtung wirkende Aufziehspannungen.

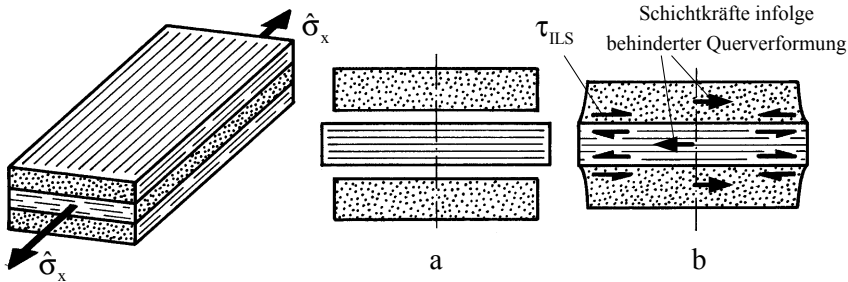


Abb. 16.43. Zur Entstehung von interlaminaren Randspannungen, hier am Beispiel eines Kreuzverbunds. Dargestellt sind nur die Rand-Schub- und nicht die Rand-Normalspannungen **a** Schichten sind nicht miteinander verbunden und zeigen bei Längsbelastung unterschiedliche hohe Querkontraktionen **b** Schichten sind verbunden und behindern sich bzgl. der Querverformung. Es entstehen Schichtkräfte in Querrichtung, die vom spannungsfreien Rand über interlaminare Spannungen aufgebaut werden

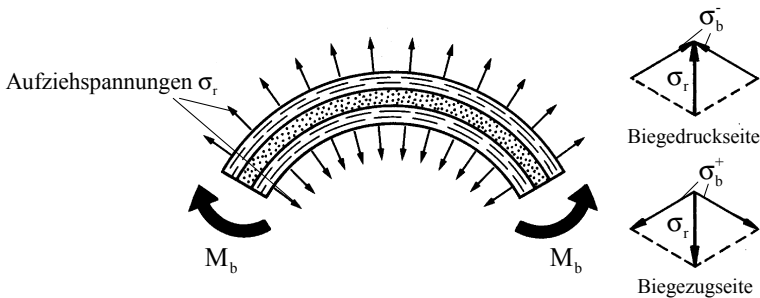


Abb. 16.44. Zur Entstehung von radialen Aufziehspannungen an einem gekrümmten Laminat: Die Biegespannungen haben jeweils eine radiale Komponente

Delaminationen müssen aus vielerlei Gründen verhindert werden:

- Gefährlich sind Delaminationen insbesondere bei Bauteilen, die beulgefährdet sind. Eine Beulgefährdung liegt immer vor, wenn Druckkräfte in Scheibenebene auftreten, sei es unmittelbar als Druck oder als Schub oder infolge von Biegung auf der Biegedruckseite. Aufgrund der Schichtentrennung hat sich die Biegesteifigkeit des Laminats drastisch reduziert, so dass frühzeitiges Beulen des Laminats mit abschließendem katastrophalem Kollaps die Folge ist. Um das Ausmaß der Schädigung bei der gefürchteten Schlagbeanspruchung beur-

teilen zu können, wird ein spezieller Test „Druckbelastung nach Schlagbeanspruchung“ (compression after impact, CAI-Test) durchgeführt.

- Bei Querkraft-biegebelasteten Laminaten kann die Querkraft-Schubbeanspruchung zu Delaminationen und damit zur Aufspaltung des Laminats führen. Eine evtl. geforderte Biegesteifigkeit sinkt auf einen Bruchteil ab. Die damit verbundenen großen Deformationen beeinträchtigen die restliche Struktur.

16.6.2 Maßnahmen zur Vermeidung von Delaminationen

Im Wesentlichen sind es zwei Möglichkeiten, mit denen man das Entstehen und Ausbreiten von Delaminationen behindert: Zum einem durch Erhöhung des Risswiderstands zwischen den Schichten und zum anderen durch die Anordnung von Verstärkungen in Laminatdickenrichtung.

Folgende Maßnahmen erhöhen den Risswiderstand zwischen den Schichten:

- Verwenden einer zähmodifizierten Matrix
- Einlegen von zähen Thermoplast-Zwischenschichten zwischen gefährdete Einzelschichten. Diese zähen Thermoplaste sollten jedoch bis in die Schichten eindringen und auch dort noch Wirkung entfalten. Ansonsten läuft der Delaminationsriss unmittelbar in der Grenzfläche zur Einzelschicht.
- Es wird empfohlen, Schnittmatten zwischen die einzelnen UD- oder Gewebeschichten zu legen, um Gefahr der Delamination zu reduzieren und die Schälfestigkeit zu erhöhen.
- Besonders wirksam ist die mechanische Klemmung eines Laminats. Während eine Schälspannung σ_z^+ die Entstehung von Delaminationen fördert, erhöht eine überlagerte in Laminatdickenrichtung wirkende Druckspannung σ_z^- durch Vergrößerung der Reibung die interlaminare Beanspruchbarkeit. Derartige Druckspannung lassen sich z.B. in Welle-Nabe-Verbindungen durch Presssitze verwirklichen.

Folgende Verstärkungsmaßnahmen werden angewendet:

- Verstärkungen in Laminatdickenrichtung (z-Richtung) finden sich in 3D-Gelegen oder werden zusätzlich durch Vernähen eingebracht.
- Eine andere Methode ist es, Nägel aus an einem Ende zugespitzten –UD-CFK-Stäbchen („z-pins“) einzustecken (Abb. 16.45). Beide Verstärkungsmaßnahmen bringen deutliche Verbesserungen. Jedoch können sie die Entstehung einer Delamination nicht verhindern. Es wird lediglich die Rissausbreitung und die Delaminationsgröße reduziert, bzw. eine vollständige Ablösung von Komponenten unterbunden. Um eine Delamination erst gar nicht entstehen zu lassen, müssten die Verstärkungen eine dauerhafte, hohe Federvorspannung aufweisen. Nachteilig ist, dass die Verstärkungen in der z-Richtung die Festigkeiten in der xy-Ebene mindern.

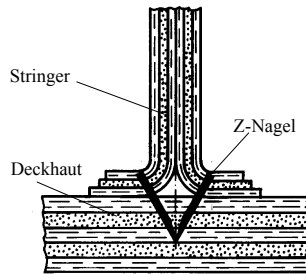


Abb. 16.45. Z-Nägel aus CFK sollen die Ausbreitung einer Delamination begrenzen und verhindern, dass sich ein Stringer vollständig von der Deckhaut löst

Literatur

- 16.1 Bazhenov SL, Kuperman AM, Zelenskii ES, Berlin AA (1992) Compression failure of unidirectional glass-fibre-reinforced plastics. *Comp. Science and Technology*; 45, 201–208
- 16.2 Förster R, Knappe W (1971) Experimentelle und theoretische Untersuchungen zur Rißbildungsgrenze an zweischichtigen Wickelrohren aus Glasfaser/Kunststoff unter Innendruck. In: *Kunststoffe* 61, 8, 583–588
- 16.3 Häberle JG, Matthews FL (1993) An improved technique for compression testing of unidirectional fibre-reinforced plastics; development and results. In: *Composites* Vol 25, No 5, 358–371
- 16.4 Häberle JG, Matthews FL (1994) A Micromechanics Model for Compressive Failure of Unidirectional Fibre-Reinforced Plastics. In: *J. of Composite Materials*, Vol. 28, No 17, 1618–1639
- 16.5 Huybrechts D (1996) Ein erster Beitrag zur Verifikation des wirkebenenbezogenen Zwischenfaserbruchkriteriums nach Puck. Diss. D82, RWTH Aachen, Verlag der Augustinus Buchhandlung, Aachen
- 16.6 Knickrehm A (1999) Zum Versagen unidirektionaler Glasfaser-Kunststoff-Verbunde bei Biegeschwellbeanspruchung. Diss. TU-Darmstadt, D17, Shaker-Verlag, Aachen
- 16.7 Knickrehm A, Schürmann H (1999) Möglichkeiten zur Steigerung der Lebensdauer von unidirektionalen FKV bei Biegeschwellbeanspruchung. 2. Internationale AVK-TV Tagung, Baden-Baden
- 16.8 Luftfahrttechnisches Handbuch (LTH), Handbuch Strukturberechnung (HSB), herausgegeben vom Industriausschuss Strukturberechnungsunterlagen (IASB). Das LTH ist nicht frei verkäuflich, der Kreis der LTH-Besitzer ist durch den IASB festgelegt
- 16.9 Niederstadt G (1983) Prüfung und Auswahl moderner Verbundwerkstoffe mit C-Faserverstärkung. In: *Kunststoffberater* 11/12, 25–27
- 16.10 Nonhoff G, Jäger M (2007) GFK im Grenzbereich. Rauchgasanwendungen mit Bypassbetrieb. In: *Tagungsband 5. GFK Unlimited*, 7.–8. März, Fürstfeldbruck
- 16.11 Puck A (1965) Zum Deformationsverhalten und Bruchmechanismus von unidirektionalem und orthogonalem Glasfaser/Kunststoff. In: *Kunststoffe* 55, 12, 913–922

- 16.12 Puck A (1967) Zur Beanspruchung und Verformung von GFK-Mehrschichtenverbund-Bauelementen. Teil 3. Versuche an Mehrschichtenverbunden. In: *Kunststoffe* 57, 12, 965-973
- 16.13 Puck A (1992) Ein Bruchkriterium gibt die Richtung an. *Kunststoffe* 82, 7, 607–610
- 16.14 Puck A (1996) Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis. Hanser, München
- 16.15 Puck A, Schneider W (1969) On failure mechanisms and failure criteria of filament-wound glass-fibre/resin composites. *Plastics & Polymers, The Plastics Institute Transactions and Journal*, February, 33–44, Pergamont Press, Oxford
- 16.16 Puck A, Schürmann H (1982) Die Zug/Druck-Torsionsprüfung an rohrförmigen Probekörpern. In: *Kunststoffe* 72, 9, 554–561
- 16.17 Puck A, Schürmann H (1998) Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology* 58, 1045–1067
- 16.18 Rosen BW (1965) Mechanisms of composite strengthening In: *Fiber Composite Materials*, ASM, ch 3
- 16.19 Schürmann H (1989) Zur Erhöhung der Belastbarkeit von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbunden durch gezielt eingebrachte Eigenspannungen; VDI-Fortschritts-Berichte, Reihe 1, Nr. 170, VDI-Verlag, Düsseldorf
- 16.20 Skudra AM (1985) In: Sih GC, Skudra AM: *Failure Mechanics of Composites*. North-Holland
- 16.21 Yaguti SW (1987) Measurement of Small Angle Fibre Misalignments in Continuous Fiber Composites. In: *Composites Science and Technology* 30, 279-293

Normen

- 16.22 ASTM D 5379-93 Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method
- 16.23 ASTM D 5448/D 5448M-93 Standard Test Method for Inplane Shear Properties of Hoop Wound Polymer Matrix Composite Cylinders
- 16.24 ASTM D 5449/D 5449M-93 Standard Test Method for Transverse Compressive Properties of Hoop Wound Polymer Matrix Composite Cylinders
- 16.25 ASTM D 5450/D 5450M-93 Standard Test Method for Transverse Tensile Properties of Hoop Wound Polymer Matrix Composite Cylinders

17 Bruchanalyse von unidirektionalen Schichten¹

17.1 Begriffe, Aufgaben einer Festigkeitsanalyse

Um die Spannungen hinsichtlich Höhe und Verteilung sowie die Verformungen eines Laminats zu ermitteln, bedient man sich der Methoden der Elasto-Statik. Basis der Elasto-Statik sind insbesondere Steifigkeiten, d.h. die Elastizitätsgesetze. Es gibt eine Reihe von Fällen, bei denen auf maximale Steifigkeit dimensioniert wird. Die Dimensionierungsaufgabe ist dann evtl. nach Ermittlung der Verformungen beendet.

Bei typischen Leichtbaukonstruktionen, bei denen der Werkstoff ausgereizt wird, ist die Kenntnis der Spannungen und Verformungen allein nicht ausreichend. Der Konstrukteur hat einen Festigkeitsnachweis zu führen und ausreichend hohe Sicherheiten gegen Versagen zu ermitteln. Dies ist die *Aufgabe der Festigkeitsanalyse* (strength analysis). Sie wird bei fast allen Konstruktionaufgaben im Anschluss an die Spannungsanalyse nahezu automatisch mit durchgeführt. Erst durch den Vergleich zwischen auftretender und ertragbarer Belastung lässt sich eine Struktur dimensionieren, d.h. die zur Lastaufnahme notwendigen Dimensionen oder Abmessungen festlegen; im Falle eines Laminats sind dies die Faser-mengen – bzw. stellvertretend die Dicken und die Faservolumenanteile der Einzelschichten – sowie die Faserorientierungen und die Schichtreihenfolge.

Zur Durchführung einer Festigkeitsanalyse muss eine mechanisch-mathematische Beschreibung des Versagensgeschehens vorliegen. Die mathematische Formulierung für denjenigen Spannungs- oder Verformungszustand, bei dem ein Bruch stattfindet, nennt man *Bruchbedingung*. Ein *Bruchkriterium* hingegen unterscheidet Spannungszustände, die noch nicht zum Bruch führen von denjenigen, bei denen Bruch eingetreten ist (Kriterium $\hat{=}$ Unterscheidungsmerkmal). Da in einer UD-Schicht die verschiedensten mehrachsigen Spannungs-kombinationen wirken können, muss ein Bruchkriterium es ermöglichen – eine experimentelle Überprüfung verbietet sich aus wirtschaftlichen Gründen – alle *denkbaren Belastungskombinationen* rechnerisch in einem Bruchkriterium zusammenzufassen. Prinzip aller Bruchkriterien ist also, dass die in einer UD-Schicht gleichzeitig auftretenden Spannungen mit Festigkeitswerten verglichen, d.h. mathematisch verknüpft werden. Zum Vergleich: Bei isotropen Werkstoffen werden Spannungs-kombinationen auf einen einzigen Wert, die so genannte Vergleichsspan-

¹ Eine umfassende Darstellung des Themas findet sich in [17.12]. Das Buch ist vergriffen, ist jedoch unter www.klub.tu-darmstadt.de als pdf-Dokument hinterlegt.

nung zurückgeführt; mit diesem Wert wird dann der Vergleich mit einem einzelnen Festigkeitswert, meist der Zugfestigkeit, durchgeführt. Die primäre Aufgabe eines Bruchkriteriums ist es also, den *Aufwand* für eine Festigkeitsanalyse zu minimieren und anstelle der experimentellen Überprüfung aller in Frage kommenden Belastungskombinationen kostengünstige, rechnerische Analysen zu ermöglichen.

In diesem Zusammenhang ist auch der Begriff der *Bruchhypothese* zu nennen. Sie beschreibt die physikalischen Annahmen über das Bruchgeschehen.

Für die Festigkeitsanalyse von Laminaten spielen verschiedene Aspekte eine Rolle:

- So sind – entsprechend der Faserorientierungen – die Einzelschichten eines MSV meist unterschiedlich hoch belastet. Demzufolge tritt das Versagen nicht in allen Einzelschichten gleichzeitig auf, sondern nacheinander, beginnend in den höchst beanspruchten Schichten.
- Das Versagen einer Einzelschicht tritt nicht in Form eines einzelnen, dominanten Risses auf. Da es nicht nur einen einzigen Versagenswert, sondern eine Festigkeitsverteilung gibt, beginnt das Versagen als Einzelriss im schwächsten Faser-Matrix-Bereich, Risse in den festeren Bereichen treten erst später, bei höheren Lasten auf.
- Darüber hinaus macht sich Rissbildung in den Einzelschichten auch durch eine Abnahme der Schichtsteifigkeit bemerkbar. Die Spannungs-Verformungskurve des Laminats wird nichtlinear. Die Änderung einzelner Schichtsteifigkeiten bedeutet darüber hinaus, dass *Spannungsumlagerungen* stattfinden: Geschädigte und damit steifigkeitsreduzierte Einzelschichten verringern mit fortschreitender Rissbildung ihren Traganteil. Die intakten und die nur gering geschädigten Nachbarschichten müssen aufgrund ihrer verbleibenden, höheren Steifigkeit die abgegebenen Lastanteile übernehmen.
- Risse in einzelnen Schichten erschöpfen nicht die Tragfähigkeit des gesamten Laminats. Das Versagen eines Laminats ist nicht ein einziges, singuläres Ereignis, sondern vielmehr ein evolutionärer Vorgang. Die Belastung eines Laminats kann deshalb oft erheblich über den Rissbildungsbeginn in einer oder mehreren Schichten hinaus gesteigert werden. Während die Bruchart und Form mittels Bruchkriterien erfasst wird, beschreibt man den evolutionären Versagensablauf in einer so genannten *Degradationsanalyse*. Ergänzend zu Versagenskriterien sind für eine umfassende Versagensanalyse also auch noch Degradationsmodelle notwendig.

Der Beginn der Rissbildung ist nicht mit dem Ende der *Gebrauchstauglichkeit* eines Laminats identisch. So kann die Gebrauchstauglichkeit schon durch optische Schäden begrenzt sein. Ein klassisches Beispiel für den Unterschied zwischen Rissbildung mit abschließendem Totalversagen und der Gebrauchstauglichkeit sind auf Innendruck belastete Rohre und Behälter. Rissbildung in einer Schicht bedeutet nicht das Leckwerden und damit den Verlust der Gebrauchstauglichkeit. Erst wenn sich in allen Einzelschichten Risse gebildet haben, liegt ein durchgängiger Pfad vor, durch den das unter Druck stehende Medium austreten kann. Eine Flüssigkeit tritt an der Behälteroberfläche entsprechend der

Einzelrisse in vielen Einzeltröpfchen aus. Man kennzeichnet dies mit dem Begriff *Weeping*, den dazugehörigen Innendruck mit Weeping-Grenze.

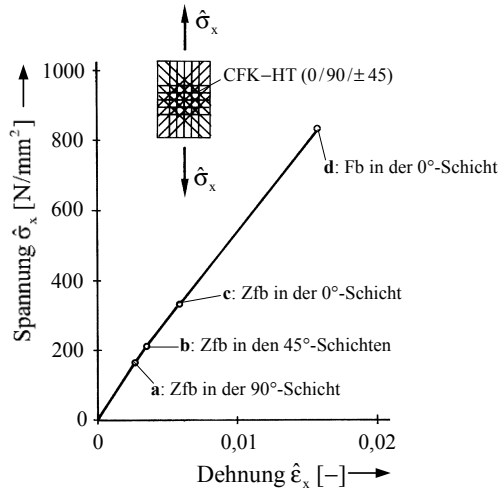


Abb. 17.1 Abschnitte einer kombinierten Spannungs-Verformungs- und Festigkeitsanalyse eines (0/90/±45)-Laminats; **0** bis **a** Spannungs-Verformungsanalyse mittels CLT; **a** Ergebnis der Festigkeitsanalyse: Zwischenfaserbruch in der 90°-Schicht; **a** bis **b** CLT in den ungeschädigten Schichten und CLT-Degradationsanalyse in der geschädigten 90°-Schicht; **b** Ergebnis der Festigkeitsanalyse: Zwischenfaserbruch in den ±45°-Schichten; **b** bis **c** CLT in der 0°-Schicht und CLT-Degradationsanalyse in den geschädigten 90°- und ±45°-Schichten; **c** Ergebnis der Festigkeitsanalyse: Zwischenfaserbruch in der 0°-Schicht; **c** bis **d** CLT-Degradationsanalyse in den geschädigten 90°, ±45°- und 0°-Schichten; **d** Faserbruch in der 0°-Schicht, d.h. Totalversagen und daher Abbruch des Rechenlaufs

Die mechanisch-mathematische Modellierung eines Laminats ist vollständig, d.h. vom Entstehen von Eigenspannungen bis zum Totalversagen, möglich. Sie gliedert sich in aufeinander folgende Einzelschritte:

- schichtenweise Spannungs- und Verformungsanalyse nach CLT (Elasto-Statik) bis zum Auftreten des ersten Versagens in einer Einzelschicht
- schichtenweise Festigkeitsanalyse; sie gliedert sich in:
 - die schichtenweise Angabe der Bruchgefahr, bzw. von Reserven gegen Bruch, sowie die Angabe ersten Versagens und der Versagensart (Basis: Bruchkriterien)
 - die Degradationsrechnung mittels CLT (Elasto-Statik), d.h. Weiterführung der schichtenweisen Spannungs- und Verformungsanalyse mit infolge Schädigung reduzierten Schichtsteifigkeiten über das erste Versagen hinaus bis zum Totalversagen des gesamten MSV.

Die einzelnen Abschnitte einer vollständigen Laminatanalyse lassen sich anschaulich anhand des Spannungs-Verzerrungs-Diagramms eines Laminats darstellen (Abb. 17.1).

Die folgenden Ausführungen sind auf *quasistatische Belastungen* beschränkt. Die mechanisch-mathematische Modellierung des Versagens bei schwingender Beanspruchung (Zeitfestigkeit, Dauerfestigkeit) und bei Langzeit-Beanspruchung (Zeitstandfestigkeit) ist noch nicht befriedigend gelöst.

Behandelt werden hier nur UD-Schichten. Bei anderen Faserhalbzeugen, z.B. bei Geweben, treten infolge der Halbzeugkonstruktion (Überlappungen, Verflechtungen) häufig zusätzliche und gegenüber UD-Schichten etwas geänderte Versagensformen auf. So tendieren die auf Paralleldruck belasteten Fasern in Geweben aufgrund der Vorkrümmung zum vorzeitigen Druckversagen und an den Knotenpunkten stellen sich frühzeitig Delaminationen ein. In erster Näherung lassen sich Gewebe jedoch – solange die Faserwelligkeit nicht allzu groß ist (dünne Körper- und Atlasgewebe) – auch als UD-Schichten rechnen.

17.2 Anforderungen und allgemeine Formulierung eines Bruchkriteriums

17.2.1 Spezifische Faserverbund-Anforderungen

Folgende Forderungen müssen an eine *physikalisch begründete* Faserverbund-Festigkeitsanalyse gestellt werden:

- Um die real unterschiedlichen Versagensarten vollständig mathematisch beschreiben zu können, sind nicht nur eine einzige, sondern *verschiedene Bruchkriterien* notwendig. Auf diese Weise ist es zusätzlich möglich, als Ergebnis der Analyse auch die *Art* des Versagens zu erhalten.
- Um bei zügig gesteigerter Belastung diejenige Schicht, in der als erste die Rissbildungsgrenze überschritten wird, auffindig zu machen und um die daran anschließende Spannungumlagerungen in andere Schichten beschreiben zu können, muss eine Festigkeitsanalyse *schichtenweise* erfolgen.
- Zwei Aspekte müssen bei einem Bruchkriterium so realitätsnah wie möglich mathematisch formuliert werden: Zum einen sollten die werkstofftypischen *Versagensarten*, wie z.B. Sprödbbruch durch Normalspannungen, Versagen durch Scherbruch infolge von Schubspannungen usw., physikalisch richtig wiedergegeben werden. Zum anderen müssen die *Interaktionen* zwischen Festigkeitswerten – häufig reduzieren gleichzeitig wirkende Spannungen unterschiedlicher Art die aus einachsiger Belastung bekannten Festigkeiten – berücksichtigt werden.
- Des Weiteren ist anzustreben, die mathematischen Formulierungen für den praktischen Gebrauch leicht *handhabbar* zu halten.

- Eine Festigkeitsanalyse ist nur so gut, wie die verwendeten Festigkeitswerte zutreffend sind. Festigkeitswerte, die in Kriterien eingesetzt werden, werden fast ausschließlich experimentell ermittelt. Zwar gibt es immer wieder Ansätze, Festigkeiten aus den Eigenschaften der Verbundkomponenten zu berechnen, jedoch sind die Ergebnisse zu unzuverlässig. Das geschickte Experiment hat den Vorteil, dass alle Einflüsse – z.B. die Art der Fertigung, höhere Temperaturen, Einfluss von Reagenzien usw. – sich im Ergebnis wiederfinden. Selbstredend werden die Versuche an möglichst einfachen und preisgünstigen Probekörpern durchgeführt, wobei neben der Wirtschaftlichkeit darauf zu achten ist, dass in den Probekörpern eindeutige Spannungs- oder Verformungszustände vorliegen.

Auf diese Weise lässt sich mit Hilfe der Festigkeitsanalyse

- unterscheiden, ob eine Spannungscombination ertragbar ist oder nicht
- der Nachweis ausreichender Sicherheiten führen
- und Vergleiche zwischen verschiedenen Laminataufbauten ziehen.

Die Festigkeitsanalyse dient somit – und dies ist in der Praxis der wohl wichtigste Nutzen – der rechnerischen *Optimierung*. Dabei können unterschiedliche Ziele verfolgt werden:

- Ziel im Sinne des Leichtbaus muss es sein, die Faserwinkel und Schichtdickenverhältnisse so zu wählen, dass der Werkstoff in allen Schichten so weit wie möglich ausgenutzt wird. Dies führt allerdings u.U. zum nahezu gleichzeitigen Versagen in allen Einzelschichten und damit auch zu einem plötzlichen Totalausfall des gesamten Laminats.
- Ziel im Sinne einer sicheren, *beobachtbaren* Versagensentwicklung muss es sein, dass kein schlagartiges Versagen auftritt. Das Versagen muss sich dem Nutzer ankündigen. Günstigerweise beginnt es in einer Randschicht und ist damit gut erkennbar. Es müssen trotz Rissbildung in einzelnen Schichten immer noch genügend Reserven im Laminat vorhanden sein, um die anliegenden Lasten – evtl. auf reduziertem Niveau – ertragen zu können. Ein sogenanntes „*robustes*“ Laminat (fail-safe) ist durch eine sukzessive, gut erkennbare Versagensentwicklung gekennzeichnet.

Neu erarbeitete Bruchkriterien ermöglichen es sogar, auch die Rissrichtung und den Bruchmodus anzugeben. Damit lässt sich auch eine Information über die „Gefährlichkeit“ und die Auswirkungen einer Bruchform gewinnen.

17.2.2 Zur mathematischen Formulierung und Visualisierung von Bruchbedingungen

Ziel der folgenden Ausführungen ist es, die mathematische Formulierung eines Bruchkriteriums unter Einbeziehung von besonderen Einflüssen herzuleiten. Die

Formulierungen werden in diesem Abschnitt noch nicht auf Faser-Kunststoff-Verbunde bezogen, sondern sind grundsätzlicher Natur.

Allgemein wird in einer Bruchbedingung der Vergleich zwischen gleichzeitig wirkenden Spannungen und den zugehörigen Festigkeiten vorgenommen. Im Fall einer einachsigen Belastung genügt es, die anliegende Spannung σ mit der zugehörigen Festigkeit R des Werkstoffs zu vergleichen. Werden beide gleich groß, d.h. ihr Verhältnis zu eins, $\sigma/R = 1$, so tritt der Bruch ein. Diese einfache Vorgehensweise ist bei mehrachsiger Beanspruchung nicht mehr anwendbar. Benötigt wird eine Rechenvorschrift, die das Eintreten des Bruchs sowohl bei einachsigen, als auch bei kombinierten Belastungszuständen beschreibt, und dabei berücksichtigt, dass sich die Belastungen und die dazugehörigen Festigkeitswerte gegenseitig beeinflussen. Hierzu sind sogenannte *Interaktionsbeziehungen* geeignet. Sie sind in der technischen Mechanik öfter anzutreffen, meist bei der Versagens- und bei der Stabilitätsanalyse unter kombinierter Belastung. Mathematisch formuliert man sie als sogenannte Überlagerungsformel. Sie bietet die Möglichkeit, Interaktionen – d.h. Auswirkungen von Beanspruchungen auf andere, nicht unmittelbar zugehörige Versagensformen – einzubeziehen. Die Überlagerungsformel beschreibt die Überlagerung von n Teilproblemen, wobei jedes Teilproblem auf seinen zugehörigen Grenzwert bezogen wird. Für ein Festigkeitsproblem, d.h. eine Bruchbedingung, schreibt sie sich in der einfachsten Form:

$$\sum_{j=1}^n \left(\frac{|\sigma_j^*|}{R_j} \right) = 1 \quad (17.1)$$

R = Festigkeit = Bruchspannung, die bei einer allein wirkenden Beanspruchung gemessen wird

σ^* = Index * bedeutet Spannung bei Bruch; am Bruchgeschehen sind mehrere Spannungen beteiligt

Das Verhältnis $|\sigma_j^*|/R_j$ kann man als Teil-Ausnutzungsgrad des Werkstoffs interpretieren. Aussage der Interaktions-Beziehung ist: Sobald die Summe aller Teil-Ausnutzungsgrade zu 1 geworden ist, tritt der Bruch ein. Die Interaktionsbeziehung stellt also eine Bruchbedingung dar. Eine solche Überlagerung von Teilproblemen ist streng nur anwendbar, wenn die Teilprobleme physikalisch ähnlich sind und mit Spannungssteigerung auch proportional wachsen.

Es ist zu beachten, dass die Festigkeitswerte, auch Druckfestigkeiten, immer als *positive* Werte, d.h. als Beträge eingesetzt werden! Da Spannungen auch als negative Werte erscheinen, müssen sie aufgrund dieser Konvention in der Bruchbedingung absolut gesetzt werden. Den Term $F(\sigma, R_\sigma)$ bezeichnet man als *Bruchfunktion*.

Die lineare Überlagerungsformel auf zwei Teilprobleme angewendet – hier auf eine Spannungs Kombination aus einer Normal- und einer Schubspannung – ergibt als Bruchbedingung:

$$\frac{|\sigma^*|}{R_\sigma} + \frac{|\tau^*|}{R_\tau} = 1 \quad (17.2)$$

R_σ = Festigkeit bei Beanspruchung nur durch eine Normalspannung

R_τ = Festigkeit bei Beanspruchung nur durch eine Schubspannung

Bruchfunktionen lassen sich gut visualisieren. Einen Spannungszustand aus meist mehreren, gleichzeitig wirkenden Komponenten formuliert man als Vektor. Insofern spannen die Spitzen der zum Versagen führenden Spannungsvektoren die Bruchkurven, bzw. Bruchflächen auf. Zu unterscheiden sind Spannungszustandsvektoren und Spannungsvektoren. Spannungszustandsvektoren sind dadurch gekennzeichnet, dass mehrere gleichzeitig wirkende, jedoch beliebige Spannungen zusammengefasst werden, auch wenn sie nicht auf der gleichen Schnittebene wirken, z.B. bei einer UD-Schicht σ_1 und σ_2 . Im Gegensatz dazu haben alle in einem Spannungsvektor zusammengefassten Spannungen die gleiche Wirkebene, z.B. $\{\sigma_2, \tau_{21}\}$. Spannungszustände mit 2 Spannungen – die nicht notwendigerweise auf der gleichen Ebene wirken müssen, also auch Spannungszustandsvektoren sein können – stellt man zweidimensional als *Bruchkurven* dar. Spannungszustände mit 3 Spannungen lassen sich dreidimensional als *Bruchflächen* visualisieren, die die Oberfläche eines *Bruchkörpers* bilden. Bruchkurven erhält man durch Schnitte an interessierenden Stellen des Bruchkörpers. Durch Aufteilen der Bruchkurve in Teilkurven, bzw. Aufteilen des Bruchkörpers in Teilflächen – dies bedeutet, dass mehrere und unterschiedliche Bruchfunktionen formuliert werden – gelingt es, unterschiedliches physikalisches Bruchverhalten zu differenzieren. Bruchkurven und Bruchflächen repräsentieren also denjenigen Spannungszustand, der genau die Bruchbedingung erfüllt. Die Fläche unter der Bruchkurve, bzw. der Raum innerhalb des Bruchkörpers bildet die Menge aller ertragbaren Spannungscombinationen ab.

Die z.B. in Gl. 17.2 formulierte Bruchfunktion stellt im Bruch- oder auch Interaktionsdiagramm (Abb. 17.2) eine Gerade dar. Man erkennt, die Wirkung der Interaktion, d.h. wie die Überlagerung einer gleichzeitig wirkenden Schubspannung τ die ertragbaren Normalspannungen σ^* absenkt und umgekehrt.

17.2.3 Anpassung von Bruchbedingungen; Berücksichtigung des Einflusses von Querdruck auf den Schubbruch

Eine lineare Interaktion, d.h. eine Bruchkurve, wie Abb. 17.2a sie darstellt, bildet die Realität fast immer nur unzureichend ab. Es müssen physikalische Besonderheiten berücksichtigt werden, die durch Plausibilitätsbetrachtungen sowie üblicherweise durch Anpassung an Versuchsdaten modifiziert werden.

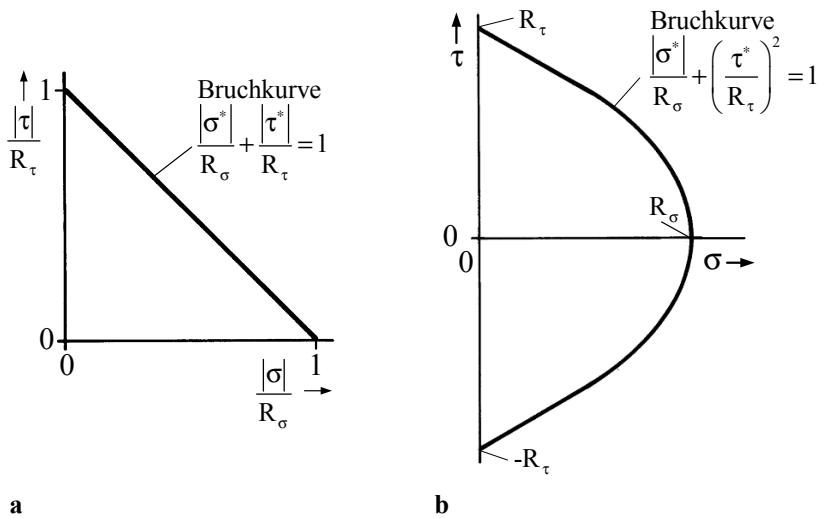


Abb. 17.2. Bruchdiagramme mit Bruchkurven **a** Lineare Bruchkurve für eine Spannungs-kombination aus Normal- und Schubspannungen in einer auf die Festigkeiten bezogenen Darstellung **b** Parabelförmige Bruchkurve in absoluter Darstellung. Hierbei wird die Symmetrie der Bruchkurve zur σ -Achse deutlich. Sie ergibt sich, wenn der Schubbruch vom Vorzeichen unabhängig ist. Wegen der Symmetrie stellt man im Allgemeinen nur die obere Hälfte dar

Folgende Plausibilitätsüberlegungen können angestellt werden:

- Bei den Schubspannungen darf keine Abhängigkeit vom Vorzeichen vorhanden sein. Die Interaktionskurve muss spiegelsymmetrisch zur σ -Achse verlaufen.
- Desweiteren kann man erwarten, dass die Überlagerung nur kleiner Schubspannungen die Festigkeit R_σ nur wenig beeinflusst. Der Bruch wird von der hohen σ -Spannung dominiert. Demzufolge sollte die Bruchkurve keinen scharfen Knick aufweisen – was auf eine Änderung des Bruchmechanismus hinweisen würde – sondern senkrecht in die σ -Achse einmünden (Abb. 17.2b). Diese Plausibilitätsbedingungen werden von einer Parabelformulierung erfüllt:

$$\frac{|\sigma^*|}{R_\sigma} + \left(\frac{\tau^*}{R_\tau} \right)^2 = 1 \quad (17.3)$$

Eine genauere Interpolation von Messergebnissen lässt sich vielfach erzielen, wenn man statt der Parabel die Bruchfunktion als Ellipsengleichung formuliert. Die Bruchbedingung hat in Normalform das Aussehen:

$$\left(\frac{\sigma^*}{R_\sigma}\right)^2 + \left(\frac{\tau^*}{R_\tau}\right)^2 = 1 \quad (17.4)$$

Das Zusammenwirken von Zugspannungen σ^+ und τ beim Erzeugen eines Bruchs in der gemeinsamen Wirkebene führt zu einer Erniedrigung derjenigen Schub- und Zug-Bruchwiderstände, die mit ausschließlicher Zug- oder Schubbeanspruchung ermittelt wurden. Dies wird durch eine aus dem Ursprung verschobene Ellipse als Bruchkurve genügend genau wiedergegeben.

Umgekehrt verhält es sich, wenn die dem Schub überlagerten Normalspannungen das Vorzeichen wechseln. Die Bruchgefahr verringert sich, sobald auf der Schubbruchebene zusätzlich eine Druckspannung wirkt. Die Auswirkung lässt sich als *Coulombsche* Reibung interpretieren. Das Bruchgeschehen ist also entscheidend von der Wirkrichtung der Normalspannungen abhängig.

Im einfachsten Fall kann man die Wirkung der überlagerten Druckbeanspruchung linear berücksichtigen:

$$\tau^* = R_\tau - p_\tau^- \cdot \sigma^* \quad (17.5)$$

für $\sigma < 0$

Index * = bei Bruch

p_τ^- gibt als Proportionalitätsfaktor die Steigung des linearen Ansatzes wieder und kann nach *Coulomb* als „Reibungsbeiwert“ gedeutet werden. Er ist negativ, da σ^* als Druckspannung ebenfalls negativ ist, das Produkt aber eine positive Anhebung der ertragbaren Spannungen ergeben muss. Unbefriedigend ist, dass die Schubbeanspruchbarkeit demzufolge auch bis zu höchsten Druckspannungen proportional mit wächst. Realistischer dürfte der parabolische Ansatz nach *Mohr* sein (Abb. 17.3). Die ertragbare Schubspannung τ^* steigt degressiv an, um sich bei sehr hohen Druckspannungen einer Parallelen zur σ -Achse an zu nähern:

$$(\tau^*)^2 = R_\tau^2 - 2p_\tau^- \cdot R_\tau \cdot \sigma^* \quad (17.6)$$

für $\sigma < 0$

Trotz der diskutierten Plausibilitätsbetrachtungen und der Berücksichtigung physikalischer Besonderheiten geben einfachere Bruchfunktionen experimentelle Ergebnisse manchmal ungenügend wieder. Dann bestehen folgende Möglichkeiten:

- Parabeln und Ellipsen werden modifiziert oder man wählt stattdessen mathematische Formulierungen höherer Ordnung
- Die Bruchfunktionen werden nur für Teilbereiche des Bruchgeschehens formuliert. Die Anpassung an Versuchsergebnisse wird einfacher und genauer. Dies empfiehlt sich insbesondere dann, wenn unterschiedliche Brucharten auftreten. Durch jeweils zugeordnete Bruchfunktionen kann deutlich gemacht werden, dass das Bruchgeschehen wechselt. Der Konstrukteur bekommt aus der Festigkeitsanalyse somit die zusätzliche Information über die Bruchart.

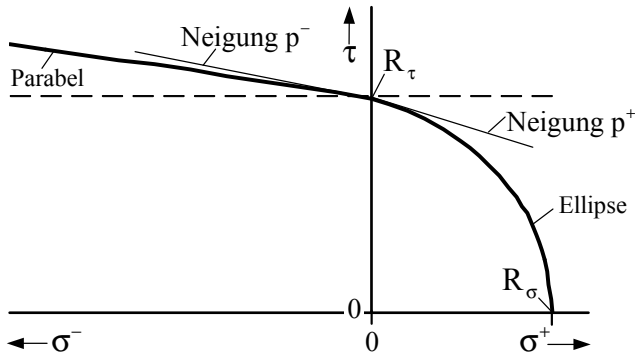


Abb. 17.3. Einfluss von überlagertem Querdruck auf die Schub-Beanspruchbarkeit, beschrieben durch eine Parabel. Der Einfluss von Querzug wird durch eine Ellipse wiedergegeben. Die Lage der Bruchkurven wird von den Neigungsparameter p im Ursprung der Bruchkurven bei R_τ und $\sigma=0$ bestimmt. Das Bild zeigt die beiden Neigungsgeraden, die beide durch den Punkt $(\sigma=0)/R_\tau$ verlaufen (p^+ für $\sigma \geq 0$ und p^- für $\sigma < 0$). Querzug reduziert, Querdruck hingegen steigert die Schubbelastbarkeit

17.2.4 Formulierung eines Bruchkriteriums und Einführung der Anstrengung

Die Bruchbedingung beschreibt nur den Zustand der bei Bruch herrscht. Sie soll zum Bruchkriterium erweitert werden. Der Einfachheit halber wird dazu auf die lineare Überlagerungsform der Bruchbedingung Gl. 17.1 zurückgegriffen. Erweitert zum *Bruchkriterium* lautet Gl. 17.1:

$$\sum_{j=1}^n \left(\frac{\sigma_j}{R_j} \right) \begin{matrix} > \\ < \end{matrix} 1 \quad (17.7)$$

- Ergibt sich $F(\sigma=\sigma^* \dots) = 1$, dann ist gerade die Bruchgrenze erreicht, d.h. die Bruchbedingung ist erfüllt.
- Ergibt sich $F(\sigma \dots) < 1$, dann erreicht der herrschende Beanspruchungszustand die Bruchgrenze nicht.
- Ergibt sich $F(\sigma \dots) > 1$, dann heißt dies, dass Versagen eingetreten ist; die Bruchgrenze ist bereits überschritten worden.

Es ist zu beachten, dass der Spannungsvektor, z.B. $\{\sigma\}$, unterschiedliche Bedeutung haben kann. In der Bruchbedingung repräsentiert er den Spannungszustand bei Bruch (Index *), während er in einem Bruchkriterium den zu untersuchenden Spannungszustand darstellt.

Für den Konstrukteur reicht die Aussage eines so formulierten Bruchkriteriums nicht aus. Er benötigt nicht nur die qualitative Angabe, ob der vorliegende Spannungszustand größer, kleiner oder gleich dem Bruchspannungszustand ist. Er muss wissen, wie groß die Bruchgefahr ist, d.h. wie weit der vorliegende Spannungszustand *quantitativ* von der Bruchgrenze entfernt ist. Eine Methode, um die Ungleichung zu umgehen, ist es, einen zusätzlichen Faktor einzuführen. Im vorliegenden Fall handelt es sich um die sogenannte *Anstrengung* f_E (E = exertion, oder stress exposure). Wird sie in die Beziehung 17.7 eingesetzt, dann erübrigt es sich, diese als Ungleichung zu schreiben; sie wird durch f_E immer als Gleichung erfüllt. Damit lautet die *Bruchbedingung*:

$$\sum_{j=1}^n \left(\frac{\sigma_j}{f_E \cdot R_j} \right) = 1 \quad (17.8)$$

Die Anstrengung beschreibt, wie stark der Werkstoff bei gegebener Spannungskombination $\{\sigma\}$ im Vergleich zur maximal ertragbaren Spannungskombination $\{\sigma\}^*$ ausgelastet ist. Die Bruchbedingung ist erfüllt – d.h. es tritt Faserbruch oder Zwischenfaserbruch in der betreffenden UD-Schicht ein und das Bruchkriterium wird wieder zur Bruchbedingung – wenn $f_E = 1$ wird.

Anschaulich lässt sich f_E auch in einem Bruchdiagramm visualisieren (Abb. 17.4):

$$f_E = \frac{\text{Länge des Vektors } \{\sigma\} \text{ der vorhandenen Spannungen}}{\text{Länge des Vektors } \{\sigma\}^* \text{ der zum Versagen führenden Spannungen}} \quad (17.9)$$

Der Definition Gl. 17.7 zufolge könnte man $(1/f_E)$ auch als Streckungsfaktor interpretieren, mit dem der vorliegende Spannungsvektor multipliziert werden muss, bis er die Bruchbedingung erfüllt, oder – am Beispiel einer σ/τ -Spannungskombination veranschaulicht – bis seine Spitze die Bruchkurve berührt:

$$\frac{\frac{1}{f_E} \cdot \sqrt{\sigma^2 + \tau^2}}{\sqrt{\sigma^{2*} + \tau^{2*}}} = 1 \quad (17.10)$$

Mit der Einführung des Begriffs der Anstrengung gelingt es, einen mehrachsigen Spannungszustand quasi auf einen singulären Wert zu „verdichten“ und so die Bruchgefahr einfach beurteilbar zu machen.

Wichtiger Hinweis

Bei der Formulierung einer Bruchfunktion ist zu beachten: Der Zahlenwert der Bruchfunktion stellt nur dann ein *direktes* Maß für die Bruchgefahr dar, wenn die Bruchfunktion bezüglich der Spannungen homogen vom Grad 1 ist, also bei Erhöhung aller Spannungen um einen gemeinsamen Faktor $(1/f_E)$ eben dieser Faktor aus der Bruchfunktion ausgeklammert werden kann.

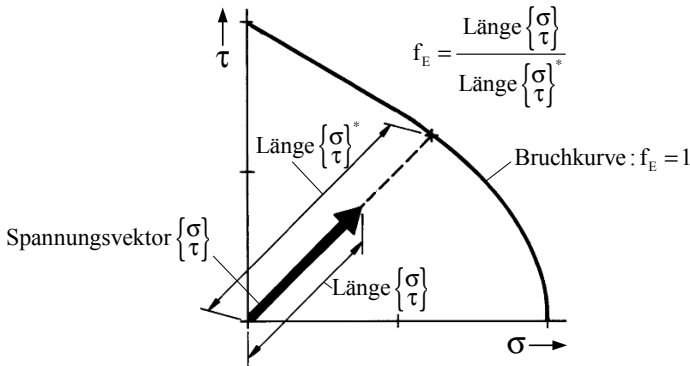


Abb. 17.4. Visualisierung der Anstrengung f_E in einem Bruchdiagramm

Die Anstrengung lässt sich als Vergleichswert nutzen. Demzufolge arbeitet der Konstrukteur nicht mit der Bruchbedingung, sondern löst diese nach der Anstrengung auf. Dies soll beispielhaft an Hand einer einfachen Bruchfunktion dargestellt werden. Dazu wird die elliptische Beispiel-Bruchbedingung Gl. 17.4 unter Einbeziehung der Anstrengung geschrieben:

$$\left(\frac{\sigma}{f_E \cdot R_\sigma} \right)^2 + \left(\frac{\tau}{f_E \cdot R_\tau} \right)^2 = 1 \quad (17.11)$$

Auflösen der quadratischen Gl. der Bruchbedingung nach der Anstrengung ergibt das *Bruchkriterium*, formuliert mit der Anstrengung:

$$f_E = + \sqrt{\left(\frac{\sigma}{R_\sigma} \right)^2 + \left(\frac{\tau}{R_\tau} \right)^2} \quad (17.12)$$

Die *Bruchbedingung* mit der Anstrengung $f_E = 1$ lautet:

$$f_E = + \sqrt{\left(\frac{\sigma^*}{R_\sigma} \right)^2 + \left(\frac{\tau^*}{R_\tau} \right)^2} = 1 \quad (17.13)$$

17.2.5 Berücksichtigung von Eigenspannungen, Einführung des Streckungsfaktors

Da die Bruchfunktion Gl. 17.8 so formuliert wurde, dass alle Teilausnutzungsgrade, z.B. (σ_j / R_j) oder z.B. (σ_j^2 / R_j^2) , mit dem gleichen Faktor $(1/f_E)$ gestreckt werden – der Faktor kann dann vor das Summenzeichen gezogen werden – müssen alle Spannungen bei Laststeigerung auch im konstanten Ver-

hältnis zueinander wachsen. Ist dies nicht erfüllt – z.B. weil eine Spannung aus Eigenspannungen herrührt und nicht mit zunehmender Laststeigerung wächst – so müssten Teil-Anstrengungen unter das Summenzeichen gezogen und nur diejenigen Spannungen gestreckt werden, die bei Laststeigerung bis zum Bruch wachsen können. In Abb. 17.5 ist im Bruchdiagramm dargestellt, welche Besonderheiten bei der Überlagerung mehrerer Spannungsvektoren entstehen. Die Anstrengung wird immer vom Ursprung des Bruchdiagramms bestimmt. Die Anstrengung ist *unabhängig* davon, in welchen aufeinander folgenden Spannungsschritten der zu beurteilende Spannungszustand erreicht wurde.

Um nur denjenigen Spannungsvektor strecken zu können, der im *Betriebsfall* bis zum Bruch wachsen kann, wird der Streckungsfaktor f_s (stretch factor) eingeführt. Mit ihm wird nicht der resultierende Vektor eines zusammengesetzten Spannungszustands einer UD-Schicht gestreckt, sondern *nur* die sich ändernden Spannungen – meist die aus der Last herrührenden Spannungen $\{\sigma\}^L$ (L = load). In diesem Fall kann man ihn noch zusätzlich durch den Index L kennzeichnen: f_s^L . Die anderen Spannungen – meist Eigenspannungen $\{\sigma\}^r$ (r = residual) – bleiben konstant und ungestreckt. Man kann also – je nach gewünschter Information – das Bruchkriterium mit der Anstrengung oder mit dem Streckungsfaktor formulieren; hier am Beispiel der einfachen linearen Überlagerung demonstriert:

$$\text{Anstrengungs-Formulierung: } \sum_{j=1}^n \left(\frac{\sigma_j}{f_E \cdot R_j} \right) = 1 \quad (17.14)$$

$$\text{Streckungsfaktor-Formulierung: } \sum_{j=1}^n \left(\frac{\sigma_j^r + f_s^L \cdot \sigma_j^L}{R_j} \right) = 1 \quad (17.15)$$

Bei der Streckungsfaktor-Formulierung wird meist der thermische Eigenspannungszustand überlagert. Es ist aber unbenommen, umgekehrt zu verfahren, also den Lastspannungsvektor konstant zu halten und mittels des Streckungsfaktors zu beurteilen, wann der Bruch durch sich erhöhende thermische Eigenspannungen – z.B. bei kontinuierlicher Abkühlung zu Tiefsttemperaturen – eintritt. Sollte sich der Eigenspannungsvektor ebenfalls ändern – z.B. weil die thermischen Eigenspannungen sich bei sinkenden Temperaturen erhöhen, oder sich durch bei erhöhter Belastung einsetzende Mikrorissbildung vermindern – so muss man gegebenenfalls iterieren.

Im Fall einer Bruchbedingung in Form eines Polynoms 2.Grades erhält man für f_s wiederum eine quadratische Gleichung. Die Auflösung nach dem Streckungsfaktor wird in [17.12] demonstriert. Eine andere Vorgehensweise ist es, in einem CLT-Rechenprogramm die Last-Schnittkräfte in kleinen Schritten zu steigern, bis der Lastspannungsvektor der zu untersuchenden Einzelschicht die Bruchkurve erreicht. Die dazugehörige Länge des Schicht-Lastspannungsvektors setzt man dann ins Verhältnis mit der Länge des Schicht-Lastspannungsvektors bei den interessierenden, d.h. nachzuweisenden Spannungen und erhält so den Streckungsfaktor gegen Z_{fb} für die betreffende Schicht.

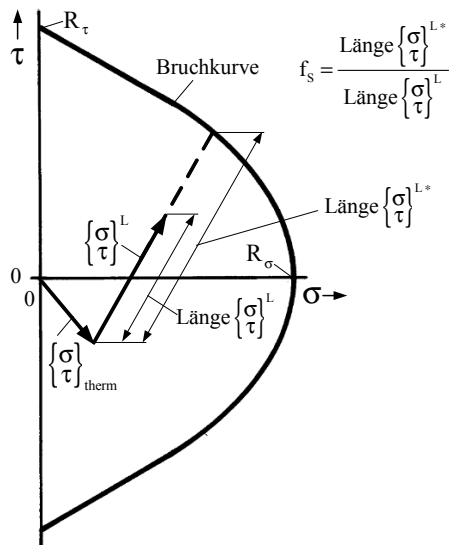


Abb. 17.5. Zur Definition des Streckungsfaktors f_s bei einem überlagerten Spannungszustand. Während die Wirkung von Schubspannungen – anders als bei Normalspannungen – häufig unabhängig vom Vorzeichen ist, muss bei der Anstrengungs- und Streckungsfaktorberechnung das Vorzeichen der Schubspannungen korrekt berücksichtigt werden

Anstrengung und Streckungsfaktor werden vor dem ersten Versagen einer Einzelschicht – meist Zwischenfaserbruch – sowohl für Zfb als auch Fb errechnet. Nachdem Zfb eingetreten ist, macht eine Angabe des Streckungsfaktors nur noch für Fb Sinn. Hingegen wird die Anstrengung auch nach Zfb sowohl für den Fb, als *auch* für Zfb errechnet. Da die Anstrengung für Zfb dann größer als 1 ist, bezeichnet man sie auch als Überanstrengung. Sie kann zur Steuerung der Degradationsanalyse verwendet werden.

17.2.6 Anstrengung und Streckungsfaktor bei nichtlinearem Werkstoffverhalten

Per definitionem ist die Anstrengung eher als Werkstoffausnutzung zu verstehen. Sie wird immer vom Ursprung eines Bruchdiagramms aus betrachtet, wird mit dem resultierenden Vektor aller auftretenden Spannungen gebildet und ist damit unabhängig vom Lastweg und davon, von welchen Einwirkungen – äußere Lasten, Temperaturdifferenzen, Feuchteaufnahme usw. – die Beanspruchung herrührt. Solange kein Bruch auftritt, bleibt schon vom Begriff her $f_E < 1$. Für den Streckungsfaktor gilt vom Begriff her, dass er größer 1 sein muss, wenn noch kein Bruch eingetreten ist. *Nur* für den *Sonderfall*, dass nur ein Spannungsvektor vor-

liegt – also sich nicht mehrere, unterschiedlich gerichtete Spannungsvektoren addieren – gilt zwischen dem Streckungsfaktor und der Anstrengung der Zusammenhang: $f_s = 1/f_E$. Bei nichtlinearem Werkstoffverhalten wird eine bestimmte Spannungs Kombination – z.B. σ_2/τ_{21} – bei vom Nullpunkt beginnender, proportionaler Laststeigerung auf einer *gekrümmten* Kurve erreicht. Dies liegt daran, dass bei konstantem äußeren Belastungsverhältnis – z.B. $\hat{n}_x/\hat{n}_{xy}$ – sich aufgrund nichtlinearen Elastizitätsverhaltens das sich lt. CLT ergebende Schichtspannungsverhältnis – z.B. σ_2/τ_{21} – bei Laststeigerung kontinuierlich ändert. Im Inneren des Laminats treten Spannungsumlagerungen auf. Eine Anstrengung und ein Streckungsfaktor sind jedoch immer eindeutig angebbar, da sie „Momentaufnahmen“ für den betrachteten *Schichtspannungszustand* darstellen.

17.2.7 Der Reservefaktor für ein Laminat

Ein Ingenieur, der einen Festigkeitsnachweis zu führen hat, wird daran interessiert sein, ein Maß zu haben, um wieviel die interessierende Belastung bis zum Bruch gesteigert werden kann. Dies ist aber nur für das *gesamte* Laminat angebbar, nicht für eine einzelne Schicht! Grund dafür sind Spannungsumlagerungen, die infolge des nichtlinearen Werkstoffverhaltens bei Laststeigerung auftretenden. Man weiß von vornherein nicht, wo man bei Steigerung der veränderlichen Last auf der Bruchfläche oder -kurve „ankommt“ und welche Schicht als erste Bruch erleidet. Um für Nachweisverfahren gegen Bruch ein Maß zu haben, wird der weit verbreitete Begriff des *Reservefaktors* RF hier auch für Lamine übernommen. Üblicherweise formuliert man den Reservefaktor nicht mit geometrieabhängigen Spannungen, sondern mit Schnittkräften – und momenten. Im Fall eines Laminats gibt er an, wie weit man bei einem interessierenden Schnittkraftzustand – z.B. $(\hat{n}_x, \hat{n}_y, \hat{n}_{xy})$ – vom Versagenszustand entfernt ist. Er bezieht sich nur auf diejenigen Schnittkräfte, die sich verändern, nicht auf z.B. konstante Belastungen, wie Eigenspannungen. Der Reservefaktor lässt sich sowohl für Zfb als auch für Fb angeben!

Im Gegensatz zur Anstrengung f_E und dem Streckungsfaktor f_s lässt sich der Reservefaktor RF *nicht* unmittelbar mit den Schichtspannungen formulieren, da diese sich aufgrund der verschiedenen Werkstoff-Nichtlinearitäten und der daraus resultierenden Spannungsumlagerungen nicht mehr proportional zur äußeren Belastung verhalten, sondern nur mit Schnittkräften oder der äußeren Belastung. RF wird für einen interessierenden Spannungszustand „im Nachhinein“ bestimmt. Das heißt, man steigert in hinreichend kleinen Schritten die Schnittbelastung, bis die Bruchkurve erreicht wird, d.h. Bruch eintritt. Erst dann kann man den Reservefaktor angeben. Da die Schnittkräfte- und Momente proportional gesteigert werden, kann man eine Schnittkraft herausgreifen – in Gl. 17.16 die Schnittkraft $\hat{n}_x$ – und das Verhältnis Kraft bei Bruch zu Kraft bei interessierender Last bilden:

$$RF = \frac{\hat{n}_x^*}{\hat{n}_x \text{ bei interessierender Betriebslast}} \quad (17.16)$$

Index * = bei Bruch

Ändern sich die Schnittkräfte und -momente $\{\hat{n}, \hat{m}\}^T$, weil eine statisch unbestimmte Struktur vorliegt und die Schnittgrößen vom nichtlinearen Verhalten der gesamten Struktur abhängig sind, so ergibt sich der Reservefaktor als Verhältnis der äußeren Kräfte $\{F\}^*$ und Momente $\{M\}^*$ bei Bruch zu den äußeren interessierenden Kräften und Momenten. Es ist daher immer mit anzugeben, *worauf* sich der Reservefaktor bezieht, also auf das Laminat oder die Struktur!

Der Reservefaktor lässt sich mit einem ähnlichen englischsprachigen Begriff verknüpfen. Dort definiert man die Reserve gegenüber Bruch nicht als Faktor, sondern als Sicherheitsspielraum durch den Begriff *margin of safety* (MS). Es gilt der Zusammenhang: $MS = RF - 1$.

In der Luft- und Raumfahrttechnik trifft man auf eine weitere ähnliche Größe, den Sicherheitsfaktor j . Er darf nicht mit dem Reservefaktor verwechselt werden. Während der Sicherheitsfaktor eine bei der Auslegung vorgeschriebene, mindestens einzurechnende Größe ist, ergibt sich der Reservefaktor entweder theoretisch aus der Auslegung oder real aus dem Experiment. Er sollte – wenn er auf die Auslegungslast bezogen wird – naturgemäß über dem Sicherheitsfaktor liegen. Der Sicherheitsfaktor selber bezieht sich auf das Verhältnis zweier Lastbegriffe. Im Flugzeugbau nennt man die größte auftretende Kombination aus Kräften und Momenten *Sichere Last* (Limit Load, LL). Sie muss sicher ertragen werden. Unsicherheiten aller Art – z.B. in der Lastannahme – werden durch Multiplikation mit dem Sicherheitsfaktor j abgedeckt. So ergibt sich die Entwurfs-Bruchlast (Ultimate Load, UL). Üblicherweise beträgt der Sicherheitsfaktor $j = 1,5$.

$$j = \frac{\text{Bruchlast (UL)}}{\text{Sichere Last (LL)}} \quad (17.17)$$

Die Ausführungen in obigen Unterkapiteln sind prinzipieller Natur. Im Folgenden werden sie auf den speziellen Fall der UD-Schicht übertragen.

17.3 Gliederung der Bruchkriterien-Arten

Im Laufe der Zeit sind die unterschiedlichsten Bruchkriterien für Faserverbunde entwickelt und modifiziert worden, meist für den ebenen Spannungszustand einer UD-Schicht und für den Zwischenfaserbruch. Ganz allgemein kann man unterscheiden:

- Bruchtyp-Bruchkriterien
- Global-Bruchkriterien

Eine realistische Beschreibung des realen Bruchgeschehens, einschließlich einer Unterscheidung der auftretenden Versagensarten, bieten die Bruchtyp-Bruchkriterien. Zu unterscheiden ist zwischen den beiden grundlegenden Brucharten Faserbruch und Zwischenfaserbruch [17.10]. Demzufolge wird für jede der Brucharten ein eigenes Bruchkriterium aufgestellt, d.h. also sowohl ein Faser- als auch ein Zwischenfaser-Bruchkriterium.

17.4 Faser-Bruchkriterium der UD-Schicht

Bei Faserbruch (fibre failure, FF) geht man davon aus, dass er ausschließlich durch die Faserbeanspruchung $\sigma_{\parallel}$ in Längsrichtung bewirkt wird. Interaktionen mit Spannungen in der Faser quer zur Faserrichtung werden vernachlässigt. Daher lässt sich auch ein relativ einfaches Faserbruch-Kriterium (fibre-failure-criterion) formulieren. Man vergleicht die herrschende faserparallele Schichtspannung σ_1 mit der entsprechenden Festigkeit $R_{\parallel}$. Die Bruchbedingung lautet:

$$\frac{|\sigma_1|}{R_{\parallel}^{\pm}} = 1 \text{ mit } \begin{cases} R_{\parallel}^{+} & \text{für } \sigma_1 \geq 0 \\ R_{\parallel}^{-} & \text{für } \sigma_1 < 0 \end{cases} \quad (17.18)$$

σ_1 = Längs-Schichtspannung (mittels CLT ermittelt)

$R_{\parallel}$ = Festigkeit parallel zur Faserrichtung

Je nachdem, ob die Schichtspannung σ_1 eine Zug- oder Druckspannung ist, vergleicht man im Nenner mit der Längs-Zug- $R_{\parallel}^{+}$ oder der Längs-Druckfestigkeit $R_{\parallel}^{-}$. Da σ_1 Vorzeichen behaftet ist, Festigkeitswerte aber immer als positive Zahlenwerte angegeben werden, wird das Bruchkriterium in Absolutwerten notiert. Erreicht das Verhältnis den Wert 1, so tritt Faserbruch ein.

Gl. 17.18 ist leicht zu einer Anstrengungsbeziehung umformbar:

$$f_{E, Fb} = \frac{|\sigma_1|}{R_{\parallel}^{\pm}} \text{ mit } \begin{cases} R_{\parallel}^{+} & \text{für } \sigma_1 \geq 0 \\ R_{\parallel}^{-} & \text{für } \sigma_1 < 0 \end{cases} \quad (17.19)$$

Die unter Gl. 17.18 notierte Faser-Bruchbedingung ist für Vordimensionierungen ausreichend genau. Präzise Festigkeitsnachweise erfordern aber die Berücksichtigung weiterer Einflüsse auf das Faserversagen:

- Eine lange offene Frage war, ob eine hohe Dehnung quer zur Faserlängsrichtung und mit zur Faserlängsdehnung umgekehrtem Vorzeichen – also eine Interaktion – die ertragbare Längsspannung σ_1^* erniedrigt. Ausgeklügelte Experimente konnten für die Überlagerung von ε_2^- zu σ_1^+ diese Annahme zumindest bei zügig bis zum Bruch durchgeführter Belastung nicht bestätigen [17.1].
- Da die wahre Versagensform bei faserparallelem Druck Schubknicken ist, reduziert überlagerter Quer-Längs-Schub $\tau_{\perp\parallel}$ die ertragbare Längs-

Druckspannung. Interagierende $\tau_{\perp\parallel}$ -Beanspruchungen sollten also mit einem Schub-Korrekturfaktor berücksichtigt werden. Konkrete Angaben können derzeit nicht gemacht werden. Es liegt keine physikalisch begründete Methode vor, die experimentell abgesichert ist. In [17.12, 17.1] findet sich ein rein empirischer Ansatz für eine Korrektur.

- Weitere Auswirkungen auf das fasernparallele Bruchverhalten sind selbstverständlich von Zwischenfaserbrüchen zu erwarten. Solche Auswirkungen sind noch nicht gänzlich geklärt.

Schon bei ausschließlicher σ_2 -Spannung wird den Fasern mikromechanisch eine zusätzliche Längsdehnung ϵ_1 aufgezwungen, da die Matrix stärker querdehnen will als die steifen Fasern. Darüber hinaus ist die Querspannung in der Matrix aufgrund der Dehnungsvergrößerung mikromechanisch ungleichförmig verteilt, insbesondere bei GFK. Dies kann man mittels eines Vergrößerungsfaktors $m_{\sigma,f}$ (m = magnification) erfassen. Für GFK wird 1,3 für CFK 1,1 vorgeschlagen [17.12]. Die Längsspannung in der Faser muss um einen Zusatzterm ergänzt werden. Damit ergibt sich als Faserspannung $\sigma_{f\parallel}$:

$$\sigma_{f\parallel} = E_{f\parallel} \cdot \epsilon_1 + v_{f\perp\parallel} \cdot m_{\sigma,f} \cdot (\sigma_2 + \sigma_3) \quad (17.20)$$

Ersetzt man ϵ_1 durch das Elastizitätsgesetz der UD-Schicht und die Faserspannung $\sigma_{f\parallel}$ durch die max. ertragbare Spannung, d.h. die Bruchfestigkeit $R_{\parallel}$ der UD-Schicht, so folgt daraus die verfeinerte Faser-Bruchbedingung. In Gl. 17.20 wird eingesetzt:

$$R_{f\parallel} = E_{f\parallel} \cdot e_{\parallel}, \quad R_{\parallel} = E_{\parallel} \cdot e_{\parallel} \quad \text{sowie} \quad \epsilon_1 = \frac{\sigma_1}{E_{\parallel}} - \frac{v_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} \sigma_2 - \frac{v_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} \sigma_3. \quad (17.21)$$

$e_{\parallel}$ = Bruchdehnung der Fasern und der UD-Schicht

Faserbruch tritt ein, wenn gilt:

$$\left| \frac{\sigma_1}{R_{\parallel}^{\pm}} - \left(v_{\perp\parallel} - v_{f\perp\parallel} \frac{E_{\parallel}}{E_{f\parallel}} \cdot m_{\sigma,f} \right) \cdot \frac{\sigma_2 + \sigma_3}{R_{\parallel}^{\pm}} \right| = 1 \quad (17.22)$$

Die Bruchbedingung lässt sich – da sie homogen vom Grad 1 ist – einfach in eine Beziehung für die Faserbruch-Anstrengung umwandeln:

$$f_E(Fb) = \left| \frac{1}{R_{\parallel}^{\pm}} \left[\sigma_1 - \left(v_{\perp\parallel} - v_{f\perp\parallel} \frac{E_{\parallel}}{E_{f\parallel}} \cdot m_{\sigma,f} \right) (\sigma_2 + \sigma_3) \right] \right| = 1 \quad \text{mit} \quad \begin{cases} R_{\parallel}^{+} \text{ für } [...] \geq 0 \\ R_{\parallel}^{-} \text{ für } [...] < 0 \end{cases} \quad (17.23)$$

Will man in erster Linie nur wissen, wie ein Laminat endgültig versagt, also welche Schicht als erste Faserbruch erleidet, so setzt man in der CLT die Grund-Elastizitätsgrößen, die stark Matrix-beeinflusst sind ($E_{\perp}, G_{\perp\parallel}, v_{\perp\parallel}, v_{\perp\perp}$) nahezu auf Null. Dies simuliert den Steifigkeitsverlust durch Zwischenfaserbrüche. Die mechanische Beanspruchung wird nur noch durch die Fasern aufgenommen und man

erhält aus der Festigkeitsanalyse – ohne zwischengeschaltete Degradationsanalyse – die Information, wann zum erstenmal Faserbruch auftritt. Diese Vorgehensweise ist aber nur dann anwendbar, wenn sichergestellt ist, dass alle Schichten vorab die Zfb-Grenze überschritten haben.

17.5 Vorbemerkungen zu Zwischenfaserbruch-Kriterien

Ein klassischer Vertreter für Zfb-Bruchkriterien (inter-fibre-failure (IFF)-criteria) ist das für den meist vorkommenden *ebenen* Spannungszustand formulierte Kriterium, das 1967 am *Deutschen-Kunststoff-Institut*, Darmstadt entwickelt wurde [17.9]. Es beschreibt anhand von Interpolationspolynomen – hier Ellipsenabschnitten – Spannungskombinationen die zum Zfb führen. In diesem Kriterium war auch bereits die vom physikalischen Bruchgeschehen her sinnvolle Fallunterscheidung $\sigma_{\perp} \geq 0$ und $\sigma_{\perp} < 0$ zu treffen. Da die ursprüngliche Formulierung die Interaktion zwischen $\sigma_{\perp}$ und $R_{\perp\parallel}$ – also die die Schubbelastbarkeit steigernde Wirkung überlagerter Druckspannungen – nicht ausreichend berücksichtigt, wurde es später etwas besser an Versuchsergebnisse angepasst. Es ist u.a. in [17.15] notiert. Dabei wurde es jedoch zum reinen Interpolationspolynom, der physikalische Hintergrund ging verloren.

Neben diesem im deutschsprachigen Raum verbreiteten Bruchkriterium existieren noch eine Vielzahl ähnlicher Formulierungen. Sie haben in der Vergangenheit gute Dienste geleistet.

Seit 1996 existieren die Wirkebenen-Bruchkriterien von *Puck*. Sie sind physikalisch fundiert und liefern darüber hinaus dem Konstrukteur zusätzliche, wichtige Informationen, wie z.B. den Bruchwinkel. Sie gelten nicht nur für ebene Belastungen, sondern auch für den räumlichen Spannungszustand. Demzufolge sind sie insbesondere auch für die Bewertung von Krafteinleitungsbereichen geeignet, die fast immer dreidimensional beansprucht sind. Es wird ausdrücklich empfohlen, nicht mehr mit den „älteren“ Bruchkriterien zu arbeiten, sondern die Wirkebenen bezogenen Bruchkriterien zu verwenden.

17.6 Wirkebenen-bezogene Bruchkriterien für die UD-Schicht

Faser-Kunststoff-Verbunde zeigen allgemein ein sprödes Bruchverhalten und zwar sowohl bei Fb als auch bei Zfb. Größere plastische Deformationen oder auch Verfestigungen sind nicht zu beobachten. Besonders ausgeprägt tritt das Spröbruchverhalten bei Querkzugbeanspruchung auf, z.B. bei $\sigma_{\perp}^+$ - oder $\tau_{\perp\perp}$ -Beanspruchung: Der Spaltbruch tritt spröde in der Ebene der maximalen Zugspannung auf. Deutlich nichtlineares Spannungs-Verzerrungs-Verhalten, insbesondere bei $\tau_{\perp\parallel}$ -Beanspruchung ist keinesfalls als plastisches Verhalten zu inter-

pretieren, sondern stellt eine durch Mikrorissbildung reduzierte Belastbarkeit des Werkstoffs dar.

Obwohl der Spröbruchcharakter der Faser-Kunststoff-Verbunde bei Zfb schon lange bekannt ist, werden immer noch modifizierte Fließkriterien angewendet, wie z.B. das Global-Kriterium nach *Tsai/Wu*, bei dem es sich nur um ein anisotrop gemachtes *von Mises*-Fließkriterium handelt. Physikalisch sinnvoller wäre es, eine Bruchhypothese für spröde brechende Werkstoffe auf den Zfb von UD-Verbunden zu übertragen.

Die bislang bekannten Ansätze für Bruchkriterien weisen aber noch einen weiteren Mangel auf. Es werden Spannungen und Festigkeitswerte in die Kriterien eingesetzt, die – wie auch die CLT – auf das Schicht-Koordinatensystem bezogen werden, dessen orthogonale Basis die Mittelebene einer Schicht ist. 1980 veröffentlichte *Hashin* die Idee, den ursprünglichen *Mohrschen* Ansatz auf die UD-Schicht anzuwenden [17.3]. *Otto Mohr* formulierte:

Die Bruchgrenze eines Materials wird durch die Spannungen der Bruchebene bestimmt.

Die Bruchebene ist aber nicht automatisch mit den Ebenen, die durch das orthogonale Schicht-KOS gegeben sind, identisch. Ihre Orientierung hängt von der Schichtspannungs-Kombination ab und ist a priori nicht bekannt. Sie ist aber dadurch charakterisiert, dass bei ihr die Bruchgefahr am größten wird.

Fasst man zusammen, so erscheint die von *Otto Mohr* im Jahre 1900 [17.7] für spröde Metalle formulierte Bruchhypothese als die auch für Faser-Kunststoff-Verbunde am ehesten geeignete. Sie berücksichtigt den Spröbruchcharakter dieser Werkstoffklasse.

Von *Puck* wurde der Hinweis *Hashins* aufgegriffen und ab 1992 [17.11] zu einer neuen Theorie der Festigkeitsanalyse von UD-Schichten entwickelt [17.12]. Die im Folgenden dargestellten Zwischenfaserbruch-Kriterien werden daher als Wirkebenen-Kriterien bezeichnet.

Es wird ausdrücklich darauf hingewiesen, dass die Gültigkeit der *Mohrschen* Hypothese für FKV noch nicht in allen Details experimentell validiert wurde. Für den ebenen ($\sigma_1, \sigma_2, \tau_{21}$)-Spannungsfall werden die Wirkebenen-Bruchkriterien bestätigt. Für den räumlichen Fall müssen noch Experimente folgen. Daher sollte man die Literatur, die zu diesem Themenkomplex noch erarbeitet wird (z.B. [17.19]), detailliert verfolgen.

17.6.1 Spannungen und Spannungskombinationen auf der Bruchebene, die zu Zfb führen

Laut *Mohr* wird ein Bruch durch die Spannungen auf der Bruchebene hervorgerufen. Ziel der folgenden Überlegungen ist es, die Bruchebene und die auf ihr wirkenden Spannungen zu charakterisieren:

- Zwischenfaserbrüche können nur auf faserparallelen Ebenen auftreten

- Faserparallele σ_1 -Spannungen beeinflussen Zwischenfaserbrüche erst bei sehr hohen Werten; sie können bei den folgenden Betrachtungen vorerst außer Acht gelassen werden.
- Die transversale Isotropie hat zweierlei Auswirkungen:
 - alle faserparallelen Ebenen sind bzgl. der Bruchentstehung gleichberechtigt
 - Die Suche nach der Zfb-Bruchfläche vereinfacht sich. Es muss *keine* beliebig im Raum angeordnete Bruchebene gesucht werden, sondern es sind nur die in Faserlängsrichtung orientierten faserparallelen Ebenen hinsichtlich der Bruchgefahr zu überprüfen. Alle potenziellen Bruchebenen ergeben sich daher durch *einfache Rotation* der Schnittebenen um die faserparallele 1-Achse um 180° (Abb. 17.7).

Die Beanspruchungen auf den potenziellen, faserparallelen Bruchebenen kennzeichnet *Puck* zur Unterscheidung von Schichtspannungen mit einer speziellen Indizierung $1,n,t$ (1 = Faserrichtung, n = normal zur faserparallelen Ebene, t = tangential zur faserparallelen Ebene). Die Bruchebene selbst erhält zusätzlich die Indizierung „fp“ (fracture plane).

Auf den potenziellen Bruchebenen führen folgende drei Spannungen allein oder gemeinsam zum Zwischenfaserbruch (Abb. 17.6):

- eine Querzugspannung σ_n , d.h. eine Zugspannung normal zur Bruchebene; sie stellt eine $\sigma_\perp^+$ -Beanspruchung dar
- eine Schubspannung τ_{nt} , sie stellt eine Quer-Quer-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\perp}$ dar
- eine Schubspannung τ_{n1} ; sie stellt eine Quer-Längs-Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$ dar.

Die beiden Schubspannungen τ_{n1} und τ_{nt} lassen sich zu einer resultierenden Schubspannung $\tau_{n\psi}$ zusammenfassen. Betrag und Winkel folgen zu:

$$\tau_{n\psi} = \sqrt{\tau_{n1}^2 + \tau_{nt}^2} \quad ; \quad \psi = \arctan \frac{\tau_{n1}}{\tau_{nt}} \quad (17.24)$$

Abb. 17.6 zeigt die auf der Ebene θ wirksamen Spannungen, die gleichzeitig, aber auch einzeln auftreten können.

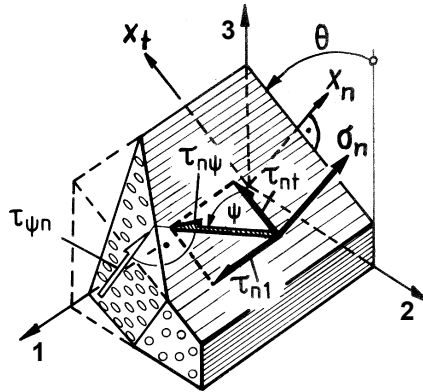


Abb. 17.6. Spannungszustand auf einer um den Winkel θ aus der Dickenrichtung heraus gedrehten faserparallelen Ebene (aus [17.13])

Puck postuliert für die Bruchebene die folgenden Bruchhypothesen:

- Jede faserparallele Ebene ist eine potenzielle Zwischenfaserbruch-Ebene. Maßgebend für den Zfb sind die Normalspannungen σ_n und die Schubspannungen $\tau_{n\psi}$.
- Ist σ_n eine Zugspannung, so wirkt sie bei der Erzeugung des Bruchs mit der resultierenden Schubspannung $\tau_{n\psi}$ zusammen oder bewirkt diesen sogar allein, wenn $\tau_{n\psi}$ gleich Null ist.
- Ist σ_n eine Druckspannung, so erschwert sie den von $\tau_{n\psi}$ bewirkten Scherbruch, indem sie durch einen mit steigender Druckspannung anwachsenden „inneren“ Reibungswiderstand den Bruchwiderstand der Bruchebene gegenüber dem Scherbruch erhöht.

Da σ_n als Zugspannung eine andere Wirkung hat, als eine σ_n -Druckspannung, muss zuerst geprüft werden, welcher Fall vorliegt. In der Formulierung der Festigkeitskriterien müssen demnach für Zug und Druck unterschiedliche Bruchbedingungen formuliert werden.

- Wenn τ_{n1} gleich Null ist – d.h. es wirken dann nur $\sigma_{\perp}$ - und $\tau_{\perp\perp}$ -Beanspruchungen (aus $\sigma_2, \sigma_3, \tau_{23}$) – so tritt der Bruch entweder als reiner Zugbruch durch σ_n oder als Scherbruch infolge τ_{nt} auf. Während der Zugbruch auf der Wirkebene der maximalen Hauptspannung entsteht, tritt der Scherbruch auf einer Schnittebene auf, auf der gleichzeitig mit der Schubspannung τ_{nt} eine den Scherbruch erschwerende Druckspannung σ_n wirkt. Auf welcher Schnittebene sich der Bruch letztendlich ausbildet, hängt davon ab, in welcher der beiden möglichen Ebenen bei Laststeigerung die Bruchgrenze zuerst erreicht wird.

17.6.2 Bestimmung der Lage der Bruchebene

Die Zfb-relevanten Spannungen $\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl}$ errechnen sich aus den Schichtspannungen $\sigma_2, \sigma_3, \tau_{32}, \tau_{31}, \tau_{21}$ durch eine Drehung, d.h. eine Polartransformation des räumlichen Spannungszustands eines UD-Elements vom 1,2,3- in das auf potenzielle Bruchebenen bezogene, faserparallele x_1, x_n, x_t -Koordinatensystem:

$$\begin{bmatrix} \sigma_n \\ \tau_{nt} \\ \tau_{nl} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 2cs & 0 & 0 \\ -sc & sc & (c^2 - s^2) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & s & c \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{bmatrix} \quad (17.25)$$

$c = \cos \theta, \quad s = \sin \theta$

Die Transformationsbeziehungen Gl. 17.25 beinhalten die Überlagerung von Spannungskomponenten, z.B. ergibt sich σ_n aus der Überlagerung von Komponenten aus σ_2, σ_3 und τ_{23} .

Die Bruchebene unter dem Winkel θ_{fp} ist dadurch gekennzeichnet, dass der Faktor $1/f_E$ – bzw. bei vorhandenen Eigenspannungen der Streckungsfaktor f_s , mit dem der Spannungszustand der gemeinsamen Wirkebene gestreckt werden muss, um die Bruchbedingung zu erfüllen – minimal wird (Abb. 17.8). Oder anders ausgedrückt:

- Ausgangsbasis ist im allgemeinen Fall der räumliche Spannungszustand der UD-Schicht ($\sigma_2, \sigma_3, \tau_{23}, \tau_{31}, \tau_{21}$).
- Dieser Spannungszustand wird um den Winkel θ in den $(\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl})$ -Spannungszustand transformiert.

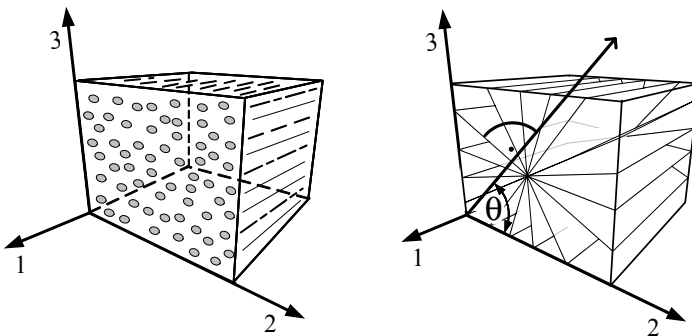


Abb. 17.7. Zur Bestimmung der faserparallelen Zfb-Bruchebene. Es werden Schnitte unter verschiedenen Winkeln θ parallel zur Faserlängsachse (1-Richtung) geführt. Die Schnittebenen werden durch den Winkel ihrer Normalen gekennzeichnet (nach Puck)

Derjenige Winkel θ , beim dem der Vektor gleicher Wirkebene ($\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl}$) am ehesten die Hüllfläche des Master-Bruchkörpers durchstößt, ist der Winkel der Bruchfläche θ_{fp} .

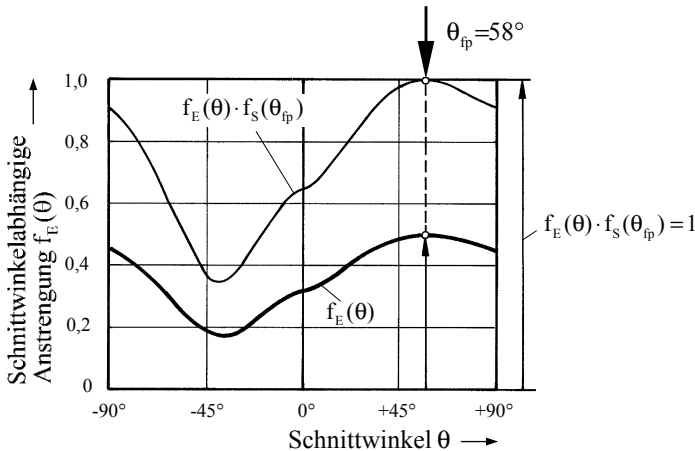


Abb. 17.8. Zur Bruchwinkelsuche: Schnittwinkel-abhängige Anstrengung $f_E(\theta)$ aufgetragen über dem Schnittwinkel θ für eine τ_{23}, τ_{21} -Spannungskombination, bei der $\tau_{23} = \tau_{21}$ ist (aus [17.13]). Die dick eingezeichnete Linie stellt ein für einen Zfb zu niedriges Spannungsniveau dar, die dünn eingezeichnete Linie gibt dasjenige Spannungsniveau wieder, das mit dem Streckungsfaktor bei Bruch $f_S(\theta_{fp})$ multipliziert wurde und bei dem dann unter $\theta_{fp} = 58^\circ$ Zfb eintritt

Der Winkel der Bruchfläche θ_{fp} ist analytisch nur im Sonderfall des ebenen ($(\sigma_1, \sigma_2, \tau_{21})$)-Spannungszustandes berechenbar; er wird im allgemeinen Fall numerisch ermittelt. Eine einfache, aber durchaus praktikable Methode ist es, bei gegebener Schicht-Spannungskombination die Transformationen nach Gl. 17.25 in einer Rechenschleife in äquidistanten Abständen zwischen $\theta = -90^\circ$ und $\theta = +90^\circ$ durchzuführen und dabei denjenigen Winkel θ festzuhalten, bei dem der Faktor f_E maximal, bzw. f_S minimal wird (Abb. 17.8). Das Ergebnis kann noch verbessert werden, indem engere Iterationsschleifen in der Nähe des im ersten Lauf gefundenen Extremwerts durchgeführt werden.

17.6.3 Die Master-Bruchbedingungen für Zfb

Für die Formulierung der Master-Bruchbedingungen müssen folgende Anforderungen gestellt werden:

- Wirkebenenkriterien können nicht mit den Basis-Festigkeiten formuliert werden, da der Bruch nicht in allen Fällen auf den Wirkebenen der jeweiligen Beanspruchung auftritt. Entsprechend der *Mohrschen* Vorstellung erfolgt die Beurteilung der Bruchgefahr auf der Bruchebene. Dazu werden die auf einer

gemeinsamen Wirkebene auftretenden Spannungen $\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl}$ mit den ihnen zugehörigen Bruchwiderständen der Wirkebenen $R_{\perp}^+, R_{\perp\perp}^A, R_{\perp\parallel}$ in Beziehung gesetzt. Während $\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl}$ eine Querkzugbeanspruchung, bzw. eine Quer-Quer-Schubbeanspruchung, bzw. eine Quer-Längs-Schubbeanspruchung bewirken, sind $R_{\perp}^+, R_{\perp\perp}^A, R_{\perp\parallel}$ die Bruchwiderstände der der jeweiligen Beanspruchung zugeordneten Wirkebenen.

Besonders günstig für die Anschauung ist es, dass am Bruch nur drei Spannungen $\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl}$, allein oder in Kombination mitwirken. Demzufolge lassen sich die Bruchflächen einfach in einem dreidimensionalen Bruchdiagramm visualisieren. Unter der Berücksichtigung der abnehmenden Schubbelastbarkeit durch überlagerte Zugspannungen und umgekehrt zunehmenden Schubbelastbarkeit bei Überlagerung von Druckspannungen, ergibt sich als Bruchkörper ein zur Druckspannung σ_n^- hin offener Bruchkörper (Abb. 17.9). Diese im (x_1, x_n, x_t) -Spannungsraum visualisierten Bruchbedingungen sind der Ausgangspunkt aller weiteren Betrachtungen. *Puck* bezeichnet sie aufgrund ihrer übergeordneten Bedeutung – und auch zur Unterscheidung von Bedingungen und Bruchflächen im $(\sigma_2, \sigma_3, \tau_{23}, \tau_{31}, \tau_{21})$ -Spannungsraum – als *Master-Bruchbedingungen* und *Master-Bruchflächen*.

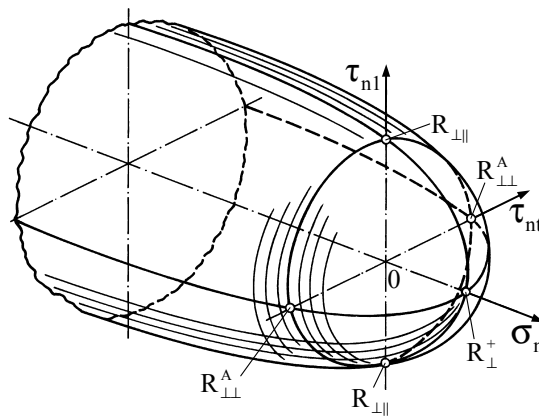


Abb. 17.9. Zfb-Master-Bruchflächen für eine UD-Schicht („Bruchtüte“) (nach [17.12]). Die Spannungen $\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl}$ sind die auf einer gemeinsamen Wirkebene auftretenden Spannungen. Der Körper ist sowohl zur (σ_n, τ_{nt}) -, als auch zur (σ_n, τ_{nl}) -Schnittebene symmetrisch, da die Schub-Bruchwiderstände $R_{\perp\perp}^A$ und $R_{\perp\parallel}$ vom Vorzeichen von τ_{nt} und τ_{nl} unabhängig sind. Der Schnitt senkrecht zur σ_n -Achse bei $\sigma_n=0$ ist daher im Allgemeinen eine Ellipse

Alle Spannungscombinationen, die auf der Oberfläche des Bruchkörpers liegen, führen zum Zwischenfaserbruch. Deutlich erkennbar ist, dass in der Ebene $\sigma_n = 0$, zwei Teilkörper in der τ_{nt} - und τ_{nl} -Ebene zusammenstoßen. Die gemeinsame Schnittfläche stellt eine Ellipse dar. Zwei Besonderheiten sind erkennbar:

- Da die Erfahrung lehrt, dass Querdruckspannungen σ_n^- auf ihrer Wirkebene allein keinen Zwischenfaserbruch bewirken können, ergibt sich, dass die „Tüte“ in Richtung der negativen σ_n -Achse offen ist.
- Die Interaktion zwischen den Querdruckspannungen und den Schubspannungen führt zu erhöhter Schubbelastbarkeit. Die „Tüte“ öffnet sich im Querdruckbereich.

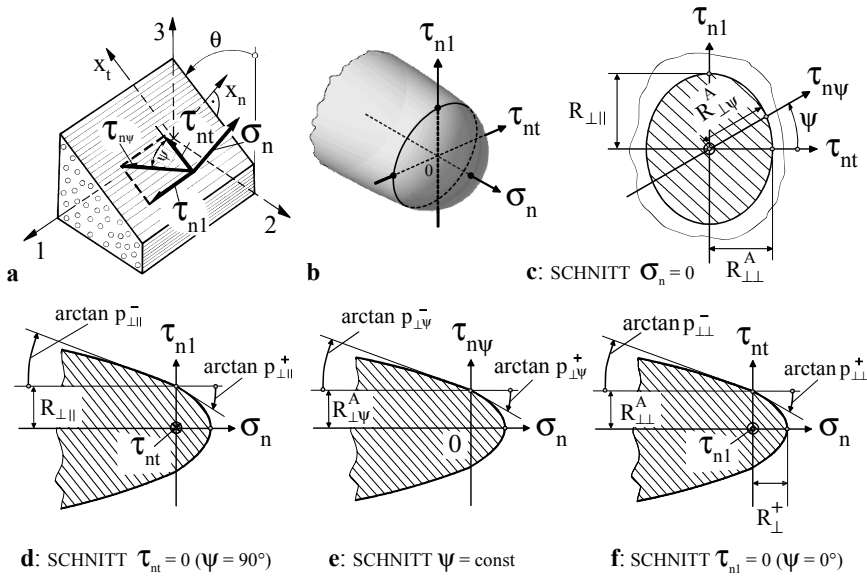


Abb. 17.10. a Faserparalleler Schnitt unter dem Winkel θ mit den für Zwischenfaserbruch relevanten Spannungen $\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{n1}$ b Bruchkörper, zusammengesetzt aus zwei Bruchflächen, einer für $\sigma_n \geq 0$ und einer für $\sigma_n < 0$ c Schnitt durch den Bruchkörper bei $\sigma_n = 0$; man erkennt die elliptische Schnittfläche, die von allen zu Bruch führenden Spannungs-kombinationen (τ_{nt}, τ_{n1}) bei $\sigma_n = 0$ aufgespannt wird d, e, f verschiedene Längsschnitte durch den Bruchkörper zur Darstellung insbesondere der Neigungsparameter p e Längsschnitt unter dem Winkel ψ , unter dem die Resultierende $\tau_{n\psi}$ aus (τ_{nt}, τ_{n1}) liegt

Klassischerweise könnte man die Bruchfunktion für Zfb mittels einer elliptischen Interaktionsbeziehung formulieren. Puck stellte jedoch fest, dass dieser Ansatz für die iterative Bruchwinkelsuche ungeeignet ist, da dann innerhalb jeder Iterationsschleife eine Gleichung 4. Grades zu lösen ist. Er schlägt daher vor, den Master-Bruchkörper aus Längsschnitten – parallel zu seiner σ_n -Achse – aufzubauen. Dies ist insofern vorteilhaft, weil Spannungsvektoren $\{\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{n1}\}^T$ vom Koordinatenursprung ausgehen und auch bei Streckung mit dem Faktor $1/f_E$ bis zum Berühren der Bruchfläche in der Ebene eines Längsschnitts bleiben. Ein solcher Längsschnitt ist durch das Verhältnis der auf der gemeinsamen Wirkebene

vorliegenden Schubspannungen $\tau_{n1}/\tau_{nt} = \tan\psi$ gegeben (Abb. 17.10). Fasst man die beiden Schubspannungen τ_{nt} und τ_{n1} zur Resultierenden $\tau_{n\psi}$ zusammen (Gl. 17.26), so kann das Problem wie bei *Mohr* (*Mohrsche Hülllinie*) zunächst zweidimensional behandelt werden:

$$\tau_{n\psi} = \sqrt{\tau_{n1}^2 + \tau_{nt}^2} \quad (17.26)$$

Bruchbedingungen für den Zugbereich $\sigma_n \geq 0$

Als Bruchbedingung für $\sigma_n \geq 0$ wird eine Ellipsengleichung formuliert:

$$\left(\frac{\tau_{n\psi}}{R_{\perp\psi}^A} \right)^2 + c_1 \frac{\sigma_n}{R_{\perp}^+} + c_2 \frac{\sigma_n^2}{(R_{\perp}^+)^2} = 1 \quad (17.27)$$

Liegt keine Schubspannung vor ($\tau_{n\psi}=0$), so muss die Bruchbedingung $\sigma_n = R_{\perp}^+$ ergeben. Daraus folgt: $c_1 + c_2 = 1$. Die Ellipse ist aus dem Ursprung verschoben. Sie muss zur exakten Positionierung noch an Randbedingungen angepasst werden. Erste Bedingung ist, dass sie bei $\sigma_n=0$ den Punkt $\tau_{n\psi} = R_{\perp\psi}^A$ treffen muss. Als zweite Bedingung wird dort eine definierte Steigung der Bruchkurve gefordert:

$$\left. \frac{d\tau_{n\psi}}{d\sigma_n} \right|_{\sigma_n=0} = -p_{\perp\psi}^+ \quad (17.28)$$

$p_{\perp\psi}^+$ = Neigungsparameter bei $\sigma_n=0$

(+) bedeutet: gilt im Bereich $\sigma_n \geq 0$

Die Steigung $p_{\perp\psi}^+$ errechnet sich aus der Ableitung von Gl. 17.27 an der Stelle $\sigma_n=0$. Nach Differenzieren der impliziten Gl. 17.27 und Einsetzen von $p_{\perp\psi}^+$ lässt sich der Koeffizient c_1 bestimmen, und damit schreibt sich die Bruchbedingung im Bereich $\sigma_n \geq 0$:

$$\left(\frac{\tau_{n\psi}}{R_{\perp\psi}^A} \right)^2 + 2 \frac{p_{\perp\psi}^+ \sigma_n}{R_{\perp\psi}^A} + \left(1 - 2 \frac{p_{\perp\psi}^+ \cdot R_{\perp}^+}{R_{\perp\psi}^A} \right) \cdot \frac{\sigma_n^2}{(R_{\perp}^+)^2} = 1 \quad (17.29)$$

Bruchbedingungen für den Druckbereich $\sigma_n < 0$

Mit überlagertem Querdruck erhöht sich die Schub-Belastbarkeit. *Puck* beschreibt dies mit einer mit zunehmender σ_n^- -Spannung ansteigenden Parabelgleichung:

$$\left(\frac{\tau_{n\psi}}{R_{\perp\psi}^A} \right)^2 + c \cdot \sigma_n = 1 \quad (17.30)$$

Die Position der Parabel wird dadurch bestimmt, dass sie bei $\sigma_n=0$ eine definierte Steigung besitzen soll:

$$\left. \frac{d\tau_{n\psi}}{d\sigma_n} \right|_{\sigma_n=0} = -p_{\perp\psi}^- \quad (17.31)$$

$p_{\perp\psi}^-$ = Neigungsparameter bei $\sigma_n=0$

(-) bedeutet: gilt im Bereich $\sigma_n < 0$

Differentiation von Gl. 17.30 nach σ_n und Einsetzen des Neigungsparameters $p_{\perp\psi}^-$ führt zur Bruchbedingung für $\sigma_n < 0$:

$$\left(\frac{\tau_{n\psi}}{R_{\perp\psi}^A} \right)^2 + 2 \frac{p_{\perp\psi}^-}{R_{\perp\psi}^A} \sigma_n = 1 \quad (17.32)$$

Querschnittskontur des Bruchkörpers bei $\sigma_n = 0$

Es sind nun noch die Abstände der Bruchkurven vom Koordinatenursprung $\sigma_n = \tau_{nt} = \tau_{n1} = 0$ festzulegen. Puck schlägt für die Form des Querschnitts des Masterbruchkörpers an dieser Stelle eine Ellipse vor. Sie beschreibt die Bruchkurve für alle (τ_{nt}, τ_{n1}) -Spannungskombinationen bei $\sigma_n = 0$:

$$\left(\frac{\tau_{n\psi,0}}{R_{\perp\psi}^A} \right)^2 = \left(\frac{\tau_{n\perp,0}}{R_{\perp\perp}^A} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{n1,0}}{R_{\perp\parallel}^A} \right)^2 = 1 \quad (17.33)$$

Index 0 heißt: an der Stelle $\sigma_n = 0$

Ersetzen der Spannungen $\tau_{nt,0}$ und $\tau_{n1,0}$ bei $\sigma_n = 0$ durch $\tau_{nt,0} = \tau_{n\psi,0} \cdot \cos \psi$ und $\tau_{n1,0} = \tau_{n\psi,0} \cdot \sin \psi$. Herauskürzen von $\tau_{n\psi,0}$ liefert:

$$\left(\frac{1}{R_{\perp\psi}^A} \right)^2 = \left(\frac{\cos \psi}{R_{\perp\perp}^A} \right)^2 + \left(\frac{\sin \psi}{R_{\perp\parallel}^A} \right)^2 \quad (17.34)$$

Ganz allgemein ist der Winkel ψ durch den zu untersuchenden Spannungszustand $(\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{n1})$ bestimmt. Demzufolge gilt:

$$\cos \psi = \frac{\tau_{nt}}{\tau_{n\psi}} \quad \text{und} \quad \sin \psi = \frac{\tau_{n1}}{\tau_{n\psi}} \quad (17.35)$$

Eingesetzt in Gl. 17.34 ergibt:

$$\left(\frac{\tau_{n\psi}}{R_{\perp\psi}^A} \right)^2 = \left(\frac{\tau_{n\perp}}{R_{\perp\perp}^A} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{n1}}{R_{\perp\parallel}^A} \right)^2 \quad (17.36)$$

Diese Beziehung wird in die Gleichungen der Bruchkurven-Schnitte eingesetzt. Im nächsten Schritt erfolgt dann der Übergang von der Bruchbedingung zum Bruchkriterium, formuliert mit der Anstrengung $f_E(\theta)$. Dies geschieht anhand der in Gl. 17.12 demonstrierten Methode. Als endgültige Zfb-Formulierungen für die Anstrengung ergibt sich:

für $\sigma_n \geq 0$

$$f_{E, Zfb}(\theta) = \sqrt{\left[\left(\frac{1}{R_{\perp}^+} - \frac{p_{\perp\psi}^+}{R_{\perp\psi}^A} \right) \cdot \sigma_n \right]^2 + \left(\frac{\tau_{nt}}{R_{\perp\perp}^A} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{nl}}{R_{\perp\parallel}} \right)^2} + \frac{p_{\perp\psi}^+}{R_{\perp\psi}^A} \sigma_n \stackrel{\leq}{\geq} 1 \quad (17.37)$$

und

für $\sigma_n < 0$

$$f_{E, Zfb}(\theta) = \sqrt{\left(\frac{\tau_{nt}}{R_{\perp\perp}^A} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{nl}}{R_{\perp\parallel}} \right)^2 + \left(\frac{p_{\perp\psi}^-}{R_{\perp\psi}^A} \cdot \sigma_n \right)^2} + \frac{p_{\perp\psi}^-}{R_{\perp\psi}^A} \sigma_n \stackrel{\leq}{\geq} 1 \quad (17.38)$$

Die Steigungsparameter $p_{\perp\psi}^+$ und $p_{\perp\psi}^-$ können aus Gl. 17.47 errechnet werden.

17.6.4 Der „Sonderfall“ des ebenen Spannungszustands

Die oben dargestellten Beziehungen für die Anstrengung f_E sind für den allgemeinen, räumlichen Spannungszustand in der UD-Schicht aufgestellt worden. Für den „Sonderfall“ eines ebenen $(\sigma_1, \sigma_2, \tau_{21})$ -Spannungszustands einer UD-Schicht – der in der Konstruktionspraxis der weitaus häufigste ist – ist es jedoch nicht einmal notwendig, die Bruchwinkel θ_{fp} iterativ zu bestimmen. Zum Teil sind sie direkt bekannt, für den Rest ist eine geschlossene analytische Lösungen angebar [17.12].

Beim ebenen Spannungszustand können lt. *Puck* drei Bruchmodi unterschieden werden (Abb. 17.11):

- *Modus A:* Der Bruch wird in diesem Fall entweder durch die Beanspruchungen $\sigma_{\perp}^+$ oder $\tau_{\perp\parallel}$ allein, oder durch die Kombination aus beiden generiert. Die Risse verlaufen in Dickenrichtung, also unter einem Bruchwinkel $\theta_{fp} = 0^\circ$, d.h. auf der gemeinsamen Wirkebene von σ_2 und τ_{21} . Insbesondere $\sigma_{\perp}^+$ öffnet die Risse. Die Folge ist ein deutlicher Steifigkeitsverlust dieser Schicht im MSV, erkennbar am „Knie“ im Spannungs-Verzerrungsdiagramm. Dieser Steifigkeitsverlust muss durch Abminderungsfunktionen bei der Degradationsanalyse dieser Schicht berücksichtigt werden.
- *Modus B:* Er kommt im Bereich überlagerter $(\tau_{\perp\parallel}, \sigma_{\perp}^-)$ -Beanspruchungen vor, und zwar solange das Verhältnis $|\sigma_2|/R_{\perp}^-$ kleiner als etwa 0,4 bleibt. Die Rissbildung kommt durch die Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$ zustande; die überlagerte Querdruckbeanspruchung $\sigma_{\perp}^-$ ist in diesem Bereich noch zu gering, um einen anderen Bruchwinkel, als $\theta_{fp} = 0^\circ$ zu erzeugen. Der Übergang von Modus A

zu B bedeutet einen geänderten Bruchmechanismus. Dem wird durch eine speziell für diesen Bereich geltende Bruchfunktion Rechnung getragen. Daher ist es physikalisch gesehen auch nicht notwendig, dass die Bruchkurven der Modi A und B bei $\sigma_2 = 0$ die gleiche Steigung aufweisen.

Günstig ist, dass die Querdruckbeanspruchung $\sigma_{\perp}^{-}$ durch Reibeinfluss die Schubbelastbarkeit anhebt, so dass eine höhere $\tau_{\perp\parallel}$ -Beanspruchung ertragen werden kann, als der Bruchwiderstand $R_{\perp\parallel}$ vermuten lässt. Die Steifigkeitsabnahme infolge Rissbildung ist im Vergleich zu Modus A geringer und betrifft auch nur den Schubmodul $G_{\perp\parallel}$. Querdruckspannungen werden ohne Steifigkeitsverlust über die Rissufer übertragen.

- *Modus C*: Er ist dadurch gekennzeichnet, dass die $\sigma_{\perp}^{-}$ -Beanspruchung dominiert und der Winkel der Bruchebene $\theta_{fp} \neq 0$ wird. Ausdrücklich sei darauf hingewiesen, dass ein Druckbruch unter der Wirkung von $\sigma_{\perp}^{-}$ infolge des schrägen Bruchverlaufs zum Aufgleiten der schrägen Bruchstücke führen kann, so dass eine Keilwirkung entsteht, die das gesamte Laminat aufsprengen kann. Während Modus A und B sogar manchmal tolerierbar sind, muss Modus C unbedingt vermieden werden.

Zur Formulierung vereinfachter Bruchbedingungen für den ebenen Spannungsfall empfiehlt Puck die beiden, eigentlich voneinander unabhängigen Neigungsparameter $p_{\perp\parallel}^{-}$ und $p_{\perp\perp}^{-}$ zu koppeln. Dadurch erübrigt sich eine iterative Bestimmung der Bruchwinkel bei Modus C. Diese Kopplung führt nicht zu physikalisch unakzeptierbaren Einschränkungen und Widersprüchen:

$$\frac{p_{\perp\perp}^{-}}{R_{\perp\perp}^A} = \frac{p_{\perp\parallel}^{-}}{R_{\perp\parallel}} \quad (17.39)$$

Wird die obige Kopplung nicht genutzt, so muss im Fall des Bruchmodus C der Bruchwinkel iterativ errechnet werden. Solange die Bruchwinkel wie bei den Modi A und B $\theta_{fp} = 0^\circ$ ist, können in die Bruchkriterien Gl. 17.37 und Gl. 17.38 für den $(\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{n1})$ -Bruchkörper direkt mit den Schichtspannungen σ_2 und τ_{21} geschrieben werden:

- anstelle von σ_n ist σ_2 zu setzen
- anstelle von τ_{n1} ist τ_{21} einzusetzen
- $\tau_{nt} = 0$.

