

Benedikt Haspel

**WERKSTOFFANALYTISCHE BETRACHTUNG DER
EIGENSCHAFTEN VON MITTELS NEUARTIGER
RTM-FERTIGUNGSPROZESSE HERGESTELLTEN
GLASFASERVERSTÄRKTEN POLYMERVERBUNDEN**

SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS
FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

BAND 48



Scientific
Publishing

Benedikt Haspel

**Werkstoffanalytische Betrachtung der
Eigenschaften von mittels neuartiger
RTM-Fertigungsprozesse hergestellten
glasfaserverstärkten Polymerverbunden**

Schriftenreihe
des Instituts für Angewandte Materialien
Band 48

Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
Institut für Angewandte Materialien (IAM)

Eine Übersicht aller bisher in dieser Schriftenreihe erschienenen Bände
finden Sie am Ende des Buches.

Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden

von
Benedikt Haspel

Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
Fakultät für Maschinenbau
Tag der mündlichen Prüfung: 07. Juli 2014

Impressum



Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
KIT Scientific Publishing
Straße am Forum 2
D-76131 Karlsruhe

KIT Scientific Publishing is a registered trademark of Karlsruhe
Institute of Technology. Reprint using the book cover is not allowed.

www.ksp.kit.edu



*This document – excluding the cover – is licensed under the
Creative Commons Attribution-Share Alike 3.0 DE License
(CC BY-SA 3.0 DE): <http://creativecommons.org/licenses/by-sa/3.0/de/>*



*The cover page is licensed under the Creative Commons
Attribution-No Derivatives 3.0 DE License (CC BY-ND 3.0 DE):
<http://creativecommons.org/licenses/by-nd/3.0/de/>*

Print on Demand 2015

ISSN 2192-9963

ISBN 978-3-7315-0337-8

DOI 10.5445/KSP/1000045461

**Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von
mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten
glasfaserverstärkten Polymerverbunden**

Zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
an der Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Benedikt Haspel
aus Heidelberg

Tag der mündlichen Prüfung:	07.07.2014
Hauptreferent:	Prof. Dr.-Ing. Peter Elsner
Korreferent:	PD Dr.-Ing. Kay André Weidenmann
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. Andreas Büter

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT).

An erster Stelle möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Elsner für die Übernahme des Hauptreferats und die Unterstützung als Doktorvater in allen Phasen dieser Arbeit bedanken. Mein besonderer Dank gilt auch Herrn PD Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die wertvolle persönliche Betreuung und Übernahme des Korreferates sowie für die vielen hilfreichen Diskussionen. Herrn Prof. Dr.-Ing. Andreas Büter danke ich herzlich für die Übernahme des Korreferates und die gewissenhafte Durchsicht des Manuskripts. Herrn Prof. Dr. rer. nat. Frank Gauterin danke ich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Herrn Dr. Raman Chaudhari und Herrn Rainer Wendel vom Fraunhofer ICT möchte ich an dieser Stelle für die Herstellung der Versuchswerkstoffe danken.

Ebenso möchte ich mich herzlich bei allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des IAM-WK für das tolle Arbeitsklima während meiner Zeit am Institut bedanken. Besonders hervorheben möchte ich hierbei Dr. Matthias Merzkirch und Dr. Stefan Dietrich, die mir bei schwierigen Fragestellungen stets durch ihre wertvollen Ratschläge weitergeholfen haben, meinen Bürokollegen Andreas Reeb, sowie Dr. Thilo Hammers, Klaudia Lichtenberg und Ralf Rössler. Auch bedanke ich mich bei allen Studierenden, die im Rahmen

ihrer Abschlussarbeiten das Gelingen der Arbeit unterstützt haben. Besonders zu erwähnen sind die Herren Sven Roth, Christopher Bruns, Chris Hoffmann und Dominik Treber.

Zuletzt gebührt mein Dank meiner Familie und meinen Freunden für den Rückhalt und den stets aufbauenden Zuspruch.

Abkürzungsverzeichnis

CMC.....	Ceramic Matrix Composites
CRTM.....	Compression Resin Transfer Molding
DCB.....	Double cantilever beam
DPRTM.....	Differential Pressure Resin Transfer Molding
ENF.....	End-notched flexure
GFK.....	glasfaserverstärkter Kunststoff
IAM-WK.....	Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde
ICT.....	Fraunhofer Institut für Chemische Technologie
KRTM.....	Konventionelles Resin Transfer Molding
LCM.....	Liquid Composite Molding
Max.....	maximal
Min.....	minimal
Mittelw.....	Mittelwert
MMB.....	Mixed-Mode-Bending
MMC.....	Metal Matrix Composites
PA 6.....	Polyamid 6
PA 6-G.....	Gusspolyamid 6
PMC.....	Polymer Matrix Composites
REM.....	Rasterelektronenmikroskop
RIM.....	Reaction Injection Molding
RTM.....	Resin Transfer Molding
SCRW.....	Seemann Composites Resin Infusion Molding
SRIM.....	Structural Reaction Injection Molding
Stabw.....	Standardabweichung
Stk.....	Stück
TERTM.....	Thermal Expansion Resin Transfer Molding

TRTM.....	Thermoplastisches Resin Transfer Molding
UD	unidirektional
UPS.....	Ultraschallphasenspektroskopie
VARTM.....	Vacuum Assisted Resin Transfer Molding
Vol-%.....	Volumenprozent

Symbolverzeichnis

$\bar{L}_{ijkl}, \bar{M}_{ijkl}$Steifigkeits- und Nachgiebigkeitstensor im Verbund
$\tilde{\sigma}_{mn}$charakteristische Verbundzugfestigkeit
\bar{C}, \bar{J}Steifigkeits- und Nachgiebigkeitsmatrix im Verbund
C_{cal}Nachgiebigkeit der Kalibrierprobe für den MMB-Test
C_{ij}elastische Konstanten
C_{sys}Nachgiebigkeit des MMB-Aufbaus
$E_{11,UD}$E-Modul eines UD-Verbundes in Faserrichtung
$E_{22,UD}$E-Modul eines UD-Verbundes quer zur Faserrichtung
E_F, E_MSteifigkeit von Faser und Matrix
E^iSteifigkeit an der i -ten Entlastungsphase
$G_{12,UD}$Schubmodul der 1-2-Ebene eines UD-Verbundes
$G_{13,UD}$Schubmodul der 1-3-Ebene eines UD-Verbundes
G_F, K_FSchubmodul und Kompressionsmodul der Faser
G_I, G_{II}, GEnergiefreisetzungsrates: Mode-I, Mode-II und überlagert
G_{Ic}, G_{IIc}, G_ckritische Energiefreisetzungsrates: Mode-I, Mode-II und überlagert
G_{LT}Schubmodul in der Plattenebene des Verbundes
G_M, K_MSchubmodul und Kompressionsmodul der Matrix
G_c^{est}geschätzte kritische Energiefreisetzungsrates
H_1geometrieabhängiger Schadenstensor
L_0Einspannlänge
L_{ijkl}, M_{ijkl}Steifigkeits- und Nachgiebigkeitstensor
P_c^{est}geschätzte kritische Last vor Rissbeginn
P_gGewichtskraft
\bar{Q}reduzierte Steifigkeitsmatrix
R_m, R_d, R_bZug-, Druck- und Biegefestigkeit
T^ΩEigenspannungstensor

$T_{\varepsilon}, T_{\sigma}$	Transformationsmatrizen
V_{ges}	Gesamtvolumen einer Probe
$a_0, a_c, \Delta a$	effektive Anrisslänge, Rissfortschrittslänge, Risslängenänderung
b_c	Biegefaktor
b_{ond}	Länge einer Faserondulation
c_g	Abstand zwischen Trägerschwerpunkt und Krafteinleitung in die Probe beim MMB-Aufbau
d_F	Faserdurchmesser
d^i	Schädigungsfaktor der i -ten Entlastungsphase
d_{max}	maximaler Schädigungsfaktor
k'	Ausbreitungsrichtung der Schallwellen
l_o	Anfangsmesslänge
l_s	kritische Faserlänge bzw. Faserauszuglänge
m_{FL}	Flächengewicht einer Faserlage
m_c	Fitparameter
m_{cal}	Steigung der Kalibrierkurve für den MMB-Test
m_{ges}	Trockengesamtgewicht einer Probe
m_w	Weibullmodul
n_f	Anzahl aller belasteten Faser
n_l	Faseranzahl im Schädigungscluster
r_0	Außenradius der Grenzschicht
r_F	Faserradius
δ_c	Laserlänge der charakteristischen Faserzugfestigkeit
ε^*	Eigendehnung
ε_c	Versagensdehnung unter Druckbeanspruchung
ε^S	Störverzerrungsfeld
$\varepsilon_t, \varepsilon_b$	Totaldehnung, Bruchdehnung
ρ_F, ρ_M, ρ_W	Dichte von Faser, Matrix und Wasser
ρ_{ges}	Dichte des Verbundwerkstoffes
σ'_M	Matrixspannung bei Faserbruch

σ_c	charakteristische Faserzugfestigkeit
τ_m	Schubfestigkeit
$\varphi_{F\ krit}$	kritischer Fasergehalt
$\varphi_{F\ min}$	minimaler Fasergehalt
$\varphi_F, \varphi_M, \varphi_L$	Volumengehalt von Faser, Matrix und Porosität
Γ	prozessspezifischer Fitparameter
Θ	Rotationsmatrix
Ω	geometrisch bestimmter Einschluss
C, J	Steifigkeits- und Nachgiebigkeitsmatrix
D	elastische Biegematrix
E	Steifigkeit
F, F_{max}, F_{krit}	Kraft, Maximalkraft, kritische Last zur Risseinleitung
H, B, L	Probenhöhe, -breite, -länge
I	Einheitsmatrix, -tensor
L, L_{MMB}	Stützweite, halbe Stützweite beim MMB-Aufbau
N	Anzahl der Laminatschichten
P, Q	Schadenstensoren
S, \overline{S}_1^M	Eshelby-Tensor, modifizierter Eshelby-Tensor
Tt	Filamentfeinheit
V	homogenes, linear elastisch, unendlich ausgedehntes Gebiet
c	Hebelarmlänge beim MMB-Aufbau
m, m_{nass}	Probenmasse und Masse derselben Probe unter Wasser
p	Polarisationsrichtung der Schallwellen
v	Geschwindigkeit
α, β	Schädigungsparameter
δ, δ_{Bruch}	Durchbiegung, Durchbiegung bei Probenbruch
η	dynamische Viskosität
θ	Orientierungswinkel der Fasern
κ	Krümmung
λ, μ	Lamé-Koeffizienten

ν	Querkontraktionszahl
σ, σ_f	Nennspannung, Randfaserspannung
τ	Grenzflächenscherfestigkeit
χ	Grenzflächenschädigungsparameter

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	1
1.1	Motivation	1
1.2	Zielsetzung der Arbeit	2
2	Kenntnisstand.....	5
2.1	Definition der Verbundwerkstoffe	5
2.2	Abgrenzung der glasfaserverstärkten Kunststoffe und ihre Einsatzgebiete	6
2.3	Herstellungsverfahren RTM.....	7
2.3.1	Konventioneller RTM-Prozess.....	8
2.3.2	Compression-RTM-Prozess	11
2.3.3	Thermoplastischer RTM-Prozess	13
2.4	Grundlagen zu GFK-Bauteilen.....	16
2.4.1	Einzelkomponenten von RTM-Bauteilen.....	16
2.4.2	Die Grenzfläche zwischen Faser und Matrix.....	21
2.4.3	Mechanische Eigenschaften von GFK-Bauteilen	24
2.4.4	Rissausbreitung und Schädigungsentwicklung	33
2.5	Grundlagen der elastischen Festkörpermechanik.....	42
2.5.1	Spannungstensor und Verzerrungstensor	42
2.5.2	Linear elastische Materialien	43
2.5.3	Homogenisierung elastischer Matrixmaterialien mit elastischen Einschlüssen	45
2.5.4	Laminattheorie	48
3	Versuchswerkstoffe und Probengeometrien	51
3.1	Einzelkomponenten der untersuchten Verbundwerkstoffe	51
3.1.1	Verstärkungsfasern	51

3.1.2	Duroplastische Matrix des konventionellen und des Compression-RTM-Prozess	53
3.1.3	Thermoplastische Matrix des thermoplastischen RTM- Prozesses	53
3.2	Aufbau der Verbundwerkstoffe	54
3.3	Probengeometrien	55
3.3.1	Probengeometrie zur Strukturcharakterisierung der Versuchsplatten	56
3.3.2	Einzelfaserzugproben	56
3.3.3	Zugversuchproben	57
3.3.4	Druckversuchproben	59
3.3.5	Drei-Punkt-Biegeprobe	60
3.3.6	Probengeometrie Push-Out-Versuche	61
3.3.7	Probengeometrie zur Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates	62
3.4	Übersicht über die charakterisierten Probenvarianten	64
4	Experimentelle Durchführung	67
4.1	Konditionierung der Versuchswerkstoffe	67
4.2	Strukturcharakterisierung der Verbundwerkstoffe	67
4.2.1	Dichte	68
4.2.2	Faservolumengehalt	68
4.2.3	Porosität	69
4.3	Quasistatische Beanspruchung	70
4.3.1	Einzelfaserzugversuche	70
4.3.2	Zugversuche	70
4.3.3	Ermittlung der Querkontraktionszahl	72
4.3.4	Druckversuche	74
4.3.5	Drei-Punkt-Biegeversuche	74
4.4	Grenzflächencharakterisierung und Schädigungsverhalten	75
4.4.1	Grenzflächencharakterisierung	75
4.4.2	Interlaminare Schädigung	78

4.4.3	Schädigung unter Zugbeanspruchung.....	84
4.5	Mikrostrukturelle Untersuchungen.....	85
4.5.1	Lichtmikroskopische Untersuchungen	85
4.5.2	Elektronenmikroskopische Untersuchungen.....	86
5	Ergebnisse der mechanischen Untersuchungen	87
5.1	Grundcharakterisierung der Verbundwerkstoffe	87
5.1.1	Dichte	87
5.1.2	Faservolumengehalt	89
5.1.3	Porosität.....	90
5.2	Mechanische Charakterisierung.....	91
5.2.1	Zugversuche am Faserfilament.....	91
5.2.2	Matrix	94
5.2.3	RTM-Verbunde	101
5.3	Schädigungsentwicklung von RTM-Verbunden	110
5.3.1	Grenzflächenschädigung der Verbundwerkstoffe	110
5.3.2	Interlaminare Schädigung in Verbunden	116
5.3.3	Schädigung der Verbundwerkstoffe unter Zugbeanspruchung.....	124
6	Analytische Modellierung der mechanischen Eigenschaften	129
6.1	Quasistatische Beanspruchung	129
6.1.1	Modellierung der Zug- und Drucksteifigkeit	130
6.1.2	Modellierung der elastischen Biegeeigenschaften.....	145
6.1.3	Modellierung der Zugfestigkeit	150
6.1.4	Modellierung der Druckfestigkeit.....	157
6.2	Steifigkeitsdegradation durch Schädigung	163
6.2.1	Eingangsdaten der Modellierung	163
6.2.2	Prozessspezifische Schädigungsfunktionen	163
6.2.3	Schädigungskarten	166
7	Diskussion	171
7.1	Diskussion der mechanischen Eigenschaften	171

7.1.1	Charakterisierung der Verbundkomponenten	171
7.1.2	Strukturcharakterisierung der Verbundwerkstoffe	175
7.1.3	Mechanische Eigenschaften der Verbundwerkstoffe.	177
7.1.4	Schädigungsentwicklung der Verbundwerkstoffe	184
7.2	Abgleich der mechanischen Kennwerte aus Versuch und Berechnung	209
7.2.1	Elastische Zugeigenschaften	209
7.2.2	Elastische Druckeigenschaften.....	212
7.2.3	Elastische Drei-Punkt-Biegung	213
7.2.4	Zugfestigkeiten.....	216
7.2.5	Druckfestigkeiten	217
7.2.6	Schädigung unter Zugbeanspruchung	218
7.3	Werkstoff- und Prozessvergleich	222
7.3.1	Elastische Verbundeigenschaften	222
7.3.2	Festigkeitswerte der Verbundwerkstoffe	227
7.3.3	Schädigungsentwicklung der Verbundwerkstoffe	229
8	Zusammenfassung.....	233
	Literaturverzeichnis	237

1 Einleitung

1.1 Motivation

Der kontinuierlich ansteigende Druck auf die Industrie – zur Einsparung von Energie und Kosten – immer leichtere Strukturbauteile bei gleichbleibender Festigkeit zu produzieren, sorgt stetig für die Zunahme der Anforderungen, die an Leichtbaulösungen gestellt werden [1]. Dies zeigt sich insbesondere durch das schnelle Marktwachstum des Leichtbausektors und die zunehmende Bandbreite der Werkstoffpaarungen von Verbundwerkstoffen innerhalb der letzten Jahrzehnte. Es stellen sich somit allerdings nicht nur neue Fragen bezüglich der mechanischen Eigenschaften der Verbundwerkstoffe. Auch der Einfluss der für die Herstellung entwickelten Fertigungsverfahren auf die Verbundeigenschaften ist mit zu berücksichtigen. Zusätzlich ist dem wirtschaftlichen Aspekt große Bedeutung zuzuschreiben, da gerade im Bereich der Hochleistungsverbundwerkstoffe zumeist aufwendige Fertigungsverfahren zum Einsatz kommen. Dennoch konnten sich diese in den letzten Jahren in Kleinserien etablieren. Für den Einsatz von Verbundwerkstoffen in großen Stückzahlen besteht jedoch noch Optimierungsbedarf vor allem hinsichtlich der Taktzeiten. Somit werden fortlaufend Weiterentwicklungen der bereits existierenden Fertigungsprozesse zur Erhöhung der Wirtschaftlichkeit vorangetrieben.

Folglich stellt sich die Frage, welchen Einfluss ein modifizierter Fertigungsprozess, verglichen mit einer konventionellen Fertigungsroute, auf die Eigenschaften eines Verbundwerkstoffes besitzt.

1.2 Zielsetzung der Arbeit

Zur Etablierung von Fertigungsprozessen zur Herstellung von Hochleistungsverbundwerkstoffen in Großserien werden im Rahmen dieser Arbeit Verbundwerkstoffe betrachtet, die durch modifizierte Fertigungsstrategien des konventionellen Resin Transfer Molding (RTM)-Verfahrens hergestellt wurden. Für eine spätere Prozessbewertung werden hierzu die mechanischen Eigenschaften der Verbundwerkstoffe unter quasistatischer Belastung gemessen und sowohl materialbezogen als auch prozessbezogen diskutiert sowie abschließend mit dem konventionellen RTM-Prozess abgeglichen.

Zur Generierung einer Vergleichbarkeit der verschiedenen Verbundwerkstoffe wird für alle Fertigungsprozesse die gleiche Verstärkungsphase mit identischem geometrischem Aufbau verwendet. Diese besteht aus E-Glasfasern. Die Matrix hingegen ist prozessabhängig und wird entsprechend variiert. Da jedoch Schwankungen der Plattendicke und damit auch des Verstärkungsgehaltes herstellungsbedingt nicht auszuschließen sind, erfolgt der Vergleich der verschiedenen Herstellungsprozesse mittels einer analytischen Modellierung gemäß der schematischen Darstellung nach Abbildung 1.1. Hierbei werden die elastischen Eigenschaften sowie das Schädigungsverhalten mittels der linear elastischen Materialgesetze berechnet. Für die Betrachtung der Versagensgrenzen werden gängige Schädigungsmodelle auf die jeweiligen Verbundwerkstoffe adaptiert und mit den verschiedenen Verbundplatten abgeglichen. Zur Generierung der für die analytische Modellierung notwendigen Eingangsdaten werden neben den geometrischen Randbedingungen der verschiedenen Verbundplatten ebenfalls die mechanischen Kennwerte der Ausgangskomponenten ermittelt. Nach erfolgreichem Abgleich der ermittelten mechanischen Kennwerte mit den berechneten Kenngrößen auf Chargenebene können anschließend Einheitsplatten mit exakt gleicher Plattengeometrie berechnet werden. Die somit erhaltenen Unterschiede werden abschließend auf

Prozessebene diskutiert und die jeweiligen Potenziale der verschiedenen Fertigungsprozesse aufgezeigt.

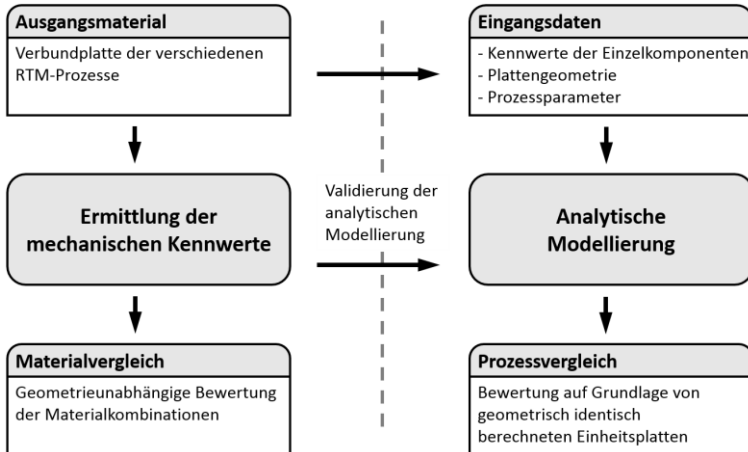


Abbildung 1.1

Charakterisierungsansatz des Material- und Prozessvergleichs

Generell ist zu beachten, dass nicht jeder Werkstoffkennwert zwangsläufig von der makroskopischen Geometrie beeinflusst wird. Diese Kennwerte wie zum Beispiel die Grenzflächeneigenschaften oder das interlaminaire Schädigungsverhalten werden auf Probenebene prozessbezogen diskutiert. Alle makroskopisch ermittelten Kennwerte, die durch die Plattenabmessungen beeinflusst werden, werden prozessbezogen auf Grundlage von analytisch berechneten Kennwerten diskutiert.

2 Kennnisstand

2.1 Definition der Verbundwerkstoffe

Im allgemeinsten Fall können Verbundwerkstoffe mittels der folgenden Definition nach [2] beschrieben werden:

„Verbundwerkstoffe sind makroskopisch quasihomogene Werkstoffe, die aus zwei oder mehr ineinander nicht löslichen Komponenten (Phasen) bestehen.“

Somit wird auch der Unterschied zwischen den Verbundwerkstoffen und Werkstoffverbunden deutlich, da Werkstoffverbunde bei makroskopischer Betrachtung eine erkennbare Funktionstrennung der einzelnen groben Phasen aufweisen. Hintergrund zur Erzeugung eines Verbundwerkstoffes ist es, Eigenschaften zu erzielen, die durch einzelne Komponenten nicht erreicht werden können. Hierbei wird eine Phase als Matrix definiert, die mit einer zweiten (oder mehreren) Phase(n) versehen wird. Bei diesen Phasen wird grundsätzlich zwischen Füllstoffen und Verstärkungsstoffen unterschieden. Während Füllstoffe hauptsächlich den Aufgaben der Kostenreduktion, der Manipulation der Dichte oder auch der Beeinflussung der thermischen und elektrischen Eigenschaften dienen, werden Verstärkungsstoffe gezielt zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften eingesetzt. Gerade bei den Verstärkungsstoffen hat die Geometrie der Verstärkungsphase werkstoffunabhängig einen großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften [2].

Im Allgemeinen werden die Verbundwerkstoffe nach dem verwendeten Matrixmaterial unterschieden. Daher kann diese Unterteilung anhand der

Werkstoffhauptgruppen erfolgen und gliedert sich somit in die folgenden drei Gruppen [3]:

- Polymer Matrix Composites (PMC)
- Metal Matrix Composites (MMC)
- Ceramic Matrix Composites (CMC)

Innerhalb dieser Hauptgruppen der Verbundwerkstoffe ist die Bandbreite der verschiedenen Verbundwerkstoffkombinationen nahezu unbegrenzt.

2.2 Abgrenzung der glasfaserverstärkten Kunststoffe und ihre Einsatzgebiete

Im Bereich des strukturellen Leichtbaus haben sich vor allem wegen der geringen Dichte der Matrix die PMCs etablieren können. Hierbei wird zum Erhalt von guten mechanischen Eigenschaften eine Verstärkungsphase benötigt, die gerade für Hochleistungsbauteile in Faserform vorliegt. Dies folgt aus der Möglichkeit, maßgeschneiderte Eigenschaften durch eine belastungsoptimierte Faserarchitektur einzustellen [1].

Glasfasern stellen zum aktuellen Zeitpunkt nach wie vor den größten Anteil als Verstärkungsphase von PMC-Hochleistungsbauteilen. Zwar bieten beispielsweise Kohlenstofffasern bessere mechanische Eigenschaften bezogen auf die Masse, allerdings ist das Preis-/Leistungsverhältnis von glasfaserverstärkten Polymeren aufgrund der günstigeren Glasfaserproduktion in vielen Anwendungsgebieten wirtschaftlicher [3]. Für eine Betrachtung wirtschaftlicher PMC-Fertigungsprozesse in Großserien stellt daher die Anwendbarkeit mit Glasfasern als Verstärkungsphase ein wichtiges Kriterium dar.

Eine der ersten bedeutsamen wirtschaftlichen Anwendung von glasfaserverstärkten Kunststoffen (GFK) war die Herstellung von transparenten

Wellplatten und -bahnen aus glasfaserverstärktem Phenolharz. Diese Ende der 1930er-Jahre in den USA vorangetriebene Entwicklung bildete den Grundstein der modernen GFK-Bauteile. In der heutigen Zeit werden glasfaserverstärkte Kunststoffe bei Weitem nicht nur in der Bauwirtschaft, sondern ebenfalls in weiten Bereichen der Luft- und Raumfahrt, des Fahrzeugbaus und des Maschinenbaus verwendet [4]. Die Produktvielfalt reicht hierbei von großflächigen Bauteilen wie zum Beispiel Bootsrümpfen die in Kleinserien hergestellt werden, bis zu kleiner dimensionierten Bauteilen. Diese werden bereits vereinzelt, wie beispielsweise in der Fahrzeugindustrie, in Großserien eingesetzt [1]. Als Matrixmaterial kommen derzeit Duroplaste, Thermoplaste und Elastomere zum Einsatz [4].

2.3 Herstellungsverfahren RTM

Faserverbundwerkstoffe können durch unterschiedlichste Fertigungsverfahren hergestellt werden. Generell können diese Verfahren in sechs Hauptgruppen unterteilt werden. Es wird zwischen der Autoklaventechnik, den Pultrusionsverfahren, der Wickel- und Legetechnik, den Schleuderverfahren, den Pressverfahren und den Harzinjektionsverfahren unterschieden, die je nach Materialkombination, Bauteilgeometrie und Stückzahl zur Herstellung angewendet werden [5].

Gerade die Harzinjektionsverfahren (Liquid Composite Molding, LCM) gewinnen durch ihre große Anpassungsfähigkeit an unterschiedliche Anforderungen, durch die Herstellung von endkonturnahen Bauteilen mit guten Oberflächenqualitäten sowie durch die Möglichkeit, komplexe Formen herzustellen, zunehmend an Bedeutung [5, 6]. Alle LCM-Verfahren verbindet das Injizieren einer Matrixkomponente in flüssiger Form in eine mit Verstärkungselementen bestückte Kavität durch Erzeugung eines Druckgefäl-

les zwischen der Injektionsseite und der Werkzeugform [7]. Durch die Separierung des Preformings der Verstärkungselemente entsteht hierbei ein großer ökonomischer Vorteil bezüglich der Taktzeiten [8].

Innerhalb der LCM-Verfahren finden sich das Resin Transfer Molding (RTM) und das Structural Reaction Injection Molding (SRIM) [9]. Die Hauptunterschiede sind hierbei der Zeitpunkt der Polymerisationsaktivierung sowie die dafür nötigen Infiltrationsdrücke [10]. Dies hat vor allem Einfluss auf die Werkzeugkosten und Infiltrationszeiten [11].

Aufgrund der hohen Anpassbarkeit der LCM-Verfahren wurden in den letzten Jahren immer neue Varianten der RTM- und SRIM-Fertigungsverfahren entwickelt, wie beispielsweise das Vacuum Assisted Resin Transfer Molding (VARTM), bei dem die Harzinfiltration unter Vakuum erfolgt [12], oder der Seemann Composites Resin Infusion Molding Process (SCRIM) [13], bei dem die Infiltration durch in der Kavität positionierte Polymerlayer erleichtert wird. Eine weitere Variante ist das Thermal Expansion RTM (TERTM) [5, 14] zur Herstellung von Sandwichstrukturen durch Einbringen eines thermo-elastischen Kernmaterials, was während der thermischen Aktivierung der duroplastischen Matrix die Preform verdichtet. Auch kann das Differential Pressure RTM (DPRM) [5] genannt werden, bei dem durch ein gesteuertes Vakuum an der flexiblen Werkzeuoberseite die Permeabilität bei der Infiltration und der spätere Faservolumengehalt durch nachträgliches Pressen eingestellt werden kann. Für das spätere Aushärten wird jedoch ein Autoklav benötigt, was einen wirtschaftlichen Einsatz nur in Kleinserien ermöglicht.

2.3.1 Konventioneller RTM-Prozess

Beim RTM-Verfahren wird in das Werkzeug eine zuvor drapierte Preform eingelegt und die Kavität anschließend geschlossen, sodass ein beidseitiger

Kontakt der Preform mit der Form entsteht. Als Matrix werden duroplastische Harzsysteme gewählt, deren Komponenten (Harz und Härter) getrennt gelagert und vor der Injektion in die Kavität mittels eines Rührwerks vermischt werden. Die darauffolgende Infiltration erfolgt für gewöhnlich bei geringem Druck von bis zu 7 bar, einer Werkzeugtemperatur von 100 °C sowie einer Harztemperatur von 60 °C, weshalb kostengünstigere Werkzeuge eingesetzt werden können. Somit tränkt das Harz die Gewebematten, bis die Kavität vollständig gefüllt ist. Über Auslassventile am Ende der Fließwege kann die verdrängte Luft entweichen [6, 15, 16, 17, 1]. Die Polymerisation wird thermisch aktiviert und verläuft anschließend exotherm [18]. Nach der Polymerisation wird das Werkzeug geöffnet und das erzeugte Bauteil durch die Auswerferstifte von der Form gelöst [11]. Dieses Vorgehen wird in Abbildung 2.1 schematisch beschrieben.

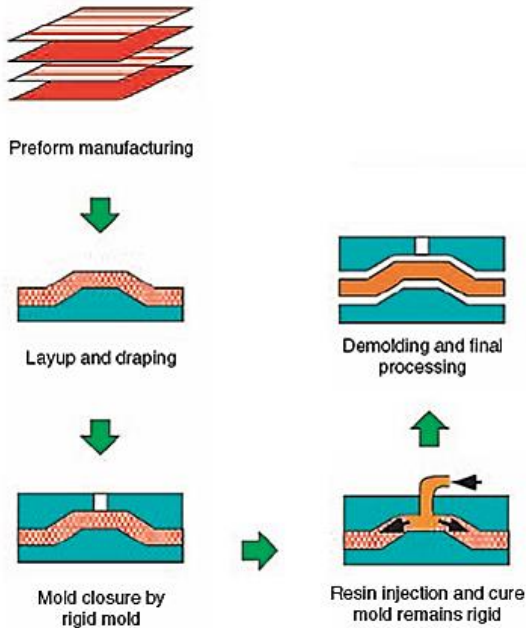


Abbildung 2.1

Schematischer RTM-Prozessablauf [19]

Die ersten Ideen zum RTM-Prozess entstanden bereits in den 1950er-Jahren, wurden jedoch bis auf einige unbedeutendere Ausnahmen erst in den 1980er-Jahren in der Flugzeugbranche industriell eingesetzt [20]. Ein Mangel an Wissen um die Vorgänge im Werkzeug erschwerte zunächst eine Optimierung der Form. Die damit verbundenen Unsicherheiten im Prozess und eine eher empirischen Optimierung standen dem vermehrten Einsatz im Weg [21]. Daher wurde der Fokus der Prozessoptimierung zunächst auf die Beschreibung der Formfüllvorgänge mittels Infiltrationssimulationen gelegt, um die Porosität der Bauteile sowie deren Infiltrationszeit zu verringern [22, 23, 24, 25, 26]. Mitte der 1990er-Jahre wurden somit erste

Großserieneinsätze bewerkstelligt mit Stückzahlen von 100 Stk./Tag bis max. 800 Stk./Tag [27].

Durch die Verwendung von hochviskosen und nur schwach reaktiven Harzen verursachen RTM-Prozesse jedoch mitunter lange Prozesszeiten. Die Injektionszeit beim RTM-Prozess ist stark bauteil- und geometrieabhängig und kann über 15 Minuten betragen [28]. Lange Fließwege und hohe Fasergehalte senken maßgeblich die Infiltrationsgeschwindigkeit. Um diesen Problematiken entgegenzuwirken, besteht die Möglichkeit, höhere Injektionsdrücke und/oder höhere Temperaturen zu verwenden [29]. Daher werden mittlerweile Hochdruck-RTM-Anlagen mit Werkzeuginnendrücken von bis zu 80 bar verwendet [30]. Dies bedeutet allerdings auch die Verwendung von hochwertigen Werkzeugen, die deutlich höhere Kosten verursachen [11].

Moderne RTM-Anlagen besitzen eine Kapazität von bis zu 1000 Bauteilen pro Tag [16]. Durch weitere Optimierung der Fließgeschwindigkeit des Harzes konnten die Infiltrationszeit und die Qualität weiter verbessert werden [31]. Des Weiteren können Faservolumengehalte von über 60 % bei gleichzeitig guter Oberflächenqualität und geringem Porengehalt erreicht werden [1]. Dennoch ist die Anwendung in der Großserie mitunter wegen der Infiltrationszeiten als schwierig zu betrachten [30].

2.3.2 Compression-RTM-Prozess

Das Compression-RTM-Verfahren (CRTM) beruht grundlegend auf dem konventionellen RTM-Prozess. Die Weiterentwicklung besteht in der Verkürzung der Infiltrationszeit. Im Gegensatz zum RTM-Prozess wird beim CRTM die Kavität nicht vollständig geschlossen, bevor die geeignete Menge des Harz/Härter-Gemischs in die Kavität injiziert wird. Erst danach wird das Werkzeug vollständig geschlossen und die Preform vollständig entlang der Bauteildicke infiltriert [32]. Somit ändert sich die Hauptinfiltrationsrichtung

und erfolgt nicht entlang der gesamten Preform, sondern in Richtung der Bauteildicke. Anders als beim Vacuum Assisted Resin Transfer Molding (VARTM) und dem Seemann Composites Resin Infusion Molding Process (SCRIM) kann hierbei auf die Einbringung von porösen Verteilermatten verzichtet werden, da der Spalt zwischen Preform und Werkzeugwand die Gesamtpermeabilität drastisch senkt [33]. Während das Harz bei der Injektion durch den Spalt fließt, wird die Preform ebenfalls schon teilweise infiltriert. Somit kann mit geringem Injektionsdruck eine schnelle Infiltration erreicht werden [34, 35]. Über den Verfahrenweg der Presse wird letztlich die gewünschte Bauteildicke eingestellt [33, 36]. Abbildung 2.2 verdeutlicht den schematischen Ablauf des CRTM-Prozesses.

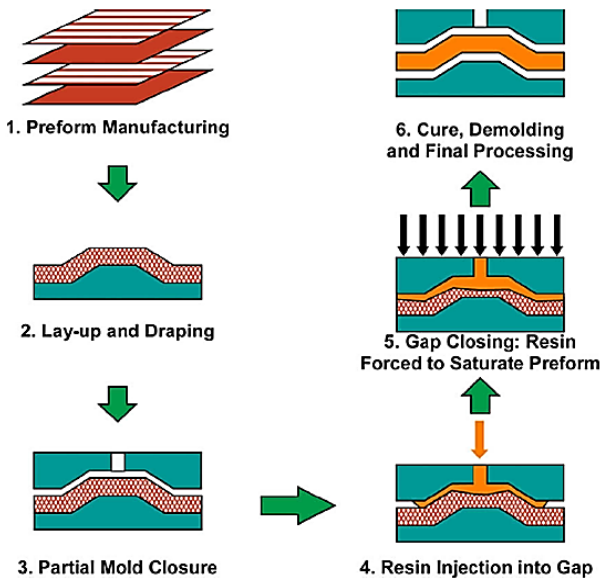


Abbildung 2.2

Schematischer CRTM-Prozessablauf [37]

Durch die komplexere Prozessführung ist die Wahl der verschiedenen Prozessparameter von großer Bedeutung. Hierbei sind die Harztemperatur sowie die Presskraft wichtige Faktoren für die Bauteilqualität und die mechanischen Eigenschaften [38, 39, 40]. Typische in der Literatur verwendete Prozessparameter sind Schließgeschwindigkeiten der Presse von 5 bis 100 mm/min, harzbedingte Werkzeugtemperaturen von 25 bis 130 °C, Injektionsdrücke von 1 bis 6 bar, Spaltbreiten von 0 bis 20 mm sowie Kompressionsdrücke von 1 bis 60 bar [17, 38, 40, 41, 42]. Da während der Harzinjektion die Preform schon teilweise infiltriert wird, stellen sich zusätzlich neue Fragen bezüglich der Formfüllung [42]. Diese wurden zunächst experimentell [34] und in späteren Arbeiten durch numerische Formfüllsimulationen beschrieben [19, 43, 44]. Das CRTM-Verfahren zählt mittlerweile zu den leistungsfähigsten RTM-Verfahren, bedingt durch die hohe Bauteilqualität und die kurzen Zykluszeiten.