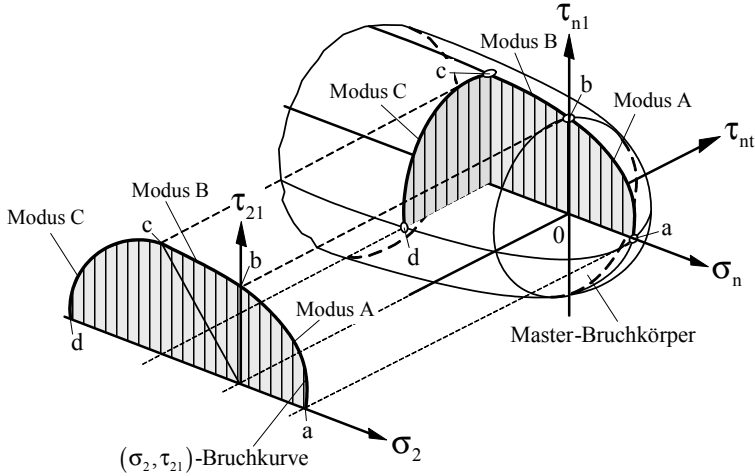


Abb. 17.11. Zusammenhang zwischen dem Bruchkörper bei räumlichem Spannungszustand in einer UD-Schicht und der Bruchkurve bei ebenem Spannungszustand. Die Kurvenzüge für Bruchmodus C sind nicht unmittelbar identisch, es müssen die Transformationsbeziehungen berücksichtigt werden. An der Stelle c erfolgt der Umschlag zum schrägen Bruch (nach Puck)

Somit ergeben sich aus dem physikalisch unterschiedlichen Bruchgeschehen der drei Modi auch unterschiedliche Teil-Bruchkurven. Besonders günstig ist, dass – anders als bei einem einzigen durchgehenden Kurvenzug – eine physikalisch sinnvolle, genauere Anpassung an Versuchsergebnisse möglich. Als Bestimmungsgleichung für die Zfb-Anstrengungen bei ebener Beanspruchung einer UD-Schicht wird angegeben [17.12]:

Modus A (mode A); Ellipse ; $\theta_{fp} = 0^\circ$; (a bis b in Abb. 17.11)

Gültigkeitsbereich: $\sigma_2 \geq 0$

$$f_{E, Zfb}(\theta_{fp}) = \sqrt{\left(1 - p_{\perp\parallel}^+ \frac{R_{\perp}^+}{R_{\parallel}^+}\right)^2 \left(\frac{\sigma_2}{R_{\perp}^+}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{21}}{R_{\perp\parallel}}\right)^2} + p_{\perp\parallel}^+ \frac{\sigma_2}{R_{\perp\parallel}} \stackrel{\leq}{\geq} 1 \quad (17.40)$$

Modus B (mode B); Parabel; $\theta_{fp} = 0^\circ$; (b bis c in Abb. 17.11)

$$\text{Gültigkeitsbereich: } \sigma_2 < 0 \text{ und } 0 \leq \left| \frac{\sigma_2}{\tau_{21}} \right| \leq \left| \frac{R_{\perp}^A}{\tau_{21,c}} \right| \quad (17.41)$$

$$f_{E, Zfb}(\theta_{fp}) = \sqrt{\left(\frac{\tau_{21}}{R_{\perp\parallel}}\right)^2 + \left(\frac{p_{\perp\parallel}^-}{R_{\perp\parallel}} \sigma_2\right)^2} + \frac{p_{\perp\parallel}^-}{R_{\perp\parallel}} \sigma_2 \stackrel{\leq}{\geq} 1 \quad (17.42)$$

Modus C (mode C); Ellipse ; (c bis d in Abb. 17.11)

$$\text{Gültigkeitsbereich: } \sigma_2 < 0 \text{ und } 0 \leq \left| \frac{\tau_{21}}{\sigma_2} \right| \leq \left| \frac{\tau_{21,c}}{R_{\perp\perp}^A} \right| \quad (17.43)$$

$$f_{E, Zfb}(\theta_{fp}) = \left[\left(\frac{\tau_{21}}{2(1+p_{\perp\perp}^-)R_{\perp\parallel}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2}{R_{\perp}^-} \right)^2 \right] \frac{R_{\perp}^-}{(-\sigma_2)} \stackrel{<}{>} 1 \quad (17.44)$$

Achtung: Gl. 17.44 basiert auf der vereinfachenden Annahme Gl. 17.39:

$$\frac{p_{\perp\psi}^-}{R_{\perp\psi}^A} = \frac{p_{\perp\perp}^-}{R_{\perp\perp}^A} = \frac{p_{\perp\parallel}^-}{R_{\perp\parallel}} = \text{konst.}$$

Rechenläufe zeigten, dass im Bereich des Bruchmodus C, die im Augenblick des Bruchs auf der Bruchebene wirkende Druckspannung σ_n immer einen konstanten Wert annimmt. Mit der Parameterkopplung nach Gl. 17.39 und bei parabolischer Öffnung der „Bruchtüte“ ist auch auf der Bruchebene im ganzen Bereich des Modus C $\sigma_n = -R_{\perp\perp}^A$ (Abb. 17.11). σ_n ist mit der Schichtspannung σ_2 über die Polartransformation gekoppelt: $\sigma_n = \sigma_2 \cos^2 \theta_{fp}$. Diese Beziehungen ineinander eingesetzt ergibt eine analytische Beziehung für den Bruchwinkel im Bereich von Modus C:

$$\cos \theta_{fp} = \sqrt{\frac{R_{\perp\perp}^A}{-\sigma_2^*}} \quad (17.45)$$

$-\sigma_2^*$ = Druckspannung, die beim Bruch nach Modus C vorliegt

Die Koordinaten des Punktes, an dem der Bruchmodus von B zu C wechselt (Punkt c in Abb. 17.11), lassen sich aus folgenden Beziehungen bestimmen:

$$\sigma_2 = -R_{\perp\perp}^A \quad \text{und} \quad \tau_{21,c} = R_{\perp\parallel} \sqrt{1 + 2p_{\perp\perp}^-} \quad (17.46)$$

Da die überwiegende Anzahl der CLT-Programme für die Scheiben- oder Scheiben/Plattenbelastung geschrieben sind, genügt es, die Bruchkriterien für den ebenen Spannungszustand der UD-Schicht einzuprogrammieren. Dies sind – unter Beachtung der Parameterkopplung Gl. 17.39 – die Gln. 17.40 bis 17.44. Neben diesen Gleichungen sollte man den Einfluss der normalerweise immer auch vorliegenden σ_1 -Spannungen (Gl. 17.55 und Gl. 17.56) einbeziehen.

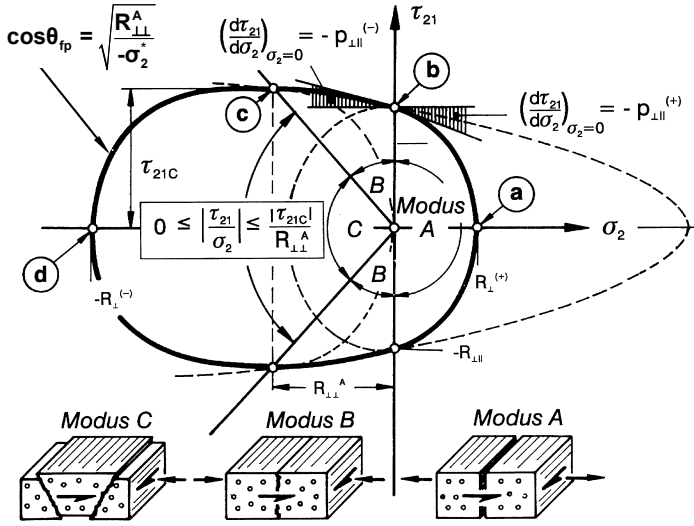


Abb. 17.12. (σ_2, τ_{21}) -Bruchkurve für Zwischenfaserbruch einer UD-Schicht, wenn ein ebener Schichtspannungszustand herrscht. Grenzen für die 3 unterschiedlichen Bruchmodi: **a** bis **b** Bruchmodus A, beschrieben durch einen Ellipsenabschnitt **b** bis **c** Bruchmodus B, beschrieben durch eine Parabel **c** bis **d** Bruchmodus C, beschrieben durch einen Ellipsenabschnitt (aus [17.12])

17.6.5 Wahl der Neigungsparameter

Die am häufigsten experimentell untersuchte Bruchkurve einer UD-Schicht ist diejenige des ebenen $(\sigma_1, \sigma_2, \tau_{21})$ -Spannungszustands. Da σ_1 erst bei hohen Werten stattfindet, erprüft man sie ausschließlich mit der (σ_2, τ_{21}) -Spannungskombination. Aus ihr sind dann auch die Steigungsparameter $p_{\perp\parallel}^-$ und $p_{\perp\parallel}^+$ bekannt. In Tabelle 17.1 sind Erfahrungswerte angegeben. Die beiden Parameter müssen nicht zwangsläufig gleich groß sein. Da der Bruchmodus an der Stelle $\sigma_n = 0$ wechselt, dürfen sie leicht unterschiedlich sein, wobei die Bruchkurve bei $\sigma_2 > 0$ steiler abfällt, $p_{\perp\parallel}^+$ häufig etwas größer als $p_{\perp\parallel}^-$ ist.

Für die beiden anderen Neigungsparameter $p_{\perp\perp}^-$ und $p_{\perp\perp}^+$ liegen noch keine Messdaten vor.

Es sei noch einmal daran erinnert, dass – um im ebenen Fall den Bruchwinkel geschlossen berechnen zu können – folgende Parameterkopplung angenommen werden musste:

$$\frac{p_{\perp\perp}^-}{R_{\perp\perp}^A} = \frac{p_{\perp\parallel}^-}{R_{\perp\parallel}}$$

Die Schnitte durch den Master-Bruchkörper verlaufen ohne Knicke, wenn man den Quotienten $p_{\perp\psi}^{\pm}/R_{\perp\psi}^A$, der in den beiden Bestimmungsgleichungen Gln. 17.37–38 vorkommt, interpoliert. Puck wendet folgende Interpolation an:

$$\frac{p_{\perp\psi}^{\pm}}{R_{\perp\psi}^A} = \frac{p_{\perp\perp}^{\pm}}{R_{\perp\perp}^A} \cdot \cos^2\psi + \frac{p_{\perp\parallel}^{\pm}}{R_{\perp\parallel}^A} \cdot \sin^2\psi \quad (17.47)$$

$$\text{mit } \cos^2\psi = \frac{\tau_{nt}^2}{\tau_{nt}^2 + \tau_{n1}^2} \text{ und } \sin^2\psi = 1 - \cos^2\psi = \frac{\tau_{n1}^2}{\tau_{nt}^2 + \tau_{n1}^2}$$

Grundsätzlich ist es möglich, aus einem einachsigen Querdruckversuch an einer UD-Schicht nicht nur die Querdruckfestigkeit $R_{\perp}^-$, sondern auch den auftretende Bruchwinkel θ_{fp} zu ermitteln. Eine speziell dazu entwickelte Probekörpergeometrie wird in [17.4] vorgestellt. Damit lässt sich dann der Neigungsparameter $p_{\perp\perp}^-$ aus der folgenden Beziehungen ermitteln:

$$p_{\perp\perp}^- = \frac{1}{2 \cdot \cos^2\theta_{fp}} - 1 \quad (17.48)$$

Lässt sich der Bruchwinkel θ_{fp} nicht bestimmen, so muss man diesen nach Tabelle 17.1 wählen. Für den Wirkebenen-Bruchwiderstand gilt generell:

$$R_{\perp\perp}^A = \frac{R_{\perp}^-}{2(1 + p_{\perp\perp}^-)} \quad (17.49)$$

Achtung: Wenn zur Vermeidung der numerischen Bruchwinkelsuche die in σ_2 und τ_{21} formulierten Gln. 17.40–44 angewandt werden sollen, folgt aus der Parameterkoppelung aus Gl. 17.49:

$$R_{\perp\perp}^A = \frac{R_{\perp\parallel}}{2p_{\perp\parallel}^-} \left(\sqrt{1 + 2p_{\perp\parallel}^- \frac{R_{\perp}^-}{R_{\perp\parallel}}} - 1 \right) \quad (17.50)$$

Tabelle 17.1. Empfehlungen für die Wahl der Neigungsparameter (nach [17.17])

	$p_{\perp\parallel}^+$ [-]	$p_{\perp\parallel}^-$ [-]	$p_{\perp\perp}^+$ [-]	$p_{\perp\perp}^-$ [-]
GF-EP	0,3	0,25	0,2-0,25	0,2-0,25
CF-EP	0,35	0,3	0,25-0,3	0,25-0,3

17.6.6 Vorteile der Wirkebenen-bezogenen Bruchkriterien

Es ist einsichtig, dass das die Wirkebenen-Bruchkriterien einige Vorteile für den Faserverbund-Konstrukteur bringen:

- Die Kenntnis des Bruchwinkels erscheint für den Konstrukteur – nachdem nun die Möglichkeit hierfür besteht – unerlässlich. Insbesondere der gefährliche Modus C muss unbedingt erkannt werden. Die Auswirkungen von Bruchmodus C sind noch nicht vertieft untersucht worden. Ob ein Laminat durch einen Keilbruch gesprengt wird, hängt vom Aufbau des Laminats, insbesondere den benachbarten Schichten ab. Bis zu einer Klärung sollte man das Analyseergebnis „Bruchmodus C“ primär als Warnung verstehen.
- Im Rahmen einer Strukturentwicklung sind die Krafteinleitungsbereiche der schwierigste und aufwändigste Part. Meist herrschen räumliche Spannungszustände vor, die man sinnvollerweise mit Hilfe der Finiten Elemente auf der Basis von Volumenelementen analysiert. Demzufolge benötigt man zur Festigkeitsanalyse auch Bruchkriterien, die für den räumlichen Spannungsfall gültig sind. Die meisten Bruchkriterien wurden nur für den ebenen Spannungsfall formuliert. Die Wirkebenen-Kriterien gehören zu den wenigen, die auch den räumlichen Spannungsfall abdecken. Deswegen eignen sie sich in besonderem Maße für die FE-Rechnung und die Festigkeitsanalyse von Krafteinleitungen.
- Da nicht über alle experimentellen Versuchsergebnisse eine einzige Interpolationskurve gelegt wurde, sondern der Master-Bruchkörper aus Teilflächen, bzw. im ebenen Fall die Bruchkurve aus Teilkurven zusammengesetzt ist, können eindeutige Aussagen über den Bruchmodus gemacht werden. Darüber hinaus lassen sich Teilkurven deutlich besser an Versuchsergebnisse anpassen.

17.6.7 Zur experimentellen Ermittlung der Bruchwiderstände

Der Aufwand, die Festigkeitskriterien vollständig und statistisch abgesichert experimentell zu erproben, ist sehr groß. Seit langem ist bekannt, dass die Querkzugbeanspruchung $\sigma_{\perp}^+$, aber auch die Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$ die wesentlichen Ursachen für die Rissbildung in der UD-Schicht sind. Die Fasern sind dabei in $\parallel$ -Richtung noch relativ niedrig beansprucht. Bei den meisten Dimensionierungsaufgaben reicht es daher vollkommen aus, wenn nur die (σ_2, τ_{21}) -Bruchkurve vorliegt (Abb. 17.12). Im Unterkapitel 17.7, über den Einfluss von σ_1 -Spannungen, wird deutlich, dass der Schnitt durch die (σ_2, τ_{21}) -Bruchebene bei $\sigma_1=0$ sich auch zu relativ hohen σ_1 -Spannungen hin kaum nennenswert verändert.

Die (σ_2, τ_{21}) -Bruchkurve sollte jedoch auf jeden Fall experimentell bestimmt werden, weil vor allem die Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^+$ empfindlich auf Veränderungen bei der Herstellung des Faser-Matrix-Verbundes reagiert. Zur Ermittlung der Festigkeitswerte dieser Bruchkurve eignet sich insbesondere die Zug/Druck-Torsionsprüfung an rohrförmigen Probekörpern [17.15].

Die Werte der Bruchwiderstände $R_{\perp}^+, R_{\perp\parallel}, R_{\perp\perp}^A$, die in die Bruchkriterien einzusetzen sind, lassen sich prinzipiell auf zwei Wegen gewinnen:

- Gängige Vorgehensweise ist es, Bruchversuche ausschließlich mit einachsiger Belastung durchzuführen, um die drei Bruchwiderstände zu ermitteln.

- Aufwändige Alternative ist es, die vollständigen Bruchkurven mit kombinierten Beanspruchungen $\sigma_{\perp}/\tau_{\perp\parallel}$, $\sigma_{\perp}/\tau_{\perp\perp}$ oder $\tau_{\perp\parallel}/\tau_{\perp\perp}$ zu erprüfen.

Beispielhaft sind für einige Faser-Matrix-Systeme die Bruchwiderstände gelistet. Für die Vorauslegungsphase, wenn das endgültig zum Einsatz kommende Faser-Matrix-System noch nicht festliegt, sind sie ausreichend genau, um den Einfluss verschiedener Parameter zu analysieren und eine Laminatoptimierung durchzuführen. Für einen offiziellen Festigkeitsnachweis ist es jedoch unabdingbar, die Festigkeiten oder die Bruchwiderstände am konkret eingesetzten Faser-Matrix-System zu bestimmen.

Tabelle 17.2. Mit quasistatischer Belastung ermittelte Wirkebenen-Bruchwiderstände, bzw. Basis-Festigkeitswerte für GFK und CFK; $\varphi=0,6$; Mittelwerte in N/mm^2 ; die Werte für $R_{\perp\perp}^A$ wurden nach Gl. 17.49 und den Daten aus Tabelle 17.1 rechnerisch ermittelt

	$R_{\parallel}^+$	$R_{\parallel}^-$	$R_{\perp}^+$	$R_{\perp}^-$	$R_{\perp\parallel}$	$R_{\perp\perp}^A$
1. GF-EP; heißhärtendes Wickelharz <i>Araldite</i> LY556/HY917/DY070	1200	900	50	170	70	68
2. CF(HT)-EP; 180°C-zähmodifiziertes Flugzeugsystem	1800	1200	60	200	90	77
3. wie 2; gelagert bei 70°C/85% r.F., geprüft bei 70°C	1670	1050	30	165	80	63
4. CF(HT)-EP; T300/914C, nicht Mittelwerte, sondern 99%-Werte	1450	1350	32	150	75	57
5. GF-UP; Standard-Polyesterharz <i>Palatal</i> P5			22		52,8	
6. GF-EP; kalthärtendes Segelflugzeugharz <i>Epikote</i> 162			31,7		51,5	

17.7 Einfluss faserparalleler Spannungen auf den Zfb und das Zfb-Bruchkriterium

17.7.1 Zur Ermittlung der Anstrengung

Da die Wirkebene der σ_1 -Spannung orthogonal zu den faserparallelen Zfb-Bruchflächen ist, leistet σ_1 bei ausschließlicher Anwendung der *Mohrschen* Bruchhypothese zunächst einmal keinen Beitrag zum Zwischenfaser-Bruchgeschehen. Allerdings lösen hohe σ_1 -Spannungen eine Reihe von Schädigungen aus, die auf „Zwischenfaserbruch-Festigkeitsen“ Einfluss nehmen. Sie bewirken, dass die Bruchwiderstände $R_{\perp}^+$, $R_{\perp\parallel}$, $R_{\perp\perp}^A$ reduziert werden. Es gibt also Interaktionen zwischen diesen Bruchwiderständen und der faserparallelen Spannung:

- Hohe faserparallele Dehnungen – insbesondere beim dehnweicheeren GFK – beanspruchen die ohnehin infolge der Dehnungs- und Schiebungsvergrößerung überproportional beanspruchte Matrix zusätzlich.
- Aufgrund der statistischen Verteilung der Faserfestigkeit und unvermeidbarer Schädigungen einzelner Filamente ist schon vor dem makroskopisch sichtbaren, über mehrere Millimeter gehenden Faserbruch, mit dem Bruch einzelner Filamente zu rechnen. Von den Bruchflächen dieser Filamente laufen Risse in die Matrix hinein und bilden lokal den Nukleus für frühzeitiges Zfb-Geschehen.
- Faserparallel orientierte Schlauchporen werden durch σ_1^- -Spannungen stärker geöffnet.
- σ_1^- -Druckspannungen generieren bei nicht exakter paralleler Ausrichtung und kleinen Welligkeiten zusätzliche $\tau_{\perp\parallel}$ -Beanspruchungen. Einzelne, stärker fehl-orientierte Filamente knicken frühzeitig aus.

Puck schlägt vor, die Schwächung der Wirkebenen-Bruchwiderstände $R_{\perp}^+, R_{\perp\parallel}, R_{\perp\perp}^A$ durch die obigen Mechanismen mittels eines Schwächungsfaktors η_w (w = weakening) zu erfassen. Die Bruchwiderstände werden dazu mit dem Faktor $\eta_w < 1$ multipliziert und somit gemindert („degradiert“).

In einem iterativen Rechenprogramm mit sukzessiver Laststeigerung könnte man nun nach Überschreiten der Grenze, ab der ein mindernder σ_1 -Einfluss zu berücksichtigen ist, alle Bruchwiderstände in den Formulierungen für die Anstrengung f_E mit einem gesonderten Schwächungsfaktor η_w beaufschlagen. In [17.19] wird eine einfachere Vorgehensweise vorgestellt. Ausgangspunkt der Betrachtungen ist, dass *alle* Wirkebenen-Bruchwiderstände mit dem Schwächungsfaktor η_w gleicher Höhe abgemindert werden. In den bisher ohne σ_1 -Einfluss formulierten Zfb-Bruchbedingungen – Gln. 17.37–38 für den allgemeinen räumlichen Spannungszustand und Gln. 17.40–17.44 für den ebenen $(\sigma_1, \sigma_2, \tau_{21})$ -Spannungszustand – stehen die Wirkebenen-Bruchwiderstände stets im Nenner. Alle Gleichungen sind homogen vom „Grad 1“; man kann deshalb, wenn alle Bruchwiderstände mit dem gleichen Schwächungsfaktor η_w abgemindert werden, aus den Nennern η_w ausklammern. Um auch obige Bruchbedingung in ein Bruchkriterium zu überführen, wird – ähnlich wie bei der Anstrengung – ein Faktor f_{E1} eingeführt, der das Bruchkriterium immer zu 1 erfüllt. Dieser Faktor gibt die Anstrengung mit Schwächung durch σ_1 wieder. Damit lautet die Bruchbedingung für Zfb:

$$f_{E1} = \frac{f_{E0}}{\eta_w} = 1 \quad (17.51)$$

f_{E0} = Zfb-Anstrengung ohne Schwächung durch σ_1 ; Zusatzindex 0

f_{E1} = Zfb-Anstrengung mit σ_1 -Einfluss; Zusatzindex 1

Man ermittelt also zuerst aus den Bruchkriterien die Zfb-Anstrengung ohne Schwächung und erhält durch einfache Division mit dem Schwächungsfaktor eine

der Realität besser angepasste Anstrengung f_{E1} , da nun die Schwächung durch hohe σ_1 -Spannungen berücksichtigt wird.

Bei Durchführung der Abminderung ist zu beachten:

- Um das Problem analytisch einfach zu halten, mindert man alle Bruchwiderstände gleich stark ab. Dies bedeutet, dass der Bruchkörper mittels η_w affin verkleinert wird.
- Die Bruchwinkelsuche wird in diesem Fall von der Abminderung nicht berührt, da Bruchwinkel θ_{fp} und Bruchmodus durch σ_1 -Spannungen nicht beeinflusst werden. Dies gilt aber nur solange, wie man alle Bruchwiderstände um das gleiche Maß η_w abmindert.
- Denkbar ist es, dass bei σ_1 -Zugspannungen eine stärkere oder weniger starke Schwächung als bei σ_1 -Druckspannungen stattfindet. Dies kann durch unterschiedliche η_w -Werte für $\sigma_1 > 0$ und $\sigma_1 < 0$ berücksichtigt werden.

Es stellt sich nun die Frage nach der Stärke der Schwächung. Zur Steuerung empfiehlt Puck eine Ellipsenbeziehung. Sie ist um einen bestimmten Prozentsatz von $R_{||}$ aus dem Ursprung verschoben, da erst höhere σ_1 -Spannungen schwächend wirken. Als sinnvolle Bezugsgröße wird die faserparallele Festigkeit $R_{||}$ gewählt. Die Abschwächung beginnt also bei einem bestimmten Prozentsatz von $R_{||}$ bei $(s \cdot R_{||})$ ($s \triangleq$ Startpunkt der Schwächung) (Abb. 17.13).

Um die Ellipse festzulegen, wird als Bedingung verlangt, dass sie durch den Punkt verläuft, an dem F_b und Z_{fb} zusammenfallen. Hier wechselt das Bruchgeschehen von Z_{fb} zu F_b , so dass es keinen Sinn mehr macht, eine Schwächung für Z_{fb} anzugeben. Allgemein liegt der Schnittpunkt der Bruchkurven von F_b und geschwächtem Z_{fb} beim Punkt $(R_{||}, m \cdot R_{\text{Wirkebene}})$. Der Minimalwert von η_w ist durch m gegeben. Für $R_{||}$ ist entweder die Zug- oder Druckfestigkeit zu setzen, während $R_{\text{Wirkebene}}$ für die Bruchwiderstände $R_{\perp}^+$ oder $R_{\perp\perp}^A$ oder $R_{\perp\perp}$ steht (Abb. 17.13).

Wie Abb. 17.14 zeigt, lässt sich mit der vorgeschlagenen Formulierung (Gl. 17.51) die elliptische Abminderung in einer dimensionslosen Form darstellen. Sie ermöglicht auch eine verallgemeinerte Formulierung der „Schwächungs-Ellipse“. Berücksichtigt man, dass $\eta_w = f_{E0}$ ist, so lautet die Gleichung der um den Faktor s aus dem Ursprung verschobenen Ellipse:

$$\left(\frac{f_E(F_b) - s}{a} \right)^2 + \left(\frac{\eta_w}{1} \right)^2 = 1. \quad (17.52)$$

$$\text{Halbachse } a = \frac{1-s}{\sqrt{1-m^2}} \quad (17.53)$$

s = Bruchteil von $f_E(F_b)$, bei dem die Schädigungsbeeinflussung durch σ_1 beginnt

m = minimaler Wert von η_w , der dort erreicht wird, wo F_b und Z_{fb} gleichzeitig erreicht werden

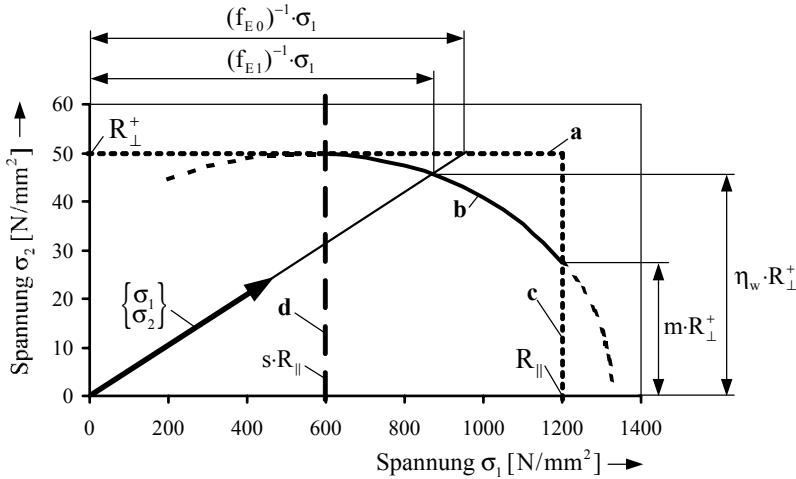


Abb. 17.13. Abminderung eines Bruchwiderstands – hier $R_{\perp}^+ = f(\sigma_1)$ – infolge hoher faserparalleler σ_1 -Spannungen, beispielhaft an einem (σ_1, σ_2) -Spannungs-Diagramm gezeigt. Dargestellt ist der Schnitt durch einen Quadranten des Bruchkörpers nach Abb. 17.12 **a** und **c** spannen die Fb-Zfb-Bruchkurve ohne σ_1 -Einfluss auf **a** Hier würde Zfb ohne σ_1 -Einfluss eintreten **b** Zfb-Bruchkurve mit schwächendem σ_1 -Einfluss **c** Fb-Bruchkurve **d** die Grenze des Bereiches, in dem keine Schwächung durch σ_1 -Einfluss stattfindet, liegt bei $(\sigma_1 = s \cdot R_{\parallel})$. Oberhalb dieser Grenze ($\sigma_1 \geq s \cdot R_{\parallel}$) treten Schädigungen durch σ_1 auf und die Schwächung nimmt progressiv zu. Wenn der Startpunkt der Schwächung bei $(s \cdot R_{\parallel})$ überschritten ist, nimmt mit dem Anwachsen des (σ_1, σ_2) -Spannungsvektors die Schwächung progressiv zu, bis der Zfb infolge der geschwächten Wirkebenen-Bruchwiderstände früher als ohne σ_1 -Einwirkung stattfindet. Das bei diesem „verfrühten“ Zfb erreichte Ausmaß der Schwächung hängt also vom σ_1 -Wert ab, der bei diesem Zfb erreicht ist. Dies ist definitionsgemäß durch $(f_{E1})^{-1} \cdot R_{\parallel}$ gegeben

Die Schwächungsellipse – die gleichzeitig auch die Bruchkurve ist – lässt sich über die beiden Parameter s und m sehr gut an Versuchsergebnisse anpassen. Da derzeit noch keine Versuche gezielt zu diesem Abschwächungsproblem durchgeführt wurden, wird empfohlen, vorerst mit $s = 0,5$ und $m = 0,5$ zu arbeiten [17.19].

Den zu untersuchenden Spannungszustand charakterisiert man mit Hilfe des Verhältnisses der Zfb-Anstrengung ohne σ_1 -Einfluss f_{E0} zur Fb-Anstrengung $f_E(\text{Fb})$:

$$c = \frac{f_{E0}}{f_E(\text{Fb})} \quad (17.54)$$

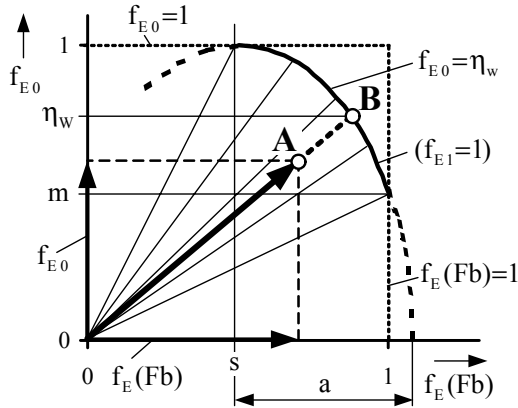


Abb. 17.14. Bruchdiagramm in verallgemeinerter Form auf Basis der Anstrengungen mit Schwächungsellipse. Punkt A drückt den betrachteten Spannungszustand – räumlich $(\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl})$, eben (σ_2, τ_{21}) – durch die dort herrschenden Fb- und Zfb-Anstrengungen aus. Bei Punkt B wird bei proportionaler Spannungssteigerung die Bruchbedingung erfüllt. Der Geltungsbereich der Schwächung ist durch den gefächerten Sektor gekennzeichnet

Im Bruchdiagramm Abb. 17.14 ergibt das Verhältnis c die Steigung einer „Spannungsgeraden“. Erreicht der Vektor der Anstrengungen mit seiner Spitze die Bruchkurve, so tritt Fb oder Zfb ein. Im dick gezeichneten Bereich der Bruchkurve erfolgt ein Zfb unter σ_1 -Schwächung.

Mathematisch besteht die zu lösende Aufgabe darin, den Schnittpunkt der Geraden (anwachsender Vektor) mit einer Ellipse (Bruchellipse) zu bestimmen. Die endgültige Formulierung für den wirksam werdenden Schwächungsfaktor ist:

$$\eta_w = \frac{c(a\sqrt{c^2(a^2 - s^2) + 1} + s)}{(c \cdot a)^2 + 1} \quad (17.55)$$

Die erhöhte Anstrengung f_{E1} ermittelt man mit

$$f_{E1} = \frac{f_{E0}}{\eta_w} \quad (17.56)$$

Ohne σ_1 -Einfluss visualisiert man das Eintreten von Zfb als Bruchkurve in der σ_2 - τ_{21} -Ebene (Abb. 17.12). Um den Einfluss faserparalleler Spannungen auf das Zwischenfaserbruchgeschehen darzustellen, lässt sich die ebene Darstellung zur räumlichen erweitern. Abb. 17.15 zeigt den Bruchkörper für den ebenen $(\sigma_1, \sigma_2, \tau_{21})$ -Spannungszustand in einer UD-Schicht. Wohlgemerkt: Die Darstellung ist räumlich, der Spannungszustand eben.

Diese Bruchkörper-Darstellung bietet sogar die Möglichkeit, *zusätzlich* noch das Faserbruchkriterium einzutragen. Es wird durch die Ebenen repräsentiert, die die „Spitzen des Bruchkörpers“ bei $R_{||}^+$ bzw. $R_{||}^-$ abschneiden. Spannungszustän-

den auf diesen Ebenen ist F_b zugeordnet. Aus dem Körper wird ein „Stumpf“ („Bruchzigarre“), der nun die vollständige Bruchflächen für die eben beanspruchte UD-Schicht darstellt. Hinweis: Obwohl zur Anschauung in einen einzigen Bruchkörper eingetragen, werden F_b und Zfb anhand zweier, verschiedener Bruchbedingungen berechnet.

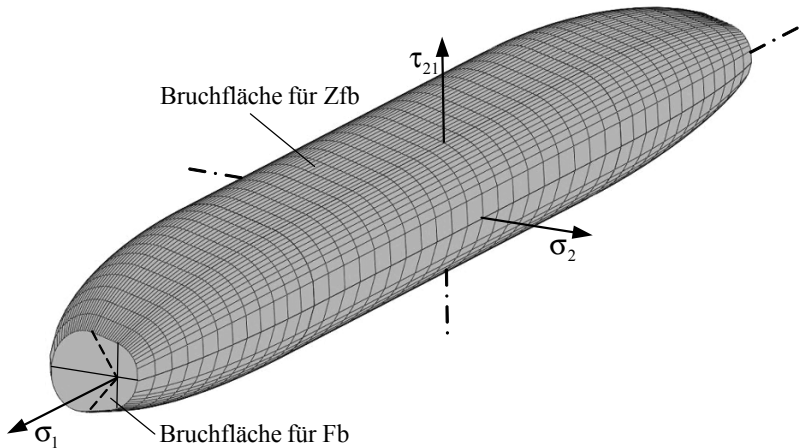


Abb. 17.15. Zfb-Bruchkörper für die UD-Schicht und deren ebenen Spannungszustand unter zusätzlicher Berücksichtigung des Einflusses von faserparallelen Spannungen. Diese Darstellungsform ermöglicht es, neben der Zfb-Bruchfläche ein weiteres Bruchkriterium eingetragen, nämlich dasjenige für Faserbruch. Dadurch werden die Enden des Zfb-Bruchkörpers „gekappt“. Es gelingt also für den ebenen Spannungszustand alle Grenzspannungszustände in einem Bruchkörper abzubilden.

17.7.2 Zur Ermittlung des Reservefaktors

Liegen neben den lastbedingten Schichtspannungen auch Eigenspannungen vor, so interessiert den Konstrukteur in erster Linie, wie weit er die Lastspannungen steigern kann, bis entweder F_b oder Zfb eintritt. Dazu muss der Streckungsfaktor bzw. bei nichtlinearem Werkstoffverhalten der Reservefaktor RF ermittelt werden. Eine geschlossene Lösung lässt sich angeben, wenn die elliptische Schwächung durch Geradenabschnitte bestmöglich angenähert wird [17.19]. Alternativ kann man ein CLT-Rechenprogramm benutzen, mit dem „alle“ Nichtlinearitäten *iterativ* berücksichtigt werden. Damit lässt sich für jeden beliebigen, aus verschiedenen äußeren Belastungen und Eigenspannungen zusammengesetzten Schichtspannungszustand der Reservefaktor gegen F_b oder Zfb angeben.

17.8 Global-Bruchkriterien der UD-Schicht

17.8.1 Allgemeines

Die für Zfb an einer UD-Schicht formulierten Wirkebenen-bezogenen Bruchkriterien gehören zu den sogenannten Bruchtyp-Kriterien. Diese Kriterien gelten nur für einen bestimmten Bruchtyp, z.B. Fb oder Zfb. Kennzeichnend für die Global-Bruchkriterien hingegen ist, dass der gesamte Beanspruchungs-Festigkeits-Vergleich an einer UD-Schicht durch ein einziges Polynom beschrieben wird. Es stellt die mathematische Interpolation von Versuchsergebnissen dar. Damit werden die völlig unterschiedlichen Bruchtypen Faserbruch und Zwischenfaserbruch miteinander verknüpft. Eine Unterscheidung, welche Bruchart in einer Einzelschicht auftritt, ist häufig nur mittels Zusatzabfragen möglich. Diese Pauschalisierung des Bruchgeschehens kann dazu führen, dass bei bestimmten Spannungs-kombinationen eine sehr schlechte Übereinstimmung mit dem realen Bruchverhalten besteht. Der bekannteste Vertreter der Global-Bruchkriterien ist das *Tsai/Wu*-Kriterium, welches von vorher veröffentlichten Kriterien abgeleitet wurde [17.2;17.20]. Das *Tsai/Wu*-Kriterium sollte – da es bei bestimmten Spannungs-kombinationen zu unrealistischen Ergebnissen führt [17.5] – nicht mehr verwendet werden.

17.8.2 Ein Dehnungs-Globalkriterium; Festigkeitsanalyse von $(0/90/\pm 45)_s$ -Flugzeugbau-Laminaten

Prinzipiell kann man sich ein Bruchkriterium für spezielle Fälle aufstellen. Verwendet man beispielsweise einen standardisierten Laminataufbau, so lassen sich aufgrund von Erfahrungen und Prüfergebnissen Grenzdehnungen vorgeben, die nicht überschritten werden dürfen (Abb. 17.16). Diese max. Dehnungen kann man für quasistatische Belastungen, aber auch für Schwingbeanspruchungen aufstellen. Nachteilig ist bei den speziellen Kriterien, dass sie nicht universell anwendbar sind und damit den konstruktiven Freiraum einschränken.

Im Handbuch Strukturberechnung (HSB) [17.6] wird ein in der Luft- und Raumfahrttechnik weit verbreitetes Bruchkriterium beschrieben, mit dem speziell die im Flugzeugbau sehr häufig verwendeten $(0/90/\pm 45)_s$ -Laminataufbauten rasch vordimensioniert werden können. Es werden zulässige – sowohl positive als auch negative – *Grenzdehnungen* vorgegeben, die in keiner der vier Faserrichtungen überschritten werden dürfen. Damit werden auch große Schubdeformationen überprüft. Das Kriterium liefert von sich aus keine Information darüber, ob Fb oder Zfb vorliegt, d.h. es liegt ein Globalkriterium vor. Dem Fachmann ist jedoch klar, dass bei den meist angegebenen zulässigen Grenzdehnungen primär Zfb angezeigt wird. Deswegen ist es notwendig, einer Festigkeitsanalyse auf der Basis des Dehnungskriteriums noch eine Analyse mit anderen Grenzwerten für Faserbruch anzufügen.

Das Dehnungskriterium setzt voraus, dass

- das Laminat mittensymmetrisch aufgebaut ist
- es in die vier Faserrichtungen 0° , $+45^\circ$, -45° , 90° unterteilt ist
- und dass es orthotrop aufgebaut ist; hieraus folgt, dass die $+45^\circ$ -Schicht und die -45° -Schicht gleich dick sind.

Die globalen Verzerrungen des Laminats $\hat{\epsilon}_x, \hat{\epsilon}_y, \hat{\gamma}_{xy}$, die sich aufgrund der aufgegebenen Belastung einstellen, werden mit Hilfe der CLT ermittelt. Die Laminatdehnungen $\hat{\epsilon}_x$ und $\hat{\epsilon}_y$ lassen sich direkt mit den zulässigen Werten vergleichen. Die Laminatdehnungen unter $+45^\circ$ und -45° müssen erst anhand von Transformationsbeziehungen aus den Verzerrungen $\hat{\epsilon}_x, \hat{\epsilon}_y, \hat{\gamma}_{xy}$ des MSV ermittelt werden:

$$\begin{aligned}\hat{\epsilon}_{\pm 45^\circ} &= \hat{\epsilon}_x \cdot \cos^2 45^\circ + \hat{\epsilon}_y \cdot \sin^2 45^\circ + \frac{1}{2} \hat{\gamma}_{xy} \cdot \sin 2(\mp 45^\circ) \\ &= \frac{1}{2} (\hat{\epsilon}_x + \hat{\epsilon}_y \mp \hat{\gamma}_{xy})\end{aligned}\quad (17.57)$$

Unter der Voraussetzung, dass die 0° -Faserrichtung in x-Richtung orientiert ist, vergleicht man folgende Dehnungswerte mit den zulässigen Werten:

- Dehnung des MSV in x-Richtung : $\hat{\epsilon}_{zul}^- \leq \hat{\epsilon}_x \leq \hat{\epsilon}_{zul}^+$
- Dehnung des MSV in y-Richtung : $\hat{\epsilon}_{zul}^- \leq \hat{\epsilon}_y \leq \hat{\epsilon}_{zul}^+$
- Dehnungen des MSV unter $\pm 45^\circ$: $\hat{\epsilon}_{zul}^- \leq 1/2 (\hat{\epsilon}_x + \hat{\epsilon}_y \mp \hat{\gamma}_{xy}) \leq \hat{\epsilon}_{zul}^+$

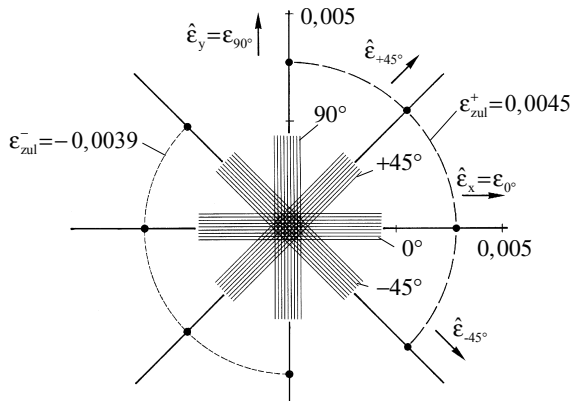


Abb. 17.16. Dehnungskriterium für $(0/\pm 45/90)$ Flugzeugbau-Lamine

Wird das Laminat als Scheibe beansprucht, so sind die Dehnungen über dem Querschnitt konstant und es können direkt die Laminatdehnungen $\hat{\epsilon}_x, \hat{\epsilon}_y, \hat{\epsilon}_{\pm 45^\circ}$ mit den Grenzdehnungen verglichen werden. Wird das Laminat jedoch als Platte beansprucht, so liegt eine über dem Querschnitt lineare Dehnungsverteilung vor. In

diesem Fall treten die maximalen Dehnungen an den Randfasern auf; sie sind dann mit den Grenzdehnungen zu vergleichen.

Als Beispiel für zulässige Dehnungswerte eines CFK-Laminates mit Standard HT-C-Fasern sind dem HSB folgende Dehnungswerte entnommen: $\hat{\epsilon}_{zul}^+ = 0,0045$; $\hat{\epsilon}_{zul}^- = 0,0039$ [17.6]. Diese Werte gelten natürlich nur für ein bestimmtes Faser-Matrixsystem und dürfen laut statischem Festigkeitsnachweis bei den größten auftretenden Auslegungslasten maximal erreicht werden. Höhere Temperaturen, Feuchteinfluss, Fertigungsimperfectionen usw. müssen durch Aufschläge auf die Lasten abgesichert werden. Die genauen Nachweisbedingungen sind mit den Zulassungsbehörden abzusprechen.

17.9 Schichtenweise Bruchanalyse

17.9.1 Zur Übertragung der Festigkeitsanalyse der UD-Schicht auf den MSV

Die dargestellten Bruchkriterien gelten zunächst einmal nur für die UD-Schicht. Es stellt sich die Frage der Übertragbarkeit auf Laminat, d.h. ob das Bruchverhalten der UD-Schicht, wenn sie Teil eines MSV ist, unverändert bleibt. Zunächst einmal scheint es plausibel, dass die Bruchkriterien auch auf im Laminat befindliche UD-Schichten angewendet werden können. Ganz allgemein wird in der Faserverbundtechnik so verfahren, obwohl man bei experimentellen Überprüfungen schon häufig festgestellt hat, dass Zfb innerhalb eines Laminates erst bei höheren Spannungen auftritt, als rechnerisch auf Basis der UD-Schicht-Festigkeitsanalyse vorhergesagt wird [17.8]. Hauptgrund für die Diskrepanz ist jedoch meist, dass die der Festigkeitsanalyse zugrunde gelegte Spannungs- und Verformungsanalyse häufig nicht präzise genug ist. Eine Festigkeitsanalyse wird umso genauer, je genauer die Schichtspannungen aus der CLT bekannt sind. Dies bedeutet, dass – wenn eine Feinanalyse mit maximaler Vorhersagegenauigkeit gewünscht wird – möglichst alle Einflussparameter in der Spannungsanalyse berücksichtigt werden sollten [17.16].

- Größtes Manko ist, dass die CLT nicht nichtlinear, sondern meist linear elastisch durchgeführt wird. Dies ist aber insbesondere bei hohen τ_{21} -Spannungen aufgrund der deutlichen Nichtlinearität der Schubspannungs-Schiebungsverhaltens notwendig.
- Es wird selten berücksichtigt, dass sich bei großen Laminatverformungen die Faserwinkel ändern.
- Darüber hinaus werden häufig die thermischen und Quelleigenspannungen nicht genau genug erfasst.
- Relaxations- und Kriechvorgänge im Laminat in Folge von Langzeitbelastung und die damit verbundenen Spannungumlagerungen müssten korrekt erfasst werden.

- Ein weiterer Grund ist darin zu suchen, dass die an Probekörpern gemessenen Festigkeitswerte nicht die Mittelwerte der Festigkeit sind, sondern die niedrigsten Festigkeiten innerhalb der Festigkeitsverteilung repräsentieren. Dies folgt daraus, dass ein Probekörper an seiner schwächsten Stelle versagt und anschließend nicht mehr höher belastet werden kann. Die mittleren und hohen Festigkeitswerte sind nicht erprüfbar.

Berücksichtigt man also in einer verfeinerten CLT-Analyse alle bekannten Einflüsse, so stimmen die rechnerischen Festigkeitsvorhersagen mit experimentellen Versagensanalysen recht gut überein [17.16]. Bleibt man jedoch bei der linear elastischen CLT-Analyse, so kann man davon ausgehen, dass die Ergebnisse konservativ sind.

Im übrigen ziehen Zfb in einem MSV eine Reihe von Veränderungen nach sich. So z.B. verschiebt sich die Neutralebene in einem biegebelasteten Laminat, wenn auf der Zugseite Schichten erste Zfb erleiden und damit die Steifigkeit dieser Schichten stark absinkt.

17.10 Maßnahmen gegen zu früh eintretenden Fb oder Zfb

Liegt bei einem isotropen Werkstoff die Geometrie des Bauteils fest, so kann der Konstrukteur nur durch Wahl eines höherfesten Werkstoffs oder durch Anpassung der Wanddicke erreichen, dass die zulässigen Anstrengungen bei gegebener Belastung nicht überschritten werden. Im Falle von Faser-Kunststoff-Verbunden ist diese Aufgabe komplizierter. Allein der Wandaufbau stellt eine komplexe *Konstruktionsaufgabe* dar. Neben der Wanddicke des Laminats sind die Faserorientierungen, die Dicken der Einzelschichten zueinander und die Schichtreihenfolge zu optimieren. Ziel einer Leichtbauauslegung ist es, mit möglichst geringem Werkstoffaufwand die Festigkeits- und Steifigkeitsanforderungen zu erfüllen. Damit wird die Spannungs-, Verformungs- und Festigkeitsanalyse eines MSV zur Optimierungsaufgabe.

Fast immer stellt sich nach Dimensionierung des ersten Laminatentwurfes heraus, dass einzelne Schichten vorzeitig versagen, oder anders ausgedrückt, stark unterschiedlich ausgelastet sind. Die daraufhin zu ergreifenden Maßnahmen hängen davon ab, ob die Festigkeitsanalyse Fb oder Zfb anzeigt.

17.10.1 Maßnahmen gegen zu frühen Faserbruch

Einem zu frühen Fb in einer Schicht des MSV begegnet man am sinnvollsten durch *Erhöhung* der Fasermenge. Dazu ist entweder:

- die Schichtdicke bei gleich bleibendem Faservolumenanteil zu erhöhen oder
- die Schichtdicke konstant zu halten und der Faservolumenanteil zu steigern.

- Natürlich kann man Schichtdicke und Faservolumenanteil auch gleichzeitig erhöhen, um auf diese Weise die Schichtspannung σ_1 bzw. die Dehnung ε_1 auf das zulässige Maß absenken. Eine meist teurere Lösung ist es, auf höherfeste Fasertypen zurückzugreifen.

17.10.2 Maßnahmen gegen zu frühen Zwischenfaserbruch

In diesem meist auftretenden Fall können verschiedene Einzelmaßnahmen, aber auch Kombinationen daraus ergriffen werden, um gefährdete Schichten zu entlasten:

- *Möglichkeit 1:* Falls es fertigungstechnisch machbar ist, sollte man zuerst einmal die Faserorientierungen optimieren.
- *Möglichkeit 2:* In vielen Fällen ist es durchaus vertretbar, einfach die Gesamtdicke des Laminats zu erhöhen und damit die Laminatbelastung zu senken. Der Gewichtszuwachs ist meist tolerabel. Diese Maßnahme kann der Konstrukteur auch erwägen, um Materialien einzusetzen, die zwar niedrigere Festigkeiten aufweisen, aber preisgünstiger sind.
- *Möglichkeit 3:* Die Dicken der Einzelschichten zueinander werden variiert. Die Dicken der Nachbarschichten der gefährdeten Schicht, die selbst noch über genügend hohe Reserven verfügen, werden erhöht, die der gefährdeten Schicht *reduziert*. Aufgrund der Steifigkeitszunahme der Nachbarschichten werden die Spannungen von der gefährdeten Schicht weg in die Nachbarschichten umgelagert. Rührt die Gefährdung in erster Linie von $\sigma_{\perp}^+$ -Beanspruchungen her, so ist es am wirkungsvollsten, wenn die im Winkel von etwa 90° zur gefährdeten Schicht orientierten Schichten dicker ausgeführt werden.
- *Möglichkeit 4:* Eine weitere Möglichkeit, einen Entwurf zu verbessern, besteht darin, zusätzliche Schichten – auch unter Reduzierung der übrigen Schichtdicken – einzuführen. Dabei sollten die zusätzlichen Fasern möglichst in die Hauptbelastungsrichtung orientiert werden.
- *Möglichkeit 5:* Erfahrungen – inzwischen auch Messungen [17.8] – zeigen, dass die Bruchwiderstände $R_{\perp}^+$, $R_{\perp\parallel}$ durch Reduzierung der absoluten Schichtdicken, d.h. durch einen sehr feinschichtigen Laminataufbau mit wechselnder Faserorientierung, erhöht werden können. Bruchkriterien, denen Festigkeitswerte zugrunde liegen, die an – im Vergleich zu den Schichten eines MSV – relativ dickwandigen UD-Probekörpern ermittelt werden, liefern also zu konservative Anstrengungswerte. Durch sehr feinschichtigen Aufbau können Verbesserungen bis zum Faktor 2, sowie ein zusätzlicher *Rissstopper*-Effekt erreicht werden. Lässt es das Fertigungsverfahren und die Kostensituation zu, so ist ein *feinschichtiger* Laminataufbau immer anzuraten.

Manchmal lassen sich in einem MSV relativ dicke Einzelschichten nicht vermeiden, z.B. bei einem Sandwich-Aufbau des Laminats. Dann besteht zumindest die Möglichkeit, die konstante Faserorientierung einer solchen UD-Schicht in viele dünne Einzelschichten zu unterteilen, indem man die Faserorientierung

der Einzelschichten im Wechsel von etwa $\pm 5^\circ$ um die festgelegte mittlere Fasensorientierung der UD-Schicht schwanken lässt.

Feinschichtige Laminataufbauten verbessern insbesondere die Schwingfestigkeit, da kleine Defekte sich nicht sofort zu großen Rissen entwickeln können. Sie werden frühzeitig an den eng benachbarten Schichten gestoppt.

Festigkeitsnachweise sind selbstverständlich nach den Regelwerken, bzw. in Absprache mit den Zulassungsstellen – wie *Luftfahrtbundesamt* für den Flugzeugbau, *Germanischer Lloyd* für Schiffe und Windenergie-Anlagen – durchzuführen. Außerdem kann sich der Konstrukteur an [17.19] orientieren.

Literatur

- 17.1 Fischer O (2003) Faserbruchgeschehen in kohlenstoffaserverstärktem Kunststoff. Diss. D82, RWTH Aachen, Verlag Mainz, Aachen
- 17.2 Gol'denblat II, Kopnov VA (1966) Polymer Mechanics, 1, 57
- 17.3 Hashin Z (1980) Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. In: J. Appl. Mech. 47, 6, 329–334
- 17.4 Huybrechts D (1996) Ein erster Beitrag zur Verifikation des wirkebenenbezogenen Zwischenfaserbruchkriteriums nach Puck. Diss. D82, RWTH Aachen, Verlag der Augustinus Buchhandlung, Aachen
- 17.5 Kopp JW (2000) Zur Spannungs- und Festigkeitsanalyse von unidirektionalen Faserverbundwerkstoffen. Diss. D82, RWTH Aachen, Verlag Mainz, Aachen
- 17.6 Luftfahrttechnisches Handbuch (LTH), Handbuch Strukturberechnung (HSB)
- 17.7 Mohr O (1900) Welche Umstände bedingen die Elastizitätsgrenze und den Bruch eines Materials? Z. d. VDI 24, 45, 1524–1530 und Z. d. VDI 24, 46, 1572–1577
- 17.8 Peters PWM (1987) Die Festigkeit von Glas-, Aramid- und Kohlenstoff-Epoxid senkrecht zur Faser. Tagungsband 21. AVK-Jahrestagung, Mainz, 30.1–30.8
- 17.9 Puck A (1967) Zur Beanspruchung und Verformung von GFK-Mehrschichtenverbund-Bauelementen. In: Kunststoffe 57, 4, 284–293
- 17.10 Puck A (1969) Festigkeitsberechnung an Glasfaser/Kunststoff-Laminaten bei zusammengesetzter Beanspruchung. In: Kunststoffe, 59, Heft 11, 780–787
- 17.11 Puck A (1992) Ein Bruchkriterium gibt die Richtung an. In: Kunststoffe 82, 7, 607–610
- 17.12 Puck A (1996) Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten. Modelle für die Praxis. Hanser, München
- 17.13 Puck A (1997) Physikalisch begründete Zwischenfaserbruch-Kriterien ermöglichen realistische Festigkeitsanalysen von Faserverbund-Laminaten. Tagungsband der DGLR-Tagung „Faserverbund-Kunststoffe und Bauweisen in der Luft- und Raumfahrt“, Ottobrunn
- 17.14 Puck A, Schneider W (1969) On failure mechanisms and failure criteria of filament-wound glass-fiber/resin composites. In: Plastic & Polymers, February, 33–43
- 17.15 Puck A, Schürmann H (1982) Die Zug/Druck-Torsionsprüfung an rohrförmigen Probekörpern. In: Kunststoffe, 72, 554–561

- 17.16 Puck A, Schürmann H (1998) Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology* 58, 1045–1067
- 17.17 Puck A, Kopp J, Knops M (2002) Guidelines for the determination of the parameters in Puck's action plane strength criterion. In: *Composites Science and Technology*; 62, 3, 371–378; 9, 1275
- 17.18 Tsai SW, Wu EM (1971) *Journal of Composite Materials*, Vol. 5, 1, 58–80
- 17.19 VDI-Richtlinie 2014 Blatt 3 (2006) Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbunden. Berechnungen
- 17.20 Zacharov KV (1964) *Soviet Plastics*, 4, 48

18 Degradationsanalyse von Laminaten

18.1 Ziele einer Degradationsanalyse

Obwohl eine Laminatauslegung sich häufig darauf beschränkt, ausreichende Sicherheiten gegen Zfb nachzuweisen, gibt es dennoch Fälle, in denen es notwendig wird, über Zfb hinaus zu rechnen. Eine Festigkeitsanalyse eines MSV endet somit nicht mit dem ersten Zfb in der schwächsten Schicht, sondern setzt sich als Degradationsanalyse fort. Mit der Degradationsrechnung wird also das Ziel verfolgt, das mechanische Verhalten eines Laminats analytisch zu erfassen, *nachdem* in einer oder mehreren Einzelschichten Versagen aufgetreten ist. Dies kann in folgenden Fällen notwendig werden:

- Das Spannungs-Verzerrungsverhalten eines Laminats soll durchgängig bis zum Totalversagen beschrieben werden.
- Statische Festigkeitsnachweise an Laminaten sollten sowohl die Zfb-Grenzen als auch die Reserven nach Zfb enthalten.
- Ergänzend zum Festigkeitsnachweis ist zu überprüfen, ob durch den Zfb-induzierten Steifigkeitsverlust max. zulässige Verformungen nicht überschritten werden.
- Neben dem Festigkeitsnachweis ist häufig auch eine Stabilitätsnachweis zu führen. Demzufolge muss abgeschätzt werden, wie stark die Stabilitätsgrenzen durch Zfb abgesenkt werden.
- Mittels gezielter Versagensreihenfolge der Einzelschichten lässt sich ein Fail-Safe-Verhalten oder „robustes“ Laminat konstruieren.
- Lässt man eine gewisse Zfb-Rissbildung im Laminat zu, so ist zu klären, wie sich die daraus resultierende Spannungsumlagerung im Laminat auswirkt. Evtl. ist der Aufbau gezielt auf das Verhalten nach Zfb abzuändern.

Basis der Rechnung ist ein Degradationsmodell. Es muss das physikalische Evolutionsgesetz des Schadensfortschritts wiedergeben.

18.2 Das Degradationsmodell für eine UD-Schicht

Vorzugsweise benötigt man ein Degradationsmodell, das an Zfb, weniger an Fb anschließt. Zum einen tritt Zfb schon bei niedrigen Spannungen als Fb auf, und zum anderen bleibt ein gut ausgelegter MSV immer noch funktionsfähig, obwohl

einzelne Schichten Zwischenfaserbrüche erlitten haben. Es gibt sogar Konstruktionen, in denen man das Auftreten von Zfb bewusst toleriert! Zfb in einer Einzelschicht findet zuerst einmal in Form eines Einzelrisses im Bereich der niedrigsten Festigkeit dieser Schicht statt. Bei Laststeigerung – oder auch bei fortdauernder schwingender Beanspruchung – entstehen weitere Risse. Die Rissdichte wächst fortlaufend entsprechend der statistischen Festigkeitsverteilung der betroffenen Schicht. Die Anzahl der Risse geht nicht gegen unendlich, sondern strebt einem Grenzwert zu. Diese Zwischenfaser-Versagensentwicklung hat zur Folge, dass die *Steifigkeit* der geschädigten Einzelschicht ständig bis auf einen kleinen Restwert *abnimmt*. Die Spannungen in der betroffenen Schicht werden innerhalb des MSV umgelagert, d.h. sie müssen von den benachbarten Schichten aufgenommen werden. Diese werden durch den Zfb in einer Nachbarschicht zusätzlich belastet, auch wenn die äußere Last nicht gesteigert wurde. Der Spannungs-Verformungsverlauf des gesamten MSV wird infolge der zunehmenden Rissentwicklung in Einzelschichten *nichtlinear degressiv*.

Um die Degradation zu erfassen, wendet man folgende *Methode* an: Die abgeminderten Steifigkeiten geschädigter Einzelschichten werden phänomenologisch über die Abminderung der Grund-Elastizitätsgrößen $E_{\perp}, G_{\perp\parallel}$ beschrieben. Diese Vorgehensweise entspricht der mechanischen Beschreibung der UD-Schicht innerhalb der CLT als Kontinuum. Dort werden nicht mikroskopisch Fasern und Matrix und die lokale Spannungsverteilung unterschieden, sondern makroskopisch „verschmierte“ Grund-Elastizitätsgrößen bestimmt. Diese Betrachtungsweise wird auch nach Zfb beibehalten: Das Kontinuum wird – obwohl es infolge der Zfb real nicht mehr gegeben ist – als weiterhin existent angenommen. In diesem Fall werden also nicht nur Fasern und Matrix, sondern zusätzlich auch die *Risse* verschmiert. Mit dieser *ingenieurmäßigen* Vorgehensweise werden makroskopisch und *im Mittel* die Steifigkeitsänderungen richtig wiedergegeben. Damit kann *der Algorithmus der CLT*, basierend auf der UD-Schicht, auch über Zfb hinaus benutzt und damit Spannungsumlagerungen im MSV erfasst werden. Mikromechanisch liegen infolge der Rissbildung – insbesondere im Bereich der Rissspitzen – recht komplexe Spannungsverteilungen vor. Diese vertieft zu analysieren ist Aufgabe der Bruchmechanik.

Allgemein ist festzuhalten: Innerhalb der Elasto-Statik des MSV besteht die prinzipielle Methode darin, Veränderungen in den Einzelschichten durch Anpassungen der Steifigkeiten $E_{\perp}, G_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\parallel}$ zu beschreiben. Im Rahmen der CLT wird diese Methode mehrfach angewendet:

- bei Temperatureinfluss sind die Grundelastizitätsgrößen als Funktion der Temperatur einzusetzen $E_{\perp}, G_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\parallel} = f(T)$
- bei Zeiteinfluss mindert man die Grundelastizitätsgrößen in Abhängigkeit der Zeit ab: $E_{\perp}, G_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\parallel} = f(t)$
- nach Zfb sind die Grundelastizitätsgrößen entsprechend des Rissfortschritts zu degradieren: $E_{\perp}, G_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\parallel} = f(\text{Rissdichte})$.

Genau genommen findet schon vor dem makroskopischen Zfb Mikrorissbildung statt; sie äußert sich – insbesondere bei $\tau_{\perp\parallel}$ -Beanspruchung – in der Nichtli-

nearität des Spannungs-Verzerrungs-Verhaltens einer UD-Schicht. Diese Mikrorisse werden „verschmiert“ als Steifigkeitsreduktion bei einer nichtlinearen CLT mit berücksichtigt. Also wird auch hier das Schichtverhalten durch eine Steifigkeitsreduktion beschrieben: $E_{\perp}, G_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\parallel} = f(\text{Spannungshöhe})$.

Im Rahmen der Degradationsanalyse sind bei einer die Schädigung widerspiegelnden Steifigkeitsreduktion die verschiedenen Grund-Elastizitätsgrößen *unterschiedlich* zu behandeln. Die Steifigkeit parallel zur Faserrichtung $E_{\parallel}$ z.B. wird durch die zwischen den Fasern auftretenden Zfb-Risse – die ja nicht in Kraftflussrichtung liegen – nicht nennenswert beeinflusst, sondern reagiert nur auf F_b . Demzufolge wird $E_{\parallel}$ in der Degradationsrechnung auch nach Zfb in gleicher Höhe wie im elastischen Fall beibehalten.

Bei zunehmender Belastung schreitet die Rissbildung in den „überanstrengten“ Schichten fort, d.h. es treten in immer enger werdenden Abständen Risse auf und der Kraftfluss wird immer häufiger örtlich unterbrochen [18.2]. Betroffen sind dadurch die Steifigkeiten $E_{\perp}$ und $G_{\perp\parallel}$. Sie nehmen zwar unterschiedlich, aber in etwa proportional zur Rissdichte ab. Der Grenzwert der Rissdichte wird erreicht, wenn die Abstände zwischen den Rissen *zu klein* geworden sind, um über interlaminaeren Schub so hohe Schichtspannungen in dem Bereich zwischen zwei Rissen aufzubauen, dass die Bruchwiderstände $R_{\perp}^+$ oder $R_{\perp\parallel}$ überschritten werden. Insofern bleiben geringe Reste von $E_{\perp}$ und $G_{\perp\parallel}$ übrig.

Die Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$ wird anscheinend von einer zunehmenden Rissdichte nicht beeinflusst. Dies zeigen neuere Messungen [18.1].

Die Absenkung der Elastizitätsgrößen, d.h. $E_{\perp}, G_{\perp\parallel}$, in denjenigen Schichten, in denen Zfb eingetreten ist, wird – wie in vielen Berechnungsverfahren – durch einen *Abminderungsfaktor* bewerkstelligt. Die CLT wird wie vor Zfb gehandhabt, nur die Grund-Elastizitätsgrößen werden abgemindert eingesetzt:

$$E_{\perp,s} = \eta \cdot E_{\perp} \quad G_{\perp\parallel,s} = \eta \cdot G_{\perp\parallel} \quad (18.1)$$

η = Abminderungsfaktor

Innerhalb einer nichtlinearen CLT berücksichtigt man das nichtlineare Spannungs-Verzerrungsverhalten der UD-Schichten über die Sekantenmoduln (Index s). Demzufolge sind die Sekantenmoduln, die bei Zfb vorlagen, die Ausgangsmoduln für die folgende Degradationsanalyse. Der Abminderungsfaktor η wird einer Abminderungsfunktion entnommen. *Puck* schlägt folgende Hyperbel-Formulierung dieser Abminderungsfunktion vor [18.3, 18.4]

$$\eta = \frac{1 - \eta_R}{1 + c(f_E - 1)^{\xi}} + \eta_R \quad (18.2)$$

η_R = Rest-Grenzwert

c und ξ = Freiwerte zur Anpassung an Versuchswerte

η_R ist der Restwert von η , d.h. diejenige Steifigkeit, die nach Sättigung der Rissdichte übrig bleibt. Die Funktion η nähert sich diesem Wert asymptotisch an (Abb. 18.2).

18.2.1 Zur Steuerung der Degradationstärke

Die notwendige Höhe der Abminderung richtet sich danach, wie weit die Zfb-Grenze in der jeweiligen UD-Schicht überschritten wurde. Ein Maß für den Überschreitungsgrad – und damit der Rissdichte – ist die Höhe der Anstrengung oberhalb Zfb: $(f_E - 1)$ (Abb. 18.1). Sie dient in Gl. 18.2 zur *Steuerung* der Abminderung.

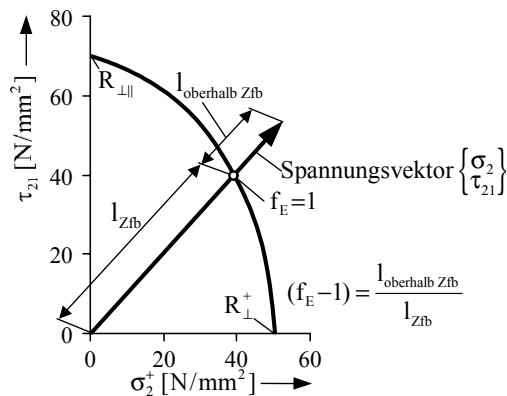


Abb. 18.1. Darstellung der Anstrengung oberhalb Zfb: $(f_E - 1)$ (GF-EP; $\varphi = 0,6$)

Tabelle 18.1. Experimentell ermittelte Parameter der Abminderungsfunktion Gl. 18.2 für $\sigma_2 \geq 0$; (aus [18.1]). Die Daten wurden aus mehreren Messungen zur sicheren Seite hin abgeschätzt.

Parameter	GF-EP		CF-EP (HT-Faser)	
	$E_{\perp}$	$G_{\perp\parallel}$	$E_{\perp}$	$G_{\perp\parallel}$
c	5,34	0,7	5,34	0,95
ξ	1,31	1,5	1,31	1,17
η_R	0,03	0,25	0,03	0,67

Die Abminderungsfunktion $\eta = f(f_E > 1)$ kann derzeit sinnvollerweise nur experimentell für den jeweiligen Werkstoff ermittelt werden. Erste gemessene Werte finden sich in Tabelle 18.1. Man könnte davon ausgehen, dass für jeden Bruchmodus, A, B, C andere Parameter für die Degradationsfunktion ermittelt werden müssen. In guter Näherung genügt jedoch folgende Fallunterscheidung:

- Fall 1: Zfb-Versagen im Modus A; d.h. es herrscht Querkzug: $\sigma_2 \geq 0$
- Fall 2: Zfb-Versagen in den Modi B und C; d.h. es herrscht Querdruck: $\sigma_2 < 0$.

Wird der Zwischenfaserbruch durch eine *Querkzug*-Beanspruchung mit verursacht, so entfernen sich die Rissufer voneinander und es können keine Querkzugspannungen σ_2^+ über die Rissufer hinweg übertragen werden. Deshalb ist eine stark degressiv verlaufende Abminderungsfunktion zu erwarten. $E_{\perp,s}$, $G_{\perp||s}$ sind nach den in Abb. 18.1 dargestellten unteren Kurve abzumindern. In vertieften Untersuchungen [18.1] hat sich herausgestellt, dass $E_{\perp}$ und $G_{\perp||}$ nicht im gleichen Maße degradiert werden dürfen; $E_{\perp}$ muss rascher abgemindert werden.

Herrschen in der durch Zwischenfaserbruch versagten Schicht Querdruckspannungen σ_2^- , so werden die Bruchflächen aufeinander gepresst; es können weiterhin hohe Querdruckspannungen übertragen werden. Dies gilt auch für den Bruchmodus C, bei dem sich „schräge“ Rissufer einstellen. Der Modul $E_{\perp,s}^-$ ist also nicht abzumindern. Da sich die Rissufer jedoch verschieben können, muss man zumindest $G_{\perp||,s}$ abzumindern. Konkrete Parameter für die Abminderungsfunktion können derzeit nicht angegeben werden. Es wird daher empfohlen, $G_{\perp||,s}$ so abzumindern wie bei $\sigma_2 \geq 0$, evtl. etwas schwächer.

Unbedingt zu beachten ist, dass nach Zfb-Überschreiten bei $\sigma_2 < 0$ der gefährliche Keilbruch auftreten kann. Inwieweit ein Laminat der Sprengwirkung des Keilbruchs in einer Schicht widerstehen kann, ist noch nicht ausreichend geklärt. Demzufolge ist die Degradation im Bereich des Bruchmodus C unsicher. Evtl. muss man den Degradationsprozess und die ausreichende Sicherheit gegen Keilbruch durch Versuche nachzuweisen.

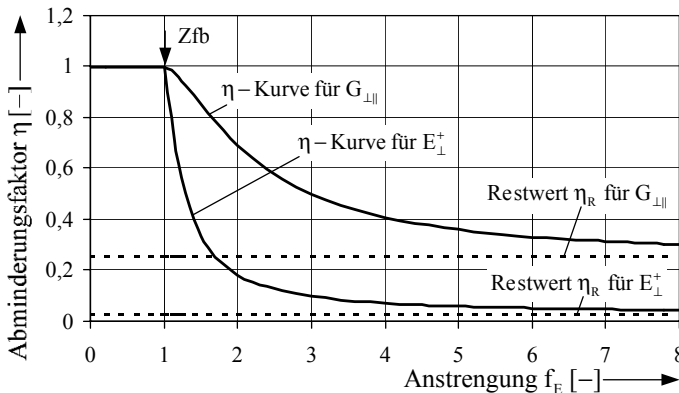


Abb. 18.2. Abminderungsfunktion $\eta = f(f_E)$ für die Elastizitätsgrößen $E_{\perp}^+$ und $G_{\perp||}$ in Abhängigkeit von der Anstrengung $f_E \geq 1$; Daten aus Tabelle 18.1 für GF-EP

Eine Schwierigkeit, konkrete Abminderungsparameter anzugeben, liegt auch in den Auswirkungen von thermischen Eigenspannungen. Meist werden Zfb durch

Querzugspannungen initiiert. Durch die Zfb können sich die thermischen Verzerungen frei ausbilden; die thermischen Eigenspannungen werden frei und führen zum Klaffen der Zfb-Risse. Wird das Laminat anschließend jedoch so belastet, dass in der rissbehafteten Schicht Querdruck σ_2^- auftritt, so schließen sich zuerst einmal – bei sehr niedriger Schichtsteifigkeit ($E_\perp \rightarrow 0$) – die Risse. Erst dann kommen die Rissufer in Kontakt, die Quersteifigkeit steigt sehr stark an und es können hohe σ_2^- - und auch τ_{21} -Spannungen übertragen werden [18.1]. Dieses spezielle Spannungs-Verzerrungs-Verhalten ist noch nicht physikalisch exakt formuliert worden.

18.2.2 Rechenschritte bei der Degradationsanalyse

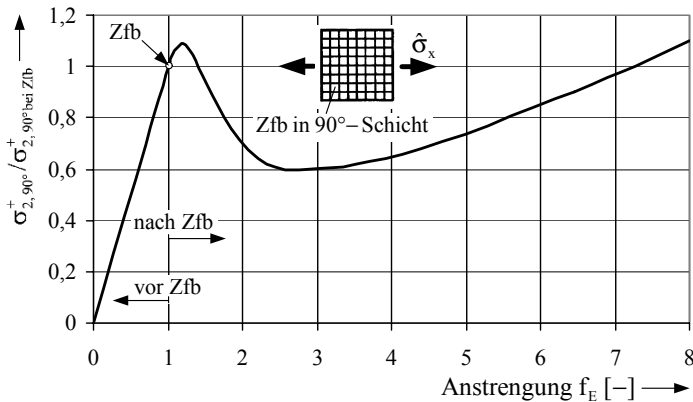


Abb. 18.3. Verlauf der Spannung σ_2^+ in der 90° -Schicht eines Kreuzverbunds vor und nach Zfb

Zur Anwendung des Degradationsmodells sind jeweils *zwei Rechenläufe* nach CLT notwendig:

- 1. Rechenlauf: Es wird die Anstrengung f_E berechnet, und zwar mit den *nicht abgeminderten*, ursprünglichen Elastizitätsgrößen der betroffenen Schichten. Wird die CLT linear durchgeführt, so sollte man – je nach Höhe der Schubspannung τ_{21} – den Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ abmindern. Rechnet man mit den nicht-linearen Spannungs-Verzerrungsverläufen, so nimmt man diejenigen Sekantenmoduln $E_{\perp,s}, G_{\perp\parallel,s}$, die bei Erreichen von Zfb vorlagen. Man erhält – da man trotz Zfb die Schicht immer noch mit ihren ursprünglichen Moduln rechnet – *fiktive* Spannungen in der betreffenden Schicht und darauf basierend eine Anstrengung $f_E > 1$. Dieser Anstrengungswert wird nun verwendet, um die Höhe des Abminderungsfaktors η zu berechnen. Um dem anfänglich hohen Gradienten

ten der η -Kurve folgen zu können, sollte in der Degradationsrechnung oberhalb Zfb die Spannung in kleinen Schritten gesteigert werden.

- 2. Rechenlauf: Für die zu degradierende Schicht setzt man nun die mit der η -Funktion abgeminderten Moduln ein. Damit erhält man die tatsächlichen Spannungen und Verformungen des MSV und die damit verbundenen Spannungsumlagerungen im Laminat.

Abb. 18.3 zeigt anhand eines einfachen Kreuzverbunds, wie sich die Degradation der Steifigkeiten in der rissbehafteten UD-Schicht auf die Spannungsumlagerung im Verbund und die weitere Spannungsaufnahme der betroffenen 90°-Schicht auswirkt.

18.2.3 Hinweise

- Da die Steifigkeit einer Schicht nach Zwischenfaserbruch sehr schnell auf den Restwert η_R absinkt, kann man als vereinfachte Zwischenlösung zumindest darauf verzichten, den Steilabfall der Steifigkeit iterativ nachzubilden. Um einen Überblick über die nach Zfb auftretenden Spannungsumlagerungen zu bekommen, genügt es, die Grundelastizitätsgrößen der betreffenden Schicht auf den Restwert η_R abzusunken.
- Bei *Faserbruch* in einer Schicht erübrigt es sich, den Modul $E_{||}$ stetig abzumindern. Da alle Fasern der Schicht in einem engen Streubereich versagen, genügt es, $E_{||}$ zu Null zu setzen (Voraussetzung: die Schicht besteht ausschließlich aus Fasern des gleichen Typs). Aufgrund der hohen Faserfestigkeit wird beim Bruch eines Faserbündels sehr viel Energie freigesetzt, in dessen Folge weite Bereiche des Laminats aufgelöst werden. Eine Degradationsrechnung über Fb ist bei Scheibenbeanspruchung zumeist unrealistisch; die Degradationsrechnung kann abgebrochen werden! Interessant dürfte dies eher bei Biegebeanspruchung eines Laminats, wo durchaus außen liegende Randschichten auf Fb versagen, der Verbund aber noch tragfähig bleibt.
- Es ist sinnvoll und führt zu genaueren Ergebnissen, den Bereich vor Auftreten erster Zwischenfaserbrüche nichtlinear, d.h. iterativ zu berechnen; hierbei sind die realen Spannungs-Verzerrungs-Kurven vorab experimentell zu bestimmen und dann der Rechnung zugrunde zu legen.
- Häufig ist man auch nur daran interessiert, bei welcher Belastung das Totalversagen des Laminats – meist initiiert durch den ersten Faserbruch – auftritt. Dazu benötigt man nur einen Rechenlauf. Da fast immer alle Schichten vorher Zfb erlitten haben, kann man die matrixdominierten Grundelastizitätsgrößen $E_{\perp}$ und $G_{\perp||}$ aller Schichten auf den Restwert η_R reduziert einsetzen.
- Die in Tabelle 18.1 angegebenen Abminderungsparameter wurden bei 20°C ermittelt. In welchem Maße die Rissdichte von höheren Temperaturen usw. abhängt, ist noch offen.
- Eine Alternative zur experimentellen Bestimmung von Abminderungsparametern ist eine von Puck vorgeschlagene Methode [18.5]. Danach mindert man die

Grund-Elastizitätsgrößen iterativ dergestalt ab, dass die Anstrengung f_E den Wert 1 in der von Zfb betroffenen Schicht beibehält. Der besondere Vorzug dieser Methode liegt darin, dass keine aufwändigen Experimente notwendig sind. Allerdings steht eine umfassende Absicherung dieser Vorgehensweise noch aus.

Literatur

- 18.1 Knops M (2003) Sukzessives Bruchgeschehen in Faserverbundlaminaten. D82, Diss. RWTH Aachen, Verlag Mainz, Aachen
- 18.2 Peters PWM (1987) Die Festigkeit von Glas-, Aramid- und Kohlenstoff-Epoxid senkrecht zur Faser. Tagungsband 21. AVK-Tagung, Mainz, 30.1–30.8
- 18.3 Puck A (1969) Festigkeitsberechnung an Glasfaser/Kunststoff-Laminaten bei zusammengesetzter Beanspruchung. In: Kunststoffe, Bd. 59, 11, 780–787
- 18.4 Puck A (1996) Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten : Modelle für die Praxis. Hanser, München
- 18.5 Puck A, Schürmann H (1998) Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. Composites Science and Technology: 58, 1045–1067

Entwurfsmethoden für Lamine

19 Laminatentwurf mit Hilfe der Netztheorie¹

Bevor die klassische Laminattheorie (CLT) entwickelt wurde, dimensionierten Faserverbund-Konstrukteure auf Basis der Netztheorie (net theory). Das entscheidende Merkmal der Netztheorie ist, dass das *Mittragen der Matrix vernachlässigt* wird. Die Tragstruktur wird als reines Fasernetzwerk begriffen. Ein Entwicklungsschwerpunkt in den Anfängen der Faserverbundtechnik waren leichte Druckbehälter, z.B. für die Raketentechnik. Die Vorstellung, dass der Innendruck durch eine Netzstruktur aufgenommen wird, ist also durchaus nahe liegend. Da dieses Modell für Lamine recht grob ist, gibt es die Realität nur angenähert wieder und liefert im Allgemeinen ungenauere Ergebnisse als die CLT.

Jedoch kann der Faserverbund-Konstrukteur auch heute nicht auf die Netztheorie verzichten. Anders als bei der statisch unbestimmten CLT, bei der zur Bestimmung der Schichtspannungen zusätzlich zu den Gleichgewichtsbedingungen Kompatibilitätsbeziehungen und die Elastizitätsgesetze der Einzelschichten berücksichtigt werden müssen (Elasto-Statik), *genügt* es bei der Netztheorie, das *Kräftegleichgewicht* aufzustellen (Statik). Die Netztheorie ist nämlich allgemein bis drei Faserrichtungen – bei symmetrischer Faserorientierung bis vier Faserrichtungen – statisch bestimmt. Der mechanisch-mathematische Aufwand wird somit stark reduziert. Demzufolge lässt sich die Wirkung von Faserwinkeländerungen einfacher abschätzen als bei der CLT, bei der „gefühlsmäßige“ Beurteilungen, u.a. wegen des Einflusses der Querkontraktion, häufig in die Irre führen. Mit Hilfe der Netztheorie lässt sich ein Gefühl für die optimale Auslegung eines Laminats entwickeln. Unter optimal ist hier zu verstehen, dass die Faseranordnung die Belastung mit einem minimalen Aufwand an Fasern (Leichtbau) trägt.

Im Folgenden sind die wichtigsten Anwendungsfälle der Netztheorie gelistet:

- Die Netztheorie eignet sich insbesondere als *Entwurfshilfe*. Bei Laminatauslegungen kann der Konstrukteur rasch einen Überblick über günstige Faserwinkel und die notwendigen Fasermengen, bzw. Schichtdicken bekommen. Optimale Laminataufbauten müssen nicht iterativ ermittelt, sondern können direkt aus Formeln berechnet werden. Die Feindimensionierung erfolgt im Anschluss an die netztheoretische Vorauslegung mit Hilfe der CLT.
- Aufgrund der getroffenen Voraussetzung, dass das Mittragen der Matrix vernachlässigt wird, lässt sich rasch beurteilen, ob ein Laminat allein als *Fasernetzwerk tragfähig* ist. Das Laminat ist dann „*netztheoretisch in Ordnung*“. Die Kräfte sind überwiegend in den Fasern konzentriert, die Matrix wird nicht

¹ Die Ausführungen in Kapitel 19 orientieren sich teilweise an [19.1] und [19.3].

zu hoch belastet. Ist ein Laminat netztheoretisch nicht in Ordnung, so kann man es als „*ungesund*“ bezeichnen. Zu hohe Lastanteile laufen unnötigerweise über die schwache Matrix.

- Da die Matrix als nicht existent angesetzt wird, lässt sich keine Aussage über deren Beanspruchung und somit über den Beginn von Zwischenfaserbrüchen treffen. Ein Zfb-Festigkeitskriterium ist nicht anwendbar. *Oberhalb* der Rissbildungsgrenze – durch Bruchmodus A erzeugt – liegen jedoch in sehr guter Näherung die Verhältnisse vor, wie sie die Netztheorie voraussetzt: Äußere Kräfte können – aufgrund der fortgeschrittenen Zfb-Rissbildung – nur noch von den Fasern als $\sigma_{||}$ -Zug- oder Druckspannungen aufgenommen werden. Auf diese Weise lässt sich mit Hilfe der Netztheorie – mittels Faserbruch-Festigkeitskriterium – eine Aussage über die Tragfähigkeit des Laminats machen.
- Da das Mittragen der Matrix vernachlässigt wird, werden Steifigkeiten unterschätzt, und es ergeben sich zu hohe Faserspannungen. Man liegt bei der Dimensionierung auf der sicheren Seite.
- Bei CFK – insbesondere bei hochmoduligen Fasern – ist im Vergleich zu GFK eine bessere Übereinstimmung der nach Netztheorie gerechneten und den real auftretenden Spannungen (CLT) festzustellen. Dies ist in der stärkeren Anisotropie von CFK-UD-Schichten begründet, bei denen aufgrund des großen Steifigkeitsverhältnisses $E_{||}/E_{\perp}$ die Spannungen überwiegend – wie bei der Netztheorie vorausgesetzt – in den Fasern konzentriert sind. Deswegen ist die Netztheorie insbesondere zur Gestaltung von CFK-Laminaten zu empfehlen.
- Oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g ist die Matrixsteifigkeit so niedrig, dass die Annahmen der Netztheorie gelten. Netztheoretisch lässt sich also unmittelbar beurteilen, ob ein Laminat auch oberhalb T_g tragfähig ist.
- Nach sehr langen Zeiten lagern sich die Kräfte infolge von Kriech- und Relaxationsvorgängen von der Matrix in die hochsteife Faserrichtung um. Es stellt sich der Zustand ein, der dem Modell der Netztheorie zugrunde liegt: Die Kräfte werden ausschließlich von den Fasern übernommen. Mit Hilfe der Netztheorie lässt sich dieser Endzustand unmittelbar beschreiben und eine Aussage treffen, ob der Laminataufbau so gewählt wurde, dass auch nach extrem langer Betriebszeit das Laminat tragfähig bleibt. Ist ein Laminat netztheoretisch in Ordnung, so treten – da die Fasern kaum kriechen – die niedrigsten Kriechraten und damit die geringsten Verformungen auf. Kriech- und Relaxationsvorgänge kommen eher zum Stillstand. Ist ein Laminat netztheoretisch nicht in Ordnung, so können die Verformungen von Laminaten – insbesondere wenn hohe Schubspannungen auftreten – zum „Weglaufen“ neigen. Daher ist die Überprüfung von *langzeitbelasteten Laminaten* eine der wichtigsten Anwendungen der Netztheorie.
- Ähnliche Verhältnisse stellen sich bei Ermüdungsbeanspruchung ein. Aufgrund der Zfb-Bildung lagern sich die Spannungen in die ermüdungsfesteren Fasern um. Die Beanspruchung der Matrix und Faser-Matrix Grenzfläche sinkt. Man

kann davon ausgehen, dass Lamine, die netztheoretisch gesund sind, gegenüber ungesunden Laminen die höhere Ermüdungsfestigkeit besitzen.

Stabilitätsprobleme spielen bei Faser-Kunststoff-Verbunden aufgrund der zum Teil niedrigen Elastizitätswerte eine größere Rolle als bei den meisten metallischen Werkstoffen. Um sie behandeln zu können, müssen alle Elastizitätswerte bekannt sein. Da bei der Netztheorie alle bis auf $E_{\parallel}$ vernachlässigt werden, ist sie für die Behandlung von Problemen mit elastischer Instabilität *ungeeignet*.

19.1 Definitionen, Voraussetzungen

Für die hier behandelte Netztheorie, auch Netzwerk-Theorie genannt, trifft man folgende Annahmen:

- Es werden nur elementare Scheibenprobleme mit den Schnittkräften $\hat{n}_x, \hat{n}_y, \hat{n}_{xy}$ behandelt.
- Da die Netztheorie als Entwurfshilfe verwendet werden soll, werden auch *keine* thermischen und Quell-Eigenspannungen berücksichtigt.
- Der Anteil der Matrix an der Steifigkeit und der Tragfähigkeit des Verbunds wird vernachlässigt. Da $E_{\perp} = G_{\perp\parallel} = \nu_{\perp\parallel} = 0$ gilt, wirken damit in den einzelnen UD-Schichten nur $\sigma_{\parallel}$ -Spannungen, keine Normalbeanspruchungen senkrecht zur Faserrichtung $\sigma_{\perp}$ und keine Schubbeanspruchung $\tau_{\perp\parallel}$: $\sigma_{\perp} = \tau_{\perp\parallel} = 0$. Querdehnungseinflüsse werden ebenfalls vernachlässigt.
- Für einen MSV mit zwei bis vier Schichten liegt ein *statisch bestimmtes* Problem vor, d.h. der Traganteil der einzelnen Schichten kann aus dem Kräftegleichgewicht (Statik) bestimmt werden.
- Wie bei der CLT, so setzt sich auch bei der Netztheorie der MSV aus n UD-Schichten zusammen, die mit $k = 1$ bis n nummeriert sind und die Schichtdicken t_k aufweisen. Äußere Schnittkraftflüsse und Spannungen, die sich auf das gesamte Laminat beziehen, werden mit dem *Zeichen ^* („Dach“) gekennzeichnet.

Die Dicke des kompaktiert gedachten Faseranteils einer UD-Schicht errechnet sich aus.

$$t_{fk} = t_k \cdot \varphi_k \quad (19.1)$$

t_{fk} = Dicke des Faseranteils der Schicht k

t_k = Dicke der UD-Schicht k (mit Matrix)

φ_k = Faservolumenanteil der UD-Schicht k

Die Gesamtfaserdicke des Laminats t_f ergibt sich aus der Summe der Einzelschichtdicken:

$$t_f = \sum_{k=1}^n t_{fk} \quad (19.2)$$

Da nach Voraussetzung die UD-Schichten homogen und die Spannungen der UD-Schichten in den Fasern konzentriert sind, folgt für die Schichtspannung in Parallelrichtung der k -ten Schicht nach „reduzierter“ Mischungsregel:

$$\sigma_{\parallel k} = \sigma_{f\parallel k} \cdot \varphi_k + \underbrace{\sigma_{mk} \cdot (1 - \varphi)}_{= 0} \rightarrow \sigma_{\parallel k} = \sigma_{f\parallel k} \cdot \varphi_k \quad (19.3)$$

$\sigma_{\parallel k}$ = Schichtspannung in der UD-Schicht k

$\sigma_{f\parallel k}$ = Faserspannung der Schicht k

σ_{mk} = Matrixspannung der Schicht k

19.2 Polartransformation

Da im Allgemeinen das x,y -Laminat-Koordinatensystem nicht mit dem natürlichen $\parallel, \perp$ -Koordinatensystem der einzelnen UD-Schicht übereinstimmt, müssen Transformationsbeziehungen aufgestellt werden; im Fall der Netztheorie nur für die Spannungen, nicht für die Elastizitäten. Außerdem sind nur die $\sigma_{\parallel}$ -, aber keine $\sigma_{\perp}$ - und $\tau_{\perp\parallel}$ -Spannungen zu transformieren.

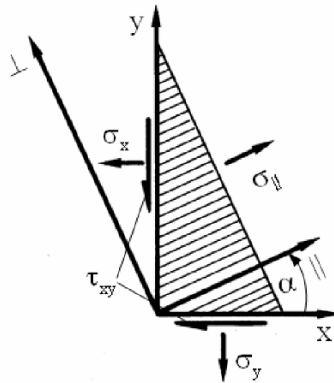


Abb. 19.1. Polartransformation der faserparallelen Spannung einer UD-Schicht $\sigma_{\parallel}$ in das x,y -Koordinatensystem des Laminats; Transformationswinkel α ; Drehung um die z -Achse

Die faserparallele Spannung einer Schicht transformiert sich auf Schnitte parallel zur x - und y -Achse wie folgt:

$$\begin{aligned} \sigma_{xk} &= \sigma_{\parallel k} \cdot \cos^2 \alpha_k \\ \sigma_{yk} &= \sigma_{\parallel k} \cdot \sin^2 \alpha_k \\ \tau_{xyk} &= \frac{1}{2} \sigma_{\parallel k} \cdot \sin 2\alpha_k \end{aligned} \quad (19.4)$$

Übergang von Spannungen auf Kraftflüsse; Berechnung der notwendigen Fasermengen

Anstatt mit Spannungen arbeitet man in der Netztheorie besser mit Kraftflüssen, d.h. Kräften/Breiteneinheit $n = F/b$. Sie stellen innere Linienlasten dar. Zu unterscheiden sind die aus der äußeren Belastung resultierenden Schnittkraftflüsse $\hat{n}_x, \hat{n}_y, \hat{n}_{xy}$, kurz Schnittkräfte genannt, und die in den k einzelnen UD-Schichten wirkenden faserparallelen Kraftflüsse $n_{||k}$, hier in der Netztheorie kurz *Schichtkräfte* genannt. Der Zusammenhang zwischen den Schnittkräften und Schnittspannungen einerseits und den Schichtkräften und den Schichtspannungen andererseits ergibt sich zu:

$$\{\hat{n}\} = \{\hat{\sigma}\} \cdot t \quad \text{und} \quad n_{||k} = \sigma_{||k} \cdot t_k \quad (19.5)$$

Diese Vorgehensweise hat insbesondere den Vorteil, dass sich die notwendige Dicke einer UD-Einzelschicht t_k , bzw. die Dicke deren Faseranteils t_{fk} – letztere ist gleichbedeutend mit der notwendigen Fasermenge – direkt mit der zulässigen Spannung $\sigma_{||zul}$ der UD-Schicht berechnen lassen. Zulässig bedeutet, dass die faserparallelen Festigkeiten der UD-Schicht – die Zugfestigkeit $R_{||}^+$ und die Druckfestigkeit $R_{||}^-$ – mit Sicherheitsfaktoren belegt wurden. Selbstverständlich existiert auch eine Druckfestigkeit der UD-Schicht. Das Nichttragen der Matrix ist nur als Modellannahme zu verstehen. Im realen Laminat existiert die Matrix natürlich und stützt die Fasern gegen faserparalleles Druckversagen.

$$t_k = \frac{n_{||k}}{\sigma_{||zul}} \quad \text{bzw.} \quad t_{fk} = \frac{n_{||k} \cdot \varphi_k}{\sigma_{||zul}} \quad (19.6)$$

19.3 Äquivalenz zwischen Schnittkräften und Schichtkräften im MSV

19.3.1 Äquivalenz- oder Gleichgewichtsbeziehungen

Im Folgenden wird das Gleichgewicht zwischen den Schnittkräften, die aufgrund der äußeren Belastung am MSV wirken und den Schichtkräften der Einzelschichten aufgestellt. Diese Beziehungen sind die Basis der netztheoretischen Entwurfsrichtlinien und Optimierungsregeln. Elastizitätsgesetze werden nicht benötigt. Diese Aussage ist einzuschränken: Sie gilt nur bis zu drei Faserrichtungen, bei symmetrischer Faseranordnung auch vier Faserrichtungen und unter der Bedingung, dass das Laminat aus Fasern gleichen Typs, genauer gleicher Steifigkeit, aufgebaut ist.

Die Summe aller in den einzelnen Schichten wirkenden Kraftflüsse n_k ist den Schnittkraftflüssen $\hat{n}_x, \hat{n}_y, \hat{n}_{xy}$ äquivalent (Abb. 19.2). Die *Kräfteäquivalenz* lautet:

$$\begin{aligned}
\hat{\sigma}_x \cdot t &= \hat{n}_x = \sum_{k=1}^n n_{xk} = \sum_{k=1}^n n_{\parallel k} \cdot \cos^2 \alpha_k \\
\hat{\sigma}_y \cdot t &= \hat{n}_y = \sum_{k=1}^n n_{yk} = \sum_{k=1}^n n_{\parallel k} \cdot \sin^2 \alpha_k \\
\hat{\tau}_{xy} \cdot t &= \hat{n}_{xy} = \sum_{k=1}^n n_{xyk} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^n n_{\parallel k} \cdot \sin 2\alpha_k
\end{aligned} \tag{19.7}$$

Im rechten Teil der Beziehungen wurden die Transformationsbeziehungen nach Gl. 19.4 einbezogen.

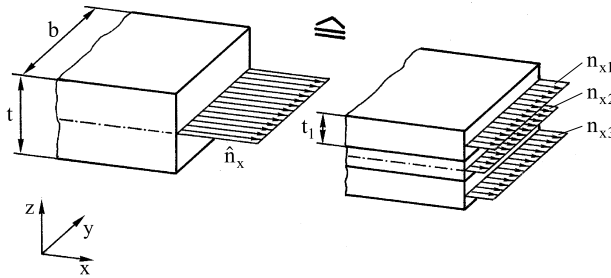


Abb. 19.2. Äquivalenz zwischen den Schnittkräften $\{\hat{n}\}$ und der Summe der Schichtkräfte $\{n\}_k$; hier nur für die x-Richtung dargestellt

19.3.2 Übergang zum I,II-Hauptachsen-Koordinatensystem

Im Rahmen der Netztheorie ist es vorteilhaft, am Laminat im I,II-Hauptachsen-Koordinatensystem zu arbeiten. In jedem Fall des ebenen Spannungszustands lässt sich eine Schnittrichtung finden, in der die Schubspannungen verschwinden; es treten dann nur zwei zueinander senkrechte Hauptspannungen $\hat{\sigma}_I$ und $\hat{\sigma}_{II}$, bzw. Haupt-Kraftflüsse $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ auf (Abb. 19.3). Die Richtungen I und II werden *Hauptrichtungen* genannt; das Koordinatensystem, dessen Achsen parallel zu den Hauptrichtungen verlaufen *Hauptachsensystem*.

Wie beim Übergang vom x,y- zum $\parallel, \perp$ -KOS, so wird auch hier beim Übergang vom x,y- zum I,II-KOS unter mathematisch positiver Drehung der Winkel Φ_0 positiv gezählt. Der Transformationswinkel zwischen dem x,y- und dem I,II-Hauptachsen-Koordinatensystem ergibt sich aus:

$$\Phi_0 = \frac{1}{2} \arctan \frac{2 \cdot \hat{n}_{xy}}{\hat{n}_x - \hat{n}_y} \tag{19.8}$$

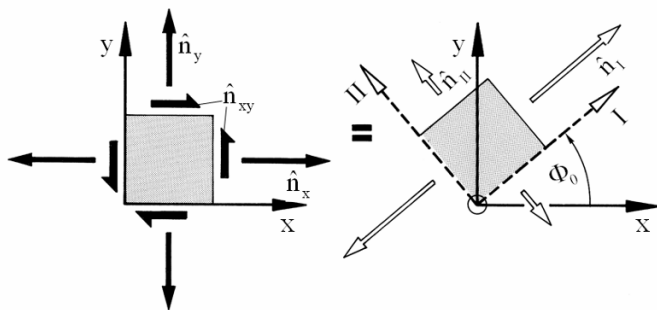


Abb. 19.3. Übergang vom x,y - zum I,II-Hauptachsen-Koordinatensystem des Laminats

Die dazugehörigen Hauptkraftflüsse $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ lassen sich aus den Transformationsbeziehungen errechnen:

$$\begin{aligned}\hat{n}_I &= \hat{n}_x \cdot \cos^2 \Phi_0 + \hat{n}_y \cdot \sin^2 \Phi_0 + \hat{n}_{xy} \cdot \sin 2\Phi_0 \\ \hat{n}_{II} &= \hat{n}_x \cdot \sin^2 \Phi_0 + \hat{n}_y \cdot \cos^2 \Phi_0 - \hat{n}_{xy} \cdot \sin 2\Phi_0\end{aligned}\quad (19.9)$$

Als Winkel zwischen dem $\parallel, \perp$ -Koordinatensystem der UD-Schichten und dem I,II-Laminat-Koordinatensystem wird der Winkel β definiert. Die verschiedenen Winkeldefinitionen und Koordinatensysteme sind in Abb. 19.4 dargestellt.

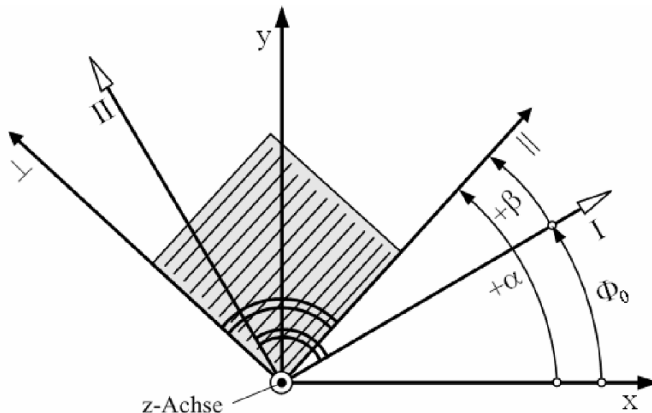


Abb. 19.4. Zur Definition der verschiedenen Winkel und Koordinatensysteme. Winkel α zwischen natürlichem $\parallel, \perp$ -Koordinatensystem einer UD-Schicht und x,y -Koordinatensystem des MSV; Winkel β zwischen $\parallel, \perp$ - und I,II-Hauptachsen-Koordinatensystem des Laminats; Winkel Φ_0 zwischen x,y - und I,II-Koordinatensystem

Die Gleichgewichtsbedingungen Gl. 19.7 schreiben sich im I,II-Koordinatensystem wie folgt:

$$\begin{aligned}
\hat{n}_I &= \sum_{k=1}^n n_{\parallel k} \cdot \cos^2 \beta_k \\
\hat{n}_{II} &= \sum_{k=1}^n n_{\parallel k} \cdot \sin^2 \beta_k \\
0 &= \frac{1}{2} \sum_{k=1}^n n_{\parallel k} \cdot \sin 2\beta_k
\end{aligned} \tag{19.10}$$

19.4 Bestimmung der Schichtkräfte, der Faserwinkel und der Fasermengen

Da die Netztheorie der Scheibe ausschließlich mit den drei Gleichgewichtsbeziehungen 19.10 auskommt, lassen sich aus diesen drei Gleichungen sehr einfache Beziehungen zur Bestimmung der Schichtkräfte $n_{\parallel k}$ und der Faserwinkel β_k herleiten. Dies wird im Folgenden für die am häufigsten verwendeten Laminataufbauten demonstriert.

19.4.1 Lamine mit nur einer Faserrichtung

Lamine mit nur einer Faserrichtung können laut Netztheorie nur Spannungen in eben dieser Faserrichtung aufnehmen. Der einfachste zugehörige äußere Belastungszustand ist die einachsige Zug- oder Druckbeanspruchung. Er tritt in Hub-schrauberrotorblättern, Holmgurten von Biegeträgern, ringförmigen Schwungrädern usw. auf. Die günstigste Faserordnung ist in diesen Fällen eindeutig festgelegt: Fasern sollten möglichst in Lastrichtung angeordnet werden. Da in Realität die Matrix mit trägt, können natürlich auch quer zur Faserrichtung angreifende Kräfte – jedoch nur in reduziertem Maße – ertragen werden.

19.4.2 Lamine mit zwei Faserrichtungen

Einachsige äußere Belastungen sind selten. Meist liegen ebene Spannungszustände vor, die mehrere Faserrichtungen zur Lastaufnahme benötigen. Minimal sind zwei Faserrichtungen notwendig. Bei solchen Laminaten lauten die Äquivalenzbeziehungen (Gln. 19.10) zwischen den Schnittkraftflüssen $\hat{n}_I$, $\hat{n}_{II}$ und den zwei inneren Schichtkräften $n_{\parallel 1}$, $n_{\parallel 2}$:

$$\begin{aligned}
\hat{n}_I &= n_{\parallel 1} \cdot \cos^2 \beta_1 + n_{\parallel 2} \cdot \cos^2 \beta_2 \\
\hat{n}_{II} &= n_{\parallel 1} \cdot \sin^2 \beta_1 + n_{\parallel 2} \cdot \sin^2 \beta_2 \\
0 &= \frac{1}{2} n_{\parallel 1} \cdot \sin 2\beta_1 + \frac{1}{2} n_{\parallel 2} \cdot \sin 2\beta_2
\end{aligned} \tag{19.11}$$

Die Gln. 19.11 dienen als Grundlage der folgenden Merkgeln für eine optimale Laminatgestaltung:

- Die äußeren Belastungen $\hat{n}_I, \hat{n}_{II}$ sind in dem Gleichungssystem gegeben, die vier Größen $n_{||}, n_{||2}, \beta_1, \beta_2$ sind unbekannt. Gibt man jedoch eine der vier Größen vor, so sind die übrigen durch die drei Gleichungen bestimmt. Meist wählt man einen Winkel β_1 ; der Winkel β_2 ist dann fixiert.
- Sind die Winkel β_1 und β_2 fest gegeben, so kann man nur eine Hauptspannung frei wählen. Die andere ist damit festgelegt, d.h. es sind nur bestimmte Lastkombinationen $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I$ vom Laminat ertragbar.

Es ergibt sich die Schlussfolgerung:

Ein Laminat mit nur zwei Faserrichtungen kann nicht jeden beliebigen ebenen Belastungszustand allein durch Faserkräfte aufnehmen. Man kann die Faserrichtungen dem wichtigsten Lastfall anpassen. Andere Spannungscombinationen sind ebenfalls ertragbar, erfordern allerdings das Mittragen der Matrix.