2.3.3 Thermoplastischer RTM-Prozess

Das thermoplastische RTM-Verfahren (TRTM) wird maßgeblich am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT) entwickelt mit dem Ziel, die RTM-Prozesstechnologie auch für thermoplastische Matrixmaterialien anzuwenden. Hierbei wird grundlegend auf die Technologie der Reaction Injection Molding (RIM)-Prozesse [45, 46] und der Structural Reaction Injection Molding Verfahren (SRIM)-Prozesse [18] zurückgegriffen. Anders als bei den duroplastischen RTM-Prozessen werden hier mischungsaktivierbare Matrixsysteme verwendet, wodurch bei Kontakt mit den Einzelkomponenten die Polymerisation direkt beginnt [18].

Als Matrix im Verbundwerkstoff dient ein hochreaktives anionisches Gusspolyamid 6. Als Ausgangskomponenten werden hierfür zwei ϵ -Caprolactam Schmelzen verwendet, die durch Hochdruckinjektion in einem Mischkopf vermengt werden und anschließend in die mit einer Faserpreform gefüllte, vollkommen geschlossene, Kavität injiziert wird. Dazu muss

der Mischkopf eine turbulente Strömung erzeugen, was die Durchmischung der Einzelkomponenten zur Folge hat, siehe Abbildung 2.3.

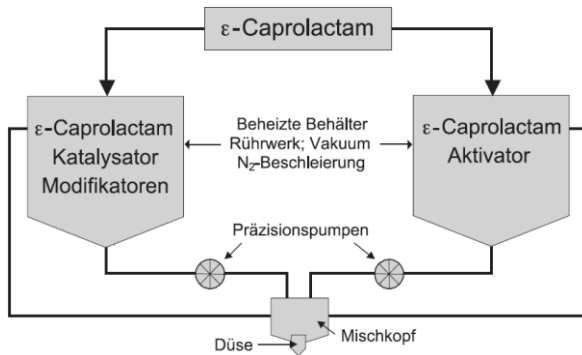


Abbildung 2.3

Schmelzaufbereitungs- und Dosieranlage für PA-Gussysteme [47]

Für eine vollständige Infiltration der Preform müssen die Ausgangsstoffe aufgrund ihrer hohen Reaktivität eine sehr geringe dynamische Viskosität η aufweisen. Im Gegensatz zu den gebräuchlichen Harzen der RTM-Verfahren mit $\eta_{RTM} = 0,7 - 1,0 \text{ Ns/m}^2$ beträgt die Viskosität bei den SRIM-Verfahren lediglich $\eta_{SRIM} = 0,15 - 0,25 \text{ Ns/m}^2$ bei Raumtemperatur. Ab Temperaturen von ca. $100 \text{ }^\circ\text{C}$ kann die dynamische Viskosität sogar auf $\eta_{SRIM} < 0,01 \text{ Ns/m}^2$ abfallen [29]. Somit lassen sich Injektionszeiten von wenigen Sekunden [11] und vollständige Formzeiten von nur 1,5 Minuten erreichen [48]. Beim unverstärkten Reaction Injection Molding betragen die Injektionsdrücke in der Kavität nur $0,2 - 1,5 \text{ bar}$ [49]. Diese können beim SRIM jedoch auf ein Vielfaches ansteigen. Dementsprechend kommen bei den SRIM-Verfahren stabilere Werkzeuge zum Einsatz [11]. Aufgrund des hohen Optimierungsbedarfs dieser Prozesstechnik, um Bauteile von hoher Qualität und mit guten mechanischen Eigenschaften herstellen zu können, werden seit Jahren prozessoptimierende Simulationsmodelle entwickelt. So werden neben dem Fließverhalten während der Infiltration [50] auch wichtige

Prozessparameter wie zum Beispiel die Werkzeugform, die Fließgeschwindigkeit, der Injektionsdruck, die Platzierung der Injektionsdüsen und der Luftauslassventile mittels Simulationen optimiert [46, 51, 52]. Mit dem SRIM-Verfahren werden unterschiedliche Polymere, Epoxidharze, Polyamide und Polyester verarbeitet. Den größten Anteil besitzen jedoch die Polyurethane [53]. Ebenfalls wurden bereits umfangreiche Optimierungsstudien der SRIM-Technologie mit einer Polyamid-6-Matrix veröffentlicht [54, 55].

Im Falle des TRTM-Prozesses wird ϵ -Caprolactam als Hauptkomponente verwendet und mit einem Katalysator sowie mit einem Aktivator im Mischkopf vermennt. Über eine anionische Polymerisation entsteht der Matrixwerkstoff aus Polyamid 6. Die einzelnen Komponenten werden separat bei 112 °C gelagert und vor der Vermischung auf 120 °C erhitzt. Die Kavität selbst wird für optimale Polymerisationsbedingungen auf 155 °C vorgeheizt [56]. Unmittelbar vor der Injektion wird eine auf 80 °C vorgewärmte Glasfaserpreform in die Kavität eingelegt, da für eine gute Bauteilqualität der Temperaturunterschied zwischen der Preform und dem injizierten Polymer möglichst gering zu wählen ist [57]. Da die Injektion volumengesteuert ist, kann der Druck in der Kavität variieren. Beobachtet werden Drücke von 8-16 bar. Zudem kommt es im Rahmen der Polymerisation und der Kristallisation zu zwei zeitlich versetzten Temperaturmaxima von ca. 170-175 °C [58]. Während die Werkzeugtemperatur benutzt werden kann, um die Polymereigenschaften einzustellen [59], kann zusätzlich über die Wahl von Art und Menge des für die Polymerisation notwendigen Aktivators und Katalysators die Polymerisationsgeschwindigkeit stark beeinflusst werden [60].

2.4 Grundlagen zu GFK-Bauteilen

Die mechanischen Eigenschaften von glasfaserverstärkten Kunststoffen (GFK) unterscheiden sich in der Regel stark von den weit verbreiteten homogenen und isotropen Konstruktionswerkstoffen [61]. GFKs, die mittels der vorgestellten RTM-Verfahren hergestellt werden, besitzen üblicherweise eine Lang- und/oder Endlosfaserverstärkung [6]. Diese Werkstoffe zeichnen sich durch eine inhomogene und anisotrope Eigenschaftscharakteristik aus. Eine Inhomogenität bedeutet hierbei, dass die mechanischen Eigenschaften des Verbundwerkstoffes abhängig von der Position im Bauteil sind. Dies ist üblicherweise durch die unterschiedlichen Schichten innerhalb des GFK gegeben. Eine Anisotropie hingegen beschreibt eine Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften innerhalb eines bestimmten Punktes im GFK, was auf den Aufbau der einzelnen Schichten zurück zu führen ist [61]. Die mechanischen Eigenschaften eines faserverstärkten Kunststoffes selbst sind stark von den verwendeten Einzelkomponenten abhängig [2]. Im Weiteren wird jedoch nur auf die Eigenschaften von glasfaserverstärkten Kunststoffen (GFK) eingegangen.

2.4.1 Einzelkomponenten von RTM-Bauteilen

2.4.1.1 Glasfasern als Verstärkungsphase

Glasfasern besitzen den größten Marktanteil im Bereich der Verstärkungsfasern. Dies ist begründet durch die guten spezifischen mechanischen Eigenschaften, die kurzen Prozesszeiten bei der Herstellung und die generell kostengünstige Herstellung [62]. Unter den Glasfasern haben sich die E-Glasfasern in der Produktion von Verbundwerkstoffen mit einem Marktanteil von 90 % weitestgehend durchgesetzt [63]. Dieser Trend ist ebenfalls bei Hochleistungsverbunden wie den RTM-Bauteilen zu finden [7].

Typische Einzelfasernennendurchmesser betragen 5-24 μm [4] inklusive einer schützenden Schlichte, die ebenfalls als Koppler für die Faser-Matrix-Anbindung fungiert [5]. Für RTM-Anwendungen werden diese Einzelfilamente in der Regel zu Faserhalbzeugen, auch Preforms genannt, weiterverarbeitet [64]. Preforms werden generell anhand ihres Aufbaus zwischen uniaxialen Garnen mit unterschiedlicher Verdrehung, bi-, tri- oder multiaxialen Verstärkungsmatten unterschieden. Hierbei ist jedoch zu beachten, dass Verstärkungsmatten immer aus uniaxialen Garnen bestehen [65].

E-Glas selbst ist ein amorpher Festkörper mit isotropen Eigenschaften und besteht neben SiO_2 aus Al_2O_3 , MgO , CaO sowie weiteren Metalloxiden [66]. Die mechanischen Kennwerte von E-Glasfasern werden mit einem Elastizitätsmodul von 73 GPa, einer Zugfestigkeit von 3400 MPa (direkt nach der Fertigung) und einer Dichte von $2,6 \text{ g/cm}^3$ angegeben [2]. Bei der Verwendung von Fasern wird jedoch der Effekt der spezifischen Festigkeit genutzt. Danach steht aufgrund der Defektwahrscheinlichkeit die statistische Festigkeit im Zusammenhang mit dem belasteten Volumen [67]. Somit existiert eine Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften sowohl vom Faserradius als auch von der Faserlänge, da hierbei ebenfalls die statistische Ausfallwahrscheinlichkeit verändert wird [68].

2.4.1.2 Epoxidharz als Matrixwerkstoff

Epoxidharze gehören zu der Hauptgruppe der duroplastischen Polymere. Auch wenn die Duroplasten als Matrixwerkstoff im Bereich der Faserverbundtechnologie marktführend sind [5], bilden sie nur einen vergleichsweise kleinen Teil der Kunststoffe [69]. Epoxidharze gehören zu den Polyaddukten und basieren damit in ihrer Entstehung auf dem Prinzip der Polyaddition, bei der sich während der Aushärtung keine flüchtigen Bestandteile abspalten. Durch die reaktionsfreudige Epoxidgruppe in Form des Dreierings (Abbildung 2.4) besteht eine Vielfalt an Herstellungsverfahren für Epoxidharze. Die genauen chemischen Strukturen gehören zum Know-how der Zulieferer und sind somit nicht bekannt. Dieser Term wird

nachfolgend mit einem „R“ in der chemischen Strukturgleichung bezeichnet. Generell kann aber bei Epoxidharzen von einer allgemeinen Umsetzungsgleichung auf Basis von Bisphenol A nach Abbildung 2.4 ausgegangen werden [47].

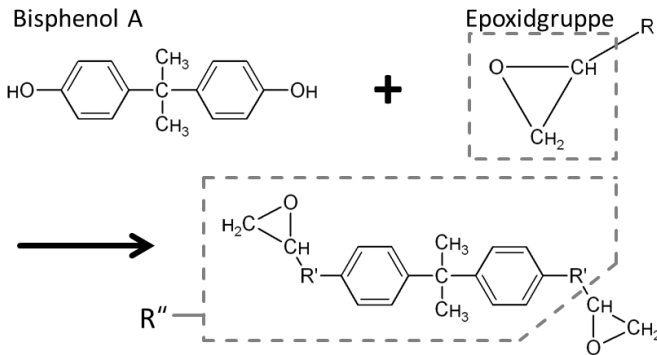


Abbildung 2.4

Allgemeine Synthetisierung von gebräuchlichen Epoxidharzen

Das eigentliche Epoxidharz muss jedoch zum Erhalt eines Feststoffes mit einem Härtungsmittel zu einer Polyaddition gebracht werden. Generell kann zwischen Kalt- und Warmhärtern unterschieden werden. Im Allgemeinen ist jedoch festzuhalten, dass mit steigender Temperatur die Härtingszeit zunehmend verkürzt wird [47]. In dem in dieser Arbeit verwendeten Epoxidharz wird Diethylentriamin als Härter verwendet [70], der ein engmaschiges Netz durch primäre und sekundäre Amin-Reaktionen erzeugt [71], wie in Abbildung 2.5 dargestellt.

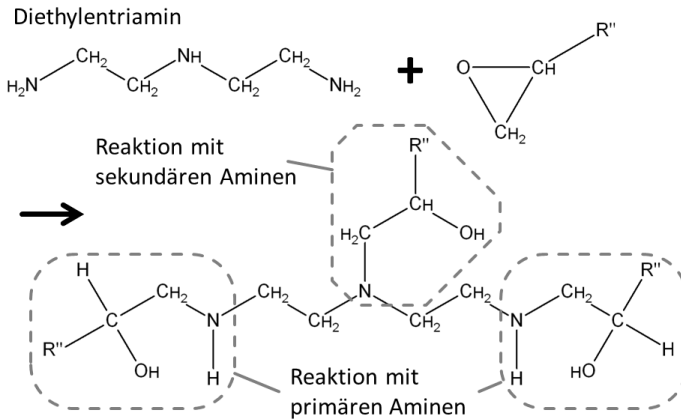


Abbildung 2.5

Amin-Härtung des im KRTM und CRTM verwendeten Epoxidharzes [71]

Die Reaktionsgeschwindigkeit ist maßgeblich von der Temperatur abhängig [72]. Aber auch die Wahl des Härtungsmittels selbst ermöglicht ein Beschleunigen oder Verzögern des Härtungsverlaufs bei verschiedenen Temperaturen [73]. Epoxidharze besitzen generell eine geringe Schwindung während der Härtung. Um die Schwindungsvorgänge gemäß [74] gering zu halten, ist auf eine geringe Geliertemperatur und eine darauffolgende langsame exotherme Reaktion zu achten. Dies steht jedoch meist im Widerspruch mit den hochreaktiven und schnellaushärtenden Harzsystemen, die für geringere Belegungszeiten im Werkzeug sorgen. Generell kann bei Epoxidharzen im Vergleich zu anderen Polymeren von hoher Füllbarkeit, geringer Schwindung, geringer Mikroporosität, hoher Resistenz gegen Chemikalien, hoher Festigkeit, hoher Formbeständigkeit und von einem guten Alterungsverhalten gesprochen werden [47]. Diese Eigenschaften verdanken die Epoxidharze dem duroplastischen Aufbau, in dem der gesamte Formstoff praktisch ein vollständig vernetztes „Makromolekül“ darstellt. Aufgrund dieses Aufbaus sind Epoxidharze auch nicht schmelzbar [69].

2.4.1.3 Gusspolyamid 6 als Matrixwerkstoff

Für den Einsatz von thermoplastischen Matrixwerkstoffen in GFKs werden Polykondensationsreaktionen benötigt, die während der Infiltration extrem niederviskos und dennoch schnellhärtend sind. Diese Eigenschaften besitzt das Gusspolyamid 6 (PA 6-G), das bei RIM-Verfahren sowie dem TRTM-Verfahren verwendet wird.

Hierbei wird mit einer aktivierten anionischen Polymerisation im Zweikomponentenverfahren gearbeitet. Das ϵ -Caprolactam wird durch einen Aktivator und einen Katalysator zu einer Ringöffnungspolymerisation gemäß Abbildung 2.6 gebracht. Diese Lactam-Polymerisation bietet durch die Auswahl von entsprechenden Aktivatoren und Katalysatoren eine flexible Anpassung der Materialeigenschaften [75]. Allgemein können PA-6-G-Systeme deutlich unterhalb ihres späteren Schmelzpunktes (nach der in-situ-Reaktion) synthetisiert werden [47]. Die Polymerisation verläuft dabei exotherm [76], wobei sich eine Starttemperatur von 150 °C als optimal herausgestellt hat [77].

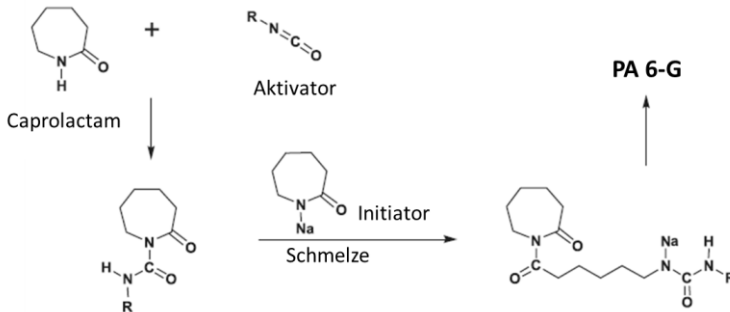


Abbildung 2.6

Ringöffnungspolymerisation von ϵ -Caprolactam [47]

Ein vollständig polymerisiertes PA 6-G liegt als teilkristalliner Thermoplast vor. Im Vergleich zu hydrolytisch kondensiertem PA 6 besitzt PA 6-G eine

höhere Kristallinität und ein extrem hohes Molekulargewicht. Daher kann selbst bei einer Wärmebeanspruchung trotz der generellen Kriechneigung von Thermoplasten von einer hohen Standfestigkeit und Steifigkeit gesprochen werden. Auch sind das Impactverhalten und die Bruchdehnung deutlich höher [78]. Zu beachten ist jedoch, dass es bei der Polymerisation zu PA 6-G zu einer Volumenschwindung von 15 % kommt, was in der späteren Bauteil- und Werkzeugformauslegung zu berücksichtigen ist [47]. Ebenso besteht auch beim teilkristallinen PA 6-G die Möglichkeit, Wasser in den amorphen Bereichen einzulagern. Dadurch besitzen Polyamide die Eigenschaft der reversiblen Feuchtigkeitsaufnahme und Abgabe, die die mechanischen Eigenschaften stark beeinflusst. Beim PA 6-G liegt die Wasseraufnahme im Sättigungszustand bei 6,5 – 7,5 % [47].

2.4.2 Die Grenzfläche zwischen Faser und Matrix

Die mechanischen Eigenschaften eines Verbundwerkstoffes werden maßgeblich von den Grenzflächeneigenschaften beeinflusst [79]. Um das Potenzial des Verbundwerkstoffes auszuschöpfen, ist daher auf eine homogene Kraftübertragung zwischen Faser und Matrix zu achten. Dafür ist eine lückenlose Kontaktzone nötig, um Spannungsspitzen zu vermeiden. Ebenso ist die gute Haftung zwischen Faser und Matrix von großer Wichtigkeit [80]. Somit können auch verschiedene Prozesse die Grenzflächeneigenschaften trotz gleichen Materialsystems entscheidend beeinflussen.

Zur Erklärung, welche unterschiedlichen Effekte theoretisch bei der Anbindung zwischen zwei verschiedenen Materialien existieren, können zusätzlich zu einer chemischen Bindung Reibungseffekte, Diffusion von langen Kettenmolekülen in Polymeren, elektrostatische Einflüsse und die physikalische Stabilisierung durch Energiefreisetzung bei der Schaffung einer Grenzfläche genannt werden [81]. Als wichtigste Vertreter sind jedoch die chemische Bindung und mechanische Einflüsse zu nennen [80, 82]. Die

restlichen Mechanismen spielen eine untergeordnete Rolle. Eine chemische Anbindung liegt allerdings nicht direkt zwischen einer Glasfaser und der Polymermatrix vor, sondern wird über eine aufgebrauchte Zwischenschicht (Schlichte) vermittelt [83]. Diese Haftvermittler reagieren mit der Glasfaseroberfläche und bilden dadurch ein dreidimensionales mantelartiges Siloxan-Netzwerk [83, 84]. Die Anbindung an die polymere Matrix geschieht entweder durch eine direkte Reaktion mit dem Harz [82] oder durch eine Interdiffusion [5], was tendenziell bei langkettigen Thermoplasten beobachtet wird. Aufgrund der Interaktion zwischen den Glasfasern und der Matrix wird in vielen Fällen nicht von einer einzelnen Grenzfläche, sondern von der Ausbildung einer chemisch veränderten Grenzschicht berichtet [85]. Die gemessenen Dicken unterscheiden sich jedoch und liegen im Bereich von wenigen Nanometern bis hinein in den μm -Bereich [85, 86, 87]. Eine Abhängigkeit von der gewählten Silan-Haftvermittlermenge kann jedoch nicht eindeutig bestätigt werden.

Der positive Effekt der Erhöhung der Grenzflächenfestigkeit durch Haftvermittler ist bekannt [88, 89]. In unterschiedlichen Untersuchungen konnten für duroplastische Faserverbundwerkstoffe Grenzflächenscherfestigkeiten von bis zu 70 MPa nachgewiesen werden [90, 91]. Bei einer thermoplastischen Matrix hat zusätzlich die Morphologie in der Grenzschicht einen Einfluss auf die Grenzfläche. Eine gerichtete Polymerisation bildet Sphärolithe aus, die anisotrope Eigenschaften nach sich ziehen und sich positiv auf die Grenzflächenscherfestigkeiten auswirken [92, 93]. Bei einem glasfaserverstärkten Polyamid 6 wurden die Grenzflächeneigenschaften von 24 MPa bei unbehandelten Fasern auf 39,8 MPa bei beschichteten Fasern erhöht [88]. Auch wird bei dieser Materialkombination durch einen geeigneten Haftvermittler von einem Anstieg der Biegeeigenschaften um bis zu 100 % berichtet [94].

Zur Bestimmung der Grenzflächeneigenschaften zwischen Faser und Matrix gibt es eine Reihe von Untersuchungsmethoden, die sich in Aufbau,

Durchführung und Interpretation der Ergebnisse unterscheiden, wie zum Beispiel der Microbond-Test [95], der Push-In-Test [96], der Fragmentation-Test [97] oder der Pull-Out-Test [98]. Als einer der wichtigsten Vertreter sei jedoch der von Marshall vorgestellte Push-Out-Test [99] zu erwähnen, da diese Methode an bereits gefertigten Verbundplatten angewendet werden kann und bereits erfolgreich für glasfaserverstärkte Epoxidharze angewendet wurde [79, 100]. Das Grenzflächenversagen zeichnet sich bei den Push-Out-Tests durch eine stabile Rissausbreitung aus. Ob das Delaminieren hierbei von der Ober- oder von der Unterseite aus startet, kann auf das Verhältnis der Faser- zur Matrixsteifigkeit zurückgeführt werden. Bei glasfaserverstärkten Polymeren wird daher tendenziell von einem Rissbeginn an der Unterseite ausgegangen, da die Bedingung $E_F/E_M > 4$ erfüllt wird [101]. Auch das Durchmesser Verhältnis zwischen Indenter und Faser hat einen Einfluss auf das Eindringverhalten. Mit steigendem Indenterradius steigt die relative Eindringtiefe bei gleicher Kraft, was eher eine Rissausbreitung von der Oberseite her provoziert [102]. Um den Einfluss der Probendurchbiegung gering zu halten, sollte ein Verhältnis von Probendicke zu Lochdurchmesser von eins nicht unterschritten werden [103]. Generell ist jedoch zu beachten, dass die verschiedenen Versuchsführungen durch Geometrieinflüsse teilweise unterschiedliche Grenzflächenscherfestigkeiten für gleiche Faser/Matrix-Systeme prognostizieren können [104, 105, 106, 107]. Allerdings können unter gleichen Prüfbedingungen Vergleichsmessungen zwischen den verschiedenen Verbundwerkstoffen gemacht werden.

Komplexere Berechnungsmodelle, die ein Versagen der Grenzfläche prognostizieren, beruhen auf den Shear-Lag-Modellen, die sich auf Cox [108] berufen und stetig weiterentwickelt wurden [109, 110, 111]. Jedoch gestaltet sich eine exakte Abbildung nach wie vor als schwierig aufgrund der Annahme der exponentiellen Scherspannungsverteilungen an der Grenzfläche, die in der Realität nicht in dieser Form auftreten [112].

2.4.3 Mechanische Eigenschaften von GFK-Bauteilen

Verschiedene Verstärkungsarten haben unterschiedliche Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften des Verbundwerkstoffes. Wie bereits erwähnt, zählen Bauteile, die mittels RTM-Verfahren gefertigt werden, zu den Hochleistungsverbunden, wodurch sich die Betrachtung der mechanischen Eigenschaften im Verbund auf die unidirektional verstärkten Faser-verbundwerkstoffe beschränkt.

2.4.3.1 Kritischer und minimaler Faservolumengehalt

Um die mechanischen Eigenschaften des Matrixmaterials zu verbessern, muss zunächst ein kritischer Verstärkungsgehalt $\varphi_{F\text{ krit}}$ überschritten werden. Erst ab diesem Verstärkungsgehalt ist ein Verbundwerkstoff für den strukturellen Leichtbau sinnvoll. Dieser Grenzwert wurde von Kelly [113] für Verbundwerkstoffe mit metallischer Matrix formuliert, der allerdings auch auf GFKs übertragbar ist [114].

Da bei dieser Modellvorstellung beide Komponenten entlang der Faserrichtung der gleichen Dehnung unterliegen und das spröde Verbundelement somit immer zuerst versagen wird, ist von zwei grundlegend unterschiedlichen Versagensmechanismen auszugehen, die vom Verstärkungsgehalt φ_F abhängig sind. Bei einem Faservolumenanteil $\varphi_F < \varphi_{F\text{ min}}$ ist die anliegende Spannung beim Versagen des Verstärkungselements geringer als die ertragbare Zugfestigkeit der verbliebenen Matrix, wodurch die Verbundzugfestigkeit $R_{m,\text{Verbund}}$ mittels Gleichung (2.1) und der zuvor bestimmten Zugfestigkeit der Matrix $R_{m,M}$ beschrieben werden kann.

$$R_{m,\text{Verbund}} = R_{m,M}(1 - \varphi_F) \quad \text{für } \varphi_F < \varphi_{F\text{ min}} \quad (2.1)$$

Für einen Faservolumenanteil $\varphi_F > \varphi_{F\text{ min}}$ wird die Verbundzugfestigkeit $R_{m,\text{Verbund}}$ bereits beim Bruch der Verstärkungsfaser erreicht und durch die Gleichung (2.2) beschrieben.

$$R_{m,Verbund} = R_{m,F} \varphi_F + \sigma'_M (1 - \varphi_F) \quad \text{für } \varphi_F > \varphi_{F \min} \quad (2.2)$$

Hierbei steht $R_{m,F}$ für die Zugfestigkeit der Verstärkungsfasern und σ'_M für die Spannung, die bei der Bruchdehnung des Verstärkungselementes in der Matrix anliegt. Dieser Zusammenhang ist in Abbildung 2.7 zu erkennen und verdeutlicht den minimalen Fasergehalt $\varphi_{F \min}$ und die Notwendigkeit des kritischen Fasergehaltes $\varphi_{F \text{ krit}}$, ab dem eine Erhöhung der Zugfestigkeit im Verbundwerkstoff gegenüber der unverstärkten Matrix erreicht wird.

Während bei Metal Matrix Composites (MMC) teilweise hohe kritische Fasergehalte möglich sind [113], sind diese bei glasfaserverstärkten Polymeren deutlich geringer. Wie in [115] und [116] dargestellt, ist schon bei einem Faservolumenanteil $< 10\%$ ein Anstieg der Bruchfestigkeit zu erkennen. Dies begründet sich maßgeblich durch das hohe Verhältnis der Zugfestigkeiten zwischen den Glasfasern und der Matrix.

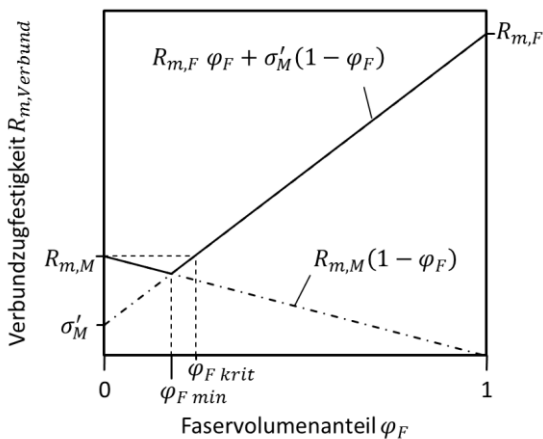


Abbildung 2.7

Theoretischer kritischer Faservolumenanteil nach [113]

Als wesentlich kritischer ist allerdings der Effekt der Faserlänge aufgrund der Krafteinleitung in die Fasern zu bewerten, um Pull-Out-Effekte zu vermeiden [115, 117]. Bei RTM-Bauteilen mit Endlosfaserverstärkung und Faservolumenanteilen größer 45 % sind diese Bedingungen jedoch mit Sicherheit erfüllt.

2.4.3.2 Elastische Eigenschaften im Verbund

Die elastischen Eigenschaften eines Faserverbundwerkstoffes werden maßgeblich durch den Elastizitätsmodul und die Querkontraktionszahl beschrieben. Bei faserverstärkten Verbunden sind die elastischen Eigenschaften in der Regel richtungsabhängig. Durch die im Allgemeinen steiferen Fasern ist somit der Elastizitätsmodul des Verbundes in Faserrichtung höher. Im hier betrachteten Fall einer unidirektionalen Faserverstärkung lassen sich zwei Grenzfälle definieren.

Bei einer Belastung in Richtung der Fasern kann – ähnlich wie bei einem Federmodell – von einer Parallelschaltung gesprochen werden. Unter der Annahme, dass die Dehnung der Verbundpartner gleich ist, muss die Spannung innerhalb der Einzelkomponenten unterschiedlich sein [118]. Über die Mischungsregel gemäß Gleichung (2.3) kann die Verbundsteifigkeit E mit den Indizes „F“ für Faser und „M“ für Matrix mit den jeweiligen Volumenanteilen φ berechnet werden.

$$E_{\parallel} = \varphi_F E_F + \varphi_M E_M = \varphi_F E_F + (1 - \varphi_F) E_M \quad (2.3)$$

Wird der Verbundwerkstoff quer zur Faserorientierung belastet, wird als einfachstes Modell eine Reihenschaltung der Verbundkomponenten angenommen, die in der Modellvorstellung plattenförmig vorliegen. Somit ergibt sich durch Aufbringen einer äußeren Last eine konstante Spannung innerhalb der einzelnen Komponenten. Die Dehnungen hingegen divergieren gemäß [119]. Mit diesem Ansatz kann der Elastizitätsmodul durch die Gleichung (2.4) wie folgt berechnet werden:

$$E_{\perp} = \left(\frac{\varphi_F}{E_F} + \frac{\varphi_M}{E_M} \right)^{-1} = \left(\frac{\varphi_F}{E_F} + \frac{(1 - \varphi_F)}{E_M} \right)^{-1} \quad (2.4)$$

Hierbei handelt es sich jedoch um eine idealisierte Betrachtung, wie in Abbildung 2.8 dargestellt, da von einem defektfreien Verbundwerkstoff ohne Fremdeinschlüsse und mit bestmöglicher Grenzflächenhaftung ausgegangen wird. Generell kann aber von einer Ober- und Untergrenze der dargestellten Elastizitätsmodulverläufe gesprochen werden [120]. Dies setzt allerdings als eine weitere Idealisierung gleiche Querkontraktionszahlen der beiden Verbundkomponenten voraus [121].

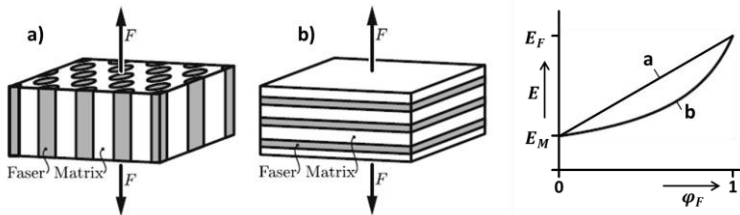


Abbildung 2.8

Parallelschaltung (a) und Reihenschaltung (b) von Faser und Matrix; Abhängigkeiten des Elastizitätsmoduls vom Faseranteil (rechts) nach [3]

Ausgehend von diesen analytischen Ansätzen zur Bestimmung der elastischen Eigenschaften wurden die Schranken der geometriebedingten erwarteten Verbundelastizität von Hashin et al. [122, 123] weiterentwickelt. Auch die Geometrie von Einschlüssen nach [124] werden innerhalb dieser Schranken mitberücksichtigt. Diese Ansätze sind ebenfalls durch das Hinzufügen der Berücksichtigung von Porosität [125] und von Beschädigungen innerhalb des Verbundes entscheidend weiterentwickelt worden [126, 127]. Diese Modelle bilden somit die Basis der analytischen Berechnung der elastischen Eigenschaften von Faserverbundwerkstoffen [128]

Da die elastischen Eigenschaften der einzelnen Verbundkomponenten unter Zug- und Druckbelastung des Öfteren verschieden sind, müssen die Eingangsgrößen für die analytische Berechnung angepasst werden. Generell behalten die Modelle jedoch ihre Gültigkeit.

2.4.3.3 Zugfestigkeit

Unter der zuvor getroffenen Annahme der Isodehnung der Verbundkomponenten bei Belastung in Faserrichtung ist aufgrund deren unterschiedlichen Bruchcharakteristik von einem schrittweisen Versagen auszugehen. Generell kann für Faserverbundwerkstoffe mit spröderer Verstärkungsphase ein allgemeiner Spannungs-Dehnungs-Verlauf gemäß Abbildung 2.9 (links) beobachtet werden.

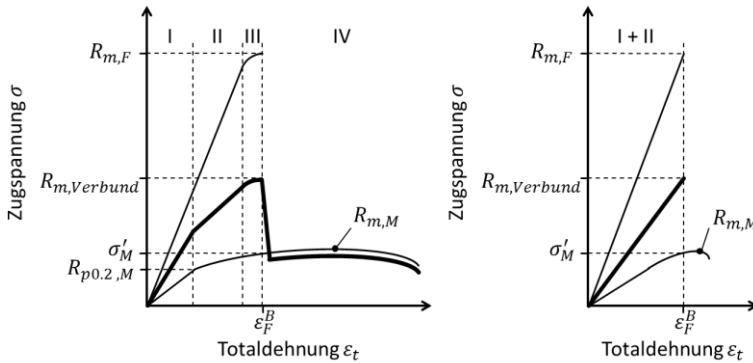


Abbildung 2.9

Allgemeiner Spannungs-Dehnungs-Verlauf eines unidirektional verstärkten Verbundwerkstoffes, belastet in Faserrichtung nach [114] (links); für glasfaserverstärkte Kunststoffe nach [129] (rechts)

Wie im allgemeinen Spannungs-Dehnungs-Verlauf (links) zu erkennen ist, kann bei dieser Modellvorstellung das Versagen in vier verschiedene Versagensbereiche unterteilt werden:

- I. Verstärkungselement und Matrix werden elastisch verformt.
- II. Das Verstärkungselement verformt sich weiterhin elastisch, während die Matrix elastisch-plastisch verformt wird (nur erkennbar bei einer ausgeprägten Streckgrenze der Matrix).
- III. Elastisch-plastische Deformation beider Verbundkomponenten bis zum Bruch des Verstärkungselementes (nur bei duktilen Verstärkungsfasern)
- IV. Restfestigkeit der Matrix (nur bei geringem Verstärkungsgehalt)

Durch die sehr großen Unterschiede der mechanischen Eigenschaften der Ausgangskomponenten bei glasfaserverstärkten Polymeren und die generell sehr hohen Verstärkungsanteile bei RTM-Bauteilen bilden sich diese Bereiche mit einer gänzlich anderen Gewichtung aus, als wie in der schematischen Abbildung 2.9 (links). Durch die verschwindend geringe Duktilität der Glasfasern entfällt der Bereich III für gewöhnlich vollständig. Auch bildet sich der Bereich IV nicht wie dargestellt ab, da nach dem Bruch der Fasern die darin gespeicherte elastische Energie schlagartig freigesetzt wird und die verbleibende Matrix – mit einer sehr geringen Zugfestigkeit – ebenfalls versagt. Ebenfalls ist der Knick zwischen den Bereichen I und II im Normalfall nicht zu erkennen, da Polymere keine ausgeprägte Streckgrenze besitzen [129]. Somit ist bei glasfaserverstärkten Polymeren oberhalb des kritischen Verstärkungsgehaltes ein charakteristischer Spannungs-Dehnungs-Verlauf gemäß Abbildung 2.9 (rechts) zu erwarten.

Durch die Tatsache, dass im Normalfall in einem faserverstärkten Polymer nicht alle Fasern gleichzeitig versagen und dass die kritischen Faserlänge zur vollen Kraftübertragung einen Einfluss auf die Faserzugfestigkeit hat, sind für die Berechnung der Zugfestigkeit im Verbund komplexere Berechnungsmodelle notwendig. So wird in Berechnungsmodellen für faserverstärkte Polymere entlang der Faserrichtung als Eingangsgrößen nicht nur die Faserzugfestigkeit, die Matrixspannung bei Faserbruch und der Faser-volumenanteil, sondern auch die Grenzflächenscherfestigkeit verwendet.

Mittels der Grenzflächenscherfestigkeit kann die kritische Faserlänge bestimmt werden, die einen entscheidenden Einfluss auf die Zugfestigkeit der Fasern hat [130, 131].

Bei einer Belastung quer zur Faserrichtung ist die Zugfestigkeit im Verbund maßgeblich von der Matrix und den Grenzflächeneigenschaften zwischen Faser und Matrix abhängig. Die mechanischen Eigenschaften der Faser fallen hingegen nicht ins Gewicht, da die kritische Faserlänge unter dieser Belastung nicht erreicht wird. In einfachen analytischen Modellen kann somit die Zugfestigkeit im Verbund quer zur Faserorientierung rein über die Matrixeigenschaften und über einen grenzflächenbedingten Korrekturfaktor mit sehr guter Qualität bestimmt werden [132].

Durch die starke Orientierungsabhängigkeit der Festigkeitswerte ist der Einfluss von unterschiedlichen Faserorientierungen zur Belastungsrichtung auf die Verbundzugfestigkeiten von besonderem Interesse. Dies gilt insbesondere für RTM-Bauteile, da die Faserplatten meist als Gewebe vorliegen und daher eine Faserondulation unausweichlich ist. Bezüglich der Fragestellung, welchen Einfluss die Faserausrichtung auf die Verbundfestigkeiten hat, wurden von Mallick [133] Untersuchungen an unidirektional verstärkten PMC durchgeführt, woraus sich ein auf die Maximalzugfestigkeit normierter, experimentell ermittelter Zusammenhang gemäß Abbildung 2.10 ableiten lässt.

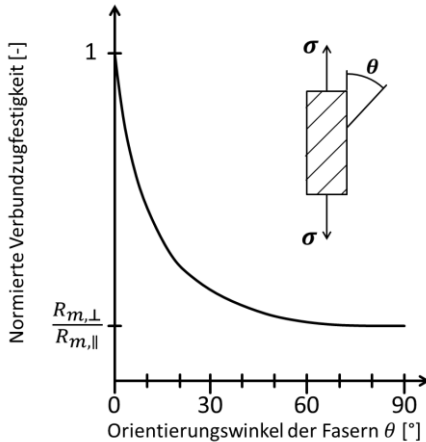


Abbildung 2.10

Normierte Zugfestigkeit eines unidirektional verstärkten Verbundwerkstoffes über den Orientierungswinkel der Faserausrichtung nach [133]

Somit kann aus Abbildung 2.10 für beliebige Faserorientierungen ein Abminderungsfaktor zur Berechnung der Zugfestigkeiten abgelesen werden.