Allgemeiner Fall: Wahl der Winkel β_1, β_2

Die Gleichgewichtsbeziehungen stellen die Zusammenhänge zwischen Kräften und Winkeln her. Aus der letzten Gleichung von 19.11 folgt direkt:

$$\frac{n_{||}}{n_{||2}} = -\frac{\sin 2\beta_2}{\sin 2\beta_1} \quad (19.12)$$

Hieraus lässt sich als Konstruktionsregel folgern:

Fall 1: Bei gleichsinnigen Schichtkräften $n_{||}$ und $n_{||2}$, d.h. beide Schichtkräfte sind Zug- oder Druckkräfte, müssen die Winkel verschiedene Vorzeichen haben.

Fall 2: Ungleiche Vorzeichen von $n_{||}$ und $n_{||2}$ erfordern gleiche Vorzeichen für beide Winkel.

Setzt man Gl. 19.12 in die übrigen Äquivalenzbedingungen (Gln. 19.11) ein, so lässt sich eine Beziehung zwischen äußerer Belastung und der Winkelzuordnung angeben:

$$\frac{\hat{n}_{II}}{\hat{n}_I} = \frac{\tan \beta_1 - \tan \beta_2}{\cot \beta_1 - \cot \beta_2} \quad (19.13)$$

Unter Nutzung eines Additionstheorems für trigonometrische Funktionen entsteht daraus eine sehr einfache Beziehung für den Winkel β_2 , wenn β_1 vorgegeben wurde:

$$\tan \beta_2 = -\frac{\hat{n}_{II}/\hat{n}_I}{\tan \beta_1} \quad (19.14)$$

Um die Äquivalenzbedingungen zu erfüllen, gilt für Lamine mit zwei Faserrichtungen Gl. 19.14 als notwendiger Zusammenhang. Es gibt *unendlich* viele Winkelpaare, die dieser Gleichung genügen (Abb. 19.5).

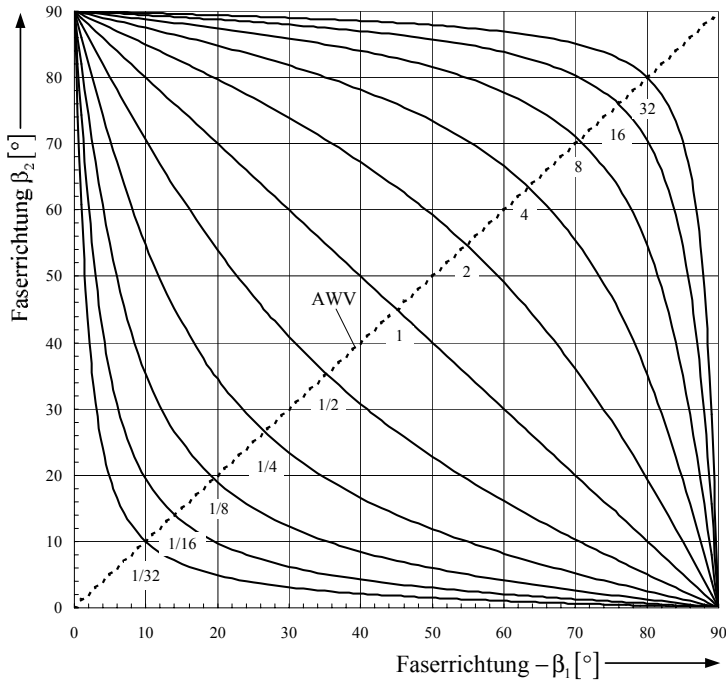


Abb. 19.5. Netztheoretische Zuordnung der Winkel β_1 und β_2 bei Laminaten mit zwei Faserrichtungen (Darstellung von Gl. 19.14 und Gl. 19.16). Kurvenschar für Verhältnisse $\hat{n}_{||}/\hat{n}_\perp = 1/32$ bis 32. Auf der gestrichelten Diagonale liegen die AWV

Bestimmung der Schichtkräfte $n_{||1}, n_{||2}$

Sind die Winkel β_1 und β_2 bestimmt, kann man mit Hilfe der Äquivalenzbeziehungen (Gln. 19.11) die Schichtkräfte $n_{||1}, n_{||2}$ berechnen:

$$\begin{aligned} n_{||1} &= \frac{1}{\cos\beta_1 (\cos\beta_1 - \sin\beta_1 \cdot \cot\beta_2)} \cdot \hat{n}_\perp \\ n_{||2} &= \frac{1}{\sin\beta_2 (\sin\beta_2 - \cos\beta_2 \cdot \tan\beta_1)} \cdot \hat{n}_{||} \end{aligned} \quad (19.15)$$

Die zur Aufnahme der Schichtkräfte notwendigen Fasermengen, d.h. die Schichtdicken t_1 und t_2 errechnen sich aus Gl. 19.6.

Sonderfall 1: Fasern in den Hauptrichtungen

Eine nahe liegende Lösung für Lamine mit zwei Faserrichtungen ist es, die Fasern ausschließlich in den beiden Hauptrichtungen zu orientieren, d.h. einen Kreuzverbund (0/90) im I,II-Laminat-Koordinatensystem zu wählen. Die Schichtkräfte entsprechen unmittelbar den Schnittkräften:

$$n_{||} = \hat{n}_I; \quad n_{\perp} = \hat{n}_{II} \quad (19.16)$$

Diese Faseranordnung hat den Vorteil, dass sich das Verhältnis der Hauptkräfte $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I$ im Betrieb ändern darf (nicht jedoch die Richtungen). Die äußeren Lasten werden immer noch durch die Faserkräfte aufgenommen.

Sonderfall 2: Ausgeglichener Winkelverbund

Um Verzug durch thermische Eigenspannungen zu vermeiden, werden orthotrope Lamine bevorzugt. Orthotropie stellt sich ein, wenn man senkrecht aufeinander stehende Symmetrieebenen erzeugt. Für ein Laminat mit 2 Faserrichtungen bedeutet dies, dass man entweder einen Kreuzverbund oder einen Ausgebalancierten Winkelverbund (AWV) (balanced laminate) wählt. Bei einem AWV sind die beiden Winkel β_1 und β_2 betragsmäßig gleich groß, haben jedoch entgegengesetzte Vorzeichen (Abb. 19.6). Um die Gleichheit der Winkel zu charakterisieren, wird dem AWV die *besondere Winkelbezeichnung* ω zugeordnet: $\beta_1 = \omega$ und $-\beta_2 = \omega$.

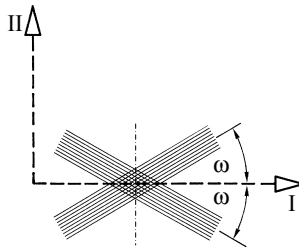


Abb. 19.6. Ausgeglichener Winkelverbund: Man erkennt die orthogonal zueinander orientierten Symmetrieebenen

Für jedes Belastungsverhältnis $\hat{n}_I/\hat{n}_{II}$ gibt es nur einen passenden Winkel ω . Er folgt aus Gl. 19.14:

$$\tan \beta_2 = -\frac{\hat{n}_{II}}{\hat{n}_I}; \quad \text{mit } \beta_1 = -\beta_2 = \omega \quad \text{folgt} \quad \omega = \arctan \sqrt{\frac{\hat{n}_{II}}{\hat{n}_I}} \quad (19.17)$$

Aus Gl. 19.17 wird deutlich, dass nur bei gleichen Vorzeichen von $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ eine reelle Lösung möglich ist. Aus Symmetriegründen müssen die beiden Schichtkräfte gleich groß sein:

$$n_{||} = n_{||2} = \frac{\hat{n}_I + \hat{n}_{II}}{2} \quad (19.18)$$

Rechenschritte

Nach Netztheorie benötigt die Auslegung eines Laminats mit 2 Faserrichtungen nur wenige Rechenschritte:

- Transformation der Schnittkräfte in das I,II-Hauptachsen-Koordinatensystem
- Entscheidung für eine der 3 möglichen Varianten:
 1. Im allgemeinen Fall gibt man sich eine Faserrichtung vor, die andere folgt aus Gl. 19.14. Die Schichtkräfte berechnet man anschließend nach Gl. 19.15.
 2. Sonderfall 1: Die Fasern werden in Richtung der Hauptspannungen orientiert. Die Schichtkräfte ergeben sich unmittelbar aus den Schnittkräften.
 3. Sonderfall 2: Man hat einen AWV gewählt. Die Faserorientierung errechnet sich aus Gl. 19.17, die Schichtkräfte aus Gl. 19.18.
- Die notwendigen Fasermengen bzw. Schichtdicken ergeben sich aus Gl. 19.6.
- Die Feindimensionierung des Laminats erfolgt mittels CLT.
- Muss damit gerechnet werden, dass sich das Auslegungs-Verhältnis der Hauptspannungen im Betrieb ändert, so gibt es zwei Möglichkeiten:
 - Ändert sich das Hauptspannungsverhältnis nur geringfügig, so bleibt das Laminat – obschon netztheoretisch nicht mehr i.O. – durch das Mittragen der Matrix tragfähig. Ob dies möglich ist erkennt man bei der Feindimensionierung mittels CLT.
 - Bei großen Änderungen geht man auf die sichere Lösung, auf ein Laminat mit 3 Faserrichtungen über.

19.4.3 Lamine mit drei Faserrichtungen

Die Gleichgewichtsbeziehungen für ein Laminat mit drei Faserrichtungen lauten:

$$\begin{aligned} \hat{n}_I &= n_{||} \cdot \cos^2 \beta_1 + n_{||2} \cdot \cos^2 \beta_2 + n_{||3} \cdot \cos^2 \beta_3 \\ \hat{n}_{II} &= n_{||} \cdot \sin^2 \beta_1 + n_{||2} \cdot \sin^2 \beta_2 + n_{||3} \cdot \sin^2 \beta_3 \\ 0 &= \frac{1}{2} \cdot n_{||} \cdot \sin 2\beta_1 + \frac{1}{2} \cdot n_{||2} \cdot \sin 2\beta_2 + \frac{1}{2} \cdot n_{||3} \cdot \sin 2\beta_3 \end{aligned} \quad (19.19)$$

Das Gleichungssystem enthält 9 Größen:

- 3 vorgegebene Schnittlasten $\hat{n}_I, \hat{n}_{II}, 0$
- 3 unbekannte Schichtkräfte $n_{||}, n_{||2}, n_{||3}$
- 3 unbekannte Faserrichtungen $\beta_1, \beta_2, \beta_3$.

Gibt man sich alle Winkel vor, so kann man aus den Gleichgewichtsbeziehungen die Schichtkräfte berechnen. Das Problem ist statisch bestimmt. Daraus lässt sich schließen:

Die Gleichgewichtsbedingungen bei einem Laminat mit drei verschiedenen Faserrichtungen liefern für jeden beliebigen Belastungszustand Ergebnisse für die Schichtkräfte $n_{||}$; $n_{||2}$; $n_{||3}$. Jede Belastung ist allein durch Faserkräfte tragbar.

Im Gegensatz zu Laminaten mit zwei Faserrichtungen können im Bauteilleben sich ändernde Spannungsverhältnisse immer netztheoretisch ertragen werden. Ändert sich also das Schnittkraftverhältnis $\hat{n}_I / \hat{n}_{II}$ im Betrieb häufig, so ist ein Laminat mit drei Faserrichtungen zu empfehlen. Es sollte auf den wichtigsten Lastfall abgestimmt werden. Allerdings folgt aus den 3 Gleichgewichtsbedingungen nicht selbstverständlich ein gewichtsoptimales Laminat. Hierzu sind zusätzlich die in Kapitel 19.6 ausgeführten Optimierungsregeln einzuhalten.

Allgemeiner Fall: Vorgabe der Winkel $\beta_1, \beta_2, \beta_3$

Im allgemeinen Fall gibt man die 3 Faserwinkel vor und löst das Gleichungssystem 19.19 – sinnvollerweise mittels eines Matrizen-Kalkulationsprogramms:

$$\begin{Bmatrix} n_{||1} \\ n_{||2} \\ n_{||3} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2 \beta_1 & \cos^2 \beta_2 & \cos^2 \beta_3 \\ \sin^2 \beta_1 & \sin^2 \beta_2 & \sin^2 \beta_3 \\ 0,5 \sin 2\beta_1 & 0,5 \sin 2\beta_2 & 0,5 \sin 2\beta_3 \end{bmatrix}^{-1} \cdot \begin{Bmatrix} \hat{n}_I \\ \hat{n}_{II} \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (19.20)$$

Sonderfall: 0°- oder 90°-Richtung plus AWW

Bei einem Laminat mit 3 Faserrichtungen sind unendlich viele Winkelkombinationen möglich. Zwei Randbedingungen schränken jedoch sinnvoll ein:

- Es ist anzuraten, ein Laminat mit Symmetrien zu versehen, es also orthotrop zu halten, um Koppelungen zu vermeiden.
- Desweiteren sollte man Winkel wählen, die einfach zu fertigen sind und übersichtliche Auslegungsformeln ergeben.

Diese beiden Forderungen führen auf den Sonderfall, der aus der 0°- oder 90°-Richtung und einem AWW besteht. Zuerst werden Fasern in eine der beiden Hauptkraftrichtungen I, II, d.h. in 0°- oder 90°-Richtung orientiert und zwar in diejenige, in der eindeutig die höhere Kraft wirkt. Die AWW-Schichten nehmen dann die niedrigere Hauptkraft, und natürlich auch noch einen Teil der anderen Kraft auf. Als Beispiel lässt sich das durch Innendruck belastete, kreiszylindrische Rohr anführen. Die um den Faktor 2 höhere Hauptkraft in Umfangsrichtung wird von einer in Umfangsrichtung, also unter 90° orientierten Schicht, die Hauptkraft in Rohrlängsrichtung primär durch den AWW – z.B. $\omega = 30^\circ$ – aufgenommen.

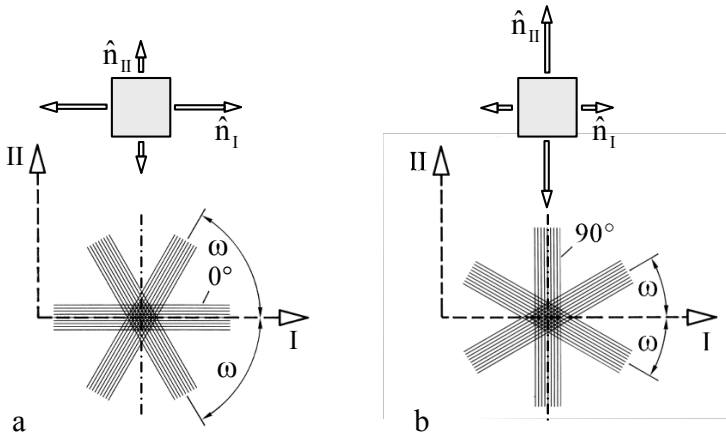


Abb. 19.7. 0°- oder 90°-Faserrichtung plus AWW: **a** 0°-Fasern in Richtung der höheren Hauptspannung, nämlich $\hat{n}_I$ **b** 90°-Fasern in Richtung der höheren Hauptspannung $\hat{n}_{II}$. Man erkennt die 2 orthogonalen Symmetrieebenen

Aufgrund der Winkelsymmetrie vereinfacht sich das Gleichungssystem 19.19. Für die Schichtkräfte lassen sich folgende Beziehungen angeben:

Fall 1: $\beta_1 = \omega, -\beta_2 = \omega, \beta_3 = 0^\circ$

$$\begin{aligned} n_{\parallel 1} = n_{\parallel 2} &= \frac{1}{2 \cdot \sin^2 \omega} \cdot \hat{n}_{II} \\ n_{\parallel 3} &= \hat{n}_I - \cot^2 \omega \cdot \hat{n}_{II} \end{aligned} \quad (19.21)$$

Fall 2: $\beta_1 = \omega, -\beta_2 = \omega, \beta_3 = 90^\circ$

$$\begin{aligned} n_{\parallel 1} = n_{\parallel 2} &= \frac{1}{2 \cdot \cos^2 \omega} \cdot \hat{n}_I \\ n_{\parallel 3} &= \hat{n}_{II} - \tan^2 \omega \cdot \hat{n}_I \end{aligned} \quad (19.22)$$

Um minimalen Faseraufwand zu erzielen, müssen bei der Wahl der Winkel ω zusätzlich folgende Bedingungen eingehalten werden (Abb. 19.8):

$$\text{Fall 1} \rightarrow \tan^2 \omega \stackrel{!}{>} \frac{\hat{n}_{II}}{\hat{n}_I}; \quad \text{Fall 2} \rightarrow \tan^2 \omega \stackrel{!}{<} \frac{\hat{n}_{II}}{\hat{n}_I} \quad (19.23)$$

Im Grenzübergang zwischen Fall 1 und Fall 2 genügt der ausschließliche AWW, ohne dritte Faserschicht. Der Grenzwinkel errechnet sich aus Gl. 19.17.

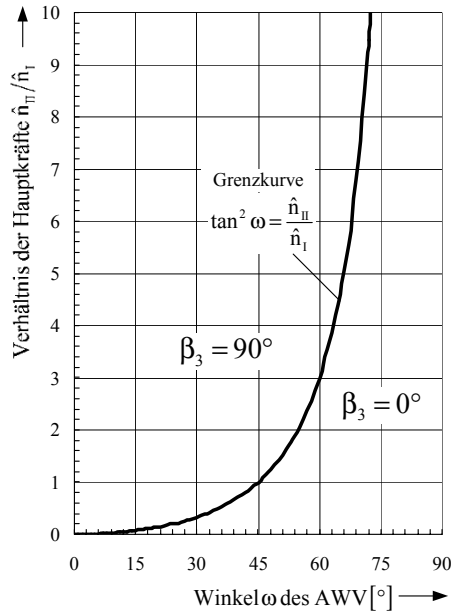


Abb. 19.8. Laminat mit drei Faserrichtungen (AWV plus 0° oder 90°). Beispielsweise kann man bei $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I=2$ einen AWW $\omega=45^\circ$ wählen plus $\beta_3=90^\circ$ oder aber $\omega=75^\circ$ plus $\beta_3=0^\circ$. Im Übergang zwischen $\beta_3=0^\circ$ oder $\beta_3=90^\circ$ entfällt die dritte Faserrichtung. Die Grenzkurve repräsentiert den AWW mit zwei Faserrichtungen

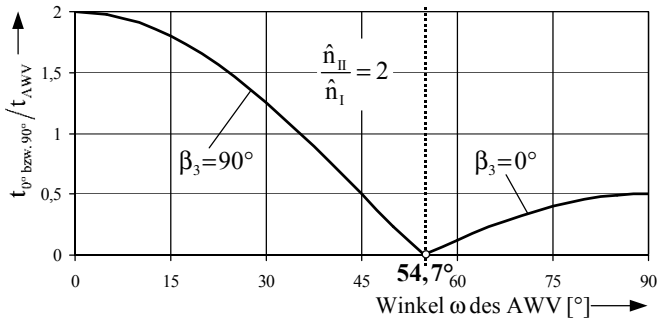


Abb. 19.9. Schichtdicke der dritten Faserrichtung mit $\beta_3=0^\circ$ oder $\beta_3=90^\circ$ im Verhältnis zur Schichtdicke des AWW für das Hauptkräfteverhältnis $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I=2$

Dass im Übergang zwischen 0° plus AWW und 90° plus AWW ein ausschließlicher AWW ohne die dritte Faserrichtung liegt, lässt sich auch anhand der Höhe der Schichtkräfte und – da proportional – den Fasermengen erkennen. Für den häufig vorkommenden Fall des durch Innendruck belasteten dünnwandigen Rohrs

mit dem Hauptkräfteverhältnis $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I = 2$ wurden in Abb. 19.9 die Fasermenge, respektive Schichtdicke der dritten Faserrichtung β_3 in Abhängigkeit vom AWW-Anteil dargestellt. Wie schon aus Abb. 19.8 erkennbar, wird dann bei $\omega = 54,7^\circ$ keine 0° - oder 90° -Schicht benötigt.

Andererseits kann man bei gegebenem Hauptkräfteverhältnis $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I$ auch die Winkel des AWW – z.B. nach Fertigungsgesichtspunkten – festhalten. Die Gln. 19.21 und 19.22 werden dann durch Anpassen der Fasermengen – sie sind den Schichtkräften $n_{||K}$ proportional – erfüllt. Abb. 19.10 zeigt eine Kombination aus einer 0° oder 90° -Faserrichtung mit einem AWW $\omega = 45^\circ$. Insbesondere dieses Laminat lässt sich einfach aus UD-Streifen und Geweben erzeugen. Man kann also eine große Spannweite von Hauptkräfteverhältnissen bei festgehaltenen Faserwinkeln lediglich durch Abstimmung der Fasermengen anpassen.

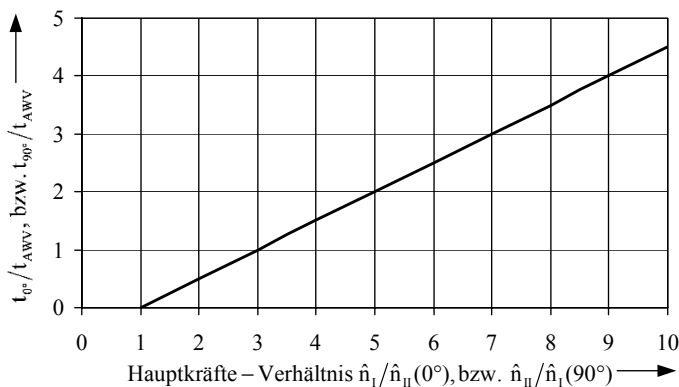


Abb. 19.10. Notwendiger Fasermengen-Anteil der dritten 0° - bzw. 90° -Schicht, bezogen auf die Fasermenge des AWW mit $\omega = 45^\circ$ in Abhängigkeit des Hauptkräfte-Verhältnisses

Rechenschritte

Die Auslegung eines Laminats mit 3 Faserrichtungen lässt sich rasch bewältigen:

- Transformation der Schnittkräfte in das I,II-Hauptachsen-KOS
- Entscheidung für eine der 2 möglichen Varianten:
 - Im allgemeinen Fall gibt man sich alle drei Faserrichtungen vor. Die Schichtkräfte $n_{||,1-3}$ berechnet man aus dem Gleichungssystem 19.20. Anschließend überprüft man anhand der Vorzeichen der Schnitt- und Schichtkräfte, ob die Wahl der Faserrichtungen nicht gegen die Optimierungsregel 3 verstößt.
 - Sinnvoller Sonderfall: Man entscheidet sich für einen AWW mit einer zusätzlichen 0° - oder 90° -Faserorientierung. Die Wahl des AWW-Winkels ist frei. Anhand einer Fallunterscheidung nach Gl. 19.23 wird festgelegt, ob der

AWV mit einer 0°- oder 90° Faserrichtung kombiniert wird. Die Schichtkräfte errechnet man nach den Gln. 19.21 oder 19.22.

- Die notwendigen Fasermengen, d.h. Schichtdicken, ergeben sich aus Gl. 19.6.
- Nachdem auf den entscheidenden Lastfall hin ausgelegt wurde, sollten alle anderen Belastungskombinationen überprüft werden.
- Mittels CLT wird das Laminat feindimensioniert.

19.4.4 Lamine mit vier oder mehr Faserrichtungen

Lamine mit vier und mehr Faserrichtungen sind nur bei symmetrischer Ausrichtung bezüglich der I,II-Haupttrichtungen statisch bestimmt. So lassen sich zwei AWV auslegen, indem man einen Winkel ω_1 vorgibt. Der Winkel ω_2 des anderen AWV und die für jeden AWV gleich großen Schichtkräfte lassen sich aus den drei Gleichgewichtsbeziehungen (Gln. 19.10) bestimmen.

Allgemein gilt für zur I,II-Richtung symmetrische AWV folgende Optimierungs-Beziehung:

$$\sum_{k^*}^n \frac{t_{fk^*}}{t_f} \cdot \sin^2 \omega_{k^*} = \frac{\hat{n}_{II}}{\hat{n}_I + \hat{n}_{II}} \quad (19.24)$$

k^* = hier Nummer eines AWV, *nicht* wie bisher einer Einzelschicht

t_{fk^*} = Faserschichtdicke eines einzelnen AWVs k^*

Es sind beliebig viele AWV miteinander kombinierbar. Lediglich ihre Dicken und ihre Faserrichtung müssen auf die Schnittkräfte (rechte Seite von Gl. 19.24) abgestimmt werden. Die 0° und 90°-Richtungen sind jeweils als ein AWV einsetzbar. Die Herleitung der Beziehung findet sich in Kapitel 20.

In allen anderen Fällen können Faserwinkel und Schichtkräfte nicht mehr aus Gleichgewichtsbedingungen berechnet werden; es ist eine elasto-statische Analyse, d.h. die Einbeziehung der Elastizitätsgrößen erforderlich. Hierzu eignen sich EDV-Programme zur CLT, in denen man außer $E_{||}$ alle Elastizitäten $E_{\perp}$, $G_{\perp||}$, $\nu_{\perp||}$ zu Null setzt. Bei Gefahr eines Rechenabbruchs wegen Division durch 0 sollten die Elastizitäten sehr klein, aber $\neq 0$ gesetzt werden. Eine andere Möglichkeit ist es, so viele Größen vorzugeben, dass nur drei unbekannt bleiben. Sie lassen sich dann aus den drei Gleichgewichtsbeziehungen (Gln. 19.10) ermitteln.

Mittels CLT lassen sich auch die netztheoretischen Verformungen eines MSV berechnen.

19.5 Radialkräfte bei gekrümmten Laminaten

Eine besondere, faserverbundtypische Versagensform ist die Schichtentrennung oder Delamination. Sie wird durch interlaminare Schubspannungen und/oder

Querzugspannungen σ_z^+ in Laminatdickenrichtung hervorgerufen. Bei gekrümmten Laminaten, z.B. Rohren, lässt sich mit Hilfe der Netztheorie zumindest für die äußere Randschicht abschätzen, ob die σ_z -Spannungen gefährliche Aufziehkkräfte – Zug senkrecht zur Laminebene – oder aber die Delamination behindernde Abtriebskräfte – Druck senkrecht zur Laminebene – sind [19.2]. Für die Randschicht mit der Nummer n , die aus Gleichgewichtsgründen am Außenrand keine radialen Spannungen aufweist, kann am Innenrand $r_{i,n}$ die Radialkomponente der Schichtspannung $n_{||n}$ angegeben werden. Für die Schichten im Laminatinneren lässt sich keine einfache Angabe machen. Sie sind von den Verhältnissen der Nachbarschichten abhängig.

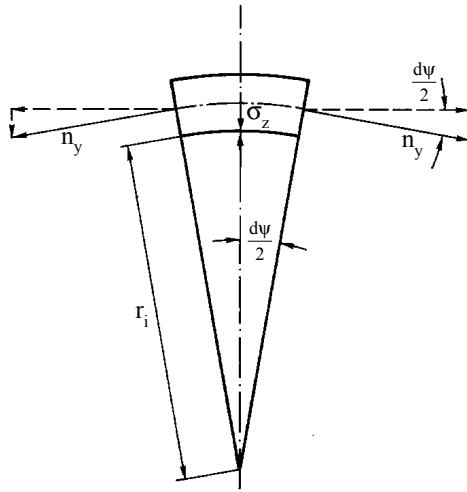


Abb. 19.11. Aus dem Kräftegleichgewicht in radialer Richtung folgen am gekrümmten Laminat Spannungen σ_z

Allgemein folgt die Radialspannung σ_z der äußersten Schicht aus dem Kräftegleichgewicht in radialer Richtung (Abb. 19.11):

$$r_i \cdot d\psi \cdot \sigma_z = 2n_y \cdot \sin \frac{d\psi}{2} = n_y \cdot d\psi \quad (19.25)$$

Für die äußerste Schicht n mit dem Innenradius $r_{i,n}$ ergibt sich dann konkret:

$$\sigma_z = \frac{n_{y,n}}{r_{i,n}} = \frac{n_{||n} \cdot \sin^2 \alpha_n}{r_{i,n}} \quad (19.26)$$

α = Faserwinkel bzgl. der Axialrichtung des Rohrs

Die Schichtkraft $n_{||n}$ sollte sinnvollerweise eine Zugkraft sein, um radial Druckspannungen σ_z^- zu generieren, die einer Delaminationsgefahr entgegenwirken. Hierbei sind – bei gleich bleibender Belastungsrichtung – große Faserwinkel besonders wirkungsvoll. Bei einer die Richtung wechselnden Belastung sollte man danach trachten, die damit auftretenden radialen Aufziehspannungen durch flache Faserwinkel niedrig zu halten.

19.6 Mindestfaseraufwand, Optimierungsregeln

Der besondere *Vorteil* der Netztheorie ist, dass einfache, überschaubare Regeln für optimale Laminataufbauten angegeben werden können. Es muss nur gegen Faserbruch (Fb) dimensioniert, d.h. die notwendigen Fasermengen festgelegt werden. Ziel ist meist die maximale Werkstoffausnutzung, also optimaler Leichtbau. Dies bedeutet aber auch, dass alle Schichten gleichzeitig auf Fb versagen. Es sind aber auch andere Optimierungsziele denkbar, z.B. maximale Wirtschaftlichkeit. Eine nicht unbedingt leichtbauoptimale, aber sehr sinnvolle Zielsetzung ist das „robuste Laminat“. Es ist u.a. dadurch gekennzeichnet, dass es sicher versagt (fail safe). Es tritt kein abruptes Totalversagen auf, sondern die Struktur gibt durch einen sukzessiven Versagensfortschritt dem Nutzer die Überbeanspruchungen zu erkennen und lässt Zeit für Gegenmaßnahmen. Für die Auslegung nach Netztheorie würde dies bedeuten, nicht alle Einzelschichten vollständig auszureizen, sondern einzelnen Schichten gezielt Festigkeitsreserven zu zuweisen.

Im Folgenden werden die Leichtbau-Optimierungsregeln nach Netztheorie vorgestellt. Es handelt sich dabei – der Nomenklatur nach [19.3] folgend – um eine *Einzweck*-Optimierung (single-purpose). Das Laminat wird nicht auf eine Vielzahl von Anforderungen hin optimiert, sondern nur auf eine einzige, hier auf eine bestimmte Lastkonfiguration.

Regel 1: Festlegung der notwendigen Fasermengen

Eine selbstverständliche Regel für eine optimale Werkstoffausnutzung ist, dass in allen zugbeanspruchten Schichten die gleichen zulässigen Faser-Zugspannungen $\sigma_{f||zul}^+$ und in allen druckbeanspruchten Schichten gleich hohe zulässige Faser-Druckspannungen $\sigma_{f||zul}^-$ herrschen.

Unter zulässigen Spannungen wird hier verstanden, dass die Faserfestigkeit durch einen Sicherheitsfaktor dividiert wurde. Dazu sind die Fasermengen, ausgedrückt durch die Faserdicken der Einzelschichten t_{fk} , proportional zu den herrschenden Schichtkräften zu bemessen. Die Gesamtfaserdicke eines Laminats t_f errechnet sich aus der Summe aller zugbelasteten plus der Summe aller druckbelasteten Faserschichtdicken. Die zulässigen Spannungen lassen sich, da sie in allen Schichten als gleich hoch vorausgesetzt werden, vor die Summenzeichen ziehen.

$$t_f = \sum t_{fk} = \frac{1}{\sigma_{f||zul}^+} \sum_k n_{||k}^+ + \frac{1}{|\sigma_{f||zul}^-|} \sum_k |n_{||k}^-| \quad (19.27)$$

Ebenso kann natürlich die übliche Vorgehensweise gewählt werden: Man schätzt die Schichtdicken ab und überprüft anschließend anhand des Faserbruch-Kriteriums, ob genügend Sicherheit gegen Bruch gegeben ist.

Regel 2: Festlegung optimaler Faserwinkel

Im Falle des allgemeinen ebenen Spannungszustandes wird eine optimale Faseranordnung dadurch erreicht, dass die Fasern in die beiden Hauptrichtungen I, II gelegt werden.

Diese *sichere* Vorgehensweise ist natürlich auf Lamine mit zwei Faserrichtungen beschränkt.

Für Lamine mit zwei oder drei Faserrichtungen gibt es allgemein unendlich viele optimale Faseranordnungen. Von entscheidender Bedeutung ist es, ob die Hauptkraftflüsse $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ mit gleichen oder aber mit ungleichen Vorzeichen vorliegen.

Fall 1 für Regel 3:

Die Hauptkraftflüsse $\hat{n}_I$, $\hat{n}_{II}$ haben gleiches Vorzeichen.

Ausgangspunkt der Betrachtungen ist folgende Beziehung, die man durch Addition der Hauptkraftflüsse (Gl. 19.10) erhält.

$$\hat{n}_I + \hat{n}_{II} = \sum_{k=1}^n n_{||k} \cdot \underbrace{(\cos^2 \beta_k + \sin^2 \beta_k)}_{=1} \Rightarrow \sum_{k=1}^n n_{||k} = \hat{n}_I + \hat{n}_{II} \quad (19.28)$$

Liegt der Fall vor, dass beide Hauptkraftflüsse $\hat{n}_I, \hat{n}_{II}$ positiv sind und wurden im betrachteten Laminat die Winkel β_k so gewählt, dass aus der Laminatanalyse nur *Schichtkräfte* $n_{||k}$ mit *positiven Vorzeichen* folgen, dann beträgt der minimale Faseraufwand:

$$t_{fmin} = \frac{1}{\sigma_{f||zul}^+} \sum_{k=1}^n n_{||k} = \frac{1}{\sigma_{f||zul}^+} (\hat{n}_I + \hat{n}_{II}) \quad \text{für } n_{||k} > 0 \quad (19.29)$$

Die folgende Gl. 19.30 gilt dann für den Fall, dass sowohl beide Normalkraftflüsse $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ ein negatives Vorzeichen haben und auch *alle Schichtkräfte* $n_{||k}$ *negativ* sind:

$$t_{fmin} = \frac{1}{|\sigma_{f||zul}^-|} \sum_{k=1}^n |n_{||k}| = \frac{1}{|\sigma_{f||zul}^-|} (|\hat{n}_I| + |\hat{n}_{II}|) \quad \text{für } n_{||k} < 0 \quad (19.30)$$

Die beiden Gln. 19.29–19.30 lassen sich zur Überprüfung nutzen, ob das Laminat Leichtbau-optimal ausgelegt wurde.

Es stellt sich nun die Frage, welcher Faseraufwand sich ergibt, wenn zwar $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ gleiches Vorzeichen haben, die Schichtkräfte $n_{||k}$ aber unterschiedliche Vorzeichen. Um dies zu entwickeln, wird die Beziehung Gl. 19.28 erweitert, d.h. die Schichtkräfte in Zug- und Druckkräfte aufgespalten und getrennt aufsummiert; $\hat{n}_I, \hat{n}_{II}$ seien als Zugkräfte angenommen.

$$\begin{aligned}\sum_{k=1}^n n_{||k} &= \sum_{k^+} n_{||k}^+ - \sum_{k^-} |n_{||k}^-| = \hat{n}_I + \hat{n}_{II} \\ \sum_{k^+} n_{||k}^+ &= \hat{n}_I + \hat{n}_{II} + \sum_{k^-} |n_{||k}^-|\end{aligned}\quad (19.31)$$

Setzt man Gl. 19.31 in die Beziehung zur Ermittlung des Faseraufwandes Gl. 19.27 ein, so erhält man:

$$t_f = \frac{1}{\sigma_{f||zul}^+} \cdot \left(\hat{n}_I + \hat{n}_{II} + \sum_{k^-} |n_{||k}^-| \right) + \frac{1}{|\sigma_{f||zul}^-|} \sum_{k^-} |n_{||k}^-| \quad (19.32)$$

Aus Gl. 19.32 und dem Vergleich mit Gl. 19.29 wird sofort deutlich, dass die druckbelasteten Schichten einen zusätzlichen Faseraufwand verursachen.

Äquivalent lassen sich die Beziehungen für den Fall aufstellen, dass $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ Druck-Kraftflüsse sind. Daraus lässt sich folgende Optimierungsregel ableiten:

Regel 3 im Fall 1:

Wenn die beiden Hauptkraftflüsse $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ gleiches Vorzeichen haben, wähle man die Faserorientierung β_k so, dass alle Schichtkräfte $n_{||k}$ das gleiche Vorzeichen wie $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ erhalten: $\text{sign}(n_{||k}) = \text{sign}(\hat{n}_I, \hat{n}_{II})$.

Sorgt man weiterhin dafür, dass laut Regel 1 alle Schichten so bemessen sind, dass überall gleiche zulässige Faserspannungen herrschen, so ist der minimale Faseraufwand unabhängig von der Wahl der Schichtanzahl n und der Winkel β_k . Alle diese Laminataufbauten sind dann vom Faseraufwand her gesehen vollkommen gleichwertig. Dies ist insofern vorteilhaft, als dass bei der Wahl der Faserorientierungen fertigungstechnische Gesichtspunkte berücksichtigt werden können.

Fall 2 für Regel 3:

Die Hauptkraftflüsse $\hat{n}_I, \hat{n}_{II}$ haben ungleiche Vorzeichen.

Dieser Fall liegt z.B. vor, wenn nur ein äußerer Schubfluss $\hat{n}_{xy}$ herrscht: $\hat{n}_I = \hat{n}_{xy}$; $\hat{n}_{II} = -\hat{n}_{xy}$. Wird die zweite Optimierungsregel befolgt, so legt man die Fasern in die I,II-Haupttrichtungen, d.h. $\beta_I = 0^\circ$, $\beta_{II} = 90^\circ$. Aus den Äquivalenzbeziehungen 19.10 folgt:

$$n_{||1} = \hat{n}_I; \quad n_{||2} = -\hat{n}_{II} \quad (19.33)$$

Hierbei herrscht in der einen Schicht eine Zug- und in der anderen eine Druckbeanspruchung.

Der äußeren Belastung entsprechend müssen auch im Fasernetzwerk Zug- und Druckkräfte auftreten. Um den Faseraufwand zu ermitteln, verwendet man Gl. 19.27. Für die nächste Beziehung sei beispielhaft $\hat{n}_I$ als Zugkraft und $\hat{n}_{II}$ als Druckkraft gesetzt.

$$t_f = \frac{1}{\sigma_{f||zul}^+} \cdot \hat{n}_I + \frac{1}{|\sigma_{f||zul}^-|} \cdot |\hat{n}_{II}| \quad (19.34)$$

Um für den allgemeinen Fall beliebig vieler Faserrichtungen eine Aussage machen zu können, wird die Äquivalenzbeziehung 19.10 in positive und negative Schichtkräfte aufgespalten; z.B. muss für $\hat{n}_I > 0$ und $\hat{n}_{II} < 0$ gelten:

$$\begin{aligned} \hat{n}_I &= \sum_{k=1}^n n_{||k} \cdot \cos^2 \beta_k \rightarrow \hat{n}_I = \sum_{k^+} n_{||k}^+ \cdot \cos^2 \beta_k - \sum_{k^-} |n_{||k}^-| \cdot \cos^2 \beta_k \\ \hat{n}_{II} &= \sum_{k=1}^n n_{||k} \cdot \sin^2 \beta_k \rightarrow |\hat{n}_{II}| = \sum_{k^-} |n_{||k}^-| \cdot \sin^2 \beta_k - \sum_{k^+} n_{||k}^+ \cdot \sin^2 \beta_k \end{aligned} \quad (19.35)$$

Da die Koeffizienten $\cos^2 \beta_k$ und $\sin^2 \beta_k$ immer positiv sind, müssen die Schichtkräfte, um die Äquivalenzbedingungen mit $\text{sign}(\hat{n}_I) \neq \text{sign}(\hat{n}_{II})$ zu erfüllen, ungleiches Vorzeichen haben. Außerdem lässt sich aus Gl. 19.35 anschaulich entnehmen, dass gelten muss:

$$\sum_{k^+} n_{||k}^+ \cdot \cos^2 \beta_k \stackrel{!}{>} \hat{n}_I \quad \sum_{k^-} |n_{||k}^-| \cdot \sin^2 \beta_k \stackrel{!}{>} |\hat{n}_{II}|$$

Da $\cos^2 \beta_k \leq 1$ und $\sin^2 \beta_k \leq 1$ ist, gilt ebenso (19.36)

$$\sum_{k^+} n_{||k}^+ > \hat{n}_I \quad \text{und} \quad \sum_{k^-} |n_{||k}^-| > |\hat{n}_{II}|$$

Der Faseraufwand ist, berücksichtigt man die Aussage in Gl. 19.35, immer größer als derjenige, der sich ergibt, wenn die Fasern in Richtung der Hauptrichtungen gelegt werden. Der Faseraufwand – hier sei Gl. 19.27 wiederholt – errechnet sich zu:

$$t_f = \frac{1}{\sigma_{f||zul}^+} \sum_{k^+} n_{||k}^+ + \frac{1}{|\sigma_{f||zul}^-|} \sum_{k^-} |n_{||k}^-| \quad \text{ist immer} > \quad \frac{\hat{n}_I}{\sigma_{f||zul}^+} + \frac{|\hat{n}_{II}|}{|\sigma_{f||zul}^-|} \quad (19.37)$$

Aus der obigen Darstellung lässt sich folgende Optimierungsregel ableiten:

Regel 3 im Fall 2:

Bei einer Belastung des MSV durch Hauptkraftflüsse $\hat{n}_I, \hat{n}_{II}$ mit ungleichen Vorzeichen gibt es nur eine optimale Faseranordnung, die Richtung der Hauptspannungen. Jeder Laminataufbau mit Faserrichtungen außerhalb der Hauptrichtungen erfordert einen erhöhten Faseraufwand.

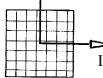
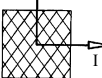
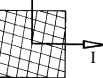
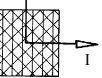
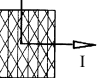
19.7 Beispiele

Die folgenden Beispiele sollen demonstrieren, wie gut sich die Netztheorie eignet – zumindest wenn statisch bestimmte Lamine diskutiert werden – einen raschen Überblick und gute *Vergleichsmöglichkeiten* für unterschiedliche Laminatkonstruktionen zu geben. Gleichzeitig werden auch die Regeln zur optimalen Faserausrichtung verdeutlicht.

19.7.1 Druckbehälter oder endseitig verschlossenes Druckrohr

Im zylindrischen Teil eines unter innerem Überdruck p_i stehenden Behälters wirkt bei Dünnwandigkeit ($r_a/r_i \leq 1,2$) nach der Kesselformel (Kräftegleichgewicht, Statik) ein Kraftflussverhältnis von $\hat{n}_{\text{tangential}}/\hat{n}_{\text{axial}} = 2$ (Abb. 19.12). Da keine Schubkraft auftritt, sind obige Kraftflüsse auch gleichzeitig die Hauptkraftflüsse: $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I = 2$. Verglichen wurden verschiedene Laminataufbauten. Als Ergebnis ist festzuhalten: Der minimale Faseraufwand ist unabhängig von der Anzahl der Faserschichtungen und den Faserwinkeln. Es sind lediglich die Optimierungsregeln zu beachten.

Tabelle 19.1. Vergleich unterschiedlicher, möglicher Laminataufbauten für ein positives Verhältnis der Hauptkraftflüsse $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I = 2$. Laminat 5 benötigt einen erhöhten Faseraufwand (In der Rechnung wurden die zul. Spannungen $\sigma_{II\text{zul}}$ bei faserparalleler Zug- und Druckbelastung als gleich hoch angenommen). Alle anderen sind hinsichtlich der Leichtbaugüte gleichwertig.

Aufbau	1	2	3	4	5
Symbol des Aufbaus					
Schichtwinkel					
β_1	0°	$+54,7^\circ$	-16°	$+45^\circ$	$+60^\circ$
β_2	90°	$-54,7^\circ$	$+81,84^\circ$	-45°	-60°
β_3				90°	90°
Schichtkräfte					
$n_{III}/(\hat{n}_I + \hat{n}_{II})$	1/3	1/2	0,3465	1/3	2/3
$n_{II2}/(\hat{n}_I + \hat{n}_{II})$	2/3	1/2	0,6535	1/3	2/3
$n_{III3}/(\hat{n}_I + \hat{n}_{II})$				1/3	-1/3
Gesamtfaseraufwand					
$t_f/[(\hat{n}_I + \hat{n}_{II})/\sigma_{fII\text{zul}}]$	1	1	1	1	5/3

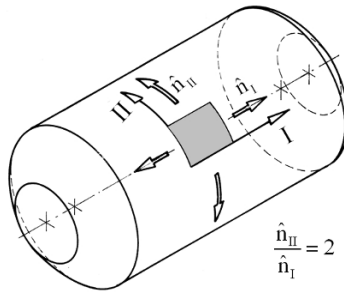


Abb. 19.12. Kraftflüsse im Zylinderbereich eines durch Innendruck beanspruchten dünnwandigen Behälters

19.7.2 Torsionsrohr oder Schubsteg

In einem weiteren Beispiel werden die Optimierungsregeln und die Dimensionierungsbeziehungen der Netztheorie auf den Fall einer reinen Schubbelastung angewandt. Leichtbaustrukturen, in denen in guter Näherung ein reiner Schubspannungszustand vorliegt, sind z.B. ein dünnwandiges Torsionsrohr (Abb. 19.13) oder der ungestörte Bereich des Stegs eines Biegeträgers.

Für den Fall des dünnwandigen Rohrs lässt sich der Schubfluss aus der *I. Bredt'schen* Formel (Statik, Momentengleichgewicht) ermitteln. Da die Beziehungen für die Schichtkräfte (Gl. 19.15) als äußere Belastungen die Hauptspannungsflüsse beinhalten, muss für den weiteren Rechengang vom x,y - in das I,II -Koordinatensystem gewechselt werden. Aus Gl. 19.8 errechnet sich der Winkel Φ_0 , um den das x,y -Laminat-Koordinatensystem gedreht werden muss, um den Schubspannungsfreien Hauptspannungszustand zu erreichen, zu $\Phi_0 = 45^\circ$.

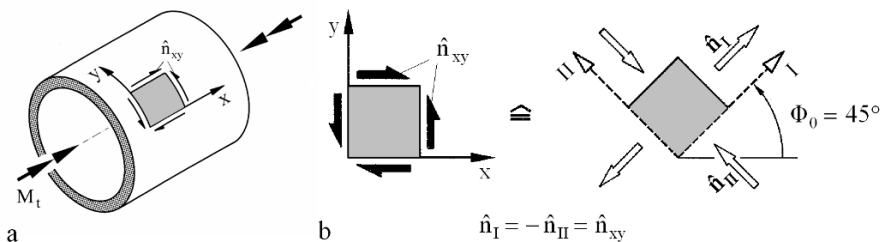


Abb. 19.13. a Kräfte am durch ein Torsionsmoment M_t belasteten dünnwandigen, kreiszylindrischen Rohr b der ausschließlichen Schubbelastung äquivalenter Hauptspannungszustand

Es werden verschiedene Laminataufbauten miteinander verglichen:

- Aufbau 1: Man wählt einen Aufbau mit zwei Faserrichtungen. Im Beispiel des torsionsbelasteten dünnwandigen Rohres haben die Hauptkraftflüsse ungleiche Vorzeichen. Wie in Kap. 19.5 bewiesen und in Regel 3 (Fall 2) zusammengefasst, gibt es nur eine optimale Faserrichtung: das Laminat mit zwei Faserrichtungen, und zwar in den Hauptrichtungen; d.h. ein $\beta_1/\beta_2 = 0^\circ/90^\circ$ -Verbund im I,II-Koordinatensystem. In Bezug auf die Rohrachse, d.h. im x,y-Koordinatensystem, entspricht dies einem $\pm 45^\circ$ -Laminat. Die Schichtkräfte $n_{\parallel+45}$ und $n_{\parallel-45}$ entsprechen unmittelbar den Schnittkräften $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$.

Tabelle 19.2. Vergleich unterschiedlicher, möglicher Laminataufbauten für ein Verhältnis der Hauptkraftflüsse mit ungleichen Vorzeichen $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I = -1$. Die Laminat 2 und 3 benötigen einen erhöhten Faseraufwand. Nur Laminat 1 mit Fasern in den Hauptrichtungen ist bzgl. der Leichtbaugüte optimal.

Aufbau	1	2	3
Symbol des Aufbaus			
Schichtwinkel			
$\beta_1 (\alpha_1)$	$0^\circ (+45^\circ)$	$-30^\circ (+15^\circ)$	$45^\circ (90^\circ)$
$\beta_2 (\alpha_2)$	$90^\circ (-45^\circ)$	$-60^\circ (-15^\circ)$	$-45^\circ (0^\circ)$
$\beta_3 (\alpha_3)$			$90^\circ (-45^\circ)$
Schichtkräfte			
$n_{\parallel} / (\hat{n}_I + \hat{n}_{II})$	1/2	1	1/2
$n_{\parallel 2} / (\hat{n}_I + \hat{n}_{II})$	-1/2	-1	1/2
$n_{\parallel 3} / (\hat{n}_I + \hat{n}_{II})$			-1
Gesamtfaseraufwand			
$t_f / [(\hat{n}_I + \hat{n}_{II}) / \sigma_{f\parallel zul}]$	1	2	2

- Aufbau 2: In dem folgenden Beispiel soll bewusst Regel 3, Fall 2, verletzt werden. Wiederum wird ein Laminat mit zwei Faserrichtungen dimensioniert. Um dem Torsionsrohr auch eine hohe Biegesteifigkeit zu geben, z.B. für eine Antriebswelle mit hoher Biegeeigenfrequenz, orientiert man die Fasern möglichst in Winkeln, die zur Rohrlängsachse nur wenig geneigt sind. Als erster Winkel wird im x,y-Koordinatensystem des Torsionsrohrs $\alpha_1 = +15^\circ$ gewählt. Dies entspricht im I,II-Koordinatensystem dem Winkel $\beta_1 = -\Phi_0 + 15^\circ = -30^\circ$. Der zweite Winkel β_2 folgt aus Gl. 19.14 zu -60° . Winkel $\beta_2 = -60^\circ$ entspricht im x,y-Koordinatensystem dem Winkel $\alpha_1 = -15^\circ$. Auf letzteres Koordinatensystem bezogen, liegt also ein AWW mit $\omega = 15^\circ$ vor, nicht jedoch für die Hauptrichtungen. Die Schichtkraftberechnung erfolgt mit Gl. 19.15: Wie man sieht, muss ein schubbeanspruchtes Laminat nicht zwingend mit $\pm 45^\circ$ -Winkelorientierung ausgeführt werden; auch andere Ausgegliche Wink-

verbunde sind nach Netztheorie tragfähig, wenn auch mit erhöhtem Faseraufwand. Nebenforderungen, wie hohe Längssteifigkeit oder hohe Umfangs- oder Ringsteifigkeit, lassen sich „netztheoretisch korrekt“ berücksichtigen.

- Aufbau 3: Wie in Kap. 19.4.2 ausgeführt, kann ein Laminat mit nur zwei Faserorientierungen nicht jeden beliebigen ebenen Spannungszustand ohne Mittragen der Matrix allein durch Faserkräfte aufnehmen. Da Lamine mit drei Faserorientierungen dazu jedoch imstande sind und beim realen Betrieb von wechselnden Lastkombinationen auszugehen ist, wird häufig dieser Aufbau bevorzugt. Gewählt wird – bezogen auf das I,II-Koordinatensystem – eine Kombination aus einem AWV mit $\omega = 45^\circ$ und $\beta_3 = 90^\circ$. Für die Kombination eines AWV mit einer zusätzlichen 0° - bzw. 90° -Faserorientierung werden mit den Gl. 19.21 bis 19.22 einfache Beziehungen für die Schichtkräfte $n_{||k}$ angegeben. Auch dieser Aufbau bestätigt, dass das Nichteinhalten von Regel 3, Fall 2 – dies ist bei realen Bauteilen häufig nicht zu umgehen – einen erhöhten Faseraufwand verursacht.

Literatur

- 19.1 Puck A (1969) Einführung in das Gestalten und Dimensionieren. In: Ehrenstein GW und Martin HD (Hrsg.) Konstruieren und Berechnen von GFK-Teilen. 44–66. Umschau Verlag, Frankfurt
- 19.2 Schreiber W (1990) Zur Gestaltung und Dimensionierung von Antriebswellen aus Faser-Kunststoff-Verbunden. VDI-Fortschritt-Berichte, Reihe 1, Nr. 184, VDI-Verlag, Düsseldorf
- 19.3 Wiedemann J (1986) Auslegung, Berechnung, Konstruktion. In: Heißler H (Hrsg.) Verstärkte Kunststoffe in der Luft- und Raumfahrttechnik. 250–294, Kohlhammer, Stuttgart

20 Gewichtsoptimale Auslegung von Laminaten als Isotensoid¹

20.1 Zum Begriff des Isotensoiden

Nachdem einige Regeln für optimale Laminatentwürfe auf Basis der einfach handhabbaren Netztheorie vorgestellt wurden, stellt sich die Frage, ob nicht ähnliche Regeln auf Basis der wirklichkeitsgetreueren CLT formulierbar sind. Abgesehen davon ist es natürlich immer möglich, Lamine mit Hilfe numerischer Optimierungsverfahren hinsichtlich Kriterien wie minimales Gewicht, höchstmögliche Zwischenfaserbruchgrenze, minimale Kosten usw. zu optimieren.

Einen Ansatz, um auch im Rahmen der CLT zumindest eine Leichtbau-Optimierungsregel zu entwickeln, bietet der Begriff des *Isotensoids*. Man versteht darunter eine Struktur, die sich unter Belastung *geometrisch ähnlich* verformt. Die Dehnungen sind in allen Richtungen gleich, es tritt ausschließlich eine Flächen-, aber keine Gestaltänderung ein. Dimensioniert man der ersten Optimierungsregel der Netztheorie folgend hinsichtlich der Fasermenge aus, so herrschen in allen Schichten die gleich hohen zulässigen Spannungen. Der Werkstoff wird in allen Schichten gewichtsoptimiert genutzt. In allen Einzelschichten treten dann – vorausgesetzt, dass im Laminat nur gleiche Faserarten verwendet wurden – die gleichen faserparallelen Dehnungen auf: $\varepsilon_{||1} = \varepsilon_{||2} = \varepsilon_{||3} \dots = \varepsilon_{||n}$. Ist die Dehnung in drei Richtungen gleich, so ist sie auch auf allen Schnitten, d.h. unter beliebigen Winkeln gleich. Bei drei Faserrichtungen ist dies unmittelbar einsehbar. Die drei Faserrichtungen bilden Dreiecke. Gleiche Dehnung aller Faserrichtungen bedeutet, dass die Seitenlängen der Dreiecke sich im gleichen Maße vergrößern und die Dreieckswinkel dabei erhalten bleiben. Es tritt eine reine Flächenvergrößerung ohne Gestaltänderung ein (Abb. 20.1). Bei Laminaten mit zwei Faserrichtungen bilden je zwei parallel verlaufende Fasern einer Richtung mit je zwei Fasern der anderen Richtung eine Raute. Bei gleicher Faserdehnung, d.h. Parallelverschiebung, bleiben die Gestalt und der rechte Winkel im Diagonalschnittpunkt erhalten; eine Schiebung, d.h. eine Gestaltänderung tritt nicht auf (Abb. 20.1).

Aus der Netztheorie ist bekannt, dass alle gewichtsoptimalen Laminataufbauten gleiche Faserdehnungen, d.h. gleiche maximale Faserausnutzung beinhalten, also Isotensoiden sind. Man kann den Schluss ziehen, dass alle als Isotensoid ausgelegten Lamine *optimal* im Sinne des Leichtbaus sind.

¹ Die Ausführungen in Kapitel 20 orientieren sich an [20.1] und [20.2]

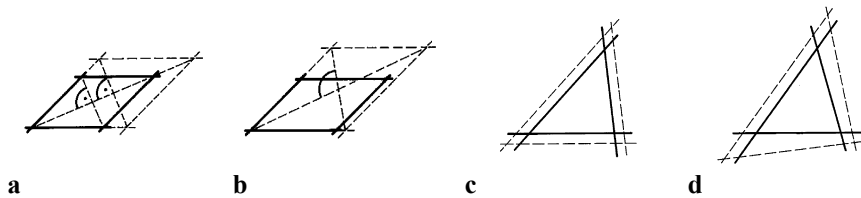


Abb. 20.1. Isotensoidische Flächenvergrößerung bei Laminaten mit zwei (a, b) und drei (c, d) Faserrichtungen **a** und **c** Flächenvergrößerung ohne Gestaltänderung bei auf allen Schnitten gleichen Dehnungen (Isotensoid) **b** und **d** Gestaltänderung infolge unterschiedlich großer Faserdehnungen

20.2 Isotensoidische Optimierung auf Basis der CLT

Eine isotensoidische Laminatauslegung und damit ein gewichtsoptimales Laminat ist auch bei Berücksichtigung der Matrix, also im Falle des Faser-Matrix-Kontinuums möglich. Eine einzige, einfach *handhabbare* Optimierungs-Beziehung lässt sich jedoch nur für einen Spezialfall aufstellen. Es sind dazu einige Einschränkungen zu formulieren, um das umfangreiche Gleichungssystem der CLT zu reduzieren:

- die Lamine bestehen aus einer *Kombination von AWWs*, die symmetrisch zur x,y-Richtung aufgebaut sind. Die Lamine sind also orthotrop. Jeder AWW besteht aus zwei gleichen unidirektionalen Schichten unter dem Winkel $\beta_{k1} = \omega_k$ und $\beta_{k2} = -\omega_k$, die nur in den Grenzfällen $\omega_k = 0^\circ$ und $\omega_k = 90^\circ$ nicht als zwei einzelne Schicht erscheinen.
- die x,y-Richtungen sind gleichzeitig die Hauptrichtungen I,II; Schubkräfte treten also nicht auf
- Die Beziehungen werden nur für eine Scheibenbeanspruchung aufgestellt
- Die äußere Belastung, d.h. die Haupt-Kraftflüsse $\hat{n}_I$ und $\hat{n}_{II}$ müssen das gleiche Vorzeichen haben
- laut Isotensoid-Forderung sollen alle Schichten gleich hoch beansprucht sein, d.h. es gilt:

$$\sigma_{1k} = \sigma_1; \quad \sigma_{2k} = \sigma_2; \quad |\tau_{21k}| = |\tau_{21}| \quad (20.1)$$

$k = 1$ bis n ; k steht in diesem Fall für einen AWW, also für *zwei* Einzelschichten!

Aufgrund der eindeutigen Verknüpfung von Spannungen und Verzerrungen durch das Elastizitätsgesetz gilt demzufolge auch:

$$\varepsilon_{1k} = \varepsilon_1; \quad \varepsilon_{2k} = \varepsilon_2; \quad |\gamma_{21k}| = |\gamma_{21}| \quad (20.2)$$

$k = 1$ bis n

Soll sich das Laminat als Isotensoid verformen, so muss auf allen Schnitten in den UD-Schichten die gleiche Dehnung auftreten, aber *keine* gestaltändernde Schiebung:

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = \varepsilon; \quad \gamma_{21} = 0 \quad (20.3)$$

Damit folgt aus dem Elastizitätsgesetz für die UD-Schicht:

$$\tau_{21} = 0 \quad (20.4)$$

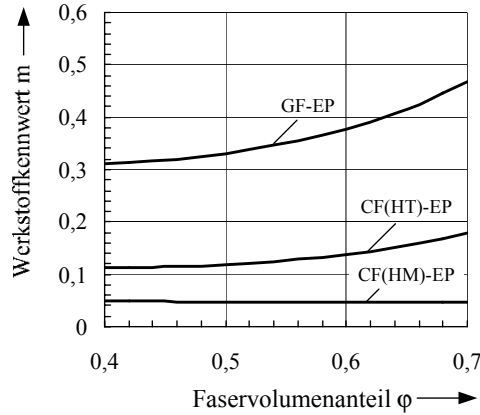


Abb. 20.2. Werkstoffkennwert m in Abhängigkeit vom Faservolumenanteil ϕ für verschiedene Faser-Matrix-Kombinationen

Gleiche Dehnung in allen Richtungen verlangt, dass auch Kräfte quer zur Faserlängsrichtung auftreten. Das Verhältnis der Kräfte folgt dem Verhältnis der Steifigkeiten. Aus dem Elastizitätsgesetz der UD-Schicht folgt:

$$m \equiv \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \frac{E_{\perp}}{E_{\parallel}} \frac{1 + \nu_{\perp\parallel}}{1 + \nu_{\parallel\perp}} \quad (20.5)$$

Das Verhältnis $\sigma_2/\sigma_1 = m$ dient im Folgenden als Abkürzung und vereinfacht die weiteren mathematischen Abhandlungen. m kann für bestimmte Faser-Matrix-Kombinationen als Werkstoffeigenschaft in Abhängigkeit vom Faservolumenanteil ϕ aufgefasst werden (Abb. 20.2). Die Spannungen der einzelnen UD-Schichten sind im Falle des Isotensoids nach Gl. 20.5 nur von den Elastizitätsgrößen und nicht von der Faserrichtung abhängig! Es wird aber auch deutlich, dass die Höhe der gefährlichen Querspannungen σ_2 vom Orthotropiegrad abhängt. CFK ist günstiger als GFK, da die äußere Belastung aufgrund der hohen Steifigkeit $E_{\parallel}$ stärker durch Faserspannungen aufgenommen wird.

Die Schichtspannungen der beiden UD-Schichten des k-ten AWV sind gleich hoch. In das globale x,y-Laminatkoordinatensystem transformiert, ergeben sich zu

$$\begin{aligned}\sigma_{xk} &= \sigma_1 \cdot \cos^2 \omega_k + \sigma_2 \cdot \sin^2 \omega_k \\ \sigma_{yk} &= \sigma_1 \cdot \sin^2 \omega_k + \sigma_2 \cdot \cos^2 \omega_k \\ \tau_{xyk} &= \pm 1/2 (\sigma_1 - \sigma_2) \cdot \sin 2\omega_k\end{aligned}\quad (20.6)$$

Da ein AWV vorausgesetzt wurde, treten Schubspannungen in den beiden UD-Schichten eines AWVs in gleicher Höhe, aber mit entgegengesetzten Vorzeichen auf. Sie addieren sich im AWV zu „Null“.

Die Kräfteäquivalenz zwischen den äußeren Kraftflüssen und den AWV-Schichtkraftflüssen unter Einbeziehung der Werkstoff-Steifigkeitsverhältnisse m und mit $\tau_{xyk} = \tau_{xyk \text{ Schicht 1}} + \tau_{xyk \text{ Schicht 2}} = 0$ lautet:

$$\begin{aligned}\hat{n}_x = \hat{n}_I &= \sum_{k=1}^n \sigma_{xk} \cdot t_k = \sigma_{\parallel} \sum_{k=1}^n t_k (\cos^2 \omega_k + m \cdot \sin^2 \omega_k) \\ \hat{n}_y = \hat{n}_{II} &= \sum_{k=1}^n \sigma_{yk} \cdot t_k = \sigma_{\parallel} \sum_{k=1}^n t_k (\sin^2 \omega_k + m \cdot \cos^2 \omega_k)\end{aligned}\quad (20.7)$$

Aus der letzten Gl. 20.7 folgt direkt, dass aus Symmetriegründen $\hat{n}_{xy} = 0$ gilt. Durch Addition der beiden Gln. aus 20.7 erhält man mit $(\cos^2 \omega_k + \sin^2 \omega_k) = 1$ und einigen Umformungen folgende Beziehung:

$$\sum_{k=1}^n \frac{t_k}{t} \cdot \sin^2 \omega_k = \frac{\frac{\hat{n}_{II}}{\hat{n}_I} - m}{(1-m) \left(1 + \frac{\hat{n}_{II}}{\hat{n}_I} \right)} \quad (20.8)$$

Damit ergibt sich im Falle des Faser-Matrix-Kontinuums folgende *Optimierungsregel für AWVs*:

Es sind beliebig viele verschiedene, optimale Kombinationen von AWV möglich, die alle den gleichen Werkstoffaufwand, d.h. die gleiche Wanddicke erfordern. Die relativen Schichtdicken t_k/t und die Faserrichtungen ω_k müssen dazu nur auf das Verhältnis der Hauptkraftflüsse $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I$ abgestimmt werden.

Gl. 20.4 bietet dem Konstrukteur die besondere Möglichkeit, das Laminat entweder auf höchstmöglichen Zwischenfaserbruch oder aber auf höchstmöglichen Faserbruch auszulegen. Wendet man die Beziehung 20.8 kontinuumstheoretisch an, so bedeutet dies, dass alle Schichten *gleichzeitig* Zfb erreichen; man erhält damit das Laminat mit der höchstmöglichen Rissbildungsgrenze. Nach Rissbildung ergeben sich mit steigender Belastung jedoch unterschiedliche Schichtspannungen $\sigma_{\parallel k}$ in den einzelnen AWV! Wendet man Gl. 20.4 netztheoretisch an – dazu setzt man den Werkstoffkennwert zu $m = \sigma_{\perp} / \sigma_{\parallel} = E_{\perp} / E_{\parallel} = 0$ – so erreicht man, dass nach Zfb und totaler Auflösung der Faser-Matrix-Bindungen alle Fasern gleich hoch beansprucht sind und damit überall gleichzeitig Fb eintritt. Mit der

netztheoretischen Auslegung erzielt man jedoch kein Laminat mit höchstmöglicher Rissbildungsgrenze.

Die konkreten Festigkeitsgrenzen errechnet man nach Wahl der Winkel und rel. Schichtdicken (Gl. 20.8) sinnvollerweise mittels eines CLT-Programms. Die Berücksichtigung von thermischen Eigenspannungen führt im Allgemeinen auf ein nicht-isotensoidisches Verformungsverhalten. Dennoch kann Gl. 20.8 als Entwurfshilfe dienen.

20.3 Beispiel: Dünnwandiger Druckbehälter

Gegeben sei ein auf Innendruck belastetes, endseitig verschlossenes Rohr mit $\hat{n}_{\parallel}/\hat{n}_{\perp} = 2$. Bei einem Laminat mit zwei Faserrichtungen, die als AWV angeordnet sind, ergibt sich entweder nach Netztheorie –oder auch nach Gl. 20.4 mit $m = 0$ – der notwendige Winkel zu $\omega = 54,7^{\circ}$. Es stellt sich die Frage, welche Lösung sich nach Gl. 20.4 für den Fall, dass die Matrix nach CLT mittragend gerechnet wird, ergibt.

Gegeben: nur 1 AWV, d.h. $k = 1$; $t_k/t = 1$; $m_{\text{GFK}} = 0,39$ (aus Abb. 20.2).

$$\sin^2 \omega = \frac{2 - 0,39}{(1 - 0,39)(1 + 2)}; \quad \omega = \arcsin \sqrt{0,88} = 69,7^{\circ}$$

Führt man die gleiche Rechnung für CFK mit Hochmodulfasern und dem entsprechenden Wert von $m = 0,05$ durch, so ergibt sich als optimaler Faserwinkel $\omega = 55,8^{\circ}$. Wie man sieht, führt die Isotensoid-Auslegung auf Basis der CLT bei GFK zu einer anderen optimalen Faserorientierung als nach Netztheorie. Der Grund dafür liegt darin, dass bei GFK aufgrund des geringen Orthotropiegrads $E_{\parallel}/E_{\perp}$ das Mittragen der Matrix eigentlich nicht vernachlässigt werden darf. Bei CFK, insbesondere bei Hochmodulfasern, stimmen CLT-Optimierung und netztheoretisches Optimum hingegen gut überein.

Die Nachrechnung mit einem CLT-Programm bestätigt, dass keine Schiebung γ_{21} eintritt; die Dehnungen der Einzelschichten $\varepsilon_1 = \varepsilon_2$ sind gleich groß und sind gleich der globalen Dehnungen des Laminats $\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = \varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon$.

Eine Faserorientierung mit $\omega \approx 70^{\circ}$ bei GFK passt jedoch nur für kurzzeitig wirkende Innendruckbelastung; durch *langzeitig* wirkenden Innendruck ändert sich infolge von Kriech- und Relaxationsprozessen sowohl der matrixdominierte Quermodul $E_{\perp}$ als auch die Querkontraktionszahlen und damit das Steifigkeitsverhältnis m . Der Werkstoffkennwert m spiegelt also alle Einflussparameter wieder, die insbesondere die Matrix und damit $E_{\perp}$, $\nu_{\parallel\perp}$ und $\nu_{\perp\perp}$ beeinflussen; m ist also eine Funktion der Temperatur, der Feuchte, der Zeit, des Faservolumenanteils usw. Betrachtet man hier zuerst einmal nur den Zeiteinfluss, so reduzieren sich mit kleiner werdendem $E_{\perp} = f(t)$ auch die Querspannungen $\sigma_2 = f(t)$. Sie lagern sich in faserparallele Spannungen um. Abb. 20.3 zeigt, wie sich notwendigerweise der optimale Faserwinkel ω ändert, wenn $E_{\perp}$ und die Querkontraktionszahlen –

und damit auch der Werkstoffkennwert m – zeitabhängig werden. Bei $t \rightarrow \infty$ wäre die Faserorientierung $\omega = 54,7^\circ$ passend. Dies ist der Grund, warum häufig Rohre, die für eine sehr lange Lebensdauer vorgesehen sind, mit der nach Netztheorie zugehörigen $\pm 54,7^\circ$ -Orientierung gefertigt werden.

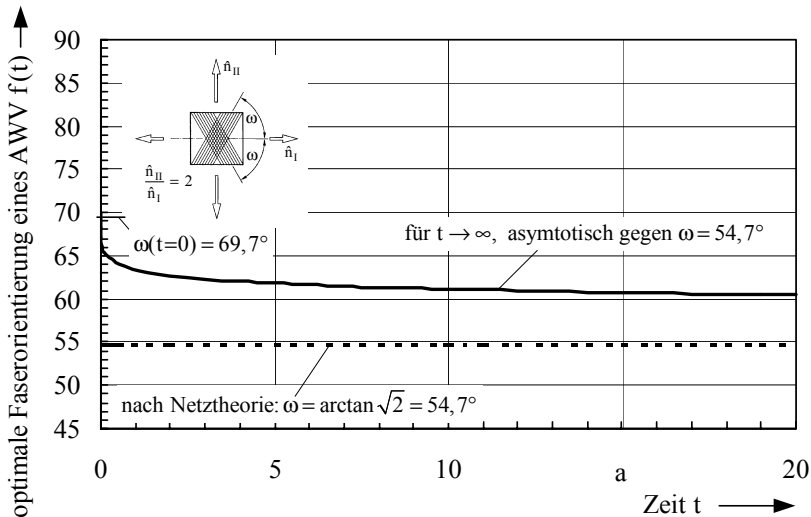


Abb. 20.3. Einfluss der Zeit auf den Werkstoffkennwert m und damit auf die optimale Faserorientierung ω eines AWW bei dem Kräfteverhältnis $\hat{n}_{II}/\hat{n}_I = 2$ (Langzeitdaten aus Kapitel 14).

Mehrere AWW zu kombinieren bringt gegenüber nur einem AWW keinen Gewichtsvorteil. Eine sinnvolle Alternative – insbesondere hinsichtlich der langzeitigen Beanspruchung – sind Lamine mit drei Faserrichtungen, z.B. 0° oder 90° plus AWW.

Literatur

- 20.1 Puck A (1969) Einführung in das Gestalten und Dimensionieren. In: Ehrenstein GW und Martin HD (Hrsg): Konstruieren und Berechnen von GFK-Teilen. 44–66, Umschau Verlag, Frankfurt
- 20.2 Wiedemann J (1986) Auslegung, Berechnung, Konstruktion. In: Heißler H (Hrsg): Verstärkte Kunststoffe in der Luft- und Raumfahrttechnik. 250–294, Kohlhammer, Stuttgart

Krafteinleitungen und Fügetechniken

21 Der Schlaufenanschluss

21.1 Vorbemerkungen zum Thema Krafteinleitung

In nahezu jeder tragenden Struktur sind Verbindungen zu gestalten und müssen Kräfte konzentriert ein- oder ausgeleitet werden. Da in Leichtbau-Konstruktionen der Werkstoff hoch ausgereizt wird, erfordern diese Krafteinleitungsbereiche besonderes Augenmerk. Häufig nimmt ihre Gestaltung und Erprobung den größten Teil einer Konstruktionsaufgabe ein. Obwohl die Modellierung der Krafteinleitung detailliert möglich ist – z.B. mit Hilfe der FE-Methode (früher mit der Spannungsoptik) – ist immer der *experimentelle Nachweis* an Prototypen notwendig. Grund dafür ist, dass die Betriebsfestigkeit nicht sicher genug vorhergesagt werden kann.

Ganz allgemein kann man zwischen stoff-, kraft- und formschlüssigen Verbindungen unterscheiden (Abb. 21.1).

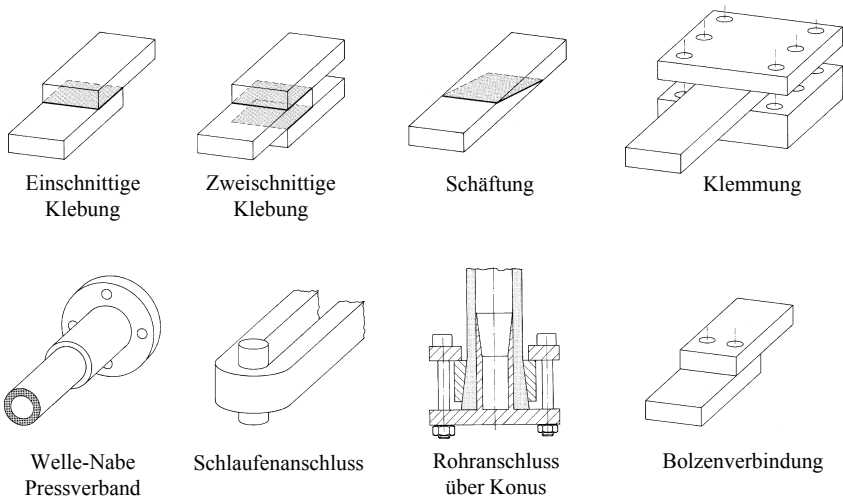


Abb. 21.1. Prinzipien stoff-, kraft- und formschlüssiger Krafteinleitungen in FKV-Strukturen. Häufig werden Verbindungstechniken auch miteinander kombiniert; so z.B. werden Nietverbindungen z.T. zusätzlich geklebt

Die Verbindungsarten lassen sich wie folgt einteilen:

- Stoffschlüssige Verbindungen: Klebverbindungen
- Kraftschlüssige Verbindungen: Press- und Klemmverbindungen
- Formschlüssige Verbindungen: Schlaufenanschlüsse, Keilanschlüsse, Bolzenverbindungen

Neben der Gestaltung und Dimensionierung der eigentlichen Ausführungsform müssen viele weitere Aspekte sehr genau analysiert werden. Bei der Verbindung von Faser-Kunststoff-Verbunden mit Metallen sind insbesondere unterschiedliche thermische Ausdehnungen, sowie Kriech- und Relaxationsvorgänge der polymeren Matrix, vor allem bei erhöhten Temperaturen, zu berücksichtigen. Das Fail-Safe-Verhalten einer Verbindung mittels Reserve-Lastpfaden, die Möglichkeiten der Qualitätssicherung und der Wartung und Reparatur sind weitere Konstruktionsaspekte. Nicht zuletzt sind das Gewicht und insbesondere die *Kosten* entscheidende Beurteilungskriterien.

In der Faserverbundtechnik werden einige Verbindungstechniken bevorzugt eingesetzt. Ganz grob kann man charakterisieren:

- zur Einleitung sehr hoher, punktförmiger Lasten bei beengten Platzverhältnissen verwendet man den Schlaufenanschluss
- dickere Lamine, die hoch belastet sind, bei denen aber große Flächen zur Verfügung stehen, werden bevorzugt mit Bolzen oder gestuften Klebungen gefertigt
- dünnere Lamine klebt man, soweit ausreichend große Klebflächen vorhanden sind.

21.2 Vorbemerkungen zum Schlaufenanschluss

Die höchste Belastbarkeit bei minimalem Gewicht bieten unidirektionale Faserstränge, wenn sie ausschließlich in Faserrichtung belastet werden. Da derartige Stränge den Charakter von Seilen haben, liegt es nahe, FKV-Krafteinleitungen entsprechend zu gestalten. Die bekannteste Möglichkeit ist das Umschlingen eines Bolzens, der sogenannte Schlaufenanschluss (pin-loaded strap). Er wurde schon in den Anfängen der Faserverbundtechnik ausgeführt [21.5]. Der Schlaufenanschluss ist dann von Vorteil – und man sollte ihn auch nur dann realisieren – wenn *hohe* Kräfte *punktuell* eingeleitet werden müssen. Nachteilig ist seine aufwändige Herstellung. Höchste Festigkeiten lassen sich erzielen, wenn die Stränge sorgfältigst manuell gelegt werden. Prepregstreifen sind aufgrund der besseren Arbeitshygiene und der Möglichkeit zähmodifizierte Harze zu verwenden besonders geeignet.

Ausgeführt wird der Schlaufenanschluss überwiegend als Parallelschleife. Bei der alternativen Variante, der so genannten Augenschleife, treten zusätzlich *Aufziehungsspannungen* auf (Abb. 21.2). Um diese zu minimieren, sind die Faserstränge erst spät unterhalb des Bolzens zusammenzuführen und zu Aufnahme der Aufziehungsspannungen zu umwickeln.

Bei genauer Analyse zeigt sich, dass im Strang eines Schlaufenanschlusses nicht ausschließlich günstige, gleichmäßige σ_1 -Spannungen herrschen. Aus geometrischen Gründen treten örtlich Spannungsüberhöhungen auf. Das Werkstoffvolumen kann nicht gleichmäßig ausgenutzt werden. Der Schlaufenanschluss erzielt nicht die hohe Leichtbaugüte, die man vermuten würde.

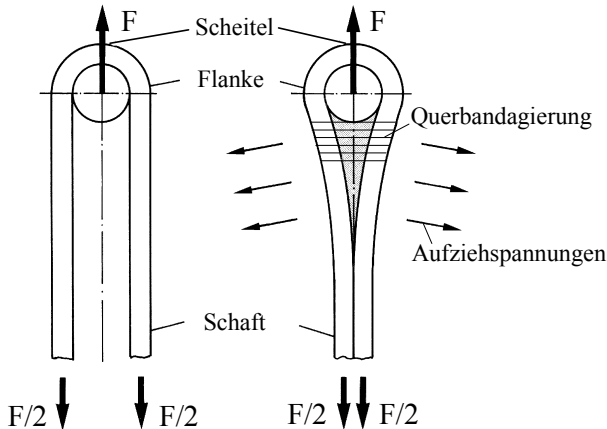


Abb. 21.2. a Parallelschleife b Augenschleife. Bei letzterer treten ungünstige Aufziehspannungen auf, die durch Quer-Umwicklungen aufgenommen werden können

21.3 Spannungsanalyse des Schlaufenanschlusses

Ziel der folgenden Betrachtungen ist die mechanische Analyse des Schlaufenanschlusses, aufgebaut aus UD-Strängen. Von Interesse ist die Spannungsverteilung im Umschlingungsbereich des Bolzens. Zur Analyse eignet sich das Modell des auf *Innendruck belasteten dickwandigen Rohres* [21.2]. Für den Fall einer ausschließlichen unidirektionalen Schleife ist das Problem noch einfach geschlossen lösbar. Wird die Schleife jedoch als MSV mit verschiedenen Faserwinkeln gestaltet, so empfiehlt sich die dreidimensionale Laminatanalyse für dickwandige Rohre [21.6] oder eine FE-Analyse.

Folgende Annahmen werden zur Modellierung der UD-Schleife getroffen:

- Die Kräfte über der Schlaufenbreite – also parallel zur der Bolzenachse – sind konstant verteilt.
- Aufgrund der Rotationssymmetrie können Spannungsänderungen in der Schleife nicht in Umfangsrichtung, sondern nur in radialer Richtung auftreten.
- Reibung am Bolzen wird vernachlässigt.

- Da Schlaufen fast immer aus UD-Strängen bestehen, bleiben Thermische und Quell-Eigenspannungen unberücksichtigt.

Die Lösungsfindung erfolgt nach der Methode der Elasto-Statik. An einem infinitesimalen Element der Strangschleife lassen sich – sinnvollerweise in Polarkoordinaten – die drei Gleichungssysteme der Elasto-Statik – Gleichgewicht, Geometriebeziehungen und Elastizitätsgesetze – formulieren:

21.3.1 Kräftegleichgewicht

Es wird das Kräftegleichgewicht in radialer Richtung aufgestellt. Mit $\sin d\varphi/2 \approx d\varphi/2$ ergibt sich (Abb. 21.3):

$$-\sigma_r (r \cdot d\varphi) + \sigma_r (r \cdot d\varphi) + \frac{d}{dr} (\sigma_r \cdot r \cdot d\varphi) \cdot dr - \sigma_t \cdot dr \cdot d\varphi = 0 \quad (21.1)$$

$$r \cdot \frac{d\sigma_r}{dr} + \sigma_r - \sigma_t = 0 \quad (21.2)$$

Index r = radial; Index t = tangential

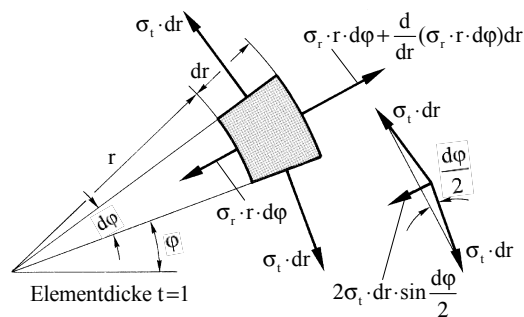


Abb. 21.3. Kräftegleichgewicht an einem infinitesimalen Ausschnitt der Schlaufe. Da die Tangentialkräfte in einem Winkel zu einander wirken, erzeugen sie auch radiale Abtriebskräfte. Hierüber sind Tangential- und Radialspannungen gekoppelt. Aufgrund der rotations-symmetrischen Belastung ist das Gleichgewicht vom Winkel unabhängig

21.3.2 Kinematische Beziehungen

Da keine Belastung in tangentialer, sondern nur eine gleichförmige radiale Innen-druckbelastung vorliegt, rührt die tangentielle Dehnung von der radialen Verschiebung her. Der Zusammenhang zwischen der radialen Verschiebung u und der Radial- und Tangentialdehnung (Abb. 21.4) formuliert sich zu:

$$\text{Radialdehnung: } \varepsilon_r = \frac{u + du - u}{dr} = \frac{du}{dr} \quad (21.3)$$

$$\text{Tangentialdehnung: } \varepsilon_t = \frac{(r+u) \cdot d\varphi - r \cdot d\varphi}{r \cdot d\varphi} = \frac{u}{r} \quad (21.4)$$

$$u = r \cdot \varepsilon_t$$

Die Verschiebung u wird durch Einsetzen von Gl. 21.4 in Gl. 21.3 eliminiert:

$$r \frac{d\varepsilon_t}{dr} + \varepsilon_t - \varepsilon_r = 0 \quad (21.5)$$

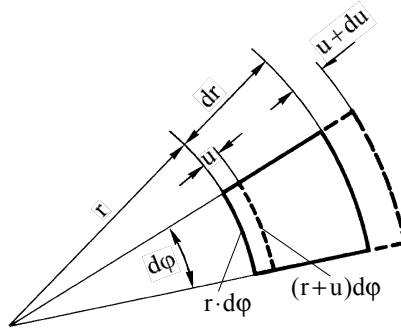


Abb. 21.4. Radiale Verschiebungen am infinitesimalen Ausschnitt einer Strangschleife

21.3.3 Elastizitätsgesetze

Parallelschlaufen können in zwei Ausführungsformen – seitlich gestützt oder seitlich ungestützt – gestaltet werden. Bei seitlicher Stützung ist die axiale Dehnung behindert und es gilt $\varepsilon_z = 0$. Der Spannungszustand ist dreidimensional, der Dehnungszustand eben (Abb. 21.5a). Bei *ebenem Dehnungszustand* ($\hat{=}$ dreiaxsigem Spannungszustand) lautet das orthotrope Elastizitätsgesetz der UD-Schicht in Polarkoordinaten:

$$\begin{aligned} \varepsilon_r &= \frac{\sigma_r}{E_{\perp}} - \nu_{\perp\parallel} \frac{\sigma_t}{E_{\parallel}} - \nu_{\perp\perp} \frac{\sigma_z}{E_{\perp}} \\ \varepsilon_t &= \frac{\sigma_t}{E_{\parallel}} - \nu_{\parallel\perp} \frac{\sigma_z}{E_{\perp}} - \nu_{\parallel t} \frac{\sigma_r}{E_{\perp}} \\ 0 &= \frac{\sigma_z}{E_{\perp}} - \nu_{\perp\perp} \frac{\sigma_r}{E_{\perp}} - \nu_{\perp\parallel} \frac{\sigma_t}{E_{\parallel}} \end{aligned} \quad (21.6)$$

$\varepsilon_z = 0$ wegen seitlicher Stützung der Schleife

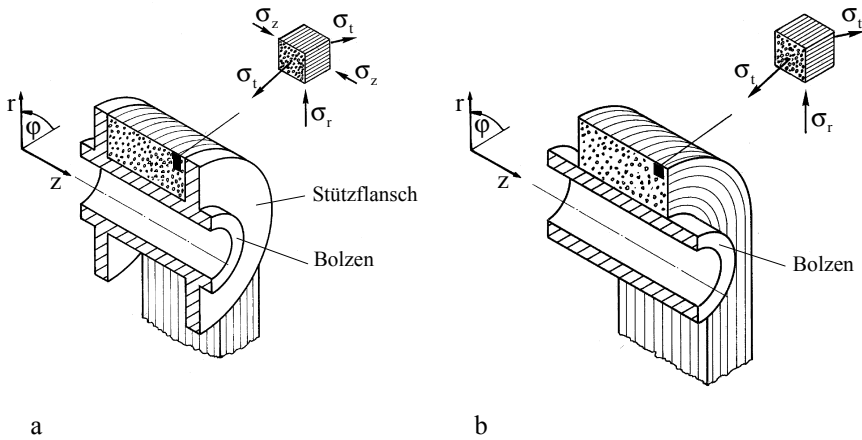


Abb. 21.5. a seitlich gestützte Schlaufe, $\sigma_z = 0$ b seitlich ungestützte Schlaufe, $\varepsilon_z = 0$

Bei freier axialer Dehnung der Schlaufe liegt ein dreidimensionaler Dehnungszustand, aber ein ebener Spannungszustand vor (Abb. 21.5b) und es gilt bei vernachlässigter Reibung zwischen Schlaufe und Bolzen $\sigma_z = 0$. Bei *ebenem Spannungszustand* ($\hat{=}$ dreiaxsigem Dehnungszustand) lautet das orthotrope Elastizitätsgesetz der UD-Schicht:

$$\begin{aligned}\varepsilon_r &= \frac{\sigma_r}{E_{\perp}} - \nu_{\perp\parallel} \frac{\sigma_t}{E_{\parallel}} \\ \varepsilon_t &= \frac{\sigma_t}{E_{\parallel}} - \nu_{\parallel\perp} \frac{\sigma_r}{E_{\perp}} \\ \varepsilon_z &= -\nu_{\perp\perp} \frac{\sigma_r}{E_{\perp}} - \nu_{\perp\parallel} \frac{\sigma_t}{E_{\parallel}}\end{aligned}\quad (21.7)$$

$\sigma_z = 0$ wegen freier Dehnung in axialer Bolzenrichtung z

Schubspannungen und Schiebungen treten infolge der rotationssymmetrischen Belastung nicht auf, müssen also in den Elastizitätsgesetzen nicht berücksichtigt werden. Einsetzen der Dehnungen in die Elastizitätsgesetze und diese wiederum in das Kräftegleichgewicht führt zur homogenen Differenzialgleichung 2. Ordnung (*Euler-DGL*):

$$r^2 \frac{d^2 u}{dr^2} + r \frac{du}{dr} - \left(\frac{\tilde{E}_t}{\tilde{E}_r} \right) \frac{u}{r} = 0 \quad (21.8)$$

Im Fall des dreidimensionalen Dehnungszustandes, also der seitlich ungestützten UD-Schlaufe, gilt $\tilde{E}_{\parallel} = E_{\parallel}$ und $\tilde{E}_{\perp} = E_{\perp}$. Bei behinderter Querdehnung, also im Falle der seitlich gestützten Schlaufe gilt:

$$\tilde{E}_{\parallel} = \frac{E_{\parallel}}{(1 - \mathbf{v}_{\perp\parallel} \cdot \mathbf{v}_{\parallel\perp})} \quad \text{und} \quad \tilde{E}_{\perp} = \frac{E_{\perp}}{(1 - \mathbf{v}_{\perp\perp} \cdot \mathbf{v}_{\perp\perp})} \quad (21.9)$$

Die Lösung der DGL lautet:

$$\mathbf{u} = C_1 \mathbf{r}^{E_v} + C_2 \mathbf{r}^{-E_v} \quad (21.10)$$

$$\text{mit } E_v = \sqrt{\frac{\tilde{E}_{\parallel}}{\tilde{E}_{\perp}}} \quad (21.11)$$

Die Koeffizienten C_1 und C_2 werden über Randbedingungen bestimmt.

21.3.4 Randbedingungen

Bei der meist vorliegenden zugbelasteten, über einen Bolzen geführten Parallelschleife liegt am Innenradius r_i Gleichgewicht zwischen dem Leibungsdruck p_i und der Radialspannung σ_r vor (Abb. 21.6). Die Radialspannungen müssen sich zum Außenradius hin bis auf Null abbauen, da der Außenrand in diesem Fall kraftfrei ist. Damit lauten die Randbedingungen:

$$\sigma_r(r_i) = -p_i \quad \sigma_r(r_a) = 0 \quad (21.12)$$

Der Leibungsdruck p_i infolge Bolzenbelastung errechnet sich zu:

$$p_i = \frac{F}{2r_i \cdot b} \quad (21.13)$$

F = Bolzenkraft
 b = Breite der Schleife

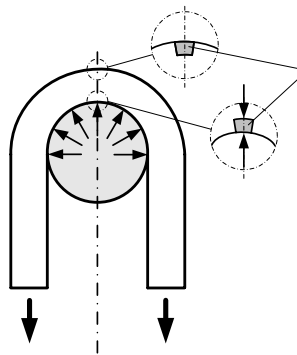


Abb. 21.6. Randbedingungen in radialer Richtung: Innenradius: $\sigma_r(r_i) = -p_i$; am Außenradius ist der Rand kraftfrei: $\sigma_r(r_a) = 0$

21.4 Ergebnisse und Diskussion der Spannungsanalyse

Mit den Randbedingungen ergibt sich für die über dem Radius veränderliche *Radialspannung* im Scheitelpunkt der Schlaufe:

$$\sigma_r(r) = \frac{-p_i \cdot r_i^{1+E_v}}{r_i^{2E_v} - r_a^{2E_v}} \cdot r^{E_v-1} + \frac{-p_i \cdot r_i^{1-E_v}}{r_i^{-2E_v} - r_a^{-2E_v}} \cdot r^{-E_v-1} \quad (21.14)$$

Die maximale Radialspannung liegt am Innenradius vor und entspricht dem Leibungsdruck $\sigma_{r \max} = -p_i$.

Mit Kenntnis der Beziehung für den Radialspannungsverlauf $\sigma_r(r)$ lässt sich über Gl. 21.2 auch der für die Festigkeitsanalyse wichtige *Tangentialspannungsverlauf* ermitteln:

$$\sigma_t(r) = -p_i \cdot E_v \cdot \left(\frac{r_i^{1+E_v}}{r_i^{2E_v} - r_a^{2E_v}} \cdot r^{E_v-1} - \frac{r_i^{1-E_v}}{r_i^{-2E_v} - r_a^{-2E_v}} \cdot r^{-E_v-1} \right) \quad (21.15)$$

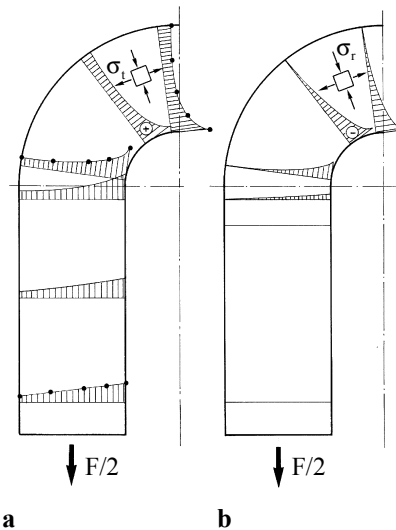


Abb. 21.7. Spannungsverläufe in einer zugbelasteten Parallelschlaufe **a** Tangentialspannungen σ_t (Zugspannungen); sie werden maximal im Bolzenbereich und zwar am Schlaufeninnenrand. Die Spannungsüberhöhung klingt im Schaft ab, allerdings erst über einen längeren Bereich **b** Radialspannungen σ_r (Druckspannungen); sie sind ebenfalls am Schlaufeninnenrand maximal (aus [21.14])

Wird die Schlaufe seitlich gestützt, so liegt ein dreiachsiger Spannungszustand vor. Die höchste Spannung in axialer Richtung σ_z tritt bei einer zugbelasteten Schlaufe am Innenradius auf. Sie ergibt sich – sobald σ_r und σ_t bekannt sind – aus der dritten Zeile von Gl. 21.6:

$$\sigma_z(r_i) = \left(v_{\perp} \cdot \frac{\sigma_r(r_i)}{E_{\perp}} + v_{\parallel} \frac{\sigma_t(r_i)}{E_{\parallel}} \right) \cdot E_{\perp} \quad (21.16)$$

Ergebnis der Elasto-Statik am Modell „Dickwandiges Rohr“ sind die Spannungsverläufe innerhalb der Schlaufe. Als wichtigste Aussage der Spannungsanalyse ist festzuhalten: Am Schlaufen-Innenradius liegen deutliche Spannungsüberhöhungen vor.

Die Spannungsüberhöhungen sind die Ursache dafür, dass die Faserfestigkeit nicht gleichmäßig über der Schlaufendicke ausgenutzt werden kann. Erst in ausreichendem Abstand vom Bolzen – d.h. im parallelen Schlaufenschaft – vergleichmäßigen sich die Tangentialspannungen über der Strangdicke. Es stellt sich dort eine konstante mittlere Spannung ein, die auch als Bezug für die Spannungsüberhöhung dient:

$$\bar{\sigma}_t = \frac{F/2}{b \cdot (r_a - r_i)} \quad (21.17)$$

Die Spannungsverteilung bleibt über dem Bolzenumfang vom Scheitel bis in die Nähe der Flanke nahezu unveränderlich. Erst am Übergang zum geraden Schaft findet man stärkere Änderungen (Abb. 21.7). Die Radialspannungen, die mit dem Leibungsdruck des Bolzens im Gleichgewicht stehen, verschwinden natürlich im Schlaufenschaft.

21.4.1 Einfluss des Radienverhältnisses

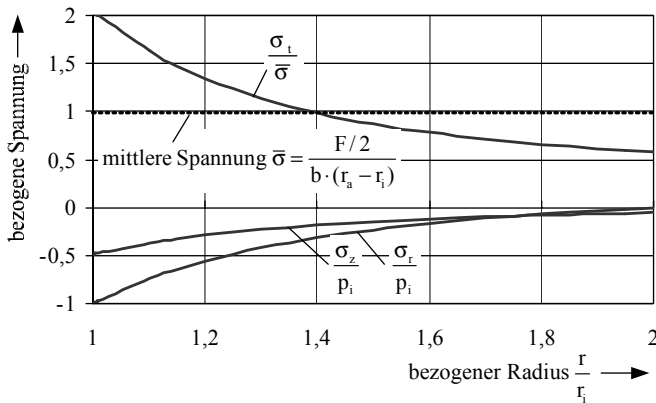


Abb. 21.8. Spannungsverteilungen im Scheitel einer UD-Schlaufe aus GFK; $r_a/r_i = 2$

Die Spannungsüberhöhung am Innenradius kann durch die Wahl des Radienverhältnisses r_a/r_i beeinflusst werden (Abb. 21.8). Conen [21.2] hat dazu Mes-

sungen an GFK-Schlaufen durchgeführt. Am Scheitel und an der Wange wurden über der Dicke Dehnungsmessstreifen eingebettet. Die Dehnungsmessungen stimmten gut mit den theoretisch ermittelten Werten überein. Sie zeigten die mit steigendem Radienverhältnis zunehmende Spannungsüberhöhung.

21.4.2 Einfluss des Orthotropiegrads $E_{\parallel}/E_{\perp}$

Ein großes Verhältnis $E_{\parallel}/E_{\perp}$, d.h. ein hoher Orthotropiegrad, führt ebenfalls zu großen Spannungsüberhöhungen. CFK ist bei dieser Anwendung einmal nicht im Vorteil. Im Gegenteil: CFK, insbesondere CFK-HM ist – wenn man nur die Ergebnisse des Analysemodells „Dickwandiges Rohr“ zugrunde legt – ein ungünstiger Schlaufenwerkstoff. Trotzdem sollte CFK aufgrund der komplizierteren Verhältnisse am Übergang Radius zu geradem Strang und der überlegenen Ermüdungsfestigkeit immer mit in die Überlegungen einbezogen werden.

Der Einfluss der beiden Parameter Radienverhältnis r_a/r_i und Orthotropiegrad $E_{\parallel}/E_{\perp}$ auf die Spannungsüberhöhung ist in Abb. 21.9 zusammengefasst.

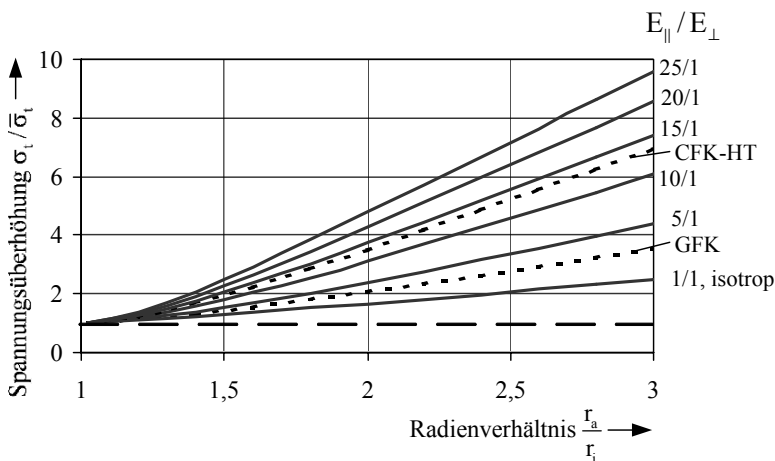


Abb. 21.9. Einfluss der Parameter r_a/r_i und $E_{\parallel}/E_{\perp}$ auf die Überhöhung der Tangentialspannung σ_t auf dem Innenradius der Schlaufen am Scheitel

Leichtbautypisch wird die Auswirkung der Spannungsüberhöhung auch als Reduktion des Gütegrades aufgefasst. Als Beispiel ist in Abb. 21.9 bei einer GFK-Ausführung und einem Radienverhältnis $r_a/r_i = 2$ ein Spannungsüberhöhungsfaktor von 2 abzulesen. Der Gütegrad der Schlaufe beträgt also nur 50%. Außerdem wird deutlich, dass mit einer einfachen Wanddickenerhöhung die Tragfähigkeit der Schlaufe nicht proportional gesteigert werden kann, da mit dem Radienverhältnis die dimensionierende Spannungsspitze am Innenradius mit ansteigt.

21.4.3 FE-Korrekturen der analytischen Ergebnisse

Die Modellierung der Parallelschlaufe als „dickwandiges Rohr unter Innendruck“ weist zwei Unzulänglichkeiten auf:

- Schon im ungestörten Bereich überschätzt die Analytik die Spannungshöhe auf dem Innenradius (Abb. 21.10). In Realität weitet sich die Schlaufe nicht als Rohr unter Innendruck auf, sondern folgt der Kontur des nahezu starren Bolzens. Demzufolge ist die Schlaufe rechnerisch – wenn man die Beziehungen des dickwandigen Rohres verwendet hat – durch ein zusätzliches Moment quasi auf den Bolzen „zurückzubiegen“; die Spannungen auf dem Innenradius sinken.

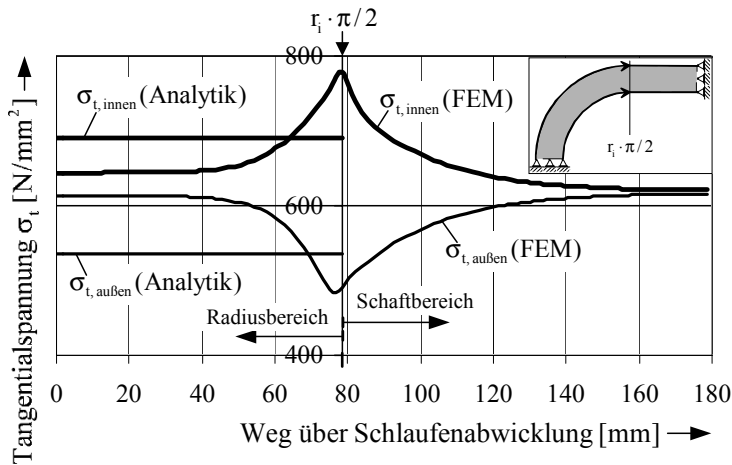


Abb. 21.10. Verlauf der Tangentialspannungen am Übergang vom Radius des Bolzens auf den Schaftbereich; reibungsfrei gerechnet für eine GFK-Schlaufe ohne seitliche Stützung; $r_i = 50 \text{ mm}$; $r_a = 60 \text{ mm}$, $r_a / r_i = 1,2$; $\varphi = 0,4$ [21.10]

- Gravierend ist, dass das Modell der „dickwandigen Rohrs unter Innendruck“ nicht diejenige Spannungsüberhöhung erfasst, die auf dem Innenrand genau an der Bolzenflanke im Übergang zum geraden Schlaufenschaft auftritt. Dies ist aber die für die Schlaufe dimensionierende Spannung! Die FE-Analyse weist das Auftreten einer lokalen Biegebeanspruchung aus. Ursache ist die elastische Dehnung der Schlaufe. Unter Last verschiebt sich ein Teil des gekrümmten, vormals auf dem Bolzen liegenden Schlaufenbereichs in den Schaftbereich (Abb. 21.11d). Den Krümmungsradius im Ablauf vom Bolzen auch unter Last noch teilweise beibehaltend, wird nun der gesamte Schaft mit einwärts gebogen. Die Zugbelastung an dem nunmehr gekrümmten Schaft-Anfangsbereich erzeugt Biegung, die die Krümmung geradezuziehen trachtet. Im anfänglichen, gekrümmten Schlaufenbereichs liegt also Zugbiegung vor, und zwar mit einer deutlichen Spannungsüberhöhung gegenüber der mittleren Zugspannung.

Da die Schlaufe auch dazu verwendet wird, die faserparallele Zugfestigkeit $R_{\parallel}^+$ von Fasern zu erproben, liegen viele Ergebnisse zum Versagensverhalten vor. Sie bestätigen, dass am Übergang der Schlaufe vom Bolzen zum geraden Strang die kritischen, versagensauslösenden Spannungsspitzen auftreten.

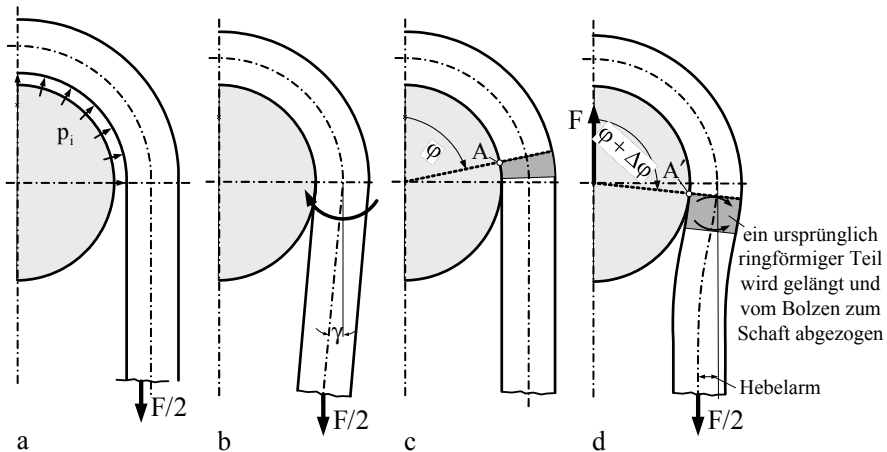


Abb. 21.11. **a + b:** Zur Modellierung einer Schlaufe: **a** Verformung einer modellhaft unter Innendruck befindlichen Schlaufe. **b** Es ist der Innendruckrechnung ein Moment zu überlagern, damit die Schlaufe auf der Bolzenkontur verbleibt. **c + d:** Der kritische Bereich an der Bolzenflanke: **c** Eine Schlaufe dehnt sich elastisch unter Last und ein Punkt A wandert zu A'. Der beispielhaft im unbelasteten Zustand (**c**) definierte Winkel φ vergrößert sich unter Last (**d**) zu: $\varphi + \Delta\varphi$. Ein Teil des vorher auf dem Bolzen mit dem Bolzenradius geformten Schlaufenstücks wird gelängt, wandert über dem Bolzenumfang und bewirkt unter Beibehaltung eines Teils seiner ursprünglichen Krümmung, dass der Schlaufenschaft und damit der Kraftangriff sich einwärts biegen. Aufgrund dieser Deformationen entsteht an dem sich so elastisch einstellenden Hebelarm ein zusätzliches Biegemoment und überlagert sich der Zugbeanspruchung (qualitative Darstellung)

Es wird empfohlen, den kritischen Bereich an der Bolzenflanke per FE nachzuweisen. Eine geschlossene analytische Lösung hierzu und eine Erweiterung des Modells des auf Innendruck belasteten dickwandigen Rohrs sind in Bearbeitung.