2.4.3.4 Druckfestigkeit

Bei der Betrachtung der Druckfestigkeiten von unidirektional faserverstärkten Polymeren ist eine Bestimmung der Festigkeitswerte durch analytische Modelle deutlich schwieriger. Dies ist auf den starken Einfluss der Stützwirkung des Matrixwerkstoffes zurückzuführen [2] sowie auf den Einfluss von Defekten im Verbundwerkstoff wie zum Beispiel Faserfehlausrichtungen, Eigenspannungen und Porosität [134]. Auch muss das analytische Modell auf den jeweils auftretenden Versagensmechanismus abgestimmt werden. Typische Versagensmechanismen bei unidirektional verstärkten Laminatverbundwerkstoffen sind das Mikrobeulen, Schubknicken, Faserversagen sowie Laminatablösung. Diese treten jedoch häufig in Kombination auf [134].

Glasfaserverstärkte Polymere neigen zum Versagen durch Mikrobeulen, was auch die von Lo und Chim [135] aufgestellte Versagensbedingung bekräftigt. Hierbei muss die Bedingung nach Gleichung (2.5) erfüllt werden, was bei glasfaserverstärkten RTM-Bauteilen in der Regel zutrifft,

$$\varepsilon_c = \frac{R_{d,\parallel}}{E_{\parallel}} \leq \varepsilon_{b,Faser} \quad (2.5)$$

wobei $R_{d,\parallel}$ für die Druckfestigkeit des unidirektional verstärkten Verbundwerkstoffes, E_{\parallel} für die entsprechende Steifigkeit, ε_c für die Stauchung des Verbundwerkstoffes bei Einsetzen von Mikrobeulen und $\varepsilon_{b,Faser}$ für die Bruchdehnung der Fasern steht.

Auch wurden erste Modellierungsansätze zur Bestimmung der Druckfestigkeiten dem Mikrobeulen zugeschrieben. Hierbei wird zwischen dem „extension mode“, bei dem benachbarte Fasern entgegengesetzt ausknicken, und dem „shear mode“, der sich durch ein paralleles Faserbeulen auszeichnet [136]. Für Faservolumenanteile $\varphi_F > 0,3$ ergibt jedoch der „shear mode“ geringere Versagenslasten [137], wodurch dieser üblicherweise bei RTM-Bauteilen angenommen wird. Durch die starke Vereinfachung kommt es allerdings immer noch zu einer hohen Überschätzung der Druckfestigkeiten, der durch die Einbringung eines Korrekturfaktors von [138] entgegengewirkt werden sollte. Dieses Modell bildet somit die Basis für die Berechnung der Druckfestigkeit unter der Annahme von Mikrobeulen als Versagensursache. Weiterentwicklungen folgten durch eine komplexere Darstellung der vorliegenden Begebenheiten in einem Faserverbundwerkstoff [135, 139, 140, 141, 142, 143]. In einem Benchmark verschiedener Berechnungsmodelle zur Vergleichbarkeit der Abbildungsqualität, wurde mit dem Modell von Lo und Chim tendenziell die beste Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen erzielt [144]. Der hierfür benötigte

„semi-empirische“ Faktor zur Beschreibung der unbekanntenen Grenzflächenbedingungen in den Regionen des Mikrobeulens wird hierbei für glasfaserverstärkte Epoxidharze mit dem Wert 6 definiert [135].

Auch gibt es Versagensmodelle, die das Schubknicken als versagensauslösenden Mechanismus betrachten [145, 146]. Als Schubknicken wird hierbei eine lokale Deformation von Fasern in einer Ebene verstanden. Allerdings ist umstritten, ob das Knicken als unabhängiger Mechanismus gesehen werden kann oder ob es sich dabei um die Folge eines elastischen Mikrobeulens und daraus folgender Faserschädigung handelt [134]. Direktes Faserversagen als Versagensmechanismus kann aufgrund der hohen Druckfestigkeiten von Glasfasern vernachlässigt werden.

Für eine transversale Beanspruchung zur Faserorientierung existieren bislang nur wenige numerische Ansätze, wobei sich eine starke Dominanz der Matrixeigenschaften abzeichnet [147, 148, 149].

2.4.4 Rissausbreitung und Schädigungsentwicklung

Anders als bei isotropen Einphasenwerkstoffen zeichnet sich bei zwei- oder mehrphasigen Verbundwerkstoffen eine vollständig unterschiedliche Schädigungsentwicklung unter Belastung ab.

2.4.4.1 Lamine unter Zugbeanspruchung

Bei RTM-Verbundwerkstoffen, bei denen die Glasfasern durch Schichtung von unterschiedlich orientierten Gewebelagen eingebracht werden, zeichnet sich eine weitaus komplexere Schädigungsentwicklung ab als bei den zuvor betrachteten unidirektional verstärkten GFKs in Abschnitt 2.4.3.3. Zwar liegt die Versagensspannung ebenfalls bei der maximalen Dehngrenze der Glasfasern vor. Allerdings entstehen schon bei geringeren Deh-

nungen irreversible Schädigungen, die durch einen Rückgang der Steifigkeiten erkennbar sind [150]. Eine Beschreibung einer dehnungsbedingten Steifigkeitsdegradation ist der Gleichung (2.6) nach [151] zu entnehmen.

$$d^i = 1 - \frac{E^i}{E^1} \quad (2.6)$$

Hierzu werden nach beliebig definierten Dehnungsintervallen die Reststeifigkeiten durch die elastische Rückverformung in sogenannten Entlastungsphasen bestimmt. Gemäß der Gleichung beschreibt d^i den Schädigungsfaktor der i -ten Entlastungsphase. Per Definition ist somit bei der ersten Entlastungsphase E^1 der Schädigungsfaktor d^1 immer 0. Diese Schädigungsbeschreibung wurde in einer Schadensmodellierung von Ladeveze und Le Dantec [152] auf einzelne Laminatlagen von endlosfaserverstärkten Faserverbundkunststoffen übertragen mit dem Ziel, das mechanische Verhalten eines Laminats analytisch zu berechnen, nachdem in einer Einzelschicht oder auch in mehreren Schichten Versagensmechanismen aufgetreten sind. Als Hauptgrund für die Steifigkeitsdegradierung nannten sie die Möglichkeit einer Mikrorissbildung in der Matrix sowie ein vorzeitiges Delaminieren der Grenzfläche zwischen Faser und Matrix. Diese Annahmen, dass sich die Schädigung primär zwischen den Fasern entwickelt, sind die Basis für die meisten entwickelten Degradationsmodelle [153]. Der Faserbruch leitet hingegen das vollständige Versagen des Laminats ein und tritt folglich erst bei höheren Lasten auf [4].

Somit ist eine zunehmende Steifigkeitsdegradation an Laminaten festzustellen, je mehr Faserlagen quer zur Belastungsrichtung orientiert sind, da sich dort vermehrt Risse in der Matrix und an den Grenzflächen bilden [154]. Mit zunehmender Belastung nimmt die Rissdichte bis zu einem Grenzwert weiter zu. Dieser stellt sich ein, indem die Abstände zwischen den Rissen zu klein werden, um über interlaminaren Schub eine kritische

Schichtspannung zu erreichen, die eine weitere Schädigung durch Ausbildung von weiteren Rissen bewirkt [4]. Über diesen Effekt stellt sich daher eine verbleibende Reststeifigkeit in diesen Laminatschichten ein [155]. Laminatschichten, die entlang der Faserrichtung belastet werden, erfahren bis zum Faserbruch bei deren Bruchdehnung nahezu keine Schädigung, wodurch bei diesen Schichten auch kaum eine Degradation der Steifigkeit erkennbar ist. Der Spannungs-Dehnungs-Verlauf eines Laminats ist daher mit steigender Faseranzahl quer zur Belastungsrichtung zunehmend nicht-linear degressiv [4].

Ein einfaches Berechnungsmodell für die Praxis liefert Puck [156]. Hierbei wird eine Abminderungsfunktion formuliert, die experimentell ermittelte Parameter enthält. Damit kann dieser Modellansatz jedoch nur für bereits getestete Verbundkomponenten und Laminataufbauten angepasst werden. Als genereller Richtwert der Steifigkeitsdegradierung kann bei einem glasfaserverstärkten Laminat mit Epoxidharzmatrix, bei dem sich 25 % der Fasern in Belastungsrichtung befinden, mit einem Steifigkeitsverhältnis zwischen der Reststeifigkeit kurz vor Bruch des Verbundwerkstoffes E^{End} und der ungeschädigten Anfangssteifigkeit E^1 von $E^{End}/E^1 = 0,522$ gerechnet werden, was auch experimentell bestätigt werden konnte [157].

2.4.4.2 Lamine unter Druckbeanspruchung

Die zuvor beschriebene Steifigkeitsdegradierung tritt bei Laminaten unter Druckbelastung ebenfalls auf [152, 158]. Allerdings ist der Schädigungsmechanismus, der zum Versagen des Verbundwerkstoffes führt, grundlegend unterschiedlich. Unter Druckbelastung versagen Lamine tendenziell schon bei geringeren Verformungen als unter Zugbelastung. Somit wird nicht die Stauchung, bei der Faserbruch auftritt, erreicht, was, selbst wenn alle Fasern entlang der Belastungsrichtung orientiert sind, zu beobachten ist [159, 160]. Dies liegt an der geometriebedingten Initiierung der bereits

in Abschnitt 2.4.3.4 beschriebenen Schädigungsmechanismen. Es kann daher vorkommen, dass der schädigungseinleitende Mechanismus ein anderer als der Versagensmechanismus ist [161].

Ein weiterer Aspekt ist die Schädigungsentwicklung durch Ablösung von ganzen Laminatschichten, was vor allem auf eine schlechte Anbindung zwischen Faser und Matrix hindeutet. Somit zeigt sich für Verbundwerkstoffe mit einer schwachen Faser-Matrix-Anbindung das Laminatablösen als Versagensmechanismus. Mikrobeulen, Knicken oder Faserversagen ist dahingegen erst mit zunehmend besseren Grenzflächeneigenschaften zu beobachten [160]. Laminatablösungen resultieren in einem makroskopischen Ausbeulen der Probe. Hierbei wird zwischen drei verschiedenen Arten, wie in Abbildung 2.11 zu erkennen ist, unterschieden [162].

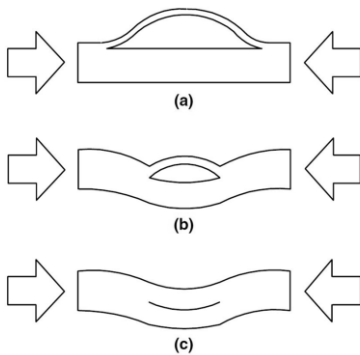


Abbildung 2.11

Ausbeulungsarten bei vorliegender Delamination: a) local mode, b) mixed mode, c) global mode [162]

Ein Auftreten eines Beulens bedeutet jedoch nicht ein sofortiges Versagen der Probe, da dies erst durch ein kritisches Wachsen der Delamination geschieht [163]. Es lässt sich aber festhalten, dass spröde Matrixsysteme, wie zum Beispiel Epoxidharze, die Bildung von Delaminationen fördern [164].

Zähe Matrices tendieren eher zur Ausbildung von Knickbändern. Auf mikroskopischer Ebene ist die Schädigungsentwicklung allerdings auf Mikrobeulen, Faserknicken in Belastungsrichtung, Ablösen von Faser und Matrix durch Zugspannungen sowie Schubversagen von Rovings quer zur Belastungsrichtung zurückzuführen. Die Zugspannungen werden hierbei durch die unterschiedlichen Querkontraktionszahlen der Einzelkomponenten hervorgerufen [165].

Durch die vorliegende Webarchitektur der Laminatschicht wird die Schädigung nicht wie bei unidirektional verstärkten Verbundwerkstoffen durch einzelne Faserfehlausrichtungen hervorgerufen. Vielmehr fungiert die Ondulation der Faserlagen als definierte Laminatschwächung, die ein Versagen begünstigt. Die Stapelfolge der Laminatschichten hat dabei einen nicht unwesentlichen Einfluss.

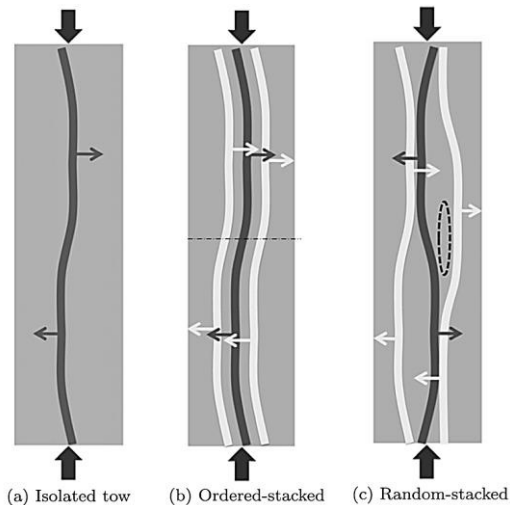


Abbildung 2.12

Einfluss der Stapelfolge auf die Stützwirkung [166]

Wie in Abbildung 2.12 zu erkennen ist, entsteht durch die Ondulationen der Rovings ein sogenanntes „Nesting“, was für die Entstehung von harzreichen und harzarmen Bereichen innerhalb des Verbundwerkstoffes steht. Durch die dadurch entstehenden Spannungsspitzen innerhalb des Verbundes wurden Festigkeitsreduktionen von bis zu 32 % ermittelt [167].

Bei einer ungünstigen Folge mehrerer Nestings entlang der Hauptschubspannungsebenen tritt ein früheres Versagen des Verbundwerkstoffes auf, was die „Random-stacked“-Anordnung zur statistisch stabilsten Konfiguration macht [166].

Zusätzlich führt die durch die Webstruktur hervorgerufene Faserondulation zu sogenannten „crimp-regions“. Diese befinden sich zwischen den quer zu Belastungsrichtung orientierten Rovings und werden gemäß Abbildung 2.13 charakterisiert.

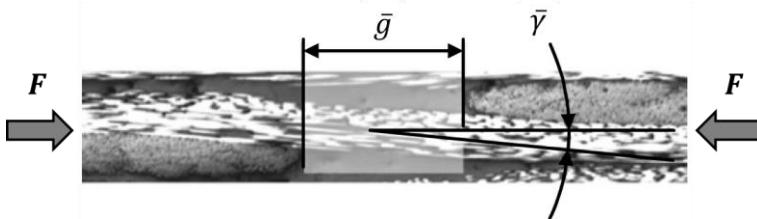


Abbildung 2.13

Lage einer „crimp-region“ nach [166]

Je kleiner der Abstand \bar{g} zwischen den Rovings quer zur Belastungsrichtung und je größer der Winkel $\bar{\gamma}$ ist, umso kleiner ist die Tragkraft des Rovings entlang der Belastungsrichtung. Diese Fehlausrichtung begünstigt ein Knicken, was zu einer Lastübertragung der Schubspannung im Laminat auf Rovings führt, die sich am Rande der „crimp-regions“ quer zur Belastungsrichtung befinden. Im ungünstigsten Fall sind diese Rovings in einer Fernordnung genau unter 45° entlang der Hauptschubspannungsrichtung

angeordnet. In Laminaten mit gewebten Faserschichten gelten somit diese Regionen als kritisch und folglich als schädigungseinleitend [168].

Nichtsdestotrotz ist das Versagensbild von Verbundwerkstoffen mit verwebten Verstärkungseinlagen sehr ähnlich wie bei unidirektional verstärkten Verbundwerkstoffen. Durch die zusätzlichen Unsicherheiten aufgrund der Webstruktur, der genauen Stapelkonfiguration sowie der gegenseitigen Stützwirkung von angrenzenden Laminatschichten fällt eine analytische Beschreibung allerdings ungleich schwerer [166]. Experimentell betrachtet erzielen jedoch Laminale mit duroplastischer Matrix höhere Druckfestigkeiten als gleich aufgebaute Laminale mit einer thermoplastischen Matrix [169].

2.4.4.3 Schubversagen

Faserverbundwerkstoffe mit laminaem Aufbau neigen durch die stark anisotropen und inhomogenen mechanischen Eigenschaften zur Rissbildung zwischen den einzelnen Laminatschichten. Diese interlaminare Schädigung wird mittels der Bruchmechanik durch die Bestimmung der interlaminaren Scherfestigkeit unter definierten Belastungsmodi beschrieben. Es können somit belastungstypabhängige Energiefreisetzungsraten des Verbundwerkstoffes bei auftretender Rissbildung bestimmt werden. Die Grundlagen zur Bestimmung der interlaminaren Scherfestigkeit an Faserverbundlaminaten sind bereits in der Fachliteratur beschrieben [170, 171, 172]. Hierbei findet für gewöhnlich die Auswertung durch die Verwendung der linear elastischen Bruchmechanik statt. Die durch Delamination der Laminatschichten am häufigsten auftretenden Versagensmodi von Faserverbundwerkstoffen können, wie in Abbildung 2.14 zu erkennen ist, unter Mode-I-, Mode-II- oder Mixed-Mode I + II-Belastungen eingeteilt werden.

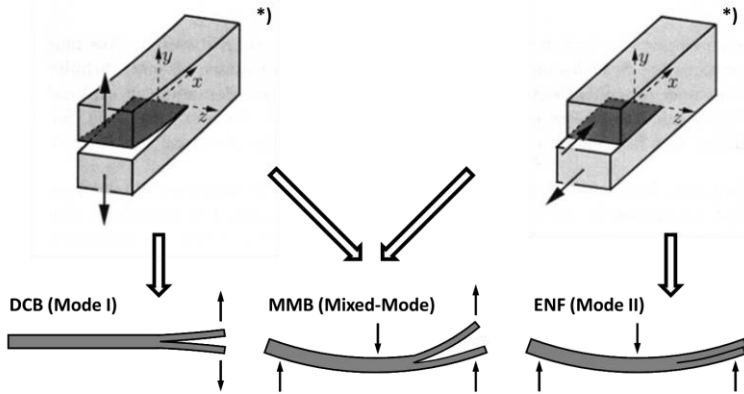


Abbildung 2.14

Rissöffnungsarten und mechanische Belastungsarten; *) Abb. aus [173]

Zur Bestimmung der reinen Mode-I-Eigenschaften wird für gewöhnlich die Double Cantilever Beam (DCB)-Methode angewandt [174, 175, 176]. Die reinen Mode-II-Eigenschaften werden häufig mittels der End Notched Flexure (ENF)-Methode bestimmt [177, 178]. Der realistischste und anwendungsnaheste Belastungsfall für Verbundwerkstoffe ist jedoch eine Überlagerung der beiden Versagensmodi Mode-I und Mode-II. Hierbei wird von einer Mixed-Mode-Beanspruchung gesprochen. Dieser komplexe Belastungsfall wird durch die Mixed-Mode-Bending (MMB)-Methode im Vergleich zu weiteren Bestimmungsstrategien am besten abgebildet, was zu einer breiten Anwendung in der Fachliteratur führt [179]. Ebenso ist zu beachten, dass die DCB-, ENF- und MMB-Probenkörper alle auf der gleichen Ausgangsgeometrie beruhen, was eine gute Vergleichbarkeit ermöglicht.

Generell ist bei unidirektional verstärkten Laminaten ein zunehmender Widerstand gegen Delamination mit steigender Anrisslänge zu erkennen, was mittels der Resistance Curve (R-Kurve) beschrieben werden kann [180, 181, 182]. Dieser Effekt beruht auf den mikromechanischen Eigenschaften

an der Riss Spitze. Bei DCB (Mode-I)-Versuchen an unidirektional verstärkten Laminaten mit thermoplastischer Matrix wurden zwei Hauptgründe für das Auftreten einer R-Kurve erarbeitet [181, 183]. Zum einen erhöht sich die Anzahl der Faserbrücken mit steigender Risslänge. Zum anderen entsteht zunehmend unterkritisches Risswachstum an der Riss Spitze, was zu einem Aufspalten der Rissfront führen kann und somit weitere Faserbrücken entstehen. Bei ENF (Mode-II)-Tests hingegen ist der Anstieg der Bruchzähigkeit mit steigender Risslänge durch die zunehmende Ausbildung der plastischen Deformationszone an der Riss Spitze zu erklären [181, 183]. Ein weiterer Grund für die steigende Bruchzähigkeit ist die zunehmende Reibung an der Rissfläche zwischen der Riss Spitze und dem Auflager, da versuchsbedingt bei der ENF-Konfiguration eine Relativbewegung an der Rissfläche für eine weitere Rissausbildung notwendig ist [177].

Typischerweise werden Risszähigkeitsuntersuchungen an unidirektional verstärkten Laminaten durchgeführt. Hierbei zeichnen sich die wegkontrollierten DCB-Versuche durch ein stabiles Risswachstum aus. Bei den wegkontrollierten ENF-Tests hingegen kann von einem instabilen Risswachstum ausgegangen werden, wenn die Anrisslänge kürzer als 35 % des Auflagerabstandes ist [178].

Bei faserverstärkten Polymeren mit gewebten Einzelfaserlagen im Laminat befinden sich zwangsläufig immer auch Fasern quer zur Belastungsrichtung, was zu weiteren Versagensmechanismen führt. So wurde bereits an gewebeverstärkten Thermoplasten ein sogenannter „Stick-Slip“-Effekt bei DCB-Versuchen beobachtet. Hierbei wird der stabile Rissfortschritt aufgrund des plötzlichen Wegfallens der rissstabilisierenden Faserbrücken durch instabile Sprünge unterbrochen. Dennoch bleibt der Trend des R-Kurvenverhaltens bestehen [184, 185]. Bei ENF-Untersuchungen konnte durch das Auftreten von verstärkter Faserbrückenbildung und sogar von ganzen Faserlagenbrücken ein stabiles Risswachstum beobachtet werden,

was ebenfalls zu einem R-Kurvenverhalten der Bruchzähigkeit unter reiner Mode-II-Beanspruchung führt [184].

2.5 Grundlagen der elastischen Festkörpermechanik

2.5.1 Spannungstensor und Verzerrungstensor

In einem kartesischen Koordinatensystem kann ein Spannungszustand in einem beliebigen Punkt eines Festkörpers durch den Spannungstensor σ nach Gleichung (2.7) angegeben werden [173].

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \quad (2.7)$$

Hierbei finden sich die Normalspannungen auf der Diagonalen des Spannungstensors, auf der $i = j$ gilt. Aufgrund des vorherrschenden richtungsunabhängigen Momentengleichgewichts ist der Spannungstensor symmetrisch und es gilt zusätzlich:

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ji} \quad (2.8)$$

Dies bedeutet, dass die Schubspannungen in aufeinander senkrecht stehenden Schnitten einander paarweise zugeordnet sind.

Die Darstellung der Dehnungen und Verzerrungen eines Punktes innerhalb eines Festkörpers ist demnach in ähnlicher Weise definierbar. Allerdings gilt diese Betrachtung nur für hinreichend kleine Verschiebungen, wodurch der infinitesimale Verzerrungstensor gemäß Gleichung (2.9) beschrieben werden kann [173].

$$\varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \quad (2.9)$$

Auch hier gilt durch die Symmetrien im Festkörper die Bedingung:

$$\varepsilon_{kl} = \varepsilon_{lk} \quad (2.10)$$

Geometrisch können somit die Komponenten ε_{11} , ε_{22} , ε_{33} als bezogene Längenänderungen und die Komponenten ε_{12} , ε_{23} , ε_{13} als Winkeländerungen gedeutet werden [173].

2.5.2 Linear elastische Materialien

Bei der Betrachtung von linear elastischen Materialien mit Spannungen und Verzerrungen in alle drei Raumrichtungen kann das Hooke'sche Gesetz verallgemeinert nach Gleichung (2.11) angegeben werden [186].

$$\sigma_{ij} = L_{ijkl}\varepsilon_{kl} \quad \text{bzw.} \quad \varepsilon_{ij} = M_{ijkl}\sigma_{kl} \quad (2.11)$$

Der Steifigkeitstensor L_{ijkl} sowie der Nachgiebigkeitstensor M_{ijkl} verknüpfen hierbei den Spannungstensor mit dem Verzerrungstensor und sind folglich Tensoren 4. Stufe. Die Tensoren 4. Stufe sind positiv definiert und auch hier liegen Symmetrien innerhalb der Tensoren vor, wodurch die Bedingungen

$$L_{ijkl} = L_{jikl} = L_{klij} \quad \text{bzw.} \quad M_{ijkl} = M_{jikl} = M_{klij} \quad (2.12)$$

gelten. Dadurch können sämtliche Formen einer Anisotropie durch maximal 21 voneinander unabhängige Konstanten beschrieben werden [173]. Durch die Tatsache, dass der Spannungstensor und der Verzerrungstensor nach Gleichung (2.8) bzw. (2.10) symmetrisch sind, können diese gemäß der Voigt'schen Notation als Vektoren beschrieben werden. Daher lassen

sich der Steifigkeitstensor L_{ijkl} sowie der Nachgiebigkeitstensor M_{ijkl} ohne Informationsverlust als 6x6 Matrix darstellen. Somit ergibt sich durch die Steifigkeitsmatrix C der Zusammenhang nach (2.13) zwischen dem Spannungsvektor und dem Verzerrungsvektor.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (2.13)$$

Auch diese Matrix ist symmetrisch, weswegen die restlichen Positionen nicht dargestellt sind. Die verbliebenen Positionen innerhalb der Steifigkeitsmatrix stellen die bereits zuvor angesprochenen 21 elastischen Konstanten dar. Folglich gilt für die Nachgiebigkeitsmatrix J

$$J = C^{-1} \quad \text{bzw.} \quad JC = I \quad (2.14)$$

wobei I für die Einheitsmatrix steht. Die Tatsache, dass alle 21 elastischen Konstanten zur Beschreibung der elastischen Materialeigenschaften benötigt werden, entspricht allerdings – durch weitere Symmetrien im Werkstoffverhalten – nur selten der Realität. So können die Ausgangsmaterialien eines glasfaserverstärkten Verbundwerkstoffes als isotrop angenommen werden, wodurch eine Berechnung der jeweiligen Steifigkeitsmatrix gemäß Gleichung (2.15) mit nur zwei mechanischen Kenngrößen möglich ist [187].

$$C = \begin{bmatrix} 2\mu + \lambda & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & 2\mu + \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & & 2\mu + \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & & & \mu & 0 & 0 \\ & & & & \mu & 0 \\ & & & & & \mu \end{bmatrix} \quad (2.15)$$

Für die hier dargestellte Beschreibung der Steifigkeitsmatrix müssen zusätzlich die Lamé-Koeffizienten λ und μ nach den Gleichungen (2.16) und (2.17) eingeführt werden.

$$\lambda = \frac{E\nu}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \quad (2.16)$$

$$\mu = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (2.17)$$

Der jeweilige Elastizitätsmodul E und die zugehörige Querkontraktionszahl ν kann einer Grundcharakterisierung der einzelnen Materialien entnommen werden. Die elastischen Eigenschaften eines Verbundwerkstoffes hingegen besitzen im Allgemeinen nur sehr selten isotrope Eigenschaften, selbst wenn die einzelnen Komponenten isotrop sind. Dies ist durch die geometrischen Abmaße und räumlichen Ausrichtung der Verstärkungsphase in der Matrix begründet. Hierfür werden komplexere Homogenisierungsansätze gemäß dem folgenden Abschnitt 2.5.3 verwendet.

2.5.3 Homogenisierung elastischer Matrixmaterialien mit elastischen Einschlüssen

Wie sich ein Volumen, das einen geometrisch definierten Einschluss eines anderen Materials besitzt, bei einer äußeren Last verhält, kann durch die Grundgleichungen von Eshelby [124] berechnet werden. Bezüglich einer

ausführlichen Herleitung dieses Lösungsansatzes sei an dieser Stelle jedoch auf Eshelby selbst oder auch auf Mura [188] verwiesen.

Die grundlegende Idee dieser Berechnungsmethodik setzt eine gleichförmige Eigendehnung und Eigenspannung eines geometrisch bestimmten Einschlusses Ω in einem homogenen, linear elastischen und unendlich ausgedehnten Gebiet V voraus. Somit ist die Eigendehnung ε^* innerhalb von Ω konstant. Das resultierende Störverzerrungsfeld ε^S ist daher ebenfalls gleichförmig in Ω vertreten und kann durch Gleichung (2.18) bestimmt werden.

$$\varepsilon^S = \mathcal{S}^\Omega: \varepsilon^* \quad \text{in } \Omega \quad (2.18)$$

Hierbei ist \mathcal{S}^Ω der sogenannte Eshelby-Tensor 4. Stufe. Durch die zuvor getroffenen Annahmen ist \mathcal{S}^Ω abhängig von der Form des Einschlusses Ω , nicht jedoch von seiner Größe, da das Volumen V als unendlich angesehen wird. Ebenfalls ist \mathcal{S}^Ω nicht von den Materialeigenschaften des Einschlusses abhängig, sondern nur von den Eigenschaften des umliegenden Matrixmaterials. Bei Annahme einer isotropen Matrix ist hierfür nur die Kenntnis der Querkontraktionszahl nötig. Nach gleicher Betrachtung der Eigenspannungen ist es ebenfalls möglich, einen Tensor T^Ω 4. Stufe gemäß Gleichung (2.19) zu definieren.

$$\sigma^S = T^\Omega: \sigma^* \quad (2.19)$$

Durch den festen Zusammenhang, in dem diese beiden Tensoren stehen, liefert die Summation der Gleichungen (2.18) und (2.19) die Beziehungen zwischen den Eigendehnungen und den Eigenspannungen in Ω gemäß den Gleichungen (2.20) und (2.21),

$$0 = \sigma^* + L: \varepsilon^* \quad (2.20)$$

$$0 = \varepsilon^* + M : \sigma^* \quad (2.21)$$

wobei L für den Steifigkeitstensor und M für den Nachgiebigkeitstensor steht. Diese Gleichungen bilden die Basis zur Berechnung der elastischen Eigenschaften eines Verbundwerkstoffes mit beliebiger Anzahl von geometrisch bestimmten Einschlüssen. Die homogenisierte Steifigkeit eines solchen Volumens wird nach Eshelby durch den Steifigkeitstensor \bar{L} nach Gleichung (2.22) berechnet.

$$\bar{L} = L_M + \sum_{r=1}^N \varphi_r (L_r - L_M) [I + S_r (M_M L_r - I)]^{-1} \quad (2.22)$$

Hierbei steht der Index M für Matrix, N steht für die Anzahl der verschiedenen Einschlüsse und φ für den jeweiligen Volumenanteil. Die Nachgiebigkeit des gesamten Volumens wird mit Gleichung (2.23) durch den Nachgiebigkeitstensor \bar{M} berechnet.

$$\bar{M} = M_M + \sum_{r=1}^N \varphi_r [(L_r - L_M) S_r + L_M]^{-1} (L_r - L_M) M_M \quad (2.23)$$

Bei der Prüfung dieser Gleichungen auf Konsistenz mittels der Bedingung $\bar{M}\bar{L} = I$ ist jedoch zu erkennen, dass diese nur gegeben ist, wenn der Volumenanteil der Einschlüsse gering ist ($\varphi_r^2 \rightarrow 0$) [186].

Auf diesen Grundlagen wurde von Mori-Tanaka [189] ein Ansatz formuliert, der eine gegenseitige Wechselwirkung zwischen den Einschlüssen berücksichtigt. Hierbei wird jedem Einschluss eine Auswirkung auf die Matrix zugesprochen. Die Beanspruchung eines einzelnen Einschlusses ist jedoch von der Matrixverzerrung und Matrixspannung abhängig und somit auch vom Vorhandensein weiterer Einschlüsse. Auch in diesem Fall sei für eine ausführliche Herleitung des Steifigkeitstensors und des Nachgiebigkeitstensors nach Gleichung (2.24) und (2.25) auf die Autoren Mori und Tanaka

selbst verwiesen. Diese Gleichungen zur Berechnung des homogenisierten Steifigkeitstensors

$$\bar{L} = \sum_{r=0}^N \varphi_r L_r T_r \left[\sum_{n=0}^N \varphi_n T_n \right]^{-1} \quad (2.24)$$

und des Nachgiebigkeitstensors

$$\bar{M} = \sum_{r=0}^N \varphi_r T_r \left[\sum_{n=0}^N \varphi_n L_n T_n \right]^{-1} \quad (2.25)$$

mit

$$T_{r,n} = [I + S_{r,n} L_M^{-1} (L_{r,n} - L_M)]^{-1} \quad (2.26)$$

können somit der Fachliteratur entnommen werden [186]. Dieser Ansatz ermöglicht eine deutlich genauere Abbildung der elastischen Eigenschaften eines Verbundwerkstoffes mit hohem Faservolumengehalt als die Grundgleichungen von Eshelby. Auch ist aus den Gleichungen zu erkennen, dass die Bedingung $\bar{M}\bar{L} = I$ für alle Volumenanteile der Einschlüsse erfüllt ist. Allerdings ist zu beachten, dass der Ansatz von Mori-Tanaka eine exakte Lösung nur für den Fall liefert, dass die Querkontraktionszahlen von Matrix und Faser gleich sind [186]. Der entstehende Fehler bei einer Verletzung dieser Voraussetzung ist jedoch gering und kann durch die Tatsache der relativ ähnlichen Querkontraktionszahlen von Glas und Kunststoff vernachlässigt werden.

2.5.4 Laminattheorie

Die in Abschnitt 2.5.3 homogenisierten Einzelschichten können anschließend rechnerisch zu einem Laminat zusammengesetzt werden. Hierfür

wird die Laminattheorie [61, 190] verwendet, die unter der Voraussetzung ebener Spannungszustände ermöglicht, orthotrope Schichtverbunde abzubilden. Durch das Zusammensetzen des Mehrschichtverbundes aus mehreren zuvor homogenisierten Einzelschichten können somit die homogenisierten elastischen Eigenschaften des Laminats berechnet werden. Innerhalb der zuvor beschriebenen Voigt'schen Notation können nachfolgend die einzelnen Komponenten der 6x6-Steifigkeitsmatrix des Laminats \bar{C} nach den allgemeinen Formeln gemäß Gleichung (2.27) bis (2.31) nach Qu [186] berechnet werden.

$$\bar{C}_{ij} = \sum_{k=1}^N \varphi_k \left[C_{ij}^{(k)} - \frac{C_{i3}^{(k)} C_{j3}^{(k)}}{C_{33}^{(k)}} + \frac{C_{i3}^{(k)}}{C_{33}^{(k)}} \left(\sum_{r=1}^N \frac{\varphi_r}{C_{33}^{(r)}} \right)^{-1} \left[\sum_{m=1}^N \frac{\varphi_m C_{3j}^{(m)}}{C_{33}^{(m)}} \right] \right] \quad (2.27)$$

für $i, j = 1, 2, 3, 6$

$$\bar{C}_{ij} = \frac{1}{D} \sum_{k=1}^N \frac{\varphi_k C_{ij}^{(k)}}{\Delta^{(k)}} \quad (2.28)$$

für $i, j = 4, 5$, wobei

$$D = \sum_{k=1}^N \frac{\varphi_k C_{55}^{(k)}}{\Delta^{(k)}} \sum_{k=1}^N \frac{\varphi_k C_{44}^{(k)}}{\Delta^{(k)}} - \left[\sum_{k=1}^N \frac{\varphi_k C_{45}^{(k)}}{\Delta^{(k)}} \right]^2 \quad (2.29)$$

$$\Delta^{(k)} = C_{44}^{(k)} C_{55}^{(k)} - (C_{45}^{(k)})^2 > 0 \quad (2.30)$$

ist. Für alle weiteren Größen gilt:

$$\bar{C}_{ij} = 0 \quad (2.31)$$

mit $i = 1, 2, 3, 6$ und $j = 4, 5$

Hierbei gibt φ_k den Volumenanteil und $C_{ij}^{(k)}$ mit $i, j = 1 \dots 6$ die zugehörigen Steifigkeitskomponenten der k -ten Laminatschicht an. Die Gesamtanzahl der verschiedenen Laminatschichten wird mit N angegeben.

Diese Gleichungen bilden den elastischen Zug- und Druckbeanspruchungsfall ab. Komplexere Beanspruchungen, wie zum Beispiel Biege- und Torsionsbeanspruchungen von Verbundlaminaten, können mit diesen Gleichungen nicht beschrieben werden, da die einzelnen Laminatschichten unterschiedlichen Dehnungen ausgesetzt werden. Hierfür werden zusätzlich geometrische Informationen bezüglich des Mehrschichtverbundwerkstoffes benötigt. Diese beinhalten neben der exakten Stapelreihenfolge der einzelnen Laminatschichten auch deren Dicke [61].

3 Versuchswerkstoffe und Probengeometrien

Das folgende Kapitel gliedert sich in drei Hauptthemen. Zunächst wird in einer kurzen Übersicht auf die verschiedenen Einzelkomponenten eingegangen, die die Basis der späteren Verbundwerkstoffe darstellen. Nachfolgend werden die verschiedenen Laminataufbauten näher erklärt, die die verschiedenen Plattenkonfigurationen zur späteren Charakterisierung bilden. Ebenso wird im letzten Teil dieses Kapitels auf die verwendeten Probengeometrien der mechanischen Untersuchungen näher eingegangen werden.

3.1 Einzelkomponenten der untersuchten Verbundwerkstoffe

In den nachfolgenden Abschnitten werden die verwendeten Einzelkomponenten der untersuchten Verbundwerkstoffe beschrieben. Es handelt sich dabei um die in allen Versuchsplatten verwendeten Verstärkungsfasern und deren Faserarchitektur sowie um die prozessbedingten Matrixsysteme sowohl auf duroplastischer als auch auf thermoplastischer Basis.