Aufgrund der Spannungsüberhöhungen an der Flanke des Bolzens ist die Aussage, dass GFK der am besten geeignete Schlaufenwerkstoff ist, zu relativieren. Man kann aus der FE-Analyse schließen, dass die Dehnsteifigkeit der Schlaufe hoch sein sollte, damit so wenig wie möglich vom ursprünglich über dem Bolzen liegenden, gekrümmten Schlaufenbereich vom Bolzen abgezogen wird und damit das Zusatz-Biegemoment gering bleibt. Hierbei könnten sich Schlaufen aus C-Fasern als günstig erweisen.

Zusätzlich sollte die Biegesteifigkeit der Schlaufe im Ablaufpunkt vom Bolzen gering gehalten werden, damit nur ein geringes Biegemoment durch die Zwangsrückkrümmung entsteht. Dies spricht für eine geringe Schlaufendicke, bzw. die Aufteilung des Querschnitts in mehrere, damit biegeweichere Einzelstränge.

21.5 Ergebnisse einer Festigkeitsanalyse

Neben der elasto-statischen Analyse, die die Spannungsverläufe liefert, ist auch eine Festigkeitsanalyse notwendig. Zwei Versagensformen der Schlaufe sind primär zu untersuchen:

- Faserbruch infolge der Tangentialspannungen
- und – was man bei der überwiegend faserparallel beanspruchten Schlaufe nicht vermuten würde – Zwischenfaserbruch infolge der Radialspannungen. Die außen liegenden Schichten pressen die inneren auf den Bolzen und erzeugen eine hohe $\sigma_{\perp}^{-}$ -Beanspruchung. Zfb ist unbedingt zu vermeiden, da nur bei Erreichen des Faserbruchs der Leichtbauvorteil der Faserverbundwerkstoffe genutzt wird.

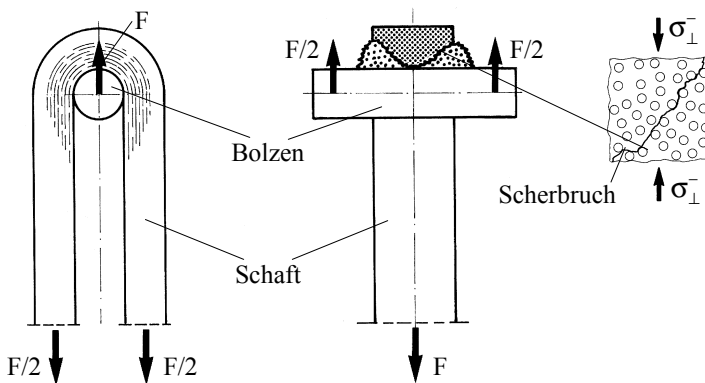


Abb. 21.12. Versagen einer seitlich nicht gestützten Schlaufe unter der radialen Druckspannung $\sigma_{\perp}$. Tatsächlich tritt ein Scherbruch auf, der Bruchwiderstand der Wirkebene $R_{\perp}^A$ wird überschritten

Tabelle 21.1. Einfluss der seitlichen Stützung auf zugbeanspruchte Parallelschlaufen, Radienverhältnis $r_a/r_i = 1,55$; (Rechenergebnisse nach [21.15])

Werkstoff	Versagensspannung σ N/mm ²	
	ungestützt	gestützt
UD-GFK (E-Glas)	336	1320
UD-Aramid	254	1005
UD-CFK-HT	347	876
UD-CFK-HM	244	393

Schon frühe Versuche zeigten, dass bei dickeren Schlaufen eine seitliche Stützung notwendig ist; ansonsten versagt das am Bolzen aufliegende, sehr hoch durch

Radialspannungen auf $\sigma_{\perp}^{-}$ -beanspruchte Laminat frühzeitig durch Schubbruch infolge Überschreiten des *Bruchwiderstands der Wirkebene* $R_{\perp\perp}^A$ (Abb. 21.12). Eine Festigkeitsanalyse auf Basis des Wirkebenen-Festigkeitskriteriums ergibt, dass bei *ungestützten* Schlaufen die niedrigen Zfb-Grenzen bestimmend sind; bei *gestützten* Schlaufen hingegen Fb. In Tabelle 21.1 werden die rechnerischen Versagensspannungen gestützter und ungestützter Schlaufen einander gegenübergestellt.

21.6 Konstruktive Verbesserungsmaßnahmen und Detaillösungen

21.6.1 Die Schlaufenkaskade

Um die Spannungsüberhöhungen nicht zu groß werden zu lassen, empfiehlt es sich, kleine Radienverhältnisse einzustellen, d.h. die Schlaufen flach, *riemenartig* zu gestalten. Sind Schlaufen mit großem r_a/r_i -Verhältnis erforderlich, so sollte man die Schlaufe konstruktiv in mehrere riemenartige Einzelschlaufen aufspalten. Für jede Einzelschlaufe gilt damit ein günstigeres r_a/r_i -Verhältnis. Man erhält die so genannte Schlaufen-Kaskade (Abb. 21.13). Nachteilig sind die aufwändigen Anschlussstücke. Zudem liegt ein statisch unbestimmtes Problem vor. Die parallelgeschalteten Strangquerschnitte müssen – da sie aufgrund der unterschiedlichen Dehn-Federrate nicht alle gleich hoch belastet sind – bzgl. des Querschnitts aufeinander abgestimmt werden. Es bietet sich aber die besondere Möglichkeit, die Stränge nicht im Sinne des Leichtbaus alle gleich hoch auszunutzen, sondern gezielt ein Fail-Safe-Verhalten, also eine Versagensreihenfolge zu konstruieren. Hierzu sind in den einzelnen Schlaufen auch unterschiedliche Fasertypen denkbar.

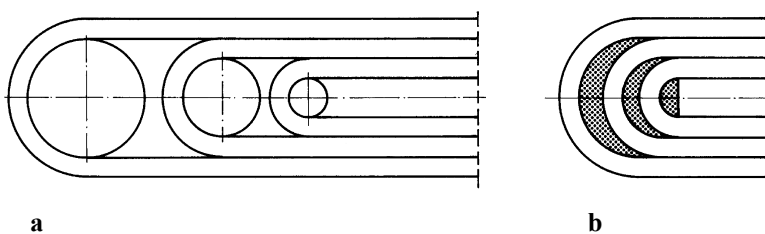


Abb. 21.13. Schlaufenkaskaden zur Vermeidung eines großen r_a/r_i -Verhältnisses **a** einfache, kostengünstige Bauweise **b** kurze Bauweise, allerdings teure Anschlussstücke, die zudem nur über einen geringen tragenden Querschnitt verfügen

Als Alternative kann überlegt werden, eine dickere Schlaufe dadurch aufzuteilen, indem man bei der Fertigung durch zwischen gelegte PTFE-Folie einzelne Stränge und so die Kaskade generiert. Damit kann man das r_a/r_i -Verhältnis klein halten und ermöglicht über Relativverschiebungen der Schlaufen untereinander

eine gleichmäßigere Kraftaufteilung der einzelnen Streifen. Allerdings muss man sowohl bei der Kaskadenlösung, als auch bei der durch zwischengelegte Trennfolien erzeugten Variante größere Abstände zwischen den Schlaufenschäften einstellen, z.B. durch relativ dicke Folien. Ansonsten behindern sich die einzelnen Stränge am Übergang vom Bolzen zum freien Schaftbereich gegenseitig in ihrer Verformung. Es entstehen Zusatzspannungen.

21.6.2 Die mehrschichtige Schlaufe

Meier und Winistörfer (EMPA, Dübendorf/Schweiz) haben eine geschickte Schlaufenvariante gefunden, um die durch ein großes Radienverhältnis bedingte Spannungsüberhöhung zu umgehen [21.8]. Sie wurde in [21.13] gründlich untersucht. Mit dieser Schlaufenkonfiguration kann auch CFK verwendet und der Nachteil des im Vergleich zu GFK ungünstigeren Orthotropiegrads kompensiert werden. Außerdem lässt sich die Traglast durch einfache Vergrößerung der Gesamt-Schlaufen-Wanddicke proportional steigern. Die Schlaufe wird in dünne, nicht miteinander verbundene riemenförmige Streifen unterteilt (Abb. 21.14).

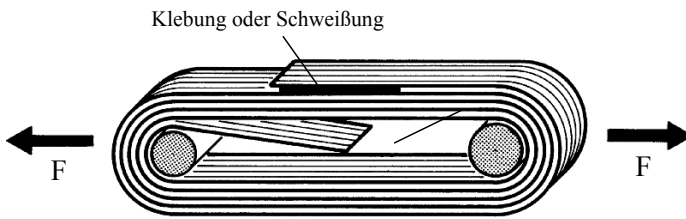


Abb. 21.14. Mehrschichtig aufgewickelte Schlaufe, deren Einzelschichten nicht miteinander verklebt sind (nach [21.13])

Bei Verwendung einer thermoplastischen Matrix bietet sich auch eine besondere Herstellungs- und Montagevereinfachung. Die Schlaufe muss nicht als Nasslaminat oder mit Prepregs per Hand drapiert werden. Sie besteht aus einem pultrudierten UD-Band, das aufgerollt einfach transportabel und unbegrenzt lagerfähig ist. Die Schlaufe selbst wird vor Ort durch einfaches Aufwickeln generiert. Es bietet sich der besondere Vorteil, dass sie passgenau *nachträglich* auch an schwer zugänglichen Stellen montierbar ist. Die erste Schicht muss nicht speziell fixiert werden, da sie durch die radialen Anpresskräfte der darüber liegenden Schichten auf dem Bolzen festgeklemmt wird. Das Ende der letzten Schicht wird mit der vorangegangenen verklebt oder – was günstiger ist – an der umgebenden Struktur befestigt. Im Fall einer thermoplastischen Matrix kann man auch schweißen. Damit eine möglichst gleichmäßige Lastaufnahme aller Einzelstreifen erzielt wird, muss die Reibung zwischen den Schichten unbedingt klein gehalten werden, evtl. durch zwischen gelegte PTFE-Streifen. Die ersten Lastwechsel führen zu Relativverschiebung der Streifen und damit zu gleichmäßigen Traganteilen der Einzelstrei-

fen, wobei die Dehnung der innersten Schlaufe etwa 9% höher als die der äußeren von 10 Schichten bleibt. Es wird von deutlich höheren Versagenslasten – plus 29% – und Gütegraden von über 80% im Vergleich zu kompakten Schlaufen berichtet. Da die Schlaufen als Streifen mit geringer Dicke vorgefertigt sind, liegt nicht der Fall des dickwandigen Rohrs unter Innendruck vor. Die Streifen werden – da sie über den Bolzen gebogen werden – aus Biege- und den überlagerten Zugspannungen aus der Schlaufenbelastung beansprucht. Es zeigte sich, dass die erreichten Festigkeitswerte nahezu unabhängig vom Bolzendurchmesser sind (Bolzendurchmesser > 25 mm).

Anwendungen werden insbesondere im Bauwesen gesehen, z.B. als Felsanker, zum Vorspannen von Betonträgern und zur Ertüchtigung von Holzkonstruktionen. Dazu sind noch extensive Langzeituntersuchungen notwendig.

21.6.3 Gestaltung als Hybridschlaufe

Neben der geschickten Wahl des Radienverhältnisses und des Orthotropiegrads lässt sich die Spannungsspitze – insbesondere bei CFK – auch durch so genannte Hybridschlaufen mindern. Dabei wird im höher beanspruchten inneren Bereich der Schlaufe ein dehnweicher Werkstoff, z.B. GFK, und im Außenbereich der steifere Werkstoff, z.B. CFK, angeordnet. Auf diese Weise werden zwei Effekte genutzt: zum einen wird das Modulverhältnis $E_{\parallel}/E_{\perp}$ im Mittel gesenkt, zum anderen liegt, wenn man jeden Werkstoffstreifen für sich betrachtet, ein günstigeres Radienverhältnis vor. Sinnvolle Werkstoffpaarungen sind GFK/CFK-HT und GFK/CFK-HM.

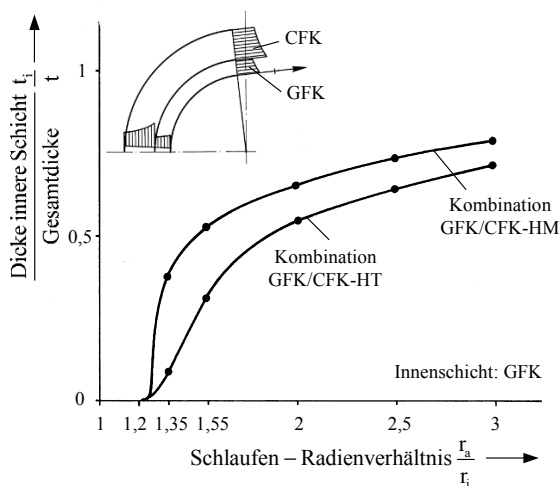


Abb. 21.15. Optimale Schichtdickenverhältnisse bei Hybridschlaufen und die dazugehörige Spannungsverteilung (rechnerische Ergebnisse nach [21.15])

In [21.15] wurden umfangreiche Rechnungen angestellt, um optimale Schichtdickenverhältnisse zwischen den beiden Werkstoffkombinationen zu finden. Ergebnis war, dass es *nur* bei großen Radienverhältnissen und großen Spannungsüberhöhungen sinnvoll ist, Hybridschlaufen einzusetzen. Bei kleinen Radienverhältnissen lohnt es nicht, z.B. GFK hinzuzufügen. Ein zu großer Anteil des dehnweicheren Werkstoffs kann dazu führen, dass der Traganteil des steiferen Werkstoffs zu hoch wird; die Gesamtbelastbarkeit der Schlaufe wird dadurch sogar geringer. Je nach Radienverhältnis findet man ein optimales Dickenverhältnis (Abb. 21.15).

21.6.4 Einfügen von Rissstopperschichten

Eine alternative Möglichkeit, das Abscheren infolge einer auf schrägen Schnitten durch $\sigma_{\perp}$ induzierten $\tau_{\perp\perp}$ -Beanspruchung zu verhindern, ist es, Zwischenlagen einzufüttern (Abb. 21.16). Darüber hinaus fungieren sie als Rissstopper bei Faserbruch. Mögliche Faserorientierungen für die Zwischenlagen sind $0^{\circ}/90^{\circ}$ und $\pm 45^{\circ}$, z.B. aus Aramidgewebe. Es wird berichtet, dass die Zeitfestigkeit der Schlaufen auf diese Weise bis um den Faktor 1000 gesteigert werden konnte [21.16].

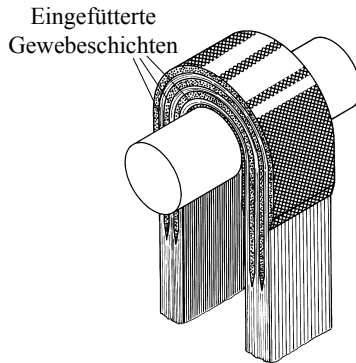


Abb. 21.16. Alternative zur gestützten Schlaufe: Einfüttern von Gewebeschichten

21.6.5 Konstruktionslösungen

Schlaufen-Krafteinleitungen haben sich innerhalb der Faserverbundtechnik vielfach bewährt:

- Bekannt geworden ist vor allem der Anschluss von Hubschrauber-Rotorblättern an den Rotormast. Es können aufgrund der eindeutigen, überwiegenden Zugbelastung aus der Fliehkraft die spezifischen Eigenschaften des Schlaufenanschlusses genutzt werden: die punktuelle Aufnahme hoher Zugkräfte.

Abb. 21.17 zeigt den Anschluss an den gelenklosen Rotor des Hubschraubers *Bo 105* (Erstflug 1967). Die Schlaufe ist eng in einen Titan-Fitting eingepasst. Lokal entsteht jedoch in der Schlaufe Querkraftbiegung, die aus der Schwenkbewegung des Rotorblatts herrührt (Abb. 21.20). Obwohl die Schlaufe oval gehalten wurde reichen die Hebelarme nicht aus, das Biegemoment abzusetzen, d.h. das Querkräftepaar auf einem langfristig ertragbaren Niveau zu halten [21.1]. Um eine eindeutigere Aufnahme der Biegemomente zu erreichen, wurden die nachfolgenden Blattgenerationen mit einer Doppelschlaufe ausgeführt (Abb. 21.21).

- Sehr gut eignen sich Schlaufen aus GFK zur Halterung von Tieftemperatur-Behältern. Dabei nutzt man insbesondere die hohe faserparallele thermische und elektrische Isolationswirkung von UD-GFK.
- Aufgrund der hohen faserparallelen Festigkeit und der ausgezeichneten elektrischen Isolation wurden Schlaufen als Trag- und Lastenleitungselement in Hängeisolatoren aus GFK integriert.
- Eine interessante Funktionsintegration zeigt Abb. 21.18. Hier wurde ein Blattpaar eines Verdichterlaufrads als Schlaufenanschluss gestaltet. Aufwändig sind jedoch immer noch die metallenen Anschlusssteile

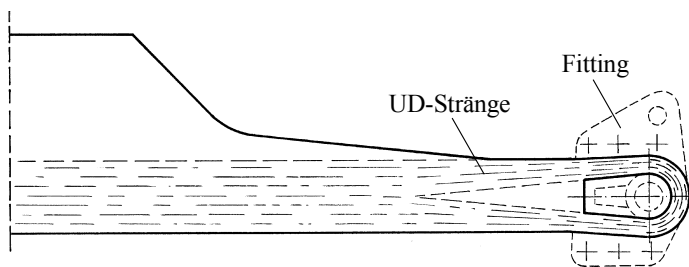


Abb. 21.17. Rotorblattanschluss des Hubschraubers *Bo 105* (nach [21.1])

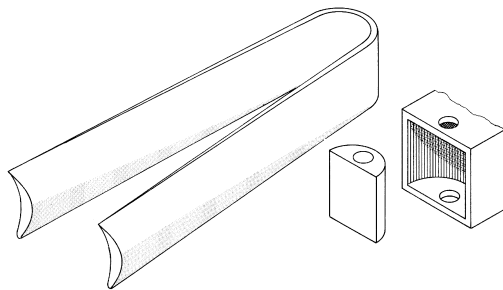


Abb. 21.18. Funktionsintegration: Ausbildung eines Verdichterblattpaares als Schlaufenanschluss (nach [21.9])

21.6.6 Ausleiten des Schlaufenanschlusses in die Fläche

Schlaufen lassen sich auch gut an flächige Lamine anschließen (Abb. 21.19). Die Schlaufenstränge sind dabei in der Fläche zu verspreizen und so eine große Klebfläche generieren. Zusätzlich empfiehlt es sich, die Stränge abzustufen, um einen abrupten Steifigkeitssprung zu vermeiden. Eine besonders wirksame Verbindung mit großer Klebfläche zum Laminat erhält man, indem die einzelnen UD-Stränge der Schlaufe zwischen mehreren Einzelschichten des Laminats verteilt werden. Die maximale Festigkeit erreichen UD-Stränge nur, wenn sie ohne Ondulationen straff ausgerichtet im Laminat orientiert liegen. Dabei ist darauf zu achten, dass keine Komponente der Bolzenlast parallel zur Bolzenachse auftritt, also eine Schälbeanspruchung für die flächige Verklebung entsteht.

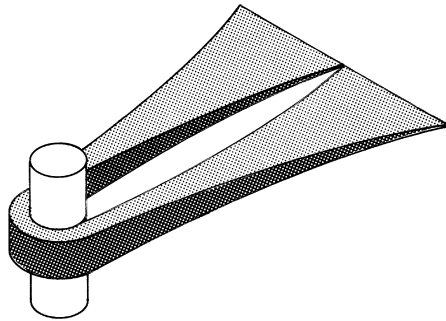


Abb. 21.19. Ausleiten eines Schlaufenanschlusses in eine flächige Struktur

21.6.7 Einleitung von Biegemomenten

Die Einzelschleife ist nur dann eindeutig belastbar, wenn sie ausschließlich auf Zug- oder Druck beansprucht wird. Bei Biegung durch quer zur Schlaufe angreifende Kräfte entstehen im Schlaufenbereich unerwünschte Punktbelastungen sowie Querkraftschub, da das Biegemoment über Kräftepaare abgesetzt wird (Abb. 21.20). In diesen Fällen ist eine Doppelschleife die bessere Variante. Das momentenäquivalente Kräftepaar wird in die beiden Einzelschlaufen eingeleitet (Abb. 21.21). Liegt Querkraftbiegung vor, so sind Schub aufnehmende Querschnitte vorzusehen. Falls die UD-Querschnitte nicht reichen, kann man die beiden Schlaufen mit einer *Schubwand* verbinden. Sie nimmt die Querkräfte auf und kann zudem als Knickstütze für die Schäfte bei Druckbeanspruchung dienen. Das Füllstück kann als Laminat mit einem auf hohe Lochleibung ausgelegten Aufbau konzipiert werden.

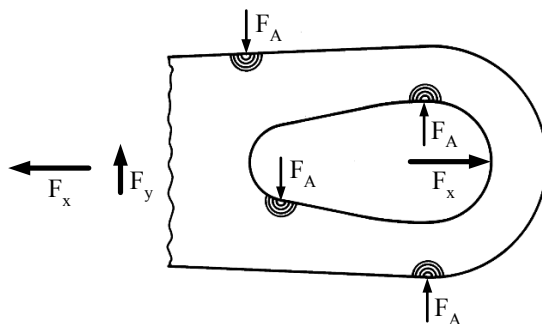


Abb. 21.20. Bo 105 Schlaufe aus Abb. 21.17: Die Fliehkraft F_x wird direkt in der Schlaufe, das Biegemoment aus der Schwenkbewegung des Rotorblattes über Auflager-Kräftepaare F_A in den die Schlaufe umschließenden Fitting eingeleitet. Die Schlaufe wird somit zusätzlich durch Querkräfte lokal auf Flächenpressung und damit auf Querkraftschub beansprucht (nach [21.1])

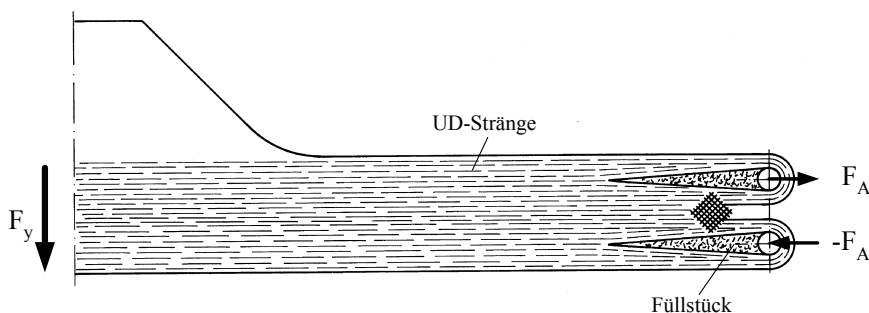


Abb. 21.21. Ein Doppelschlaufenanschluss an einem Hubschrauber-Rotorblatt eignet sich besser als eine Einzelschlaufe zur Aufnahme der aus einer Blatt-Schwenkbewegung resultierenden Biegemomente (F_A = Auflagerkräfte). Der bei Querkraftbiegung zur Schubaufnahme evtl. notwendige Schubsteg ist durch das $\pm 45^\circ$ -Schublaminate angedeutet

21.6.8 Einleitung von Querkraften

In [21.14] wird eine Lösung vorgestellt, wie Querkräfte *punktuell* mit dispergierten Schlaufen in dünnwandigen Strukturen, z.B. Stege von Holmen, ein- und auszu-leiten sind (Abb. 21.22). Auch hier wird die konzentrierte Last über eine Vielzahl von Einzelschlaufen in der Fläche verteilt. Wichtig ist dabei, im Bereich des Bolzens eine hohe Ringsteifigkeit zu realisieren. Dazu sollten 20% der UD-Stränge mit einem Umschlingungswinkel von mindestens 2π ausgeführt werden.

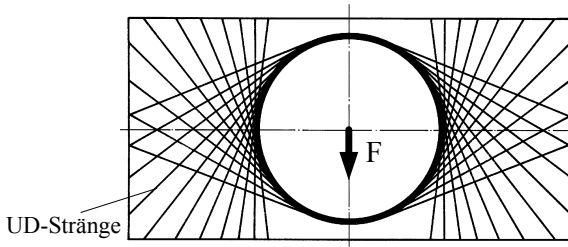


Abb. 21.22. Querbeanspruchter-Schlaufenanschluss aus einer Vielzahl in der Fläche verteilter Einzelschlaufen aus UD-Strängen (nach [21.14])

21.6.9 Die Schlaufe als Spannelement

Das Schlaufenprinzip bietet mehr Potenzial, als nur als Krafteinleitung in Strukturen zu dienen. Abgewandelt lässt sich die Schlaufe als eigenständiges Spannelement nutzen. Sie ist in vielen Fällen eine Alternative zu Schraubverbindungen. Vorteilhaft ist die hervorragende Korrosionsbeständigkeit, die ausgezeichnete Ermüdungsfestigkeit und bei GFK der niedrige Elastizitätsmodul, welcher die Nutzung als „Dehnschraube“ ermöglicht. In Abb. 21.23 ist demonstriert, dass Relaxationsvorgänge und Setzerscheinungen bei niedriger Dehn-Federrate nur zu minimalem Vorspannungsverlust führen.

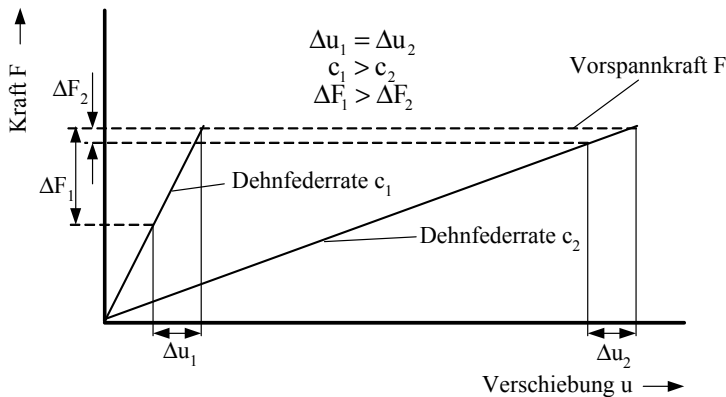


Abb. 21.23. Eine niedrigere Dehn-Federrate c führt beim Setzen einer Klemmung um Δu zu einem reduzierten Vorspannkraft-Verlust ΔF

Abb. 21.24 zeigt ein Beispiel für das Klemmen mittels Schlaufe. Dabei kann sie als Zweifachschlaufe nicht nur Vorspannkkräfte in einer Linie, sondern als Polyschlaufe auch in der Ebene erzeugen (Abb. 21.25). Die Anzahl der „Ecken“ kann bis zum Grenzfall eines Kreisringes, also eines Ringspann-Elements beliebig

gewählt werden. Die Größe des Kontaktwinkels hat keinen Einfluss auf die Spannungshöhe.

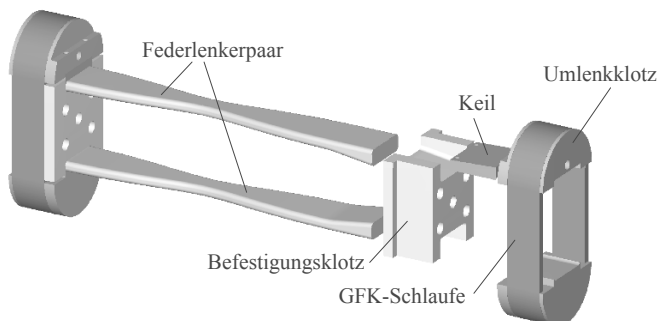


Abb. 21.24. Klemmen eines Lenkerpaares für einen Hochgeschwindigkeitszug durch Zweifach-Schlaufen anstelle von Dehnschrauben. Eine Ausziehsicherung ist durch die keilförmigen Enden der Lenker gegeben (nach [21.3])

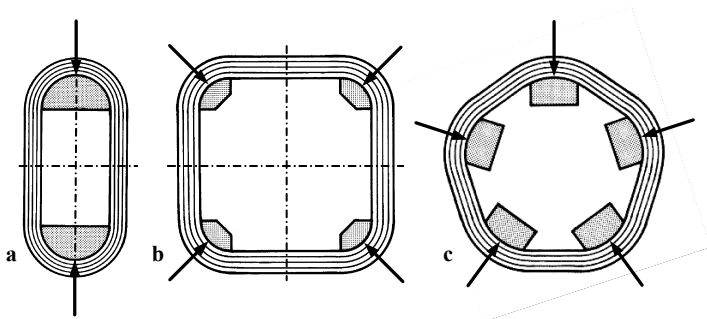


Abb. 21.25. Spannkräfte in einer Linie durch eine Zweifachschleife (a) und radiale Spannkkräfte in der Ebene durch Polygonschlaufen (b, c)

21.6.10 Reduktion der Bauhöhe der Schlaufenumlenkung

In vielen Fällen baut eine halbkreisförmige Umlenkung der Schleife bei größerem Abstand der Schlaufenschäfte zu hoch. Alternativ könnte man andere Geometrien der Schlaufenumlenkung andenken, beispielsweise Halb-Ellipsen. FE-Rechnungen ergaben, dass eine Reduktion der Bauhöhe generell auch zu höheren Spannungen führt. Es zeigte sich jedoch auch, dass optimierte Ellipsen-Umlenkklötze nur minimal niedrigere Spannungen aufweisen, als die entsprechenden im Durchmesser reduzierte Kreisgeometrie. Jedoch ist letztere wegen der einfacheren Herstellung zu bevorzugen [21.12]. Konstruktiv lässt sich der Umlenk-Halbkreis in zwei Viertelkreise mit abgeflachtem, geradem Zwischenstück aufteilen (Abb. 21.25b). Die Dimensionierung derartiger Schlaufen richtet sich nur

nach den Radien der Umlenkung. Bei den Analysen zur Reduktion der Höhe des Umlenkklotzes wurde gefunden, dass dieser – wenn er abgeflacht ausgeführt wird – möglichst biegesteif sein sollte. Eine Aluminium-Ausführung deformiert stärker als diejenige in Stahl und hat höhere Spannungen in der Schlaufe zur Folge.

Rechnungen mit Reibeinfluss zwischen Bolzen und Schlaufe ergaben, dass Reibung die Spannungen in der Schlaufe erhöhen, wobei bis zu einem Reibkoeffizienten von 0,4 der Einfluss gering blieb. Evtl. ist also auch zwischen Umlenkklotz und Schlaufe eine PTFE-Folie einzulegen.

21.6.11 Keil-Schlaufenanschlüsse

Ein für Zugbeanspruchung gut geeigneter Anschluss ist die Klemmverbindung. Die Klemmkraft wird über eine Keil-Geometrie erzeugt, die zusätzlich noch einen sicheren Formschluss bietet (Abb. 21.26).

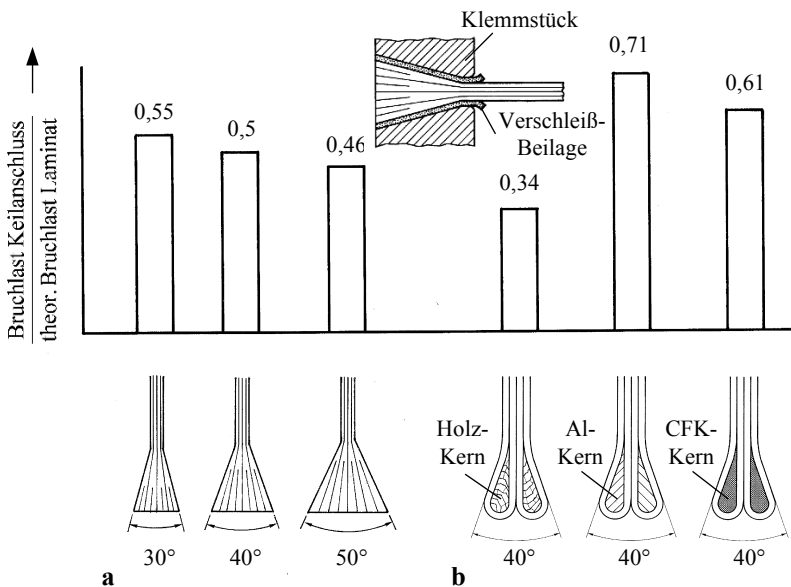


Abb. 21.26. Wirkungsgrad von Keilanschlüssen (nach [21.4]) **a** Einfluss des Keilwinkels **b** Doppelschlaufen-Keil: Einfluss des Kernmaterials. Das Klemmstück reicht über den Knick und verhindert ein Aufziehen der UD-Stränge

Drei Regeln sind bei der konstruktiven Ausführung einzuhalten:

- Den Keil sollte man nicht durch einfaches Einfüttern kurzer Schichten gleicher Faserrichtung erzeugen. Der Anpressdruck führt sonst zu frühem Zfb nach Modus C. Günstiger ist es, den Faserstrang als Schlaufe einteilig zu halten und um

einen Kern zu legen. Als Kernmaterial empfiehlt sich daher ein steifer, hochfester Werkstoff, der dem hohen Anpressdruck widersteht.

- Ein scharfer Knick zum Keil ist unbedingt zu vermeiden. Der Übergangsbereich vom freien, geraden Schaft zum Keil sollte unbedingt in einem großen Radius ausgeführt werden.
- Zwischen FKV-Strang und Klemmbacken ist eine Verschleiß-*Opferschicht* einzulegen, die verhindert, dass die hoch belasteten Fasern unter der Relativbewegung zwischen äußerer Klemmung und Keil reibverschleßen. Außerdem sorgt sie Fe-Rechnungen zufolge für eine gleichmäßigere Verteilung der Anpresskräfte. Aufgrund der hohen Faserzähigkeit hat sich Aramidfasergewebe – getränkt und aufgeklebt mit einem zähen PU-Kleber – ausgezeichnet bewährt.

21.7 Druckbeanspruchte Schlaufen

Schlaufenanschlüsse sind nicht nur für Zugbeanspruchung, sondern durchaus auch für Druckbeanspruchung geeignet (Abb. 21.27).

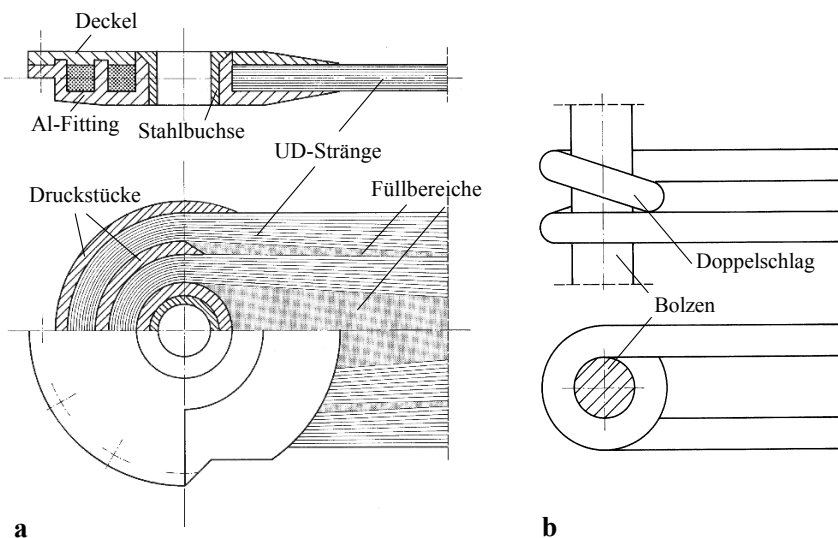


Abb. 21.27. a Zug/Druckschleife für den Holmanschluss eines Segelflugzeugs nach Puck [21.11]. Folgende Konstruktionsmerkmale finden sich in der Lösung: Die Druckkräfte werden über Druckstücke aufgenommen; die Schleife ist gekammert, d.h. seitlich gestützt und außerdem kaskadenförmig ausgeführt **b** Doppelschlag-Schleife mit zweifacher Umschlingung des Bolzens nach Hütter [21.5]

Eine konstruktive Lösung für eine Zug/Druck-Schleife ist es, die Druckkräfte nicht über den Bolzen, sondern über ein am Außenradius anliegendes Druckstück einzuleiten (Abb. 21.27a). Die dazu benötigten Fittings gestalten sich jedoch recht

aufwändig. Die geraden Schäfte der Schlaufe sind auf Knicken zu überprüfen. Als Weiterentwicklung kann man zwischen die Stränge – als Füllstück – Schichten einfüttern, die die Druckbeanspruchung über Lochleitung aufnehmen. Diese Schichten sollten von der Faserorientierung her auf maximale Lochleitungsfestigkeit dimensioniert werden. Um viele Klebflächen zu schaffen, wird ein feinschichtiger Aufbau, d.h. ein häufiger Wechsel zwischen UD-Rovings und z.B. Gewebeschichten im Füllstückbereich empfohlen.

Druckbelastete Schlaufen erreichen theoretisch die Versagenswerte von zugbelasteten Schlaufen. In [21.15] wurden auch druckbeanspruchte Doppel-Schlaufen rechnerisch untersucht. Die Ergebnisse sind in Tabelle 21.2 gelistet. Aus [21.15] lässt sich ebenfalls entnehmen, dass bei druckbeanspruchten Schlaufen ein Hybridbau keine Verbesserungen erbringt.

Tabelle 21.2. Versagensspannungen von druckbelasteten Parallelschlaufen mit Druckstücken, Radienverhältnis ($r_a/r_i = 1,55$); Rechenergebnisse (nach [21.15])

Werkstoff	Versagensspannung σ^- N/mm ²	
	ungestützt	gestützt
UD-GFK (E-Glas)	506	1380
UD-Aramid	514	365
UD-CFK-HT	531	998
UD-CFK-HM	374	509

21.8 Zusammengefasste Gestaltungsregeln

Die Ergebnisse der Spannungs- und Festigkeitsanalyse zusammenfassend kann man folgende Hinweise zur Gestaltung einer optimalen Schlaufe geben:

- Um zusätzlichen konstruktiven Aufwand wegen Aufziehspannungen zu vermeiden, sollte die Schlaufe als Parallelschlaufe gestaltet werden.
 - Aus der elasto-statischen Spannungsanalyse anhand des Modells „Dickwandiges Rohr unter Innendruck“ folgen folgende Konstruktionsregeln:
 - Das Radienverhältnis r_a/r_i sollte möglichst klein sein. Falls notwendig, so besteht eine sinnvolle Querschnittsvergrößerung darin, die Breite b der Schlaufe zu erhöhen. Eine sehr gute Lösung ist die mehrschichtige Schlaufe (patentgeschützt), bzw. die Aufteilung der Schlaufe in dünnere Streifen durch zwischen gelegte PTFE-Folien.
 - Der Orthotropiegrad $E_{||}/E_{\perp}$ sollte ebenfalls klein gehalten werden. Für Schlaufen wären dann Glasfasern, am besten hochfeste R- oder S-Glasfasern besonders gut geeignet.
- Betrachtet man jedoch die Spannungssituation am Ablaufpunkt vom Bolzen so ist in verschiedenen Fällen CFK günstiger. Es wird empfohlen, in einer

Feinanalyse mittels FE den Ablaufbereich zu untersuchen. Erst dann kann die endgültige Entscheidung sowohl für den Schlaufenwerkstoff als auch für die notwendige Wanddicke getroffen werden.

- Die Spannungsüberhöhungen im Ablaufbereich der Schlaufe vom Bolzen lassen sich mit einer niedrigen Biegesteifigkeit mindern. Dazu sollte man die Dicke der Schlaufe klein halten, z.B. indem man sie in diesem Bereich durch zwischengelegte PTFE-Folien aufsplittet.
- Aus der Festigkeitsanalyse folgt:
 - Um vorzeitigen Zfb zu vermeiden, sollte man die Schlaufe unbedingt seitlich stützen. Als Alternative können Zwischenlagen eingefüttert werden, die gleichzeitig als Rissstopper wirksam werden.
 - Der Bolzen sollte eng in der Schlaufe sitzen, evtl. sogar vorgespannt sein. Ansonsten ovalisiert die Schlaufe unter Zug. Schubrisse sind die Folge (Abb. 21.28).

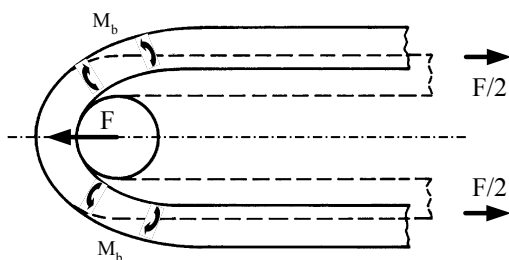


Abb. 21.28. Bei zu kleinem Bolzendurchmesser wird die Schlaufe lokal auf den Bolzen gebogen (gestrichelt dargestellt). Der gekrümmte Schlaufenbereich wird dabei entgegengesetzt zu seiner Krümmung gebogen. Hierdurch entstehen Aufziehspannungen, die zum Aufspalten der Schlaufe (Delamination) führen

Literatur

- 21.1 Bansemir H, Emmerling S (1999) Fatigue Substantiation and Damage Tolerance Evaluation of Fiber Composite Helicopter Components. Applied Vehicle Technology Panel (AVT), April 21–22, Corfu-Greece
- 21.2 Conen H (1966) Deformation und Versagen von GFK-Strangschlaufen. Kunststoffe 56, 9, 629–631
- 21.3 Franke O (2004) Federlenker aus Glasfaser-Kunststoff-Verbund – Spannungs- und Festigkeitsanalyse zur Optimierung eines hoch belasteten Bauteils. D17, Diss. TU-Darmstadt, Shaker Verlag, Aachen
- 21.4 Grüninger G (1977) Möglichkeiten der Krafteinleitung in faserverstärkte Bauteile. In: Kohlenstoff- und aramidfaser-verstärkte Kunststoffe, VDI-Verlag, Düsseldorf

-
- 21.5 Hütter U (1960) Tragende Flugzeugteile aus glasfaserverstärkten Kunststoffen. Luftfahrttechnik 6, 34–44
 - 21.6 Jakobi R (1987) Zur Spannungs-Verformungs- und Bruchanalyse an dickwandigen, rohrförmigen Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbunden. VDI-Fortschritt-Berichte, Reihe 5, Nr. 126
 - 21.7 Lekhnitskii SG (1968) Anisotropic Plates. Gordon and Breach, New York
 - 21.8 Meier U, Winistörfer A (1998) Multilayer Traction Element in the Form of a Loop. European Patent 0815329
 - 21.9 Kochendörfer R (1975) Der Einsatz faserverstärkter Werkstoffe bei Verdichterschaukeln. Z. Flugwiss. 23, 12, 435–442
 - 21.10 Prowe J (2004) Erweiterte Spannungs- und Verformungsanalyse sowie Optimierung von Schlaufenkrafteinleitungen aus FKV. Studienarbeit, TU Darmstadt
 - 21.11 Puck A (1962) Einige Beispiele zu Konstruktion und Bau von hochbeanspruchten Segelflugzeugteilen aus Glasfaser/Kunststoff. Schweizer Aero-Revue 12
 - 21.12 Sathish R (2001) Preliminary design of Composite Straps for fixing of automobile leaf springs. Master-Thesis, TU-Darmstadt
 - 21.13 Winistörfer A (1999) Development of non-laminated advanced composite straps for civil engineering applications. Diss. University of Warwick
 - 21.14 Wörndle R, Bansemir H (1976) Beitrag zur statischen Berechnung von Krafteinleitungselementen aus faserverstärkten Werkstoffen. Vortrag DGLR-Symposium München, DGLR-Nr. 76–231
 - 21.15 Wörndle R, Daschner B (1980) Rechnerische Untersuchung von zug- und druckbelasteten FVW-Strangschlaufen. Z. Flugwiss. Weltraumforsch. 4, 1, 38–47
 - 21.16 Wörndle R (1985) Verbindung aus einem Bolzen und einer Schlaufe. Patentschrift DE 3338654 C1

22 Bolzenverbindungen

22.1 Vorbemerkungen

Niet- und Schraubverbindungen – unter dem übergeordneten Begriff *Bolzenverbindungen* (Bolted Joints) zusammengefasst – gehören zu den ältesten Fügeverfahren der Technik. Es liegen umfangreiche Erfahrungen vor. Auch im Leichtbau – insbesondere im Flugzeugbau – zählen sie zu den klassischen Verbindungstechniken. Demzufolge wurden sie auch in der Faserverbundtechnik übernommen. Man könnte mit einer gewissen Berechtigung einwenden, dass Bolzenverbindungen für diese Werkstoffklasse problematisch sind, weil durch die Bohrungen lasttragende Fasern durchtrennt werden und damit die Struktur vorgeschädigt wird. Jedoch kann man schon vom natürlichen Pendant der Faserverbundwerkstoffe, dem Holz, ableiten, dass auch bei Faserverbundwerkstoffen diese Art der Fügechnik anwendbar ist: Holz wird genagelt und verschraubt. Bolzenverbindungen haben sich trotz des vermuteten Problems auch in der Faserverbundtechnik ausgezeichnet bewährt.

Ziel dieses Kapitels ist es, das Basiswissen zu Bolzenverbindungen vorzustellen. Dabei stehen die Faserverbund-Aspekte und die Nietverbindung im Vordergrund. Zur Gestaltung von Schraubverbindungen findet sich viel Wissenswertes in [22.13].

Bolzenverbindungen werden vor allem dann gewählt, wenn *flächige* und relativ *dickwandige*, also hoch belastete Strukturkomponenten zu fügen sind. Vergleicht man mit der Schlaufenkrafteinleitung, so wählt man letztere bei hoher *punktförmiger* Last. Bolzenverbindungen sind durchaus eine Alternative zu Schlaufenanschlüssen, benötigen hingegen für das Ein- und Ausleiten von Kräften größere Flächen. Klebungen wiederum eignen sich eher für dünnwandige Fügeteile.

Bolzenverbindungen werden meist überlappend gefügt. Eine Variante ist es, die Überlappung durch zusätzliche Laschen zu erzeugen. Je nach Anzahl der Kontaktflächen wird die Fügung als ein-, zwei- oder mehrschnittig (single, double shear) bezeichnet (Abb. 22.1).

Als *Vorteile* einer Bolzenverbindung sind zu nennen:

- Es lassen sich ungleichartige Werkstoffe einfach miteinander fügen. Die Bolzenverbindung ist z.B. gut dazu geeignet, Lamine mit Metallstrukturen zu verbinden.
- Fügungen mit Schrauben und Schraubnieten gelten als lösbare Verbindungen.
- Schrauben und Nieten sind preisgünstig.

- Schrauben und Niete werden mit hoher Qualität und geringer Streuung gefertigt. Durch einfache visuelle Kontrolle lässt sich überprüfen, ob z.B. ein Niet gesetzt wurde. Bolzenverbindungen sind im Vergleich zu Klebverbindungen – bei denen die Vollständigkeit des Klebfilms nur mittels zerstörungsfreier Prüfverfahren kontrolliert werden kann – also gut qualitätssicherbar.
- Der Abfall der Ermüdungsfestigkeit gebolzter Fügungen fällt bei FKV weitaus geringer aus als bei Metallen.
- Bolzenverbindungen können derart ausgelegt werden, dass kein schlagartiges Versagen auftritt. Sie sind sogar in der Lage, hohe Deformationsarbeiten aufnehmen. Daher wird diese Verbindung in schlaggefährdeten Strukturen zum gezielten Abbau von Schlagenergie eingesetzt.
- Im Gegensatz zu Bolzenfügungen von Al-Strukturen tritt bei Faserverbunden keine Reibkorrosion auf.
- Im Gegensatz zur Klebung muss nicht nachgehärtet werden.
- Eine *Mischfügung* aus Kleben und Bolzenverbindung kann die Lebensdauer der Fügung bis um den Faktor 3 verlängern. Vorteilhaft ist zudem, dass durch die zuerst gesetzten Bolzen die Fügung ausgerichtet ist. Weder ist eine Kleb-Fixiervorrichtung notwendig, noch muss die Aushärtezeit des Klebers abgewartet werden. Wird eine Schraube *nach* dem Aushärten des Klebers angezogen, so gerät die Klebung unter die Schubbelastbarkeit steigenden Querdruk. Außerdem verhindert ein zusätzlicher Bolzen die für Klebungen ungünstige Schälbeanspruchung.

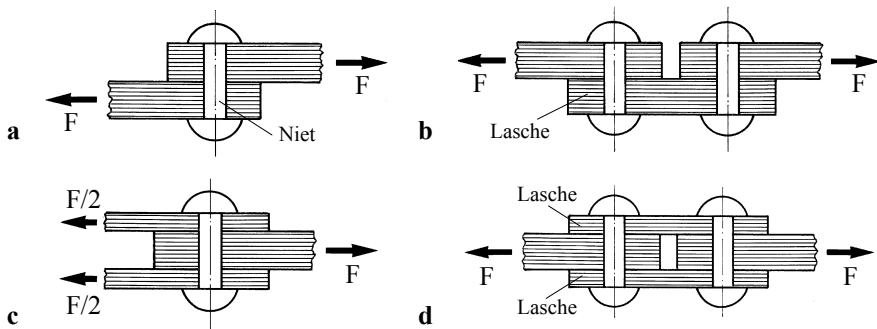


Abb. 22.1. Bolzenverbindungsarten **a** einschnittige Überlappungsfügung **b** einschnittige Laschenfügung **c** zweischnittige Überlappungsfügung **d** zweischnittige Laschenfügung

Als *Nachteile* der Bolzenverbindungen sind zu nennen:

- Infolge der notwendigen Bohrungen ist es unvermeidlich, dass die Festigkeit der Füge­teile reduziert wird. Zwei Einflüsse überlagern sich:
 - Zum einen wird der tragende Querschnitt durch die Bohrlöcher vermindert.
 - Zum anderen wirken die Bohrungen als Kerben; d.h. an den Bohrungsrändern treten deutliche Spannungsüberhöhungen auf.

Aus diesen Gründen ist es nicht möglich, in den Fügungen die Festigkeit, bzw. den Gütegrad der ungestörten Struktur zu erreichen.

- Aufgrund der Kerbwirkung treten Spannungsüberhöhungen auf, so dass die Bohrung fast immer der Ausgangspunkt für Ermüdungsrisse ist.
- Die konstruktiv notwendigen Überlappungen oder Laschen verursachen zusätzliches Gewicht. Die Spannungen am Bohrloch und in dessen Umgebung sind häufig zu hoch und müssen durch Wanddickenvergrößerung, d.h. mittels Doppler gesenkt werden. Hierzu addiert sich das Gewicht der metallenen Bolzen.
- Das Erscheinungsbild glatter Flächen, bzw. aerodynamische Anforderungen werden durch die Nietköpfe gestört. Andererseits können Niete auch bewusst als Stilelemente eingesetzt werden.

22.2 Versagensmöglichkeiten und ihre überschlägige Überprüfung

Die Spannungsverhältnisse im Bereich eines Bolzens sind komplex. Allgemein kann man ihre mechanische Analyse in eine Spannungs- und in eine Festigkeitsanalyse unterteilen. Die Spannungsanalyse – entweder geschlossen mit Spannungsfunktionen oder numerisch mittels FEM – liefert die Spannungsverläufe und dient zur Untersuchung der verschiedenen Einflussgrößen wie Geometrie, Bolzen- und Füge teil-Werkstoff, Passung zwischen Bohrung und Bolzen, Faserorientierungen, Schichtreihenfolge usw. Mittels der Festigkeitsanalyse wird versucht, das Versagen der Verbindung vorab zu berechnen. Da hierbei die Werkstoffeigenschaften, wie z.B. Faser-Matrix-Haftung, aber auch die Verarbeitung eingeht, ist sie naturgemäß mit einer hohen Aussage-Unsicherheit behaftet. Da zudem kein schlagartiges globales Versagen der Fügung auftritt, sondern lokales Versagen mit anschließenden Spannungsumlagerungen, muss eine vertiefte Festigkeitsanalyse um eine Degradationsrechnung erweitert werden. Kann man für quasi-statische Beanspruchungen die Versagensentwicklung noch zufriedenstellend vorherberechnen, so sind rechnerische Angaben über ertragbare Schwingspielzahlen kaum möglich. Man ist auf das Experiment angewiesen. Insofern ist eher anzuraten – falls man für den eigenen Anwendungsfall keine übertragbaren Werte in der Literatur findet – Festigkeitswerte experimentell zu ermitteln. Probekörper zur Untersuchung von Bolzenverbindungen sind klein und können rasch und kostengünstig angefertigt werden. Der Versuch dürfte daher schneller und preiswerter sein, als eine umfangreiche Rechnung. Insbesondere erhält man eine höhere Aussagesicherheit. Teuer wird es erst, wenn verschiedene Klimate überprüft und alle Ergebnisse statistisch abgesichert werden müssen.

Sinnvollerweise beginnt man mit einer überschlägigen Auslegung. Sie dient dazu, erste quantitative Vorstellungen von den notwendigen Bolzendurchmessern, der Bolzenanzahl usw. zu bekommen. Die dazu verwendeten Beziehungen sind einfach gehalten und geben die tatsächlichen Spannungszustände nur näherungsweise wieder. Wurden jedoch Versuche mit Hilfe dieser Formeln ausgewertet, d.h.

Festigkeiten bestimmt, so erhält man – wenn ähnliche Verhältnisse wie bei den Versuchen vorliegen – wirklichkeitsgetreue Rechenergebnisse.

Das Tragverhalten und demzufolge die Auslegungsrechnung sind bei Niet und Schraube unterschiedlich. Schrauben werden üblicherweise vorgespannt, die Füge­teile dadurch geklemmt und Belastung der Fügung über Kraftschluss, d.h. über Reibung übertragen. Bei Nietverbindungen von Laminaten wird die Klemmkraft meist vernachlässigt; man geht davon aus, dass keine dauerhafte Vorspannung vorliegt. Die Fügung trägt als Formschluss. Der Niet wird auf Scherung beansprucht und die Füge­teile auf Lochleibung. Letztere Annahme liegt dem folgenden Analyseverfahren zugrunde.

Die Vorauslegung einer Nietverbindung läuft in folgender Reihenfolge ab. Es wird zunächst einmal von einer einzigen Nietreihe ausgegangen:

1. Als erstes ist die zu übertragende Kraft F zu ermitteln, die auf einen Füge­teilstreifen wirkt.
2. Der Bolzendurchmesser wird gewählt.
3. Der Laminataufbau wird fixiert.
4. Die notwendigen Randabstände und Abstände der Niete zueinander sind festzu­legen.
5. Die möglichen Versagens- und Bruchformen werden einzeln überprüft:
 - Lochleibungsversagen
 - Flankenzugbruch
 - Scherbruch
 - Spaltbruch
 - Kombiniertes Scher- und Flankenzugbruch
6. Bei nicht ausreichender Tragfähigkeit der Fügung ist iterativ zu verbessern. Dem Faserverbund-Konstrukteur stehen vier prinzipielle Verbesserungsmög­lichkeiten zur Verfügung:
 - Den Bolzendurchmesser, bzw. die Bolzenanzahl zu ändern,
 - die Wanddicke zu vergrößern – in allen Dimensionierungsformeln findet sich die Wanddicke t ,
 - mit einem anderen Aufbau die Laminatfestigkeiten zu steigern,
 - oder auf eine mehrreihige Nietung überzugehen.

22.2.1 Festlegung und Überprüfung des Bolzendurchmessers

Der Nietdurchmesser wird in allen Dimensionierungsgleichungen benötigt. Als Faustregel gilt: Der Durchmesser sollte der Füge­teildicke entsprechen. Ist das La­minat jedoch dünner als 6 mm, so sollte der Niet tendenziell dicker als die Füge­teildicke sein. Selbstverständlich kann man den Nietdurchmesser nicht beliebig wählen, sondern muss sich an die lieferbaren Abmessungen halten.

Überschlägig überprüft man Scherversagen. Die Tragkraft bei Nietversagen F_{ult} (ult = ultimate) errechnet sich zu:

$$F_{ult} = R_s \cdot \frac{d^2 \cdot \pi}{4} \cdot i \quad (22.1)$$

i = Anzahl der Schnitte

R_s = Scher-Fließgrenze; entweder lt. Herstellerangabe oder nach Festigkeits-hypothese aus der Zug-Streckgrenze R_e des Werkstoffs:

$$R_s = \frac{R_e}{\sqrt{3}}$$

Die Nietfestigkeit ist bei FKV-Fügungen meist unproblematisch, da metallene Niete über höhere Festigkeiten verfügen, als das Laminat. Bei nicht ausreichender Nietfestigkeit – der in Realität neben der Scherkraft auch auf Biegung belastet ist – ist lt. Gl. 22.1 die Vergrößerung des Nietdurchmessers besonders wirksam, da dieser quadratisch eingeht. Möglich ist auch die Verwendung höherfester Bolzenwerkstoffe, einer größeren Anzahl von Bolzen oder die Erhöhung der Schnittigkeit.

22.2.2 Festlegen der Randabstände

Für Nietverbindungen sind insbesondere Flugzeugbaulaminat gut geeignet. Günstig sind folgende Schichtdickenverhältnisse: 50% Anteil 0° ; 10% Anteil 90° und 40% Anteil $\pm 45^\circ$. Dimensioniert wird auf Lochleibungsversagen. Beim Lochleibungsversagen weitet sich die Bohrung lediglich auf, es erfolgt jedoch kein Trennbruch. Alle anderen Versagensformen führen dazu, dass die Fügung in die einzelnen Fügeile zerfällt, also *kein* fail safe-Verhalten gegeben ist. Sie sind daher unbedingt zu vermeiden. Hält man die in Abb. 22.2 dargestellten, experimentell ermittelten Randabstände als Minimalwerte ein, so ist Lochleibungsversagen zu erwarten. Werden andere Laminattypen gefügt, so sind die entsprechenden Randabstände vorab experimentell zu bestimmen.

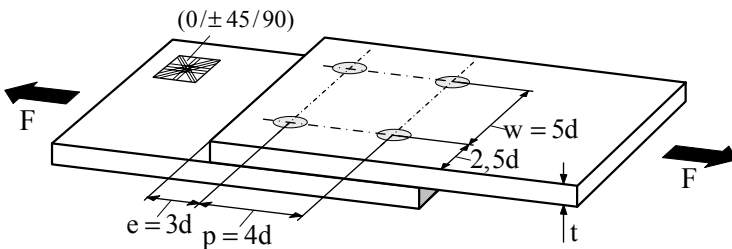


Abb. 22.2. Empfohlene minimale Rand- und Nietabstände, bezogen auf den Nietdurchmesser d . Die Werte gelten nur für ein Flugzeugbaulaminat mit etwa folgenden Schichtanteilen $(0/\pm 45/90)(50\%/40\%/10\%)$

- Abb. 22.3 zeigt die Ergebnisse von Versuchen, bei denen der besonders wichtige relative Randabstand e/d variiert wurde. Die starke Änderung des Kurven-

verlaufs bei $e/d \approx 2$ deutet darauf hin, dass sich das Versagensgeschehen grundlegend geändert hat. Ab hier erreicht man die höchste Fügeiteilbelastbarkeit; es findet Lochleibungsversagen statt. Auch mit größer werdendem e/d -Verhältnis lässt sich die Lochleibungsfestigkeit nicht mehr steigern. Konservativ wählt man bei FKV ein Verhältnis $e/d \geq 3$, bei Stahl und Aluminium meist $e/d \geq 2$.

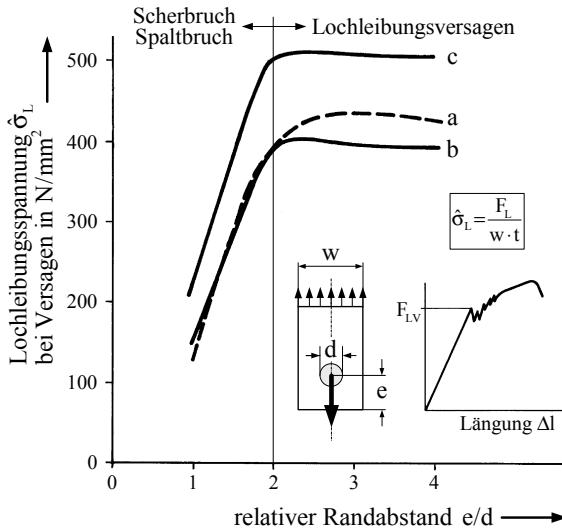


Abb. 22.3. Zum minimal notwendigen rel. Randabstand (nach [22.10]). Der Umschlag des Versagensmodus bei zu kleinem Randabstand ist offensichtlich. Bolzendurchmesser immer $d = 4$ mm. Den Kurven b und c liegt der gleiche Laminataufbau zugrunde; man erkennt die höhere Lochleibungsfestigkeit der C-HT-Faser im Vergleich zur C-HM-Faser

- a ($0^{C-HM} / \pm 45^G / 90^{C-HM}$) (5/6/1);
- b ($0^{C-HM} / \pm 45^{C-HM} / \pm 45^G / 90^{C-HM}$) (5/4/1/1);
- c ($0^{C-HT} / \pm 45^{C-HT} / \pm 45^G / 90^{C-HT}$) (5/4/1/1).

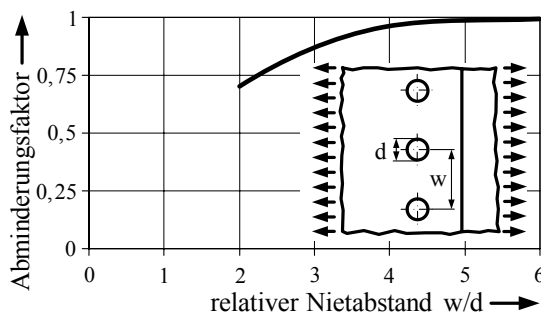


Abb. 22.4. Abminderung der übertragbaren Kraft, wenn das Breitenverhältnis w/d des Fügeiteilstreifens, bzw. der rel. Bohrungsabstand kleiner 5 bis 6 ist.

- Die Breite w eines für einen einzelnen Niet vorgesehenen Fügeilstreifens – dies ist gleichbedeutend mit dem seitlichen Abstand der Niete einer Reihe – ist als nächstes festzulegen. Als Faustregel gilt ein rel. Nietabstand von $w/d \geq 5$. Bei zu eng gesetzten Abständen überlappen sich die Spannungsüberhöhungen in der Nähe der Bohrungen; sie sind noch nicht ausreichend stark abgeklungen. Der Restquerschnitt versagt dann früher. Setzt man die Niete enger, so sind die übertragbaren Kräfte nach Abb. 22.4 abzumindern.
- Müssen bei besonders hohen Lasten mehrere Nietreihen hintereinander angeordnet werden, so wird ein Abstandsverhältnis (bolt pitch) $p/d \geq 4$ empfohlen.

22.2.3 Überprüfen der Lochleibungsfestigkeit

Die Lochleibungskraft F_L stellt eine Druckbelastung $\hat{\sigma}_L$ des Bohrungsrandes dar (Abb. 22.5). Lochleibungsversagen (bearing failure) hat unterschiedliche Erscheinungsformen: Zum einen treten Risse in Form von Zfb und Delaminationen vor dem Niet auf, man findet aber auch Schubknicken der in Lastrichtung liegenden Fasern. Gleichzeitig weitet sich die Bohrung auf.

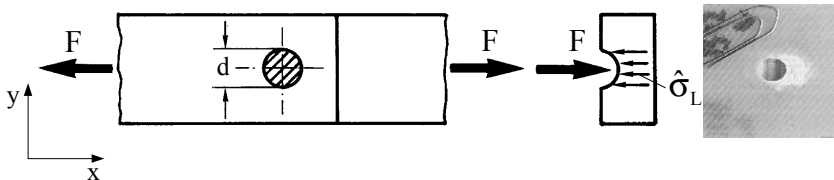


Abb. 22.5. Die Nietkraft beansprucht den Bohrungsrand auf Flächenpressung = Lochleibung $\hat{\sigma}_L$. Lochleibungsversagen ist an der Bohrungsaufweitung und den Zwischenfaserbrüchen – bei GFK als Weißfärbung – zu erkennen

FKV verhalten sich bei Erreichen der Lochleibungsfestigkeit (bearing strength) ähnlich einem elastisch-plastischen Metallwerkstoff. Während letzterer hohe Spannungsspitzen durch örtliches plastisches Fließen abbaut, reduzieren FKV die lokale Steifigkeit durch Zfb und Delaminationen. Die Spannungsspitzen werden dadurch abgebaut und die Beanspruchung weitläufig umgelagert; das Versagen kann als gutmütig bezeichnet werden.

Die Kraft bei Bruch F_{ult} ergibt sich aus

$$F_{ult} = \hat{R}_L \cdot d \cdot t \quad (22.2)$$

$\hat{R}_L$ = Lochleibungsfestigkeit des schwächeren, zuerst versagenden Laminats;

sie ist Versuchsergebnissen zu entnehmen

t = Dicke des zugehörigen Fügeteils

Tritt Lochleibungsversagen zu früh auf, so können folgende Verbesserungsmaßnahmen ergriffen werden:

- *Dimensionsänderungen*, wie Vergrößern des Bolzendurchmessers und/oder Erhöhen der Wanddicke, evtl. durch Doppler
- *gezielte Laminatgestaltung*. Die Lochleibungsfestigkeit $\hat{R}_L$ ist in erster Linie eine Druckfestigkeit! Sie steigt mit der Anzahl der 0° -orientierten Fasern. Aufgrund ihrer hohen Steifigkeit übernehmen diese in Richtung des Lochleibungsdrucks liegenden Fasern den Druck als σ_1 -Spannung. Dieser Umstand ist insofern günstig, da zu dieser Beanspruchung auch eine sehr hohe Festigkeit gehört. Aufgrund der kreiszylindrischen Bolzenform sind Belastungen und tragende Fasern ideal nur im Scheitelmittelpunkt des Bolzens gleich gerichtet. Die Kreisform des Bolzens führt dazu, dass vom Bolzen auch Kraftkomponenten schräg zur Belastungsrichtung auf das Laminat wirken. Sie üben eine Spaltwirkung aus (s. Versagensform „Spalten“). Daher ist ein zu hoher 0° -Anteil nicht sinnvoll. Um ein Aufspalten einer in Lastrichtung orientierten 0° -Anordnung zu unterbinden, sind querliegende Fasern, beispielsweise mit 90° oder $\pm 45^\circ$ hinzuzufügen.

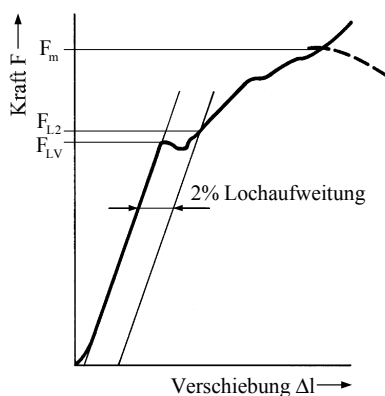


Abb. 22.6. Bestimmung der Lochleibungsfestigkeit [22.31]: Meist wird eine Lochaufweitung von 2% als Lochleibungsfestigkeit definiert. Sie ergibt sich, indem man eine Parallele zum anfänglichen Last-Weg-Verlauf zieht. F_{LV} = Kraft bei Beginn der Lochaufweitung; F_{L2} = Kraft bei 2% Lochaufweitung (offset strength); F_m = maximal erreichte Kraft (ultimate strength)

Die *Gutmütigkeit* des Lochleibungsversagens besteht einerseits darin, dass keine Füge-teil-Trennung stattfindet und andererseits, dass die Lochaufweitung der Bohrung gut beobachtbar ist, unter anderem auch im Kraft-Verformungsdiagramm (Abb. 22.6). Daher eignet sich eine Bolzenfü-gung auch als Konstruktionselement, mit dem sich hohe *Schlagenergien* vernichten lassen, indem die Bolzen über eine längere Strecke durch das Laminat gezogen werden (Abb. 22.7).

Aufgrund der Gutmütigkeit des Versagensverhaltens sollte auf Lochleibung dimensioniert werden; d.h. alle anderen Versagensformen sind konstruktiv auszuschließen.

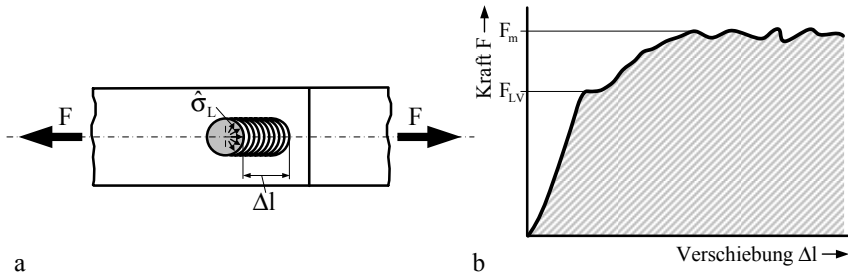


Abb. 22.7. Vernichtung von kinetischer Energie, indem ein Bolzen durch ein Laminat gezogen wird. Der Energiebetrag entspricht der Fläche unter dem Last-Verformungsdiagramm. Mit der zunehmenden Ovalisierung der Bohrung verkleinert sich der Randabstand, sodass Lochleibungsversagen schließlich final als Scherversagen endet.

Die im Folgenden beschriebenen Versagensfälle treten nicht auf und müssen daher auch nicht überprüft werden, wenn die empfohlenen Randabstände eingehalten werden, und man sicher mit Lochleibungsversagen rechnen kann.

22.2.4 Überprüfen auf Flankenzugbruch

Flankenzugbrüche (tension failure) (Abb. 22.8) werden durch *zwei* Umstände begünstigt: einerseits durch die Reduzierung des Nettoquerschnitts durch die Bohrung, andererseits durch die Spannungsüberhöhung am Bohrungsrand. Sie drückt sich im Formfaktor $\alpha_K = \sigma_{\max} / \sigma_{\text{netto}}$ aus; er hängt vom Orthotropiegrad ($\hat{E}_x / \hat{E}_y$) eines Laminats ab.

Die Bruchkraft bei Flankenzugbruch errechnet sich aus:

$$F_{\text{ult}} = \hat{R}_x^+ \cdot (w - d) \cdot t \quad (22.3)$$

$\hat{R}_x^+$ = Zugfestigkeit des gebohrten, schwächeren Laminats in x-Richtung.

Schwächer heißt, dass ein Fügeile entweder eine geringere Dicke und/oder einen Laminataufbau geringerer Festigkeit hat

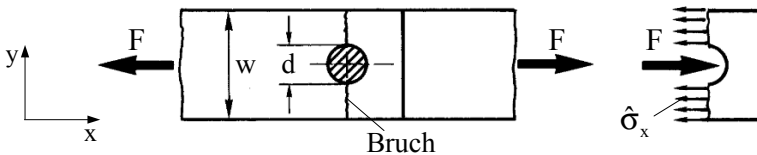


Abb. 22.8. Die Bolzenkraft erzeugt an der Bohrungsflanke im Laminat eine gemittelte Schnitt-Zugspannung $\hat{\sigma}_x$

Wie man sieht, wird bei der überschlägigen Überprüfung nach Gl. 22.3 der Einfluss der lokalen Spannungsüberhöhung – repräsentiert durch α_K – nicht explizit

einbezogen. Werden Versuchsergebnisse entsprechend Gl. 22.3 ausgewertet, so findet die lokale Spannungsverteilung jedoch ihre Berücksichtigung im aus dem Versuch ermittelten Festigkeitswert $\hat{R}_x^+$. Dieser Festigkeitswert wird ermittelt, indem man die Probenbreite soweit verringert, dass gerade Flankenbruch und nicht Lochleibungsversagen auftritt.

Flankenbruch lässt sich durch folgende konstruktive Maßnahmen vermeiden:

- durch *Dimensionsänderungen*, wie Vergrößerung des seitlichen Bohrungsabstandes w und/oder Vergrößerung der Wanddicke durch Doppler. Als Anhaltswert gilt für die Breite w – d.h. der Abstand zweier Bolzen $w \geq 5 \cdot d$.
- mittels gezielter *Laminatgestaltung*, wie Reduktion des Formfaktors durch Änderung des Orthotropiegrads und/oder Erhöhung der Festigkeit in x -Richtung $\hat{R}_x$ durch höhere 0° -Faseranteile in der Fügungs-Längsrichtung. Letztere Maßnahme erhöht jedoch auch den Orthotropiegrad und damit den Formfaktor α_K des Laminats.

22.2.5 Überprüfen auf Scherbruch

Scherbruch (shearout failure) entsteht durch einen zu geringen Randabstand e des Bolzens (Abb. 22.9) oder aber infolge eines Laminataufbaus mit sehr geringer Schubfestigkeit in x -Richtung. Dieser wäre beispielsweise bei einer ausschließlichen unidirektionalen Faseranordnung in Belastungsrichtung gegeben. Die Bruchlast folgt aus:

$$F_{\text{ult}} = \hat{R}_{xy} \cdot 2e \cdot t \quad (22.4)$$

$\hat{R}_{xy}$ = Schubfestigkeit des schwächeren Laminats in der x - y -Ebene

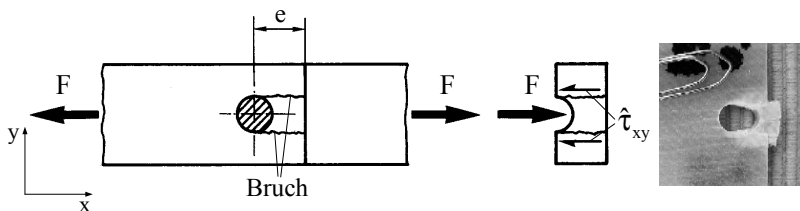


Abb. 22.9. Die Bolzenkraft erzeugt auf den Schnitten von der Bohrungsflanke zum Füge-teilrand eine mittlere Schnitt-Schubspannung $\hat{\tau}_{xy}$, die einen Scherbruch bewirkt

Scherbruch lässt sich durch zweierlei Maßnahmen verhindern:

- durch eine belastungsgerechte *Dimensionierung*, d.h. Vergrößerung des Randabstands e und/oder Vergrößern der Füge-teildicken. Für den minimalen Randabstand gilt: $e \geq 3d$! Der Faktor 3 beinhaltet meist auch schon einen Sicherheitszuschlag (Abb. 22.3). Dieser Wert, sowie die Scherfestigkeit $\hat{R}_{xy}$ lassen

sich leicht versuchstechnisch finden, indem der Randabstand so weit eingekürzt wird, bis die interessierende Versagensform eintritt. In der endgültigen Fügung sollte man den Abstand e dann mit einem ausreichenden Sicherheitszuschlag gegenüber dem Versuchsergebnis festlegen.

- Ebenso ist ein belastungsgerechter *Laminataufbau* zu wählen. Ein zu hoher 0° -Faseranteil begünstigt Scherversagen. In diesem Fall nützt es auch nichts, den Randabstand e zu vergrößern, da die Scherspannung ungleichförmig über der Länge e verteilt ist, mit einer Spannungsspitze an der Bohrungsflanke. Gegen zu hohe Scher- oder Schubbelastung ist ein Teil des Laminats als Schublaminat, z.B. mit $\pm 45^\circ$ auszuführen. Diese Schichten erhöhen die Scherfestigkeit $\hat{R}_{xy}$ und senken gleichzeitig den Formfaktor und damit die Spannungsüberhöhung am Bohrungsrand.

22.2.6 Überprüfen auf Spalten

Ein Aufspalten des Laminats (cleavage) hat seine Ursache in einer zu geringen Festigkeit quer zur Lastrichtung, hier also y -Richtung. Besonders anfällig für diese Versagensform ist also eine ausschließliche 0° -Faserausrichtung in x -Richtung. Ein Presssitz des Bolzens ist ebenfalls nachteilig, da er auf den Lochrand als Innendruck wirkt und die Spalttendenz unterstützt.

Die Bruchkraft errechnet sich überschlägig aus:

$$F_{\text{ult}} = \hat{R}_y^+ \cdot \left(e - \frac{d}{2}\right) \cdot t \quad (22.5)$$

$\hat{R}_y^+$ = Zugfestigkeit des schwächeren Fügeteils in Quer- also y -Richtung

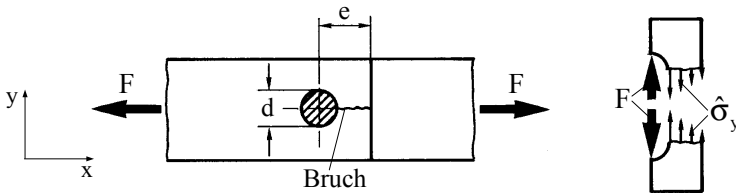


Abb. 22.10. Die Bolzenkraft erzeugt auf dem Schnitt vom Bohrungsscheitel zum Fügeteilrand Schnitt-Normalspannungen $\hat{\sigma}_y$, die einen Spaltbruch bewirken

Empfehlenswerte Abhilfemaßnahmen gegen Spalten mit anschließendem Durchziehen des Bolzens sind folgende konstruktive Maßnahmen:

- Vergrößern der *Dimensionen*, d.h. des Randabstands e und der Wanddicke t . Diese Maßnahmen nützen jedoch wenig, wenn ausschließlich eine 0° -Schicht vorliegt.
- Im Hinblick auf das *Laminat* lässt sich die Festigkeit $\hat{R}_y^+$ durch Einfüttern von Fasern in y -Richtung, also unter 90° oder aber unter $\pm 45^\circ$ steigern. Diese Maß-

nahme gegen das Aufspalten des Laminats korrespondiert also mit der Maßnahme gegen den Versagenstyp Scherbruch.

22.2.7 Kombiniertes Scher- und Flankenzugbruch

Diese Versagensform setzt sich aus den beiden oben genannten Formen zusammen (cleavage-tension). Die Verbesserungsmaßnahmen ergeben sich analog zu den Fällen, aus denen sich dieses kombinierte Versagen zusammensetzt. Die Kraft bei Versagen lässt sich aus den Gln. 22.3 und 22.5 kombinieren:

$$F_{\text{ult}} = \hat{R}_x^+ \cdot \frac{1}{2} (w - d) \cdot t + \hat{R}_{xy} \cdot \left(e - \frac{d}{2}\right) \cdot t \quad (22.6)$$

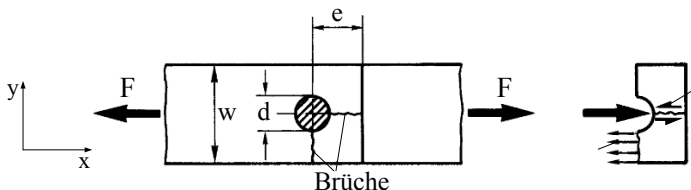


Abb. 22.11. Die Bolzenkraft erzeugt auf dem Schnitt vom Bohrungsscheitel zum Fügepartienrand eine mittlere Schnitt-Schubspannung $\hat{\tau}_{xy}$ sowie auf dem Schnitt an der Bohrungsflanke eine mittlere Schnitt-Normalspannungen $\hat{\sigma}_y$. Es tritt ein kombinierter Scher-Flankenzugbruch auf

22.2.8 Überlagerung aller auf mögliche Versagensformen abgestimmten Faserorientierungen

Als Quintessenz der im Rahmen der Übersichtsbeziehungen vorgeschlagenen Maßnahmen gegen zu niedrige Festigkeit einer Bolzenverbindung ist festzuhalten:

- Ziel muss es sein, die Bolzenverbindung so zu gestalten, dass möglichst kein vollständiger Bruch der Fügung auftritt. Daher müssen alle Versagensformen oberhalb des Überschreitens der Lochleibungsfestigkeit liegen. Sie ist im Vergleich zu den anderen Versagensarten gutmütig und weist die höchste Arbeitsaufnahme auf. Neben einer Wanddickenanpassung empfiehlt sich insbesondere ein Laminataufbau mit Faserrichtungen, die in 0° und $\pm 45^\circ$ orientiert sind. Die 0° -Fasern dienen zur Aufnahme des Lochleibungsdrucks und die $\pm 45^\circ$ -Fasern sind universell gegen andere Versagensformen wirksam, insbesondere zur Verhinderung von Abscheren und Aufspalten (Abb. 22.12).
- Der optimale Anteil der 0° -Faserorientierung liegt, Versuchen zufolge, bei etwa 50% (Abb. 22.13). Bei zu niedrigem $\pm 45^\circ$ -Anteil besteht nach wie vor die Gefahr der Spaltung, bei zu hohem $\pm 45^\circ$ -Anteil sinkt die Druckfestigkeit unzulässig.

sig stark ab. Häufig wird ein Teil der $\pm 45^\circ$ -Schichten durch 90° ersetzt. Ein typischer Laminataufbau ist $(0/\pm 45/90)(50\%/40\%/10\%)$.

- Liegt kein Flugzeugbaulaminat vor, so ist von deutlich geringeren Festigkeitswerten auszugehen. Es wird empfohlen, ein solches Laminat lokal im Nietbereich durch Faserorientierungen so zu ergänzen, das es einem FBL nahe kommt.

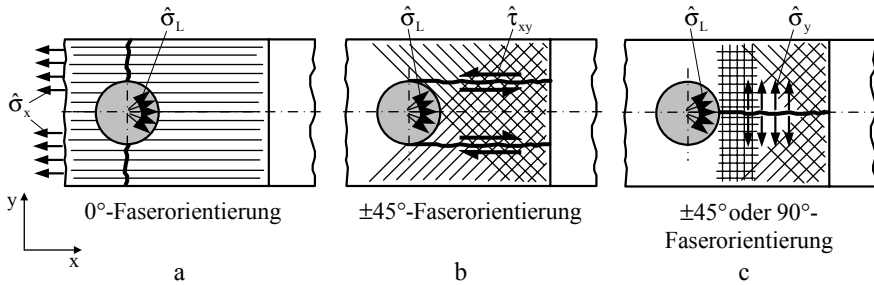


Abb. 22.12. Überlagerung aller auf einzelne Versagensfälle angepassten Faserorientierungen **a** 0° -Faserorientierung für Lochleibungsfestigkeiten und gegen Flankenzugbruch **b** $\pm 45^\circ$ -Faserorientierung gegen Scherbruch **c** $\pm 45^\circ$ oder 90° -Faserorientierung gegen Spaltbruch

Es sei darauf hingewiesen, dass bislang in erster Linie die statische Beanspruchbarkeit andiskutiert wurde. Die Tatsache, dass die meisten Bolzenverbindungen schwingend beansprucht oder aber auch mit hoher ruhender Last beansprucht werden (Zeitfestigkeit und Zeitstandfestigkeit), kompliziert die Auslegung.

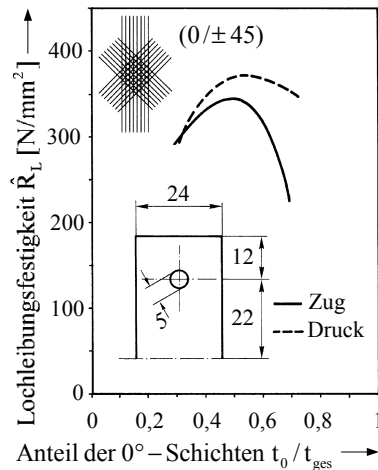


Abb. 22.13. Optimaler Anteil der 0° -Faserichtung an einem $(0/\pm 45)$ -Laminat, um eine maximale Lochleibungsfestigkeit $\hat{R}_L$ des Laminats zu erzielen (nach [22.2])

22.3 Feindimensionierung der Bolzenverbindung

Bei ausreichender Erfahrung und wenn die auszulegenden Fügungen den Probekörpern der Festigkeitsversuche ähnlich sind – beispielsweise bzgl. des Laminaufbaus und Bolzendurchmessers – reichen die obigen Überschlagsformeln zur Dimensionierung aus. Man sollte sich bei der überschlägigen Handrechnung bewusst sein, dass man von idealisierten Annahmen ausgeht. Beispielsweise lässt sich das Modell eines über dem Bohrungsdurchmesser konstanten Lochleibungsdrucks allenfalls für starre Fügeteile und einen starren Bolzen annehmen. In der Realität haben die Komponenten endliche Steifigkeiten; sie verformen sich, was wiederum ungleichförmige Spannungsverteilungen mit hohen Spannungsspitzen in der Fügung zur Folge hat (Abb. 22.14). Die tatsächlich auftretenden inhomogenen Spannungsverläufe machen eine detaillierte Analyse sehr komplex. Die dazu verwendeten Methoden geben jedoch einen guten Einblick in die tatsächliche Beanspruchung. Üblicherweise werden entweder geschlossene Ansätze mit Hilfe von Spannungsfunktionen versucht oder aber die FE-Methode – sowohl zwei- als auch dreidimensional – angewendet. Die grundlegenden Untersuchungen werden meist an einem einzigen Bolzen durchgeführt. Einen Überblick über die verschiedenen Vorgehensweisen gibt [22.22].

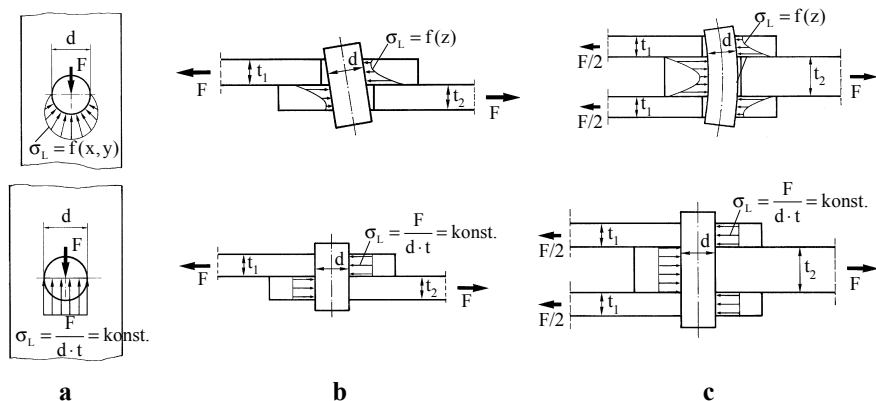


Abb. 22.14. Qualitativer Vergleich zwischen realen und modellhaft angenommenen Verhältnissen einer Nietverbindung. Man erkennt die lokalen Spannungsspitzen **a** realer elastischer (oben) und modellhaft (unten) angenommener Lochleibungsdruck in der Fügungsebene **b** realer, elastischer (oben) und modellhaft (unten) angenommener Lochleibungsdruck über der Dicke einer einschnittigen Überlappung **c** realer, elastischer (oben) und modellhaft (unten) angenommener Lochleibungsdruck über der Dicke einer zweischnittigen Überlappung

Bei der geschlossenen analytischen Ermittlung der Spannungsverteilung zerlegt man das Problem in zwei Teilmodelle, deren Spannungsverläufe sich überlagern: In eine (meist) zugbelastete Scheibe mit nicht ausgefülltem Loch und in eine Bohrung in einer Scheibe, deren Rand durch den Leibungsdruck des Bolzens belastet

wird. Die Spannungsverteilung um ein Loch in einer Scheibe wurde für *orthotrope* Werkstoffe von *Lekhnitskii* gelöst [22.19]. Folgende Einflussgrößen werden in der Literatur diskutiert:

- die Randabstände, bezogen auf den Bolzendurchmesser: w/d und e/d
- die Bolzensteifigkeit
- die Reibung zwischen Bolzen und Lochrand
- das Passungsunter- bzw. übermaß des Bolzens
- der Laminataufbau, gegliedert nach Faserorientierungen und Schichtreihenfolge
- Abweichungen von der Lastrichtung
- nichtlineares Werkstoffverhalten
- Bildung von Zwischenfaserbrüchen und Delaminationen
- benachbarte Bolzen, also Bolzenreihen
- die Schnittigkeit

Real unterschätzt die Modellannahme des starren Bolzens die Gefahr von Lochleibungsversagen, da sie die ungleichförmige Druckspannungsverteilung über der Fügeteildicke nicht berücksichtigt. Lokal wird, wie Abb. 22.14 zeigt, durch die Bolzenbiegung und seine Schiefstellung die Flächenpressung an den Fügeteilrändern besonders hoch. Die ungleichförmige Verteilung des Leibungsdrucks erzeugt im Laminat interlaminare Schubspannungen. Es entstehen frühzeitige Delaminationen. Die so entstandenen Schichten sind dünn und die Fasern knicken unter dem Lochleibungsdruck aus (Abb. 22.15).

Die Schiefstellung des Bolzens wird durch große Bohrungsübermaße, insbesondere aber durch ein Verschieben der Fügeteile zueinander gefördert. Letzteres lässt sich durch erhöhte Vorspannkräfte der Bolzenverbindung und damit erhöhte Reibung unterbinden. Die Verhältnisse lassen sich auch dadurch verbessern, dass die Verbindung nicht ein-, sondern zweischnittig ausgeführt wird.

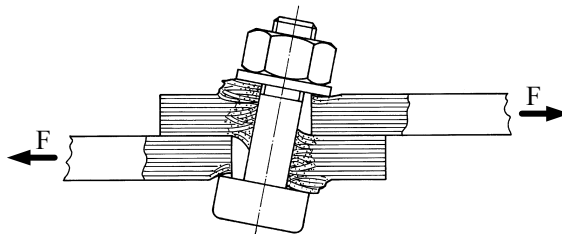


Abb. 22.15. Zerstörung der Laminats in Folge der durch die Schiefstellung des Bolzens lokalen Lochleibung (nach [22.17])

Aus dem bisher Dargestellten ist ableitbar, dass der Aufwand für eine exakte theoretische Analyse einer Bolzenkrafteinleitung recht groß sein kann, jedoch immer eine gewisse Unsicherheit bleibt. Letzte Gewissheit über die Tragfähigkeit einer Bolzenverbindung – d.h. den Laminataufbau, die Schnittigkeit usw. – vermittelt nur das Experiment. Eine experimentelle Überprüfung von mit Bolzen gestalteten Krafteinleitungen wird angeraten.

Die Untersuchungen verschiedener Einflüsse an zweischnittigen Nietverbindungen ergab [22.18]:

- Bei etwa konstantem Verhältnis Laminatdicke/Bolzendurchmesser zeigen dickere Lamine tendenziell höhere Lochleibungsfestigkeiten als dünne Lamine.
- Abweichungen der Belastungsrichtung von bis zu $\pm 30^\circ$ zur 0° -Faserichtung des Laminats ($0/\pm 45/90$) ändert die Lochleibungsfestigkeit kaum.
- Die Lochleibungsfestigkeit – d.h. die 2%-Lochaufweitung – ist temperaturabhängig. Sie fällt in grober Näherung linear von sehr hohen Werten bei Minusgraden auf deutlich erniedrigte Werte bei hohen Temperaturen ab. Gemessen wurde, dass von 23°C auf 123°C die Festigkeit auf etwa 65% des Werts bei 23°C abnahm.
- Es wurde kein Einfluss des Bolzendurchmessers auf die Lochleibungsfestigkeit festgestellt.
- Bei der Passungsauswahl sind Übergangspassungen – z.B. H7/j6 – gegenüber Spielpassungen zu bevorzugen. Es wurden bis zu 20% höhere Lochleibungsfestigkeiten gemessen.

22.4 Steigerung der Belastungsfähigkeit durch Anpressdruck auf die Fügeteile

Schraubverbindungen oder Schließringbolzen werden nicht wie die meisten Nietverbindungen auf Lochleibung ausgelegt, sondern auf hohe axiale Anpresskräfte. Es wird ein weiterer Tragmechanismus wirksam: Der Kraftfluss wird auch über Reibung übertragen. Dadurch ergeben sich zusätzliche *Vorteile*:

- Die seitliche Stützung durch die Anpresskräfte bewirkt, dass die äußeren Kräfte über Reibung in die meist steiferen Unterlegscheiben eingeleitet und um die Bohrung herum geführt wird (Abb. 22.17). Der rissgefährdete Bohrungsrand wird dadurch stark entlastet. Der Bereich lässt sich als Mehrschichtenverbund interpretieren, dem am Rand zwei hochsteife Schichten hinzugefügt wurden.
- Ein Kippen des Bolzens und damit eine lokale Pressung des Laminats an den Bohrungsändern werden vermieden.

Vielfach ist weder von einer alleinigen Reibungsübertragung noch von einer ausschließlichen Lochleibungsfügung auszugehen. Der Anpressdruck kann nur zusätzlich genutzt werden. Problematisch ist häufig, dass die Anpresskraft nicht exakt bestimmbar ist. Die max. ertragbare Lochleibungskraft wird durch den Reibanteil erhöht und ergibt sich zu:

$$F_{\text{ult}} = \hat{R}_L \cdot (d \cdot t) + \mu_0 \cdot F_V \quad (22.7)$$

F_V = axiale Vorspannkraft des Bolzens

μ_0 = Haftungskoeffizient; (St/FKV: $\mu_0 \approx 0,1 \div 0,2$)

Abb. 22.16 zeigt den nahezu linearen Zusammenhang zwischen dem Anzugsmoment und der zusätzlich durch Reibung übertragbaren Last. Zur genaueren Bestimmung der Schrauben-Vorspannkraft F_V , z.B. in Abhängigkeit des Anziehdrehmoments, sei auf die Arbeiten von Schrauben-Herstellern verwiesen (z.B. [22.13]).

Kann man allerdings nicht sicherstellen, dass die Vorspannkraft trotz Kriech- und Relaxationsvorgängen in ausreichender Höhe auch langfristig erhalten bleiben, so ist konservativ vorgehen und die Fügung ist ausschließlich auf Scherung zu dimensionieren. Die Laststeigerungsmöglichkeit durch Reibung bleibt unberücksichtigt.

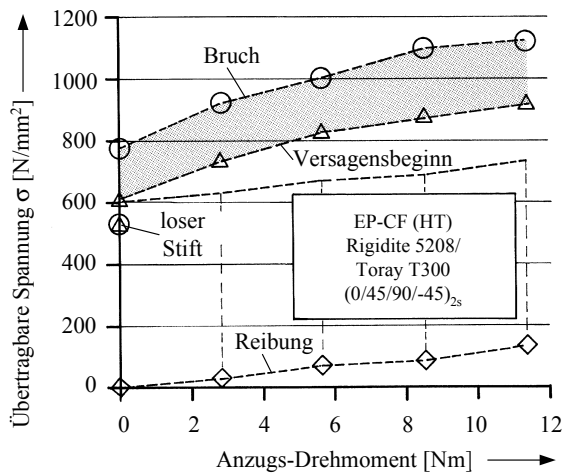


Abb. 22.16. Erhöhung der übertragbaren Lochleibungs-Spannung eines einzelnen Bolzens durch zusätzlichen axialen Anpressdruck, d.h. durch Reibung (nach [22.3])

22.5 Maßnahmen zur Erhöhung der Belastbarkeit von Bolzenverbindungen

Es ist unbedingt zu versuchen, mit den Festigkeitswerten des gegebenen Laminats auszukommen. Um Mehrkosten zu vermeiden, sollte man nur im „Notfall“ Sondermaßnahmen zur Festigkeitssteigerung einer Niet- oder Schraubenverbindung ergreifen. Einige konstruktive Ansätze seien hier aufgeführt:

- Eine wirkungsvolle, unbedingt zu empfehlende Maßnahme ist es, die *Nietbohrungen seitlich zu stützen*. Dazu eignen sich Unterlegscheiben mit großem Durchmesser oder auch spezielle, große Nietköpfe. Vorteilhaft ist zudem, dass

das Laminat an den hoch beanspruchten Lochrändern entlastet wird. Die Kräfte laufen vermehrt über die steifen Unterlegscheiben.

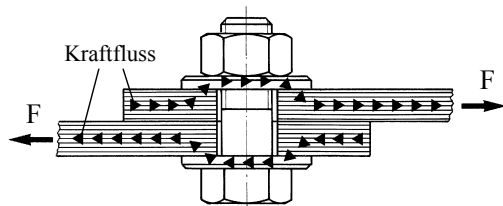


Abb. 22.17. „Nebenschlusswirkung“ von Unterlegscheiben (washers) in einer Bolzenverbindung mit hohen Klemmkraften

- Setzt man die Nieten in Kleber, so vergleichmäßigt sich der Lochleibungsdruck. Beim Bohren erzeugte mikroskopische Zfb am Bohrungsrand werden „geheilt“ und die Bohrung gegen das Eindringen von Feuchtigkeit abgedichtet.
- Um die Fasern nicht zu schneiden, kann man die Löcher vor dem Aushärten des Laminats stechen, d.h. die Fasern etwas verdrängen und umleiten (moulded-in holes) (Abb. 22.18). Der Nettoquerschnitt der Fügeteile wird – die Fasermenge betreffend – nicht verringert. Damit vermeidet man, dass schon frühzeitig Schubrisse von den Rändern der Bohrung in Belastungsrichtung laufen. Insbesondere die Schwingfestigkeit einer Bolzenverbindung lässt sich auf diese Weise steigern.

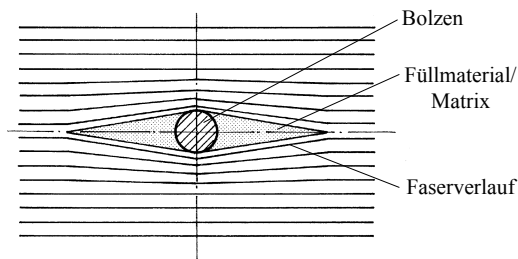


Abb. 22.18. Vor dem Aushärten angeformtes Nietloch (nach [22.20, 22.21])

Bei Laminaten mit duroplastischer Matrix ist es jedoch aufwändig, die Löcher während des gesamten Fertigungsprozesses in den Formwerkzeugen aufrecht zu erhalten. Bei thermoplastischer Matrix besteht hingegen die Möglichkeit, die Löcher nachträglich, nachdem das Bauteil erstellt wurde, zu stechen. Dazu ist ein etwas größerer Bereich um das spätere Loch oberhalb der Schmelztemperatur der Matrix zu erwärmen. Anschließend kann mit einem spitzen Bolzen – unter Benutzung entsprechender Gegenhalter – das Loch gestochen werden. Das Loch sollte jedoch später mit dem Bolzen oder der Hülse vollständig gefüllt

sein, da sich die umgelenkten Fasern unter Last gerade ziehen wollen und an den seitlichen Flanken infolge von Aufziehspannungen Querkzugversagen des Laminats auftritt.

- Denkbar, aber aufwändig ist die Methode, *vorfabrizierte Stützelemente* einzulaminieren. Wie Abb. 22.19 zeigt, wurden verschiedene Konzepte näher untersucht. „Schleifen- und Yoyo-Lösung“ bilden im Prinzip einen Schlaufenanschluss nach. Hiermit lässt sich der lineare Anteil des Kraft/Verformungsverhaltens etwas steigern. Die Lochleibungsfestigkeit $\hat{R}_L$ wird hingegen kaum verbessert. Besonders wirkungsvoll in dieser Hinsicht ist das Drapieren von Schichten mit sternförmiger Orientierung. Zusätzliche $\pm 45^\circ$ -Schichten haben eine ähnliche, aber etwas geringere Wirkung, lassen sich jedoch mit weniger Aufwand umsetzen.

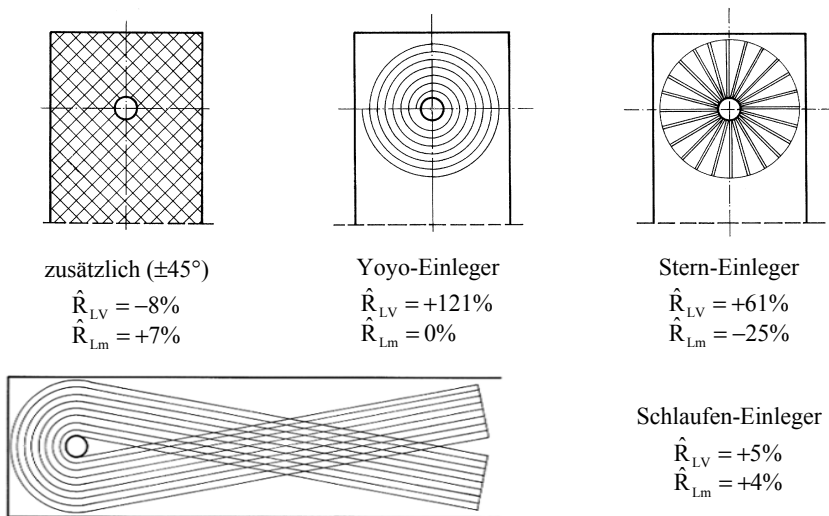


Abb. 22.19. Erhöhung der Lochleibungsfestigkeit durch Einfüttern vorfabrizierter Einlegelemente. Die Änderungen gegenüber einer Bolzenverbindung in einem $(0/90/\pm 45)$ -Laminat beziehen sich auf den Beginn des Lochleibungsversagens $\hat{R}_{LV}$ und der maximalen Lochleibungsspannung $\hat{R}_{Lm}$ (nach [22.23])

22.5.1 Einlaminieren von Metallfolien

Üblicherweise erhöht man die Belastbarkeit einer Nietverbindung, indem man lokal die Laminatdicke erhöht. Eine Alternative ist es, Metallfolien einzufüttern:

- Die besondere Idee besteht darin, nicht einfach Metallfolien dem bestehenden Laminat hinzuzufügen, sondern diejenigen Laminatschichten, die für die Nietkraftübertragung weniger wichtig sind, – beim Flugzeugbaulaminat die 90° und

$\pm 45^\circ$ -Schichten – durch Metallschichten zu *ersetzen* [22.15]. Das Laminat wird nicht aufgedickt. Dadurch werden neben der Steigerung der Lochleibungsfestigkeit Exzentrizitäten und die damit verbundenen Zusatzspannungen vermieden. (Abb. 22.20).

- Die Metallfolien werden über der Länge der Verbindung gestuft eingefügt, um einen abrupten Steifigkeitssprung zu vermeiden. Dabei geht man in folgender Reihenfolge vor: Zuerst ersetzt man lokal die „schwachen“ 90° -Schichten; wenn das nicht reicht, auch die $\pm 45^\circ$ -Schichten, evtl. sogar 0° -Schichten [22.15].
- Eingefütterte Metallfolien erfüllen zusätzlich zwei weitere wichtige Funktionen:
 - Aufgrund ihrer relativ hohen Steifigkeit übernehmen sie hohe Lastanteile und verteilen die lokalen Druckkräfte flächig in weite Laminatbereiche.
 - Sie übernehmen die Aufgabe der $\pm 45^\circ$ -Schicht – einen Scherbruch zu vermeiden – und die Aufgabe der 90° -Schicht – einen Spaltbruch auszuschließen. Schließlich bringen sie den Vorteil, Spannungsspitzen plastisch abzubauen und umzulagern.
- Um elektrolytische Korrosion auszuschließen kommen Metallfolien aus der Titanlegierung Ti6Al4V oder Stahlfolien aus dem rostfreien, austenitischen Stahl 1.4310 in Betracht (Tabelle 22.1).
- Ti-Folien sind hinsichtlich des thermischen Ausdehnungsverhaltens besonders passend.
- Je größer die Festigkeit der Folie, umso weniger Lagen müssen eingefüttert werden.