3.1.1 Verstärkungsfasern

Die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Verstärkungsfasern wurden aus dem Produktkatalog der Firma Interglas bezogen. Dabei handelt es sich um ein Leinwandgewebe aus E-Glas mit der Typennummer 92146. Dieses Produkt zählt zu der Gruppe der unidirektionalen Gewebe, da es eine Architektur besitzt, bei der 90 % der verwebten Fasern in die in Abbildung 3.1 als 1-Richtung bezeichnete Webrichtung verarbeitet sind. Die restlichen

10 % der Verstärkungsfasern sind um 90° entlang der 2-Richtung ausgerichtet und dienen als Fixierung der Fasern in Hauptfaserrichtung. Durch die damit verbundene unterschiedliche Dickenverteilung der verwendeten Rovings kommt es bei der vorliegenden Faserplatte zu einer unterschiedlich stark ausgeprägten Faserondulation entlang der beiden Faserrichtungen. Wie zu erkennen ist, werden die Fasern entlang der 1-Richtung wegen des dickeren Rovings kaum durch die Webstruktur beeinflusst, wohingegen die dünneren Rovings entlang der 2-Richtung stark ondulieren. Diese Grundstruktur hat, wie in späteren Teilen dieser Arbeit zu erkennen ist, einen großen Einfluss auf das gesamte Materialverhalten.

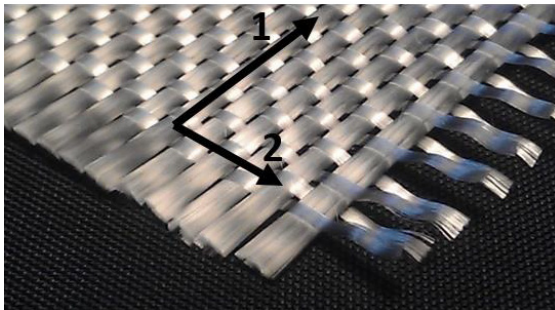


Abbildung 3.1

Webstruktur einer einzelnen Faserlage

Gemäß Datenblatt besitzt die verwendete Faserplatte ein Flächengewicht von 425 g/m^2 , was auch durch eigene Messungen mittels des Prinzips von Archimedes bestätigt werden konnte. Die Dichte des verwendeten E-Glas beträgt $2,6 \text{ g/cm}^3$. Die verwendete Schlichte besitzt die Firmenbezeichnung FK800 und ist laut Hersteller für den Einsatz als Haftvermittler zwischen den Glasfasern und einer duroplastischen sowie einer thermoplastischen Matrix geeignet. [191]

3.1.2 Duroplastische Matrix des konventionellen und des Compression-RTM-Prozess

Die Auswahl der in den duroplastischen RTM-Prozessen verwendeten Matrix fiel auf ein hochreaktives Epoxidharzsystem für die industrielle Anwendung der Firma Huntsman. Es handelt sich dabei um das Epoxidharz XB 3585, das mit dem Härter XB 3458 im Verhältnis von 100:19 Masseprozent vermischt wird, um eine polyadditive Reaktion zu starten. Die Polymerisation läuft dabei exotherm ab und kann durch das Einbringen zusätzlicher thermischer Energie zunehmend beschleunigt werden. Bei Werkzeugtemperaturen um 100 °C verkürzt sich die Verarbeitbarkeit des Epoxidharzsystems auf weniger als 2 Minuten. Allerdings wird bei erhöhten Temperaturen ebenfalls die Viskosität signifikant um bis zu einem Faktor 15 verringert, was die Infiltration der Preform stark erleichtert. [192]

3.1.3 Thermoplastische Matrix des thermoplastischen RTM-Prozesses

Als thermoplastische Matrix der im TRTM-Prozess hergestellten Verbundwerkstoffe wird ein Gusspolyamid 6 (PA 6-G) verwendet. Die Hauptkomponente des PA 6-G ist das ϵ -Caprolactam der Firma Lanxess. Des Weiteren kommt zur Aktivierung der Polymerisation ein Aktivator der Firma Brüggemann mit der Bezeichnung C20 sowie ein Katalysator ebenfalls von der Firma Brüggemann mit der Produktbezeichnung C10 zum Einsatz. Das Mischungsverhältnis zwischen ϵ -Caprolactam, Aktivator und Katalysator beträgt hierbei 50:1:2 Masseprozent. Da die anionische Polymerisation von Caprolactam bereits durch geringe Feuchtigkeitsmengen unterbunden wird, ist bei allen Ausgangsstoffen sowie bei dem gesamten Fertigungsprozess auf einen vollständigen Feuchtigkeitsausschluss zu achten. Da bei der ablaufenden Polymerisation das ringförmige ϵ -Caprolactam zu einem Kettenmolekül aufgespalten wird, setzt eine Schwindung des Gesamtvolumens von ca. 8 % ein, was in der späteren Prozessführung beachtet werden

muss. Die Polymerisation verläuft dabei exotherm und kann durch Feuchtigkeit, Temperatur und Konzentrationsänderungen der Additive maßgeblich beeinflusst werden. Durch die Wahl der Mischungstemperatur von 115 °C steht zur Infiltration der Preform ein Zeitfenster von nur ca. 30-50 Sekunden zur Verfügung. [193, 194]

3.2 Aufbau der Verbundwerkstoffe

Zur Gewährleistung einer Vergleichbarkeit zwischen den unterschiedlichen Herstellungsprozessen wurde ein Plattenlayout gewählt, das auf allen drei Prozessen einstellbar war. In jedem Fertigungsprozess wurden zwei verschiedene Lagenaufbauten realisiert. Aus diesen konnten jeweils Proben mit drei unterschiedlichen Faserorientierungen entnommen werden.

Für alle Versuchsplatten wurde zunächst eine Nenndicke von 2 mm definiert. Somit sollte sichergestellt werden, dass sich durch die Verwendung der gleichen Fasermatten, die bereits in Abschnitt 3.1.1 beschrieben wurden, ein vergleichbarer Faservolumengehalt von ca. 50 Vol-% einstellt. In Abbildung 3.2 links ist der Lagenaufbau mit einer 6x[0°] Schichtung zu erkennen. Dies bedeutet, dass 6 Faserlagen mit der zuvor beschriebenen 1-Richtung 0°-orientiert als Preform in die Kavität der Presse eingelegt werden. Somit stellt sich eine Faserverteilung von 90 % der Gesamtfasern in 0°-Richtung ein und Proben, die entlang dieser Orientierung entnommen werden, erhalten die Bezeichnung 0°-längs-Proben. Die restlichen Fasern befinden sich 90°-orientiert und unterliegen wie bereits erwähnt einer starken Ondulation. Diese Proben tragen die Bezeichnung 0°-quer-Proben.

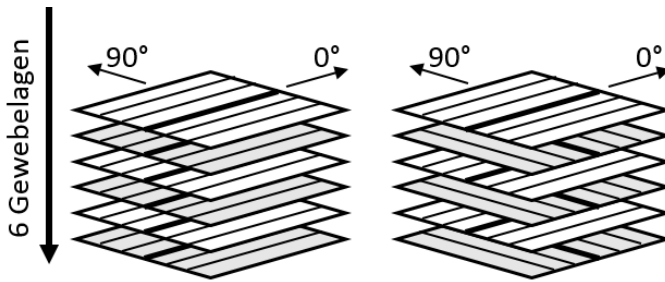


Abbildung 3.2

Faserlagenaufbau der Versuchsplatten; links $6x[0^\circ]$; rechts $3x[0^\circ/90^\circ]$

Abbildung 3.2 rechts hingegen zeigt einen asynchronen Lagenaufbau $3x[0^\circ/90^\circ]$. Hierbei werden die Hauptfaserrichtungen der Faserlagen beim Schichten der Preform abwechselnd um 90° verdreht. Folglich stellt sich eine Faserverteilung von 50 % in 0° -Richtung und 50 % in 90° -Richtung ein. Auch verteilt sich die Faserondulation zu gleichen Teilen. Proben dieser Plattenkonfiguration werden nachfolgend als $0^\circ/90^\circ$ -Proben bezeichnet. Nur in wenigen Ausnahmen, wie zum Beispiel einer Biegebeanspruchung, wird auch bei diesem Plattenaufbau mit dem Zusatz „längs“ in 0° -Richtung und „quer“ für die 90° -Richtung eine weitere Unterscheidung getroffen. Der Grund ist die neutrale Faser bzw. Nulllinie, die bei diesem Lagenaufbau nicht in der geometrischen Mitte liegt. Somit werden bei solchen Untersuchungen auch bei den $3x[0^\circ/90^\circ]$ Platten unterschiedliche mechanischen Eigenschaften entlang der 0° - und 90° -Orientierung gemessen.

3.3 Probengeometrien

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften der verschiedenen RTM-Prozesse unterschiedliche quasistatische Versuche durchgeführt. Aus Vergleichbarkeitsgründen wurde versuchsplattenübergreifend für die einzelnen Untersuchungen die gleiche Probengeometrie verwendet. Da die Versuchsplatten eine Nenndicke von

2 mm besitzen, ist dieses Probenmaß bereits für nahezu alle Probenkörper als fix zu betrachten. Durch die herstellungsbedingten Schwankungen der Plattendicken konnte dieses Maß nicht für alle Proben gleich gehalten werden, weswegen die Plattendicke nachfolgend mit dem Nennmaß und einen Sternindex (*) angegeben wird.

3.3.1 Probengeometrie zur Strukturcharakterisierung der Versuchsplatten

Für die Strukturcharakterisierung wurden aus den verschiedenen Probenplatten quadratische Prüfkörper mit den Abmaßen von 20 x 20 mm² mittels Wasserstrahlschneiderverfahren herausgeschnitten. Durch die Notwendigkeit einer exakten geometrischen Volumenvermessung wurden alle Schnittkanten nachträglich geschliffen, um die prozessbedingte, leicht schräge Schnittkante des Wasserstrahls zu korrigieren.

3.3.2 Einzelfaserzugproben

Die Fasern zur Messung der Verstärkungfaserseigenschaften wurden direkt aus den angelieferten Faserplatten herauspräpariert. Hierzu wurden aufgrund der geringeren Faserondulation die Rovings entlang der Hautfaserrichtung entnommen. Anschließend wurden die einzelnen Fasern vorsichtig mit einer Pinzette aus dem Roving gelöst. Insgesamt wurden vier verschiedene Probengeometrien präpariert. Diese unterschieden sich in der Länge. Somit wurden Einspannlängen von 20, 40, 60 und 80 mm realisiert. Zusätzlich wurde eine Überlänge von ca. 20 mm pro Seite für die Einspannung der Proben aufgeschlagen.

3.3.3 Zugversuchproben

Für die quasistatischen Untersuchungen unter Zugbeanspruchung wurden zwei verschiedene Probengeometrien gewählt. Alle unverstärkten Proben wurden aus den Versuchsplatten gefräst. Wegen des größeren Probenumfangs wurden alle faserverstärkten Proben durch Wasserstrahlschneidverfahren herausgearbeitet.

Bedingt durch die schwierigere Herstellung von porenfreien unverstärkten Versuchsplatten, bestehend aus den Matrixwerkstoffen, die in den Abschnitten 3.1.2 und 3.1.3 beschrieben wurden, ist eine kleine Probenabmessung, wie in Abbildung 3.3 zu erkennen ist, gewählt worden.

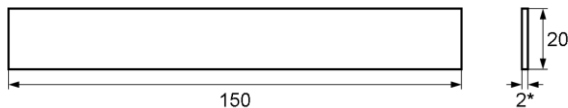


Abbildung 3.3

Probengeometrie für quasistatische Zugversuche unverstärkter Materialien

Die Grundabmaße dieser plattenförmigen Probe betragen 150 mm längs in Zugbeanspruchungsrichtung und 20 mm quer dazu. Aufgrund der geringen Kräfte konnte auf Krafteinleitungselemente verzichtet werden. Als Einspannlänge wurden 90 mm gewählt, wodurch sich eine Klemmlänge in den Einspannungen von 30 mm pro Seite ergab. Um zu prüfen, ob das unverstärkte Matrixmaterial bei allen Fertigungsprozessen tatsächlich isotrop ist, wurden bei der Probeentnahme unterschiedliche Orientierungen gewählt.

Bei den faserverstärkten Zugproben hingegen gestaltete sich die Probengeometrie wegen der zu erwartenden höheren Zugkräfte komplexer. Ebenfalls kamen, wie in Abbildung 3.4 zu erkennen ist, Flachzugproben zum Einsatz. Allerdings wurden diese wegen der hohen Klemmkkräfte in den Einspannbereichen mit zusätzlichen Krafteinleitungselementen versehen. Diese 2 mm dicken Bleche wurden aus Aluminium gefertigt und einseitig

mit einer 20° Schräge versehen, um die Kerbwirkung in der Krafteinleitungszone zu verringern. Bevor die Krafteinleitungselemente mit dem Epoxidfilmkleber FM® 94 der Firma Cytec auf die Proben aufgebracht wurden, wurden sie beidseitig glasperlengestrahlt und entfettet, um eine gleichmäßig leicht aufgeraute und reine Klebefläche zu erhalten. Der Probenkörper selbst wurde im Bereich der Klebung händisch mittels Sandpapier mit einer Körnung von 600 aufgeraut und ebenfalls entfettet.

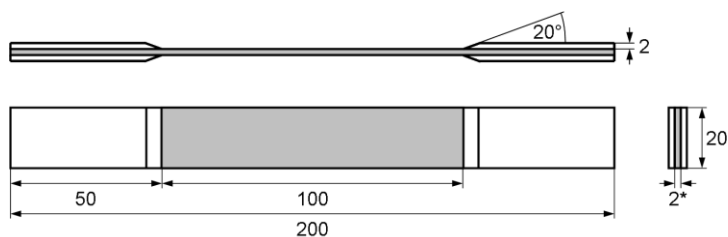


Abbildung 3.4

Probengeometrie für quasistatische Zugversuche verstärkter Materialien

Die Grundabmaße dieser plattenförmigen Probe betragen 200 mm längs in Zugbeanspruchungsrichtung und 20 mm quer dazu. Die Krafteinleitungselemente waren im Bereich der Klebung 50 mm lang und überdeckten die volle Breite der Probe. Durch die verwendete 20° Schräge an den Krafteinleitungselementen verringerte sich jedoch die tatsächliche Klemmlänge an den Einspannbacken, wodurch durch die erhöhte Flächenpressung das Rutschen in der Einspannung zusätzlich gehemmt wurde. Unabhängig von der Einspannlänge ergab sich durch die Krafteinleitungselemente eine Messstrecke im Probenbereich von 100 mm.

Diese Probengeometrie wurde für die Zugversuche aller Faserverbunde und aller zugehörigen Faserorientierungen verwendet. Durch die hinreichend lange Messstrecke war auch die Messung der Querkontraktionszahl mit dieser Probengeometrie möglich. Hierzu mussten jedoch für eine hö-

here Oberflächenqualität die Seitenkanten der Probe nachträglich mit feinem Sandpapier nachgeschliffen werden. Ebenso wurden die Schädigungsmessungen unter Zugbeanspruchung mit inkrementellen Entlastungsphasen unter Verwendung dieser Geometrie vollzogen.

3.3.4 Druckversuchsproben

Da das Ausknicken der Druckproben während der Versuchsführung als kritisch betrachtet werden muss und nach DIN EN-ISO 14126 zu nicht gültigen Versuchsergebnissen führt, wurden die verwendeten Versuchsproben in starker Anlehnung an diese Norm gefertigt. Einzig die freie Messstrecke wurde bei den verwendeten Proben aus Zugänglichkeitsgründen von 10 mm auf 12 mm vergrößert. Wie auch schon bei den Zugproben in Abschnitt 3.3.3 beschrieben, kamen bei den Druckproben ebenfalls Krafteinleitungselemente zum Einsatz. Das Aufkleben der Krafteinleitungselemente erfolgte hierbei durch die gleichen Bearbeitungsschritte wie bei den Zugproben. Durch die verlängerte Messstrecke und das Beibehalten der Krafteinleitungslänge an der Klebung von 50 mm pro Seite wurden die hier verwendeten Proben insgesamt 2 mm länger. In der späteren Versuchsführung konnte diese Abweichung von der Norm durch die Position der Einspannbacken kompensiert werden. Alle Probenkanten wurden wasserstrahlgeschnitten und blieben nachträglich unbehandelt. Die somit leicht konischen Stirnflächen konnten allerdings toleriert werden, da die Krafteinleitung in die Proben ausschließlich über die Krafteinleitung mittels Schub und nicht über die Stirnflächen mittels Druck realisiert wurde. Die vollständig bemaßte Probengeometrie ist in Abbildung 3.5 dargestellt.

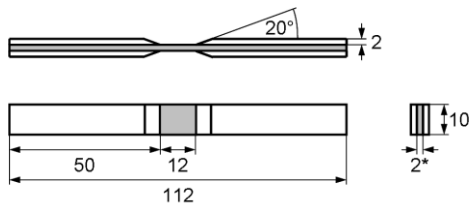


Abbildung 3.5

Probengeometrie für quasistatische Druckversuche verstärkter Materialien

Auf die Druckversuche an den reinen, unverstärkten Matrixmaterialien wurde aufgrund der geringeren Kräfte auf den Einsatz von Krafteinleitungselementen verzichtet. Die Grundabmessungen wurden gemäß Abbildung 3.5 beibehalten.

3.3.5 Drei-Punkt-Biegeprobe

Die in Abbildung 3.6 dargestellte Probengeometrie zum Ermitteln der Drei-Punkt-Biegeeigenschaften wurde auf Grundlage der DIN EN-ISO 14125 [195] gewählt. Die verwendete Probengeometrie entspricht hierbei den Klasse-III-Proben für den Drei-Punkt-Biegeversuch.

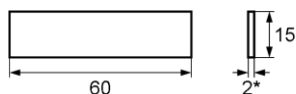


Abbildung 3.6

Probengeometrie für quasistatische Drei-Punkt-Biegeversuche verstärkter Materialien

Auch in diesem Fall wurden alle Proben mittels Wasserstrahlschneiden aus den Versuchsplatten herausgeschnitten. Ein Nacharbeiten der Schnittkanten entfiel.

3.3.6 Probengeometrie Push-Out-Versuche

Für die Push-Out-Versuche wurden Dünnschliffe aus den Versuchsplatten mit einer Dicke von 40 bis 100 μm herauspräpariert. Um sicherzustellen, dass sich eine hohe Anzahl an Glasfasern orthogonal zur Schliffebene befindet, wurden die verwendeten Proben ausschließlich aus Versuchsplatten mit einer Architektur gewählt, bei der 90 % aller Verstärkungsfasern in einer Richtung orientiert sind. Somit sind auf den Schliffebenen die eingebetteten Querschnittsformen der Rovings in Hauptfaserrichtung zu erkennen. In den weiß dargestellten Bereichen in Abbildung 3.7 befinden sich Nester von unverstärkter Matrix sowie die übrigen 10 % der Verstärkungsfasern, die sich parallel zur Schliffebene befinden und daher für den Faser-Push-Out-Versuch ungeeignet sind. Da somit eine einzelne Probe genug Fasern zum Indentieren lieferte, wurden je Fertigungsprozess drei Proben mit guter Oberflächenqualität und möglichst konstanter Probendicke präpariert.