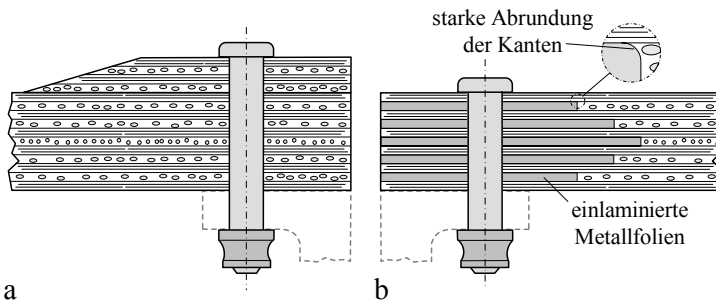


Abb. 22.20. **a** Erhöhung der Belastbarkeit der Verbindung durch konventionelles Aufdicken des Laminats **b** Erhöhung der Belastbarkeit der Fügung bei konstanter Laminatdicke durch gestuftes Einfüttern von Metallfolien

Umfangreiche Versuche erbrachten folgende Ergebnisse [22.5]:

- Für eine dauerhafte Funktionstüchtigkeit ist die sichere Verklebung der Metallfolien ausschlaggebend! Die Metallfolien wurden daher vor dem Verkleben sorgfältig oberflächenbehandelt (Tabelle 22.1). Zur Verklebung kamen keine gesonderten Metallkleber zum Einsatz, sondern die Folien wurden direkt bei der Laminatherstellung mit dem Prepregharz verklebt.

- In Vorversuchen bestätigten ILS-Versuche an Kurzbiegeproben die ausreichende Klebfestigkeit der Metall-Laminat-Verklebungen.
- Da Nietverbindungen nicht nur einachsig auf Zug, sondern auch auf Schub belastet werden, hat man Versuche sowohl in 0°- als auch quer dazu, also in 90°-Belastungsrichtung durchgeführt.
- Mit Ti-Folien – insbesondere aber mit den härtesten Stahlfolien – lassen sich die Lochleibungsfestigkeiten erheblich steigern (Abb. 22.21). Leichtbauoptimal – d.h. auf die Dichte bezogen – ergeben sich die höchsten Lochleibungsfestigkeiten bei einem Volumenanteil von 20% St-Blech.
- Wird eine bestimmte Lochleibungsfestigkeit gefordert, so benötigt man – bei dichtebezogenem Vergleich – gleiche Massen an Ti- oder St-Folien. Das heißt aber auch, dass doppelt so viele Ti-Folien eingefüttert werden müssen, die Laminatherstellung bei Ti-Folien also aufwändiger ist.
- Es ist bekannt, dass bei Nietverbindungen aus Metallblechen kleinere Nietabstände w als bei Laminaten zulässig sind. Eingefütterte Metallfolien übertragen dies auf Laminat: Die Nietabstände können verringert werden (Abb. 22.22):
 - Die Niete lassen sich enger setzen, d.h. der Leichtbau-Gütegrad der Verbindung steigt.
 - Die Überlappungslänge kann kürzer ausfallen, wenn man dadurch auf eine zweite Nietreihe verzichten kann.
- Eine Leichtbaubewertung verlangt einen dichtebezogenen Vergleich. Es zeigt sich, dass die dichtebezogene Steigerung der Lochleibungsfestigkeit im Vergleich zum ausschließlichen CFK-Laminat deutlich geringer ausfällt (Abb. 22.23).
- Versuche an 3-reihigen Nietungen führten zu dem Ergebnis, dass der optimale Metallfolienanteil auf die Anzahl der hintereinander liegenden Niete abzustimmen ist. Maximal erreichbare Zugfestigkeiten einer derartigen Verbindung zeigt Abb. 22.24.
- Ermüdungsversuche sowohl an Metall-lamellierten Laminaten als auch an ausschließlichem CFK, die mit 66% der statischen Festigkeit durchgeführt wurden, zeigten nach fünf Flugzeug-Lebenszyklen sogar eine deutliche Steigerung der statischen Bruchfestigkeit!

Tabelle 22.1. Daten der eingefütterten Metallfolien (aus [22.5])

	Ti6Al4V	rostfreier Stahl 1.4310 X10CrNi18 8
E-Modul in N/mm ²	108 000	190 000
$R_{p0,2}$ in N/mm ²	930	1581
R_m in N/mm ²	980	1612
R_L in N/mm ²	1875	2960
e in mm/mm	0,08	0,05
α_T in 10 ⁻⁶ /°C	9,3	16,4
ρ in g/cm ³	4,43	8
Oberflächen- Vorbehandlung	alkalische Reinigung und Beizen	flammenpyrolytische Abscheidung dünner Silikatschichten

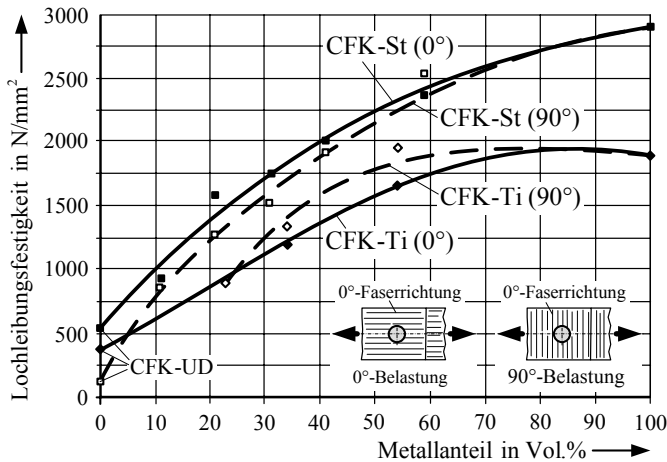


Abb. 22.21. Steigerung der Lochleibungsfestigkeit durch Einfüttern von Metallfolien. Belastet wurde in Längsrichtung (0°) und quer (90°). Man würde erwarten, dass sich die Festigkeit proportional zum Metallanteil steigern lässt. Tatsächlich ist die Verbesserung bei mittleren Metallanteilen sogar überproportional. Die verwendeten Stahlfolien sind absolut gesehen deutlich wirksamer als Ti-Folien (nach [22.5]).

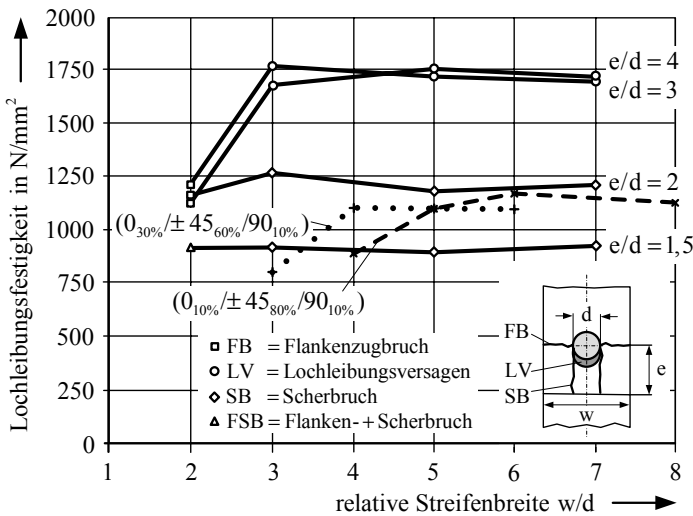


Abb. 22.22. Vergleich von ausschließlichen CFK-Laminaten mit CFK-Stahl-Schichtungen. Letztere hatten immer den Aufbau ($0^\circ/\text{St}$)(69%/31%). Die Lochleibungsfestigkeiten der ausschließlichen CFK-Lamine zeigten sich im Bereich $e/d = 2$ bis 5 vom e/d -Verhältnis unabhängig. Ergebnis: Die Streifenbreite w – dies ist gleichbedeutend mit dem Nietabstand – lässt sich durch das Einfüttern von Metallfolien reduzieren. Man kann das w/d -Verhältnis vom üblichen Wert 5 auf bis 3 abmindern (nach [22.5]).

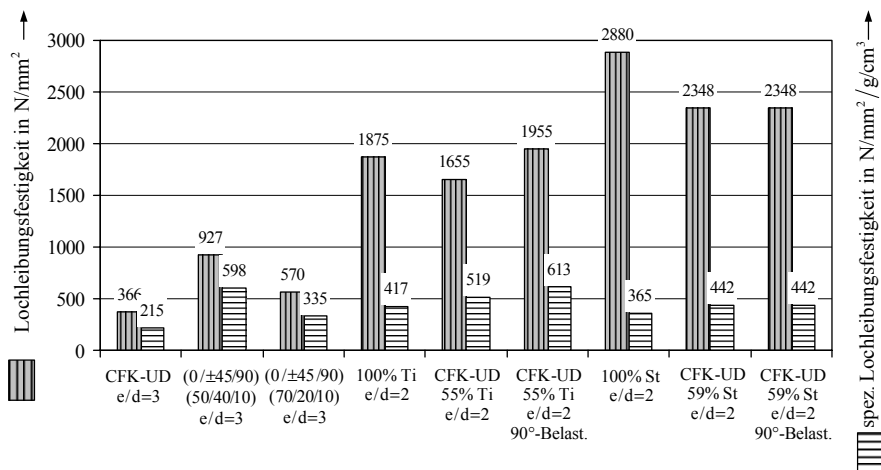


Abb. 22.23. Lochleibungsfestigkeiten verschiedener Laminataufbauten. Beim dichtebezogenen Vergleich schwinden die Vorteile eingefütterter Metallfolien. Man erkennt, dass ein Flugzeugbaulaminat (0/±45/90)(50/40/10) bzgl. der spezifischen Lochleibungsfestigkeit nur von einem Laminat mit Ti-Folie geringfügig überboten wird.

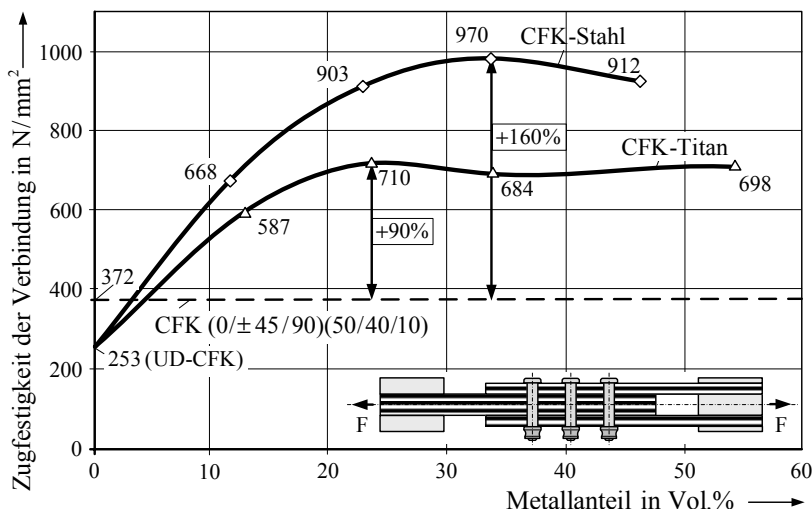


Abb. 22.24. Statische Zugfestigkeit von häufig vorkommenden 3-reihigen Nietverbindungen in Abhängigkeit des Anteils eingefütterter Metallfolien. Es lassen sich optimale Metallanteile ablesen. Gegenüber einem konventionellen Flugzeugbaulaminat (0/±45/90)(50/40/10) lässt sich die Festigkeit der Fügung mit Ti-Folien um 90% und mit Stahlfolien um 160% steigern (nach [22.5]).

22.6 Zur Auswahl geeigneter Niete

Bei der Auswahl der Niete sind folgende Aspekte zu beachten:

- ausreichende Festigkeit
- Kompatibilität von Niet- und Füge­teilwerkstoff, um elektrochemische Korrosion zu vermeiden
- geeigneter Nietkopf
- Passungstoleranz zwischen Bohrung und Niet.

22.6.1 Ausreichende Festigkeit

Die Festigkeitswerte geeigneter Nietwerkstoffe finden sich in der folgenden Tabelle 22.2:

Tabelle 22.2 Festigkeitswerte von Nietwerkstoffen

Werkstoff	Zugfestigkeit $R_{\sigma m}^+$ in N/mm ²	Scherfestigkeit R_{τ} in N/mm ²	E-Modul in N/mm ²	thermischer Ausdehnungsk. α_T in 10 ⁻⁶ /K
TiAl6V4	1100	660	108 000	9,3
X5NiCrTi 26 15 (rost-freier Stahl A 286)	1400	760		
NiCr19NbMo (Inconel 718)	1500	860	199 000	12,8

22.6.2 Werkstoffkompatibilität – elektrochemische Korrosion

Bei der Paarung unterschiedlicher Werkstoffe ist *unbedingt* die Möglichkeit elektrochemischer Korrosion in Betracht zu ziehen. Dies könnte primär die Paarung Schraube-Mutter betreffen, jedoch sind deren Werkstoffe schon von den Herstellern aufeinander abgestimmt. Näheres Augenmerk benötigt die Paarung Laminat-Bolzen. Hier besteht die Gefahr elektrochemischer Korrosion des Bolzens und zwar in Kombination mit CFK. Unproblematisch sind Bolzenverbindungen in GFK sowie in Aramid- oder PE-Faser-Verbunden.

Das Problem der elektrochemischen Korrosion besteht darin, dass elektrisch leitfähige Werkstoffe untereinander eine Potenzialdifferenz bilden (Tabelle 22.3). Bei Vorhandensein eines Elektrolyten – z.B. verunreinigtes Regenwasser oder Meerwasser – wirken im konkreten Fall der Paarung CFK-Metallniet die C-Faser als Kathode und der unedlere Bolzen als Anode, die in Lösung geht. Zwar kann man aus einer modellhaften Spannungsreihe nicht unmittelbar auf die Potenzialdifferenzen im praktischen Einsatz schließen, jedoch lässt sich festhalten, dass eine Werkstoffpaarung umso ungeeigneter ist, je größer die Potenzialdifferenz ist. Als Grenze möglicher Paarungen gilt: Werkstoffe mit einer Potenzialdifferenz von

max. 0,4 V können miteinander kombiniert werden (Messung in 3%-iger Kochsalzlösung).

Tabelle 22.3. Potentialdifferenz verschiedener Werkstoffpaarungen (nach [22.27])

Werkstoffpaarung	Potentialdifferenz in 3%-iger NaCl-Lösung in Volt
Kohlenstoff/TiAl6V4	0,33
Kohlenstoff/rostfreier Stahl	0,27
Kohlenstoff/unlegierter Stahl	0,57
Kohlenstoff/Cadmium	0,89
Kohlenstoff/Al und Al-Legierungen	0,90

Demnach sind lt. Tabelle 22.3 Al-Legierungen und auch Cadmium – letzteres wird als Schutzüberzug bei Stahl eingesetzt – als Nietwerkstoffe für CFK ungeeignet. Un- und niedriglegierte Stähle – z.B. 34CrMo4 – scheiden ebenfalls aus. Auch stark kupferhaltige Legierungen wie *Monel* sind nicht zu empfehlen; sie büßen zwar nicht ihre Festigkeitswerte ein, jedoch tritt Spaltkorrosion sowie Lochfraß auf und sie entwickeln stark Korrosionsprodukte. Sehr gut geeignet sind Ti-Legierungen (TiAl6V4) und Ni-Basis-Legierungen (*Inconel* 718), wobei sich Ti insbesondere wegen der geringeren Dichte empfiehlt.

Neben der Potentialdifferenz der Paarung hängt die Intensität des Korrosionsangriffs auch von der Elektrolytzusammensetzung ab. Einfluss hat zudem das Flächenverhältnis. Ungünstig ist es, wenn eine kleine unedle Anode mit einer großflächigen Kathode leitend verbunden ist.

Lässt sich eine Al-CFK-Verbindung nicht umgehen, so sollte das Aluminium-Fügeteil durch eine Kleberschicht oder eine Glasfaser-Zwischenschicht vom CFK isoliert werden. Zusätzlich ist der Senkkopfbereich des Niets abzudichten. Empfehlenswert ist es, Kanten und Senkkopffläche mit speziellen korrosionshemmenden Dichtmitteln oder mit Zinkchromatpaste zu isolieren. Da in der Praxis immer mit Poren, Oberflächenverletzungen usw. zu rechnen ist, sind diese Abhilfemaßnahmen keine absolute Garantie, dass keinerlei elektrochemische Korrosion stattfindet. Vielfach reichen sie nur aus, um die Korrosionsgeschwindigkeit zu reduzieren.

Das Dargestellte gilt für den Fall, dass ausreichend Elektrolyten vorliegen. Bei Strukturen, die nicht der Witterung oder Feuchtigkeit ausgesetzt sind, z.B. Werkzeugmaschinen in trockenen Hallen, ist die Paarung CFK-Al mit etwas Isolieraufwand natürlich verwendbar.

22.6.3 Geeignete Niete sowie Niet- und Schließköpfe

Einige wenige Regeln kann man zur Niet-Auswahl für FKV-Fügungen angeben:

- Bei FKV sollte man unbedingt auf eine große Auflagefläche der Köpfe, insbesondere des Schließkopfs achten. Auf der Schließkopfseite muss eine Unterlegscheibe platziert werden, wenn die Gefahr besteht, dass die Ausbildung des Schließkopfs eine Sprengwirkung auf das Laminat ausübt. Für FKV hat man

eigens Schließköpfe mit großem Durchmesser – sogenannte „Bigfoot“ – entwickelt.

- Vollniete werden bei niedriger bis mittlerer Belastung verwendet (Abb. 22.25a).
- Das gilt auch für Blindniete (Abb. 22.25b).
- Passniete (Abb. 22.25c) sind für mittlere und hohe Belastung geeignet.
- Blindniete haben naturgemäß den Vorteil, dass Zugänglichkeit nur von einer Seite bestehen muss.
 - Blindnietungen sind einfach automatisierbar und kostengünstig.
 - Bei der Auswahl ist darauf zu achten, dass eine Nietdornsicherung existiert, so dass der Nietdorn in der Niethülse verbleibt. Durch den in der Hülse verbleibenden Dorn wird die Scherfestigkeit eines Vollniets erreicht.
 - Bei höheren Temperaturen muss bei Al-Nieten mit einem deutlichen Festigkeitsabfall gerechnet werden.
 - Blindnietverbindungen gelten ebenfalls als unlösbar, lassen sich jedoch leicht ausbohren.
- Es existiert eine Fülle von Varianten, z.B. auch Bindniet-Gewindesysteme. Einen guten Überblick findet man in [22.7, 22.8]

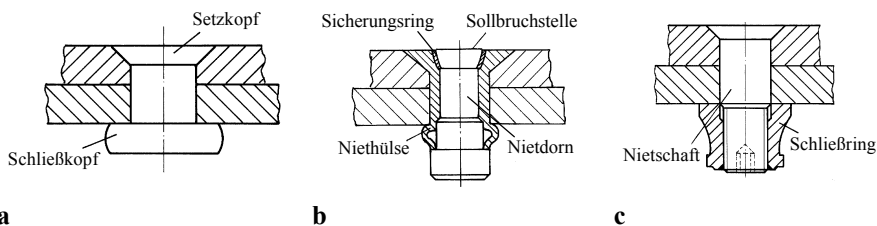


Abb. 22.25. Beispiele der drei wichtigsten Nietformen **a** Senkkopf-Vollniet **b** Senkkopf-Blindniet (System *Huck*) mit einfacher Dornsicherung **c** Senkkopf-Passniet (System *HI-LOK*) mit geschraubtem Schließring

Generell unterscheidet man zwischen Universal- und Senkköpfen (countersunk head). Wenn möglich, sollten Senkköpfe vermieden werden. Dies ist häufig jedoch, z.B. aus aerodynamischen Gründen, nicht möglich. Senkköpfe haben folgende Nachteile:

- Es besteht – insbesondere bei FKV – die Gefahr des „Ausknöpfens“
- Senkköpfe erhöhen den Lochleibungsdruck für den Nietschaftbereich, da der konische Kopf nur einen deutlich geringeren Lochleibungsanteil übernimmt. Er ist getrennt für den zylindrischen Teil und für den Senkkopfbereich des Niets zu ermitteln (Abb. 22.26).

$$\text{Lochleibung zylindrischer Teil:} \quad F_{L, \text{zyl}} = d \cdot (t - k) \cdot \hat{R}_L \quad (22.8)$$

$$\text{Lochleibung konischer Teil:} \quad F_{L, \text{kon}} = d \cdot k \cdot \alpha \cdot \hat{R}_L \quad (22.9)$$

$\alpha \triangleq$ Geometrie Kennwert (aus Tabellen des Nietherstellers)

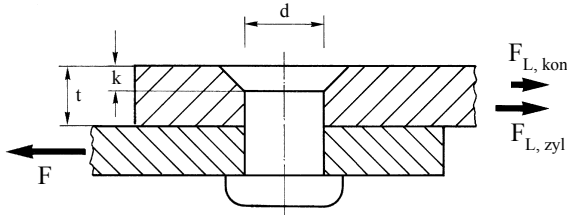


Abb. 22.26. Verteilung des Lochleibungsdrucks bei einem Niet mit Senkkopf

Standardmäßig haben Senkköpfe einen Konuswinkel von 100° und einen Kopfdurchmesser von 2 oder $1,6 d$, d.h. eine große Kopfhöhe. Die Variante mit dem größeren Kopfdurchmesser und damit auch höherem Kopf ist besser für hohe Niet-Zugkräfte geeignet (tension type), reduziert sie doch die Flächenpressung unter dem Kopf. Nachteilig ist, dass bei gegebenem Konuswinkel mit dem Durchmesser die Kopfhöhe ansteigt, die Schaftlänge sich also verringert. Für hohe Lochleibungsdrücke sind daher die kleineren Kopfdurchmesser mit ihrer geringeren Kopfhöhe und größeren Schaftlänge besser geeignet (shear type). Liegen sowohl eine hohe Vorspannkraft als auch hohe Lochleibungsdrücke vor, benötigt man also einen großen Kopfdurchmesser *und* die größtmögliche Schaftlänge, so bleibt nur der Weg, den Konuswinkel zu erhöhen. Dies hat zur Entwicklung der 140° -Senkköpfe geführt. Sie sollten jedoch nur dann eingesetzt werden, wenn die Fügeteile sehr dünn sind. Bei dicken Fügeteilen hat sich der 100° -Senkkopf mit großen Durchmesser am besten bewährt.

Wird keine Scherverbindung, sondern eine vorgespannte Fügung gewünscht, so empfehlen sich neben Schrauben auch *Schließringbolzen* (SRB). Sie weisen im Vergleich zu Schrauben eine Reihe von Vorteilen auf [22.9]:

- Schließringbolzen können sowohl höchste Zug- als auch Scherkräfte aufnehmen.
- SRB werden wie Schrauben ausgelegt.
- Die Vorspannung eines SRB wird bei der Montage mit sehr geringer Streuung erzeugt ($\pm 3\%$). Dies gelingt bei Schrauben – wenn sie Drehmoment-gesteuert angezogen werden – nicht ($> \pm 26\%$; [22.9]).
- Schließringbolzen wirken auf die Fügeteile wie hoch vorgespannte Schrauben. Vorteilhaft ist, dass sie im Gegensatz zu Schrauben nur auf Zug, nicht durch das Anziehen auf Torsion beansprucht werden. Demzufolge lassen sie sich höher belasten als Schrauben. Nachteilig bleibt hingegen, dass sie nicht einfach gelöst werden können. Hierzu sind spezielle Schließringschneider notwendig.
- Da die Schließrillen – in denen der Schließkopf seinen Formschluss zum Bolzen erhält – nicht scharfkantig sind, fällt der Formfaktor deutlich niedriger aus, als bei Schraubengewinden. Demzufolge zeigen Schließringbolzen im Vergleich zu Schrauben eine deutlich günstigere Ermüdungsfestigkeit.
- Es sind keine Sicherungsmaßnahmen gegen Selbstlösen der Verbindung notwendig. Bei einer Schraube rühren die Lockerungsbestrebungen daher, dass ein

inneres Rest-Drehmoment nach Anziehen in der Verbindung verbleibt, das bei kleinstem Setzen die Verbindung lockert. Schrauben werden daher am sinnvollsten durch mikroverkapselte Klebstoffe gesichert.

- Nachteilig ist, dass Schließringbolzen nicht nachgezogen werden können. Sie gelten als unlösbare Verbindungen, lassen sich aber mit Spezialwerkzeug sehr schnell demontieren. Allerdings ist der SRB dann nicht mehr verwendbar.

22.6.4 Passungstoleranz Bohrung - Niet

Bei Aluminium-Fügungen werden häufig Übergangspassungen zwischen Niet und Bohrung verwendet, so dass der Niet mit geringfügigem Übermaß in der Bohrung sitzt. Man gewinnt zwei Vorteile: Der straff sitzende Niet wird auf seiner gesamten Länge gestützt und tendiert nicht so leicht zur Schiefstellen unter Belastung. Außerdem entsteht in den Aluminium-Fügeteilen durch die vom Übermaß erzeugten Umfangsspannungen ein günstiger Eigenspannungszustand der zu höherem Widerstand gegen Risse aus der Bohrung heraus führt und demzufolge die Ermüdungsfestigkeit der Fügung erhöht.

Im Gegensatz zu Al-Fügungen werden bei Laminaten Passungsübermaße vermieden. Beim Einpressen eines Niets würden die Fasern am Bohrungsrand abwärts gebogen und die einzelnen Schichtränder durch Schälspannungen beaufschlagt: Es entstehen Zwischenfaserbrüche und Delaminationen. Besonders gefährdet sind die untersten Schichten, die – wenn sie nicht wie schon beim Bohren durch eine Unterlage gestützt werden – stark delaminieren. Gewebeschichten sind diesbezüglich unempfindlicher als UD-Schichten. Auch konventionelle Niete sind teilweise ungeeignet, weil ihr Schaft beim Anformen des Schließkopfes expandiert und zu Delaminationen führt. Geeignet sind eher zweiteilig aufgebaute Niete, deren eigentlicher Schaft eine hohe Streckgrenze aufweist und daher während des Stauchens nicht expandiert; dies ist ausschließlich dem Schaftende vorbehalten, das zum einfachen Anformen des Schließkopfs duktil gehalten wird.

Um trotzdem die Vorteile eines Presssitzes nutzen zu können, gibt es die Lösung, vor dem Niet eine Hülse in die Bohrung einzusetzen, die die Schub- und Scherbelastung des Bohrungsrandes bei Einsetzen des Niets verhindert, aber einen Presssitz zum Nietschaft zulässt. Zwar lässt sich in der Lochumgebung kein günstiger Eigenspannungszustand durch Plastifizieren erzeugen, jedoch verhindert man das Schiefstellen des Niets und vergleichmäßigt so die Druckspannungsverteilung über der Lochranddicke. Die Spannungsüberhöhungen sind weniger ausgeprägt, der Widerstand gegen Lochleibungsversagen wächst deutlich. Niete mit Presssitz in einer Hülse begegnen insbesondere auch der Gefahr größerer Deformationen genieteter Strukturen infolge Schiefstellung ganzer Nietreihen.

Auch bei *Blitzeinschlag* in einen Niet begünstigt ein enger Kontakt des Niets mit den C-Fasern – also ein Presssitz – die weiträumige Verteilung des Stroms. Wird der Niet beispielsweise durch einen nicht leitenden, organischen Korrosionsschutz isoliert, so kann der Niet nicht mehr als Stromverteiler wirksam werden, die lokale Schädigung des Laminats ist deutlich stärker [22.25].

22.7 Zusammenfassung aller Optimierungsmaßnahmen

Für den Fall, dass die Bolzenverbindung maximal ausgereizt, d.h. alle Verbesserungsmöglichkeiten genutzt werden müssen, seien die einzelnen Optimierungsmaßnahmen übersichtlich gelistet:

- Der Bolzendurchmesser sollte etwa der Fügeteildicke entsprechen
- Um Scherbruch zu vermeiden, sollte der Randabstand $e \geq 3 \cdot d$ betragen
- Um Flankenzugbruch auszuschließen, sollte der seitliche Bolzenanstand in der Größenordnung $b \geq 5 \cdot d$ liegen
- Optimal sind $(0/\pm 45)$ -Laminataufbauten mit 50% 0° - und 50% $\pm 45^\circ$ -Faseranteil, evtl. auch mit einem geringen 90° -Anteil, also $(0/\pm 45/90)(50/40/10)$.
- Um eine maximale Lochleibungsfestigkeit zu erreichen sind:
 - Senkköpfe zu vermeiden
 - die Bolzen in Hülsen zu setzen, so dass beim Setzen des Bolzens zwischen Hülse und Bohrungsrand ein Presssitz entsteht.
- Die an den beiden Fügungsenden sitzenden Bolzen sind dicker auszuführen, da sie höher belastet werden.
- Dicke Fügeteile, die über mehrere Bolzenreihen angeschlossen werden sind zu stufen oder zu schrägen
- Bei sehr dünnen Fügeteilen ist der 140° -Senkkopf einzusetzen, ansonsten der große $(2 \cdot d)$ 100° -Senkkopf
- Vorgespannte Bolzenverbindungen sind auf Setzen und auf Lockern infolge unterschiedlicher thermischer Dehnung von Bolzen und Fügeteilen zu überprüfen. Die Vorgehensweise findet sich in Schraubenhandbüchern.
- Raue Fügeflächen erhöhen über Reibung die Dauerfestigkeit einer Verbindung.
- Unterhalb der Bolzenköpfe müssen die Fügeteile farbfrei sein, da es sonst bei vorgespannten Schrauben und Schließringbolzen zu Setzverlusten kommt
- Es sind immer mindestens 2 Bolzen zu setzen, um auch Momente über ein Kräftepaar aufnehmen zu können. Ansonsten liegt ein Drehpunkt vor.

22.8 Hinweise zur Fertigung der Bohrungen

- Die Position von Bohrungen sollten nicht mit einem Körnerschlag markiert werden; dies führt zu lokalem Zfb.
- Die Nietlöcher sollten absolut senkrecht gebohrt werden; die Abweichung zur Vertikalen darf max. 1° betragen. Das Übermaß gegenüber dem Nietdurchmesser sollte im Bereich $\leq 0,1 \text{ mm}$ bleiben.
- Zweierlei Bohrfehler kommen sehr häufig vor: Das Delaminieren der untersten Schichten beim Bohrerdurchtritt und das Überhitzen des Laminats. Delaminationen entstehen, wenn auf der Durchtrittsseite des Bohrers keine steife Unterlage vorlag. Dieser Fehler ist – entgegen aller Vermutungen – eher kosmetischer Natur. Die Ermüdungsfestigkeit wird dadurch nicht nennenswert vermindert.

Trotzdem sollte man das Delaminieren der untersten Schichten vermeiden. Hingegen kann das Überhitzen des Laminats zu Festigkeitsverlust und größeren Lochovalisierungen unter Last führen.

- Glas- und C-Fasern wirken sehr abrasiv; für längere Standzeiten bei hoher Schärfe sollten Hartmetall- oder Diamant-bestückte Bohrer verwendet werden. Kühlflüssigkeiten sind nicht zu empfehlen. Üblicherweise saugt man den Bohrstaub direkt ab.

22.9 Zur Prüfung von Bolzenverbindungen

Meist wird die Eignung von Bolzenverbindungen anhand von drei Festigkeiten nachgewiesen:

- der Ausknöpf-Festigkeit
- der statische Zugscherfestigkeit einer einschnittigen Fügung, z.B. nach [22.31]
- und der Ermüdungsfestigkeit bei Zugscherbelastung.

Bei den Zugscherversuchen wird meist eine Verformungsgrenze ermittelt. Als maximal zulässig kann man beispielsweise eine bleibende Zugverformung des Probekörpers von 2% definieren. Statische und Ermüdungsversuche werden sinnvollerweise an geometrisch ähnlichen Probekörpergeometrien durchgeführt.

22.10 Zur Gestaltung von Nietreihen

Wird die zulässige Lochleibungsspannung überschritten, so sind mehrere Niete in Reihenschaltung hintereinander anzuordnen, die Belastung also auf mehrere Nietreihen aufzuteilen. Die Kraftverteilung bei einer mehrreihigen Nietung ist statisch unbestimmt. Bezüglich der Lastübertragung (load transfer) sind *zwei* Fälle zu unterscheiden:

- Beim quasi-statischen *Bruch* der Nietverbindung geht man davon aus, dass die Nietbohrungen soweit deformiert sind, dass alle hintereinander geschalteten Niete in diesem Moment gleich hoch tragen. Die Bruchlast lässt sich demzufolge einfach aus den Versagens-Lochleibungsspannungen ermitteln. Dieser Zustand, dass alle Niete einer Reihe gleichmäßig tragen, tritt bei Metallfügeteilen mit niedriger Streckgrenze schon früh auf. Der Werkstoff fließt und lagert die Last in die benachbarten Niete um. Ähnliches tritt in FKV durch Zwischenfaserberuchbildung auf.
- Bei Betriebslast bleibt man im elastischen Bereich der Werkstoffe. Aufgrund der Niet- und Fügeteil-Elastizitäten tragen die Niete *nicht* in gleichem Maße. Jeder Niet überträgt nur einen Teil der am Fügeteil anliegenden Kraft in das andere Fügeteil (Abb. 22.27). Dieser Teil wird *Nietkraft* genannt. Diese Nietkraft wird der Berechnung der Lochleibungsspannung zugrunde gelegt. Der Rest der Kraft läuft in Nebenleitung, als *Nebenflusskraft* (bypassing load) am

Niet vorbei zu den in Reihe dahinter liegenden Nieten. Insbesondere zur Beurteilung des Ermüdungsverhaltens der Fügung ist es notwendig zu wissen, wie hoch die einzelnen Niete und Nietbohrungen belastet sind.

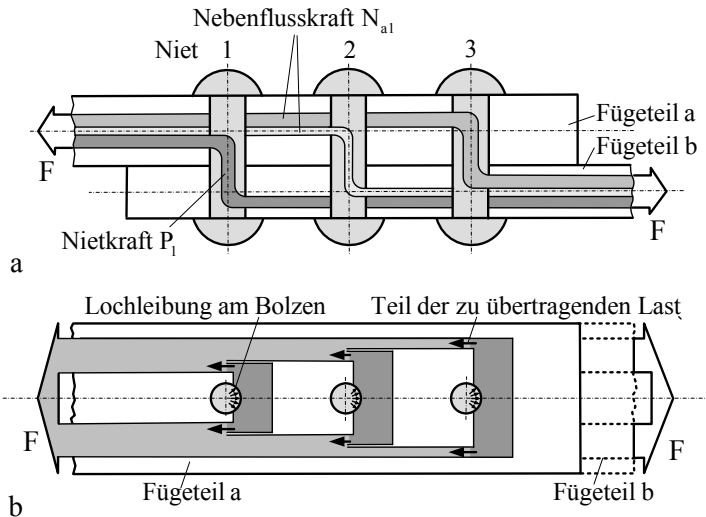


Abb. 22.27. Kraftflüsse in einer mehrreihigen Nietung: Ein Teil der eingeleiteten Kraft F wird in einem Niet abgesetzt, ein Teil läuft als Nebenfluss weiter zu den folgenden Nieten. **a** vertikaler Schnitt **b** Draufsicht

22.10.1 Analyse von Nietreihen

Die Berechnung der Nietkräfte einer mehrreihigen Fügung kann mittels FE erfolgen. Die folgende analytische Behandlung hat den Vorteil, dass man den Einfluss der Parameter schnell untersuchen kann. Zur Berechnung der Nietkräfte werden folgende Annahmen getroffen [22.6]:

- Biegebeanspruchungen einer einschnittigen Fügung infolge exzentrischen Lastangriffs werden nicht mit betrachtet.
- Die Schnittkraftverteilung über der Fügeteilbreite w wird als konstant angenommen.
- Passungen zwischen Niet und Nietbohrung bleiben unberücksichtigt.

Da es sich um ein statisch unbestimmtes Problem handelt, sind die drei Gleichungen der Elasto-Statik aufzustellen. Die Niete werden von einer Seite ausgehend nummeriert (Abb. 22.28).

1. Kräftegleichgewicht

Für das Fügeteil a, am Niet j gilt (Abb. 22.28):

$$F = N_{aj} + \sum_{i=1}^j P_i \quad (22.10)$$

F = äußere Kraft

N_{aj} = Nebenflusskraft, die im FügeTeil a vom Niet j weiter zum Niet j+1 läuft

P_i = Nietkraft am Niet i

Für das FügeTeil b gilt (Abb. 22.28):

$$N_{bj} - P_j = 0 \quad \text{allgemein} \rightarrow N_{bj} = \sum_{i=1}^j P_i \quad (22.11)$$

N_{bj} = Nebenflusskraft, die von Niet j weiter zu j+1 läuft

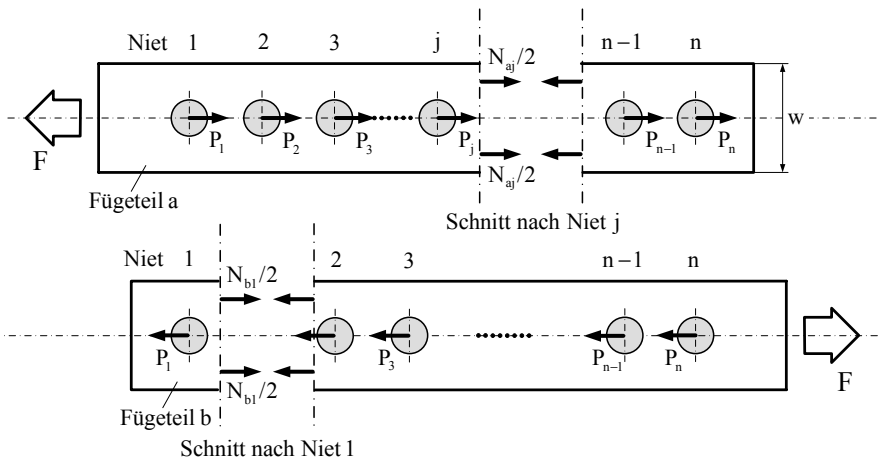


Abb. 22.28. Kräftegleichgewicht zwischen der äußeren Last F , den Nietkräften P und den Nebenflusskräften N in den FügeTeilen a und b

2. Kompatibilitätsbedingungen

Es gilt folgender Zusammenhang zwischen den Verschiebungen der beiden FügeTeile a und b und der Niete, einschließlich der thermischen Verschiebungen (Abb. 22.29):

$$l_j + \Delta l_{aj} + \alpha_a \Delta T \cdot l_j + u_{j+1} = l_j + \Delta l_{bj} + \alpha_b \Delta T \cdot l_j + u_j \quad (22.12)$$

l_j = Abstand der Niete j und j+1 (häufig auch mit p (bolt pitch) bezeichnet)

Δl_j = Längung des jeweiligen FügeTeils a oder b

u_j = Nietverschiebung

α_a, α_b = thermische Längenausdehnungskoeffizienten der FügeTeile a und b

ΔT = Temperaturdifferenz; Temperaturzunahme = positives Vorzeichen

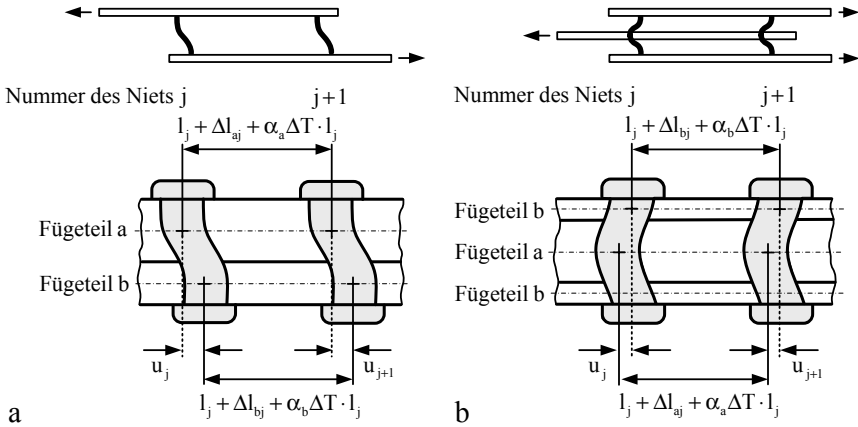


Abb. 22.29. Verformungen der Niete und Fügeteile einer mehrreihigen Nietverbindung **a** einschnittige Fügung **b** symmetrische, zweischnittige Fügung

3. Die Feder-Nachgiebigkeiten der Fügeteile und der Niete

- Nachgiebigkeit C_j des Niets j :

$$C_j = \frac{u_j}{P_j} \quad (22.13)$$

- Nachgiebigkeit K_{aj} des Fügeteils a zwischen Niet j und Niet $(j+1)$, d.h. auf Höhe des Niets

$$K_{aj} = \frac{\Delta l_{aj}}{N_{aj}} \quad (22.14)$$

- Nachgiebigkeit K_{bj} des Fügeteils b zwischen Niet j und Niet $(j+1)$, d.h. auf Höhe des Niets

$$K_{bj} = \frac{\Delta l_{bj}}{N_{bj}} \quad (22.15)$$

Setzt man die Beziehungen aus 22.13-22.15 sowie die Gln. 22.10-11 in Gl. 22.12 ein, so eliminieren sich die Verschiebungen und die Nebenkraftflüsse. Für die Niete j und $j+1$ ergibt sich:

$$C_{j+1}P_{j+1} - C_jP_j - (K_{aj} + K_{bj}) \sum_{i=1}^j P_i + (\alpha_a - \alpha_b)\Delta T \cdot l_j = -K_{aj} \cdot F \quad (22.16)$$

Für die Niete j und $j-1$ folgt:

$$C_j P_j - C_{j-1} P_{j-1} - (K_{aj-1} + K_{bj-1}) \sum_{i=1}^{j-1} P_i + (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T \cdot l_{j-1} = -K_{aj-1} \cdot F \quad (22.17)$$

Ziel ist es, eine einzige Beziehung für den Niet j und seine beiden Nachbarniete ($j-1$) und ($j+1$) aufzustellen. Die beiden Fügeteil-Nachgiebigkeiten zwischen zwei Nieten addieren sich und werden zu einem Term zusammengefasst: $K_j = K_{aj} + K_{bj}$, Gl. 22.16 wird mit K_j / K_{j-1} multipliziert und dann von Gl. 22.15 abgezogen. Man erhält schließlich eine Gleichung, in der die Nietkräfte P dreier benachbarter Niete enthalten sind:

$$\begin{aligned} C_{j-1} \frac{K_j}{K_{j-1}} P_{j-1} - \left[C_j \left(1 + \frac{K_j}{K_{j-1}} \right) + K_j \right] P_j + C_{j+1} P_{j+1} = \\ (K_{aj-1} \frac{K_j}{K_{j-1}} - K_{aj}) \cdot F + \left(\frac{K_j}{K_{j-1}} l_{j-1} - l_j \right) (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T \end{aligned} \quad (22.18)$$

Obige Gl. 22.18 gilt *nicht* für den ersten ($j=1$) und den letzten Niet ($j=n$). Für den ersten Niet setzt man in Gl. 22.16 ($j=1$) ein:

$$C_2 P_2 - [C_1 + (K_{a1} + K_{b1}) \cdot P_1] = -K_{a1} \cdot F - (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T \cdot l_1 \quad (22.19)$$

Für den letzten Niet ist eine Fallunterscheidung zu treffen. Im ersteren Fall handelt es sich um eine Überlappung, bei der die gesamte äußere Kraft vom Fügeteil a ins Fügeteil b übergeht. Im zweiten Fall liegt ein Doppler vor, bei dem die äußere Kraft, die an den ersten Nieten in den Doppler eingeleitet wurden, an den hinteren Nieten wieder ausgeleitet wird (Abb. 22.30):

Im Fall der Überlappungs-Fügung ergibt sich aus Gl. 22.17:

$$\begin{aligned} \text{mit } F - P_n = \sum_{i=1}^{n-1} P_i \\ C_{n-1} P_{n-1} - (C_n + K_{an-1} + K_{bn-1}) P_n = -K_{bn-1} \cdot F + (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T \cdot l_{n-1} \end{aligned} \quad (22.20)$$

Im Fall des Dopplers ergibt sich aus Gl. 22.17:

$$\begin{aligned} \text{mit } \sum_{i=1}^n P_i = 0 \quad \text{oder} \quad -P_n = \sum_{i=1}^{n-1} P_i \\ C_{n-1} P_{n-1} - (C_n + K_{an-1} + K_{bn-1}) P_n = K_{an-1} \cdot F + (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T \cdot l_{n-1} \end{aligned} \quad (22.21)$$

Die Gln. 22.19, sowie 22.18 und 22.20, bzw. 22.21 lassen sich in Matrixform umschreiben:

$$[C] \cdot \{P\} = \{B\} \quad (22.22)$$

mit $K_j = K_{aj} + K_{bj}$ lautet das Matrixsystem ausgeschrieben:

$$\begin{pmatrix} -C_1 - K_1 & C_2 & & & \\ C_1 \frac{K_2}{K_1} & -C_2 \left(1 + \frac{K_2}{K_1} \right) - K_2 & C_3 & & \\ & \vdots & & \ddots & \\ & & C_{j-1} \frac{K_j}{K_{j-1}} & -C_j \left(1 + \frac{K_j}{K_{j-1}} \right) - K_j & C_{j+1} \\ & & & \vdots & \\ & & & & C_{n-1} & (-C_n - K_{n-1}) \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} P_1 \\ P_2 \\ \vdots \\ P_j \\ \vdots \\ P_n \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -K_{a1} \cdot F - l_a \cdot (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T \\ \left(K_{a1} \frac{K_2}{K_1} - K_{a2} \right) \cdot F + \left(\frac{K_2}{K_1} l_1 - l_2 \right) (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T \\ \vdots \\ \left(K_{aj-1} \frac{K_j}{K_{j-1}} - K_{aj} \right) \cdot F + \left(\frac{K_j}{K_{j-1}} l_{j-1} - l_j \right) (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T \\ \vdots \\ -K_{bn-1} \cdot F + l_{n-1} \cdot (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T \end{pmatrix} \quad (22.23)$$

Bei einem Pflaster oder Doppler lautet die letzte Zeile des Vektors $\{B\}$ geringfügig anders: $-K_{an-1} \cdot F + l_{n-1} \cdot (\alpha_a - \alpha_b) \Delta T$. Das gesuchte Ergebnis, der Vektor der Nietkräfte, lässt sich einfach mittels eines Matrizenkalkulationsprogramms bestimmen:

$$\{P\} = [C]^{-1} \cdot \{B\} \quad (22.24)$$

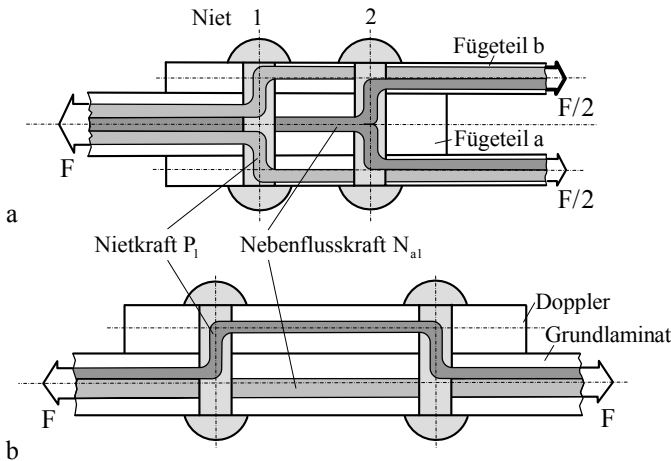


Abb. 22.30. Kraftflüsse bei **a** einer zweischnittigen, symmetrischen Fügung und **b** einem Doppler

22.10.2 Zur Bestimmung der Nachgiebigkeiten

Die lokalen Nachgiebigkeiten der Fügeteile ergeben sich als Reziprokwerte der Dehnfederrate. Sie sind auf Höhe des Niets zu bestimmen, bei Dicken- oder Breitenstufungen als Mittelwert der beiden vor (1) und hinter dem Niet (2):

$$K = \frac{1}{2} \left(\frac{l_1}{E \cdot w_1 \cdot t_1} + \frac{l_2}{E \cdot w_2 \cdot t_2} \right) \quad (22.25)$$

Schwieriger ist es die Nietnachgiebigkeit zu bestimmen, da sie von einer Reihe von Faktoren beeinflusst wird:

- primär von der Schnittigkeit, von der Elastizität der Fügeteile, von der Klemmlänge, dem Durchmesser und der Elastizität des Niets
- sekundär von der Kopfform des Niets, seiner Passung (Spiel- oder Presssitz) und dem Reibanteil, d.h. der Klemmkraft des Niets.
- Im Wesentlichen setzt sich die Niet-Nachgiebigkeit aus folgenden primären Nachgiebigkeiten zusammen:

$$C_{\text{ges}} = \underbrace{C_{\text{Fügeteile}} + C_{\text{Niet}}}_{\text{Lochleibungs-Anteil}} + C_{\text{Nietbiegung}} + C_{\text{Nietscherung}} \quad (22.26)$$

Es gibt eine Reihe von Ansätzen, die Einflüsse korrekt zu berücksichtigen. In [22.12] wird ein Vergleich der Ansätze angestellt und ein verbesserter Vorschlag entwickelt, der sehr gut mit experimentellen Ergebnissen übereinstimmt:

$$C = \left(\frac{t_a + t_b}{2 \cdot d} \right)^f \cdot \frac{g}{n} \left(\frac{1}{t_a E_a} + \frac{1}{n \cdot t_b E_b} + \frac{1}{2 \cdot t_a E_{\text{Niet}}} + \frac{1}{2n \cdot t_b E_{\text{Niet}}} \right) \quad (22.27)$$

t = Dicke der Fügeteile a und b

E = Elastizitätsmoduln der Fügeteile und des Niets

d = Nietdurchmesser

n = Schnittigkeit (1 = ein-, 2 = zweischnittig)

Konstante bei CF-EP mit Schraubniet: $f = 2/3$; $g = 4,2$

22.10.3 Ergebnis-Diskussion

Beispielrechnungen anhand Gl. 22.24 zeigen, dass sich zwei extremale Konfigurationen unterscheiden lassen; alle anderen Fälle liegen zwischen den Extremen:

- Die Niete sind unendlich starr (Nachgiebigkeit ($C=0$)) ; die Kräfte werden nur über die beiden Endniete übertragen.
- Die Niete sind sehr nachgiebig und die Fügeteile nahezu starr, d.h. das Verhältnis $C/K \rightarrow \infty$. Man erhält eine sehr gleichmäßige Nietkraftverteilung: Die Nietkraft P_j in jedem Niet folgt einfach aus $j = F/n$.

Reale Nietkraftberechnungen nach Gl. 22.24 sind in Abb. 22.31 dargestellt. Für die Konstruktionspraxis lässt sich entnehmen:

- Bei einer zweireihigen Nietung tragen beide Niete gleich hoch und zwar je die Hälfte der zu übertragenden Kraft F . Für viele Fälle werden zwei Bolzenreihen genügen, die zulässige Lochleibung ausreichend abzusenken.
- Mittels Stufung der Fügeteile lässt sich die Nietkraftverteilung beeinflussen. Meist wird man die Fügeteile bzgl. der Dicke t stufen, man kann jedoch auch die Breite w stufen.
- Hat man die Nietkräfte ermittelt, so lassen sich die Nebenflusskräfte in den Fügeteilen mittels Gl. 22.10 errechnen.

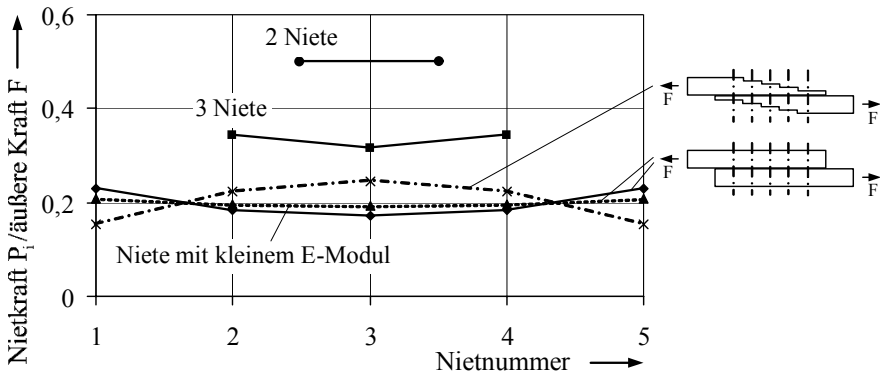


Abb. 22.31. Nietkraftverteilung in Abhängigkeit der Nietanzahl; der Rechnung zugrunde gelegte Daten: CF-EP mit $\hat{E}=100\,000\text{ N/mm}^2$, Ti-Niet mit $E=108\,000\text{ N/mm}^2$. Durch Stufung lässt sich die Nietkraftverteilung umkehren. Die Endniete werden entlastet

Das vorgestellte Nietreihen-Analyseverfahren geht davon aus, dass zwischen den Nieten und über der Streifenbreite w die Nebenkraftflüsse konstant verlaufen. Real liegt jedoch ein stark inhomogener Kraftverlauf vor.

22.11 Direktverschraubungen in Lamine

Die höchste Belastbarkeit einer Schraubverbindung in Lamine erzielt man, wenn man die Schrauben durchsteckt und hoch vorspannt. Bei nur geringer Belastung – z.B. wenn Kabelschellen zu fixieren sind – reicht es aus, ein Gewinde in das Laminat zu schneiden und direkt in das Laminat zu schrauben. In [22.24] wurden verschiedene Möglichkeiten untersucht. Geprüft wurden die in Laminatplatten eingedrehten Schrauben auf Kopfzug (Abb. 22.32). Der $(0/90/\pm 45)_s$ quasii-isotrope Laminataufbau bestand aus Köpergeweben. Die Platten wurden handlami-niert und anschließend in einem Werkzeug verpresst und ausgehärtet. Das kalt härtende Epoxidharzsystem aus dem Segelflugzeugbau erreichte – vollständig ge-

härtet – eine Glasübergangstemperatur von $T_g=80^\circ\text{C}$ (trocken). Die wesentlichen Ergebnisse der Untersuchungen lauten:

- Laut [22.29] ist wegen der abrasiven Wirkung der Fasern von HSS-Gewindeschneidern abzuraten. Zu empfehlen sind beschichtete Werkzeuge, z.B. mit Titancarbonnitrid (TiCN). Schädigungen der Gewindeflanken entstehen nicht primär durch das Gewindeschneiden, sondern schon beim Bohren des Kernlochs. Daher ist sorgfältig und vor allem mit scharfem Werkzeug zu bohren.
- Der Ansatz, die Löcher in das harznasse Laminat einzusteichen und mittels eines Schraubenkerns die Schraubengewinde direkt abzuformen, brachte gegenüber geschnittenen Gewinden keine Festigkeitssteigerung.
- In die Bohrung gesetzte Messing-Spreizhülsen mit Rändelung zeigten – wahrscheinlich aufgrund der geringen Tiefe der Rändelung – nur niedrige Auszugsfestigkeiten.
- In einer Versuchsreihe wurden die Schraubengewinde zusätzlich verklebt. Ziel war es, eventuelle vom Gewindeschneiden herrührende Mikroschäden zu „heilen“. Die Maßnahme brachte keine Steigerung der Bruchlast.
- Sehr gute Ergebnisse wurden mit Schrauben mit metrischem Regelgewinde erzielt. Für dünne Platten mit $t \leq 5\text{ mm}$ empfiehlt es sich, auf Feingewinde überzugehen.

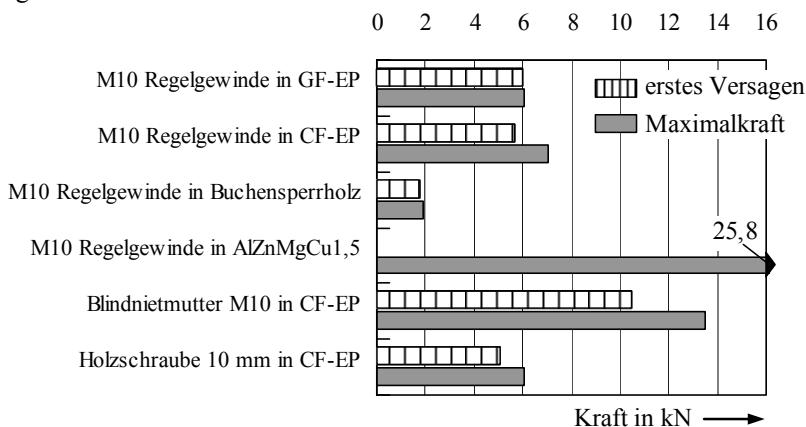


Abb. 22.32. Erzielbare Auszugskräfte bei unterschiedlichen Werkstoffen; Plattendicke 5 mm

- Für Holz- und Blechschrauben wurde ein Kernloch vorgebohrt. Beim Einschrauben dieses Schraubentyps delaminierte an der Laminatoberfläche die erste Schicht. Es ergaben sich trotzdem recht hohe Auszugskräfte, vergleichbar mit denjenigen von Schrauben mit Regelgewinde (Abb. 22.32). Für dünne Lamine sind Holz- und Blechschrauben ungeeignet, da aufgrund des zu groben Gewindes zu wenige Gewindegänge im Eingriff sind.

- Mit Blindnietmuttern konnten die höchsten Auszugskräfte erzielt werden (Abb. 22.33d). Sie sind insbesondere bei dünnwandigen Laminaten von Vorteil, wenn bei direkter Verschraubung zu wenige Gewindegänge tragen. Nietmutter können jedoch nicht in Sacklöcher eingesetzt werden.

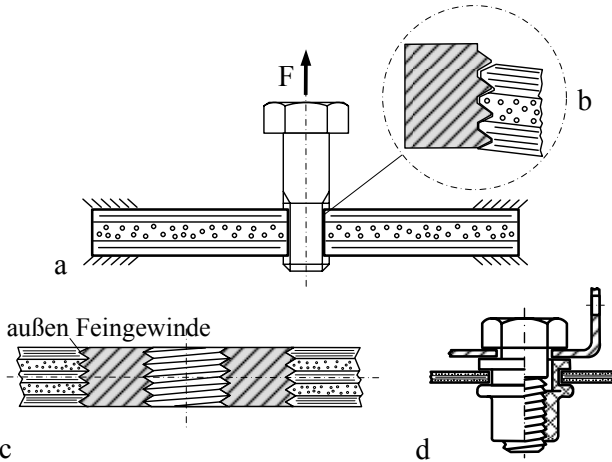


Abb. 22.33. **a** Belastungssituation beim Auszugsversuch: **b** Aufgrund der Plattendurchbiegung weitet sich die Gewindebohrung im Laminat konisch auf, so dass primär der letzte Gewindegang trägt. **c** Gewindeeinsatz im Laminat: das Außengewinde wird im Laminat verschraubt, das innere Gewinde wird zur gewünschten Befestigung genutzt **d** Blindnietmutter mit einer angeschraubten Lasche

- Es stellte sich bei allen Versuchen ähnliche Kraft-Weg-Verläufe ein (Abb. 22.34). FE-Rechnungen zeigten, dass aufgrund der Plattendurchbiegung der unterste Gewindegang den stärksten Kontakt zum Laminat hat (Abb. 22.33b). Der Kraftfluss läuft vorrangig über diesen Gewindegang. Die Durchbiegung der Platte stellte sich bei den Versuchen aufgrund unterschiedlicher Plattendicken und Lasthöhen unterschiedlich hoch ein.
- Mehrfach ein- und ausgeschraubte Schrauben mit Regelgewinde wurden auf Auszugsfestigkeit geprüft. Es ergaben sich keine Unterschiede zu Verbindungen, die nach erstmaligem Einschrauben unmittelbar geprüft wurden.
- Die Schraubenkraft wird über den Gewindeformschluss auf das Laminat übertragen. Daher ist der Gewindeumfang, bzw. der Gewindedurchmesser der entscheidende Geometrieparameter. Die maximale Auszugskraft steigt in guter Näherung linear mit dem Gewindedurchmesser (Abb. 22.35). Reicht die Auszugskraft nicht aus, so lässt sich mittels eines Gewindeeinsatzes (Abb. 22.33c) der Durchmesser des im Laminat verankerten Gewindes auf das notwendige Maß vergrößern.
- Die Einschraubtiefe wurde anhand unterschiedlicher Plattendicken simuliert. Sie zu vergrößern ist eine gute Möglichkeit, die maximale Auszugskraft erheblich zu steigern (Abb. 22.36).

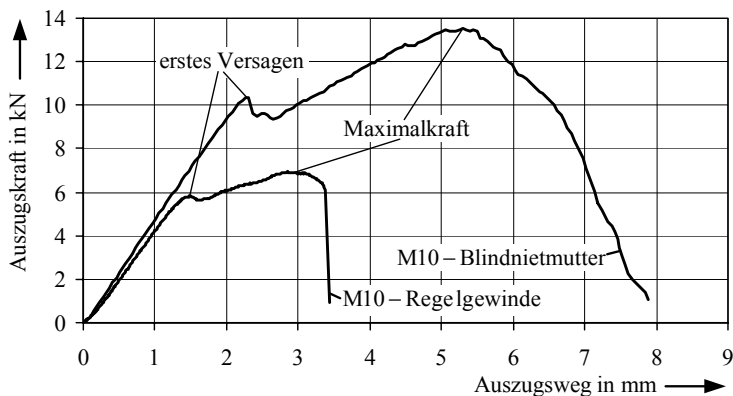


Abb. 22.34. Vergleich zwischen einem M10-Regelgewinde und einer M10-Blindnietmutter – Kraft-Weg-Verläufe der Auszugsversuche. Die Weggröße umfasst sowohl die Verschiebung der Schraube und ihre Längung als insbesondere auch die Plattendurchbiegung. Schraube und Blindnietmutter aus Stahl; Laminatplatte aus CFK, Dicke 5 mm

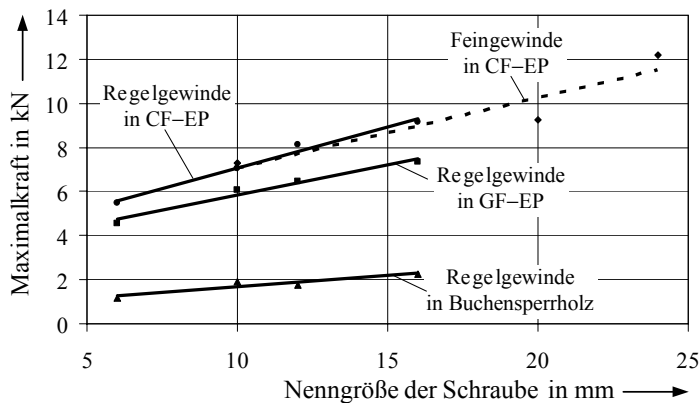


Abb. 22.35. Einfluss der Schrauben-Nenngröße auf die maximale Auszugskraft; Plattendicke bei allen Versuchen 5 mm

- Querbelastungen können – insbesondere bei dünnen Laminaten – kaum aufgenommen werden. Die Schraube „knöpft“ leicht aus. Es ist konstruktiv dafür zu sorgen, dass das Biegemoment aus der quer zur Schraube angreifenden Kraft über einen ausreichend großen Hebelarm abgestützt wird. Dies lässt sich beispielsweise durch eine zusätzliche Stützhülse realisieren. Eine andere Möglichkeit besteht darin, das Laminat lokal aufzudicken. Die große Einschraubtiefe schafft einerseits einen ausreichenden Hebelarm und ermöglicht andererseits hohe Vorspannkkräfte. Die Aufdickung kann man aus z.B. wasserstrahlgeschnittenen, kreisförmigen CFK-Platten stapeln und verkleben. Die Scheibenkanten

müssen entweder geschrägt oder aber mittels Füllmasse „entschärft“ werden (Abb. 22.37).

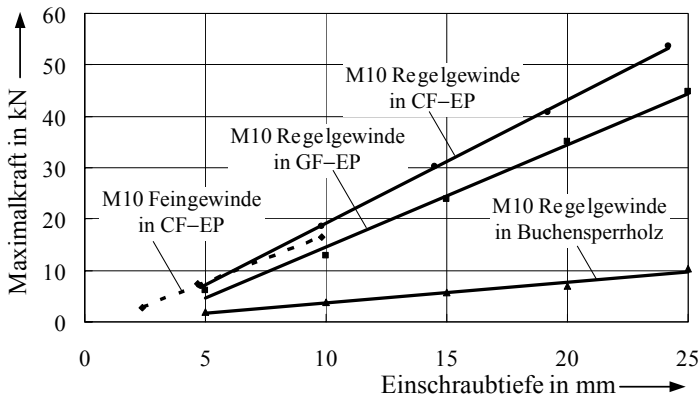


Abb. 22.36. Einfluss der Einschraubtiefe – hier bei den Versuchen identisch mit der Plattendicke – auf die maximale Auszugskraft

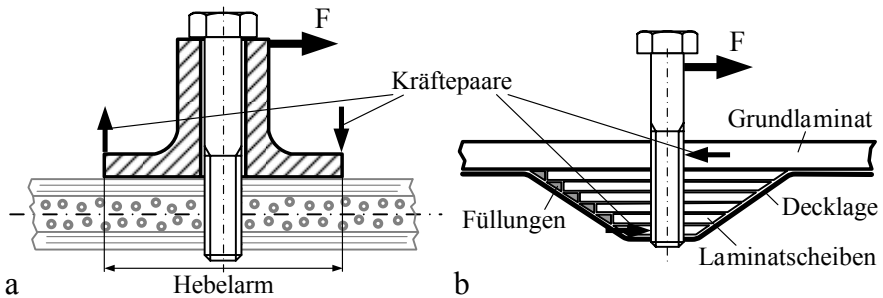


Abb. 22.37. Querbelastung einer Schraubbefestigung: **a** Durch eine eingefügte Stützhülse mit einer Fußplatte großen Durchmessers wird ein ausreichender Hebelarm geschaffen, um das Biegemoment aus der Kraft F über ein Kräftepaar abzusetzen. **b** Den notwendigen Hebelarm für das Kräftepaar erhält man auch durch Aufdicken

22.12 Stehbolzen mit einzubettender Fußplatte

Wenn durchgeschraubte Krafteinleitungen wegen mangelnder Zugänglichkeit oder aus aerodynamischen Gründen nicht einsetzbar sind, kann man Krafteinleitungselemente (KE-Elemente) – bestehend aus Fußplatte mit Stehbolzen – in das Laminat einbetten. Am Markt sind derartige Platte/Bolzen-Elemente in mannigfaltigen Ausführungen erhältlich (Abb. 22.38).

Eigene Versuche [22.26] zeigten folgende Versagensformen:

- Biegeversagen der Bolzenwurzel
- Plastifizieren der Fußplatte
- Versagen der Schweißnaht zwischen Bolzenwurzel und Fußplatte
- Bruch der Klebung zwischen Fußplatte und Laminat
- Laminatversagen auf Zwischenfaserbruch, Faserbruch oder durch Schichten-trennung (Delamination).

In ersten Versuchen an den kommerziellen KE-Elementen nachgebauten Proto-
typen wurde plastisches Versagen des Stehbolzens und der Fußplatte festgestellt.
Daher galt es das KE-Element neu zu dimensionieren und ohne versagenskritische
Schweißung aus dem Vollen zu drehen (Abb. 22.38b).

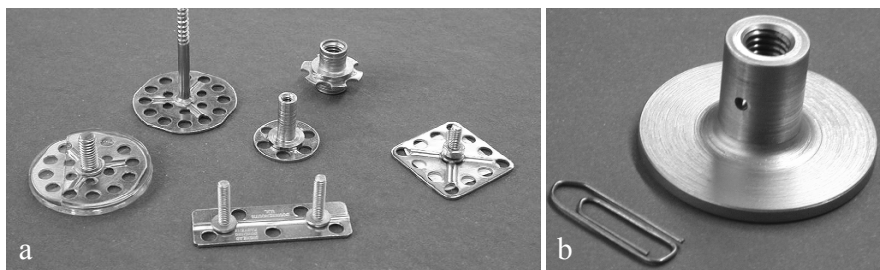


Abb. 22.38. **a** Kommerziell erhältliche, einlaminierbare Krafteinleitungselemente **b** Da sich Nachbauten der am Markt erhältlichen Elemente als zu dünnwandig erwiesen und weit vor dem Laminatversagen stark deformierten, wurde für die Versuche ein neues Element dimensioniert

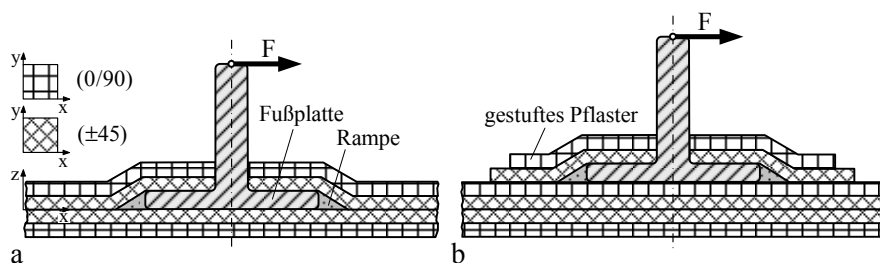


Abb. 22.39. Die zwei unterschiedlichen Einbausituationen der Krafteinleitungselemente: **a** in das Grundlaminat integriert **b** nachträglich auf das Grundlaminat aufgesetzt. Die Dicken des Grundlaminats lagen zwischen 1,4 bis 2 mm

Zwei Probekörper-Varianten standen zur Untersuchung an, in das Laminat *integrierte* (Insert) und nachträglich *aufgesetzte* KE-Elemente (Onsert) (Abb. 22.39). Die Untersuchungen wurden an Kohlenstoff- und Glasfaserlaminaten durchgeführt. Der Laminataufbau ist (Abb. 22.39) zu entnehmen. Verwendung fanden Körpergewebe und kalthärtendes Epoxidharz aus dem Segelflugzeugbau. Gefertigt wurden quasi-isotrope, mittensymmetrische Flugzeugbau-Lamine (0/90/±45) im Handlaminierverfahren.

Die Laminatplatte wurde allseitig momentenfest in einen Klemmrahmen eingespannt. Über einen definierten Hebelarm erfolgte die Belastung des KE-Elements weggeregelt parallel zur Laminatplatte mit einer Kraft F (Abb. 22.40).

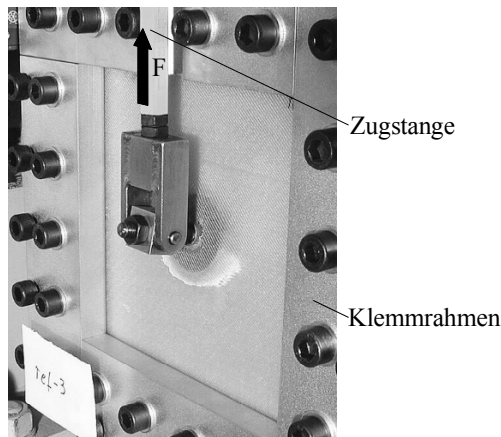


Abb. 22.40. Versuchsaufbau

22.12.1 Versuchsergebnisse quasistatischer Festigkeitsprüfungen

Da davon auszugehen ist, dass eine gute Haftung zwischen Fußplatte und Laminat unabdingbar ist, wurden dreierlei Modifikationen zur Optimierung der Haftung untersucht:

- Basis waren Versuche an mit feinem Strahlgut gestrahlten Fußplatten.
- Durch Verwendung eines groben Strahlmittels war keine merkliche Bruchkraftsteigerung zu erzielen.
- Beim Laminieren verklebt die Fußplatte mit dem Laminat. Laminierharze haften auf Metallen jedoch schlecht. Daher wurden die Metallplatten nach dem Sandstrahlen mit einem Strukturkleber eingestrichen und erst dann im Laminat eingebettet. Die mit Strukturkleber eingestrichenen Proben streuten geringer und die durchschnittliche Versagenslast lag bei CFK um 28,5 %, bei GFK sogar 50% über den anderen beiden Varianten!

Primär wurde die integrierte Variante geprüft. Beim *CFK*-Grundlaminat wurden unterschiedliche Versagensformen festgestellt. In allen Fällen trat ohne Vorkündigung Versagen im Bereich der *Plattenzugspannungen* (Abb. 22.41) auf. Bei etwa 70 % der Proben (gestrahlt mit feinkörnigem Strahlgut) wurde als dominantes Versagensbild Faserbruch an der Kante des Fußplatte auf der Probenrückseite festgestellt (Abb. 22.42a). Bei ungefähr 15 % der Versuche traten Delaminationen auf; die Verklebung zwischen Fußplatte und Laminat versagte. Fb und Delamination liegen sehr eng beieinander. Würde man erheblich verstärken, so

würde das Versagen zur Delamination tendieren. In weiteren Fällen wurde Versagen an der Kante der Fußplatte auf der Probenvorderseite (Abb. 22.41) sowie vom Bolzen ausgehende Rissbildung festgestellt. Der Radius der Fußplatte wirkt sich auf den Versagenstyp- bzw. Ort nicht aus.

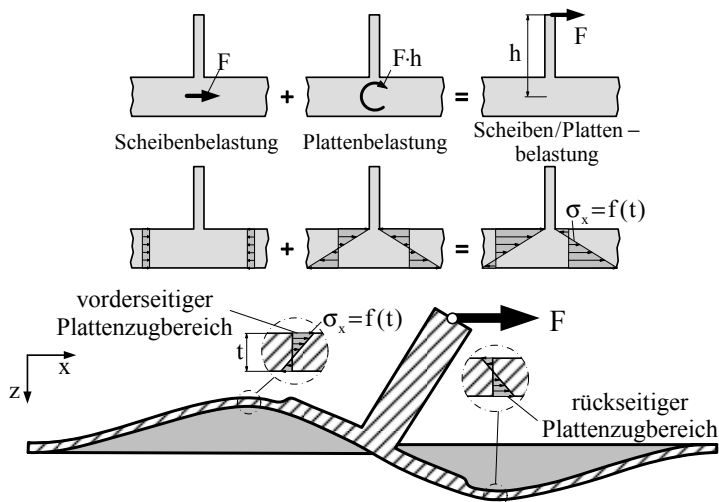


Abb. 22.41. Belastung und Verformung des Laminatbereichs um das Krafteinleitungselement. Es überlagern sich eine Scheibenbelastung und eine aus dem Hebelarm resultierende Plattenbelastung sowie bei richtungstreuer Kraft eine Zugbeanspruchung in Bolzenrichtung. Es dominiert die Plattenbiegung

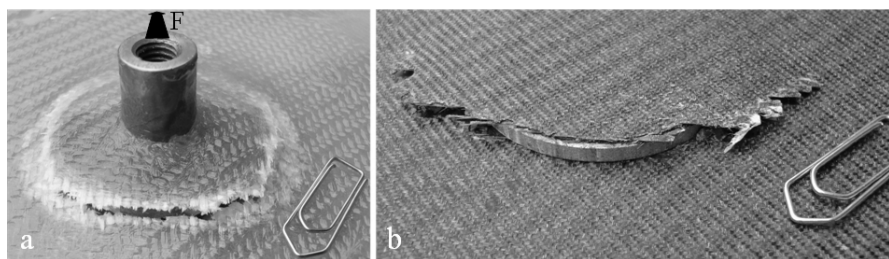


Abb. 22.42. Statische Versagensformen **a** Faserbruch im vorderseitigen Plattenzugbereich (hier bei GFK) **b** Faserbruch im rückseitigen Plattenzugbereich (hier bei CFK)

Die *GFK*-Grundplatten zeigten im Vergleich zu den *CFK*-Laminatplatten einige Unterschiede:

- Das Versagen kündigte sich durch Knistern an.
- Nach dem Versagen fanden sich keine Tragreserven, d.h. das Kraft-Weg-Diagramm brach abrupt ab.

- Es dominierte Fb-Versagen *plattenzugseitig* im Fußkantenbereich auf der Probenrückseite.
- Versagen durch Delamination der Fußplattenunterseite vom Laminat sowie Bruch vom Bolzen ausgehend traten lediglich einmal auf.

Die Ergebnisse der statischen Festigkeitsprüfungen sind in Abb. 22.43 zusammengestellt. Als wichtigste Resultate sind festzuhalten:

- Das ertragbare Moment steigt proportional mit dem Fußplattendurchmesser an.
- CF-EP-Lamine ertragen deutlich höhere Momente als GF-EP-Lamine.

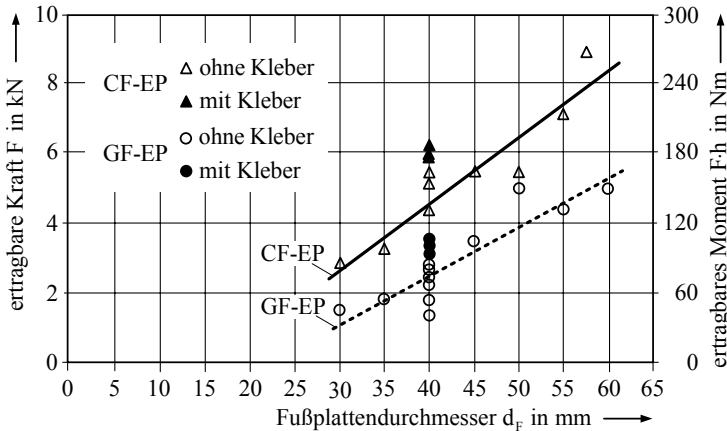


Abb. 22.43. Ergebnisse der quasistatischen Prüfungen bei der integrierten Variante

22.12.2 Versuchsergebnisse von Ermüdungsprüfungen

Da der Einsatz des KE-Elements in der aufgesetzten Variante in der Praxis häufiger vorkommen dürfte, wurde der Fokus auf diesen Probentyp gerichtet [22.4]. Der Versuchsaufbau entsprach dem der statischen Versuche. Alle Fußplatten wurden mit Strukturkleber eingestrichen. Eine stetige Luftkühlung der Proben verhinderte deren Erwärmung. Folgende Ereignisse wurden als Versagen interpretiert: Faserbruch oder Absinken der Steifigkeit unter 90 % des Startwerts.

Für alle CFK-Proben konnte mit wachsender Schwingspielzahl ein Abfall der Steifigkeit bei gleichzeitiger Zunahme der Dämpfung festgestellt werden. Zuerst trat Zfb auf. Der Fb-Anriss erfolgte – im Gegensatz zu den quasistatischen Versuchen – unter schwellender Belastung immer im Pflaster-Plattendruckbereich in unmittelbarer Nähe zur Kante der Fußplatte. Dies deutet auf Druckversagen der Fasern aufgrund der Gewebe-Vorkrümmungen hin. Das endgültige Versagen erfolgte jedoch nicht schlagartig. Bei der geringsten Prüflast kam es hingegen zu einem Versagen aufgrund Unterschreitens der definierten Grenzsteifigkeit.

Bei den GFK-Laminaten bildeten sich nach 500 Schwingspielen deutliche Zfb, gut erkennbar als milchige Eintrübungen im Fußrandbereich – unmittelbar an der KE-Kante – auf der Pflaster-Plattenzugseite (Abb. 22.44a). Bei Versuche durchtrennte Fb das Pflaster-Laminat. Der Riss lief zwischen Rampe und Fußplattenrand weiter und führte zur Delamination von Fußplatte und Laminat-Trägerplatte. Beim Probekörper mit niedrigster Last wurde der Versuch aufgrund Unterschreitens der Grenzsteifigkeit beendet. Zu diesem Zeitpunkt lagen im Bereich des Rampenendes eine Ansammlung von Zfb im Pflaster vor (Abb. 22.44b).

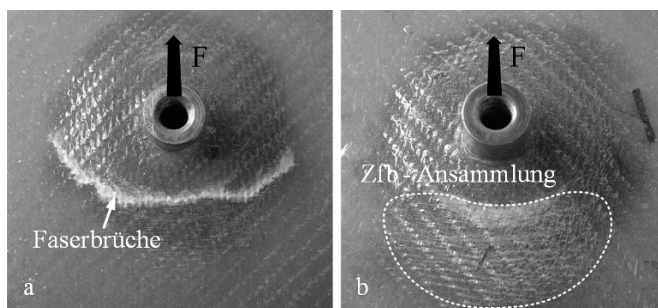


Abb. 22.44. Ergebnisse der Ermüdungsprüfung **a** Bei höheren Lasten treten Faserbrüche im Rampenbereich auf. **b** Bei niedrigeren Lasten wurde der Versuch abgebrochen, nachdem infolge weitreichender Zfb-Bildung – erkennbar an der milchigen Trübung – die Steifigkeit unter 90% der Anfangssteifigkeit gesunken war

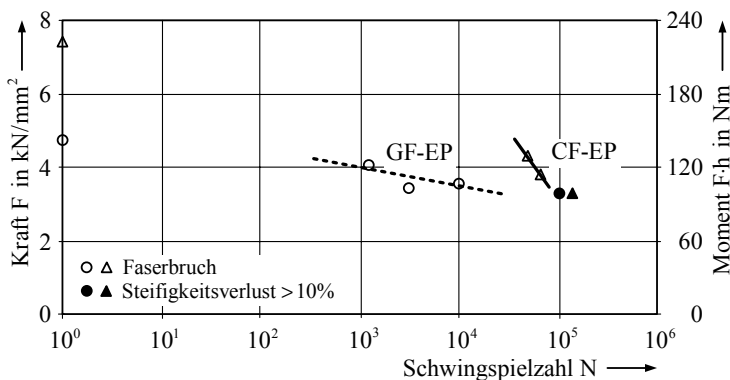


Abb. 22.45. Ergebnisse von Schwell-Ermüdungsprüfungen. Den Einstufenversuchen lagen folgende Bedingungen zugrunde: Kraftregelung, Verhältnis Unterlast/Oberlast $R = 0,1$; Prüffrequenz $f = 4$ Hz, Umgebungstemperatur. Das Diagramm kann – obwohl nur wenige Ergebnisse vorliegen – zumindest zur Abschätzung des Ermüdungsverhaltens dienen

Eine Wöhlerkurve zeigt Abb. 22.45. Trotz noch unzureichenden Prüfumfangs ist festzuhalten: Es zeigte sich bei beiden Laminattypen ein deutlich gutmütigeres Versagen als unter quasistatischer Last: Schwingend kam es nicht zu einem schlagartigen Durchtrennen des Laminats, sondern zu sukzessivem, über eine An-

zahl von Lastwechseln fortschreitendem Fb, bzw. zu einem graduellen Steifigkeitsabfall durch Zfb. Bei allen Versuchen blieb die FKV-Grundplatte selbst ohne Schäden.

22.12.3 Zur Berechnung des Platte/Bolzen-Elements

Die FE-Rechnungen wurden geometrisch nichtlinear durchgeführt, das physikalisch nichtlineare Werkstoffverhalten hingegen wurde vernachlässigt. Als wichtigste Parameter wurden der Fußplattendurchmesser und die Stehbolzenhöhe – bzw. Höhe des Krafteinleitungspunkts – variiert.

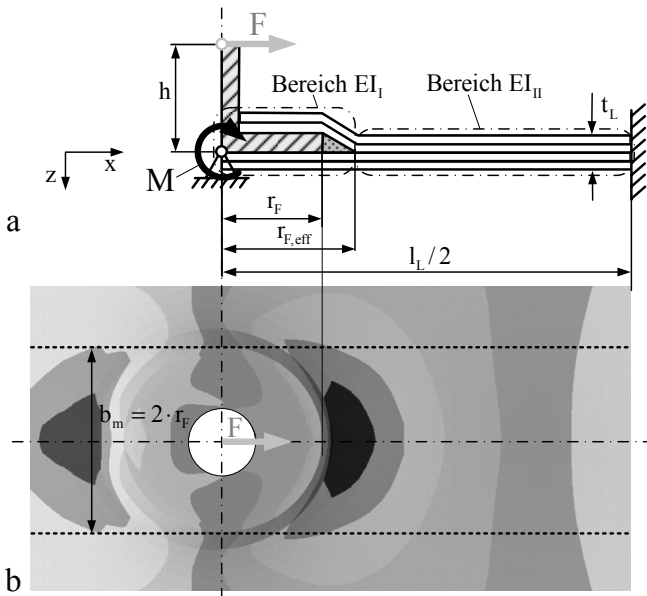


Abb. 22.46. **a** Modellierung des Krafteinleitungsbereichs als Zweifeldbalken **b** Die mittragende Breite b_m wird aus FE-Ergebnissen bestimmt; hier dargestellt die Fb-Anstrengungsverteilung

Wie schon von den Versuchsergebnissen her erwartet, steigt die maximal ertragbare Querbelastung mit größer werdendem Fußdurchmesser in guter Näherung linear an. Dem gegenüber fallen die ertragbaren Maximalkräfte mit anwachsender Bolzenhöhe – gleichbedeutend mit einem Anwachsen des äußeren Biegemomentenanteils an der Gesamtlast – in erster Näherung mit dessen Reziprokwert ab. Dies gilt sowohl für die CFK- als auch für die GFK-Variante. Die FE-Berechnungen zeigen primär Versagen auf Zfb. Finaler Fb tritt in den auf Biegung am höchsten beanspruchten Randschichten mit Faserorientierung in Richtung der Kraft auf. Der Spannungszustand im Fußrandbereich ist dreidimensional und sehr

komplex. Die Vorhersage einer Delamination war modellbedingt nicht direkt möglich.

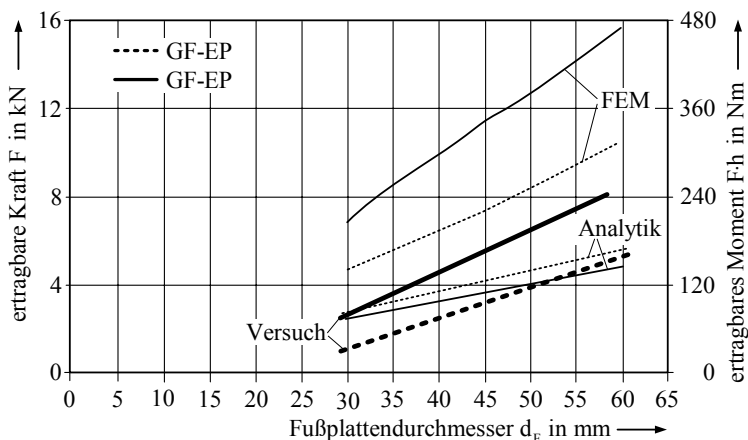


Abb. 22.47. Vergleich zwischen den Festigkeitsberechnungen – aus geometrisch nichtlinearen FE-Analysen und analytischer Modellierung – und den Versuchsergebnissen (integrierte KE-Variante)

Um die Platte/Bolzen-Krafteinleitung vordimensionieren zu können, wurde ein mechanisches Ersatzmodell erstellt. Die Gewebelagen aus den Versuchen wurden in einzelne UD-Schichten aufgelöst. Basis des Ersatzmodells ist ein statisch unbestimmter Balken. Er ist an einem Ende momentenfest eingespannt, am anderen Ende gelenkig gelagert und mit einem Biegemoment – aus der Kraft am Bolzenhebelarm – beaufschlagt. Der Balken weist zwei Bereiche unterschiedlicher Biegesteifigkeiten auf, den Bereich mit der einlamierten Fußplatte und Rampe sowie den Bereich des angrenzenden Plattenlaminats. Der Balken wird daher als *Zweifeldbalken* modelliert (Abb. 22.46). Eine *mittragende Breite* b_m ersetzt die Balkenbreite. Sie wird aus FEM-Vergleichsrechnungen – Bezug sind die Fb-Anstrengungen $f_{E, Fb}$ in den 0° -Deckschichten – als doppelter Radius der Fußplatte angesetzt:

$$b_m = 2 \cdot r_F \quad (22.28)$$

Aus dem DGL-System für die Biegelinie und den Randbedingungen lassen sich die Schnittgrößen, d.h. Querkraft- und Momentenverlauf, über der Balkenlängs-koordinate x ermitteln. Zunächst wird das Schnittmoment, das an der Fußkante beim Fußradius $x = r_F$ herrscht, bestimmt:

$$M(r_F) = \frac{3}{4} \frac{F \cdot h (-r_{F,eff}^2 + EI_I / EI_{II} \cdot r_{F,eff}^2 - 1/4 \cdot EI_I / EI_{II} \cdot l_L^2) \cdot r_F}{-r_{F,eff}^3 + EI_I / EI_{II} \cdot r_{F,eff}^3 - 1/8 EI_I / EI_{II} \cdot l_L^3} - \frac{1}{2} F \cdot h \quad (22.29)$$

- F in N
- h in mm; die Höhe des Kraftangriffspunkts ist an der Probe zu messen (Abb. 25.1a). Sie betrug bei den Versuchen $h = 30$ mm.
- $r_{F,eff}$ in mm; der effektive Fußradius, der sich aus dem Radius der Fußplatte plus der Länge der Matrixrampe ergibt. Er ist an der Probe zu messen.
- EI_I/EI_{II} ; mit diesem Quotienten wird das Verhältnis der Biegesteifigkeiten von Balkenbereich I zu II bestimmt. Die Biegesteifigkeiten können direkt aus der Klassischen Laminattheorie entnommen werden. Sie entsprechen jeweils dem ersten Koeffizienten der Plattensteifigkeitsmatrix D_{11} . Dabei ist die Fußplatte im Bereich I als Einzelschicht mit in die CLT einzubeziehen.
- l_L in mm; Laminat- bzw. Plattenlänge. Im Versuch lagen Plattenabmessungen von $l_L = 160$ mm vor

Über die *mittragende Breite* lässt sich der wirkende Momentenfluss $m(x = r_F)$ bestimmen:

$$m(r_F) = \frac{M(r_F)}{b_m} \quad (22.30)$$

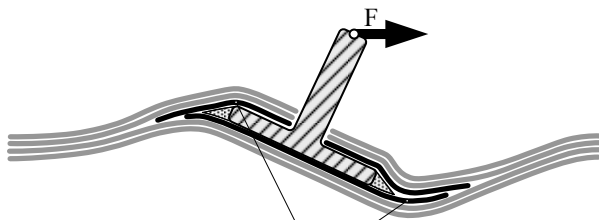
Der Momentenfluss $m(r_F)$ kann direkt als Belastung in ein Laminat-Analyseprogramm eingegeben werden. Es ist der Aufbau und die Dicke des Laminats einzugeben, die unmittelbar an die Fußplatte angrenzen. Die Berechnung mittels CLT hat den Vorteil, unterschiedliche Laminataufbauten berücksichtigen zu können. Sowohl die Fb- als auch die Zfb-Anstrengung werden beurteilt und Reserven angegeben.

Wie Abb. 22.47 verdeutlicht, stimmen Rechnung – und zwar sowohl FE-Analysen als auch die analytischen Ergebnisse – und Versuch nur tendenziell überein. Grund dafür ist, dass hier eine vereinfachte Festigkeitsanalyse an einem statisch unbestimmten, stark nichtlinearen Problem versucht wird. Insbesondere der angenommene Ansatz, das ungleichförmige Tragverhalten mittels einer konstanten Ersatzbalkenbreite, der *mittragenden Breite* zu erfassen, bedarf vertiefter Betrachtung. Aufgrund der Eingabe gemittelter Werte aus den Versuchen sowohl für Geometrie- als auch Werkstoffgrößen übertreffen die GF-EP-Maximalkräfte die CF-EP-Maximalkräfte im Ersatzmodell leicht. Gl. 22.29 ist als halbempirisch zu begreifen, also an Versuchsergebnisse – getrennt nach CFK und GFK – anzupassen. Darüber hinaus treten auch andere Versagensarten als das der Berechnung zugrunde liegende Biegeversagen auf. In Versuchen zeigte sich auch Versagen durch translaminare Schubbeanspruchung und Delamination. Dies kann von Analytik als auch von der FEM aufgrund fehlender Theorie nicht abgebildet werden. Das mechanisch-analytische Modell dient also nur der Vordimensionierung. Bei wichtigen, sicherheitsrelevanten Strukturen und hoher Werkstoffausnutzung ist unbedingt ein eigener experimenteller Bruchnachweis zu führen!

22.12.4 Empfehlungen zur konstruktiven Ausgestaltung

Hinweise zur Geometrie

- Der Scheibenanteil der Belastung ist gut zu ertragen. Da das Biegemoment dominiert, sollte mit einer möglichst geringen Höhe des Kraftangriffpunkts dessen Anteil niedrig gehalten werden.
- Die Fußplatte sollte einen möglichst großen Durchmesser haben.
- Eine Erhöhung der Laminat-Schichtdicke, d.h. der Biegesteifigkeit, ist immer von Vorteil! Aufgrund des relativ raschen Abklingens der versagensrelevanten Spannungen ($\sim r^{-1}$) empfiehlt es sich, die höchstbelasteten Bereiche, d.h. den unmittelbar an die Lasteinleitungsstelle angrenzenden Bereich aufzudicken (Erhöhung des Flächenträgheitsmoments). Dafür reichen auch ringförmige Pflaster (Abb. 22.48).



Verstärkungen im Bereich maximaler Biegespannungen

Abb. 22.48. Zusätzliche Pflaster zur Verstärkung der am höchsten biegebelasteten Bereiche werden innen, in den niedrig biege-beanspruchten Bereichen platziert. Dadurch wird die Gefährdung durch interlaminare Spannungen an den Rändern der Pflaster verringert

- Ist die Lastrichtung bekannt, so sollten UD-Gelege mit Faserorientierung in Krafrichtung als oberste Schicht platziert werden.
- Weiterhin sollte – wenn es die Ansprüche an die Oberfläche erlauben – die Trägerplatte symmetrisch aufgedickt werden. Das vermeidet Sekundär-Biegung.
- Falls die Elemente direkt in das Trägerlaminat integriert werden sollen, ist darauf zu achten, dass die Biegesteifigkeiten des unmittelbaren KE-Bereichs und der unmittelbar angrenzenden Laminatplatte möglichst nahe beieinander liegen, d.h. Steifigkeits-Sprünge im Kernbereich sollten vermieden werden – z.B. durch sehr flaches Anschrägen der Fußkanten. Der Fußplattenrand darf nicht scharfkantig angefast werden.
- Ist das Laminat selbst einer starken Biegeverformung ausgesetzt, so besteht bei der aufgesetzten Variante die Gefahr, dass sie abplatzt. Man sollte die integrierte Variante bevorzugen.

Zusätzliche Verklebung zwischen Fußplatte und Laminat

- Eine Verklebung Fußplatte–Laminat mit dem Laminierharz zeigte eine so geringe Belastbarkeit, dass im Vergleich mit einer Nichtverklebung kein Unterschied festzustellen war. Eine deutliche Verbesserung lässt sich jedoch erzielen, wenn die Fußplatte mittels Strukturkleber verklebt wird! Es ist ein duktiler Kleber zu bevorzugen, der den Abbau von Spannungsspitzen begünstigt.
- Metallische KE-Elemente sollten vor der Verklebung für einige Zeit in Lösungsmittel eingelagert werden. Denn in Poren enthaltenes Öl ist durch einfaches Abwischen nicht vollständig zu entfernen.
- Die Laminatschichten in unmittelbarem Kontakt zur Fußplatte sollten zum Fuß vergleichbare Dehnsteifigkeiten besitzen, um die Kleberbeanspruchung möglichst gering zu halten. Denkbar sind Sandwich-Fußplatten mit hoher Biege- und geringerer Dehnsteifigkeit. Sind die direkt an die Fußplatte angrenzenden Laminatschichten schubweich, so lassen sich auch die Klebschicht-Spannungsspitzen reduzieren.
- Querdruck in Platten-Dickenrichtung, z.B. über am Stehbolzen angezogene Muttern – mit großflächigen Unterlegscheiben – aufgebracht, erhöht die Belastbarkeit der Klebung.
- Erfahrungen zeigen, dass insbesondere das Modellieren des Übergangs von der Fußplatte zum freien Laminatbereich – die Rampe – sehr fehleranfällig ist. Die Rampe sollte möglichst flach auslaufend gestaltet werden. Strukturkleber als Rampenwerkstoff eignet sich dazu besser als angedicktes Laminierharz.

Zur Gestaltung des Bolzens und der Fußplatte

- Die Bolzenwurzel muss ausreichend dimensioniert sein und mit einem großen Übergangsradius versehen werden.
- Der KE-Bolzen kann auch leicht „unterdimensioniert“ werden. Die plastische Verformung dient als Vorwarnung für eine Überbelastung, bevor Totalversagen z.B. in Form einer Delamination auftritt.
- Die Fußplatte ist mit möglichst hoher Biegesteifigkeit zu versehen, z.B. durch eine hohe Fußdicke, evtl. auch mittels eingepprägter Sicken. Falls sie bei Belastung in den plastischen Bereich gerät, versagt sofort die Klebung zum Laminat.
- Von einer Lochung der Fußplatte – falls der Leichtbauaspekt untergeordnet ist – ist eher abzuraten. Torsionsmomente durch das Anschrauben der späteren Bauteile sind durchaus auch ohne Bohrungs-Harz-Formschluss durch die Verklebung zu ertragen. Evtl. sind Schlüsselflächen zum Gegenhalten am Bolzenschaft anzubringen.
- Von Lösungen mit auf die Fußplatte aufgeschweißten Normschrauben ist aus schweißtechnischer Sicht dringend abzuraten!
- Für Schweißkonstruktionen in kleineren Stückzahlen bietet sich die Kombination WIG-Schweißen und S355 als Werkstoff an. S355 ist als Konstruktionswerkstoff sowohl als Tafelmaterial und als Rundmaterial weit verbreitet.

- Bei größeren Stückzahlen ist eindeutig das Bolzenschweißverfahren zu bevorzugen. Versuche haben gezeigt, dass die Tragfähigkeit der Bolzenverbindung im gleichen Bereich liegt, wie die Doppelkehlnaht mit S355.
- Die Verwendung von Aluminium würde das Gewicht des KE stark absenken. Jedoch ist bei metallischen KE in Kombination mit CFK-Trägerplatten die Gefahr der elektrochemischen Korrosion gegeben. Es sind mit CFK nur rostfreier Stahl oder Titan verwendbar. Die Legierung Ti6Al4V bietet sich aufgrund der weiten Verbreitung und der Freigabe für Anwendungen in der Luftfahrt an.

22.13 Beispiele von Bolzenverbindungen in hoch beanspruchten Strukturen

Als Beispiel für ausgeführte hoch beanspruchte Krafteinleitungen sollen im Folgenden die Anschlüsse von Windkraft-Rotorblättern an die Rotornabe vorgestellt werden. Die Anforderungen an die Krafteinleitungen sind umfangreich: Hohe Lasten, bestehend aus Fliehkräften, Querkraften und Biegemomenten, müssen betriebssicher für etwa 30 Jahre konzentriert aus der Blattschale aus- und in die Rotornabe eingeleitet werden.

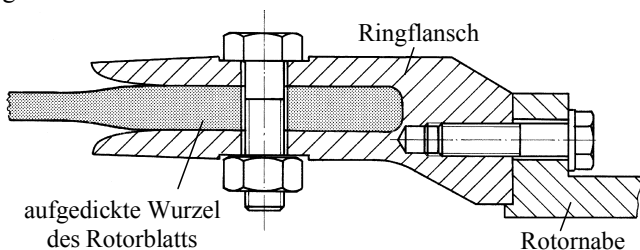


Abb. 22.49. Flansch-Rotorblattanschluss

Für diesen Anwendungsfall hat sich der Schlaufenanschluss bewährt. Dabei werden die in Blattrichtung orientierten Faserstränge am Blattfuß als Schlaufe um eine Vielzahl von Längsbolzen gelegt. Nachteilig ist der manuelle Fertigungsaufwand.

Abb. 22.49 zeigt eine alternative Variante eines Rotorblattanschlusses. Die Blattschale wird zwischen zwei konzentrische Stahlflansche geklemmt; die Klemmkräfte werden mittels Schrauben aufgebracht, die beim Nachlassen der Klemmkräfte die Belastung auch noch über Lochleibung aufnehmen können. Zum Ausgleich von Fertigungstoleranzen und zur Abdichtung wird die GFK-Schale innerhalb der Stahlflanschringe vollständig in Kleber gesetzt. Diese Maßnahme wirkt sich zusätzlich festigkeitssteigernd aus.

Das am weitesten verbreitete Krafteinleitungskonzept für Rotorblätter zeigt Abb. 22.50. Die Kräfte werden hierbei ausschließlich über eine Lochleibung aus dem Rotorblatt ausgeleitet. Der eigentliche Querbolzen, der im Laminat steckt, wird über in Blattlängsrichtung orientierte Dehnbolzen angeschlossen, daher auch

der Name Dehnbolzenanschluss („IKEA“-Anschluss) [22.14]. Diese Krafteinleitung ist einfacher zu fertigen und leichter als der obige, herkömmliche Anschluss, da der Stahlflansch deutlich kleiner gehalten werden kann. Vorteilhaft ist weiterhin, dass ständig hohe Vorspannkkräfte herrschen, so dass auch bei schwingender Beanspruchung das Faserverbundblatt nicht vom Stahlflansch abhebt; ein „Klappern“ des Anschlusses wird damit verhindert.

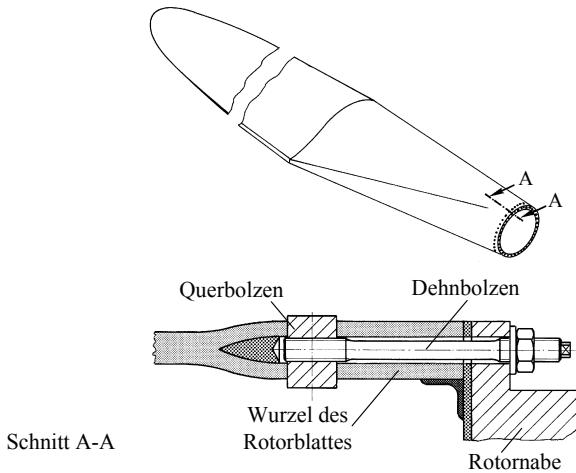


Abb. 22.50. Dehnbolzen-Rotorblattanschluss (nach [22.11])

Besondere Sorgfalt wurde darauf verwendet, die Dehnsteifigkeiten der Schrauben und des GFK-Laminats aufeinander abzustimmen. Flansch und Schraube sind parallel geschaltet, so dass gilt:

$$1/\delta_{\text{ges}} = 1/\delta_p + 1/\delta_s \quad \text{und} \quad \Delta l = \Delta l_p = \Delta l_s \quad (22.31)$$

δ = elastische Nachgiebigkeit von Flansch (P) und Schraube (S)
 Δl = Längung

Wird eine Betriebskraft F_A aufgebracht, so beansprucht sie das Federsystem aus Schraube und Flansch zusätzlich zur Vorspannkraft F_v

$$F_A = 1/\delta_{\text{ges}} \cdot \Delta l = (1/\delta_p + 1/\delta_s) \cdot \Delta l \quad (22.32)$$

Ersetzt man die Längung durch das Federgesetz der Schraube

$$\Delta l = \Delta l_s = \frac{F_s}{1/\delta_s} \quad (22.33)$$

und setzt diesen Ausdruck in das Federgesetz des Gesamtsystems ein, so erhält man den Kraftanteil F_{SA} , den die Schraube aus der Betriebskraft aufzunehmen hat und der sie zusätzlich zur Vorspannkraft belastet:

$$F_{SA} = F_A \cdot \frac{\delta_p}{\delta_p + \delta_s} \quad (22.34)$$

Ziel muss es sein, die Belastung der Schraube gering zu halten, da Schrauben mit hohen Formfaktoren α_K bzw. Kerbwirkungszahlen β_K belegt sind. Man erkennt, dass sich die Belastung der Schraube reduzieren lässt, indem man die Nachgiebigkeit der Schraube groß hält. Hieraus resultiert die klassische Forderung nach Dehnschrauben, die insbesondere bei schwingender Beanspruchung zu bevorzugen sind. Die Dehnschraube stellt einen Kompromiss dar. Aufgrund des geringeren Querschnitts hat sie eine geringere statische Festigkeit, jedoch eine bessere Ermüdungsfestigkeit. Vorteilhaft ist fernerhin, dass der schlanke Schaft eine geringere Biegesteifigkeit mit sich bringt, die Dehnschraube bei Krümmungsvorgaben eine geringere Biegebeanspruchung erfährt.

Visualisieren lassen sich die Vorspannverhältnisse in einem Schraubendia-gramm (Abb. 22.51). Die Flanschsteifigkeit kann nur maßvoll erhöht werden; das Gewicht der Konstruktion würde zu stark anwachsen und außerdem bestünde die Gefahr, dass die Abhebekraft unzulässig niedrig wird.

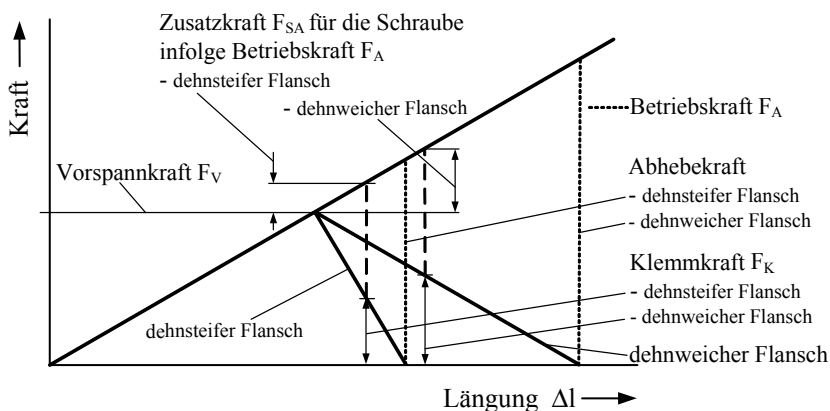


Abb. 22.51. Vorspannungsschaubild des Dehnbolzen-Rotorblattanschlusses

Zum Nachweis des Dehnbolzenanschlusses wurden umfangreiche Untersuchungen durchgeführt:

- Es wurde der Zeiteinfluss überprüft, d.h. die Kriechneigung des GFK-Flansches gemessen. Im Verbund wurden nach 1000 h ein Abfall der Vorspannkraft in den Schrauben von etwas mehr als 3% gemessen. Tolerierbar wäre eine Abnahme bis 22%, bevor die GFK-Schale sich bei Nennlast vom Stahlflansch abhebt.
- Nachgewiesen wurde eine ausreichende Ermüdungsfestigkeit des GFK-Flansches einschließlich der auf Lochleibung beanspruchten Bohrungen. Dazu fertigte man nach dem in Abb. 22.50 gezeigten Prinzip Probekörper und unter-

warf sie Zugschwellversuchen bis 10^5 Lastwechsel. Im anschließenden quasi-statischen Bruchversuch erreichten die Lochleibungsfestigkeiten noch Werte von $\hat{R}_L > 300 \text{ N/mm}^2$.

- Nicht nur bei den FKV-, sondern auch bei den Stahl Komponenten – hier insbesondere bei den Dehnbolzen – war eine ausreichende Betriebsfestigkeit nach zu weisen.
- Sehr sorgfältig ist bei der Paarung unterschiedlicher Werkstoffe die thermische Verspannung zu überprüfen, hier die des GFK-Anschlussbereichs gegenüber den Stahlschrauben: Die Analyse zeigte, dass die thermischen Ausdehnungskoeffizienten des gewählten Laminataufbaus und der Schrauben so eng beieinander lagen, dass sich die Schraubenvorspannkraft durch Temperatureinwirkung nur um $0,3\%/^{\circ}\text{C}$ änderte.

Die Dehnbolzen-Krafteinleitung wurde 1984 zum ersten Mal bei einer Windkraftanlage realisiert. Sie hat sich seitdem ausgezeichnet bewährt.

Literatur

- 22.1 Camacho PP, Matthews FL (1997) Stress analysis and strength prediction of mechanically fastened joints in FRP: a review. *Composites Part A* 28A, 529–547
- 22.2 Chamis CC (1990) Simplified Procedures for Designing Composite Bolted Joints. In: *J. of Reinforced Plastics and Composites*, 9: 614–626
- 22.3 Crews JH jr (1981) Bolt Bearing Fatigue of a Graphite/Epoxy Laminate. In: Kedward, KD (Hrsg.) *Joining of Composite Materials*, ASTM STP 749
- 22.4 Fickel M (2006) Ausarbeitung von Konstruktionsprinzipien für punktförmige Querkraft- und Biegemomenten-Krafteinleitungen in dünnwandige Carbon-Lamine. Diplomarbeit, Fachgebiet Konstruktiver Leichtbau und Bauweisen, TU Darmstadt
- 22.5 Fink A (2006) Metalllamine für verstärkte Verbindungen. In: Tagungsband des 12. Nationalen SAMPE Symposium, Braunschweig
- 22.6 Franz J (1980) Zur Spannungsanalyse von genieteten und geklebten Fügungen sowie von Sandwichplattenstreifen unter äußeren Lasten und unter Temperaturbeanspruchungen. Bericht Nr.FB-152, Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit, Darmstadt
- 22.7 Grandt J (1994) Blindniettechnik: Qualität und Leistungsfähigkeit moderner Blindniete. *Die Bibliothek der Technik*, Bd. 97; Verl. Moderne Industrie, Landsberg
- 22.8 Grandt J (1998) Blindnietgewindesysteme: Typen, Verarbeitung, Einsatzbereiche. *Die Bibliothek der Technik*, Bd. 159; Verl. Moderne Industrie, Landsberg
- 22.9 Grandt J (2001) Schließringbolzensysteme: Typen, Verarbeitung, Einsatzbereiche. *Die Bibliothek der Technik*, Bd. 216; Verl. Moderne Industrie, Landsberg
- 22.10 Grüninger G (1977) Möglichkeiten der Krafteinleitung in faserverstärkte Bauteile. In: Kohlenstoff- und Aramidfaserverstärkte Kunststoffe. VDI-Verlag, Düsseldorf, 123–154
- 22.11 Hahn M, Rapp H (1982) Krafteinleitung in Blätter für Rotoren von Hubschraubern, Windkanalgebläsen und Windturbinen. DGLR-Vortrag 82-013. DGLR-Symposium Stuttgart

- 22.12 Huth H (1984) Zum Einfluß der Nietnachgiebigkeit mehrreihiger Nietverbindungen auf die Lastübertragungs- und Lebensdauervorhersage. Bericht Nr.FB-172, Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit, Darmstadt
- 22.13 Illgner KH, Esser J (2001) Schrauben Vademecum. Firmenschrift Textron Verbindungstechnik, Neuwied
- 22.14 Kensch CH (1991) Dehnbolzenverbindung in Faserverbundwerkstoffen. In: VDI-Berichte 852, 477–491
- 22.15 Kolesnikov B, Wilmes A, Herrmann A., Pabsch A (2002) Verbundmaterial mit einem verstärkten Verbindungsbereich. Europ. Patent EP 1 082 217 B1
- 22.16 Kolesnikov B, Herbeck L, Fink A (2004) Fortschrittliche Verbindungstechniken von Faserverbundstrukturen. In: Tagungsband des Deutschen Luft- und Raumfahrtkongresses (DGLR)
- 22.17 Kraft H, Schelling H (1981) Statische Tragfähigkeit der Nietverbindungen von Carbon- und Carbon/Glas-Laminaten. IB 435-81/1, Institut für Bauweisen- und Konstruktionsforschung, DLR Stuttgart
- 22.18 Kraft H, Schelling H (1984) Statische Festigkeitsversuche an zweischnittigen gebolzten Fügungen aus CFK zur Ermittlung der Lochleibungsfestigkeit. In: DGLR-Bericht 84-02 „Entwicklung und Anwendung von CFK-Strukturen“
- 22.19 Lekhnitskii SG (1968) Anisotropic Plates. Gordon and Breach, New York
- 22.20 Lin HJ, Lee YJ (1992) Strength of composite laminates with continuous fibers around a circular hole. In: Composite Structures 21, 155–162
- 22.21 Lin HJ, Tsai CC (1995) Failure analysis of bolted connections of composites with drilled and moulded-in hole. In: Composite Structures 30, 159–168
- 22.22 Matthews FL (1987) Theoretical Stress Analysis of Mechanically Fastened Joints. In: Joining Fibre-Reinforced Plastics; Ed. Matthews FL, Elsevier, London
- 22.23 Müller J (1975) Spannungsverteilung an gelochten, über einen Bolzen belasteten Stäben aus kohlenstoffaserverstärktem Kunststoff. Dissertation ETH Zürich
- 22.24 Neumeister M (2006) Untersuchung von lokalen Krafteinleitungsvarianten bei dickwandigen Faserverbund-Laminaten. Diplomarbeit im Fachgebiet Konstruktiver Leichtbau und Bauweisen, TU Darmstadt; Betreuer: Franke O
- 22.25 Parker RT (1987) Mechanical Fastener Selection. In: Engineered Materials Handbook Vol. 1 Composites. ASM International, Ohio
- 22.26 Schwarz M, Schürmann H, Magin M, Peil C (2004) Dünnwandige Lamine und punktuelle Biegemomente – unvereinbar oder doch konstruktiv lösbar? In: Tagungsband der 7. Internationalen AVK-Tagung, Baden-Baden
- 22.27 Telefunken Elektrolytische Spannungsreihe der Metalle. N-Handbuch: 6-001.3
- 22.28 Turlach G (1984) Verbindungselemente für GFK-Strukturen. VDI-Z 126, 23–30
- 22.29 Weinert K, Kempmann C (2004) Gewindefertigung in faserverstärkten Kunststoffen. In: Konstruktion 7, 44–48
- 22.30 Wiedemann J, Griese H, Glahn M (1973) Ausschnitte in GFK-Flächen. In: Kunststoffe 63, 867–873

Normen

- 22.31 DIN 65562 (1991) Luft- und Raumfahrt. Faserverstärkte Kunststoffe. Prüfung von multidirektionalen Laminaten. Bestimmung der Lochleibungsfestigkeit

23 Klebverbindungen

23.1 Vorbemerkungen

Die stoffschlüssige Verbindung von Materialien durch Klebstoffe war schon bei frühen Hochkulturen weit verbreitet. Sie wurde vor allem bei Holz angewendet, dem für lange Zeit wichtigsten Konstruktionswerkstoff der Menschheit. Damals, wie auch heute ist beim stoffschlüssigen Fügen von Holz statt Kleben der Begriff *Leimen* gebräuchlich. Problematisch war, dass die verwendeten organischen Leime nicht feuchtebeständig waren. Erst der modernen Kunststoffchemie gelang es, wasserfeste Kleber mit bis dahin nicht gekannten Klebfestigkeiten zu entwickeln, die auch in höchstbelasteten Strukturbauteilen verwendet werden können. Dies hat den Anwendungsbereich von Klebverbindungen stark erweitert.

Klebungen (adhesively bonded joints) sind *leichtbautypisch*, da sie sich besonders zur Verbindung von *dünnwandigen*, *flächigen* Strukturelementen eignen, die im Leichtbau dominieren. Hierbei ist auch die Klebfläche groß genug, um die Kräfte sicher übertragen zu können. Große Klebflächen sind notwendig, weil die Festigkeit der Klebung meist geringer ist als die der Füge Teile. Die Kräfte werden daher bei *niedrigen Spannungen*, aber entsprechend *großen Fügeflächen* übertragen. *Dickwandige* Strukturen müssen über Schrauben/Niete oder aber eine *abgestufte* Klebung verbunden werden.

Eine klassische Leichtbau-Bauweise, der Kernverbund oder Sandwich ist ohne Klebung nicht realisierbar. Faserverbundwerkstoffen sind Klebverbindungen naturgemäß immanent. Sowohl die Fasern innerhalb der Einzelschichten, als auch die Einzelschichten untereinander sind durch Klebung verbunden.

Eine große Rolle spielen Klebungen bei der Einleitung von Kräften. Bestehen die Krafteinleitungen aus unterschiedlichen Werkstoffen, z.B. wenn metallische Komponenten an einer Faserverbundstruktur befestigt werden müssen, so ist die Klebung häufig das am besten geeignete Fügeverfahren.

Für den Konstrukteur ist es wichtig zu wissen, welche Vorteile ein Fügeverfahren ihm bietet, jedoch auch, welche Nachteile er in Kauf nehmen muss und welche Probleme er zu lösen hat. Klebverbindungen bieten folgende *Vorteile*:

- Es sind unterschiedliche Werkstoffe miteinander ffügbar, z.B. GFK und Aluminium, CFK und Titan, usw.
- Im Gegensatz zum Schweißen werden die Füge Teile nicht lokal mit hohen Temperaturen beaufschlagt. Thermische Eigenspannungen und Wärmeverzug

fallen daher vergleichsweise gering aus. Unerwünschte Gefügeänderungen sind nicht zu befürchten.

- Im Gegensatz zu Bolzenverbindungen werden die tragenden Querschnitte nicht durch die Bohrungen reduziert und es tritt keine Kerbwirkung auf. Somit verfügen Klebverbindungen aufgrund der gleichmäßigeren Spannungsverteilung in den Fügeteilen auch über eine höhere Anrissfestigkeit.
- Kleber lassen sich neben der eigentlichen Fügeaufgabe zusätzlich als Dichtmittel nutzen. Bei engen Spalten kann Feuchtigkeit schlecht abtrocknen und es besteht die Gefahr der Spaltkorrosion. Um sie zu verhindern, empfiehlt es sich, Spalte mit Kleber zu füllen. Neben der Dichtwirkung erhält man eine zusätzliche Festigkeits- und Steifigkeitssteigerung.
- Bei geklebten Verbindungen kann man häufig auf gröbere Passungen übergehen. Der feste, passende Sitz wird durch den Kleber erreicht.
- Klebungen eignen sich ausgezeichnet dazu, lokale Verstärkungen anzubringen, sogenannte Pflaster oder Doppler. Zusammen mit den zähen Klebschichten können diese gezielt als Rissstopper eingesetzt werden und so das Fail-safe-Verhalten einer Struktur verbessern.
- Aufgrund der hohen Eigendämpfung der polymeren Klebstoffe weisen Klebungen eine höhere Strukturdämpfung auf als Schweißverbindungen.
- In der Automobilindustrie klebt man additiv zur Punktschweißung oder anderen punktuellen Fügeverfahren. Die Anzahl der Schweißpunkte lässt sich so deutlich verringern. Die zusätzliche Verklebung der Bleche erhöht insbesondere die Karosseriesteifigkeit. Die aufnehmbare Schlagenergie („Crash“) steigt sehr stark an. Ein kontinuierliches „Aufknöpfen“ der Schweißpunkte wird zuverlässig verhindert. Die lokale Biegesteifigkeit wird erhöht, so dass Beulen der ungestützten Blechränder zwischen den Schweißpunkten verhindert wird.

Der Konstrukteur hat sich jedoch in erster Linie mit den *Problemen* von Klebverbindungen zu befassen:

- Leider liegen in den meisten Klebverbindungen keine gleichförmigen Spannungsverläufe vor, sondern es treten ausgeprägte *Spannungsspitzen* auf. Sie sind *dimensionierend*. Der Grund für die Entstehung von Schubspannungsspitzen lässt sich aus Abb. 23.1 entnehmen. Wären die Fügeteile vollständig *dehnstarr*, so würde dies zu einer gleichförmigen Schubdeformation des Klebers über der Überlappungslänge führen. Die Ungleichförmigkeit der Schubspannungsverteilung rührt von der elastischen Dehnung der Fügeteile her. An den beiden Enden der Überlappung sind die Dehnungsunterschiede am größten. Während das Ende des einen Fügeteils noch unbelastet und ohne Dehnung ist, ist die Normalspannung im anderen Fügeteil auf den außen anliegenden Wert angestiegen und damit auch die zugehörige Dehnung. Somit treten hier die größten Dehnungsdifferenzen auf, die der Kleberschicht eine entsprechend maximale Schiebung aufzwingen.
- Die Festigkeit gegen Quer-Zugbeanspruchung ist gering; insbesondere *Schälbeanspruchungen*, d.h. lokal an den Klebrändern angreifende Quer-

Zugspannungen, sind unbedingt zu vermeiden. Sie führen zu einer sehr hohen *linienförmigen* Zugspannungsspitze (Abb. 23.2). Diese Art der Belastung ist ideal zur Zerstörung einer Klebverbindung.

- Die üblichen Kleber auf Polymerbasis werden sowohl durch niedrige als auch hohe Temperaturen – insbesondere wenn letztere in Kombination mit höherer Feuchte wirken – nachteilig beeinflusst. Dies äußert sich darin, dass Festigkeitswerte reduziert und Kriech- und Relaxationsprozesse beschleunigt werden. Demzufolge sind die Temperatur-Einsatzgrenzen für eine sichere Auslegung unbedingt zu beachten. Es gelten alle Hinweise, die auch zur Matrixauswahl gegeben wurden (Kap. 4).
- Die Güte einer Klebung ist in hohem Maße von den Fertigungsbedingungen abhängig. Daher ist fast immer eine gründliche – leider meist auch aufwändige – *Fügeteil-Vorbehandlung* notwendig. Nachteilig ist, dass die Fertigungseinflüsse aufgrund ihrer Komplexität in der mechanischen Analyse kaum berücksichtigt werden können.
- Nicht ganz unproblematisch ist die Streuung der Klebfestigkeiten. Da die Fertigungsbedingungen von großem Einfluss sind, hat die *Qualitätssicherung* bei Klebungen einen hohen Stellenwert. Leider sind die dazu benötigten zerstörungsfreien Prüfverfahren, z.B. Ultraschall, recht aufwändig.
- Zwar ist eine Klebung leichtbautypisch, nicht jedoch leichtbaugerecht. Aufgrund der notwendigen Werkstoffdoppelung entstehen erhebliche Zusatzgewichte und Werkstoff-Mehrkosten.

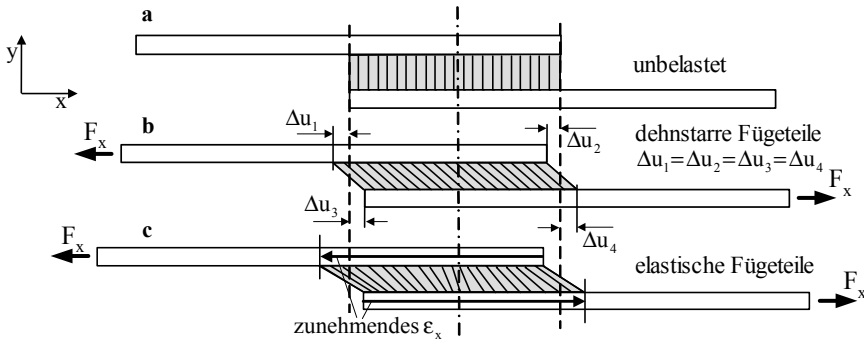


Abb. 23.1. Zur Entstehung eines ungleichförmigen Schubspannungs-Verlaufs in elastischen Fügungen **a** Unbelastete Klebverbindung **b** Zugbeanspruchte Klebverbindung mit dehnstarken Fügeteilen; die Schubverzerrung des Klebers ist über der Kleblänge konstant **c** Zugbeanspruchte Klebverbindung mit elastischen Fügeteilen

Die Klebstoffe teilt man in Strukturklebstoffe, in elastische Klebstoffe und Dichtstoffe ein. Die Übergänge sind fließend. Eine grobe Unterscheidung findet sich in Tabelle 23.1. Den größten Aufwand bzgl. der Fügeteilvorbehandlung verlangen Strukturklebungen. Es lassen sich jedoch auch die höchsten Festigkeiten erzielen. Elastische Kleber werden immer dann verwendet, wenn die Klebspalte

nicht definiert in engsten Toleranzen gehalten werden können. Ihr Haupteinsatzgebiet sind jedoch große Kleblängen, bei denen es aufgrund der Unterschiede der thermischen Dehnungen der Fügeteile zu großen Verformungsunterschieden kommt. Große Verschiebungsdifferenzen sind nur mit sehr dehnlastischen Klebern überbrückbar.

Tabelle 23.1. Unterscheidung der Anwendungsbereiche von Klebern (in Anlehnung an [23.7])

Anwendungstyp	Festigkeit	Schubmodul G_K [N/mm ²]	Bruchdehnung e_K [%]
Strukturkleber	hoch	>10	bis 70
Elastischer Kleber	mittel	1–10	70–300
Dichtstoff	gering	0,1–1	300–700

23.2 Allgemeines zur Spannungsanalyse von Klebverbindungen

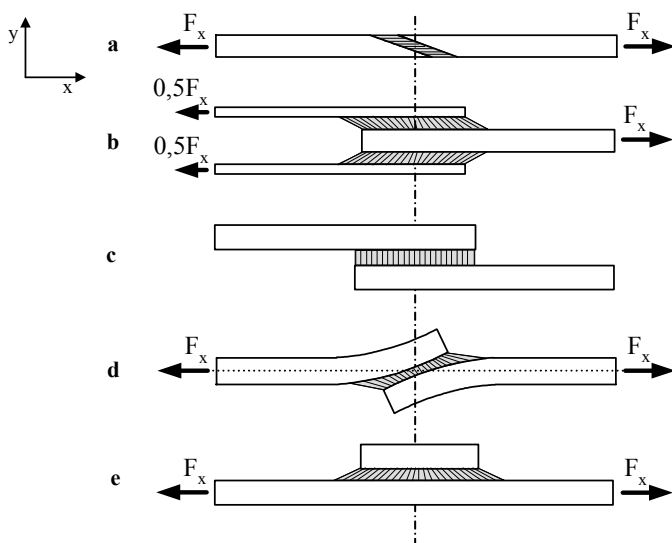


Abb. 23.2. Mechanische Klebmodelle: **a** Schäftung **b** Zweischnittige, zugbeanspruchte Überlappungsklebung **c** Einschnittige, unbelastete Überlappungsklebung **d** Einschnittige, zugbelastete Überlappungsklebung; es ergeben sich aufgrund des exzentrischen Lastangriffs zusätzlich eine Biegebeanspruchung sowie Schälspannungen. **e** Lokale Verstärkung mittels aufgeklebtem Doppler oder Pflaster

Meist lässt sich die mechanisch-mathematische Analyse einer Klebverbindung von derjenigen der Gesamtstruktur getrennt behandeln. Immer ist auch eine experimentelle Überprüfung anzuraten. Dies empfiehlt sich schon allein zur Optimie-

rung der Fertigungsparameter, sowie zur statistischen Absicherung der Fügungsgüte. Da die Probekörper klein sind und einfach herstellbar, sind zumindest einige Basisuntersuchungen wirtschaftlich vertretbar. Aus diesem Grund verzichtet man häufig auch auf eine vertiefte Festigkeitsanalyse. Die Spannungsverläufe in einer Klebverbindung hängen großenteils von der Geometrie der Fügung ab. Folgende Geometrien sind zu unterscheiden (Abb. 23.2):

- Die *Schäftung* einer Klebverbindung (scarfed joint)
- Symmetrische Fügungen, z.B. *zweischchnittige* Überlappungsklebungen (double lap joint). Bei ihnen treten außer der die Last überleitenden Schubbeanspruchung nur geringe Zusatzbeanspruchungen wie Schälung auf. Verbindungen, die ausschließlich Schubkräfte (z.B. torsionsbelastete Rohrfügungen) übertragen, können analog berechnet werden. Dies gilt auch für Verbindungen, bei denen die Symmetrie durch die Bauteilgeometrie erzeugt wird, z.B. zwei ineinandergesteckte, also einschnittig überlappend gefügte Rohre.
- *Einschnittige* Überlappungsklebungen (single lap joint), die aufgrund exzentrischen Lastangriffs zusätzlich durch ein Biegemoment belastet sind.

Hinsichtlich der *Randbedingungen* wird unterschieden in Kraftübertragung zwischen einzelnen Fügeteilen (adherend) und der Verstärkung einer durchlaufenden Scheibe durch *Pflaster* oder *Doppler*.

23.3 Zur Analyse einer geschäfteten Klebverbindung

Im Holzbau, aber auch bei den Faser-Kunststoff-Verbunden, werden Kleb- oder Leimverbindungen häufig als Schäftung ausgeführt. Sie lässt sich bei diesen Werkstoffen relativ einfach, z.T. sogar handwerklich anbringen. Charakteristisch ist die lange, schräge Zuschäftung der Verbindung (Abb. 23.3). Bei großen Dicken lässt sich die Schäftlänge verkürzen, indem man sie aufteilt; das Ergebnis ist eine Zinkung.

Die Spannungs-Analyse in der Kleberschicht lässt sich als Kraftzerlegung auf einem neuen Schnitt oder als Koordinatendrehung, also als *einachsige Spannungstransformation* modellieren (Abb. 23.3). Die folgenden Statik-Beziehungen gelten **nur** für einen homogenen Aufbau der Schäftung aus gleichen Fügepartnern. Bei Fügepartnern unterschiedlicher Dehnsteifigkeit ist das Problem statisch unbestimmt und sollte mittels der FE-Methode analysiert werden.

23.3.1 Ablauf der Rechnung

Es wird ein schräger Schnitt unter dem Schäftungswinkel α parallel durch die Kleberschicht geführt. Die Orientierung der Schnittfläche ist durch ihre Normale definiert. Das x_α, y_α -Koordinatensystem ist also um α gegenüber dem x, y -

Koordinatensystem gedreht. Die Spannungen in der Schäftfläche ergeben sich aus einer Spannungstransformation.

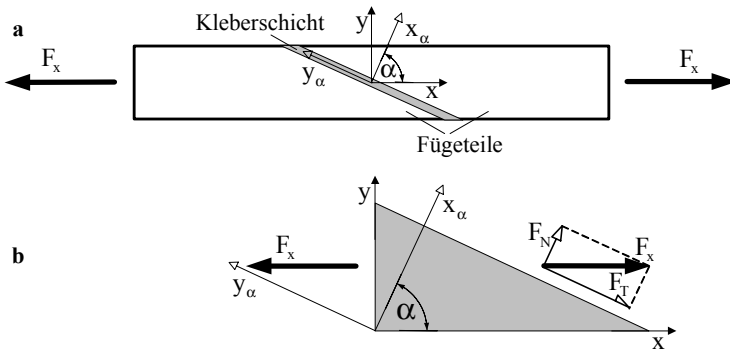


Abb. 23.3. **a** Prinzipskizze einer Schäftung **b** Kraftzerlegung am schrägen Schnitt durch die Kleberschicht

Der erste Schritt einer Spannungstransformation ist die Kraftzerlegung. Die Schnitt-Normalkraft F_x wird in eine Normalkraft senkrecht zur Schnittfläche F_N und eine Tangentialkraft, d.h. eine Schubkraft tangential zur Schnittfläche F_T zerlegt.

$$F_N = F_x \cdot \cos \alpha; \quad F_T = F_x \cdot \sin \alpha \quad (23.1)$$

Um auf Spannungen überzugehen, müssen die Kräfte noch auf die zugehörige Schnittfläche A_α bezogen werden. Mit der Querschnittsfläche des Zugstabs $A = b \cdot t$ folgt:

$$A_\alpha = b \cdot \frac{t}{\cos \alpha} = \frac{A}{\cos \alpha} \quad (23.2)$$

Damit ergibt sich als Normalspannung in der Kleberschicht:

$$\sigma_\alpha = \frac{F_N}{A_\alpha} = \frac{F_x \cdot \cos \alpha}{A / \cos \alpha} = \sigma_x \cdot \cos^2 \alpha \quad (23.3)$$

Die Schubspannung in der Kleberschicht folgt aus:

$$\tau_\alpha = \frac{F_T}{A_\alpha} = \frac{F_x \cdot \sin \alpha}{A / \cos \alpha} = \sigma_x \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha = \frac{1}{2} \sigma_x \cdot \sin 2\alpha \quad (23.4)$$

23.3.2 Parameterdiskussion

Abb. 23.4 zeigt den Verlauf der Normal- und Schubspannung in der Schäftungs-Kleberschicht in Abhängigkeit vom Schäftungswinkel. Die Vorteile einer Schäft-

tung werden insbesondere beim Vergleich mit der im folgenden Abschnitt beschriebenen Überlappungsklebung deutlich. Fünf Vorteile sprechen für die Schäftung:

- Die *Wirksamkeit* einer Schäftung beruht in erster Linie auf der durch den schrägen Schnitt *vergrößerten* Klebfläche und der damit verbundenen Spannungsreduktion.
- Zusätzlich wird wirksam, dass bei sehr großen Schäftungswinkeln die an dem Füge­teil angreifenden Schnittspannungen σ_x fast vollständig in Schubspannungen τ_α „umgewandelt“ werden. Die Normalspannungen im Kleber σ_α bleiben vernachlässigbar klein. Dieser Spannungszustand – überwiegend Schubspannungen, vernachlässigbare Quer-Zugspannungen – kann von Klebern besonders gut ertragen werden.
- Günstig wirkt sich die sehr gleichförmige Spannungsverteilung aus. So lange homogene Werkstoffe gleicher Dehnsteifigkeit gefügt werden, treten – im Gegensatz zur Überlappungsklebung – *keine Spannungsspitzen* an den Enden der Schäftung auf.
- Die an den Füge­teilen anliegenden Kräfte wirken auf einer Linie. Daher entsteht bei Zug- oder Druckbelastung kein Biegemoment und damit auch keine Schälspannungen.
- Schäftungen sind Leichtbau-gerecht, da keine Materialdopplungen – wie bei der Überlappungsfügung oder bei Bolzenverbindungen – notwendig sind.
- Eine Schäftung lässt sich glatt halten; es treten keine Stufen wie bei Überlappungsklebungen auf. Man kann sie also auch bei aerodynamisch hochwertigen Oberflächen einsetzen.

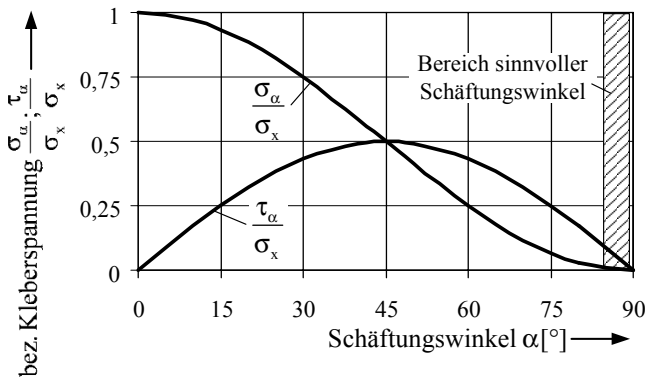


Abb. 23.4. Verlauf der Normal- und Schubspannungen in der Kleberschicht einer Schäftung, bezogen auf die an der Fügung anliegende Schnitt-Zugspannung σ_x

Demzufolge ist es bei ausreichend großem Schäftungswinkel („flache“ Schäftung) unschwer möglich, Versagen in den Füge­teilen *außerhalb* der Schäftung zu

erzeugen. Die Ermüdungsfestigkeit bei Schwingbeanspruchung ist höher als bei Überlappungsklebung.

Nachteilig ist der Fertigungsaufwand, d.h. bei einer langen Schäftung die Fügepartner exakt so zu bearbeiten, dass überall eine konstante Klebschichtdicke vorliegt. Bei Holz lässt sich eine Schäftung von 1:15 bis 1:20 noch mit einfachen Mitteln realisieren. Bei dünnen Metallblechen verhindert der Aufwand die Anwendung einer Schäftung.

23.4 Zur Analyse von Überlappungs-Fügungen

23.4.1 Annahmen

Die elasto-statische Analyse einer Klebverbindung geht auf *Volkersen* [23.8, 23.9] zurück. Zugrunde gelegt wird das halbkontinuierliche, mechanische Modell *Längsgurt-Scheibe*, d.h. die Einleitung von Kräften in eine Scheibe über Längsgurte (Abb. 23.5). In diesem Modell wird folgende Aufgaben-Aufteilung angenommen:

Die Gurte (= Fügepartner) stellen die Längssteifigkeit der Verbindung und übernehmen demzufolge die Längskräfte. Die zwischen den Gurten liegende Scheibe (= Kleberschicht) übernimmt ausschließlich die Schub- und Querkkräfte. Aufgrund der großen Unterschiede in den Dehnsteifigkeiten zwischen den Fügepartnern und dem Kleber (z.B. $\hat{E}_{CFK} / E_{Kleber} = 54000/2000 = 27$) treffen diese Annahmen die Realität sehr gut. Die Modell-Annahmen lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Die Fügepartner nehmen ausschließlich Längsschnittkräfte N auf.
- Die Kleberschicht ist dehn schlaff und nimmt ausschließlich Schubflüsse n_{xy} auf.
- Der Schubfluss n_{xy} ist über der Dicke der Kleberschicht konstant; Schubfluss-Änderungen treten nur in Längsrichtung x der Klebverbindung auf.
- Die Haftung zwischen den Fügepartnern und der Kleberschicht ist ideal; es treten keine Relativverschiebungen auf.
- Die Fügepartner und die Kleberschicht sind eben und haben konstante Dicken.
- Es werden lineare Elastizitätsgesetze bei allen Fügepartnern angenommen. Die Theorie ist also nur für kleine Klebverformungen, d.h. eher für Strukturklebstoffe anwendbar, weniger für elastische Klebstoffe.

Für eine – in den meisten Fällen ausreichende – vereinfachte Analyse wird darüber hinaus vorausgesetzt:

- Es treten nur ebene Verschiebungen der Fügepartner auf; Verformungen senkrecht zur Kleberschicht werden vernachlässigt. Bzgl. der y -Richtung ist der Kleber also dehnstarr, $\epsilon_y = 0$.
- Die Fügepartner werden allgemein als orthotrop, die Kleberschicht als isotrop angenommen.

- Es treten keine Biegemomente auf.
- Schälspannungen werden nicht berücksichtigt.

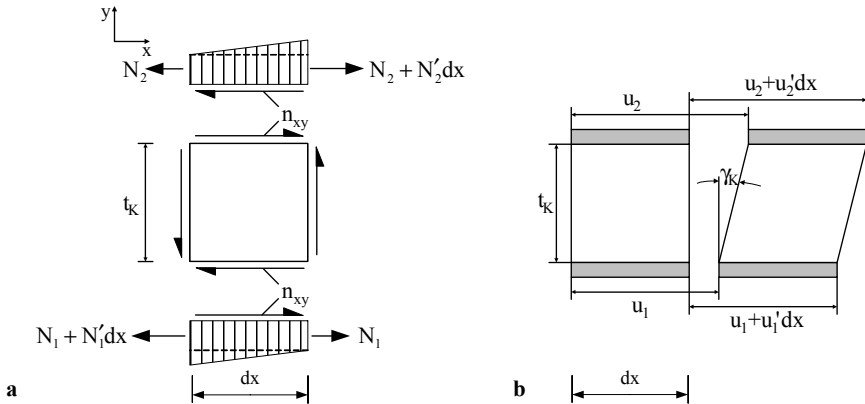


Abb. 23.5. **a** Kräftegleichgewicht am Gurt-Scheibe-, bzw. Füge teil-Kleber-Modell
b Verschiebungen von Gurten und Scheibe

23.4.2 Elasto-Statik der Überlappungsklebung

Es werden die drei Gleichungssysteme der Elasto-Statik aufgestellt: Gleichgewicht, Kinematische Beziehungen und Werkstoffgesetze (siehe auch [23.12]).

1. Kräftegleichgewicht

Die Kraftänderung in den Füge teilen wird über die Zuwachsformel beschrieben:

$$\text{Füge teil 2: } -N_2 + N_2 + N'_2 dx - n_{xy} dx = 0$$

$$N'_2 = n_{xy} \quad (23.5)$$

N = Schnitt-Normalkraft in den Füge teilen

n_{xy} = Schubfluss im Kleber

$$\text{Füge teil 1: } N'_1 = -n_{xy} \quad (23.6)$$

Bei einem erweiterten Modell wird zusätzlich eine Deformation ε_y in Dickenrichtung berücksichtigt. Da dies hier nicht der Fall ist, sind die Beziehungen eindeutig und es kann auf eine Indizierung mit den Koordinatenrichtungen verzichtet werden.

2. Kinematische Beziehungen

Es wird der Zusammenhang zwischen den Verschiebungen und den Verzerungen formuliert:

$$\text{Fügeteil 2: } \varepsilon_2 = \frac{u_2 + u_2' dx - u_2}{dx} = u_2' \quad (23.7)$$

$$\text{Fügeteil 1: } \varepsilon_1 = u_1' \quad (23.8)$$

$$\text{Kleberschicht: } \gamma_K = \frac{u_2 - u_1}{t_K} \quad (23.9)$$

Index K = Kleber

3. Elastizitätsgesetze (einachsig)

$$\text{Fügeteil: } \sigma = E \cdot \varepsilon \Rightarrow N = E \cdot A \cdot \varepsilon \quad (23.10)$$

$$\text{Kleberschicht: } \tau = G_K \cdot \gamma \Rightarrow n_{xy} = G_K \cdot b \cdot \gamma_K \quad (23.11)$$

E = Elastizitätsmodul der Fügeteile

G_K = Schubmodul des Klebers

b = Breite der Klebverbindung (in z-Richtung)

Zusammenziehen von kinematischen Beziehungen und Elastizitätsgesetzen:

$$\varepsilon_2 = u_2' = \frac{N_2}{E_2 \cdot A_2}; \quad \varepsilon_1 = u_1' = \frac{N_1}{E_1 \cdot A_1}; \quad \gamma_{xy} = \frac{u_2 - u_1}{t_K} = \frac{n_{xy}}{G_K \cdot b} \quad (23.12)$$

Gleichsetzen ergibt:

$$u_2 - u_1 = \frac{t_K}{G_K \cdot b} n_{xy} \Rightarrow u_2' - u_1' = \frac{N_2}{E_2 A_2} - \frac{N_1}{E_1 A_1} = \frac{t_K}{G_K \cdot b} n_{xy}' \quad (23.13)$$

N_1 und N_2 können noch durch n_{xy} aus dem Kräftegleichgewicht ersetzt werden:

$$\frac{N_2'}{E_2 A_2} - \frac{N_1'}{E_1 A_1} = \left(\frac{1}{E_2 A_2} + \frac{1}{E_1 A_1} \right) n_{xy} = \frac{t_K}{G_K \cdot b} n_{xy}'' \quad (23.14)$$

Damit ergibt sich:

$$\left(\frac{1}{E_2 A_2} + \frac{1}{E_1 A_1} \right) n_{xy} - \frac{t_K}{G_K \cdot b} n_{xy}'' = 0 \quad (23.15)$$

oder, nach Eliminieren der Fügeteilbreite b :

$$\left(\frac{1}{E_2 t_2} + \frac{1}{E_1 t_1} \right) \tau_{xy} - \frac{t_K}{G_K} \tau_{xy}'' = 0 \quad (23.16)$$

Der Schubspannungsverlauf $\tau_{xy} = f(x)$ in der Kleberschicht wird durch eine homogene DGL 2. Ordnung mit konstanten Koeffizienten beschrieben. Die Lösung der DGL führt auf folgende Beziehung für den Schubspannungsverlauf in der Kleberschicht:

$$\frac{\tau_K}{\bar{\tau}_K} = \frac{\tau_K \cdot l_u}{\sigma_{10} \cdot t_1} = \frac{\rho}{2} \left[\frac{\cosh(\rho x / l_u)}{\sinh(\rho / 2)} - \frac{(1-\psi)}{(1+\psi)} \frac{\sinh(\rho x / l_u)}{\cosh(\rho / 2)} \right] \quad (23.17)$$

τ_K = Schubspannungsverteilung über die Überlappungslänge

l_u = Überlappungslänge

σ_{10} = Schnittspannung im Füge teil 1 außerhalb der Klebung

t_1 = Dicke des Füge teils 1

Belastung der Füge teile mit *Normal*kräften:

Klebungskennzahl ρ : $\rho^2 = (1+\psi) \cdot G_K l_u^2 / E_1 t_1 \cdot t_K$

Steifigkeitsverhältnis der Füge teile ψ : $\psi = E_1 t_1 / E_2 t_2$

Belastung der Füge teile mit *Schub*kräften:

Klebungskennzahl ρ : $\rho^2 = (1+\psi) \cdot G_K l_u^2 / G_1 t_1 \cdot t_K$

Steifigkeitsverhältnis der Füge teile ψ : $\psi = G_1 t_1 / G_2 t_2$

Die mittlere, d.h. über die Überlappungslänge l_u konstant angenommene Schubspannung $\bar{\tau}_K$ errechnet sich aus

$$\bar{\tau}_K = \frac{F_{10}}{l_u \cdot b} = \frac{\sigma_{10} \cdot t_1}{l_u} \quad (23.18)$$

F_{10} = Kraft im Füge teil 1 weit außerhalb der Klebung

Der Ursprung des Koordinatensystems befindet sich in der Mitte der Überlappungslänge in der Klebschicht; demzufolge liegt die dimensionierende *Schubspannungsspitze* $\tau_{K \max}$ bei $x = \pm(l_u / 2)$. Für z.B. $x = -(l_u / 2)$ folgt:

$$\frac{\tau_{K \max}}{\bar{\tau}_K} = \frac{\rho}{2} \left[\coth \frac{\rho}{2} + \frac{1-\psi}{1+\psi} \tanh \frac{\rho}{2} \right] \quad (23.19)$$

Wächst die Klebungskennzahl ρ über einen Wert $\rho \geq 5$ – dies hängt überproportional von der Überlappungslänge l_u ab – so werden die hyperbolischen Funktionen $\coth(5/2) \approx \tanh(5/2)$ zu 1. Mit $[1 + (1-\psi)/(1+\psi)] = 2/(1+\psi)$ reduziert sich Gl. 23.19 bei $\rho \geq 5$ zu:

$$\frac{\tau_{K \max}}{\bar{\tau}_K} = \frac{\rho}{(1+\psi)} = \frac{l_u}{(1+\psi)} \sqrt{\frac{G_K (1+\psi)}{E_1 t_1 \cdot t_K}} \quad (23.20)$$

Die zu $\tilde{\rho} = 5$ zugehörige Überlappungslänge $\tilde{l}_u$ errechnet sich aus

$$\tilde{l}_u = 5 \sqrt{\frac{G_K \cdot (1+\psi)}{E_1 t_1 \cdot t_K}} \quad (23.21)$$

Bezieht man Gl. 23.20 auf die Normalspannungen in den Füge teilen σ_{10} , so wird deutlich, dass bei $l_u > \tilde{l}_u$, d.h. ab der Überlappungslänge $\tilde{l}_u$, diese sich her-

auskürzt und damit die Spannungsspitzen von der Überlappungslänge *unabhängig* werden:

$$\frac{\tau_{K\max}}{\sigma_{I0}} = \frac{t_1}{l_u} \cdot l_u \sqrt{\frac{G_K}{E_1 t_1 \cdot t_K (1 + \psi)}} \quad (23.22)$$

Dies bedeutet, dass *nur* bei sehr kurzen Überlappungslängen die Hyperbelfunktionen und damit die Überlappungslänge die Höhe der Spannungsspitze beeinflusst.

23.4.3 Gleichzeitige Zug/Druck- und Schubbelastung einer Klebung

Wird eine geklebte Fügung aus einer Kombination von Zug (bzw. Druck) und Schub belastet, so ist mit der resultierenden Spannungsspitze zu dimensionieren. Sie folgt aus einer vektoriellen Addition.

$$\tau_{K\max}^2 = \tau_{K\max, \text{Zug/Druck}}^2 + \tau_{K\max, \text{Schub}}^2 = \left(\frac{\sigma_{I0}^2}{E_1} + \frac{\tau_{I0}^2}{G_1} \right) \frac{G_K t_1}{t_K (1 - \psi)} \quad (23.23)$$

Bei der Festlegung der notwendigen Überlappungslänge ist diejenige für Zug anzusetzen, da sie länger ist als bei Schub.

23.4.4 Diskussion der Analyseergebnisse bei ein- und zweischnittigen Überlappungs-Klebungen

Vereinfacht man Gl. 23.22, indem man die Fügeteil-Dehnsteifigkeiten gleichsetzt $E_1 t_1 = E_2 t_2$ ($\psi = 1$), so erhält man einen Ausdruck, der sich gut zur Parameterdiskussion eignet. Die Schubspannungsspitze $\tau_{K\max}$ hängt von folgenden Größen ab:

$$\tau_{K\max} = \frac{F_{I0}}{b} \sqrt{\frac{1}{2} \cdot \frac{1}{Et} \cdot \frac{G_K}{t_K}} \quad (23.24)$$

- $\tau_{K\max} \sim F_{I0}$ und $1/b$: Die Spannungsspitze ist direkt der äußeren Kraft an den Fügeteilen proportional. Sie lässt sich einfach und am wirksamsten dadurch senken, indem man die Fügeteilbreite vergrößert!
- $\tau_{K\max} \sim \sqrt{1/Et}$: Die Dehnsteifigkeit der Fügeteile geht unterproportional ein. Steife Fügeteile – entweder infolge hohen E-Moduls oder infolge einer großen Fügeteildicke – verursachen geringere Spannungsspitzen im Kleber, als dehnweiche Fügeteile. Vergleicht man – bei gleicher Geometrie – eine Stahl- mit einer Aluminiumverklebung, so weist die Stahlfügung aufgrund des höheren E-Moduls die niedrigeren Spannungsspitzen auf. Dies bedeutet aber nicht, dass die Festigkeit der Stahlfügung höher sein muss.

- $\tau_{K\max} \sim \sqrt{G_K}$: Eine weitere Möglichkeit, die Kleberbeanspruchung zu senken, besteht darin, einen Kleber mit niedrigem Schubmodul einzusetzen. Leider erhält man damit auch eine sehr dehnweiche Fügung.
- $\tau_{K\max} \sim \sqrt{1/t_K}$: Gleich wirksam wie ein schubweicher Kleber ist es, die Kleberschicht dick zu halten. Bei großen Verformungen oder Schlagbelastung sind große Kleberdicken zu empfehlen. Die Möglichkeit durch eine dicke Kleberschicht die Spannungsspitzen zu senken ergibt sich aus jedoch nur aus der *Spannungsdiskussion*. Festigkeitsmäßig ist es günstiger – Versuche beweisen dies – bei hochbelasteten Strukturklebungen eine dünne Kleberschichtdicke einzustellen. Als optimal hat sich $t_K=0,1-0,2\text{ mm}$ erwiesen.

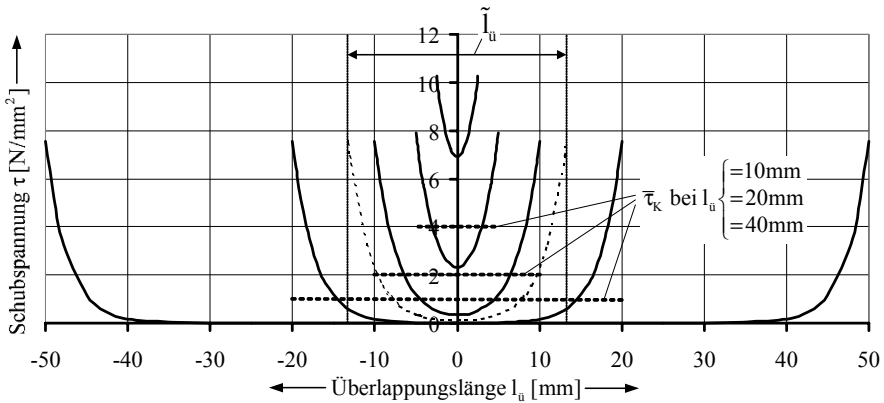


Abb. 23.6. Zugbeanspruchte Überlappungsklebung: Schubspannungsverläufe in der Kleberschicht in Abhängigkeit von der Überlappungslänge; Linear elastische Rechnung; $E=70000\text{ N/mm}^2$, $t_1=t_2=2\text{ mm}$, $G_K=1000\text{ N/mm}^2$, $t_K=0,1\text{ mm}$, $\sigma_{10}=20\text{ N/mm}^2$

- Abb. 23.6 zeigt den Einfluss der Überlappungslänge. An den beiden Enden der Klebung sind die hohen Schubspannungsspitzen zu erkennen. Bei kurzen Überlappungen sind sie besonders hoch. Eingetragen sind zusätzlich die mittleren Kleber-Schubspannungen $\bar{\tau}_K$ für drei Überlappungslängen. Man erkennt, dass mit wachsender Überlappungslänge die mittlere Schubspannung sinkt. Die das Versagen auslösenden Spannungsspitzen bleiben jedoch in der vollen Höhe erhalten. Dies zeigt die Problematik, wenn man nur auf Basis der mittleren Schubspannungen auslegt. Bei unzureichend hoher Kraft F_{10} muss also nicht die Überlappungslänge l_u , sondern die Breite b der Fügung vergrößert werden.
- Die Schubspannungsspitze ist ab dem Grenzwert $\tilde{l}_u$ von der Überlappungslänge unabhängig. Eine Verlängerung der Überlappung über diesen Wert hinaus ist der linearen Spannungsanalyse zufolge nicht notwendig, sondern verschlechtert nur die Leichtbaugüte der Verbindung. Es sei aber ausdrücklich darauf hingewiesen, dass durch die Kleberplastizität die Schubspannungsspitzen deutlich abgebaut werden. Dieser Teil der Schubspannungen muss sich in

einen ausreichend langen Mittenbereich umlagern können. Anzuraten sind daher *mindest doppelt* so lange Überlappungslängen wie $\tilde{l}_u$.

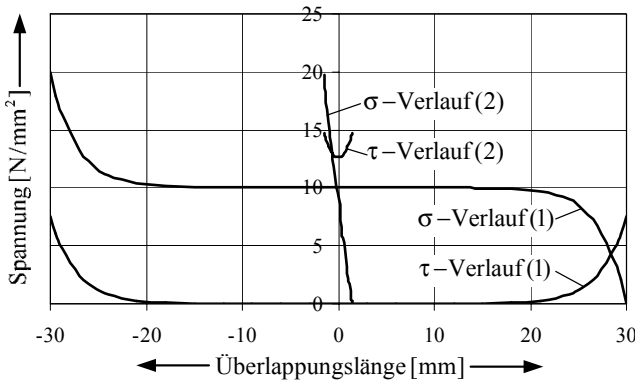


Abb. 23.7. Aufbau der Normalspannungen $\sigma = f(x)$ in einem Füge­teil durch die Schubspannungen; dargestellt für eine lange (1) und eine sehr kurze (2) Überlappungslänge. Linear elastische Rechnung; $E=70000\text{ N/mm}^2$, $t_1=t_2=2\text{ mm}$, $t_k=0,1\text{ mm}$, $\sigma_{10}=20\text{ N/mm}^2$

- Die Normalspannungen bauen sich über die Schubspannungen auf (Abb. 23.7). Bei langer Überlappung reduziert sich die Schubspannung im Mittenbereich auf Null. Die Klebung verhält sich – entfernt von den Rändern – wie ein Mehrschichtenverbund. Die Normalspannungen in den Füge­teil-Schichten sind über diesen Abschnitt konstant. Die zu übertragenden Zugkräfte werden von beiden Füge­teilen gemeinsam übernommen und teilen sich demzufolge – bei gleicher Füge­teildicke hälftig – auf die Füge­teile 1 und 2 auf ($\sigma_{1,2} = 0,5\sigma_{10}$). Bei sehr kurzen Überlappungslängen steigen die Normalspannungen nahezu linear über der Länge auf die im ungestörten Bereich vorliegende Schnittspannung an.
- Fügt man *unterschiedlich* dicke, bzw. dehnsteife Teile, so wird der Schubspannungsverlauf *unsymmetrisch* (Abb. 23.8). Die höhere Schubspannungsspitze liegt dort, wo das dehnsteifere Füge­teil endet. Hier ist die Dehnung des dehnweiche­ren Füge­teils deutlich größer als die des dehnsteife­ren Füge­teils auf dem gegenüberliegenden Füge­teilende. Dementsprechend wird der Kleber am Rand auch besonders stark schubverformt.
- Bei relativ dicken, oder auch hochfesten Füge­teilen versagen nicht die Füge­teile, sondern der Bruch erfolgt in der Klebung. Anders bei Füge­teilen kleinen Querschnitts: Es ist möglich, die Festigkeit der Füge­teile zu überschreiten, bevor die Klebung versagt (Abb. 23.9). Es existiert also ein Grenzwert der Füge­teildicke, bei der das Versagen von den Füge­teilen zur Klebung wechselt. Die Belastbarkeit der Füge­teile steigt linear mit der Füge­teildicke an. Die Spannungsspitze in der Klebung fällt hingegen nur unterproportional mit der Füge­teildicke. Die Belastbarkeit steigt demzufolge auch nur unterproportional. Klebungen eignen sich also eher für dünne Füge­teile.

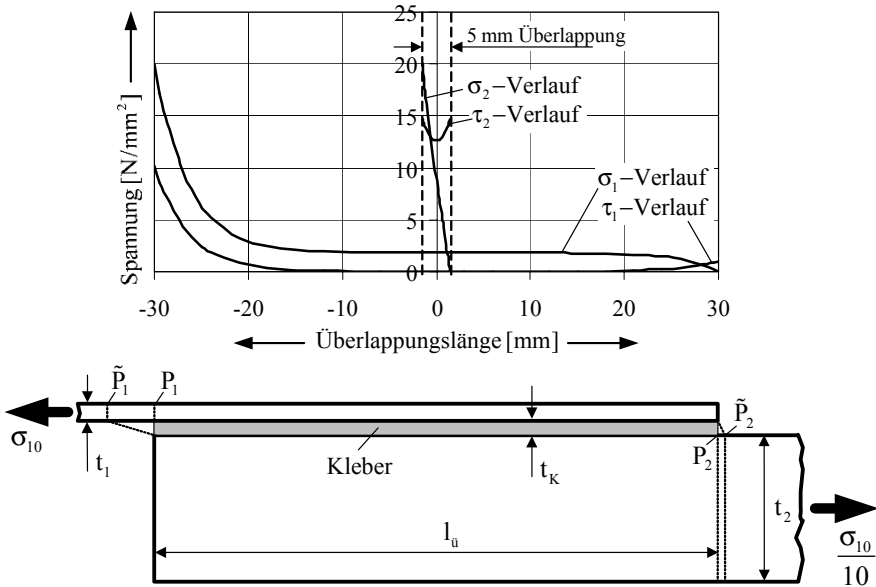


Abb. 23.8. Auswirkung ungleich dicker Fügeteile. Gezeigt sind die Verläufe der Schubspannung im Kleber und der Normalspannung im dünneren Fügeteil. Da das dickere Fügeteil sehr dehnsteif ist, verschiebt sich der Punkt P_2 unter Last nur bis $\tilde{P}_2$. Der Kleber muss also nur eine kleine Verschiebung durch Schubverformung überbrücken. Auf der gegenüberliegenden Seite wird dem Kleber durch die große Dehnung des dünnen Fügeteils eine sehr hohe Schiebung aufgezwungen. In das dünne Fügeteil wird am rechten Rand über die Klebung nur ein geringer Teil der Normalspannung des dickeren Fügeteils übergeleitet. Die Last verbleibt überwiegend noch im dickeren Fügeteil. Erst am linken Ende wird die Last über eine – im Vergleich zu gleich dicken Fügeteilen (Abb. 23.7) – höheren Schubspannungsspitze ausgeleitet. Es wurde linear elastisch für zwei Überlappungslängen (60 und 5 mm) gerechnet. Die Biegebelastung infolge des exzentrischen Lastangriffs blieb unberücksichtigt. ($E=70000\text{ N/mm}^2$, $t_1=2\text{ mm}$, $t_2=20\text{ mm}$, $G_K=1000\text{ N/mm}^2$, $t_K=0,1\text{ mm}$, $\sigma_{10}=20\text{ N/mm}^2$)

Um Biegung und damit Schälspannungen zu vermeiden, sind die Verbindungen symmetrisch zu halten; das bedeutet, dass eine Überlappungsklebung möglichst zwischmittig ausgeführt werden sollte. Die Fügeteildicke t_1 teilt sich dann auf zwei Teile auf. Biegedeformationen lassen sich aber auch durch die Gestaltung der Lagerung, z.B. durch zusätzliche Momentenstützen vermeiden.

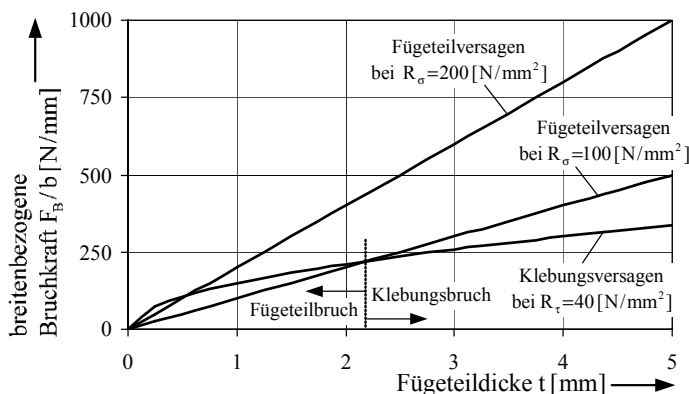


Abb. 23.9. Analyse, ob die Fügung durch Zugbruch der Fügeteile oder durch Bruch der Klebung versagt. Linear elastische Rechnung mit der Annahme, dass die Klebung versagt, sobald die Schubspannungsspitzen an den Enden der Fügeteile den Wert R_t überschreiten. $E = 70000 \text{ N/mm}^2$, $G_K = 1000 \text{ N/mm}^2$, $t_K = 0,1 \text{ mm}$

23.4.5 Doppler-Klebung

Doppler werden häufig zur lokalen Verstärkung von dünnwandigen Strukturbauteilen aufgebracht, z.B. im Bereich von Bohrungen. Auch aufgeklebte Rippen und Stringer verstärken örtlich ein Hautblech, wirken dort also als Doppler. Abb. 23.10 zeigt die Spannungsverläufe in einer Doppler-Fügung.

- Die Schubspannungen in der Klebung verlaufen – anders als in der Überlappungsklebung – *antimetrisch*. Der Spitzenwert steigt mit der Dopplerlänge an.
- Deutlich zu erkennen ist die Entlastung der durchgehenden Grundstruktur durch den Doppler (Spannungsverhältnis σ_1/σ_{10}). Umgekehrt zur Entlastung der Grundstruktur steigen die Spannungen im Doppler (σ_2/σ_{10}) an.
- Führt man die Doppler deutlich dicker als die Grundstruktur aus, so wird die Grundstruktur besonders stark entlastet. Jedoch ergeben sich aber sehr hohe Schubspannungsspitzen, die dann versagenskritisch sind. (Abb. 23.10). Günstiger ist es, durch mehrere und zwar *abgestufte* dünne Doppler die gewünschte Entlastung zu erreichen.
- Soll die Umgebung von *Bohrungen* durch Doppler verstärkt werden, so ist darauf zu achten, dass der Doppler hinreichend groß ist, damit die Kerbspannungsspitzen nicht mit den Kleber-Schubspannungsspitzen an den Rändern des Dopplers zusammenfallen. *Wiedemann* [23.12] empfiehlt eine Länge des Dopplers von $l_u > \bar{l}_u + 10r$.
- Da eine durchlaufende Grundstruktur vorliegt, liegen die Scheibenschnittkräfte außerhalb des Dopplers auf einer Ebene. Die zusätzliche Biege-

beanspruchung der Verbindung ist geringer als bei der einschnittigen Überlappungs-Klebung. Trotzdem empfiehlt es sich – wenn es z.B. aerodynamisch vertretbar ist – Doppler symmetrisch, d.h. beidseitig der Grundstruktur aufzubringen.

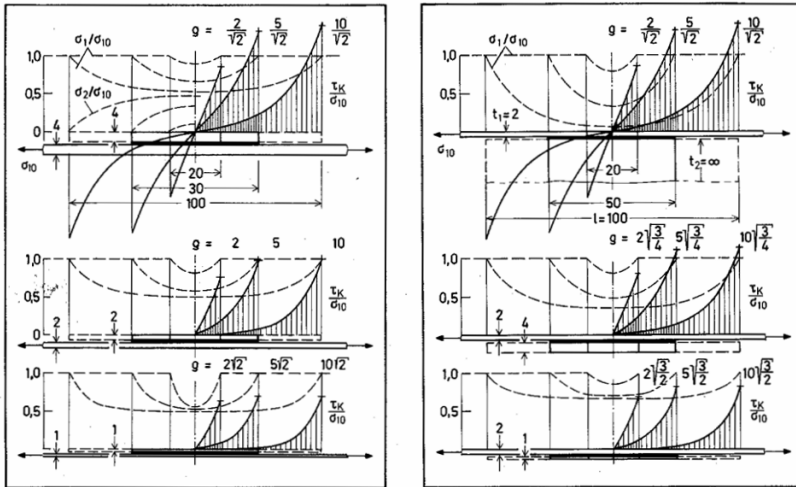


Abb. 23.10. Zugbelastete Doppler-Verbindung, Abhängigkeit der Normalspannungsverläufe in den Füge­teilen und der Schubspannungsverläufe in der Kleberschicht von der Klebkennzahl, d.h. der Überlappungslänge und der Füge­teildicke (aus [23.12])

23.4.6 Bemerkungen zu einer verschärften Analyse

Die *Volkersen*-Beziehung beschreibt die tatsächlichen Spannungsverhältnisse in einer Überlappungsklebung nicht vollständig. Sie ist jedoch anschaulich und sehr gut dazu geeignet, eine Vorstellung über die Spannungsverläufe zu bekommen und den Einfluss der wichtigsten Parameter zu diskutieren. Neben den dimensionierenden Schubspannungen treten in der Kleberschicht auch *Schälspannungen* σ_y auf. Sie rühren z.T. aus der Biegung der Füge­teile bei einschnittigen Verbindungen her. Die Spitze der Schälspannungen liegt ebenfalls an den Enden der Kleblänge [23.2]. Es macht jedoch *wenig Sinn*, den σ_y -Verlauf zu analysieren. Zum einen sollten Schälspannungen – z.B. über einen Zusatzniet (*Angstniet*) – vermieden werden, zum anderen bauen sie sich aufgrund der Viskoelastizität der Kleber plastisch ab.

Bei einer *schärferen* Analyse wäre eine Annahme über die Schubspannungsverteilung, z.B. linear über der Höhe der Kleberschicht, zu treffen [23.2, 23.10]. Desweiteren wären die Kompressibilität des Klebers ($\epsilon_y \neq 0$), eine Schubweichheit der Füge­teile und vor allem das nichtlineare Spannungs-Verzerrungsverhalten der

polymeren Kleber und der Füge Teile zu berücksichtigen. Insbesondere die Schubnachgiebigkeit der Füge Teile ist von Einfluss.

Bei einschnittiger Fügung werden die Füge Teile aufgrund der Exzentrizität des Lastangriffs zusätzlich durch ein Biegemoment beansprucht. Die dadurch zusätzlich erzeugte Randfaserdehnung in den Füge teilen addiert sich zur Dehnung infolge der äußeren Last. Mechanisch betrachtet wirken die Füge Teile dehnweicher; die Schubspannungsspitzen erhöhen sich. Es empfiehlt sich, die Überlappungslängen zu vergrößern, um Spannungsumlagerungen zur Mitte der Klebung hin zu ermöglichen. Sollen also grundlegende Untersuchungen angestellt werden, die alle Einflüsse berücksichtigen, so empfiehlt sich die Finite-Elemente Methode.

Die elasto-statische Spannungsanalyse liefert zunächst einmal nur die Spannungsverläufe. Hiermit sind jedoch keine endgültigen Aussagen über die Festigkeit der Fügung treffbar. Diese ist neben den Spannungsspitzen noch von einer Reihe anderer Faktoren – insbesondere der Haftung zwischen Kleber und Füge teilen sowie der Fertigungsqualität – abhängig. Da die rechnerische Berücksichtigung aller Einflüsse kaum gelingt, reicht die *Volkersen*-Gl. zur Diskussion der Parameter meist aus. Die Festigkeit sollte nicht berechnet, sondern experimentell bestimmt werden.

Da alle genannten Einflüsse kaum in der üblichen Konstruktionspraxis rechnerisch einbezogen werden können, dimensioniert man die meisten Klebverbindungen anhand der mittleren zulässigen Schubspannung:

$$F_{10,\max} = \bar{\tau}_{K,\text{zul}} \cdot l_{\text{ü}} \cdot b \quad (23.25)$$

Dies ist immer dann zulässig, wenn auch die Versuche nach dieser Beziehung ausgewertet wurden und Erfahrungen aus vielen Anwendungsfällen vorliegen. Die zul. Schubbeanspruchbarkeit hängt von der Art der Belastung – ruhend, schwingend, langfristig – sowie den Medieneinflüssen ab. Erfahrungen liegen bei den Klebstoffherstellern vor. Die *Volkersen*-Gl. ist jedoch zusätzlich in gewissem Maße zu berücksichtigen. Aus ihr wird deutlich, dass die Spannungsspitzen an den Enden der Fügung versagensauslösend wirken, sodass es keinen Sinn macht, die Überlappungslänge zu vergrößern, um höhere Kräfte F_{10} zu übertragen. Sinnvollerweise wird die Breite der Fügung dimensioniert!

23.5 Einfluss der Kleber-Plastizität

Neben den Parametern der *Volkersen*-Gl. wird eine Klebung noch von weiteren Parametern beeinflusst. Verhalten sich Kleber linear-elastisch, so hat dies die *höchsten* Spannungsspitzen an den Fügungsenden zur Folge. Daher sollten Kleber günstigerweise so eingestellt sein, dass sie

- über ein annähernd ideal elastisch-plastisches Werkstoffverhalten
- und eine hohe Bruchschubung verfügen.

Das plastische Verhalten erlaubt es, die sich bei einer Belastung anfänglich elastisch einstellenden hohen Schubspannungsspitzen bei höheren Belastungen abzubauen und in den niedrig belasteten Mittenbereich der Klebung umzulagern, d.h. die Schubspannungsverteilung über der Kleblänge zu vergleichmäßigen (Abb. 23.11). Diese Spannungsumlagerung ist möglich, da die Klebverbindung statisch unbestimmt ist.

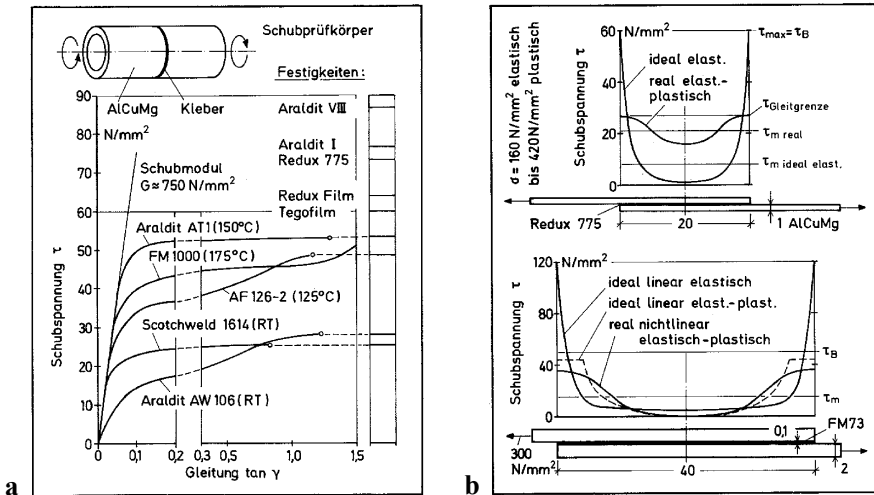


Abb. 23.11. a) elastisch-plastisches Schubspannungs-Schiebungsverhalten verschiedener Kleber (aus [23.12]) b) Auswirkung der Kleber-Plastizität auf die Schubspannungsverteilung (aus [23.12])

So erreichen flexibel eingestellte Klebstoffe, die plastisch fließen können, im Zug-Scherversuch durchaus höhere Festigkeiten, als hochfeste, aber hartelastische Kleber, die Spannungsspitzen nicht umlagern können. Daher kann man aus einem Zug-Scherversuch aufgrund der stark ungleichförmigen Spannungsverteilung nicht auf die tatsächliche Festigkeit eines Klebers schließen [23.1]. Hohe Temperaturen und auch die Feuchteaufnahme senken den Beginn plastischen Fließens hin zu niedrigeren Spannungen ab. Aufgrund dieses Werkstoffverhaltens werden höhere ertragbare Spannungen in Klebungen erreicht, als nach elastischer Rechnung vorhergesagt. Um die Plastizität der Kleber zum Abbau von Spannungsspitzen und zur Spannungsumlagerung nutzen zu können, ist es aber unbedingt notwendig, die Kleblänge zu vergrößern (etwa doppelt so lang wie $\bar{l}_u$).

Die Möglichkeit, durch plastisches Fließen des Klebers Spannungsspitzen abzubauen zu können, ist bei Strukturklebungen jedoch nur bei einem Bruchversuch nutzbar. Da Klebverbindungen mit ausreichender Sicherheit gegen Bruch auszuhalten sind, wird der Kleber im Betrieb im linear-elastischen Bereich beansprucht.

Anders als beim Kleber ist ein plastisches Verhalten der Fügeteile ungünstig. Mit früh beginnendem nichtlinearen Verhalten der Fügeteile – sei es durch Zwi-

schenfaserbruch bei FKV oder Fließen bei Metallen – reduziert sich die Dehnsteifigkeit der Fügeteile und damit erhöhen sich die Schubspannungsspitzen an den Fügeteil-Enden. Für eine besonders hohe Festigkeit einer Fügung ist daher eine *hohe Streckgrenze* der Fügeteile günstig.

23.6 Zum Langzeitverhalten von Klebverbindungen

23.6.1 Einfluss von Temperaturen und Medien

Wirken höhere Temperaturen über eine längere Belastungszeit, so reduzieren sich die Klebfestigkeiten. Die Stärke des Einflusses hängt vom chemischen Aufbau des Klebers ab. Die Festigkeitsreduktion wird hin zu längerer Belastungsdauer zum Teil dadurch kompensiert, dass die Spannungsspitzen sich durch Kriech- und Relaxationsvorgänge reduzieren und umlagern. Eine niedrige Belastung wird also auch bei höheren Temperaturen sehr lange ertragen. Daten sind sinnvollerweise nur durch Versuche zu gewinnen.

Eine ähnliche Aussage gilt auch für die sogenannte *Alterung* einer Klebung. Dieser Begriff umfasst Einflüsse wie UV-Strahlung, wechselnde Temperaturen und Medienbeanspruchungen. Auch nach mehreren Jahren –sofern nicht extrem aggressive Medien einwirken – sind Klebungen auf einem entsprechend niedrigerem Lastniveau gebrauchstüchtig. Erfahrungen hierzu liegen bei den Klebstoffherstellern vor.

23.6.2 Zeitstandverhalten

Polymere Kleber sind viskoelastische Stoffe, die eine deutliche Zeitabhängigkeit zeigen. Dies wirkt sich günstig aus. Bei einer lang andauernden Belastung werden durch Kriechen und Relaxieren die gleichen Kräfteumlagerungen wirksam, wie bei einer kurzzeitigen Belastung aufgrund der Kleberplastizität. Nach genügend langen Zeiten (10^5 h im Beispiel in Abb. 23.12) herrscht in der Kleberschicht eine konstante Schubspannung. Die Schubverformung hingegen wird zunehmend ungleichförmig. Ist die Kriechfunktion des jeweiligen Klebers bekannt, so können mittels *quasi-elastischer* Rechnung die zeitabhängigen Schubspannungsänderungen verfolgt werden. Dabei werden anstelle der Elastizitätswerte zeitabhängige Steifigkeiten, z.B. anstelle des Schubmoduls des Klebers G_K der Kriech-Schubmodul $G_K(t)$ in die Berechnungsgleichungen (Gl. 23.17) eingesetzt. Kriechfunktionen werden häufig durch Potenzfunktionen approximiert.

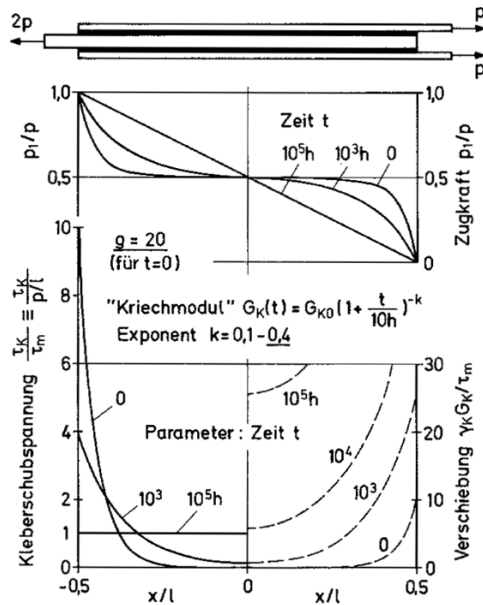


Abb. 23.12. Spannungsumlagerungen und Vergleichmäßigung der Spannungsverteilung durch Kriech- und Relaxationsvorgänge. Nach sehr langen Zeiten sind die Schubspannungen über der Überlappungslänge konstant verteilt. Die Normalspannungen verlaufen demzufolge linear (aus [23.12])

23.6.3 Schwingfestigkeit

Bei optimaler Ausführung einer Klebverbindung lassen sich auch ausgezeichnete Ermüdungsfestigkeiten erzielen. Abb. 23.13 zeigt erreichte Schwingfestigkeitswerte, die von verschiedenen Autoren in Einstufen-Schwellversuchen an Überlappungsverbindungen erzielt wurden. Eindeutiges Resultat aller dieser experimentellen Untersuchungen ist, dass eine *ausreichend große Überlappungslänge* notwendig ist. Sie ermöglicht es, dass sich innerhalb der Kleberschicht die Spannungsspitzen von den Enden der Fügung weg zur Mitte hin umlagern, also vergleichmäßigen können. Denn eine Schwingbeanspruchung ist in ihrer Wirkung – bei überwiegend schwellender Belastung – auch als eine Langzeitbelastung überlagert von Spannungsausschlägen zu interpretieren. Häufig versagen bei Ermüdungsversuchen eher die Fügeteile als die Klebung.

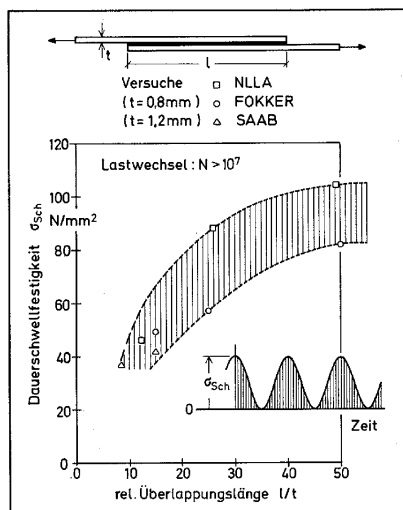


Abb. 23.13. Schwellfestigkeit $n > 10^7$ Lastwechsel von Klebverbindungen in Abhängigkeit von der Überlappungslänge (aus [23.12])

23.7 Zur Kleberauswahl

Wenn die Beanspruchbarkeit einer Klebverbindung sehr stark von den Fertigungsbedingungen abhängt, so ist es für den Konstrukteur notwendig, sich mit den Fertigungseinflüssen zu beschäftigen.

23.7.1 Wirkmechanismen einer Klebung

Die Tragfähigkeit einer Klebung beruht nicht allein auf dem Eindringen von Klebstoff in Poren und Hinterschneidungen der Fügeteile, d.h. einem mechanischen Mikro-Formschluss. *Entscheidender* sind die chemischen Bindungen, die auf starken atomaren Bindungskräften zwischen Fügeteilen und Kleber basieren. Unterstützt werden diese Bindungsmechanismen durch eine teilweise Diffusion von Molekülen. Diese Festigkeit zwischen unterschiedlichen Stoffen wird unter dem Begriff *Adhäsivfestigkeit* zusammengefasst. Gänzlich geklärt sind die Mechanismen noch nicht. Da die adhäsiven Wirkungen in einer extrem dünnen Schicht wirksam werden, ist die Adhäsivfestigkeit in starkem Maße vom Zustand der Fügeteil-Oberflächen abhängig! Einer der entscheidenden Faktoren ist dabei die gute Benetzungsfähigkeit der Fügeflächen. Darüber hinaus ist natürlich auch die Eigen-Festigkeit des Klebers, die *Kohäsivfestigkeit*, für das Festigkeitsverhalten der Verbindung wichtig.

Ausschlaggebend ist die durch die *Rauigkeit vergrößerte* Oberfläche, weniger die erhöhte mechanische Verankerung. Es sind verschiedene Oberflächen zu unterscheiden:

- Die *geometrische Oberfläche* ($l_a \cdot b$) fließt in die mechanische Analyse ein.
- Die *wahre Oberfläche* beinhaltet die durch die Rauigkeit vergrößerte Oberfläche; sie lässt sich jedoch nicht exakt quantifizieren und dürfte um den Faktor 1,2 bis 1,6 größer sein als die geometrische Oberfläche.
- Als *wirksame Oberfläche* bezeichnet man denjenigen Anteil der wahren Oberfläche, der tatsächlich mit Kleber benetzt ist und der damit zur Festigkeit der Fügung beiträgt. Real ist infolge der Oberflächenspannung des Klebers und durch das Einschließen von Luft in den Oberflächenrauigkeiten (Fehlstellen) keine vollständige Benetzung der wahren Oberfläche erreichbar.

Verhindern lässt sich eine unvollständige Benetzung (wetting) durch das Aufbringen von Anpressdruck während der Aushärtung. Der Kleber wird dadurch in alle Rauigkeits-Vertiefungen gepresst. Da dadurch auch gleichzeitig der chemische Reaktionsschwund des Klebers kompensiert wird, ist das Aufbringen von *Anpressdruck* eine der einfachsten Maßnahmen zur Verbesserung der Klebgüte.

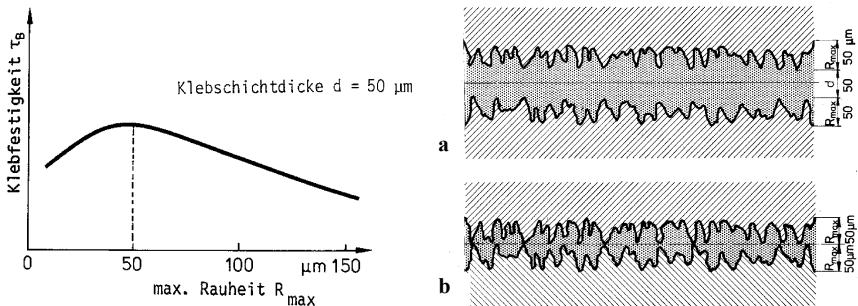


Abb. 23.14. Abhängigkeit der Klebfestigkeit von der Oberflächenrauheit. Das maximale Belastbarkeit der Klebung wird bei einer Klebschichtdicke von $50 \mu m$ sowie einer Rauheit von $50 \mu m$ erreicht **a** Darstellung der optimal eingestellten Verhältnisse **b** Die Klebschichtdicke geht gegen Null. Einzelne Oberflächenspitzen berühren sich, so dass die Klebfestigkeit sinkt (aus [23.4])

Eine zu große Rautiefe ist insofern schädlich, da sich dann die Rauigkeitsspitzen direkt berühren (Abb. 23.14b). Die Kleberschicht wird dort unterbrochen und es entstehen lokale Spannungsspitzen. Sie reduzieren weniger die Festigkeit der Klebung bei zügiger Belastung bis zum Bruch, jedoch sehr stark die Ermüdungsfestigkeit. Zwar ließe sich die Spitzen-Berührung durch dickere Kleberschichten vermeiden; diese Möglichkeit ist jedoch limitiert, da zu dicke Kleberschichten geringere Festigkeiten aufweisen. Die optimale Kleberschichtdicke liegt zwischen $50-200 \mu m$. Wie aus Abb. 23.14 zu ersehen ist, steigt die Klebfestigkeit mit zunehmender Rautiefe infolge der Vergrößerung der wirksamen Oberfläche

zunächst einmal an. Überschreitet die Rauigkeit die gegebene Kleberschichtdicke – hier 50 μm – so sinkt die Festigkeit durch die zunehmende Spitzenberührung wieder ab. Es gibt also eine zu einer Kleberschichtdicke zugehörige optimale Rauhtiefe. Sie liegt in der Größenordnung der optimalen Kleberschichtdicke. Mit den üblichen spanenden Bearbeitungsverfahren – Bohren, Drehen, Fräsen, Schleifen, Strahlen – können diese optimalen Rauhtiefen problemlos erzeugt werden.

23.7.2 Klebertypen

Kleber werden nach verschiedenen Gesichtspunkten unterschieden. Eine gute Übersicht, Empfehlungen hinsichtlich des Einsatzzwecks, sowie Anwendungsbeispiele finden sich in [23.3].

– Einsatzzweck

Unterschieden wird nach den zu verbindenden Materialien, z.B. Holzleime, Papierkleber, Metallkleber, Glaskleber, Kunststoffkleber, Klebebänder, elektrisch leitfähige Kleber usw.

– Chemische Basis (Tabelle 23.2)

Es kommen eine Reihe von Kunststoffen, und zwar sowohl Polymerisate als auch Polyadditions- und Polykondensations-Polymere als Basis für Kleber in Frage. Weitverbreitet sind: Cyanacrylate („Sekundenkleber“), Epoxide, Polyurethane, Polyesterharze, Acrylate, Phenolharze. Selten kommen für technische Anwendungen Klebstoffe auf tierischer (z.B. Hautleim, Kaseinleim) oder pflanzlicher Basis (z.B. Stärke, Cellulose) zur Anwendung. Polyurethane und Silikone eignen sich insbesondere für große Verformungen – z.B. für das Verkleben von SMC-Formteilen auf eine Al-Struktur – und speziell auch für Tieftemperatur-Anwendungen, da sie auch dort noch ein ausreichendes Verformungsvermögen aufweisen.

Die thermische Einsatzgrenze von polymeren Klebern liegt bei etwa 350°C. Bei höheren Temperaturen sind anorganische Kleber, häufig auch Glaslote genannt, einsetzbar.

– Anzahl der Komponenten

Am bekanntesten sind Einkomponenten- und Zweikomponentensysteme. Bei letzteren müssen die Komponenten, Harz und Härter, vorab sorgfältig miteinander gemischt werden.

– Aushärtetemperatur

Ganz generell unterscheidet man zwischen Klebern, die bei Umgebungstemperatur aushärten („Kalthärtern“) und Klebern, die zur vollständigen Vernetzung höherer Auslagerungstemperaturen bedürfen („Warmhärter“). Die Höhe der Aushärtetemperatur entscheidet über die Temperatur-Belastbarkeit der Klebung. So können Kalthärter im allgemeinen nur kurzzeitig bis etwa 60°C mechanisch beansprucht werden. Sie kommen dann zum Einsatz, wenn die Füge-teile keinen höheren Temperaturen ausgesetzt werden dürfen.

– Konsistenz

Am gebräuchlichsten sind pastöse Klebermassen, die auf die Fügeflächen aufgestrichen, gerakelt oder automatisiert als Kleberraupe abgelegt werden. Bei Strukturklebern, die unter erhöhter Temperatur und Druck aushärten, verwendet man auch Klebstofffilme. Diese gewährleisten eine konstante Kleberfilmdicke und vermindert die Gefahr von Lufteinschlüssen. In die Kleberfilme ist häufig ein feines Kunststoff- oder Glasfasergitter eingebettet. Dies garantiert, dass trotz stark erniedrigter Viskosität bei erhöhter Aushärte-Temperatur der Kleber nicht aus der Fuge gequetscht wird. Außerdem dient es zur Verstärkung des Klebers.

– Aushärtemechanismus

Es gibt Reaktionsklebstoffe, bei denen zwei oder mehrere chemische Komponenten miteinander reagieren und so zu einer hochfesten Klebschicht vernetzen. Hochbelastete Faser-Kunststoff-Verbunde werden meist mit Zweikomponenten-Klebern auf Epoxidharzbasis verklebt; Verkleidungsbauteile eher mit PU-Klebern.

Schmelzklebstoffe binden ebenfalls physikalisch ab. Meist handelt es sich dabei um Thermoplaste, die durch Erhitzen schmelzeflüssig gemacht werden und die Füge Teile benetzen.

Anerobe Kleber härten nur unter Sauerstoff-Abschluss aus. Um den Sauerstoffkontakt bei der Lagerung sicherzustellen wird das Aufbewahrungsgefäß nicht gänzlich gefüllt und besteht aus einem sauerstoffdurchlässigen Material. Anerobe Kleber werden mikroverkapselt eingebracht und dienen in erster Linie der Sicherung von Schraubverbindungen sowie zur Fügung von Welle-Nabe-Quer- oder Längspresssitzen. Die beim Fügen und Verschrauben zerstörten Kapseln dienen als Füllstoff.

Strahlungshärtende Klebstoffe enthalten Initiatoren, die bei UV-Lichtbestrahlung die Aushärtungsreaktion starten. Elektronenstrahlen hingegen verfügen über eine so hohe Energiedichte, dass die Härtung auch ohne spezielle Initiatoren abläuft.

Tabelle 23.2. Chemische Basis der Strukturkleber und der Elastischen Kleber [23.3]

Anwendungstyp	Chemische Basis
Strukturkleber	Epoxidharz, Phenolharz, Acrylatharz
Elastische Kleber	Polyurethan, Silikon

Die Vielfalt der Klebstoffe und ihrer Anwendungsbereiche sind derart groß, dass sie für Nicht-Klebspezialisten kaum überschaubar sind. Es ist dringend anzuraten, sich bei komplizierten Klebproblemen von Forschungsinstituten oder Anwendungsberatern der Klebstoffhersteller beraten zu lassen.

23.7.3 Füllstoffe

Teilweise werden Kleber mit Füllstoffen versetzt, z.B. mit Quarzmehl, Glashohlkugeln, Kautschuk, Glasfasern, Vlies, Metallpulver usw. Füllstoffe haben folgende Aufgaben:

- Verstärkung des Klebers
- Kompensation der chemischen Schwindung und dadurch Reduktion von Schwindungseigenspannungen
- Einstellen einer gewünschten Kleberschichtdicke durch Glashohlkugeln oder Trägergewebe
- Erhöhung der Risszähigkeit, z.B. durch Kautschuk- oder Thermoplastpartikel
- Rissstoppereffekt durch eingelegte Vliese
- Erhöhung der Viskosität, d.h. Kleber können mittels Füllstoffen thixotrop eingestellt werden, um ein Abfließen an senkrechten Flächen zu vermeiden
- Da anorganische Füllstoffe über eine höhere Wärmeleitfähigkeit verfügen, ziehen sie die exotherme Wärme der Aushärtereaktion auf sich; als Folge reduziert sich – insbesondere bei größeren Volumina – die Gefahr zu rascher Härtung und damit die Höhe der thermischen Eigenspannungen.
- Hohe Füllstoff-Konzentrationen führen zu einer Art „Verdünnung“ des Klebpolymers, so dass die Aushärtungs-Geschwindigkeit reduziert wird. Unter Umständen sind bei hoch gefüllten Klebern höhere Aushärte-Temperaturen notwendig.

23.8 Zur Herstellung von Klebverbindungen

Die Festigkeit einer Klebung hängt in hohem Maße von der sorgfältigen Vorbehandlung und der Durchführung der Klebung ab. Hieraus ergibt sich konsequenterweise die Notwendigkeit, das die Klebung ausführende Personal umfassend zu schulen. Bei schwierigen Untergründen ist der Rat der Klebstoffhersteller einzuholen.

23.8.1 Vorbehandlung der Fügeteile

Um hohe Klebfestigkeiten zu erzielen, ist eine gründliche Vorbehandlung der Klebflächen unabdingbar. Die Vorbehandlung gliedert sich in Einzelschritte wie Vorbereitung, Vorbehandlung und Nachbehandlung der Oberflächen.

Erster Arbeitsschritt bei der Vorbereitung der Klebflächen ist das Säubern. Ansonsten finden die adhäsiven Bindungen zwischen Kleber und Schmutz statt. Bei Faser-Kunststoff-Verbunden wird vorab als letzte Lage Abreißgewebe auflaminiert. Dieses wird dann – und zwar erst unmittelbar vor dem Klebvorgang – entfernt, wobei auch alle Verschmutzungen zuverlässig mit beseitigt werden.

Bei zu verklebenden Metallteilen sind lose anhaftende Partikel, wie Schmutz, Rost, Zunder usw. selbstverständlich durch Schleifen oder Bürsten zu entfernen. Im nächsten Schritt ist zu überprüfen, ob in engen Toleranzen konstante Klebschicht-Dicken erreichbar sind. Notfalls sind Bearbeitungsgrate abzuschleifen und evtl. sogar die Klebflächen zu richten. Stoffe, die eine Trennwirkung entfalten, wie Öle, Wachse, Fette und insbesondere die Trennmittel müssen unbedingt entfernt werden. Bei Einzelstücken genügt das Abwischen mit einem Lösungsmittel-getränkten Tuch, oder die Fügeteile werden vollständig in Lösungsmittel getaucht. Nachteilig ist, dass sich dabei das Lösungsmittel mit Fett anreichert und an den Fügeteiloberflächen nach dem Verdampfen des Lösungsmittels ein fein verteilter Fettfilm übrigbleibt. Besonders wirksam und bei Serienfertigung zu empfehlen, ist die Dampf-Entfettung. Dabei schlägt sich das verdampfte Lösungsmittel an den Fügeteilen nieder, kondensiert und entfettet dabei. Höher siedende Fette und Wachse gelangen erst gar nicht in die Dampfphase, sondern verbleiben im Sumpf der Entfettungsanlage.

Als Fettlöser kommen organische Lösungsmittel, wie z.B. Aceton (Brandgefahr) in Frage. Alkohole oder Benzin eignen sich weniger gut, da sie vielfach höhermolekulare Kohlenwasserstoffe, wie Paraffine enthalten. Weit verbreitet sind auch wässrige Reinigungsmittel, die alkalisch (Verseifung) oder auch sauer eingestellt sein können. Sie sind im Temperaturbereich von 60-90°C besonders wirksam. Nachteilig ist, dass die Reinigungschemikalien aus arbeitshygienischen Gründen besondere, meist aufwändige Anlagen erfordern. Auch die Entsorgung verschmutzter Reinigungsmittel ist kostspielig.

Ob eine Oberfläche ausreichend entfettet wurde, lässt sich durch Auftropfen demineralisierten Wassers *testen*. Breitet sich der Wassertropfen gleichmäßig großflächig aus, so wird auch der Kleber ausreichend benetzen.

Für den Automobilbau wurden spezielle Kleber entwickelt, die auch auf schwach verölten Flächen noch ausreichende Festigkeiten liefern. Sie können Öle und Fette bis zu einem gewissen Grad absorbieren.

Um sehr hohe Festigkeiten und eine gute Alterungsbeständigkeit zu erzielen, müssen im *zweiten Arbeitsschritt* die zu verklebenden Oberflächen über die Vorbereitung hinaus noch eine *Vorbehandlung* erfahren. Anwendbar sind sowohl mechanische, physikalische als auch chemische Verfahren. Ziel ist es, größere wirksame Oberflächen zu schaffen.

Bei FKV wird dies durch das Entfernen des Abreissgewebes mit erreicht. Gleichzeitig wird die Matrix durch die frische Bruchfläche aktiviert. Abb. 23.15 zeigt den Abdruck eines abgezogenen Abreißgewebes auf einer Laminatoberfläche. Es wird deutlich, wie die wirksame Oberfläche vergrößert wird. Als *mechanische Verfahren* kommen Schleifen, z.B. mit Schleifpapier 120iger Körnung oder das Sandstrahlen in Frage. Die Klebflächen werden dabei gesäubert und sie werden gleichzeitig vergrößert. In vielen Fällen reichen die Festigkeits-Steigerungen, die durch Schleifen oder Strahlen der Fügefläche erzielt werden vollkommen aus. Wird mittels Druckluft gestrahlt, so muss diese trocken und ölfrei gehalten werden. Da letzteres nicht vollständig möglich ist, sollten gestrahlte Flächen nach-

träglich entfettet werden. Weiterhin ist darauf zu achten, dass durch das Strahlen keine Oberflächenrisse eingebracht, bzw. die Fügeile sogar deformiert werden.

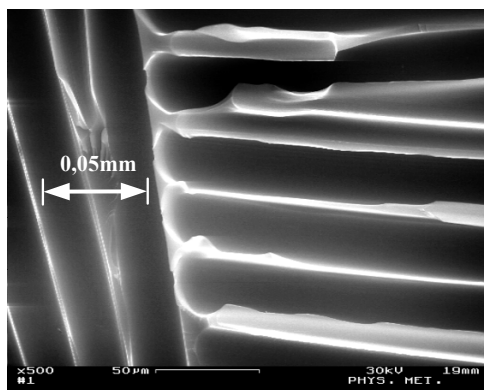


Abb. 23.15. Abdruck eines Abreißgewebes auf einer Laminatoberfläche. Man erkennt die durch den Faserabdruck vergrößerte Oberfläche

Eine wirksame *physikalische Vorbehandlung* insbesondere von Kunststoff-Oberflächen ist es, sie per Hand mit einer Propangasflamme zu beflammen oder mit Corona-Entladungen oder einem Niederdruckplasma zu behandeln.

Bei Metallen lassen sich die höchsten Festigkeitswerte durch *chemische Oberflächen-Vorbehandlungen* erreichen. Sie folgen auf das Entfetten. Schwachpunkt bei Aluminium ist die Oxidschicht. Einerseits ist ihre Haftung zum Metall geringer als eine gute Strukturklebung und andererseits ist sie so porös, dass Wasserdampf die Klebung unterwandern kann. Al korrodiert dann unterhalb einer Kleb- oder auch Lacksicht. Nichtoxidierende Säuren (Salzsäure, Schwefelsäure) entfernen die Oxidschicht und erzeugen metallische blanke Klebflächen. Diese Maßnahme wird auch *Beizen* genannt. Oxidierende Säuren (Salpetersäure, Phosphorsäure) erzeugen zusätzlich Metallverbindungen, z.B. Oxid- oder Phosphatschichten, die sehr gut auf dem Metall haften und aufgrund ihres Dipolcharakters eine besonders gute chemische Verbindung zum Kleber ergeben. Diese Verfahren wurden speziell für hochfeste Luftfahrtklebungen, insbesondere mit Al, entwickelt. Rezepturen für Beizen finden sich in [23.4]. Abb. 23.16 zeigt die Wirkung der Vorbehandlungs-Methoden.

Zur Verbesserung der Haftung wird häufig ein spezieller *Haftvermittler* aufgetragen. Dieser kann auch dem Kleber zugemischt werden. Der Haftvermittler dient als chemische Brücke zwischen Fügeile und Kleber. Er wird deswegen bifunktional eingestellt und reagiert mit beiden Komponenten. Meist handelt es sich um Silanverbindungen; das Silizium-Molekül reagiert mit den Metallen, die reaktionsfähige Endgruppe mit dem Polymerkleber. Sie wird der chemischen Basis des Klebers angepasst. Mittels Haftvermittler lassen sich Festigkeitssteigerungen bis zu 50% erzielen.

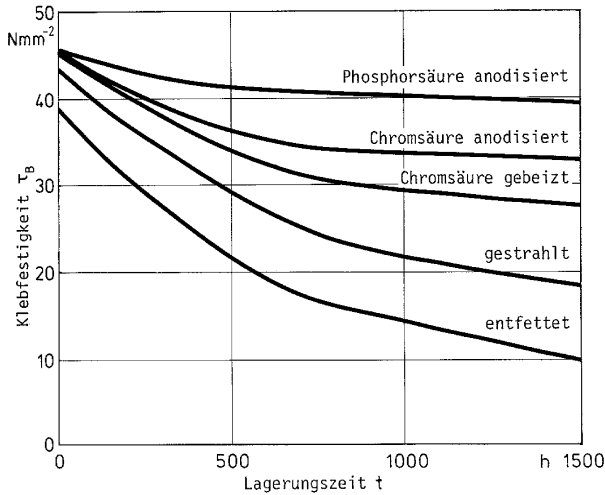


Abb. 23.16. Einfluss verschiedener Oberflächen-Behandlungsverfahren auf die Alterungs-Festigkeit einer Al-Verklebung mit Epoxidkleber nach Feuchtigkeitseinwirkung (aus [23.4])

Zweckmäßigerweise wird *unmittelbar* an die Oberflächenvorbehandlung auch geklebt. Ist dies nicht möglich, so wird, um zu vermeiden, dass eine vorbehandelte, metallische blanke Klebfläche bis zur Durchführung der Klebung verschmutzt, bzw. wieder inaktiv wird, eine Schutzschicht, ein sogenannter *Primer* aufgetragen. Meist handelt es sich hierbei um verdünnte Lösungen des Klebers, denen z.B. Korrosions-Inhibitoren zugesetzt sind. Die Primerbehandlung ist in jedem Fall bei Al-Verklebungen durchzuführen, um bei feuchten Einsatzbedingungen die Korrosion unter der Klebschicht zu verhindern. Stahl ist diesbezüglich unempfindlicher. Eine abgestimmte Oberflächenbehandlung *verbessert* auch das Alterungsverhalten von Klebverbindungen.

23.8.2 Zum Einfluss der Klebschichtdicke

Die Dicke der Klebschicht hat einen erheblichen Einfluss auf die Festigkeit der Fügung. Aus der *Volkersen*-Gleichung (Gl. 23.17) ist zu schließen, dass eine größere Dicke der Kleberschicht sich günstig auswirkt, da damit die endseitigen Schubspannungsspitzen abgesenkt werden. Grund ist die dadurch erhöhte Schubnachgiebigkeit, die größere Schubverformungen ermöglicht. Allerdings kann man von den elasto-statisch ermittelten Spannungsverläufen, bzw. den Spannungsmaxima nicht unmittelbar auf die *Festigkeit* der Verbindung schließen. Die Festigkeit einer Verbindung wird nämlich neben der mechanischen Spannung noch durch eine Reihe anderer Parameter beeinflusst:

- Bei dünneren Klebfugendicken ist der Kleber stärker querkontraktions-behindert. Dies wirkt sich festigkeitssteigernd aus.
- Da die thermischen Ausdehnungskoeffizienten polymerer Kleber größer als diejenigen der Fügeiteile sind, wird der Kleber beim Abkühlen von erhöhten Aushärtetemperaturen verformungsbehindert. Es entstehen „schädliche“ Thermische Eigenspannungen.
- Dickere Klebfugen sind auch deswegen von Nachteil, da sich größere chemische Schwund-Eigenspannungen ausbilden.
- Bei einschnittigen Fügungen erhöhen dickere Klebschichten die Exzentrizität und damit die zusätzlichen Biege- und Schälspannungen.

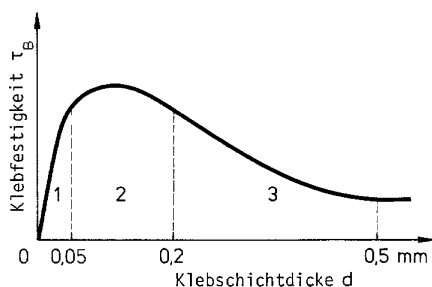


Abb. 23.17. Abhängigkeit der Klebfestigkeit von der Klebschichtdicke bei Strukturklebungen (aus [23.4])

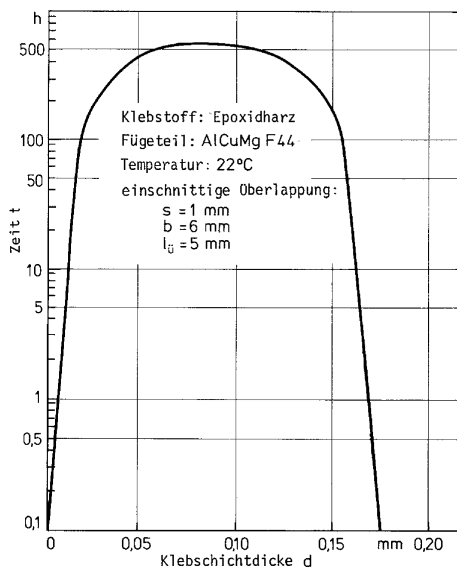


Abb. 23.18. Zeitstanddauer bis zum Bruch in Abhängigkeit von der Klebschichtdicke (aus [23.4])

Häufig ist die Adhäsionsfestigkeit höher als die Kohäsionsfestigkeit des Klebers. Je dicker die Klebschicht ist, umso mehr wird der mittlere Teil der Klebschicht, der kohäsiv beansprucht wird, versagenswirksam.

Eine Vielzahl von Experimenten zeigt – und dies ist für den Konstrukteur die zentrale Information – dass das eindeutige *Optimum der Klebschichtdicke* bei Strukturklebungen im Bereich von 0,05-0,15 mm – gut merkbar bei 0,1 mm – liegt (Abb. 23.17). Auch bei Zeitstandversuchen zeigt sich, dass mit diesen Dicken die Zeit bis zum Versagen am längsten ist (Abb. 23.18). Bei elastischen Klebungen sind größere Fugendicken üblich.

23.8.3 Empfehlung

Die Wahl eines geeigneten Klebers hängt von vielen Randbedingungen des spezifischen Einzelfalls ab. Dies gilt auch für die Vorbehandlung der Fügeteile. Eine allgemeine Übersicht findet sich in [23.14]. Bei unbekannten Situationen, bei besonders hohen Anforderungen an eine Klebung wird empfohlen, die Beratung von Anwendungstechnikern der Klebstoffhersteller oder aber von Forschungseinrichtungen, die auf Klebtechnik spezialisiert sind, einzuholen. Hier liegt ein großer Erfahrungsschatz vor.

23.9 Konstruktive Verbesserungen einer Klebverbindung

23.9.1 Erhöhung der Schubbelastbarkeit durch überlagerten Querdruck

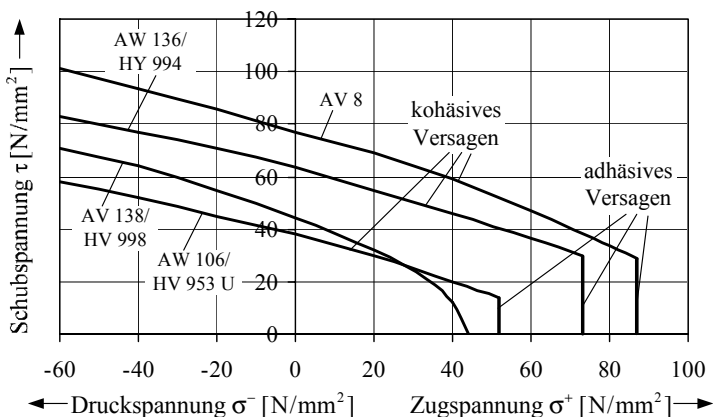


Abb. 23.19. Vergleich verschiedener Kleber. Die ertragbare Schubspannung steigt mit der Höhe der überlagerten Druckspannung an [23.1]

Interpretiert man die Versagenkurven von Klebstoffen näher, so stellt man zwei generell unterschiedliche Bereiche fest: Die Interaktion von Querkzug- und Schubspannungen führt zu einer Reduktion der ertragbaren Spannungen bei kombinierter Belastung σ^+/τ . Gleichzeitig wirkende Querdruckspannungen σ^- erhöhen die Belastbarkeit einer Klebung (Abb. 23.19). Die Festigkeitssteigerung ist erheblich und der Höhe der Querdruckspannungen in guter Näherung proportional. Konstruktiv lässt sich diese günstige Spannungscombination z.B. in geklebten Welle/Nabe-Presssitzen oder in Verbindungen verwirklichen, die *nach* dem Aushärten des Klebers noch geklemmt werden.

23.9.2 Kombinations- oder Gradientenklebung

Aus der Analyse der Schubspannungen in einer Klebung ist deutlich geworden, dass an den Enden Spannungsspitzen auftreten, während der mittlere Bereich nur vermindert zur Lastaufnahme herangezogen wird. Die Höhe der Spannungsspitzen kann lt. Gl. 23.24 durch einen niedrigeren Schubmodul des Klebers reduziert werden. Damit wird zur Lastüberleitung gleichzeitig eine größere Überlappungslänge notwendig. Dem wiederum kann man begegnen, wenn man im Mittenbereich einen Kleber mit höherem Schubmodul anordnet [23.4]. Dadurch wird der mittlere Bereich stärker zur Lastaufnahme herangezogen. Man wendet also das Konstruktionsprinzip der gezielten Spannungsumlagerung an. Hierbei reduziert die Spannungen in hoch belasteten Bereichen, indem man die Steifigkeiten dort absenkt, und erhöht gleichzeitig die Steifigkeiten in niedrig belasteten Nachbarbereichen. Die Spannungsverteilung vergleichmäßigt sich (Abb. 23.20). Idealerweise müsste man die Steifigkeiten kontinuierlich anpassen. Meist geschieht dies jedoch nur in zwei Stufen, so dass noch Spannungsspitzen – wenn auch reduziert – übrig bleiben.

Diese Kombinationsklebung, d.h. die Anordnung verschiedener Klebersteifigkeiten in der Klebfuge, wird auch als Gradientenklebung bezeichnet.

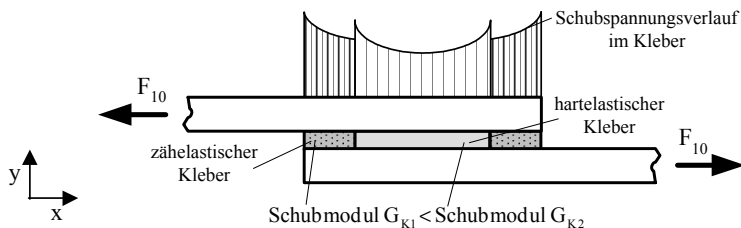


Abb. 23.20. Qualitative Spannungsverteilung in einer Kombinationsklebung aus zwei Klebern; bestehend aus einem sehr verformungsfähigen Kleber niedrigen Schubmoduls an den beiden Enden und einem hartelastischen Kleber höheren Moduls in der Mitte

23.9.3 Keilförmige Klebfugen

Eine weitere Möglichkeit, die Spannungsspitzen zu reduzieren, besteht darin, die Klebfuge keilförmig auszuführen [23.5]. In den Endbereichen schafft man dadurch eine größere Kleberdicke (Abb. 23.21). Laut *Volkersen-Gl.* bedeutet die Zunahme von t_K eine Absenkung der Schubspannungsspitze durch lokale Erhöhung der Schubnachgiebigkeit. Es ist sogar möglich, die Spannungsspitze unter die mittlere Schubspannung abzusenken. Auch schon eine einfache Anfasung der Fügeteilenden wirkt sich Spannungs-reduzierend aus. Eine Möglichkeit ist es, die Fügegeometrie und insbesondere den Verlauf der Kleberschichtdicke mit numerischen Methoden zu optimieren [23.11].

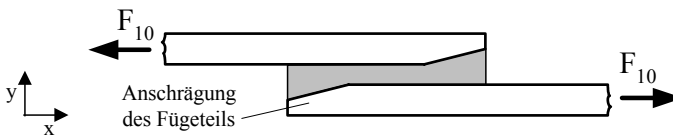


Abb. 23.21. Absenkung der endseitigen Schubspannungsspitzen, bzw. Vergleichmäßigung des Spannungsverlaufs durch an den Enden vergrößerte Klebschichtdicken

23.9.4 Kleber-Kehle

Beim Fügen wird häufig Kleber aus der Fuge herausgequetscht und bildet an den Fügungsenden eine Kehle (fillet). Diese Kehle wirkt sich ähnlich aus, wie eine keilförmige Klebfuge: die Spannungsspitze wird reduziert. So wurde in Ermüdungs-Schwellversuchen [23.6] eine Steigerung der Bruchlast-Spielzahlen von Klebverbindungen mit Kehle um den Faktor 7 gefunden.

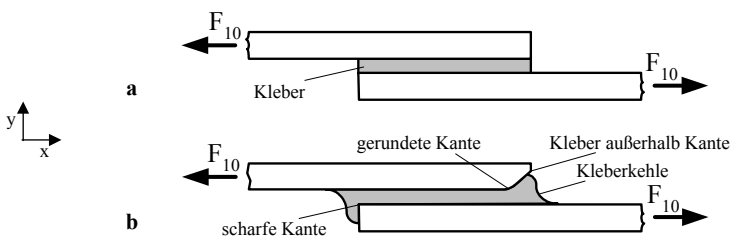


Abb. 23.22. Das Stehenlassen einer Kleber-Kehlnaht (b) steigert im Vergleich zu glatten Fügeteil-Enden (a) die Bruch-Schwingenspielzahl einer schwingend beanspruchten Klebung. Es dürfen keine scharfen Kanten in den Kleber hineinragen

Andererseits gibt es Arbeiten, die aufzeigen, dass durch die in die Klebung hineinragende Kante Kerbspannungen induziert und damit vorzeitiges Versagen ausgelöst wird. Zweckmäßigerweise sollte man die Kleber-Kehlnaht belassen, je-

doch die Kante der Fügeteile stark verrunden (Abb. 23.22), damit die Schubspannungsspitzen an den Fügeteilenden nicht mit den Kerbspannungsspitzen zusammenfallen. Zur genaueren Analyse sind FE-Berechnungen durchzuführen.

Im Falle einer extrem hohen Belastung kombiniert man selbstverständlich alle Verbesserungsmaßnahmen.

23.9.5 Konstruktive Möglichkeiten, um Abschälen zu verhindern

Wie schon aus der mechanischen Analyse deutlich wurde, sind Klebungen nur dann hochbelastbar, wenn sie ausschließlich auf Schub belastet werden. Schälspannungen sind unbedingt zu vermeiden. Für den Kleber wirken sie sich als linienförmige Zugbelastung aus, bei der die einzelnen Molekülketten der Reihe nacheinander „aufgeknöpft“ werden. Eine geschickte Möglichkeit ist es, Niete (*Angstniet*) im Anfangsbereich einer Klebung zu setzen, die die Schälkräfte aufnehmen. Sie sind auf Kopfzug, weniger auf Scherung auszulegen. Manchmal ergibt sich auch die Möglichkeit, mittels eines Falzes Abschälen auszuschließen. Schließlich lässt sich die Schälspannung zumindest senken, indem man die Fügefläche im Anfangsbereich vergrößert, bzw. lokal aufdickt und damit gegen die Biegemomentbelastung der Schälung steifer gestaltet (Abb. 23.23).

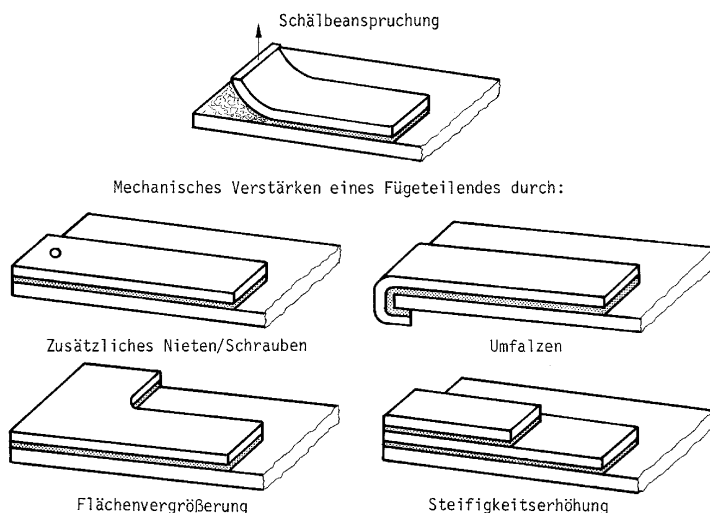


Abb. 23.23. Konstruktive Möglichkeiten, um die Gefahr einer Schälbeanspruchung zu mindern (aus [23.4])

23.10 Hinweis zur Prüfung von Klebverbindungen

Die am weitesten verbreitete und deswegen für *Vergleiche* gut geeignete Prüfmethode für Kleber und Klebverbindungen ist der genormte Zugscherversuch [23.13]. Man hat die Probekörpergeometrie derart festgelegt, dass eine möglichst gleichförmige Schubspannungsverteilung über der Kleblänge vorliegt. Dazu besitzen die Fügeteile eine hohe Dehnsteifigkeit $E t$ und die Überlappungslänge l_a ist kurz gehalten. Der Lastangriffspunkt ist durch beigelegte Doppler in die Klebschicht-Ebene verlegt, so dass kein zusätzliches Biegemoment entsteht. Trotz dieser Maßnahmen lassen sich die Spannungsspitzen an den beiden Fügeteilenden nicht gänzlich vermeiden.

Eine sinnvoller, alternativer Prüfkörper besteht aus zwei Rohrab schnitten, die stirnseitig verklebt sind. Abmessungen finden sich in [23.1]. Geprüft wird auf einer Zug/Druck-Torsionsprüfmaschine mittels Torsion oder aber auch mittels Überlagerungen von Zug und Torsion oder Druck und Torsion. Da die Klebung keine Enden aufweist, treten bei Schubbeanspruchung durch Torsion auch keine Spannungsspitzen auf. Es liegt ein homogener Schubspannungszustand vor und man erhält aus dem Torsionsversuch das exakte τ - γ -Werkstoffverhalten des Klebers. Diese Daten lassen sich dann beispielsweise für nichtlineare FE-Analysen einer Klebverbindung verwenden.

Literatur

- 23.1 Engesser I, Puck A (1980) Untersuchungen zum Bruchverhalten von Klebverbindungen. *Kunststoffe* 70, 493–500
- 23.2 Goland M, Reissner E (1944) The stresses in cemented joints. In: *J. Appl. Mech.* 11: A17–A27
- 23.3 Gruber W (2000) Hightech-Industrieklebstoffe. Grundlagen und industrielle Anwendungen. *Die Bibliothek der Technik*; Bd. 206; Verlag Moderne Industrie, Landsberg
- 23.4 Habenicht G (1990) Kleben. Springer-Verlag, Berlin
- 23.5 Hertel H (1960) Leichtbau. Springer-Verlag, Berlin
- 23.6 Matting A, Draugelates U (1968) Die Schwingfestigkeit von Metallklebverbindungen. In: *Adhäsion* 1, 5–22
- 23.7 Pröbster M (2003) Industriedichtstoffe. Grundlagen, Auswahl und Anwendungen. *Die Bibliothek der Technik*; Bd. 256; Verlag Moderne Industrie, Landsberg
- 23.8 Volkersen O (1938) Die Nietkraftverteilung in zugbeanspruchten Nietverbindungen mit konstanten Laschenquerschnitten. In: *Luftfahrtforschung* 1, 41–47
- 23.9 Volkersen O (1953) Die Schubkraftverteilung in Leim-, Niet- und Bolzenverbindungen. In: *Energie und Technik* 5 S.68–54
- 23.10 Volkersen O (1963) Neuere Untersuchungen zur Theorie der Klebverbindungen. In: *Jahrbuch 1963 der WGLR*: 299–306
- 23.11 Weisse B, Affolter Ch, Hirner G (2004) Optimierung einer Klebverbindung mit der CAO-Methode. In: *Tagungsband Swiss Bonding 04, 17.–19.Mai 2004, HSR Rapperswil*

23.12 Wiedemann J (1989) Leichtbau. Bd. 2: Konstruktion. Springer-Verlag, Berlin

Normen

23.13 DIN 54451 (1978) Zugscher-Versuch zur Ermittlung des Schubspannungs-Gleitungs-Diagramms eines Klebstoffs in einer Klebung

23.14 VDI Richtlinie 2229 (1979) Metallkleben; Hinweise für Konstruktion und Fertigung

Gestaltungs- und Konstruktionshinweise

24 Gestaltungshinweise für FKV-Strukturen

24.1 Allgemeine Leichtbauregeln

Faser-Kunststoff-Verbunde sind ideale Leichtbauwerkstoffe. Jedoch wird das Ziel, leicht zu bauen, nicht durch eine singuläre Maßnahme – z.B. nur durch Verwendung eines leichten Werkstoffs – erreicht. Ein wirklicher Fortschritt verlangt ein *Bündel* von Maßnahmen und damit ein methodisches Vorgehen. Leichtbaumöglichkeiten gibt es in *jedem Stadium* einer Produktentstehung. Einige sind im Folgenden anhand des Produkt-Entstehungsablaufs gegliedert.

24.1.1 Leichtbau durch realistische Anforderungen

Am Anfang jeder Entwicklung steht das Pflichtenheft oder die Anforderungsliste. Häufig findet der Konstrukteur erhebliches Leichtbau-Potenzial, wenn er das Pflichtenheft vertieft überprüft. Aus Unkenntnis über die Faserverbunde – insbesondere bei der Substitution einer Metallausführung – fordert man vielfach überzogene Sicherheiten – also „Angstzuschläge“. Es kann vorkommen, dass der Leichtbauvorsprung der FKV-Variante dadurch so gering ausfällt oder sie so teuer wird, dass sie verworfen und wieder auf die alte Lösung zurückgegriffen wird.

Da der Stellenwert des Pflichtenhefts so hoch ist, sollte es vom *besten* Konstrukteur der Gruppe mit dem Kunden erarbeitet werden. Das spart Kosten. Erscheinen gestellte Anforderungen zweifelhaft, so sind sie durch Versuche zu quantifizieren. Wenn hier ständig hinterfragend vorgegangen wird, lassen sich unnötige Anforderungen – deren Herkunft im Nachhinein häufig nicht mehr feststellbar ist – identifizieren und so Gewicht und Kosten einsparen. Später notwendige Nachbesserungen am Pflichtenheft verursachen Widerstände und enormen Aufwand.

24.1.2 Werkstoff-Leichtbau

Bei vielen Leichtbau-Maßnahmen steht der Werkstoff-Leichtbau an erster Stelle, d.h. statt konventioneller Werkstoffe werden Leichtbau-Werkstoffe wie z.B. Aluminium oder Faser-Kunststoff-Verbunde eingesetzt. Jedoch sollte nicht versucht werden, jede Komponente eines Produkts unbedingt in einem Leichtbau-Werkstoff auszuführen. Auch mit Stahl kann man leicht bauen. Leichtbau-Werkstoffe sind teurer. Bei den meisten Produkten ist die *Wirtschaftlichkeit* wichtiger, als die Forderung nach geringstem Gewicht. Mehrkosten für Leichtbau-

Maßnahmen sind nur in Ausnahmefällen durchsetzbar! Hilfreich ist es, den Kostenvergleich nicht nur an der einzelnen Komponente durchzuführen, sondern *im System zu denken*. Der Leichtbau einer Komponente senkt häufig die Belastung und damit die aufzuwendenden Massen anderer Komponenten (*Sekundärleichtbau*). Die Mehrkosten der Leichtbau-Komponente können also durch Einsparungen an anderer Stelle kompensiert und so im Gesamtsystem die Kosten konstant gehalten werden.

Parallel zur Bearbeitung der technischen Aufgaben muss der Konstrukteur frühzeitig Kostenabschätzungen vornehmen. Bei großen Serien besteht immer die Möglichkeit, die Fertigungskosten durch eine kontinuierliche Verbesserung der Produktionsprozesse zu senken. Daher ist bei den teuren Leichtbauwerkstoffen unbedingt auf den anderen Kostenblock, die *Werkstoffkosten* zu achten! Eine einfache Möglichkeit, Kosten und Zeit für umfangreiche Qualifikationsprüfungen zu vermeiden, ist es, ausschließlich schon qualifizierte Werkstoffe zu verwenden.

Wenn der Konstrukteur einen teuren Leichtbauwerkstoff einsetzt, so muss er ihn auch bestmöglichst ausnutzen, beispielsweise indem er die Wanddicken minimiert. Er gewinnt dadurch einen doppelten Vorteil: Zum einen erzielt er die maximale Gewichtsersparnis, zum anderen hält er die Kosten niedrig, da der teure Leichtbauwerkstoff sparsam verwendet wird.

24.1.3 Verbund-Leichtbau

Eine weitere Möglichkeit leicht zu bauen, bietet die Kombination von Werkstoffen, der Verbund-Leichtbau. Ziel ist es, Mängel eines Werkstoffs zu kompensieren, indem eine Aufgabenteilung vorgenommen wird.

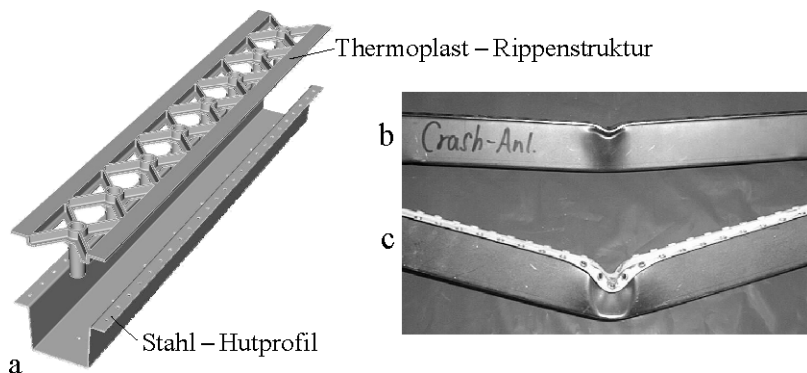


Abb. 24.1. Beulstützung eines dünnwandigen Stahl-Hutprofils durch eine nachträglich angeclippte Thermoplast-Rippenstruktur (Quelle: BASF AG, Ludwigshafen) **a** Aufbau des Trägers; der Blechträger übernimmt das Biegemoment, die Kunststoffrippen stützen die dünne Profilwandung gegen vorzeitiges Beulen. **b** Ergebnis eines Biegeversuchs *mit* Thermoplast-Rippenstruktur **c** Ergebnis *ohne* Beulstützung

Ein Beispiel für Verbund-Leichtbau ist die Steigerung der Struktursteifigkeit von unverstärkten Kunststoff-Bauteilen durch Stahl-Einleger. Diese werden in das Spritzgusswerkzeug eingelegt und mit Kunststoff umspritzt. Eine Umkehrung dieses Konstruktionsprinzips ist es, dünne Bleche durch eine leichte Kunststoffverrippung gegen Beulen zu stützen (Abb. 24.1).

Verdichterschaukeln aus Titan und CFK sind eine weitere interessante Verbundkonstruktion (Abb. 24.2). Der metallene Bereich vereinfacht die Fußbefestigung mit ihrem komplizierten dreidimensionalen Spannungszustand und ist sehr widerstandsfähig sowohl gegen Schlagbelastung als auch gegen Erosion der Schaufelvorderkante. Außen sind die CFK-Bereiche angebracht und sorgen für ein reduziertes Massenträgheitsmoment des Rotors und für die aerodynamische Formgebung [24.3].



Abb. 24.2. Verdichterschaukeln aus Ti6Al-4V und CF-PEEK (Quelle: DLR, Stuttgart)

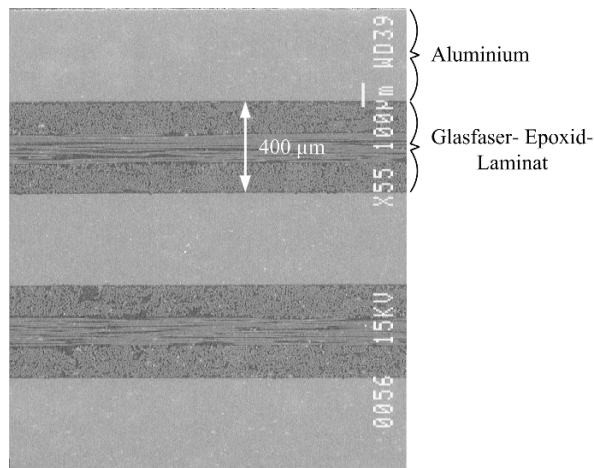


Abb. 24.3. Schliff durch *Glare*[®], ein verklebter Verbund aus dünnen Aluminiumblechen und GF-EP-Prepregs (S2-Glas), (Quelle: TU Delft)

Ein anderer Werkstoffverbund ist die Kombination von dünnen Aluminium-Schichten mit UD-Schichten aus Glasfaser-Kunststoff-Verbund (*Glare*[®], glass-fibre reinforced aluminium) (Abb. 24.3). Ziel der Entwicklung war die Verbesserung der Aluminium-Ermüdungsfestigkeit. Ermüdungsrisse werden von den FKV-Schichten gestoppt, durchtrennen also nicht unmittelbar die gesamte Wanddicke. Darüber hinaus üben die ungerissenen Schichten auf die gerissene Schicht eine Stützwirkung aus, so dass der Rissfortschritt/Schwingspiel in der gerissenen Schicht erheblich gemindert wird. Als weitere Vorteile dieses Verbundwerkstoffs sind ein besseres Durchbrandverhalten und ein gesteigerter Korrosionsschutz der inneren Al-Schichten zu nennen.

Unter den Ansatz, mittels Werkstoffverbunden Leichtbauvorteile zu erzielen, fällt auch der Kernverbund, meist *Sandwich* genannt.

Im Sinne der Werkstoff-Wiederverwertung darf bei diesem Leichtbau-Ansatz nicht vergessen werden, dass die *sortenreine* Trennung von Stoffverbunden zusätzlichen Aufwand erfordert.

24.1.4 Leichtbau durch geringe Streuungen

Ziel muss es sein, Streuungen zu minimieren. Dieses Leichtbaupotenzial eröffnet sich sowohl bei der *Werkstoff*- als auch der *Bauteil*herstellung (Abb. 24.4).

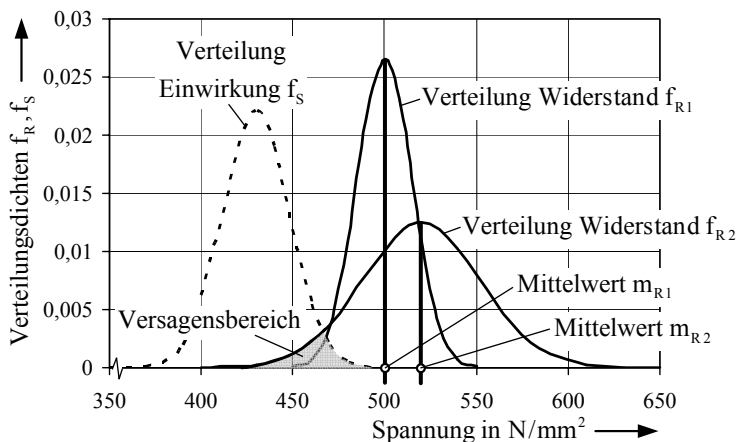


Abb. 24.4. Im Überlappungsbereich der Einwirkungsverteilung (stress S) – hier der Lastspannungen – und der Verteilung des Widerstands (resistance R) – hier der Werkstofffestigkeit – liegt der Versagensbereich. Um den Versagensbereich zu meiden, wird der untere Bereich der Festigkeitsverteilungen, z.B. bis zu einer 5% Fraktile nicht zugelassen. Die beispielhaft gezeigte, weite Widerstandsverteilung f_{R2} hat trotz höheren Mittelwerts m_{R2} einen größeren Versagensbereich. Der hohe Mittelwert der Beispielveilung 2 ist somit nicht nutzbar.

Um die Ausfallwahrscheinlichkeit klein zu halten, darf der Konstrukteur – z.B. bei der Werkstofffestigkeit – nicht Mittelwerte, sondern nur 5%- oder sogar nur 1%-Werte, d.h. 95% bzw. 99% Überlebenswahrscheinlichkeiten seiner Dimensionierung zugrunde legen. Hohe Mittelwerte sind nicht nutzbar, wenn die Festigkeitsverteilung sehr breit ist. Insofern ist es immer günstiger, wenn ein Werkstoff oder eine Struktur eng toleriert hergestellt werden kann.

24.1.5 Leichtbau durch detaillierte mechanische Analyse

Normalerweise folgt auf das Erstellen des Pflichtenhefts und den darauf basierenden ersten konstruktiven Entwürfen deren mechanische Analyse. Es wird der Nachweis geführt, dass alle Anforderungen mit ausreichender Sicherheit erfüllt werden. Ein rechnerischer Nachweis gliedert sich in Einzelnachweise:

- Man beginnt mit der *Spannungsanalyse* und hierauf basierend der *Festigkeitsanalyse* (*Spannungs- und Festigkeitsnachweis*).
- Vielfach wird auch ein *Verformungsnachweis* notwendig; z.B. weil Durchbiegungen limitiert sind.
- Müssen z.B. Eigenfrequenzen oberhalb eines Grenzwerts liegen, so wird ein *Schwingungsnachweis* erforderlich.
- Bei dünnwandigen Strukturen ist der *Stabilitätsnachweis* hinsichtlich Knicken, Beulen oder Kippen obligatorisch. Das Versagen tritt hierbei nicht durch Überschreiten der Werkstofffestigkeit, sondern aufgrund unzureichender Struktursteifigkeit auf.
- Krafteinleitungen und Fügungen müssen fast immer gesondert nachgewiesen werden. Da die Spannungsverhältnisse hier sehr komplex sein können, ist ein ausschließlich rechnerischer Nachweis zu unsicher. Es empfiehlt sich, schon im frühen Entwicklungsstadium Experimente durchzuführen und das Analysemodell anhand der Versuchsergebnisse zu justieren.
- Da Strukturbauteile meist auch schwingend beansprucht werden, ist ein *Ermüdungsnachweis* zu führen. Basis sind *Wöhlerkurven*, Lastkollektive und Schadensakkumulationshypothesen. Unterschieden wird in Zeit-, Dauer- und Betriebsfestigkeiten.

Die Analyse und der Vergleich verschiedener konstruktiver Konzepte lassen sich nach der Abfolge gliedern:

- In der *frühen Phase* einer Entwicklung werden obige Nachweise überschlägig als *Vorauslegung* oder *Grobanalyse* vorgenommen. Die Struktur wird dabei in der Handrechnung noch zugängliche Basis-Strukturelemente wie Stäbe, Balken usw. abstrahiert. Hochgradig statisch unbestimmte Strukturen mit komplizierten Randbedingungen sind jedoch ohne EDV-gestützte numerische Verfahren nicht genau genug berechenbar. Die Finite-Elemente-Methode ist hier das Standard-Analysewerkzeug.
- In die frühe Phase gehört auch die Parametervariation. Der konstruierende Ingenieur untersucht die Einflüsse unterschiedlicher Abmessungen, Faserwinkel

usw. Besonders wichtig sind Parameter, die überproportional, z.B. quadratisch eingehen. Sie zu verändern ist besonders wirksam. Üblicherweise visualisiert man die Ergebnisse von Parameterstudien zur besseren Übersicht in Diagrammen.

- Die FE-Methode ist auch das geeignete Werkzeug für die *zweite Stufe* der mechanischen Analyse, der einer Vorauslegung folgenden *Feinanalyse*. Allgemein gilt der Grundsatz, je realistischer eine Struktur modelliert werden kann, umso genauer kennt man die Beanspruchungen. Immer dann, wenn die tatsächlichen Beanspruchungen nur annähernd ermittelt wurden, muss diese Unkenntnis mit hohen Sicherheitsfaktoren abgedeckt, d.h. mit größeren Wanddicken, also mehr Masse erkauft werden. Salopp ausgedrückt: Entweder investiert der Konstrukteur viel Detailarbeit oder aber viel Material!

Die Numerik – häufig in Verbindung mit der FEM – bietet dem Konstrukteur noch eine weitere Leichtbau-Hilfestellung, nämlich *Optimierungsverfahren*. Es gibt zwei prinzipielle Ansätze. Ist die Strukturgestalt nicht festgelegt, existiert also nur ein Entwurfsraum, so kann die festigkeits- oder gewichtsoptimierte Strukturgeometrie in einem sogenannten *Topologie-Optimierungsverfahren* ermittelt werden.

Ein weiteres Verfahren – die *Form-Optimierung* – zielt auf die Optimierung von Konturen. Sie wird angesetzt, wenn die Strukturgeometrie festliegt und nur noch die Wanddickenverläufe so gestaltet werden müssen, dass keine ausgeprägten Spannungsspitzen auftreten. Sie eignet sich insbesondere sehr gut dazu, Kerbgeometrien zu entschärfen.

Rechnerische Nachweise allein reichen nicht aus. Sicherheitsbauteile, neue Konzepte – über die keine Erfahrungen vorliegen –, schwierig zu erfassende Einflüsse, die Gefahr hoher Verluste bei Misserfolg des Produkts usw. verlangen in jedem Fall ausgiebige *experimentelle Nachweise*, und zwar sowohl am Werkstoff als auch am Bauteil.

24.1.6 Konstruktiver Leichtbau

Besonders große Chancen bietet der konstruktive Leichtbau. Viele bekannte Regeln des konstruktiven Leichtbaus gelten natürlich auch für Faserverbund-Bauteile. Einige seien erinnert:

- Bei Sicherheitsbauteilen, einem Konzeptwechsel, der Umsetzung neuer Technologien oder Werkstoffe, bei hoch ausgereizten Leichtbaustrukturen ist *vorsichtig*, in kleinen Schritten, mit größeren Sicherheiten vorzugehen. Zwar lassen sich durch Versuche viele Probleme sichtbar machen und beheben, jedoch werden nicht immer alle Lastfälle der Praxis klar erkannt. Es wird daher empfohlen – neben ausgiebigen Tests – nicht unmittelbar in eine umfangreiche Anwendung zu gehen, sondern an untergeordneten Bauteilen oder bei Nischenprodukten Erfahrung zu sammeln. Erst nach ausreichender Langzeitbeobachtung und Felderfahrung sollte man die Bauteile für größere Serien freigeben.

- Soll – womöglich unter Zeitdruck – etwas Neues eingeführt werden, so muss parallel eine Rückfallposition, ein „Plan B“ mit entwickelt werden. Basis des Ersatzentwurfs sind risikolose, bewährte Technologien.
- Bezüglich der Werkstoffauswahl gilt folgende Philosophie: Der Konstrukteur sollte unbedingt versuchen, mit dem preisgünstigsten Werkstoff auszukommen und primär eine gute konstruktive Lösungen finden. Eine schlechte Konstruktion darf nicht durch einen guten Werkstoff „geheilt“ werden. Häufig kann man schon mit einer einfachen Wanddickenvergrößerung das Spannungsniveau so weit senken, dass auch sehr preisgünstige, aber nicht so hochfeste Werkstoffe eingesetzt werden können. Erst wenn alle Möglichkeiten und Ideen ausgeschöpft sind, kann man zu „besseren“, damit aber teuren Werkstoffen greifen.
- Falsch wäre es, die Entwicklung eines Serienbauteils mit einem hochfesten, teuren Werkstoff zu beginnen, um rasch zu funktionstüchtigen Prototypen zu kommen. Die Überlegung, später dann auf kostengünstigere Werkstoffe umzuschwenken, ist irrig. Der Aufwand für die Qualifikation eines weiteren Werkstoffs ist zu hoch, so dass man weder Geld noch Zeit für einen Wechsel bekommt. Der Konstrukteur muss dann bei Folgeprojekten mit dem teuren Werkstoff leben.
- Jedes Teil einer Struktur wird zur Lastaufnahme herangezogen; es sollte möglichst keine nichttragenden „Verkleidungsbauteile“ geben.
- Fügungen sind zu vermeiden, bzw. ihre Anzahl ist gering zu halten. Sie bringen erhöhte Fertigungskosten und Zusatzgewicht mit sich. Außerdem finden sich dort Mehrachsigkeit und Spannungsüberhöhungen, so dass Fügungen häufig die Versagensauslöser sind (Abb. 24.5).

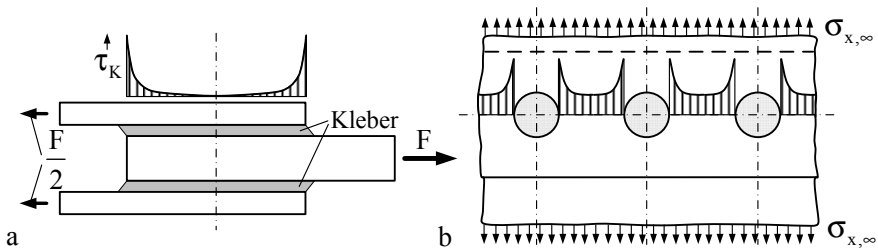


Abb. 24.5. Nachteile von Fügungen: Die Werkstoffdopplung der notwendigen Überlappung – genietet oder geklebt – verursacht Mehrgewicht. Spannungsüberhöhungen am Beginn einer Überlappungsklebung (a) oder am Bohrlochrand (b) sind meist der Ausgangspunkt für Risse und das Versagen der Fügung

- Kraftflüsse sind auf *direkten* Wegen zu leiten. Anderenfalls treten erhebliche Zusatzbelastungen auf, die Mehrgewicht verursachen (Abb. 24.6).
- Im Leichtbau konstruiert man mit dünnwandigen Hohlquerschnitten, nicht mit Vollquerschnitten. Bei Vollquerschnitten ist im Querschnittsinneren der Werkstoff bei Biegung und Torsion nur niedrig ausgenutzt.

- Über der Wanddicke sind *konstante* Spannungsverteilungen einzustellen. Höchstbelastete Strukturen sollten daher einachsig belastet als Stab oder zweiachsig belastet als Scheibe ausgeführt werden und nicht als Balken oder Platte. Man erzielt so eine gleichmäßige Werkstoffausnutzung und optimale Leichtbau-Gütegrade (Abb. 24.7).

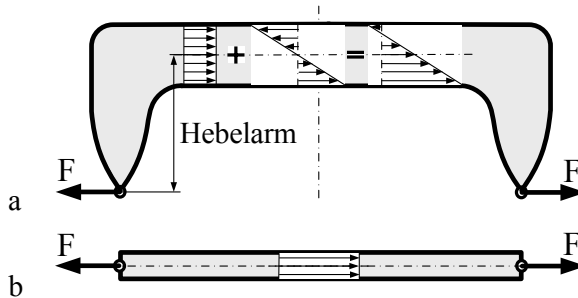


Abb. 24.6. **a** Kräfteumleitungen bewirken zusätzliche Biegemomente und erfordern damit einen deutlich erhöhten Materialaufwand. **b** Kräfte auf direktem Wege geleitet benötigen nur einfache Bauelemente mit günstiger Werkstoffausnutzung

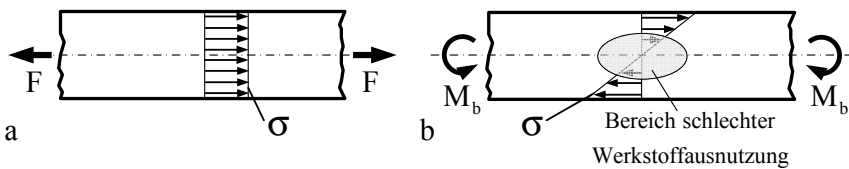


Abb. 24.7. Eine Biegebelastung (**b**) weist im Vergleich zur Stab- oder Scheibenbelastung (**a**) den Leichtbau-Nachteil auf, dass im Mittelnbereich des Trägers der Werkstoff schlecht ausgenutzt wird

- Ist eine *Biegebelastung* gegeben, so sollte im Bereich der niedrigen Spannungen um die Neutrale Ebene herum Werkstoff eingespart werden. Dies führt z.B. zum I-Träger oder zur Sandwich-Bauweise (Abb. 24.8) Um die Biegesteifigkeit und Biegefestigkeit hoch zu halten, ist ein möglichst großer *Steiner*-Anteil einzustellen.
- Platten sollten nicht homogen massiv aufgebaut werden. Leichtbaugerecht begegnet man einer Plattenbelastung (Abb. 24.9):
 - durch lokale Stringerversteifungen
 - durch einen Aufbau als Sandwichplatte
 - durch Vorkrümmungen der Struktur
 - durch einen zweisechaligen Aufbau.

Die Erhöhung der Biegesteifigkeit ist auch die am besten geeignete Maßnahme gegen vorzeitiges Beulen.

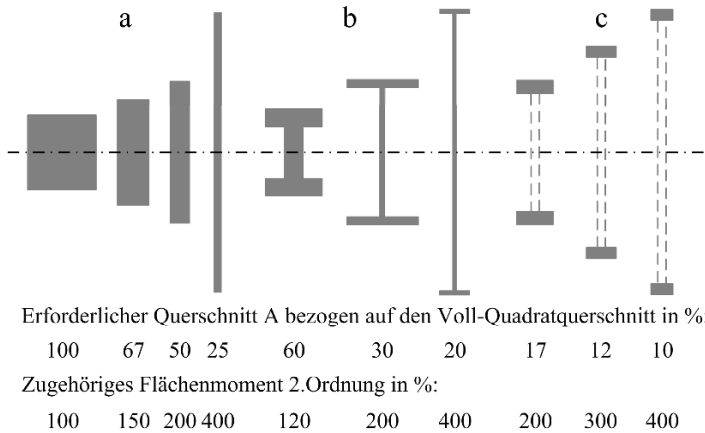


Abb. 24.8. Vergleich verschiedener Profilabmessungen gleichen Widerstandsmoments bzgl. des erforderlichen Werkstoffaufwands (Querschnittsfläche) **a** Rechteckprofile **b** I-Profile **c** Querschnitt in Zug- und Druckstab aufgelöst; dies ist im Sandwich realisierbar (nach [24.1])

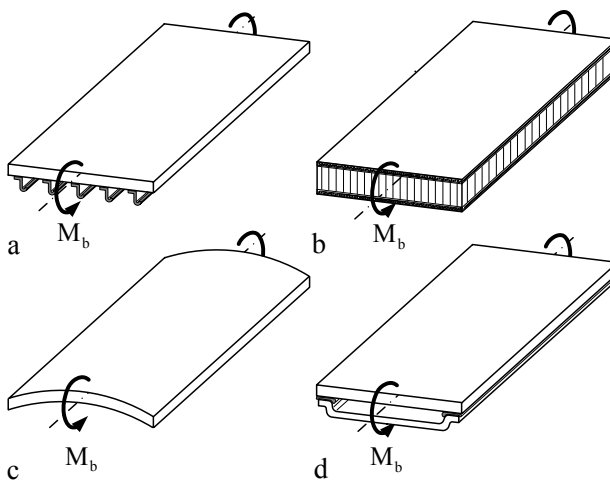


Abb. 24.9. Leichtbaugerechte Erhöhung der Biegesteifigkeit und des Leichtbau-Gütegrads **a** Aufbringen von Stringern **b** Gestaltung als Kernverbund bzw. Sandwich **c** Krümmung der Platte zur Schale **d** Doppelschaliger Aufbau. Bei der einfach gestringerten und der gekrümmten Platte wird die Erhöhung des Flächenträgheitsmoments nur in einer Richtung wirksam; die Platte ist orthotrop

– Bei *Torsions*belastung können unterschiedliche Zielsetzungen vorliegen.

- Wird eine *hohe* Torsionssteifigkeit gewünscht, so ist unbedingt ein geschlossener Hohlquerschnitt mit größtmöglicher umschlossener Fläche A_m und kleinstmöglichem Umfang zu verwenden. Dünnwandige Kreisquerschnitte sind ideal.
- Liegt jedoch nur ein offener Profilquerschnitt vor, so kann die im Vergleich zu geschlossenen Profilen nahezu vernachlässigbare Verdrehsteifigkeit durch eine hohe Wölbsteifigkeit etwas angehoben werden. Offene Profile mit höherer Wölbsteifigkeit sind das U-, Z- und I-Profil (UZI), wobei das Z-Profil über die höchste Wölbsteifigkeit verfügt.
- Eine weitere Möglichkeit besteht darin, offene Profile zumindest lokal zu schließen (Abb. 24.10).

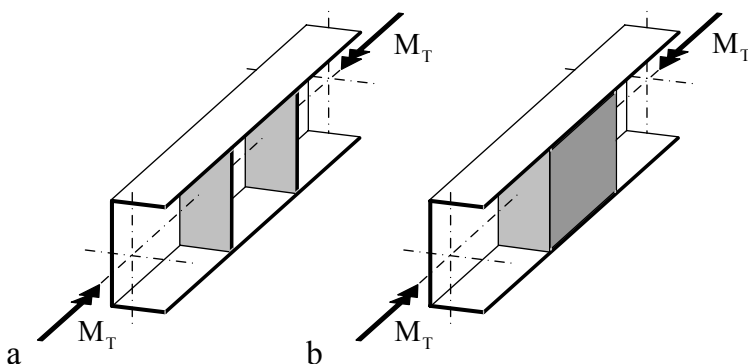


Abb. 24.10. Steigerung der Torsionssteifigkeit eines offenen U-Profils: **a** Das Setzen von Schottwänden bringt nur eine minimale Verbesserung. **b** Sehr wirksam ist es, das offene Profil zumindest teilweise zu einem geschlossenen Profil zu schließen

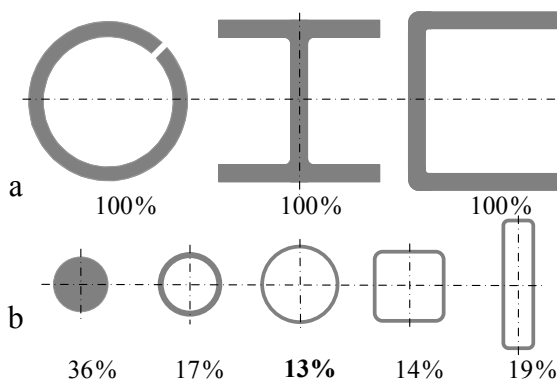


Abb. 24.11. Vergleich verschiedener Profilquerschnitte hinsichtlich ihrer Torsionsfestigkeit; angegeben ist der auf die offenen Profile (a) bezogene Massenaufwand: W_T/m in %. **b** Besonders leichtbaugerecht sind dünnwandige, *geschlossene* Hohlprofile (nach [24.1])

- Soll hingegen *torsionsweich* konstruiert werden, so empfehlen sich offene Profile. Sie sollten zusätzlich auch wölbfrei sein. Geeignet sind das T- und das Kreuzprofil. Ist von einem geschlossenen Profil auszugehen, so sollte man die mittlere, umschlossene Fläche A_m klein halten.
- Einen Vergleich verschiedener Profilgeometrien bzgl. der Torsionsfestigkeit zeigt Abb. 24.11.
- Im Bereich von Krafteinleitungen treten aufgrund von Steifigkeitsübergängen und Querkontraktionsbehinderungen Zusatzspannungen auf. Um zu vermeiden, dass das Versagen immer aus der Krafteinleitung heraus wächst, wendet man eine einfache Konstruktionsregel an: Man senkt das Spannungsniveau durch Änderung der Geometrie. Im einfachsten Fall weicht man von der leichtbauoptimalen Kontur ab und vergrößert die Wanddicke (Abb. 24.12).

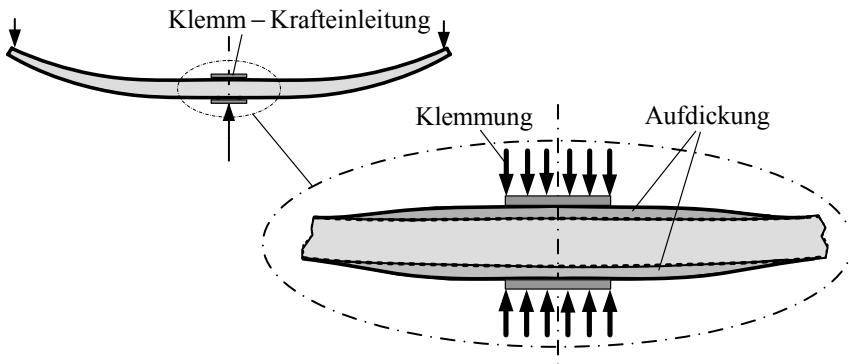


Abb. 24.12. Da in Krafteinleitungen meist komplexe, mehrachsige Spannungszustände herrschen, ist es empfehlenswert, das Spannungsniveau im Krafteinleitungsbereich zu senken. Im gezeigten Beispiel einer Blattfeder geschieht dies um die Klemm-Krafteinleitung herum durch eine abschnittsweise größere Bauhöhe

- Krafteinleitungen sollte man nicht in die Nähe von Ausschnitten legen, damit sich die Spannungsüberhöhungen dort nicht überlagern.
- Kerben und die daraus resultierenden lokalen Spannungsüberhöhungen sind unbedingt zu vermeiden. Fast immer gelingt es, eine deutliche Massenreduktion zu erreichen, wenn man Spannungsverläufe glätten kann und ein Bauteil nicht mehr auf lokale, hohe Kerbspannungen dimensioniert werden muss! Kerben treten häufig auf
 - in Form von Ausschnitten und Löchern; bei FKV auch als Lufteinschlüsse und Poren
 - als starke Geometrieänderungen, meist als Wanddickensprung
 - als Steifigkeitsänderung, z.B. beim Übergang auf einen anderen Werkstoff.
- Dünnwandige, *freie* Ränder beulen schon bei sehr geringer Druckbelastung und sind daher zu versteifen. Diese lokalen Versteifungen lassen sich bei FKV besonders einfach integrieren (Abb. 24.13). Eine sinnvolle Maßnahme ist es, die

Ränder zu bördeln. Dabei darf die Bördelhöhe nicht zu hoch werden, ansonsten wird der Bördel selbst zum freien, beulgefährdeten Rand.

- Imperfektionen – wie eine ungenaue Bauausführung, Vorbeulen, Eigenspannungen usw. – mindern die Tragfähigkeit einer Struktur. Muss mit Imperfektionen gerechnet werden, von denen man im Voraus nicht weiß, wie groß sie in der Fertigung ausfallen, so ist wie folgt vorzugehen:
 - Der Konstrukteur trifft Annahmen über die *wahrscheinliche* Imperfektionsgröße, z.B. die Tiefe einer Vorbeule.
 - Diese imperfekte Struktur wird rechnerisch und experimentell nachgewiesen.
 - Der Konstrukteur legt anschließend Fertigungstoleranzen fest, so dass alle Bauteile, die innerhalb dieser Toleranzen liegen, vom Nachweis abgedeckt sind. Eine bessere Fertigungsqualität gilt als Sicherheitsreserve.

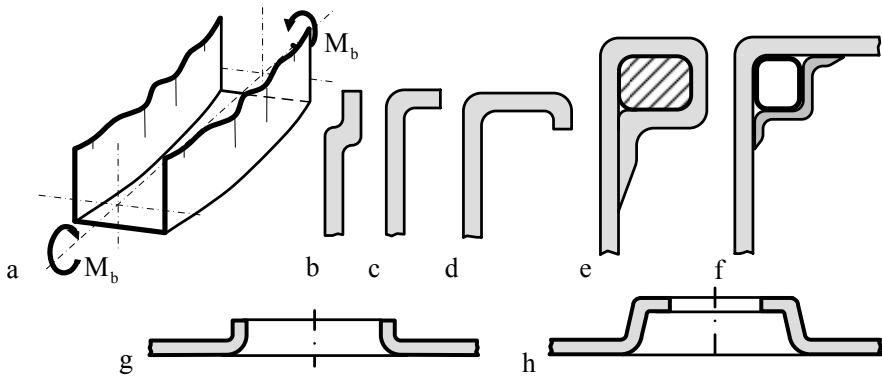


Abb. 24.13. a Beulen dünnwandiger, freier Ränder und verschiedene Varianten, die Biegesteifigkeit des Rands zu erhöhen: b ausgeprägte Kante c Bördel d Ein großer Bördel, der selber zum beulgefährdeten freien Rand wird, benötigt eine eigene Bördelung. e Starke Erhöhung der Steifigkeit durch einlaminierten Stab aus Holz oder Hartschaum. f Einlaminiertes Rohr. Bei einlaminierten Verstärkungen ist darauf zu achten, dass deren thermische Ausdehnung nicht zu stark vom Laminat differiert. g Auch bei Durchbrüchen ist der Rand zu bördeln. h Starke und damit hohe Randversteifungen erhalten einen zusätzlichen Bördel

- Werkstoff und Bauteil werden getrennt, nacheinander experimentell nachgewiesen. Der Bauteilversuch dient dazu, die Konstruktion zu überprüfen. Versuchen am *ersten* Prototyp sollte man nicht das dazugehörige Lastkollektiv zugrunde legen. Dies würde zuviel Zeit in Anspruch nehmen. Die ersten Versuche sollte man mit den gefährlichsten Lastkombinationen auf einem hohen Lastniveau durchführen. Auf diese Weise lassen sich mit wenigen Lastwechseln – in kurzer Zeit – die kritischen Bereiche der *Konstruktion* identifizieren. Häufig muss nachgebessert werden, bis eine ausgewogene Konstruktion vorliegt, bei der keine Einzelkomponente weit vor dem Rest versagt.

24.2 Spezielle Gestaltungshinweise für FKV

Für Faserverbund-Strukturen lassen sich zusätzliche Konstruktionsregeln angeben:

- Insbesondere bei FKV ist die Wettbewerbssituation frühzeitig zu eruieren. Es ist nicht ausreichend, auf die besonderen Vorteile von FKV hinzuweisen. Chancen bestehen nur, wenn diese Vorteile sich auch in der Konstruktion wiederfinden. Dabei ist einzubeziehen, dass bei der Gefahr, von FKV verdrängt zu werden, die Wettbewerber mit anderen Werkstoffen immer über Verbesserungspotenziale verfügen. Für einen sicheren Vorsprung sind 20–30% Verbesserungen gegenüber einer bestehenden Ausführung notwendig. Das bedeutet, dass der Vorteil geringerer Dichte allein selten ausreicht. Es müssen weitere Gründe für eine FKV-Ausführung sprechen, z.B. eine bessere Ermüdungsfestigkeit, höhere Integrationsgrade, eine bessere Korrosionsbeständigkeit usw. Auch bzgl. der Kosten sollte eine Verbesserung von etwa 10–20% gegenüber der bestehenden Lösung erzielt werden, um im Wettbewerb mithalten zu können.
- Faserverbundwerkstoffe werden von einer Vielzahl von Parametern beeinflusst. Der Konstrukteur darf nicht den Fehler begehen, alle *denkbaren* Auswirkungen *vertieft* zu untersuchen. Mögliche Einflüsse sind frühzeitig zu *quantifizieren*, d.h. abzuschätzen, in welcher Größenordnung sie Einfluss nehmen. Ist zu erwarten, dass die Auswirkungen klein bleiben, so ist diesem „Problem“ keine weitere Aufmerksamkeit zu widmen. Es gilt also, sich auf die eigentlichen Probleme zu konzentrieren und Nebenprobleme nicht zentral werden zu lassen.
- Es ist aus vielerlei Gründen sinnvoll, konstruktiv Symmetrien vorzusehen, und zwar sowohl am Laminat, als auch am Bauteil (Abb. 24.14). Dies ist der einfachste Weg, Koppelungen – z.B. zwischen Biegung und Drillung – zu vermeiden. Insbesondere schließt man Verzug infolge Thermischer Eigenspannungen aus. Man kann von einem mittensymmetrischen Laminataufbau abweichen, wenn die Symmetrie durch die Geometrie erzwungen wird (Kreis-, Quadrat-, Rechteckrohre usw.). Sind jedoch lokale Biegeprobleme zu befürchten – z.B. Beulen –, so ist auch in diesem Fall das Laminat bevorzugt mittensymmetrisch zu stapeln.
- Querkräften und dem hieraus resultierenden Schub ist bei FKV mehr Aufmerksamkeit zu widmen, als bei isotropen Werkstoffen. Bei letzteren wird häufig primär auf Biegung ausgelegt. Der Querkraftschub wird ohne Zusatzmaßnahmen mit ertragen. Anders verhält es sich bei FKV. Da die UD-Schicht nur eine geringe Schubfestigkeit besitzt, muss dem Schub durch zusätzliche, spezielle Schublamine Rechnung getragen werden (Abb. 24.15).
- Bei mehrteilig aus Gurten und Stegen zusammengesetzten Balken-Querschnitten bieten stumpfe Fügungen zu wenig Klebfläche (Abb. 24.16). Die Festigkeit ist gering, da keine Kraftaufnahme durch Fasern vorliegt. Stumpfe Klebungen erfordern zusätzliche Schichten zur Schubflussaufnahme, d.h. Schublamine. Für die Kraftüberleitung in die Schublamine sind ausreichend *große* Klebflächen vorzusehen.

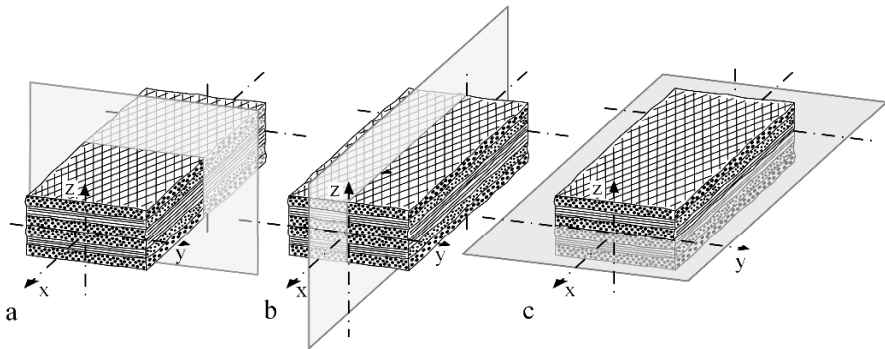


Abb. 24.14. Erzeugung von Laminat-Symmetrien: **a, b** Symmetrieebenen bzgl. der Faserorientierung **c** mittensymmetrische Stapelung der Schichten

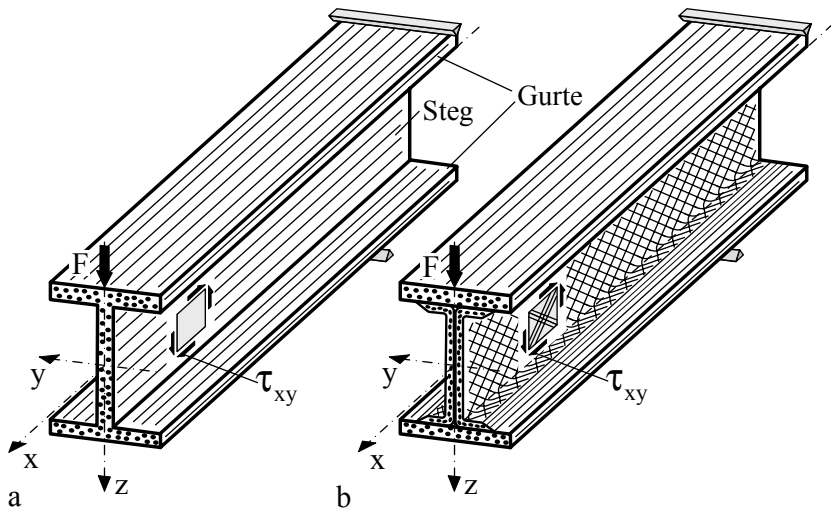


Abb. 24.15. **a** Ein auf Biegung ausgelegter I-Träger würde zur Aufnahme der Biege-Normalspannungen ausschließlich UD-Schichten benötigen. Liegt jedoch Querkraftbiegung vor, so kann eine UD-Schicht mit ihrer niedrigen Schubfestigkeit diese nur ertragen, wenn die Querkraft-Schubspannungen durch einen ausreichend großen Querschnitt sehr stark abgesenkt werden. Der Träger wäre dann nicht als leichtgewichtiges I-Profil, sondern nur als Rechteck-Vollquerschnitt zu gestalten. **b** Es ist daher eine Aufgabenteilung vorzusehen: Die Biege-Normalspannungen werden von den UD-Schichten der Gurte und der im Steg besonders hohe Querkraftschub leichtbaugerecht durch ein Laminat hoher Schubfestigkeit, z.B. durch ein $\pm 45^\circ$ -Schublaminat aufgenommen

- Große Aufmerksamkeit muss der Konstrukteur *gekrümmten* Laminaten widmen! Bei Zugbelastung liegt eine Dehnungs-Krümmungs-Koppelung vor, d.h. das Laminat wird gedehnt und zusätzlich entgegen der Krümmungsrichtung

- Erfahrungen mit Blattfedern zeigen, dass schon kleinste Unstetigkeiten, d.h. „Knicke“ in der Profilkontur bei Ermüdungsbelastung frühzeitig Faserbrüche initiieren (Abb. 24.18). Bei extrem hoher Belastung sollten Dickenänderungen äußerst sanft über eine lange Strecke ausgeführt werden, um linienförmige Zusatzlasten zu vermeiden. Dazu ist die Werkzeugkontur mathematisch zu glätten.
- Analog sind lokale Punktlasten und Linienlasten zu vermeiden.
- Einzelne UD-Schichten im Laminat sollte man nicht zu dick machen. Die Ermüdungsfestigkeit lässt sich deutlich steigern, wenn man eine dicke Schicht in mehrere dünne Einzelschichten aufteilt, deren Faserwinkel man um bis zu $\pm 5^\circ$ um die zentrale Richtung schwanken lässt (Abb. 24.19).

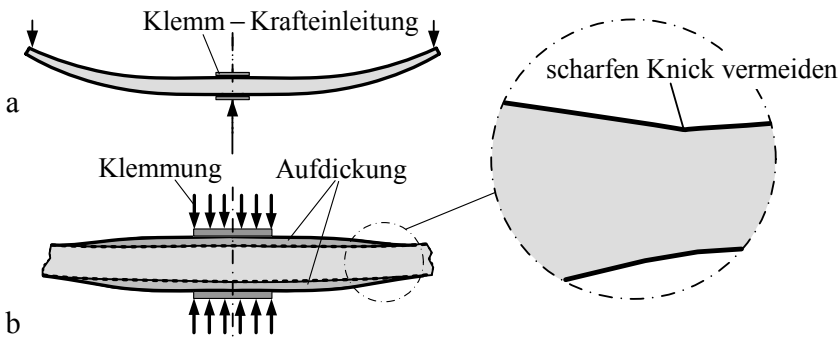


Abb. 24.18. a Konturübergänge – z.B. um den Kräfteinleitungsbereich eines Bauteils (hier einer Blattfeder) aufzudicken – müssen sanft, ohne „Knick“ ausgeführt werden (b)

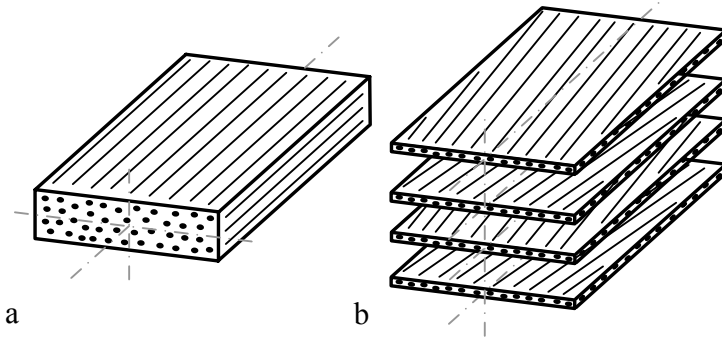


Abb. 24.19. Aufteilung einer dicken UD-Schicht (a) in feine Einzelschichten mit leicht unterschiedlicher Faserrichtung (b). Die dadurch erzeugte Rissstopper-Wirkung verbessert signifikant die Ermüdungsfestigkeit

- Probleme mit hohen Thermischen Eigenspannungen lassen sich minimieren, wenn man es vermeidet, unterschiedliche Werkstoffe zu kombinieren.

- Abrupte Querschnittsübergänge oder die Kombination unterschiedlicher Werkstoffe führen zu Markierungen, d.h. Welligkeiten an der Oberfläche (Abb. 24.20). Lassen sich die Markierungen nicht vermeiden, so kann man sie gestalterisch als Kanten bewusst herausheben.
- Schnitkanten an Bauteilen müssen gerundet werden. Scharfe Kanten sind stoßempfindlicher und zeigen bei Schlag auf die Kante deutlich größere Schäden.
- Kombiniert man stark hygroskopische Materialien, wie z.B. lokale Holzverstärkungen, mit Laminaten, so sollte man sie gegen die Feuchteaufnahme versiegeln. Im einfachsten Fall umhüllt man sie vollständig mit Laminatschichten.
- Biegesteife Lamine generiert man, indem man die Wanddicke erhöht. Leichtbaugerecht ist der Kernverbund, meist Sandwich genannt. Ohne zusätzlichen Laminieraufwand lassen sich Sandwichlamine herstellen, wenn man Faserhalbzeuge verwendet, bei dem zwischen zwei einzelnen Gewebeschichten thermoplastische Mikro-Hohlkugeln fixiert sind (*Sphere.Tex*). Erhältlich sind auch mit Mikrohohlkugeln beschichtete Rovings. Bei Glasfasern sind sie 50% leichter als konventionelle Rovings. Um die thermoplastischen Kugeln nicht zu zerstören, ist bei der Verarbeitung die angegebene Grenztemperatur einzuhalten.

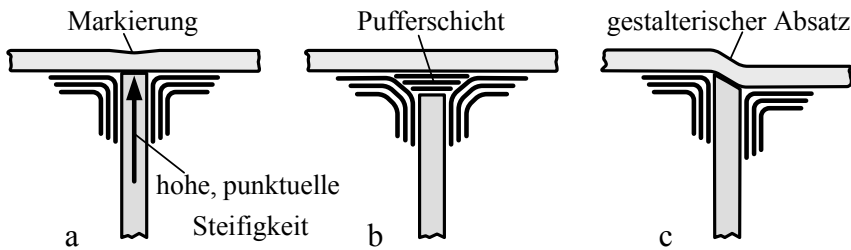


Abb. 24.20. a Aufgesetzte Stege verursachen einen lokalen Steifigkeitssprung in Dickenrichtung, eine „harte Stelle“. Diese zeichnet sich an der Oberfläche dünnwandiger Lamine ab. b Der Steifigkeitsübergang wird durch Laminatstreifen oder Hartschaum kontinuierlich gestaltet. c Variante: Die unvermeidliche Markierung wird bewusst als Absatz modelliert

- Der Faserverbund-Konstrukteur muss – insbesondere wenn er fast ausschließlich mit Ergebnisdarstellungen von FE-Rechnungen umgeht und das Laminat ihm irgendwann gefühlsmäßig als homogen erscheint – sich immer wieder bewusst machen, dass die Kräfte in einem Laminat primär von den Fasern aufgenommen werden. Die Fasern orientiert man in die hauptsächlichen Belastungsrichtungen. Hilfreich ist die Vorstellung, dass kein homogenes Laminat, sondern ein Fasernetzwerk vorliegt.

24.3 Fertigungstechnische Gestaltungsregeln für FKV

Schon bei der Konstruktion sind fertigungstechnische Besonderheiten der Faser-Kunststoff-Verbunde zu berücksichtigen:

- Meist fertigt man Faserverbundbauteile in Negativformen. Hierbei sind erstens Hinterschneidungen zu vermeiden (Abb. 24.21a). Zweitens sind unbedingt allseitig Entformungsschrägen vorzusehen. Dies gilt insbesondere für dickwandige, starre Bauteile. Dünnwandige Strukturen lassen sich leicht biegeverformen und so einfach aus der Form schälen. Wird hierauf und auf eine sorgfältige Behandlung der Form mit Trennmitteln nicht geachtet, so bleibt das Bauteil lokal an der Form haften und wird beim gewaltsamen Entformen beschädigt.

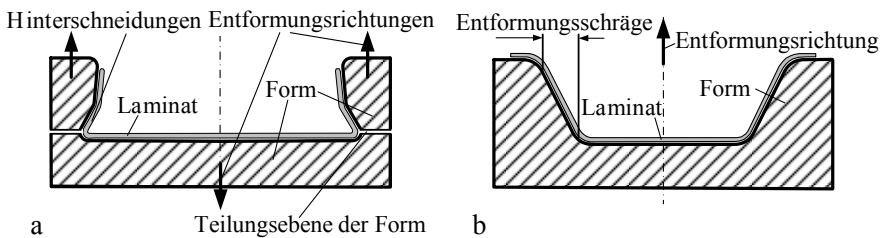


Abb. 24.21. **a** Sind Hinterschneidungen im Fertigungs-Werkzeug unvermeidbar, so ist das Werkzeug teilbar zu gestalten. **b** Es sind ausreichend große Schrägen zur einfachen Entformung vorzusehen

- Lassen sich Hinterschneidungen nicht vermeiden, so ist die Form mit Trennebenen zu versehen. Als unerwünschte Folge finden sich – durch minimale Verschiebungen der Werkzeughälften zueinander – Trennebenen-Markierungen auf der Bauteiloberfläche. Kann man sie nicht durch Schleifen beseitigen, so sollte man dort bewusst eine gestalterische Kante platzieren.

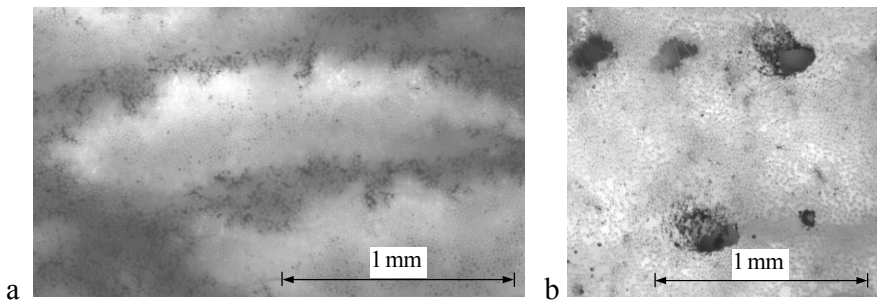


Abb. 24.22. **a** Laminat mit inhomogener Faserverteilung; deutlich zeichnet sich ein Rovingquerschnitt ab. **b** Laminat mit Luft einschließen; diese wirken als Kerben und haben lokale Spannungsspitzen zur Folge

- Maximale Festigkeiten verlangen eine möglichst homogene Faserverteilung, ohne lokale Harzanreicherungen oder Lufteinschlüsse. Sie lässt sich am einfachsten einstellen, indem das Laminat beim Aushärten mit Druck kompaktiert wird. Gegen Lufteinschlüsse hilft es, Unterdruck zu ziehen. Er muss ausreichend niedrig und in allen Laminatbereichen wirksam sein. Die Attribute „homogene Faserverteilung“ und „Luftblasenfreiheit“ lassen sich am besten durch Mikroskopie an Laminatschliffen überprüfen (Abb. 24.22).
- Härtet man unter Druck aus, so darf der Druck während des Gelierens keinesfalls abfallen oder sogar vollständig weggenommen werden, bevor der Gelierprozess abgeschlossen ist. Das Laminat „federt“ ansonsten auf. Es kann vorkommen, dass dabei Luft einströmt. Die interlaminaren Festigkeiten werden signifikant reduziert.
- Es ist darauf zu achten, dass nirgendwo größere Harzanreicherungen entstehen. Chemischer Schrumpf führt dort zu Schwindungsmarken und Eigenspannungen. Die Bereiche platzen leicht ab, das Bruchverhalten des unverstärkten Harzes ist sehr spröde.
- Scharfe Ecken sind zu vermeiden. Dafür gibt es zwei Gründe. Die textilen Halbzeuge haben eine, wenn auch geringe Biegesteifigkeit. Sie heben sich – wenn drucklos gehärtet wird – von Ecken ab (Abb. 24.23). Da kein Werkzeugkontakt besteht, bleiben in den Ecken schlechte Oberflächen, die nachgearbeitet werden müssen. Gravierender ist jedoch, dass das Laminat dort ungenügend kompaktiert wird und demzufolge die interlaminaren Festigkeiten reduziert werden. Das Problem lässt sich entschärfen, indem große Eckradien gewählt und das Halbzeug mit Druck beaufschlagt in die Ecke gedrückt wird. Anhand von Vorversuchen kann man die minimalen Eckradien überprüfen.

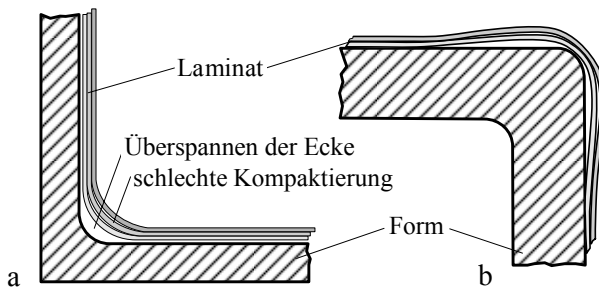


Abb. 24.23. Ecken sind mit großen Radien zu gestalten. **a** Das Halbzeug überspannt eine zu scharfe Innenecke. **b** Bei engen Außenecken werden die Bereiche neben der Ecke unzureichend kompaktiert

- Soll das Halbzeug sicher in einer Ecke kompaktiert werden, so muss man es sehr sorgfältig in die Ecke drapieren. Günstig ist es, wenn es von den Seiten her nachrutschen kann. Dies wird bei langen Seiten aufgrund der großen Flächen und damit hohen Haftkräfte – durch den Anpressdruck verstärkt – behindert. Das Laminat überspannt die Ecke. Daher sind die Einzelschichten beim Drapieren in die Form sehr sorgfältig mit Hilfswerkzeugen in die Ecken zu drücken.

Erweist sich dies als nicht ausreichend, so drapiert man um die Ecke einseitig einen kurzen Abschnitt. Man reduziert durch die verkleinerte Fläche die Anpress- und damit die Haftkräfte. Das kurze Ende kann leichter gleiten. Es wird überlappend drapiert und auf diese Weise die Ecke zusätzlich versteift (Abb. 24.24).

- Bei wellig verlaufenden Fasern können keine hohen Festigkeiten erwartet werden. Die infolge der Welligkeit entstehenden Zusatzkräfte führen zum vorzeitigen lokalen Versagen (Abb. 24.25).

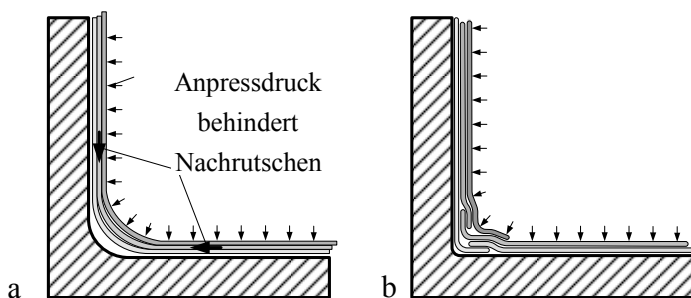


Abb. 24.24. **a** Der Anpressdruck zum Kompaktieren des Laminats erhöht die Haftkräfte und behindert das Nachrutschen in die Formecke. **b** Als Abhilfemaßnahme drapiert man einseitig einen kurzen Abschnitt. Dieses Ende kann leicht nachrutschen

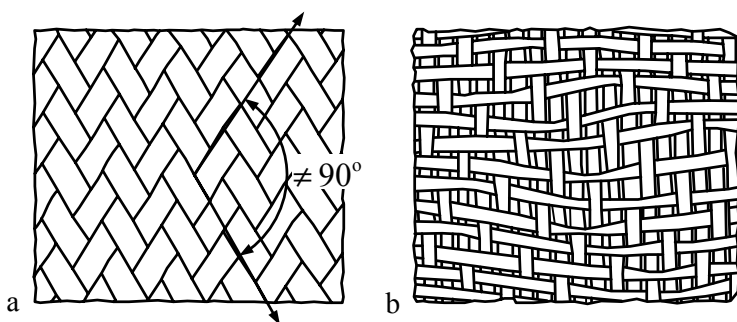


Abb. 24.25. Zwei typische Verlegefehler (nachskizziert) **a** Ein 2/2-Köpergewebe wurde verzogen; die Fasern bilden keinen 90°-Winkel zueinander. **b** Wellig verlegte Fasern führen bei Faserlängsbelastung zu Zusatzbeanspruchungen und damit zu stark verminderten Festigkeiten. Besonders empfindlich bzgl. Legefehlern sind locker gebundene Gewebe wie das gezeigte 1/4-Atlasgewebe

- Bei großen Wanddicken ist mit Überhitzungen durch die Härtungs-Exothermie zu rechnen. Bei GF-EP wird sie im Inneren durch eine stärkere Braunfärbung des Harzes sichtbar.

- Lokale Braunfärbungen können auch auftreten, wenn Harz und Härter nicht sorgfältig genug gemischt wurden. Ein punktueller Härterüberschuss führt zu beschleunigter Härtung und lokaler Überhitzung.
- Lamine werden – um optimale interlaminare Festigkeiten zu erzielen – unter Druck gehärtet. Enge Außenkrümmungen, dicke Halbzeuge oder in einem Arbeitsgang aufgelegte große Wanddicken sind zu vermeiden. Das Laminat wird durch den Außendruck auf einen kleineren Radius, d.h. kleinere Längen kompaktiert. Die Fasern müssen ondulieren (Abb. 24.26). Diese Faserwelligkeiten reduzieren die Festigkeiten. Verbesserungen erzielt man durch große Radien. Dicke Lamine muss man evtl. in dünnere Schichten aufgeteilt jeweils zwischen-kompaktieren. Falls dies nicht ausreicht, muss man dünnere Schichten sogar härten und nach Entfernen des Abreißgewebes die nächste Schicht laminieren, kompaktieren und härten. Dies wiederholt sich so lange, bis die beabsichtigte große Wanddicke erreicht ist. Ein ähnliches Problem tritt auf, wenn man dicke Halbzeuge in eine zu scharfe Ecke drapieren will (Abb. 24.26b).

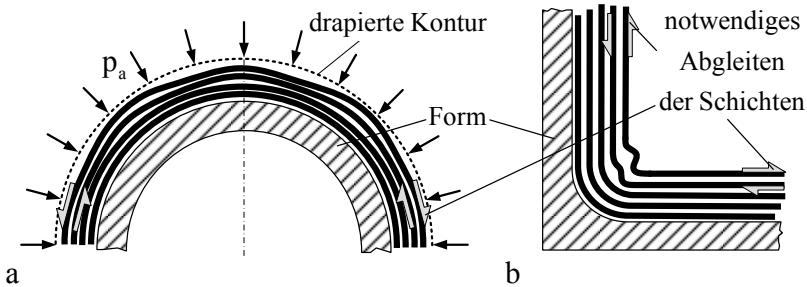


Abb. 24.26. **a** Zum Kompaktieren des Laminats wird Druck aufgebracht und die drapierte Kontur auf einen kleineren Radius gepresst. Der Anpressdruck behindert das Verschieben der Schichten gegeneinander durch die Erhöhung der Reibung. Die Fasern der äußeren Schichten, die für den reduzierten Umfang die größte Verschiebung machen müssten, ondulieren. **b** Drapiert man ein dickes Halbzeug in einen engen Radius, und können die Schichten relativ zueinander nicht gleiten, so besteht ebenfalls die Gefahr von Faser-Ondulationen

- Der Faserverbund-Konstrukteur muss schon bei der Wahl der Faserorientierung die spätere Nachbearbeitung berücksichtigen. Vermeiden sollte man, bei hoch belasteten Strukturen – Zugstäben, Blattfedern o.ä. – die Kanten spanend zu bearbeiten und damit Fasern anschneiden. Schon nach wenigen Lastwechseln würden hier Schubrisse zwischen den Fasern auftreten (Abb. 24.27). Ränder, an denen keine Kräfte angreifen, sind spannungsfrei. Die Faserspannungen bauen sich hier von der Spannung Null am Rand innerhalb einer kurzen Strecke auf die im ungestörten Bereich wirkende Faserspannung auf. Dies geschieht über lokal hohe Schubspannungen $\tau_{\perp\parallel}$. Sie wirken rissinitiiierend. Bei Bohrungen ist das Schneiden von Fasern nicht vermeidbar. Mehrere Gegenmaßnahmen sind möglich. Man kann das Spannungsniveau lokal im gefährdeten Bereich durch Aufdicken senken. Löcher kann man stechen, anstatt zu bohren. Über Unterleg-

scheiben lassen sich die Spannungen *vor* der Bohrung aus dem Laminat „herausnehmen“ und über die Bohrungsränder hinwegleiten.

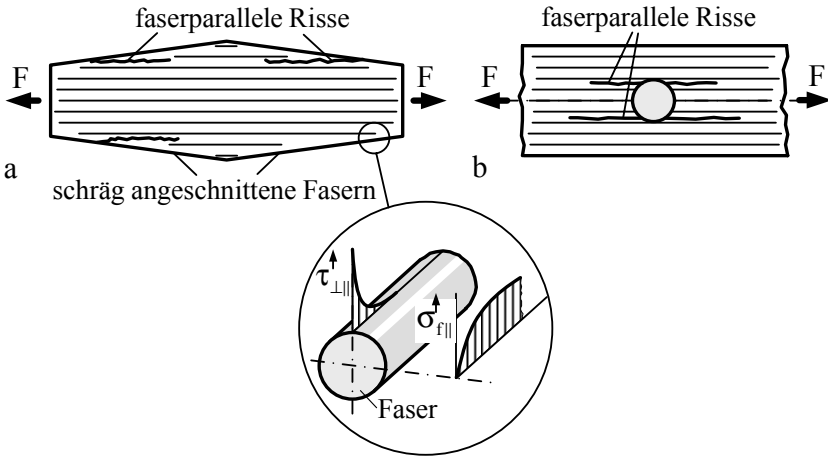


Abb. 24.27. **a** An angeschnittenen Kanten von UD-Schichten treten Schubrisse auf, die faserparallel in die Schicht verlaufen. Grund ist die Schubspannungsspitze $\tau_{\perp\parallel}$ am Faserrand in der Faser-Matrix-Grenzfläche, über die die Faserspannung $\sigma_{f\parallel}$ von Null auf die im ungestörten Bereich wirksame Spannung anwächst. **b** Typischerweise findet man dies auch bei durch Bohrungen geschnittenen Faserenden

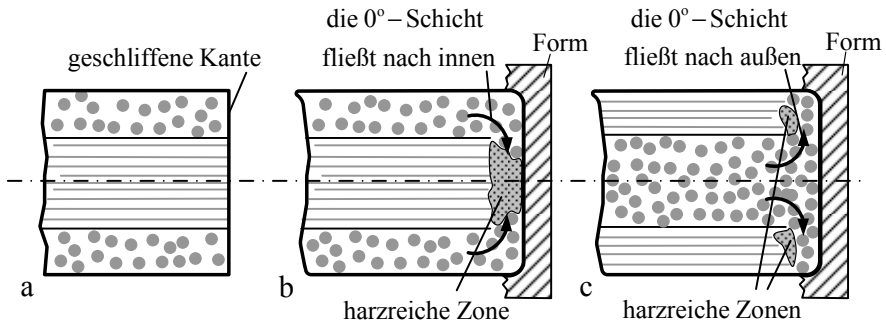


Abb. 24.28. Nachskizzierte Mikroskopaufnahmen verschiedener Laminatränder: **a** Nach dem Aushärten bearbeiteter Rand **b** Angeformter Rand, bei dem die 0°-UD-Schichten außen positioniert sind: Unter dem Pressdruck fließt Harz aus den mittleren 90°-Schichten zum Rand aus, die 0°-Schichten wandern nach innen und schließen eine Zone unverstärkten Harzes ein. Dies ist der ungünstigste Fall. **c** Angeformter Rand, bei dem die 0°-UD-Schichten – innen platziert – nach oben und unten verschwimmt. Die Harzanreicherungen aus den 90°-Schichten bleiben klein.

- Es ist so zu konstruieren, dass *endkonturnah* (net shape) gefertigt werden kann. Die Kanten sollten durch die Werkzeugform erzeugt werden. Auf diese Weise

lassen sich eine teurere Nachbearbeitung und Abfälle vermeiden. Bei bestimmten Schichtungsreihenfolgen jedoch ist ein sorgfältiges Schleifen der Laminatränder günstiger, als sie in der Form direkt anzuformen. In letzterem Fall verschwimmen die Faserschichten unter dem Kompaktierungsdruck (Abb. 24.28). Es können sich am Rand Harzansammlungen bilden, die vorzeitiges Versagen auslösen. Man hat an angeformten Rändern mit Harzanreicherungen um 15% niedrigere statische Zugfestigkeiten gemessen, als an Laminaten, deren Ränder sorgfältig geschliffen wurden [24.4].

Literatur

- 24.1 Erker A (1944) Werkstoffausnutzung durch festigkeitsgerechtes Konstruieren. Aus: Leichtbau – Vorträge der Leichtbautagungen des Vereines deutscher Ingenieure. VDI-Verlag
- 24.2 Grünewald R (1978) Gestalten und Konstruieren mit glasfaserverstärktem Leguval. Firmenschrift der *Bayer AG*, Leverkusen
- 24.3 Kocian F, Hausmann J, Voggenreiter H (2006) Hybride Werkstoffe und Strukturen für Luftstrahlantriebe. In: Konstruktion 9, 17–18
- 24.4 Müller de Almeida S, Candido G (1993) Effect of free edge finishing on the tensile strength of carbon/epoxy laminates. In: Composite Structures 25, 287–293

25 Besondere konstruktive Möglichkeiten der Faser-Kunststoff-Verbunde

Leichtbau bedeutet für einen Konstrukteur unter anderem, die besonderen Eigenschaften und Möglichkeiten seines Werkstoffs genau zu kennen und sie optimal zu nutzen. Bezüglich der Faser-Kunststoff-Verbunde heißt dies, es sollte nicht einfach nur der Dichtevorteil der FKV gegenüber konventionellen Konstruktionswerkstoffen genutzt werden (Abb. 25.1). Aufgrund ihres strukturellen Aufbaus bieten Faser-Kunststoff-Verbunde besondere konstruktive Möglichkeiten, die den Vorsprung gegenüber Konstruktionen aus konventionellen Werkstoffen vergrößern können. Sie geschickt zu nutzen fällt unter den Begriff „faserverbundgerechte“ Konstruktion. Einige der Möglichkeiten sollen beispielhaft vorgestellt werden:

- die Möglichkeit, Steifigkeiten und Festigkeiten gezielt einzustellen
- die Nutzung des schichtenweisen Aufbaus von Laminaten
- die Möglichkeit, Schichtreihenfolgen und Faserorientierungen abzustimmen
- die Nutzung der statischen Unbestimmtheit der Lamine
- die Nutzung des anisotropen Festigkeitsverhaltens
- die Nutzung des besonderen thermischen Verhaltens
- die Nutzung gezielt eingebrachter Eigenspannungen.

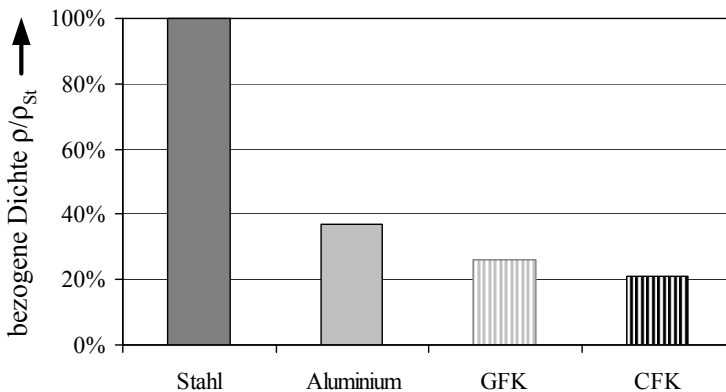


Abb. 25.1. Dichtevergleich verschiedener Konstruktionswerkstoffe. Aus den Dichterelationen lässt sich bei einer 1:1-Werkstoff-Substitution der maximale Gewichtsvorteil einer FKV-Konstruktion grob abschätzen. Der geringe Dichtevorteil gegenüber Al sollte durch besondere konstruktive Maßnahmen ergänzt werden

25.1 Zur Möglichkeit, Steifigkeiten und Festigkeiten gezielt einzustellen

Grundsätzlich lassen sich die mechanischen Eigenschaften eines Laminats auf verschiedene Weise einstellen:

- durch die Auswahl des Fasertyps
- durch Wahl des Faservolumenanteils im Verbund
- durch die Kombination verschiedener Faserorientierungen
- durch die Schichtreihenfolge.

25.1.1 Kombinieren verschiedener Fasertypen

Dem Faserverbund-Konstrukteur steht eine breite Faserpalette zur Verfügung, um den gewünschten Längs-Elastizitätsmodul $E_{||}$ einzustellen. Reicht sie nicht aus, so kann er verschiedene Fasertypen mischen, z.B. C-Fasern mit Glasfasern oder C-Fasern-HT mit C-Fasern-HM. Den resultierenden Modul $E_{||}$, den Traganteil der verschiedenen Fasern sowie die thermischen Eigenspannungen errechnet man einfach mittels der CLT, indem man den Anteil der verschiedenen Fasern als Einzelschicht in das Rechenprogramm eingibt.

Es gibt weitere Motive Fasern zu mischen:

- Die Werkstoffkosten lassen sich senken, indem man C-Fasern mit preisgünstigen Glasfasern kombiniert.
- Man kann die unterschiedlich hohen Faserfestigkeiten nutzen, um gezielt Reserve-Lastpfade vorzusehen und eine Versagensreihenfolge einzustellen.
- Die häufig unzureichende Schlagzähigkeit von CFK lässt sich durch Zumischen von Aramid- oder PE-Fasern verbessern.
- Will man die Reibwerte reduzieren, so mischt man den tragenden C- oder Glasfasern Fasern aus Polytetrafluoräthylen (PTFE) zu.

25.1.2 Der Faservolumenanteil als Konstruktionsparameter

Meist hält der Konstrukteur den Faservolumenanteil so hoch, wie das Faserhalbzeug und das Fertigungsverfahren es zulassen. Da die Matrix nur vernachlässigbar an der Aufnahme von Kräften beteiligt ist, sollte ihr Anteil – um maximale Steifigkeits- und Festigkeitswerte sowie eine hohe Leichtbaugüte zu erhalten – minimiert werden. Bei UD-Schichten liegt der gängige Faservolumenanteil bei $\varphi=0,6$. Noch höhere Faseranteile wären zwar wünschenswert, jedoch besteht die Gefahr, dass Fasern sich unmittelbar berühren, nicht mit der Matrix verklebt sind und somit Fehlstellen bilden. Andererseits gibt es jedoch auch Fälle, bei denen der Konstrukteur bewusst von der obigen Konstruktionsregel abweicht.

- Bei Beulgefährdung lohnt es sich, den Faservolumenanteil kleiner als 0,6 einzustellen. Da die Beulspannung etwa mit der zweiten Potenz der Wanddicke ansteigt, kann man über eine einfache Waddickenvergrößerung – d.h. bei gegebener Fasermenge über ein Absenken des Faservolumenanteils – die Beulgefährdung mindern. Zwar reduzieren sich mit dem Faservolumenanteil auch die Elastizitätsgrößen, jedoch gehen sie nur linear in die Beulgleichung ein. Leichtbaugerechter – jedoch auch aufwändiger – ist es, einen Sandwichaufbau zu realisieren.
- Versuchsergebnisse zeigen, dass die ertragbare Schwingspielzahl bei Beanspruchung längs zur Faserrichtung $\sigma_{\parallel}^+$ deutlich zunimmt, wenn man den Faservolumenanteil von $\varphi=0,6$ auf etwa $\varphi=0,5$ senkt [25.8]. Dadurch werden die Faserabstände so groß, dass sich die Kerbwirkung, die von einer gerissenen Faser auf ihre Nachbarfasern wirkt, deutlich abschwächt (Abb. 25.2). Die Spannung vor der Risspitze sinkt mit dem Abstand vor der Risspitze. Dieser Verbesserungsmöglichkeit läuft entgegen, dass – ein konstantes Werkstoffvolumen vorausgesetzt – bei höheren Faservolumenanteilen die Einzelfasern niedriger belastet werden und deswegen ihre Ermüdungs-Lastspielzahl höher ausfällt. Bevor man den Faservolumenanteil senkt, sollte man beide Auswirkungen quantifizieren und gegenüberstellen.
- Besteht hingegen die Gefahr, dass die Längs-Druckfestigkeit $R_{\parallel}^-$ nicht ausreicht, so lässt sie sich durch einen hohen Faservolumenanteil nachweislich steigern.
- Beide Ansätze kommen bei GFK-Blattfedern, bei denen die Belastungsrichtung und damit Biegezug- und Biegedruckzone nicht wechseln, zur Anwendung: Auf der Biegezugseite setzt man Prepregs mit niedrigem Faservolumenanteil, auf der Biegedruckseite Prepregs mit hohem Faservolumenanteil ein.

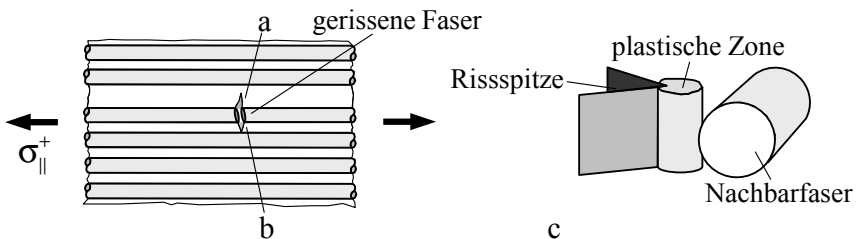


Abb. 25.2. Ausgehend vom Bruch einer Einzelfaser wandert der Riss zu den Nachbarfasern und übt auf diese eine Kerbwirkung aus. **a** Der Abstand zur Nachbarfaser ist groß – dies ist gleichbedeutend mit einem niedrigen Faservolumenanteil: Damit bleibt die Kerbwirkung klein. **b** Bei kleinem Faserabstand – dies entspricht einem hohen Faservolumenanteil – übt der Riss einer Einzelfaser eine starke Kerbwirkung auf die Nachbarfasern aus. **c** Matrices die plastisch fließen können, entschärfen die Kerbwirkung eines Risses durch Abstumpfen der Risspitze

- Die Änderung des Faservolumenanteils kann man mit der Gestaltung der Biegesteifigkeit kombinieren. Dazu presst man ein Laminat in steifen Werkzeugen

auf diejenige Dickenkontur, die zur Einstellung des gewünschten Biegesteifigkeitsverlaufs benötigt wird. Der Faservolumenanteil und damit die Elastizitätsmoduln sind dann örtlich unterschiedlich. In [25.4] wird diese Möglichkeit erstmalig in der sogenannten „Keilfeder“ umgesetzt; einem Blattfedertyp, der bei konstanter Fasermenge auf einen keilförmigen Dickenverlauf abgepresst wird.

25.1.3 Anpassen der Faserwinkel an Belastungsverläufe

Die Wahl der Faserrichtungen ist die zentrale Aufgabe beim Laminatentwurf. Ob die gewählten Faserwinkel beanspruchungsgerecht sind, wird mittels geeigneter Bruchkriterien bewertet. Zur Gestaltung der Faserrichtungen seien einige Hinweise gegeben:

- Die Faserwinkel müssen nicht zwingend über den Abmessungen eines Bauteils gleich bleiben. Man kann sie einem sich ändernden Spannungsverlauf unmittelbar folgen lassen. Dies sei am Beispiel eines Achsführungs-Lenkers demonstriert (Abb. 25.3). Der Lenker ist beidseitig momentenfest eingespannt. Die maximalen Biegemomente aus der Seitenkraft verlangen an den Enden ein hohes Flächenträgheitsmoment, d.h. eine große Breite. Sie nimmt – um eine geforderte Biege-Federrate einzuhalten – dem Biegemoment folgend parabelförmig zur Mitte hin ab. Die Faserwinkel sind auf die Biegung abgestimmt, sie ändern sich kontinuierlich, so dass an den Rändern keine Fasern geschnitten werden. Obschon biegespannungsfrei muss für den Mittenbereich ein ausreichender Querschnitt vorgesehen werden, um den Querkraftschub aufzunehmen. In diesem Bereich sind die Faserwinkel nicht auf die Biegebelastung, sondern auf die Schubbelastung abgestimmt. Eine FKV-gerechte Lösung ist es, die Fasern in der Mitte zu einem AWV zu kreuzen [25.3]. Der Mittenbereich bildet so ein Schublaminat mit hoher Schubfestigkeit. Der Querkraftschub kann trotz reduzierten Querschnitts gut ertragen werden.
- Ändern sich die Faserwinkel über kurze Distanzen, so ist die Sticktechnik das bestgeeignete Fertigungsverfahren.
- Häufig hat eine Struktur unterschiedlichen Anforderungen zu genügen. Man kann ihnen mit dem Konstruktionsprinzip der *Aufgabenteilung* begegnen und dementsprechend die Faserwinkel wählen. Ein Beispiel: Die Drehzahl von Antriebswellen wird durch die Resonanzdrehzahl begrenzt. Eine möglichst hohe Drehzahl erfordert eine hohe Biegesteifigkeit der Welle. Dazu ist eine 0°-Faserorientierung in Wellen-Längsrichtung erforderlich. Für die zweite Anforderung, das Drehmoment zu übertragen, empfiehlt sich ein $\pm 45^\circ$ -Schublaminat. Dem Prinzip der Aufgabenteilung folgend erhält das Wellenlaminat also einen 0°- und einen $\pm 45^\circ$ -Anteil. Alternativ bieten FKV die Möglichkeit, beide Anforderungen zu vereinen, z.B. in einem AWV mit etwa $\pm 15^\circ$ Faserorientierung. Er bietet ausreichende Längssteifigkeit, eignet sich aber gleichzeitig zur Aufnahme eines Torsionsmoments. Vergleicht man die Anstrengungen f_E des (0/ ± 45)-Aufbaus mit dem des (± 15)-AWV, so schneidet

letzterer sogar besser ab, da er deutlich niedrigere Thermische Eigenspannungen aufweist.

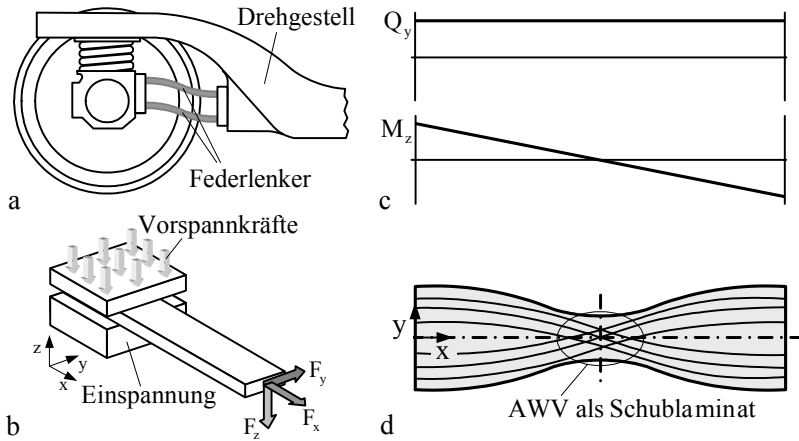


Abb. 25.3. Federlenker zur Achsführung von Hochgeschwindigkeitszügen; ein Beispiel, bei dem sowohl die Geometrie als auch der Werkstoff – über die Faserwinkel – an die Spannungsgegebenheiten angepasst werden. **a** Einbau als Parallelogramm **b** Kräfte an einer Lenkerhälfte **c** Schnittkraft- und Schnittmomentenverläufe aufgrund der betrachteten Seitenkraft F_y **d** Anpassung von Kontur und Faserverlauf an die Verläufe von Schnittmoment und Querkraft

25.2 Nutzung des schichtenweisen Aufbaus von Laminaten

Das Charakteristikum eines Laminats – der schichtenweise Aufbau – bietet eine besonders große Zahl konstruktiver Möglichkeiten. Da man ein Laminat „konstruiert“, können Schichtwerkstoff, Schichtanzahl und Schichtreihenfolge gezielt gestaltet werden. Beispielhaft seien eine Reihe einfacher Ansätze angeführt:

- Es müssen nicht ausschließlich Faserschichten gestapelt werden. Der Konstrukteur hat die Freiheit, auch Schichten aus Holz, Aluminium usw. mit einzufügen. Er hat nur auf eine hohe Klebfestigkeit zu achten. Häufig erstellt man bei Handlaminaten die Grundstruktur aus Sperrholz und beschichtet und verstärkt sie anschließend mit FKV. Die Haftung der UP- und EP-Harze auf Holz ist ausgezeichnet. Ein Sperrholzkern ist zwar schwerer als ein Hartschaumkern, jedoch bedeutend druckfester. Er eignet sich hervorragend zur Befestigung von Krafteinleitungen mittels Schrauben. Mit großen Unterlegscheiben versehen, lassen sich die Schrauben aufgrund der hohen Kern-Druckfestigkeit stark vorspannen.

- Eingefütterte, dünne Metallschichten eignen sich gut dazu, die Lochleibungsfestigkeit des Laminats bei Bolzenfügungen zu verbessern.
- Ein Ziel kann es sein, durch spezielle Schichten die Dichte zu erniedrigen. Geeignet sind Zusatzschichten aus Holz, Hartschaum, Geweben mit Mikro-Hohlkugel-Füllung, Geweben mit Hohlfasern usw.
- Gängige Praxis ist es, spezielle *Funktionsschichten* wie metallische Blitzschutzgewebe oder Antennen direkt im Laminat einzubetten. Integrierte Lichtleiter in gefährdeten Bereichen zeigen Rissbildung an, indem sie im gebrochenen Zustand kein Licht mehr leiten. Mittels einlaminierten Dehnungsmessstreifen oder *Bragg*-Fasersensoren lässt sich die Dehnungsgeschichte einer hochbelasteten Struktur kontinuierlich erfassen und überwachen (continuous monitoring).
- Besonders wirksam ist es, Gewebe aus hochzähen Fasern wie Aramidfasern als Rissstopper-Schichten einzufügen. Hierdurch gelingt es, das Risswachstum in Dickenrichtung, also in die Nachbarschichten vollständig zu verhindern.
- Eine Rissstopper-Wirkung lässt sich auch erzeugen, indem man ein Laminat lokal etwas aufdickt. Damit senkt man das Spannungsniveau so weit, dass Risse in diesem Bereich nicht mehr weiter wachsen.
- Ein gewisser Schlagschutz lässt sich realisieren, indem man auf den Laminatoberflächen Polyamid-Gewebesichten (Abreißgewebe) platziert. Diese Maßnahme ist auch gegen Abrasion wirksam.
- Dünne Glasgewebe als Abschlusschicht sind ein gut geeigneter Indikator, der durch Weißfärbung eine aufgetretene Schlagbelastung anzeigt.

Insbesondere bei Biegebeanspruchung lässt sich die Möglichkeit, die Schichtreihenfolge zu gestalten, vielfältig nutzen:

- Einer Beulgefährdung kann man einfach und leichtbaugerecht begegnen, indem man Schichten geringer Dichte in der Laminatmitte als Sandwichkern platziert und die tragenden, Steifigkeit liefernden Schichten außen positioniert.
- Es bietet sich die Chance zur Kostensenkung. Im Inneren – den niedriger beanspruchten Bereichen – können preisgünstigere, damit meist aber auch minderfeste Fasern und Matrixharze verwendet werden.
- Ebenso kann man auf die unterschiedlichen Versagensausprägungen bei faserparallelem Zug und Druck reagieren. So ist es bei biegebeanspruchten Strukturen sinnvoll, auf der Zugseite hochzähe Matrixsysteme einzusetzen, während auf der Druckseite hartelastische, schubsteife Systeme zu bevorzugen sind.

25.2.1 Anpassung der Wanddicken an Belastungsverläufe

Ein besonderer Leichtbauvorteil der FKV liegt darin, dass man die Wanddicken in Stufen dem herrschenden Spannungsniveau folgen lassen kann (tapering):

- Dort, wo die Spannungen hoch sind, werden zusätzliche Einzelschichten drapiert, das Laminat also lokal aufgedickt (Abb. 25.4). Auch auf zweidimensional sich ändernde Spannungsverteilungen kann man leicht reagieren. Da die Ein-

zelschichten meist dünn sind, lassen sich grobe Steifigkeitssprünge vermeiden und in feinen Abstufungen sanfte Übergänge realisieren. Fügemaßnahmen – wie sie bei Aluminiumblech notwendig sind, wo man lokal Doppler aufnieten muss – erübrigen sich.

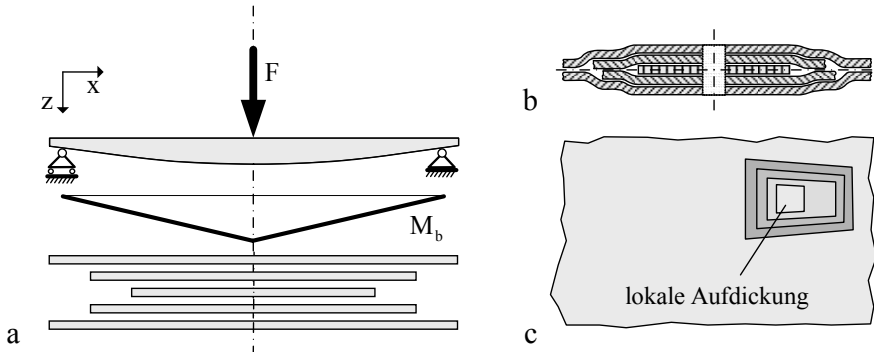


Abb. 25.4. **a** Die Schichtanzahl folgt der Spannungshöhe. **b** Aufdickungen bieten sich immer dort an, wo Zusatzspannungen herrschen, z.B. im Bereich von Bohrungen. **c** Stufungen lassen sich nicht nur eindimensional, sondern auch zweidimensional gestalten

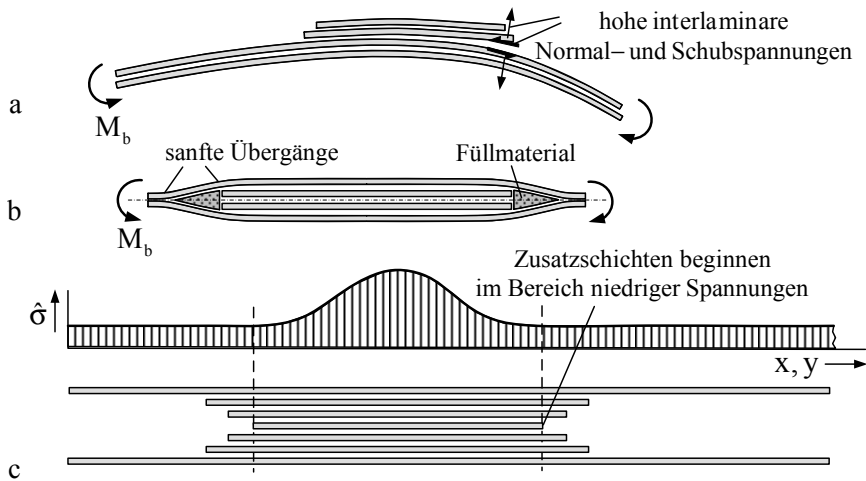


Abb. 25.5. **a** Gefahr des Abplatzens von außen platzierten Pflastern bei Biegung **b** Um der Gefahr des Abplatzens zu begegnen, sollten die höchstbelasteten Randschichten durchlaufen, und zwar mit möglichst geringen Krümmungsradien. **c** Es liegt ein inhomogener Spannungsverlauf vor: Die Zusatzschichten starten nicht im Bereich hoher Spannungen, sondern schon früher – gestuft im Bereich niedriger Spannungen –, um die interlaminaren Klebspannungen an den Rändern der Zusatzschichten niedrig zu halten

- Liegt Biegung vor, so besteht die Gefahr, dass die Klebung der Pflaster – außen platziert – im Bereich der dort herrschenden Biege-Randspannungen hohe interlaminaire Schub- und Aufziehspannungen erfährt (Abb. 25.5a). Das Pflaster platzt leicht ab! Daher sollte man die höchstbelasteten Randschichten durchlaufen lassen und die Zusatzschichten im niedriger belasteten Inneren, nahe der Neutralen Ebene platzieren (Abb. 25.5b). Hierdurch vergrößert man auch die Klebflächen: Die Zusatzschichten werden nicht nur einseitig, sondern *beidseitig* mit dem restlichen Laminat verklebt.

Die bei Biegung höchstbelasteten Randschichten sollten *ohne scharfe Knicke* durchlaufen. Um dies zu gewährleisten glättet man die Ränder dicker eingefühter Schichten mit Füllmaterial, z.B. mit angedicktem Harz (Abb. 25.5b).

Günstig ist es auch, die höchstbelasteten Schichten im niedrig belasteten Teil einer Struktur beginnen zu lassen, von wo sie sich dann in den eigentlichen Verstärkungsbereich erstrecken (Abb. 25.5c).

- Mit zusätzlich integrierten, hochsteifen UD-Bändern lassen sich Kräfte auf direktem Wege leiten, Krafteinleitungspunkte miteinander verbinden oder Bereiche „anschießen“ (Abb. 25.6).

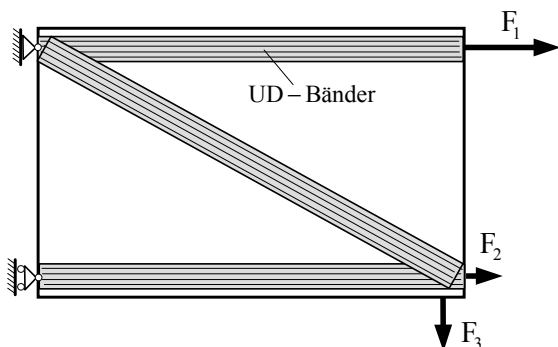


Abb. 25.6. Verbinden von Krafteinleitungspunkten auf direktem Weg mittels UD-Bändern

- Manchmal reicht es nicht aus, einige zusätzliche Laminatschichten einzufüttern. Um Biegesteifigkeit und Festigkeit besonders stark zu steigern, kann man lokal Sandwichkerne integrieren. Ein Beispiel ist die biegebelastete Ecke, die mit großer Ausrundung, leichtbaugerecht mit einem Hartschaumkern gefüllt wird (Abb. 25.7a).

Sicken dienen dazu, in einem begrenzten Bereich die Biegesteifigkeit zu erhöhen. Nachteilig ist, dass bei der üblichen Sickenform die Dehnsteifigkeit quer zur Sicke gemindert wird. Bei FKV kann man dank des schichtenweisen Aufbaus anstelle einer Sicke einen leichten Kernstreifen integrieren. Laminatteile laufen ohne Krümmung gerade durch (Abb. 25.7c). Man steigert wie bei der Sicke die Biegesteifigkeit, erhält aber dadurch zusätzlich den Vorteil, dass auch die Scheibensteifigkeit hoch bleibt. Außerdem vermeidet man Delaminationen in der Sicke, die sich bei Querzug durch Aufziehspannungen einstellen würden.

- FKV-Rohre werden häufig im Krafteinleitungsbereich wegen hohen Zusatzbeanspruchungen lokal durch Umfangswicklungen verstärkt. Hieraus resultiert eine verringerte Umfangsdehnung beim Abkühlen von der Härtetemperatur. Es bleibt hier ein größerer Durchmesser, als in den benachbarten, nicht verstärkten Rohrbereichen. Dies ist bei Toleranzbetrachtungen zu berücksichtigen.

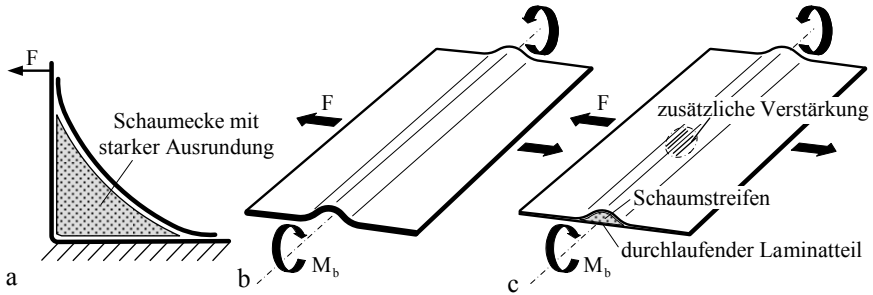


Abb. 25.7. Erhöhung der Biegesteifigkeit und Festigkeit durch Integration lokaler Sandwichkerne: **a** Biegebelastete Ecke mit Hartschaumkern gefüllt **b** Konventionelle Sicke **c** Anstelle einer Sicke wird ein Hartschaumstreifen eingefügt. Zusätzlich lässt sich die Sicke mit UD-Bändern einfach verstärken

25.2.2 Zur Gestaltung von Laminatstufungen

Die leichtbaugerechte Anpassung an das jeweils herrschende Spannungsniveau ist nicht kontinuierlich, sondern nur in Stufen möglich. Diese Laminatstufungen (ply drop-off, terminated internal plies) sind als Laminatstörung, im weitesten Sinne als „Kerbe“ zu interpretieren. Da die eingefügten Zusatzschichten als Überlappungs-Klebung aufzufassen sind, finden sich die bei derartigen Klebungen typischen Spannungsspitzen am Beginn und am Ende der Stufung. Dies sind insbesondere die Schubspannungen τ_{xz} , aber auch Schälspannungen σ_z . Zusätzliche interlaminare σ_z -Normalspannungen resultieren aus der Schichtumlenkung (Abb. 25.8).

Stufungsvarianten wurden an Flugzeugbau-Laminaten untersucht [25.10]. Demzufolge werden die interlaminaren Normal- und Schubspannungen unmittelbar an der Stufung maximal und klingen innerhalb von 1-2 mm auf Null ab. Folgende Konstruktionsregeln lassen sich angeben:

- Da das Maximum der Spannungsspitze sich nahezu proportional zur Dicke der eingefügten Schichten erhöht, sind die Stufungshöhen (step size) klein zu halten. Wenn möglich, so sind jeweils nur einzelne und sehr dünne Schichten einzufüttern.
- Müssen mehrere Schichten eingefügt werden, so sind sie in ausreichend großen Abständen zu stufen. Bei zu engem Stufungsabstand (stagger distance) würden sich die Spannungsüberhöhungen ungünstig überlagern. Dies ist aber nur der

Fall, wenn die Stufungen unmittelbar eng aufeinander folgen. Bei 0° und 90° -Schichten sollte der Stufungsabstand mindestens die 3-fache Dicke der eingefütterten Schicht betragen. Bei 45° -Schichten wird die 8-fache Dicke als minimaler Abstand empfohlen, da hierbei höhere interlaminare Schubspannungen als bei 0° und 90° errechnet wurden. Der Konstrukteur kann also die Stufungsabstände kurz halten, sollte jedoch deutlich über die oben angegebenen rechnerischen Mindestabstände hinausgehen!

- Je höher die Dehnsteifigkeit einer eingefütterten Schicht ist, umso höher werden die Spannungsspitzen. Eingefütterte 0° -Schichten generieren im Stufungsbereich die höchsten Spannungsüberhöhungen. Befinden sich mehrere Stufungen in Reihe, so liegt im aufgedickten Teil – aufgrund der größeren Gesamtwanddicke – ein niedrigeres Spannungsniveau vor. Daher sollten die 0° -Schichten eher später, wenn die Laminatdicke durch die ersten eingefütterten Schichten schon angewachsen ist, eingefütert werden. Dehnweichere 90° -Schichten können im dünneren Teil beginnen.
- Faser-Vorkrümmungen erniedrigen sehr stark die *Druckfestigkeit*. Daher ist zu überprüfen, wie sich Laminatstufungen diesbezüglich auswirken. Zwei Versagensmodi wurden beobachtet. Bei niedrigen Stufen wird die faserparallele Druckfestigkeit frühzeitig überschritten, bei höheren Stufen führen Aufziehspannungen zu Delaminationen.

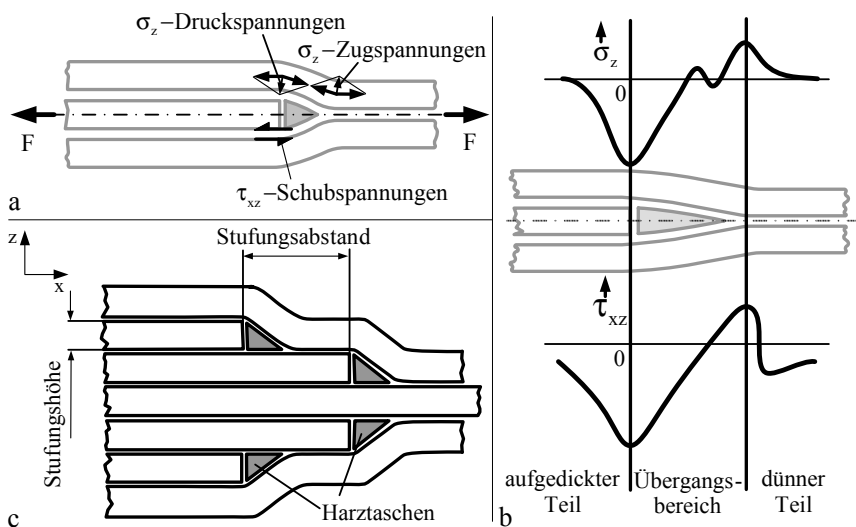


Abb. 25.8. **a** Aufgrund der unvermeidbaren Laminatkrümmungen entstehen interlaminare Abtriebs- und Aufziehspannungen σ_z . Am Anfang der eingefügten Schicht finden sich außerdem lokal hohe Schubspannungen, über die sich die Normalspannungen der zusätzlichen Schicht aufbauen (Alle Spannungspfeile sind zur besseren Übersicht nur an einer Schicht angetragen). Wird das Laminat druckbelastet, so kehren sich die Spannungsvorzeichen um. **b** Qualitativer Verlauf der Spannungen σ_z und τ_{xz} **c** Stufungsabstand, Stufungshöhe

25.2.3 Laterale Schichtstufungen

Aufgrund des schichtenweisen Aufbaus eines Laminats lassen sich Schichten nicht nur in Dickenrichtung, sondern auch in lateraler Richtung stufen.

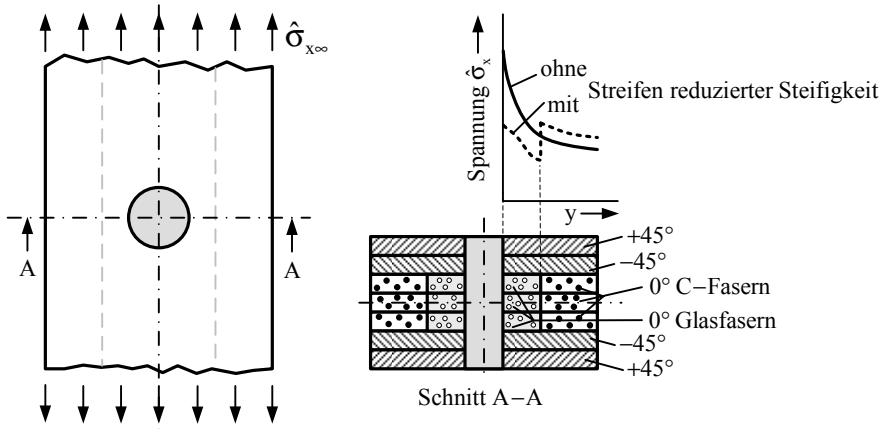


Abb. 25.9. Stufung von Schichten in lateraler Richtung; hier um einen Streifen reduzierter Steifigkeit einzufügen und damit die Spannungsüberhöhung am Bohrungsrand zu reduzieren (nach [25.15])

Nebeneinander – in der gleichen Schicht – kann man unterschiedliche Faserorientierungen oder Fasertypen anordnen. Dies lässt sich beispielsweise nutzen, um die Festigkeit gelochter Laminats zu steigern [25.15]. Es konnten Festigkeitssteigerungen um 20% erzielt werden. Untersucht wurden $(\pm 45/0)_s$ -CF-EP-Laminats, wobei die 0° -C-Faser-Schichten im Lochbereich durch einen Streifen mit 0° -Glasfaser-Schichten – also einen Streifen reduzierter Steifigkeit ersetzt wurden (softening strip) (Abb. 25.9). Die erniedrigte Steifigkeit im Lochbereich hat zur Folge, dass die Kräfte stärker von den weiter außen liegenden steiferen Bereichen übernommen werden. Die Spannungsspitzen reduzieren sich und es finden Spannungsumlagerungen vom Loch weg zu den Rändern hin statt. Den gleichen Effekt könnte man erzielen, wenn man auf beiden Seiten des Laminatausschnitts Verstärkungstreifen platziert.

25.3 Abstimmung von Schichtreihenfolgen und Faserorientierungen

25.3.1 Nutzung von Verformungs-Koppelungen

Laminats bieten die besondere Möglichkeit, verschiedene Verformungen über die Wahl der Faserwinkel und der Schichtreihenfolge miteinander zu koppeln. Koppe-

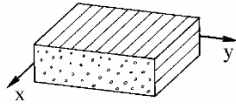
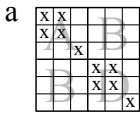
lungen erkennt man an der Besetzung der Steifigkeitsmatrix oder später infolge der Wirkung Thermischer oder Quelleigenspannungen: Das Laminat „verzieht“ sich. In Abb. 25.10 sind die wichtigsten Koppelungen aufgeführt.

Die Methode besteht darin, gezielt *Unsymmetrien* – mittels der Faserorientierungen oder des Schichtaufbaus einzustellen. Es gibt mehrere Möglichkeiten, derer man sich bedienen kann:

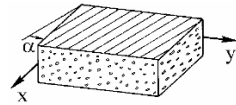
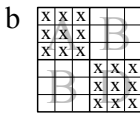
- Legt man eine Symmetrieebene in die Mitte der Laminebene – wählt also einen sogenannten *mittensymmetrischen* Aufbau – so wird die Mittelebene zur *allgemeinen Neutralebene*. Es entfallen – wenn man die Mittelebene als Bezugsebene festgelegt hat – die Elemente der Koppelmatrizen ($B_{ij} = 0$). Die Steifigkeitsmatrix zerfällt in zwei Untermatrizen, die Scheibenmatrix **A** und die Plattenmatrix **D**. Das Scheibenproblem ist durch die mittige Symmetrieebene vom Plattenproblem *entkoppelt*. Dieser Aufbau wird praktisch *immer*, bei allen Laminatentwürfen gewählt, um Verzug infolge Thermischer oder Quelleigenspannungen zu vermeiden!
- Diese Symmetrieebene lässt sich aber auch konstruktiv durch Bauteilsymmetrien einstellen, z.B. bei einem Rohr. Ein Rohr mit der in Abb. 25.10h gezeigten unsymmetrischen Schichtung verhält sich global als symmetrische Struktur. Es tritt z.B. kein Verzug des gesamten Rohrs durch Thermische Eigenspannungen auf. Lokal betrachtet – z.B. wenn man das Beulverhalten analysiert – hat man es jedoch mit einem unsymmetrischen Wandaufbau zu tun.
- Ist der Laminataufbau nicht mittensymmetrisch, so sind die Elemente der Koppel-Steifigkeitsmatrix ungleich Null. Es liegt eine so genannte *Verzerrungs-Wölbungs-Koppelung* oder *Scheibe-Platte-Koppelung* vor: Scheibenbelastungen rufen Verzerrungen $\hat{\epsilon}_x, \hat{\epsilon}_y, \hat{\gamma}_{xy}$, gleichzeitig aber auch Wölbungen $\hat{\kappa}_x, \hat{\kappa}_y, \hat{\kappa}_{xy}$ hervor und umgekehrt.
- Orientiert man die Fasern so, dass zwei orthogonale Symmetrieebenen, nämlich in der xz- und yz-Ebene entstehen, so verhält sich der MSV bezüglich des x,y-Laminat-KOS *orthotrop als Scheibe*. Dies bedeutet, dass bei Beanspruchung des MSV durch Normalkraftflüsse $\hat{n}_x, \hat{n}_y$ keine Schiebung $\hat{\gamma}_{xy}$ und bei Beanspruchung durch einen Schubfluss $\hat{n}_{xy}$ keine Dehnungen $\hat{\epsilon}_x, \hat{\epsilon}_y$ auftreten. Die dies bestimmenden Elemente der Scheibenmatrix A_{16} und A_{26} sind Null (Abb. 25.10e).
- Sind die Koeffizienten $A_{16}, A_{26} \neq 0$ so spricht man von einer *Dehnungs-Schiebungs-Koppelung*; das Laminat verhält sich *als Scheibe anisotrop*. Die Koppelverzerrungen bleiben innerhalb der Scheibenebene, die Verformungen sind klein. Dieser Koppelungstyp kann daher häufig toleriert werden.
- In ähnlicher Weise kann der MSV *orthotrop als Platte* aufgebaut werden. In diesem Fall rufen Biegemomentenflüsse $\hat{m}_x, \hat{m}_y$ keine Drillung $\hat{\kappa}_{xy}$ und der Drillmomentenfluss $\hat{m}_{xy}$ keine Krümmungen $\hat{\kappa}_x, \hat{\kappa}_y$ hervor. Es gilt $D_{16}, D_{26} = 0$ (Abb. 25.10f). Dieser Fall lässt sich nur mit einem bestimmten Schichtdickenverhältnis erzeugen.
- Sind die Koeffizienten $D_{16}, D_{26} \neq 0$, so spricht man von *Krümmungs-Drillungs-Koppelung*. Das Laminat verhält sich *als Platte anisotrop*. Thermi-

sche Eigenspannungen rufen demzufolge Deformationen senkrecht zur Plattenebene hervor. Aus diesem Grund lässt man diesen Koppelungstyp selten zu.

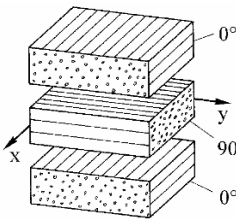
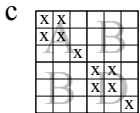
Eine Koppelung, die auch bei isotropen Werkstoffen immer vorliegt, ist diejenige zwischen Längs- und Querdehnungen, beschrieben durch die Querkontraktionszahlen.



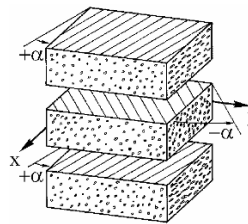
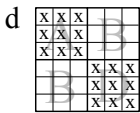
- UD-Schicht
- mittensym.: keine Scheibe-Platte- oder Verzerrungs-Wölbungskoppelung, allgemeine Neutralebene
- Orthotrop als Scheibe und Platte: keine Dehnungs-Schiebungs- und keine Krümmungs-Drillungskoppelung



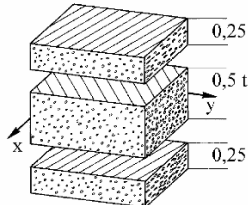
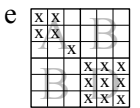
- UD-Schicht
- mittensym.: keine Scheibe-Platte- oder Verzerrungs-Wölbungskoppelung, allgemeine Neutralebene
- ($A_{16}, A_{26}, D_{16}, D_{26} \neq 0$): Anisotrop als Scheibe und Platte: Dehnungs-Schiebungs-, sowie Krümmungs-Drillungskoppelung



- Kreuzverbund
- mittensym.: keine Scheibe-Platte- oder Verzerrungs-Wölbungskoppelung, allgemeine Neutralebene
- Orthotrop als Scheibe und Platte: keine Dehnungs-Schiebungs- und keine Krümmungs-Drillungskoppelung



- MSV
- mittensym.: keine Scheibe-Platte- oder Verzerrungs-Wölbungskoppelung, allgemeine Neutralebene
- Anisotrop als Scheibe und Platte
- ($A_{16}, A_{26}, D_{16}, D_{26} \neq 0$): sowohl Dehnungs-Schiebungs- als auch Krümmungs-Drillungskoppelung



- MSV
- mittensym.: keine Scheibe-Platte- oder Verzerrungs-Wölbungskoppelung, allgemeine Neutralebene
- Orthotrop als Scheibe ($A_{16}, A_{26} = 0$): „verzerrungorthotrop“
- Anisotrop als Platte ($D_{16}, D_{26} \neq 0$)

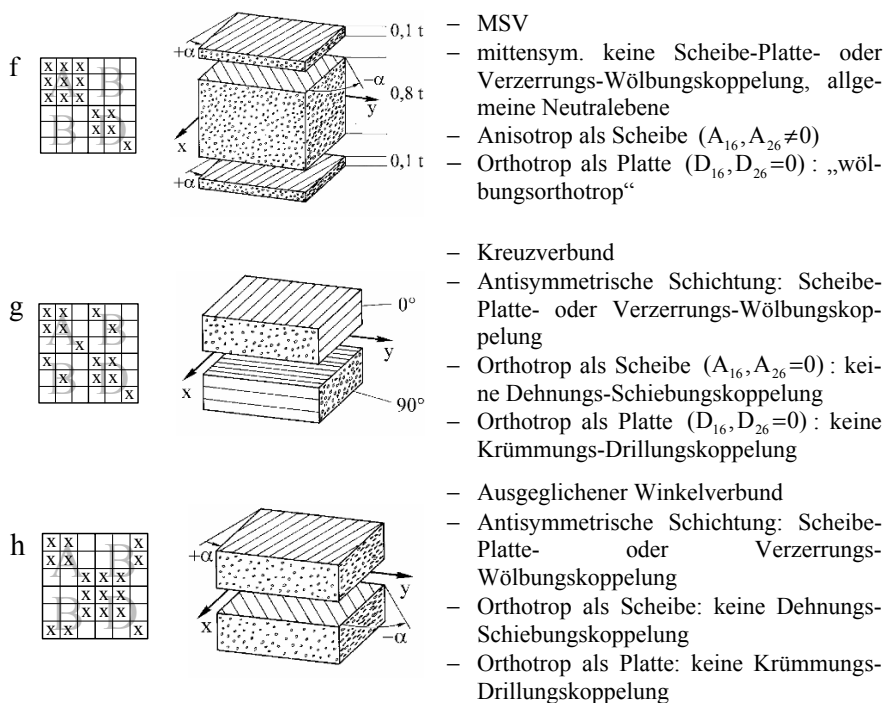


Abb. 25.10. Koppelungen und die jeweils zugehörige Besetzung der Steifigkeitsmatrix des Scheiben-Plattenelements

Die Nutzung von Koppelungen wird als „tayloring“ bezeichnet. Präziser müsste man von „gezielter Einstellung von Unsymmetrien zur Erzeugung von Verformungskoppelungen“ sprechen. Es deutet sich jedoch an, dass die Nutzung von Koppelungen in Laminaten eher eine Ausnahme bleiben wird. Hierfür gibt es im Wesentlichen zwei Gründe:

1. Zwar lassen sich durch den gezielten anisotropen Laminataufbau bei gegebener Belastung die gewünschten Verformungskoppelungen einstellen, jedoch „nutzen“ die unvermeidbaren Eigenspannungen – insbesondere die thermischen – ebenfalls die Koppelungen. Die hierdurch entstehenden Verformungen sind zumeist unerwünscht. Man spricht dann nicht mehr von Koppelungen, sondern von *Verzug*. Da dieser beim Abkühlen von der Nachhärtetemperatur auftritt, kann man den Verzug etwas mildern, indem man das Bauteil zum Abkühlen auf ein starres Gestell – auf sogenannte „Erkaltungslehren“ – spannt.
2. Darüber hinaus sind die Faserorientierungen, durch die man gezielt die Koppelverformungen erzeugt hat, häufig bezüglich der Festigkeit des Laminats ungünstig. Bei der Analyse stellt sich dann heraus, dass die Laminat zwar die gewünschten Koppelungen aufweisen, aber nicht festigkeits- und damit meist auch nicht leichtbauoptimal sind.

Eine Ausnahme bildet die Dehnungs-Schiebungskoppelung. Die Verzerrungen infolge Thermischer Eigenspannungen verbleiben in der Scheibenebene. Der Verzug ist daher meist akzeptabel; man „merkt“ ihn nicht. Diese Art der Koppelung dürfte sich am ehesten zur gezielten Nutzung eignen, u.a. auch deswegen, weil die meisten Lamine als Scheibe beansprucht werden. Es gibt Überlegungen, die Durchbiegung von Flugzeugflügeln mittels Dehnungs-Schiebungs-Koppelung mit der Flügeltorsion zu verbinden, um belastungsabhängig den Einstellwinkel des Flügels über der Spannweite zu ändern. Dies ließe sich auch bei Windkraft-Rotorblättern oder Abtriebsflügeln im Autorennsport nutzen. Besonders große Verdrehungen lassen sich erzielen, wenn der Flügel zusätzlich als offenes, und damit torsionsweiches Profil gestaltet werden kann.

25.3.2 Abstimmung von Scheiben- und Plattensteifigkeit

Bei homogenen Werkstoffen lässt sich das Verhältnis von Platten- zu Scheibensteifigkeit – wenn man von Zusatzmaßnahmen wie z.B. Rippen absieht – nur über die Wanddicke steuern. Bei FKV jedoch kann man dieses Verhältnis gezielt gestalten und zwar über die Schichtung entweder verschiedener Faserorientierungen oder unterschiedlicher Fasertypen.

- Abb. 25.11 zeigt, wie sich eine niedrige Plattensteifigkeit, gleichzeitig jedoch eine hohe Scheibensteifigkeit einstellen lässt. Vertauscht man die Schichtreihenfolge, so kehren sich die Verhältnisse um: Mittels Sandwichtaufbau kann man leichtbaugerecht eine sehr hohe Plattensteifigkeit mit einer moderaten Scheibensteifigkeit verbinden.

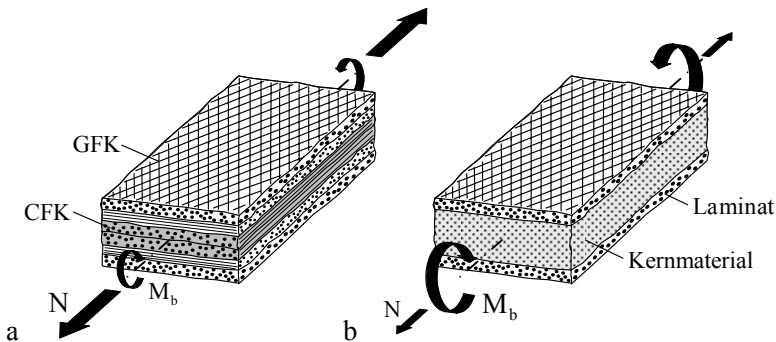


Abb. 25.11. **a** Kombination aus definierter, niedriger Plattensteifigkeit mit hoher Dehnsteifigkeit durch außen liegende GFK-Schichten und innen – in Nähe der Neutralen Ebene positionierte CFK-Schichten. **b** Besonders hohe Plattensteifigkeiten bei kleinen Scheibensteifigkeiten bietet der Sandwichtaufbau

- Über gezielte Faserorientierungen oder die Wahl geeigneter Fasern lässt sich auch eine Versagensreihenfolge, d.h. ein gutmütiges Fail-Safe-Verhalten konstruieren. In diesem Fall ist es wünschenswert, wenn die schwächste Faserori-

entierung an der Oberfläche platziert wird, so dass der Nutzer frühzeitig erkennen kann, wann Überbeanspruchungen aufgetreten sind und er reparieren muss.

25.3.3 Faserwinkelsteuerung bei tordierten Rohren zur Beeinflussung der Schubspannungsverteilung

Wenig bekannt ist die Möglichkeit, die Werkstoffausnutzung bei torsionsbelasteten Rohren zu verbessern. Da bei einem Kreiszylinder unter Torsion die Schiebung – bei einem homogenen, isotropen und einem orthotropen Werkstoff auch die Schubspannungen – linear mit dem Durchmesser anwachsen, wird der Rohrrinnenbereich schlecht ausgenutzt. Eine Abhilfemöglichkeit ist es, den Schubmodul über der Wanddicke proportional zum Radius zu variieren [25.6]. Dies geschieht über eine gezielte Steuerung des Faserwinkels. So lässt sich z.B. eine konstante Schubspannungsverteilung über dem Radius und damit eine deutlich bessere Werkstoffausnutzung erreichen (Abb. 25.12).

Für den Fall, dass andere Belastungen, wie Axialkraft, Innen- oder Außendruck keine Rückwirkung auf die Rohrtorsion haben, kann eine geschlossene Beziehung angegeben werden. Die Entkoppelung ist gegeben, wenn der MSV sich als Scheibe orthotrop verhält. Die folgende – in [25.5] ausgearbeitete Theorie – geht daher von einem aus AWW aufgebauten MSV aus. Gefordert wird, dass der Schubmodul $G_{\theta z}(r)$ eines einzelnen AWWs sich umgekehrt proportional zum Radius, d.h. mit $1/r$ ändert:

$$\frac{G_{\theta z}(r)}{G_{\theta z}(r_i)} = \frac{r_i}{r} \quad (25.1)$$

r_i = Innenradius

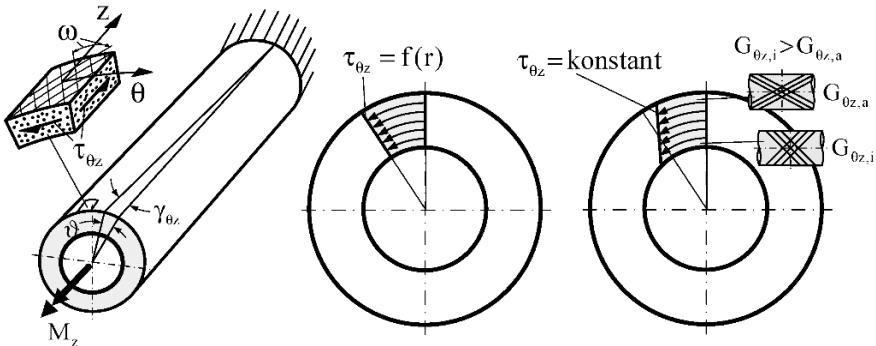


Abb. 25.12. a Das Laminat des tordierten Zylinders ist aus AWWs aufgebaut. b Linear über dem Radius verteilte Schubspannungen c Eine konstante Spannungsverteilung wird mittels des sich über dem Radius ändernden Schubmoduls eingestellt, im gezeigten Beispiel in Richtung kleinerer AWW-Winkel

Der Schubmodul eines AWV errechnet sich aus der Polartransformation der UD-Schicht:

$$G_{\theta z} = \bar{Q}_{66} = G_{\perp\parallel} + \frac{1}{4}(q_{\parallel} + q_{\perp} - 2q_{\perp\parallel} - 4G_{\perp\parallel}) \cdot \sin^2 2\omega \quad (25.2)$$

mit den Steifigkeiten für den ebenen Spannungszustand:

$$q_{\parallel} = \frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel}\nu_{\parallel\perp}}, \quad q_{\perp} = \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel}\nu_{\parallel\perp}} \quad \text{und} \quad q_{\perp\parallel} = \nu_{\perp\parallel} \cdot q_{\perp}$$

Der abzuändernde Faserwinkel ergibt sich durch Einsetzen von Gl. 25.2 in Gl. 25.1 und Auflösen nach ω . Es ist eine Fallunterscheidung durchzuführen. Der Schubmodul $G_{\theta z} = f(\omega)$ von Ausgeglichenen Winkelverbunden verhält sich zu $\omega = 45^\circ$ symmetrisch und ist bei $\omega = 45^\circ$ maximal.

Fall 1: Winkel $\omega < 45^\circ$ müssen mit zunehmendem Radius abnehmen:

$$\omega(r) = \frac{1}{2} \arcsin \sqrt{\frac{4G_{\perp\parallel} \left(\frac{r_i}{r} - 1 \right)}{q_{\parallel} + q_{\perp} - 2q_{\perp\parallel} - 4G_{\perp\parallel}} + \frac{r_i}{r} \cdot \sin^2 2\omega(r_i)} \quad (25.3)$$

Fall 2: Winkel $\omega > 45^\circ$ müssen mit dem Radius zunehmen:

$$\omega(r) = 90^\circ - \frac{1}{2} \arcsin \sqrt{\frac{4G_{\perp\parallel} \left(\frac{r_i}{r} - 1 \right)}{q_{\parallel} + q_{\perp} - 2q_{\perp\parallel} - 4G_{\perp\parallel}} + \frac{r_i}{r} \cdot \sin^2 2\omega(r_i)} \quad (25.4)$$

Abb. 25.13a zeigt, wie sich die Symmetrie zu $\omega = 45^\circ$ im Schubmodulverlauf widerspiegelt. In Abb. 25.13b sind Ergebnisse aus den Gln. 25.3 und 25.4 aufgetragen. Man erkennt, wie sich die Winkel – ausgehend vom Innenradius – über dem Radius ändern müssen. Bei $r/r_i = 1$ liegt der AWV, mit dem man auf dem Innenradius startet. Man kann z.B. mit $\omega = 25^\circ$ beginnen und dann den Winkel kontinuierlich bis zum Radienverhältnis $r_a/r_i = 2,6$ auf $\omega = 10^\circ$ verringern. Damit werden gleichzeitig – dies ist für schnell drehende Antriebswellen interessant – die Biegesteifigkeit des Rohrs und damit seine kritische Drehzahl angehoben. Es ist aber auch möglich – aufgrund der Schubmodulsymmetrie – AVWs mit Winkeln $> 45^\circ$ hinzuzufügen, z.B. statt auf $\omega = 10^\circ$ entlang der Kurven in Abb. 25.13 auf $\omega = 80^\circ$ überzugehen. Diese Wahl würde gleichzeitig die Umfangssteifigkeit des Rohrs erhöhen und damit die Grenzen für Torsionsbeulen erheblich anheben. Nachteilig ist hierbei jedoch, dass sich zwischen den Schichten höhere Aufziehspannungen σ_r in radialer Richtung einstellen, als bei flacher werdenden AWV-Winkeln [25.12]. Dies ist mit der Theorie zur Analyse dickwandiger Rohre berechenbar [25.5].

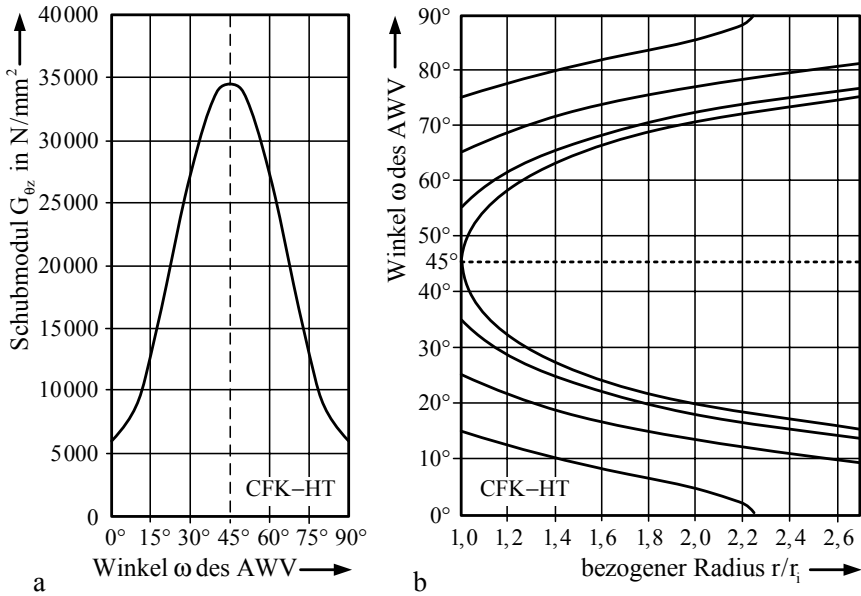


Abb. 25.13. **a** Schubmodul $G_{\theta z}$ in Abhängigkeit des AWW-Winkels **b** Erforderliche Änderung des AWW-Winkels, um eine konstante Schubspannungsverteilung zu erzeugen (nach [25.6])

Zu beachten ist, dass sich die für die lineare Spannungsverteilung geltenden, bekannten Beziehungen für die Schubspannung $\tau_{\theta z} = f(r)$ und den Verdrehwinkel ϑ ändern. Für eine konstante Spannungsverteilung lassen sie sich aus dem Momentengleichgewicht und der Geometriebeziehung herleiten.

1. Schubspannung aus dem Momentengleichgewicht

lineare
Schubspannungsverteilung

$$M_z = \int_{r_i}^{r_a} \underbrace{\tau_{\theta z}(r) \cdot 2\pi r \cdot dr}_{\text{Schubkraft}} \cdot \underbrace{r}_{\text{Hebelarm}}$$

$$\tau_{\theta z,L}(r) = \frac{2 \cdot M_z \cdot r}{\pi(r_a^4 - r_i^4)}$$

konstante
Schubspannungsverteilung

$$M_z = \tau_{\theta z} \int_{r_i}^{r_a} 2\pi r^2 dr$$

$$\tau_{\theta z,K} = \frac{3 \cdot M_z}{2\pi(r_a^3 - r_i^3)} \quad (25.5)$$

L = linearer Schubspannungsverlauf
K = konstanter Schubspannungsverlauf

2. Verdrehwinkel ϑ aus einer Geometriebeziehung

Setzt man die Geometriebeziehung $\gamma_{\theta z} \cdot l = \vartheta \cdot r$ (Abb. 25.12), sowie das Elastizitätsgesetz bei Schub $\gamma_{\theta z} = \tau_{\theta z} / G_{\theta z}$ in die Gln. 25.5 ein, so folgt als Verdrehwinkel eines Kreiszylinders der Länge l :

lineare Schubspannungsverteilung $\vartheta_L = \frac{2 \cdot M_z \cdot l}{\pi \cdot G_{\theta z} (r_a^4 - r_i^4)}$	konstante Schubspannungsverteilung $\vartheta_K = \frac{3 \cdot M_z \cdot l}{2\pi \cdot G_{\theta z} (r_i) \cdot (r_a^3 - r_i^3) \cdot r_i}$

(25.6)

Es stellt sich die Frage, wie stark sich die maximale Schubspannung reduzieren lässt, wenn eine konstante Schubspannungsverteilung über dem Radius verwirklicht wird. Eine Verbesserung ergibt sich nur bei dickwandigen Rohren.

- Fall 1: Innen- und Außenradius werden bei einem Rohr mit konstantem AWW-Winkel und einem Rohr mit sich ändernden AWW-Winkeln gleich gehalten; man setzt die beiden Gln. 25.5 zueinander ins Verhältnis:

$$\frac{\tau_{\theta z, K}}{\tau_{\theta z, L}} = \frac{3}{4} \cdot \frac{((r_a / r_i)^4 - 1)}{((r_a / r_i)^4 - r_a / r_i)} \quad (25.7)$$

Die Spannungsminderung spielt sich zwischen zwei Grenzfällen ab. Beim Extrem des Vollquerschnitts mit $r_a / r_i = \infty$ lässt sich die maximale Schubspannung auf 75% senken. Beim unendlich dünnwandigen Zylinder – $r_a / r_i = 1$ – ist keine Schubspannungsminderung möglich.

- Fall 2: Man muss aber nicht die Durchmesser gleich halten. Interessanter ist es, bei beiden Varianten die gleiche Masse – dies entspricht gleicher Länge und Querschnittsfläche – sowie gleiche Verdrehwinkel einzustellen. Letzteres sind Bedingungen für eine Torsionsfeder. Die Radienverhältnisse dürfen sich ändern. Einsetzen der Verdrehwinkel Gln. 25.6 in die Spannungsbeziehungen Gln. 25.5 ergibt die mögliche Schubspannungsreduktion:

$$\frac{\tau_{\theta z, K}}{\tau_{\theta z, L}} = \sqrt{\frac{(1 - 1/(r_a / r_i)^2)}{((r_a / r_i)_K^2 - 1)}} \quad (25.8)$$

Liegt das Radienverhältnis für lineare Spannungsverteilung vor, so muss man vorab – gleiche Querschnittsflächen vorausgesetzt – das Radienverhältnis für die konstante Verteilung bestimmen. Gleichsetzen der Verdrehungen (Gln. 25.6) ergibt eine kubische Gleichung zur Bestimmung von $(r_a / r_i)_K$:

$$\frac{(r_a / r_i)_K^2 + (r_a / r_i)_K + 1}{((r_a / r_i)_K + 1)^2 \cdot ((r_a / r_i)_K - 1)} = \frac{3}{4} \cdot \frac{((r_a / r_i)_L^2 + 1)}{((r_a / r_i)_L^2 - 1)} \quad (25.9)$$

- Fall 3: Ist der Außenradius limitiert, so kann man – bei gleicher Masse – das Außenradienverhältnis aus der Gleichheit der Flächen errechnen:

$$\frac{r_{a,K}}{r_{a,L}} = \sqrt{\frac{(1 - 1/(r_a/r_i)_L^2)}{(1 - 1/(r_a/r_i)_K^2)}} \quad (25.10)$$

Abb. 25.14a zeigt die Ergebnisse nach den Gln. 25.8-25.10. Beispielsweise reduziert eine konstante Schubspannungsverteilung bei einem Radienverhältnis von $(r_a/r_i)_L = 10$ die maximale Schubspannungen um 44%; dazu gehört eine Vergrößerung des Außenradiusverhältnisses $r_{a,K}/r_{a,L}$ um 18% und eine Verkleinerung des Radienverhältnisses $(r_a/r_i)_K$ um etwas mehr als 50%. Man sieht, dass – wenn man bei gleich bleibender Masse ein anderes Radienverhältnis zulässt – eine beträchtliche Spannungsreduktion durch die Winkeländerung möglich ist.

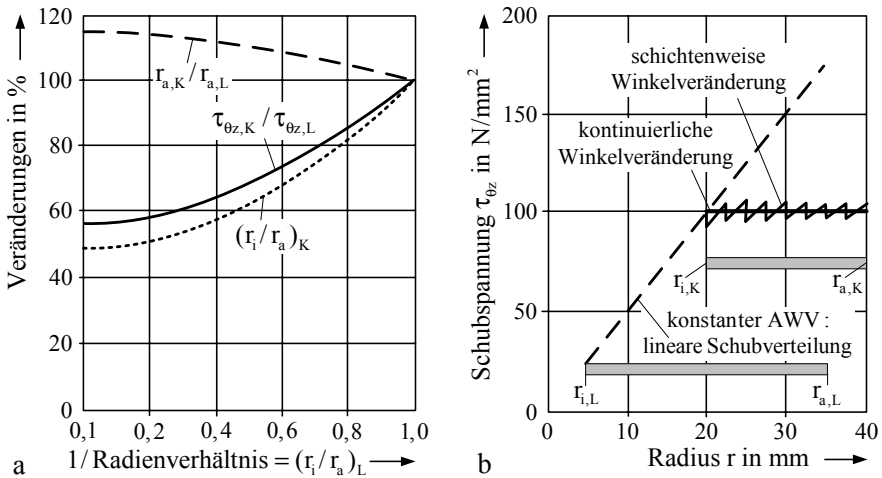


Abb. 25.14. **a** Verbesserungen durch konstante Schubspannungsverteilung gegenüber der linearen Verteilung; das unendlich dünnwandige Rohr liegt am rechten Diagrammrand bei $r_i/r_a = 1$. **b** Vergleich konstanter AWW (= lineare Schubspannungsverteilung) mit *kontinuierlicher* Winkeländerung und *schichtenweiser* Änderung. Das Rohr mit linearer Schubspannungsverteilung und einem Radienverhältnis $(r_a/r_i)_L = 35/4,7$ wird – massegleich – durch ein Rohr mit $(r_a/r_i)_K = 40/20$ ersetzt (nach [25.6])

Die Beziehungen für den konstanten Schubspannungsverlauf – Gln. 25.3 und 25.4 – liefern als Ergebnis eine kontinuierliche Anpassung der AWW-Winkel. In Realität liegen aber Schichten mit endlicher Dicke und gleichem Winkel vor. Bestimmt man den notwendigen Winkel für den mittleren Radius eines einzelnen AWWs, so ergibt sich eine „sägezahnförmige“ Schubspannungsverteilung (Abb. 25.14b). Je dünner die Schichten sind, umso besser nähert man sich dem idealen, kontinuierlichen Verlauf an.

Eine konstante Schubspannung $\tau_{\theta z}$ über dem Radius einzustellen bedeutet nicht, dass auch die Anstrengung $f_{E, Zfb}$ in allen Schichten gleich hoch ausfällt. Alle Winkel $\omega \neq 45^\circ$ führen zu höheren Anstrengungen, wobei die Steigerung im Bereich $30^\circ \leq \omega \leq 60^\circ$ jedoch sehr moderat ausfällt, insbesondere wenn man die Thermischen Eigenspannungen einbezieht. Notfalls ist eine iterative „Verbesserung“ der über die Gln. 25.3 und 25.4 ermittelten Winkel mit dem Ziel einer konstanten Anstrengungsverteilung angebracht.

Das oben geschilderte Konstruktionsprinzip – durch die Gestaltung der Steifigkeitsabfolge den Spannungsverlauf zu beeinflussen – lässt sich nicht nur beim Torsionsrohr, sondern analog bei einer Reihe von anderen Strukturen anwenden. Es bietet sich die Möglichkeit, Spannungsüberhöhungen abzubauen und die Spannungsverteilung zu vergleichmäßigen.

- Eine Anwendungsmöglichkeit sind dickwandige Hochdruckrohre, bei denen eine Spannungsüberhöhung auf dem Innenradius vorliegt. Reicht es nicht aus, die Steifigkeiten im Bereich des Innenradius durch die Faserorientierungen abzumindern, so besteht zusätzlich die Möglichkeit, den benötigten Steifigkeitsgradienten durch einen hybriden Aufbau, also durch Kombination unterschiedlicher steifer Fasern zu verwirklichen.
- Gleiches gilt für den Schlaufenanschluss.

25.4 Nutzung der statischen Unbestimmtheit von Laminaten

Bei Faser-Kunststoff-Verbunden lässt sich das wichtige Konstruktionsprinzip der „*Elastizitätssteuerung zur gezielten Spannungsumlagerung*“ besonders gut anwenden. Es setzt statische Unbestimmtheit und eine Parallelschaltung von Steifigkeiten voraus. Das Prinzip besteht darin, in hoch belasteten Bereichen die Steifigkeiten zu senken und in niedrig belasteten Bereichen die Steifigkeiten zu erhöhen. Je größer der Steifigkeitsunterschied ist, umso stärker werden Spannungen in die steiferen Bereiche umgelagert. Steifigkeiten lassen sich sowohl über die Geometrie – z.B. die Wanddicke oder einen hohen *Steiner*-Anteil –, als auch über den Werkstoff, d.h. hohe Elastizitätsgrößen erzeugen. Der Konstrukteur hat die Wahl, ob er die Geometrie, die Elastizitäten – z.B. über die Faserwinkel – oder beides variiert.

Auf einen MSV übertragen bedeutet dies: Je größer das Verhältnis Längs- zu Quersteifigkeit – also der Orthotropiegrad $E_{||}/E_{\perp}$ ist, umso eher konzentrieren sich die Spannungen in den hochbelastbaren Fasern, und umso stärker wird die schwache Querrichtung entlastet (Abb. 25.15). Damit wird einsichtig, dass es sich mit CFK „einfacher“ konstruieren lässt als mit GFK. Zwischenfaserbrüche treten erst bei höheren Lasten auf, weil die bei CFK besonders steifen Fasern den Großteil der äußeren Lasten übernehmen. Die für die Matrix kritischen Beanspruchungen $\sigma_{\perp}$ und $\tau_{\perp||}$ bleiben vergleichsweise niedrig. Muss bei GFK zu früher Zfb be-

fürchtet werden, so kann man also das Problem lösen, indem man einfach auf CFK umschwenkt. Noch besser gelingt dies mit hochmoduligen C-Fasern.

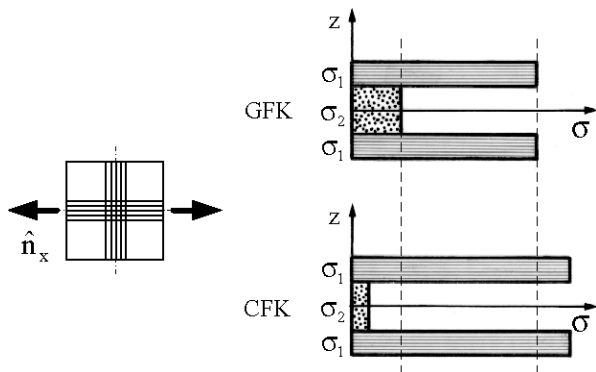


Abb. 25.15. Beispiel Kreuzverbund: Verteilung der Schichtspannungen unter einachsigem Zug. Vergleich zwischen GFK und CFK bei gleich hohem Kraftfluss $\hat{n}_x$. Die Kohlenstofffasern ziehen in faserparalleler Richtung die äußere Belastung auf sich, wodurch die Querspannungen σ_2 in der Nachbarschicht gering bleiben. GFK verhält sich deutlich ungünstiger

Nicht immer muss der Konstrukteur gezielt eingreifen, um Spannungsüberhöhungen abzubauen. Günstigerweise bewerkstelligt dies das Laminat durch Nutzung der statischen Unbestimmtheit zur Steuerung der Elastizitäten:

- Aufgrund des rascheren Steifigkeitsabbaus in der Matrix relaxieren die Spannungen in der Matrix und damit die Quer- und Schubspannungen in der Einzelschicht schneller als die Spannungen in den Fasern. Es findet demzufolge eine wünschenswerte Spannungsumlagerung hin zu den hoch belastbaren Fasern statt.
- Längeres „Liegenlassen“ – also eine Zeitspanne von mehreren Wochen zwischen Bauteilhärtung und Bauteileinsatz – verbessern ein Laminat hinsichtlich Ermüdungsfestigkeit und Schlagzähigkeit durch gleichzeitige
 1. Relaxation der Thermischen Eigenspannungen und
 2. Aufbau von Quelleigenspannungen.
- Sind die Spannungsspitzen zu hoch und reicht viskoses Fließen der Matrix zur Steifigkeitsabminderung nicht aus, so treten Zwischenfaserbrüche auf und reduzieren lokal die Steifigkeiten. Analog zum Fließen bei Metallen werden die Spannungen in entferntere, noch mit hohen Steifigkeiten versehene Bereiche umgelagert. Diesen Mechanismus findet man häufig in den Randbereichen von Bohrungen oder in durch Schlagbeanspruchung geschädigten Zonen.

25.5 Nutzung des anisotropen Festigkeitsverhaltens

Die Festigkeiten einer UD-Schicht sind deutlich richtungsabhängig. In einigen Fällen gelingt es, dies zu nutzen:

- Insbesondere von der im Vergleich zur Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^{+}$ etwa dreimal höheren Querkdruckfestigkeit $R_{\perp}^{-}$ kann der Konstrukteur Gebrauch machen (Abb. 25.17). Dies lohnt sich z.B. bei Schublaminaten. Bei Schubbelastung eines $\pm 45^{\circ}$ -GFK-Laminats wird eine Schicht günstig durch Längszug und Querkdruck beansprucht, während die andere Schicht ungünstigweise Längsdruck- und Querkzugspannungen aufnehmen muss (Abb. 25.16). Diese gefährdete Schicht wird zusätzlich durch thermische Eigenspannungen belastet. Die Beanspruchung der ungünstig beanspruchten Schicht lässt sich mindern, wenn man das Laminat unsymmetrisch aufbaut: Die Dicke und damit die Steifigkeit der günstig belasteten Schicht wird dazu stark angehoben und die der ungünstig belasteten erniedrigt. Dadurch zieht erstere den Großteil der Spannungen auf sich und entlastet die andere Schicht. Diese Maßnahme ist jedoch nur sinnvoll, wenn die maximalen Belastungen des Schublaminats immer in die „richtige“ Richtung erfolgen. Nutzbar ist diese Möglichkeit bei Antriebswellen, die man z.B. bzgl. der Ermüdungsfestigkeit primär für die Vorwärtsfahrt des Fahrzeugs auslegt. Auch bei einer Drehfeder kann man in der bevorzugten Drehrichtung eine höhere Belastbarkeit erzielen, als in der entgegen gesetzten, minder belasteten Verdrehrichtung.

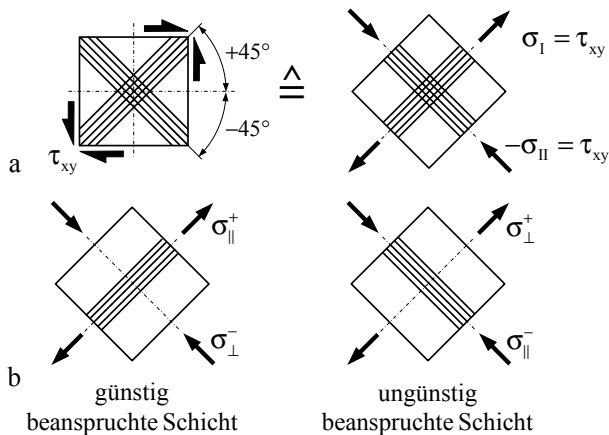


Abb. 25.16. a Schubspannungszustand an einem $(\pm 45^{\circ})$ -Schublaminate und äquivalenter Hauptspannungszustand b Die Schicht mit Längszug und Querkdruck ist wesentlich höher belastbar als die Schicht mit Längsdruck und Querkzug

- Sowohl bei der UD-Schicht als auch bei Klebverbindungen steigt die Schubbelastbarkeit, wenn gleichzeitig Querkdruck überlagert wird. Der Zuwachs kann

als Wirkung innerer Reibung interpretiert werden (Abb. 25.17). Vorteilhaft ist, dass der Querdruck auch noch die Übertragung von Schub ermöglicht, nachdem Schubrisse aufgetreten sind. Nach einer Überlast bleibt eine ausreichende Resttragfähigkeit erhalten, die Verbindungen werden schadenstolerant.

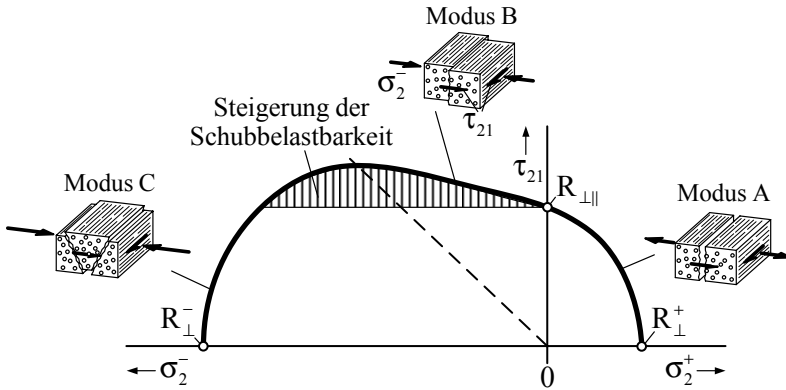


Abb. 25.17. Schnitt durch den Bruchkörper für Zfb eines ebenen Spannungszustands bei $\sigma_1 = 0$. Im Bereich von Bruchmodus B erhöht sich die Schubbelastbarkeit etwa proportional zum überlagerten Querdruck

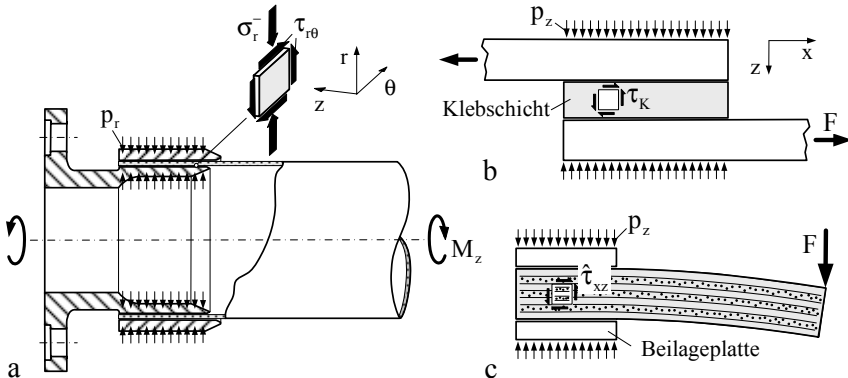


Abb. 25.18. Beispiele, bei denen überlagerter Querdruck die Belastbarkeit steigert: **a** Längspressverband zur Einleitung eines Torsionsmoments in eine FKV-Welle; das Rohrlaminat und die Klebung wird zwischen zwei Ringe geklemmt. **b** Klebverbindung **c** Laminatbalken mit Klemm-Krafteinleitung

- Inhärent ist der Querdruck bei Rohren, die als Pressverband gefügt sind (Abb. 25.18a). Am Anfang und Ende einer solchen Verbindung führen hohe Verzerrungsunterschiede der beiden Fügepartner zu hohen Schubspannungsspitzen. Sie sind infolge des radialen Pressdrucks gut ertragbar und der Press-

verband wird dadurch zu einer faserverbundgerechten Krafteinleitung, insbesondere bei Torsion [25.2].

- Überlappungs-Klebungen, an deren Enden die typischen Schubspannungsspitzen auftreten, lassen sich in ihrer Belastbarkeit durch überlagerten Querdruck erheblich verbessern (Abb. 25.18b). Günstig wirkt sich zusätzlich aus, dass der Anpressdruck gefährliche Schälspannungen kompensiert.
- Klemmverbindungen, bei denen die Biegespannungen über hohe Schubspannungen abgebaut werden, werden durch hohe Klemmkräfte besonders belastbar (Abb. 25.18c) [25.1].

25.6 Nutzung des thermischen Verhaltens

25.6.1 Lamine ohne thermische Ausdehnung

Schon bei einem AWW mit zwei Faserrichtungen kann man über den Faserwinkel die thermischen Ausdehnungskoeffizienten in einem weiten Bereich einstellen (Abb. 25.19). Diese Möglichkeit lässt sich vielfältig nutzen:

- Bei hohen Temperaturdifferenzen treten aufgrund unterschiedlicher thermischer Dehnungen zwischen verschiedenen Werkstoffen – dies trifft insbesondere auf Krafteinleitungen zu – sehr hohe interlaminaire Spannungen auf, die vielfach versagensauslösend sind. Zweierlei Ansätze bieten sich an, die thermischen Verformungsdifferenzen zu mildern:
 - Variation der Faserorientierung
 - Mischen unterschiedlicher Fasertypen
- Man kann mit FKV sogar den für viele Zwecke wünschenswerten thermischen Ausdehnungskoeffizienten „Null“ einstellen: $\alpha_{Tx} = 0$ oder $\alpha_{Ty} = 0$. Die negativen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von C- und Aramidfasern bieten diese besondere Möglichkeit. Genutzt wird sie z.B. bei Präzisions-Meßgeräten, im Satellitenbau, bei Fachwerk-Stützkonstruktionen für hochgenaue Parabolspiegel und Teleskope [25.14].

Die Null-Dehnung lässt sich bei CFK mit Standard-C-Fasern jedoch nur *einachs*ig einstellen. Dies ist in Abb. 25.20 am Beispiel eines AWW aus C-Fasern-HT demonstriert. Nur in einer Richtung – entweder x oder y – ist eine thermische Nulldehnung erzielbar. Auf allen anderen Schnitten ist der thermische Ausdehnungskoeffizient positiv. In Querrichtung liegt er mit $32 \cdot 10^{-6}/K$ deutlich über denjenigen von Stahl und Aluminium. Sollen mit Standard-C-Fasern ebene oder räumliche Strukturen mit therm. Nulldehnung in allen Richtungen konstruiert werden, so müssen sie aus *Stäben* zusammengesetzt werden. Die geeignete Bauweise ist also das Fachwerk. Nur mit sehr großen negativen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Fasern, gekoppelt mit hoher faserparalleler Steifigkeit – dies gilt typischerweise für Hochmodul-C-Fasern – lässt sich auch in der Ebene

eines Laminats, quasiisotrop auf allen Schnitten, ein thermischer Ausdehnungskoeffizient $\hat{\alpha}_{T \text{ Laminat}} = 0$ erreichen.

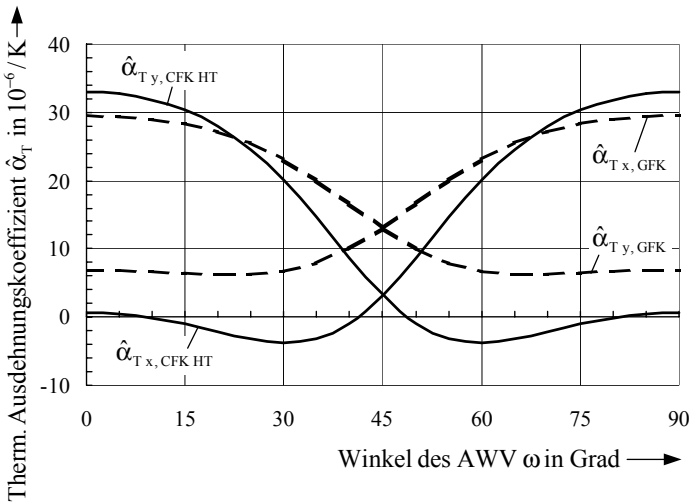


Abb. 25.19. Thermische Ausdehnungskoeffizienten $\hat{\alpha}_{T x}$ und $\hat{\alpha}_{T y}$ eines AWV in Abhängigkeit von ω . Mit CFK ist – zumindest einachsrig – $\hat{\alpha}_T = 0$ zu erreichen

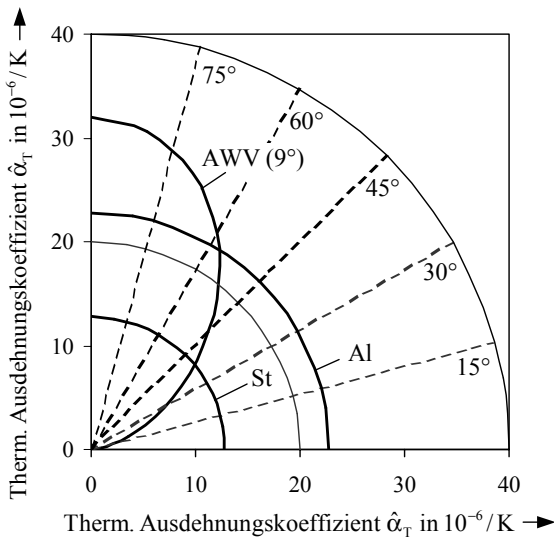


Abb. 25.20. Polardiagramm des thermischen Ausdehnungskoeffizienten $\hat{\alpha}_T$ eines AWV aus C-Fasern (HT) mit $\omega=9^\circ$. Nur in x-Richtung, d.h. unter dem Schnitt im Polardiagramm von 0° , ist in diesem Fall eine thermische Nulldehnung erreichbar

25.6.2 Zur Auslegung von Stäben ohne thermische Dehnung

Um die Krafteinleitung von FKV-Stäben einfach montierbar zu halten, sind häufig die Enden in Metall ausgeführt. Damit für den Gesamtstab die therm. Dehnung zu Null wird, muss der FKV-Abschnitt auf einen deutlich negativen thermischen Ausdehnungskoeffizienten eingestellt werden. Die thermische Ausdehnung der Metallfittings wird so *kompensiert*. Die Höhe des in Stablängsrichtung einzustellenden therm. Ausdehnungskoeffizienten des Laminats folgt aus:

$$\alpha_{T, \text{ges}} = \frac{\Delta L_{T, \text{ges}}}{L_{\text{ges}}} \cdot \frac{1}{\Delta T} \stackrel{!}{=} 0 = \frac{L_{\text{Metall}} \cdot \alpha_{T, \text{Metall}} \cdot \Delta T + L_{\text{FKV}} \cdot \hat{\alpha}_{T, \text{FKV}} \cdot \Delta T}{L_{\text{ges}} \cdot \Delta T}$$

$$\hat{\alpha}_{T, \text{FKV}} = -\alpha_{T, \text{Metall}} \cdot \frac{L_{\text{Metall}}}{L_{\text{FKV}}} \quad (25.22)$$

$L = \text{Länge}$

$\Delta L_{T, \text{ges}}$ = thermische Längendehnung des gesamten Stabs

Der Metallwerkstoff ist gezielt auszuwählen. Nicht immer ist das Leichtmetall Aluminium sinnvoll. So kann es trotz höherer Dichte notwendig sein, Al durch Titan zu ersetzen, da der Ausdehnungskoeffizient von Ti mit $\alpha_{T, \text{Ti}} = 8,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ um den Faktor 2,5 kleiner ist, als derjenige von z.B. AlCuMg1 mit $\alpha_{T, \text{Al}} = 22,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Eine Alternative kann auch Invar-Stahl mit einem thermischen Ausdehnungskoeffizienten von $\alpha_{T, \text{Invar}} = 1,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ sein. Leider ist die Dichte mit $\rho = 8,1 \text{ g/cm}^3$ recht hoch. Eine weitere Möglichkeit ist es, das Verhältnis der Längen anzupassen. Um eine Dejustierung der empfindlichen Messinstrumente zu vermeiden, werden im Satellitenbau so enge Toleranzen verlangt, dass man sogar versucht, Längenänderungen einer Strebe infolge von Feuchteaufnahme durch spezielle, auf Feuchte unempfindliche Matrixsysteme in den Griff zu bekommen.

Umgekehrt zur oben beschriebenen Vorgehensweise kann es notwendig werden, gezielt eine metallene Krafteinleitung größerer Länge einzufügen. Hochgenaue Messsysteme in Satelliten werden in einem tragenden Fachwerksgerüst gelagert, dessen Stäbe aus C-Fasern gefertigt sind. Um eine maximale Längssteifigkeit und hohe Eigenfrequenzen zu erzielen, werden höchststeife Fasern eingesetzt und überwiegend in Stablängsrichtung orientiert. Aus dem hohen negativen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der UHM-C-Faser resultiert ein negativer Ausdehnungskoeffizient des Gesamtstabs. In diesem steifigkeitsdominierten Fall ist es daher notwendig, die metallenen Krafteinleitungen so auszulegen, dass der negative thermische Ausdehnungskoeffizient des FKV-Bereichs durch definierte Metallenden kompensiert wird. Dabei wird sogar der damit verbundene Gewichts-nachteil in Kauf genommen.

25.6.3 Zur Steigerung der Wärmeleitfähigkeit von FKV

Eine besondere konstruktive Möglichkeit erwächst aus der extrem hohen Wärmeleitfähigkeit von hochmoduligen C-Fasern auf Pechbasis ($E_{\text{Fll}} = 850\,000 \text{ N/mm}^2$).

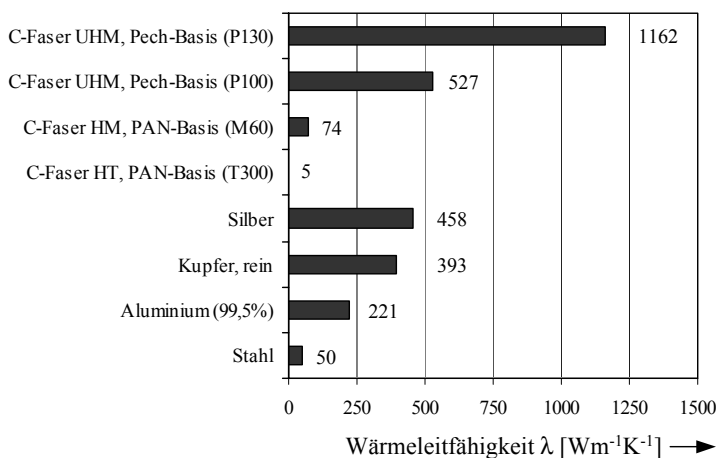


Abb. 25.21. Höchstmodulige C-Fasern auf Pechbasis verfügen über eine vergleichsweise extreme Wärmeleitfähigkeit parallel zur Faserrichtung (Daten z.T. aus [25.9])

Parallel zur Faserrichtung liegt sie um den Faktor 3 höher als diejenige von Kupfer (Abb. 25.21), bezogen auf die Dichte sogar um den Faktor 12. Hierdurch ergibt sich z.B. für den Satellitenbau die Chance, leicht und hochsteif zu bauen und gleichzeitig gezielt die Wärme von Elektronikbauteilen wegzuleiten. Besonders günstig ist ein C-Faser-Aluminium-Verbund, bei dem die hohe Leitfähigkeit von Al parallel geschaltet ist.

25.7 Nutzung gezielt eingebrachter Eigenspannungen

Ein Werkstoffverbund, der in seinem Aufbau an Faserverbundwerkstoffe erinnert, ist der Stahlbeton. Beim Beton stellt die geringe Zugfestigkeit ein Problem dar. Überwunden wurde dieses durch die Entwicklung des Spannbetons. Vorgespannter Stahl belastet den Beton so, dass er unter gut ertragbaren Druck-Eigenspannungen steht. Eine vergleichbare Vorgehensweise ist auch bei FKV denkbar. Dabei muss es das Ziel sein, Eigenspannungen so in einen Mehrschichtenverbund einzubringen, dass dort, wo die Betriebsbelastung Querkzugbeanspruchungen $\sigma_{\perp}^{+}$ hervorruft, Querdruckspannungen $\sigma_{\perp}^{-}$ als Eigenspannungen herrschen. *Puck* hat zwei Verfahren vorgeschlagen, Eigenspannungen gezielt in Druckrohre einzubringen [25.11]: Ein *mechanisches* Verfahren und ein *thermisch-mechanisches* Verfahren.

25.7.1 Mechanisches Verfahren

Das Verfahren lässt sich anhand eines Druckrohrs mit (0/90)-Faserorientierung veranschaulichen. Drei Fertigungsschritte sind notwendig (Abb. 25.22):

1. Herstellen und Aushärten eines 90°-Rohres, anschließend Vorbehandlung der Oberfläche für einen zweiten Laminierungsvorgang, z.B. Entfernen eines Abrießgewebes.
2. Das 90°-Rohr wird durch eine axiale Druckkraft gestaucht, also mechanisch vorbelastet. Nun wird auf das 90°-Rohr eine 0°-Schicht aufgebracht und ausgehärtet. Die 0°-Schicht kann im Wickelverfahren aufgebracht werden. Man kann aber auch einen Längspressverband erzeugen, d.h. ein vorgefertigtes Rohr aufpressen und verkleben.
3. Wird nun die axiale Druckkraft weggenommen, so verhindert die im zweiten Fertigungsschritt aufgebrachte 0°-Schicht die vollständige Rückdeformation der 90°-Schicht. Es bleiben $\sigma_{\perp}$ -Druckeigenspannungen zurück.

Damit nicht beim Härten der 0°-Schichten schon die in die 90°-Schicht eingebrachten $\sigma_{\perp}$ -Druckeigenspannungen zu stark relaxieren, muss man für die 90°-Schicht ein heiß härtendes Harzsystem mit hoher Glasübergangstemperatur T_g verwenden und für die 0°-Schicht ein Harz, das bei niedriger Temperatur gehärtet werden kann. Dies wird nicht notwendig, wenn man beide Rohre ausgehärtet als Längspressverband fügt. Selbstverständlich kann man dabei auch die Reihenfolge wechseln und das 0°-Rohr innen platzieren und ein 90°-Rohr aufpressen.

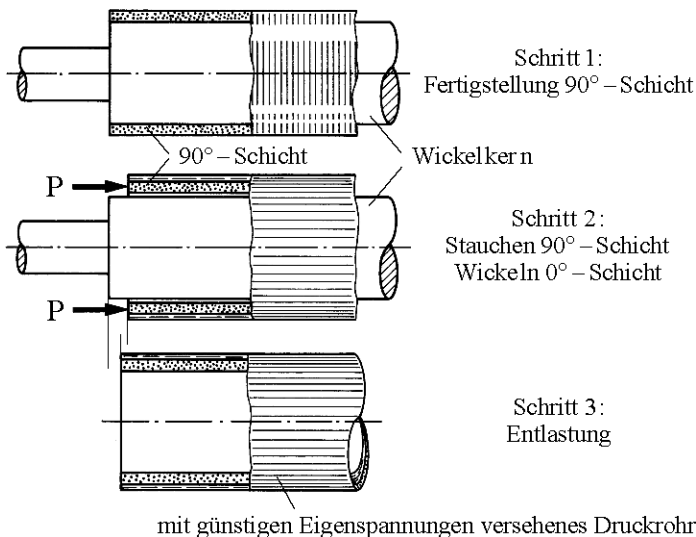


Abb. 25.22. Mechanisches Verfahren zum gezielten Einbringen von Eigenspannungen

25.7.2 Thermisch-mechanisches Verfahren

Das Verfahren wurde in [25.13] ausgearbeitet. Bei diesem Verfahren wird das komplette Bauteil auf herkömmliche Weise in einem einzigen Laminier- und Härtingsprozess hergestellt. Der gewünschte Eigenspannungszustand kann als Abschluss der Bauteilhärtung oder auch am fertigen Bauteil kurz vor seinem Einbau oder der Inbetriebnahme erzeugt werden. Dies geschieht in drei Schritten:

1. Man erwärmt ein Druckrohr auf Temperaturen oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g . Nun wird das Rohr mit Innendruck beaufschlagt. Da bei diesen Temperaturen die Steifigkeit des Matrixharzes sehr klein geworden ist, wird die Belastung fast vollständig vom Fasernetzwerk aufgenommen.
2. Jetzt wird das Rohr unter Beibehaltung der Innendruckbelastung abgekühlt.
3. Nach der Abkühlung wird das Rohr entlastet, im Beispiel des Druckrohrs wird der Innendruck entfernt. Dabei will das Fasernetzwerk entspannen. Da die Matrix aber nach der Abkühlung wieder hartelastisch geworden ist, behindert sie die vollständige Rückdeformation der Fasern. Es bleibt ein Eigenspannungszustand in den Schichten zurück, beispielsweise bei einem (0/90)-Druckrohr σ_2^- -Druckspannungen und σ_1^+ -Zugspannungen.

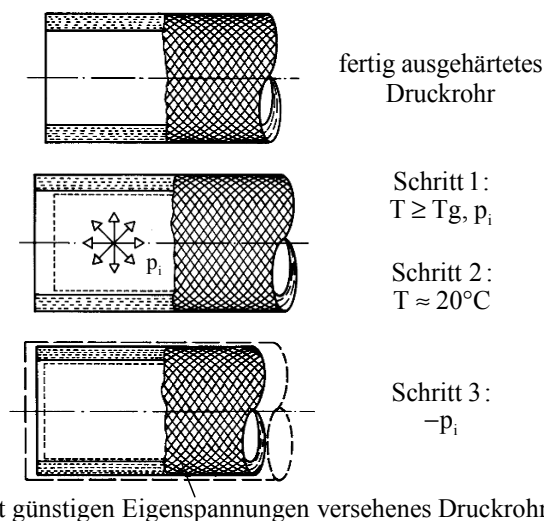


Abb. 25.23. Thermisch-mechanisches Verfahren zum gezielten Einbringen von Eigenspannungen

Voraussetzung für die Anwendbarkeit des Verfahrens ist, dass die Struktur auch ohne Mittragen der Matrix als Netzwerk tragfähig ist. Weiterhin müssen die Bruchdehnung $e_{\perp}^+$ (Abb. 25.24) und die Bruchschubung $e_{\parallel}$ ausreichend hoch sein. Querkzug- und Torsionsversuche an rohrförmigen UD-Probekörpern aus GF-EP zeigten, dass bei $T = T_g$ eine Querkzug-Bruchdehnung $e_{\perp}^+$ von 2% und eine

Bruchschiebung von $e_{\perp\parallel}$ über 10% erreicht werden. Man kann also beim thermisch-mechanischen Verfahren bis zur Bruchdehnung von Glasfasern vorbelasten, ohne dass dabei Zwischenfaserbruch eintritt. Maximale Bruchverzerrungen wurden bei T_g gemessen. Bei um 20°C oberhalb T_g durchgeführten Prüfungen sanken die Bruchverzerrungen auf knapp die Hälfte.

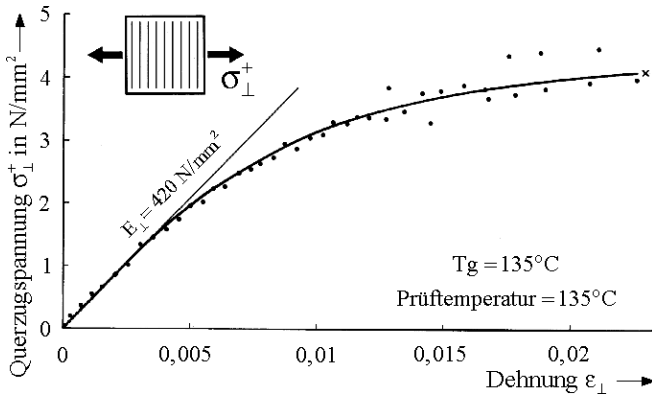


Abb. 25.24. Spannungs-Dehnungskurve einer unidirektionalen Schicht bei $T = T_g$. Die Bruchdehnung ist etwa viermal so groß wie bei 23°C . Der Quermodul $E_{\perp}$ reduziert sich dabei um den Faktor 30 (GF-EP, $\phi = 0,57$, Mittelwerte aus 5 Probekörpern) [25.13]

Werden mit nützlichen Eigenspannungen versehene Bauteile mit Betriebslasten beaufschlagt, so werden in den einzelnen Schichten zuerst einmal die Eigenspannungen abgebaut. Erst bei höheren Betriebslasten wechseln die Spannungen σ_2 und τ_{21} das Vorzeichen. Unter günstigen Umständen kann sogar erreicht werden, dass eine zweiachsige Beanspruchung nur durch σ_1 -Spannungen aufgenommen wird. Durch den Eigenspannungszustand werden die UD-Schichten in faserparalleler Richtung zusätzlich belastet, da die faserdominierten σ_1 -Spannungen mit den matrixdominierten σ_2 - und τ_{21} -Spannungen eine Eigenkraftgruppe bilden, also ohne äußere Belastung miteinander im Gleichgewicht sind. Die Erhöhung der Spannungen σ_1 bleibt im Vergleich zur Festigkeit $R_{\parallel}^+$ relativ gering. Gezieltes Einbringen von Eigenspannungen bedeutet also geschicktes Umlagern der Kräfte im Mehrschichtenverbund in die hochtragfähige Faserrichtung und damit Heraufsetzen der Rissbildungsgrenzen.

25.7.3 Analyse des Eigenspannungszustands

Der Schicht-Eigenspannungszustand lässt sich unmittelbar mit der CLT berechnen. Dabei ist es belanglos, ob die Eigenspannungen nach dem mechanischen oder nach dem thermisch-mechanischen Verfahren eingebracht werden.

1. Vorbelasten des Laminats

Die Steifigkeiten sind bei $T = T_g$ stark abgesunken. In faserparalleler Richtung kann man den Matrixanteil praktisch vernachlässigen: $E_{\parallel} = 43200 \text{ N/mm}^2$; die matrixdominierten Steifigkeiten sinken auf $E_{\perp} = 420 \text{ N/mm}^2$ und $G_{\perp\parallel} = 180 \text{ N/mm}^2$ (GF-EP, $\phi = 0,57$) [25.13]:

$$\{\hat{n}\}_v = [A]_v \cdot \{\hat{\epsilon}\}_v \tag{25.10}$$

$[A]_v$ = Scheibensteifigkeitsmatrix
mit den bei $T = T_g$ reduzierten Steifigkeiten

Als Ergebnis erhält man die Schichtspannungen aus der Vorbelastung $\{\sigma\}_{k,v}$.

2. Das Laminat wird abgekühlt

Es entstehen thermische Eigenspannungen $\{\sigma\}_{k,therm}$ in den Laminatschichten, die sich dem Spannungszustand aus der Vorbelastung überlagern.

3. Wegnahme der Vorbelastung

Rechnerisch behandelt man das Wegnehmen der Vorbelastung so, als ob man zur äußeren Belastung eine weitere Belastung hinzufügt, die betragsmäßig gleich ist, aber die entgegengesetzte Wirkrichtung hat. Damit werden die resultierenden äußeren Kräfte zu Null. Die Steifigkeiten haben wieder ihre ursprünglichen Werte:

$$\{\hat{n}\}_{-v} = [A]_{-v} \cdot \{\hat{\epsilon}\}_{-v} \tag{25.11}$$

$[A]_{-v}$ = Scheibensteifigkeitsmatrix bei $T \approx 20^\circ\text{C}$

Die Schichtspannungen aus den einzelnen Behandlungsstufen überlagern sich dem herrschenden Eigenspannungszustand:

$$\{\sigma\}_{k,Ei} = \{\sigma\}_{k,v} + \{\sigma\}_{k,therm} + \{\sigma\}_{k,-v} \tag{25.12}$$

In Tabelle 25.1 ist dieser Rechengang anhand eines Beispiels demonstriert.

Tabelle 25.1 Einbringen von Eigenspannungen in ein GFK-Druckrohr mit einem $(\pm 30/90)$ -Laminataufbau nach dem thermisch-mechanischen Verfahren; $t = 1 \text{ mm}$. Man erkennt, dass im Betriebszustand nahezu ausschließlich die Fasern beansprucht werden

Schichtwinkel	$+30^\circ$			-30°			90°		
Schichtspannungen in N/mm^2	σ_1	σ_2	τ_{21}	σ_1	σ_2	τ_{21}	σ_1	σ_2	τ_{21}
$\hat{n}_{x,v} = 100 \text{ N/mm}$	323	4	0	323	4	0	278	4	0
$\hat{n}_{y,v} = 200 \text{ N/mm}$									
$\Delta T = -80^\circ\text{C}$	-28	18	-3	-28	18	3	-6	13	0

Tabelle 25.1. Fortsetzung

$\hat{n}_{x,-v} = -100 \text{ N/mm}$	-183	-85	11	-183	-85	-11	-254	-67	0
$\hat{n}_{y,-v} = -200 \text{ N/mm}$									
Eigenspannungen	112	-63	8	112	-63	-8	18	-50	0
$\hat{n}_{x,p_i} = 80 \text{ N/mm}$									
$\hat{n}_{y,p_i} = 160 \text{ N/mm}$	146	68	-9	146	68	9	203	54	0
Betriebszustand	258	5	-1	258	5	1	221	4	0

Primär ist der Schicht-Eigenspannungszustand von Interesse. Jedoch bauen sich auch mikromechanisch – unmittelbar zwischen der Einzelfaser und der umgebenden Matrix – günstige Eigenspannungen auf. In Faserlängsrichtung, bei einachsiger Betrachtung, lässt sich dieser Eigenspannungszustand einfach ermitteln. Beispielhaft sei dies anhand der $+30^\circ$ -Schicht aus Tabelle 25.1 dargestellt. Es wird das thermisch-mechanische Verfahren angewendet, d.h. der E-Modul der Matrix bei der Vorbelastung wird zu Null gesetzt:

1. Faserspannung bei Vorbelastung, $T \geq T_g$:

$$\sigma_{f||,v} = \frac{E_{f||}}{E_{f||}\varphi + \underbrace{E_m}_0(1-\varphi)} \cdot \sigma_{i,v} = \frac{\sigma_{i,v}}{\varphi} = \frac{323}{0,57} = 567 \text{ N/mm}^2 \quad (25.13)$$

2. Thermische Eigenspannungen infolge Abkühlung um $\Delta T = -80^\circ\text{C}$:

$$\begin{aligned} \sigma_{f||, \text{therm}} &= (\alpha_{T||} - \alpha_{Tf||}) \cdot E_{f||} \cdot \Delta T = (7,2 \cdot 10^{-6} - 5,1 \cdot 10^{-6}) \cdot 73000 \cdot (-80) = -12 \text{ N/mm}^2 \\ \sigma_{m, \text{therm}} &= (\alpha_{T||} - \alpha_m) \cdot E_m \cdot \Delta T = (7,2 \cdot 10^{-6} - 67 \cdot 10^{-6}) \cdot 3400 \cdot (-80) = 16 \text{ N/mm}^2 \end{aligned} \quad (25.14)$$

3. Wegnahme der Vorbelastung, $T \approx 20^\circ\text{C}$:

$$\begin{aligned} \sigma_{f||,-v} &= \frac{E_{f||}}{E_{f||}\varphi + E_m(1-\varphi)} \cdot \sigma_{i,-v} = \frac{73000}{73000 \cdot 0,57 + 3400 \cdot 0,43} \cdot (-323) = -547 \text{ N/mm}^2 \\ \sigma_{m,-v} &= \frac{E_m}{E_{f||}\varphi + E_m(1-\varphi)} \cdot \sigma_{i,-v} = \frac{3400}{73000 \cdot 0,57 + 3400 \cdot 0,43} \cdot (-323) = -25 \text{ N/mm}^2 \end{aligned} \quad (25.15)$$

4. Eigenspannungen in faserparalleler Richtung:

$$\begin{aligned} \sigma_{f||,Ei} &= 567 - 12 - 547 = 8 \text{ N/mm}^2 \\ \sigma_{m,Ei} &= 0 + 16 - 25 = -9 \text{ N/mm}^2 \end{aligned}$$

Ohne die thermisch-mechanische Behandlung wird die Matrix mikromechanisch – zusätzlich zu den Schichtspannungen – mit ungünstigen Thermischen Zug-eigenspannungen belastet (hier $+16 \text{ N/mm}^2$). Diese Spannungen können – bei ausreichend hoher Vorbelastung $\sigma_{i,v}$ – sogar überkompensiert werden.

25.7.4 Versuchsergebnisse

Druckrohre aus GFK sind ein gutes Beispiel dafür, wie nachteilig sich die niedrigen Zfb-Grenzen von UD-Schichten auswirken. Frühzeitig, weit bevor die hohe Faserfestigkeit erreicht wird, setzt Rissbildung ein. Wenn in allen Einzelschichten Zfb entstanden sind, liegen zusammenhängende Pfade vor, durch die das Speichermedium austreten kann. Bei flüssigen Medien bilden sich an der Rohroberfläche Tröpfchen. Die Rohre lecken. Dies bezeichnet man als *Weeping*.

Die Wirksamkeit des thermisch-mechanischen Verfahrens wurde daher an Druckrohren aus GF-EP mit einem Laminataufbau ($\pm 30/90$) überprüft [25.13]. Die Rohre wurden mit verschiedenen hohen Innendruck vorbelastet. 24 h nachdem die Eigenspannungen eingebracht worden waren, wurden die Rohre – ebenfalls im Innendruckversuch – bis zum Weeping geprüft. Abb. 25.25 zeigt die Ergebnisse der Innendruckversuche. Bemerkenswert ist, dass sehr hohe Weeping-Umfangsspannungen von $\hat{\sigma}_{u, \text{weep}} = 550 \text{ N/mm}^2$ erreicht wurden. Das bedeutet gegenüber unbehandelten Rohren mit Weeping-Umfangsspannungen von $\hat{\sigma}_{u, \text{weep}} = 161 \text{ N/mm}^2$ eine Steigerung von über 200%. In erster Näherung lässt sich feststellen: Der Weeping-Druck bei Rohren mit gezielt eingebrachten Eigenspannungen liegt um den Vorbelastungsdruck höher als der Weeping-Druck von unbehandelten Rohren, d.h. die Weeping-Grenze steigt etwa proportional mit der Vorbelastung an. Erst ab etwa $\hat{\sigma}_u = 300 \text{ N/mm}^2$ ändert sich der proportionale Zusammenhang.

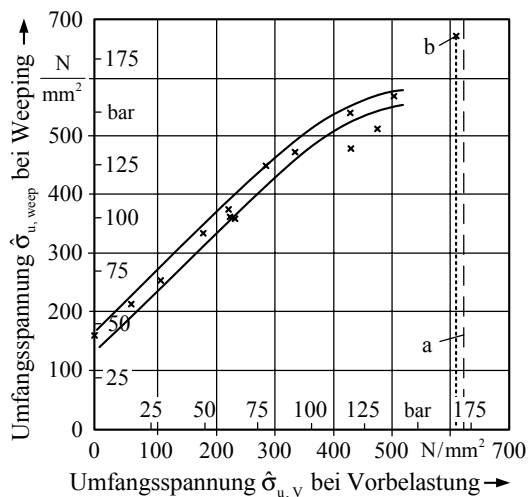


Abb. 25.25. Abhängigkeit der Weeping-Umfangsspannung von der Höhe der Vorbelastungs-Umfangsspannung **a** Faserbruch bei Vorbelastung **b** Faserbruch und Zwischenfaserbruch treten im Weeping-Versuch gleichzeitig auf (rechnerischer Wert) (aus [25.13])

25.7.5 Einfluss von Zeit

Gezielt eingebrachte Eigenspannungen lassen sich nur nutzen, wenn ihr Abbau genügend langsam verläuft. Hierzu wurden umfangreiche Langzeitversuche sowohl an Druckrohren als auch an Probekörpern durchgeführt [25.13]. Bei Rohren, die langfristig mit hohem Prüfdruck beaufschlagt wurden, konnte gegenüber unbelastet ausgelagerten Rohren sogar noch eine Steigerung der Weeping-Drücke gemessen werden.

An weiteren Probekörpern wurden für 1000 h Auslagerungsversuche bei erhöhten Temperaturen bis 90°C unternommen. Es zeigte sich, dass trotz stärkerer Spannungsrelaxation bei diesen Temperaturen noch ein hoch nutzbarer Eigenspannungszustand im Bauteil verbleibt.

25.7.6 Weitere Anwendungsmöglichkeiten

Es lassen sich weitere Anwendungen finden, bei denen man durch gezielt eingebrachte Eigenspannungen die Belastbarkeit deutlich verbessern kann.

- Eine Anwendung für das mechanische Verfahren bezieht sich auf hochbelastbare Torsionsrohre, die man z.B. als Drehfedern einsetzen kann. In [25.13] wird vorgeschlagen, zwei Rohre – eines bestehend aus einer +45°-Schicht und eines bestehend aus einer –45°-Schicht – ineinander zu stecken und an einem Ende fest miteinander zu verbinden. In die freien Enden werden entgegengesetzt gerichtete Torsionsmomente eingeleitet. Je nach gewünschtem Eigenspannungszustand können die beiden Momente gleich oder auch ungleich hoch sein. Sind die Torsionsmomente gleich hoch, so tritt keine Rückfederung auf. Der Eigenspannungszustand entspricht unmittelbar dem aufgebrachten Moment. In diesem Zustand werden dann die freien Enden miteinander verbunden und die Rohre über die gesamte Länge miteinander verklebt. Das Torsionsmoment wird so aufgebracht, dass faserparallel Zug- und fasersenkrecht Querdruckspannungen entstehen. Es wird ausgenutzt, dass die Querdruckfestigkeit $R_{\perp}^{-}$ einer UD-Schicht dreimal so hoch ist, wie die Querkzugfestigkeit $R_{\perp}^{+}$.
- Biegeträger baut man meist aus unidirektionalen Gurten und Stegen aus Schublaminaten mit einer Orientierung der Fasern unter $\pm 45^{\circ}$ zur Trägerlängsachse auf. In der Nähe des Zuggurts ist für das angeschlossene Schublaminat die Gefahr der Rissbildung sehr groß. Schon bei geringen Gurtdehnungen wird Zfb erreicht, während der Gurt noch weit von der Bruchspannung entfernt ist. Zur Erhöhung des Ausnutzungsgrads der Gurte wird in [25.13] vorgeschlagen, den vorgefertigten Zuggurt beim Verkleben mit den $\pm 45^{\circ}$ -Steg unter Zugspannung zu setzen. Beim Entlasten würde im Schublaminat ein günstiger Eigenspannungszustand übrig bleiben.
- Werden FKV-Strukturen Tiefsttemperaturen ausgesetzt, so entstehen aufgrund der hohen Abkühl-Temperaturdifferenz so hohe Thermische Eigenspannungen, dass schon ohne mechanische Belastung Zfb befürchtet werden muss. Da die gezielt eingebrachten Eigenspannungen den Thermischen Eigenspannungen

entgegen wirken, bietet sich hier eine Chance, FKV-Bauteile für kryogene Temperaturen zu ertüchtigen.

- Die Ermüdungsfestigkeit wird durch gezielt eingebrachte Eigenspannungen ebenfalls erheblich verbessert. Gleiches gilt für die Schlagfestigkeit. In [25.13] wird von Versuchen berichtet, die die erwartete deutliche Erhöhung der Schlagfestigkeit bestätigen. Rohre und Druckbehälter, bei denen aufgrund der hohen Innendrucke und der evtl. explosiven Gasfüllung eine Schlagbelastung gefährlich werden könnte, wären geeignete Objekte.

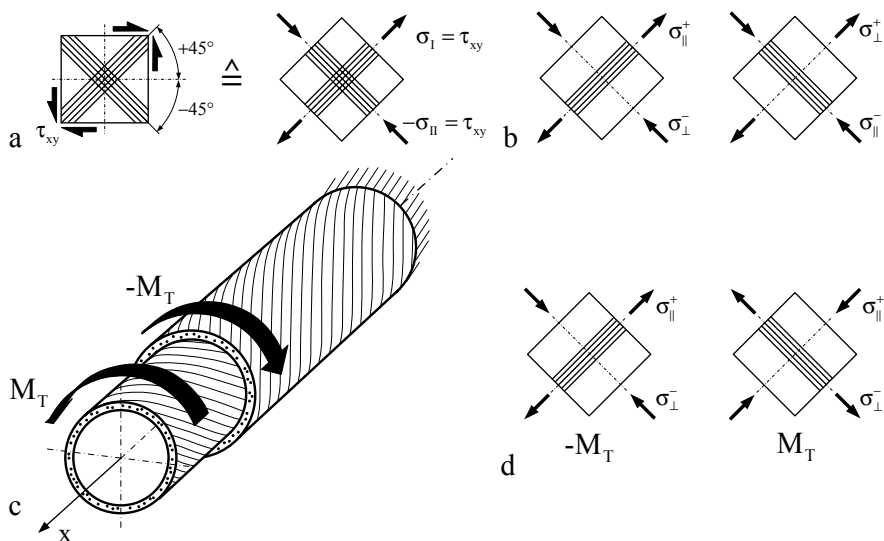


Abb. 25.26. **a** Schubspannungszustand und äquivalenter Hauptspannungszustand **b** Für die $+45^\circ$ -Schicht stellt sich bei Schub ein günstiger Spannungszustand aus Längszug und Querdruk ein. Die -45° -Schicht ist mit Längsdruck und Querdruk ungünstig beansprucht **c** Mechanisches Verfahren, um günstige Eigenspannungen in Torsionsrohren einzubringen: **d** In beiden Schichten wird durch entgegengesetzte Torsionsmomente günstiger Längszug und Querdruk eingebracht

- Eine Steigerung der Werkstoffausnutzung und Belastbarkeit durch gezielt eingebrachte Eigenspannungen lässt sich auch bei Balken – z.B. als Blattfeder genutzt – verwirklichen. In [25.7] wurden verschiedene Möglichkeiten ausgearbeitet und geprüft. Abb. 25.27 zeigt eine Variante. Sie ermöglicht theoretisch gegenüber einem herkömmlichen Balken gleicher Abmessungen und Steifigkeit eine um 50% höhere Belastbarkeit. Zwei Blattfederhälften werden getrennt gefertigt und ausgehärtet. Man belastet sie zusammen und verklebt sie in diesem Zustand miteinander. Nach Wegnahme der Vorbelastung verbleibt im Federkörper ein günstiger Eigenspannungszustand. Insbesondere in den höchstbelasteten Randfasern liegen der späteren Betriebsbelastung entgegengesetzt gerichtete Spannungen vor. Der Eigenspannungszustand ist nicht zwingend über der

Länge der Federn konstant, sondern folgt dem Schnittmomentenverlauf bei der Einbringung.

Varianten zu dem in Abb. 25.27 gezeigten zweischichtigen, symmetrischen Aufbau sind:

- unterschiedlich dicke Schichten miteinander zu verspannen
- mehr als zwei Schichten zu verspannen
- dünne Randschichten mit einem dickeren Mittelteil zu verspannen
- ausgehärtete Schichten mit noch nicht ausgehärteten zu verkleben
- in den Schichten unterschiedliche Elastizitätsmoduln realisieren; dies lässt sich über den jeweiligen Faservolumenanteil einstellen
- eine andere Belastung beim Verspannen aufbringen, als sie später im Betrieb auftritt, z.B. bei 3-Punkt-Biegung mit verkürztem Auflagerabstand verspannen.

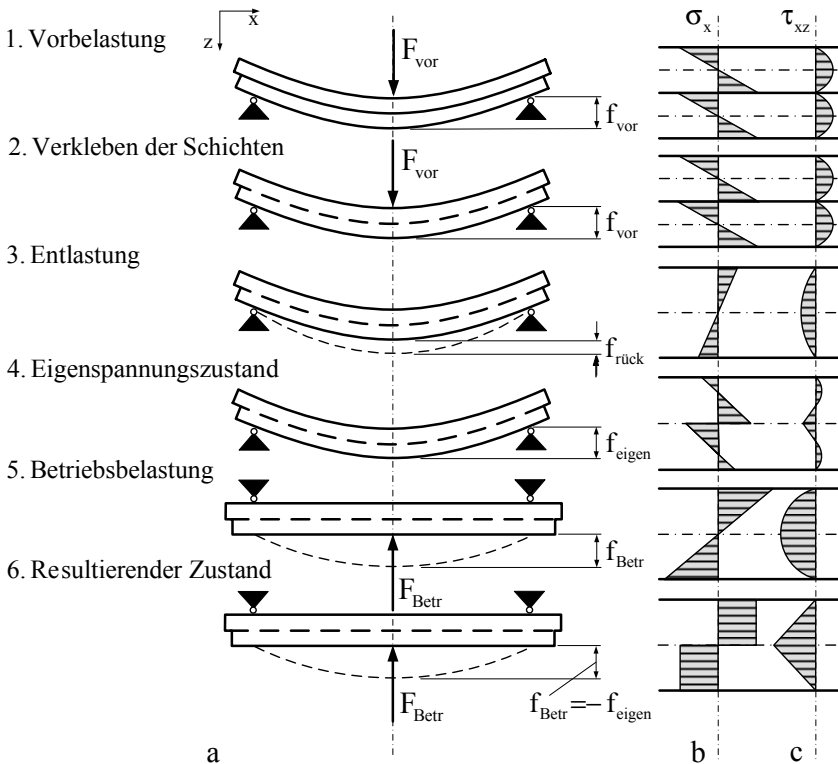


Abb. 25.27. Mechanisches Verspannverfahren für einen zweischichtigen, symmetrischen Biegeträger mit Rechteck-Vollquerschnitt, aufgebaut aus UD-Schichten **a** Belastungsschritte **b** zu den einzelnen Schritten zugehörige Normalspannungsverteilung und **c** Schubspannungsverteilung über der Balkenhöhe (aus [25.7])

Ein *Problem* bei dieser Methode ist, dass im vorgespannten Balken eine sehr hohe Formänderungsenergie gespeichert ist, die nur von der Klebung gehalten wird. Eine Garantie, dass die Klebung über Jahre intakt bleibt, kann kaum gegeben werden. Bricht die Klebung spröde, so spaltet sich der Balken und die gesamte Energie wird explosionsartig freigesetzt, ein sehr gefährlicher Umstand. Eine Klammerung und eine dieses Problem berücksichtigende Parameterwahl scheinen als Lösung auszureichen [25.7].

In anfänglichen Biegeversuchen an vorgespannten Probekörpern fand man z.T. eine deutlich schnellere Schädigungsausbreitung, als an herkömmlichen Balken ohne gezielt eingebrachte Eigenspannungen. Bei letzteren liegt ein hoher Spannungsgradient vor. Der Schädigungsfortschritt, der vom höchstbelasteten Rand ausgeht, verlangsamt sich rasch, wenn er die etwas tiefer liegenden Schichten des Balkens mit ihrem deutlich niedrigeren Spannungsniveau erreicht. Beim verspannten Balken hingegen sind auch die tiefer liegenden Schichten sehr hoch beansprucht. Risse an der Oberfläche können daher rasch ins Innere wachsen. Es wurde sogar beobachtet, dass Faserbrüche als erstes unterhalb der Oberfläche entstanden.

Nach einigen Optimierungen konnte eine Belastbarkeitssteigerung um 40% gegenüber nicht vorgespannten Proben erzielt werden. Der Vorteil verspannter Balken mindert sich, wenn schiefe Biegung vorliegt.

25.7.7 Wichtiger Hinweis

Sondermaßnahmen, wie das Einbringen von Eigenspannungen, müssen wirtschaftlich vertretbar sein. In vielen Fällen ist es einfacher, die Wanddicke etwas zu vergrößern, um das Spannungsniveau auf das erträgliche Maß zu senken. Ein geringer Gewichtszuwachs wird eher akzeptiert als Mehrkosten.

Literatur

- 25.1 Bastian P, Schürmann H (2002) Klemm-Krafteinleitungen für hoch biegebeanspruchte Faserverbund-Bauteile. In: Konstruktion 10, 63-69
- 25.2 Fischer T, Schürmann H (2004) Pressverbände als Krafteinleitung in Wellen aus Faser-Kunststoff-Verbunden. In: Konstruktion 1/2, 15-17
- 25.3 Franke O, Schürmann H (2003) Federlenker für Hochgeschwindigkeitszüge. In: Materialprüfung 45, 10, 428-437
- 25.4 Götte T (1989) Zur Gestaltung und Dimensionierung von Lkw-Blattfedern aus Glasfaser-Kunststoff. Universität Kassel, Diss. D 34; Fortschr.-Ber. VDI Reihe 1, Nr. 174, Düsseldorf
- 25.5 Jakobi R (1987) Zur Spannungs-, Verformungs- und Bruchanalyse an dickwandigen, rohrförmigen Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbunden. Universität Kassel, Diss. D 34; Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5, Nr. 126, Düsseldorf

-
- 25.6 Jakobi R, Schreiber W (1987) Steigerung der Belastbarkeit von dickwandigen Torsionsrohren aus Faser-Kunststoff-Verbund. 21. Jahrestagung der Arbeitsgemeinschaft Verstärkte Kunststoffe, Baden-Baden
- 25.7 Kampke M (1993) Einsatzmöglichkeiten von FKV-Blattfedern mit gezielt eingebrachten Eigenspannungen. Universität Kassel, Diss. D 34; Fortschr.-Ber. VDI Reihe 1, Nr. 217, Düsseldorf
- 25.8 Knickrehm A, Schürmann H (1999) Möglichkeiten zur Steigerung der Lebensdauer von unidirektionalen FKV bei Biegeschwell-Beanspruchung. 2. Internationale AVK-TV-Tagung, Baden-Baden
- 25.9 McGuire C, Vollerin B (1990) Thermal Management of Space Structures. In: SAMPE European Chapter
- 25.10 Mukherjee A, Varughese B (2001) Design guidelines for ply drop-off in laminated composite structures. In: Composites, Part B 32, 153-164
- 25.11 Puck A (1978) DE-OS 2842531, Ciba Geigy AG
- 25.12 Puck A (1991) Entwicklung von GFK-Drehrohrfedern. In: Ingenieur-Werkstoffe 3, 4, 66-71
- 25.13 Schürmann H (1989) Zur Erhöhung der Belastbarkeit von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbunden durch gezielt eingebrachte Eigenspannungen. Universität Kassel, Diss. D 34; Fortschr.-Ber. VDI Reihe 1, Nr. 170, Düsseldorf
- 25.14 Stenvers KH, Wilms HF (1989) Entwicklung und Optimierung eines tragenden CFK-Raumfachwerks für astronomische Teleskope. In: Neue Werkstoffe, VDI-Berichte 734. VDI-Verlag, Düsseldorf
- 25.15 Sun C, Luo J (1985) Failure Loads for Notched Graphite/Epoxy Laminates with a Softening Strip. In: Composites Science and Technology 22, 121-133

Sachverzeichnis

Abreißgewebe 71
Abstandsgewebe 69
Aluminiumoxid-Faser 55
Anisotropie 17
Anstrengung 407
Aramidfaser 43
Arbeitsschutz 116
Ausdehnungskoeffizient 254
Ausgeglichener Winkelverbund 234

Basaltfaser 53
Blitzschutz 73
BMC 139
Bolzenverbindung 513, 564
Bruchanalyse 436
Bruchebene 415
Bruchkörper 420
Bruchkriterium 396

Chemieschutzschicht 32
Chemische Beständigkeit 110

Degradationsanalyse 441
Dehnungsvergrößerungsfaktor 372
Delamination 385, 621
Dichte 165
Diffusion 275
Diffusionskoeffizient 291
Dilatometer 253
Direktroving 34
DSC-Messung 105
Duroplast 84

Eigenspannungen 658
Eindickmittel 140
Einfärben 90
Elastomer 86
Epoxidharze 127

Faserbruch 346, 437
Faserform 25

Faser-Halbzeug 57
Faser-Matrix-Grenzfläche 56
Fasertränkung 111
Faservolumenanteil 632
Faserwinkel 634
Faserwinkelsteuerung 646
Festigkeit 345
Feuchte 275
Feuchteverteilung 286
Finish 56
Flechtschlauch 70
Flugzeugbau-Laminat 243
Füllstoff 87, 594

Gelege 67
Gelierzeit 113
Gestricke 68
Gesundheitsschutz 118
Gewebe 60, 239
Gewirke 68
Glasfaser 27
Glasübergangstemperatur 99
GMT 151
Größeneffekt 21

Härtungsspannung 260
Heat-Deflection-Test 107
Historie 1
Hohlfaser 34
homogen 17
Hybridgarn 157

Ingenieurskonstante 182, 226, 337
Isotensoid 477
Isotropie 17

Kernmaterialien 67
Kleber 590
Klebverbindung 569
Knie 382
Kochtest 77

- Kohlenstofffaser 35
Kontinuum 17
Koppelungen 641
Kreuzverbund 237
Kriechen 299
Kriechversuch 313
- Laminatstufung 639
Längenausdehnungskoeffizient 259
Langzeitverhalten 588
Leichtbau 607
LFT 154
Lichthärtung 124
Lineare Viskoelastizität 300
Lochleibungsfestigkeit 519
- Martens*-Temperatur 107
Master-Bruchfläche 417
Matte 64
Mattenlaminat 246
Mehrschichten-Verbund 14
Metallfolie 531
Mikro-Hohlkugel 88
Mikromechanik 16, 187
Mischpreis 168
Multiaxiallegege 63
- Nachhärten 104, 114
Nadelprozess 64
Naturfaser 52
Netztheorie 451
Neutralebene 335
Niet 536
Nietreihen 542
- Optimierung 469
Orthotropiegrad 183, 494
- Packungsmodell 188
PBO-Faser 48
Peroxid 121
Polardiagramm 214
Polyethylenfaser 49
Prepregs 145
- Quarzfaser 54
Quasiisotrope Lamine 244
Quelldehnung 281
- Quelleigenspannungen 285
- Relativer Faservolumenanteil 161
Relaxieren 299
Reservefaktor 407
Rissstopper 501
- Sättigungsfeuchte 289
Schäftung 573
Schichtreihenfolge 641
Schlaufenanschluss 485
Schlichte 56, 76
Schublaminat 240
Siliziumcarbid-Faser 55
SMC 139
Sonneneinstrahlung 97
Spannungstransformation 209
Spiralgewebe 62
Stehbolzen 553
Sticken 70
Streckungsfaktor 405
Symmetrie 620
- Temperaturbereiche 96
Textilschlichte 56
Thermischen Eigenspannungen 259
Thermoplast 85
Thixotropiemittel 89
Tiefsttemperatur 270
- Ungesättigte Polyesterharze 19
Unidirektionale Schicht 14, 233
- Verzerrungstransformation 210
Vinylesterharze 127
Vlies 66
- Wärmekapazität 270
Wärmeleitfähigkeit 268, 657
Wasseraufnahme 103
Wirkebene 363
Wirkebenen-Bruchwiderstand 363
- Z/DT-Prüfung 379
Zeitstandfestigkeit 312
Zwirnung 58
Zwischenfaserbruch 363, 438