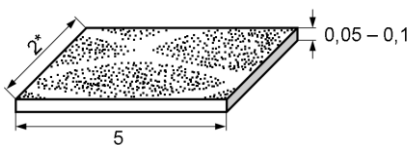


Abbildung 3.7

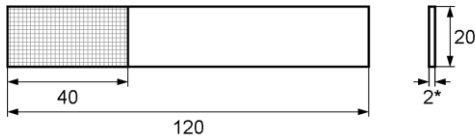
Probengeometrie für Push-Out-Versuche verstärkter Materialien

Die Breite der Dünnschliffe von ca. 2 mm ist durch die Plattendicke vorgegeben. Als Probenlänge wurden 5 mm gewählt, um zu gewährleisten, dass zum einen hinreichend viele Fasern für die Versuchsführung vorhanden waren und zum anderen die Probe an den Enden Platz für eine Klemmung auf dem Probenhalter bietet. Ein begrenzender Faktor zur Fertigung von längeren Proben war die Gefahr der Wellenbildung beim Schleifen. Bei der Herstellung der Versuchsproben wurden zunächst ca. 1 mm dicke Rohlinge

mittels einer Präzisionssäge aus den Versuchsplatten entnommen. Anschließend wurden beide Seiten schrittweise mit immer feiner gewähltem Schleifpapier nach [196] nachbehandelt. Somit konnte nicht nur eine Probendicke von wenigen Mikrometern (ca. 50 μm) realisiert werden, sondern auch eine sehr hohe Oberflächenqualität, die für das Anvisieren der Glasfasern und für eine schädigungsfreie Grenzfläche an der Probenoberfläche nötig ist.

3.3.7 Probengeometrie zur Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate

Zur Messung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate wurden, wie bereits in Abschnitt 2.4.4.3 beschrieben, drei verschiedene Belastungsarten untersucht, für die die Probengeometrien im Folgenden beschrieben werden. Um die Probenvielfalt überschaubar zu halten, wurde für alle drei Belastungsfälle derselbe Grundkörper aus den Versuchsplatten durch Wasserstrahlschneidverfahren herausgetrennt und individuell angepasst. Dieser ist in Abbildung 3.8 schematisch dargestellt. Die Abmaße beruhen hierbei auf der kleinen Probenvariante der ASTM D 6671/D 6671M-06 [197], um die komplexe Mixed-Mode-Bending (MMB) Versuchsführung exakt nachbilden zu können. Die in den DCB (Mode-I)- und ENF (Mode-II)-Versuchen vorgesehenen Probengeometrien [198, 199] konnten hingegen leicht auf die in Abbildung 3.8 dargestellten Abmaße geändert werden, da der Versagensmechanismus unverändert bleibt.


Abbildung 3.8

Grundgeometrie für quasistatische Risszähigkeitsversuche verstärkter Materialien; Probengeometrie ENF-Prüfkörper

Da üblicherweise Risszähigkeitsuntersuchungen an reinen UD-Proben unternommen werden, wurden im Rahmen dieser Arbeit für alle verwendeten Herstellungsprozesse 0° -längs-Proben der $6 \times [0^\circ]$ Faserarchitektur gemäß Abschnitt 3.2 verwendet. Somit belief sich der Anteil der Fasern in Belastungsrichtung auf 90 %. Zusätzlich wurde bei der Fertigung der Versuchsplatten zwischen die dritte und vierte Faserlage eine 40 mm breite Teflonfolie mit in die Preform integriert, die in Abbildung 3.8 schraffiert dargestellt ist. Diese Folie dient als mittig in der Plattendicke positionierter künstlicher Anriss und wurde, um einen Einfluss auf die Messungen zu verhindern, bei allen Proben mit handelsüblicher Zahnseide nach dem Probenzuschnitt wieder entfernt.

Für die Risszähigkeitsuntersuchungen unter Mode-II-Beanspruchung konnte diese Probengeometrie direkt verwendet werden, wohingegen bei den Mode-I- und Mixed-Mode-Untersuchungen eine weitere Modifikation der Versuchsproben unternommen werden musste. Zur Realisierung einer senkrecht zu den Laminebenen orientierten Zugbeanspruchung wurden die Proben gemäß Abbildung 3.9 mit Klavierscharnieren versehen.

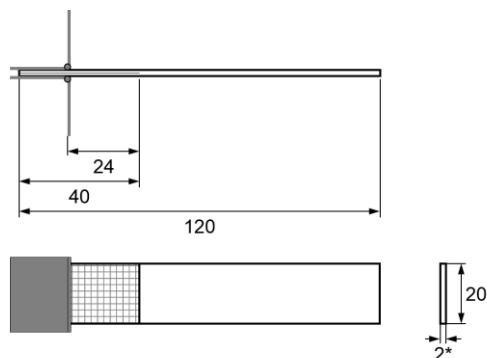


Abbildung 3.9

Probengeometrie DCB- und MMB-Prüfkörper

Die hierfür verwendeten Norm-Scharniere nach DIN 7954 [200] Form D mit 25 mm Höhe wurden mit einem 2-Komponenten-Epoxidharzkleber auf die zuvor mit Schleifpapier angerauten und mit Aceton entfetteten Klebeflächen geklebt. Da sich bei den TRTM-Proben bei der Durchführung der DCB-Versuche die Scharniere aufgrund der hohen Schälbeanspruchung noch vor der Rissinitiierung vom Prüfkörper lösten, wurden die Scharniere zusätzlich an den bereits vorhandenen DIN-Bohrungen verschraubt.

3.4 Übersicht über die charakterisierten Probenvarianten

Zur besseren Übersicht, aus welchen Versuchsplatten und in welcher Anzahl die in Abschnitt 3.3 vorgestellten Probengeometrien hergestellt wurden, sind die nachfolgenden Tabellen zusammengestellt worden. In Tabelle 1 sind alle Probengeometrien mit entsprechender Anzahl für die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften der Einzelkomponenten der untersuchten Verbundwerkstoffe zu finden.

Tabelle 1: Probenvarianten der Einzelkomponenten

Probenvariante	Probenanzahl und Eigenschaften			
Matrix	duroplastisch		thermoplastisch	
Strukturanalyse	6 Stk.		5 Stk.	
Zugproben	5 Stk.		3 Stk.	
Druckproben	5 Stk.		3 Stk.	
Verstärkungsfaser	Einspannlänge			
	20 mm	40 mm	60 mm	80 mm
Zugproben	50 Stk.	50 Stk.	50 Stk.	50 Stk.

In Tabelle 2 finden sich alle Proben, die für die Charakterisierung der Verbundplatten benötigt worden sind. Hierbei ist auf den strukturellen Plattenaufbau gemäß Abschnitt 3.2 zu achten, da nicht alle Faseranordnungen für die späteren Untersuchungen geeignet oder sinnvoll sind. Die in Tabelle 2 angegebene Probenauswahl gilt hierbei für alle drei verwendeten Fertigungsverfahren.

Tabelle 2: Probenvarianten der Verbundplatten

Probenvariante	6x[0°]		3x[0°/90°]	
	längs	quer	längs	quer
Strukturanalyse	6 Stk.		6 Stk.	
Zugproben	8 Stk.	8 Stk.	8 Stk.	
Druckproben	5 Stk.	5 Stk.	5 Stk.	
3-P-Biegung	4 Stk.	4 Stk.	4 Stk.	4 Stk.
Push-Out-Proben	3 Stk.	--	--	--
Risszähigkeit	5/5/20 Stk. ¹	--	--	--

¹ Proben für Mode-I / Mode-II / Mixed-Mode-Messungen

4 Experimentelle Durchführung

Für alle folgenden Versuche gilt, dass die Probenentnahme aufgrund der kleinen Probenabmessungen über die Plattenabmaße verteilt erfolgte, um lokale Strukturschwankungen in den verschiedenen Versuchsplatten in Form einer entsprechenden Standardabweichung zu erfassen.

4.1 Konditionierung der Versuchswerkstoffe

Durch die Eigenschaft der reversiblen Feuchtigkeitsaufnahme und -abgabe von Polyamid 6 wurden alle Versuchsproben des thermoplastischen RTM-Prozesses nach den Vorgaben der schnellen Konditionierung [201] vor der Durchführung der eigentlichen Versuche für mindestens 24 Stunden in einem Ofen bei 70 °C konditioniert. Anschließend wurden die Proben in einem Exsikkator aufbewahrt, um eine Wasseraufnahme durch die Luftfeuchtigkeit zu vermeiden. Die Versuchsproben mit einer duroplastischen Epoxidharzmatrix wurden keiner weiteren Konditionierung unterzogen.

4.2 Strukturcharakterisierung der Verbundwerkstoffe

Unter dem allgemeinen Begriff der Strukturcharakterisierung werden im Folgenden Kenngrößen der Versuchsplatten beschrieben, die die spezifischen Einflüsse der verwendeten RTM-Prozesse abbilden und später einen direkten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben.

4.2.1 Dichte

Die Dichte der einzelnen Verbundkomponenten ρ wurde nach dem Prinzip von Archimedes gemessen. Als flüssiges Tauchmedium wurde bei allen Versuchen destilliertes Wasser verwendet. Um die exakte Dichte des Wassers zu ermitteln, musste zusätzlich während der Versuche die Wassertemperatur gemessen und die entsprechenden Werte in die Berechnungsformel (4.1) eingetragen werden.

$$\rho = \frac{m \cdot \rho_{\text{Wasser}}}{m - m_{\text{nass}}} \quad (4.1)$$

Als weitere Eingangsgrößen dieser Berechnung kommen das Gewicht der Verbundkomponente m und das Gewicht desselben Volumens unter Wasser m_{nass} hinzu.

Aufgrund einer vorliegenden geschlossenen Porosität bei allen betrachteten Verbundplatten konnte die Dichte nicht mit dem Prinzip nach Archimedes gemessen werden. Daher wurde die Dichte des Verbundes auf Grundlage des gemessenen Trockengesamtgewichts m_{ges} und des zugehörigen quaderförmigen Volumens V_{ges} mittels nachfolgender Formel (4.2)

$$\rho_{\text{ges}} = \frac{m_{\text{ges}}}{V_{\text{ges}}} = \frac{m_{\text{ges}}}{H B L} \quad (4.2)$$

bestimmt, wobei H , B und L für Höhe, Breite und Länge des gemessenen Volumens stehen.

4.2.2 Faservolumengehalt

Zur Bestimmung des Faservolumengehaltes φ_F konnte mit Kenntnis des Flächengewichts m_{FL} einer einzelnen Faserlage [191] nach (4.3) auf ein mathematisches Modell zurückgegriffen werden.

$$\varphi_F = \frac{V_F}{V_{ges}} = \frac{m_{FL} \cdot k}{H \cdot \rho_F} \quad (4.3)$$

Hierzu werden für die Berechnung als weitere Eingangsgrößen die Faserlagenanzahl k und die mittels (4.1) berechnete Dichte der Verstärkungsfasern ρ_F benötigt.

4.2.3 Porosität

Durch die zuvor bestimmte Dichte des verwendeten, unverstärkten Matrixpolymers ρ_M und der trockenen Verstärkungsfaser ρ_F nach (4.1), wurde die Porosität φ_L mittels der folgenden Formel (4.4) bestimmt.

$$\varphi_L = \left(1 - \frac{m_{ges}}{H B L \rho_M} - \frac{m_{FL} k}{H \rho_M} - \frac{m_{FL} k}{H \rho_F} \right) \quad (4.4)$$

Bedingt durch den Laminataufbau ist für alle vermessenen Proben die Faserlagenanzahl $k=6$. Das ebenfalls bereits aus dem Datenblatt bekannte Faserflächengewicht m_{FL} sowie das Gesamtgewicht m_{ges} und die geometrischen Abmaße der Probe sind weitere Eingangsgrößen für die Berechnung. Es sei angemerkt, dass dieser Berechnungsart die Annahme zugrunde liegt, dass der Lufteinschluss die Masse null besitzt und dass keine weiteren Phasen als die bereits angesprochenen (Matrix, Faser und Luft) im Verbundwerkstoff vorliegen. Mit dieser Formel kann eine geschlossene sowie offene Porosität charakterisiert werden.

4.3 Quasistatische Beanspruchung

4.3.1 Einzelfaserzugversuche

Die Einzelfaserprüfungen wurden extern bei der Firma 3T GmbH mit einem speziellen Faserprüfgerät mit der Produktbezeichnung Favimat+ der Firma Text techno H. Stein GmbH & Co. KG durchgeführt. Bei dieser Faserprüfapparatur werden die einzelnen Faserfilamente mit der gewünschten Einspannlänge in spezielle Einspannbacken mit 4 mm Klemmlänge geklemmt. Zur Kraftmessung wird eine Kraftmessdose mit einer Maximalkraft von 210 cN verwendet. Die Messung der Längenänderungsmessung erfolgt über den Traversenverfahrweg.

Zu Beginn der Prüfung wurden die Fasern schwingend angeregt. Aus den so ermittelten Resonanzfrequenzen wurde über das Vibroskop-Verfahren [202] die Feinheit des Garns bestimmt. Ebenso wurde durch diese Anregung die Fasersteifigkeit dynamisch ermittelt. Zum Erhalt der tatsächlichen mechanischen Steifigkeit unter quasistatischer Belastung wurde allerdings eine separate Messung der Steigung im Spannungs-Dehnungs-Verlauf zwischen $\epsilon_{t1} = 0,003$ und $\epsilon_{t2} = 0,008$ durchgeführt. Anschließend wurde die Faser mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von 2 mm/min bis zum Bruch belastet. Bei den spröden E-Glasfasern wurde der letzte Datenpunkt vor dem sprunghaften Kraftabfall zur Bestimmung der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung der Einzelfaser verwendet. Insgesamt wurden mit jeder gewählten Einspannlänge 50 Einzelfasern vermessen.

4.3.2 Zugversuche

Die Zugprüfung wurde in Anlehnung an die DIN EN-ISO 527-5 [203] an einer Universalprüfmaschine der Firma Zwick durchgeführt. Hierfür wurden die Proben wie in Abschnitt 3.3.3 beschrieben präpariert. Da die Probenlänge bei den Verbundwerkstoffen von den vorgesehenen 250 mm auf 200 mm

verkürzt wurde, wurde die Prüfgeschwindigkeit auf 1,33 mm/min zur Einhaltung der in der Norm vorgesehenen Dehnrates reduziert. Die unverstärkten Proben wurden aufgrund der abermals verkürzten Einspannlänge mit einer Prüfgeschwindigkeit von 1,2 mm/min belastet. Auch die Probenbreite wurde von den vorgesehenen 25 mm auf 20 mm reduziert, um die maximale Klemmlänge des Querdehnungsmessers nicht zu überschreiten. Um den Elastizitätsmodul möglichst schädigungsfrei zu bestimmen, wurde dieser nach Erreichen einer Totaldehnung von $\varepsilon_t = 0,001$ über eine Entlastungsphase ermittelt. Hierbei wurden die Proben auf 30 % der bei $\varepsilon_t = 0,001$ anliegenden Last entlastet und anschließend wieder auf 70 % der Last belastet. Dieser Vorgang wurde insgesamt viermal wiederholt, um viskoelastische Effekte zu minimieren. Bei der letzten Entlastung wurde aus der aufgezeichneten Kurve im Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Elastizitätsmodul durch lineare Interpolation bestimmt. Durch dieses Vorgehen konnte die Schädigung, die bei Belastung von Faserverbundkunststoffen schon früh entsteht, von der Steifigkeitsbestimmung entkoppelt werden. Zeitgleich wurde durch die Messung der Querdehnung innerhalb dieses Zyklus die Querkontraktionszahl bestimmt und der Versuch anschließend abgebrochen. Die Zugfestigkeitswerte wurden im Rahmen der Schädigungsbetrachtung unter Zugbeanspruchung nach 4.4.3 ermittelt, da dort die Proben bis zum vollständigen Versagen belastet wurden.

Die Längsdehnungsmessung erfolgte bei allen Versuchen mittels eines elektronischen multi-x-tense-Ansatzdehnungsmessers der Firma Zwick, wobei Anfangsmesslängen l_0 von 80 mm bei den verstärkten und 70 mm bei den unverstärkten Proben gewählt wurden. Für die Bestimmung der Querdehnung kam ein Clip-on-Ansatzdehnungsmesser der Firma MF Mess- & Feinwerktechnik GmbH zum Einsatz. Es handelte sich dabei um das Modell MFQ-R2 für Flach- und Rundproben mit zwei Messstellen. Der maximale Messbereich betrug hierbei 4 mm.

4.3.3 Ermittlung der Querkontraktionszahl

Das Messen der Querkontraktionszahl an den Verbundplatten der verschiedenen Herstellungsprozesse erfolgte im Rahmen der elastischen Zugversuche gemäß Abschnitt 4.3.2 mittels taktile Dehnungsmessung.

Bei den unverstärkten Matrixmaterialien konnte aus Gründen der hohen Querdehnungen und der daraus entstandenen hohen lokalen Verzerrungen die Querkontraktion nicht wie zuvor taktile ermittelt werden. Zusätzlich benötigte der taktile Clip-on-Querdehnungsmesser aus konstruktiven Gründen eine Vorkraft an den Messführlern, damit der Querdehnungsmesser nicht während der Messung abfällt. Diese punktuelle Last an den Messstellen begünstigt bei den unverstärkten Proben eine Kriechbeanspruchung wodurch die Ergebnisse ebenfalls beeinflusst werden. Aus diesem Grund wurde auf die Ultraschallphasenspektroskopie (UPS) zur Kennwertbestimmung der Matrix zurückgegriffen.

Alle ultraschallspektroskopischen Verfahren ermöglichen es, die effektiven elastischen Konstanten zu bestimmen. In Abbildung 4.1 ist der hierfür benötigte messtechnische Aufbau skizziert. Hierbei wurde ein Netzwerkanalysator der Firma Advantest Typ R3754A verwendet, der mittels einer LabView-Programmierung angesteuert wurde. [204]

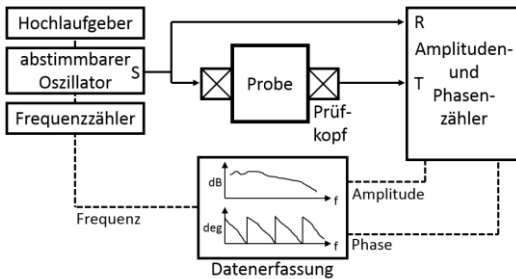


Abbildung 4.1

Schematische Darstellung der Ultraschallphasenspektroskopie nach [205]

Zur Durchführung der einzelnen Messungen wurden immer zwei baugleiche Prüfköpfe gewählt. Insgesamt kamen zwei unterschiedliche Ultraschallprüfkopfbauarten mit den Kennungen „Parametrics V122“ mit einer longitudinalen Polarisierung und „Parametrics V155“ mit einer transversalen Polarisierung zum Einsatz. Für die Ankopplung der Messköpfe an die Probe wurde Rübensirup verwendet, der anschließend mit destilliertem Wasser wieder entfernt wurde. Das aufgezeichnete Phasenspektrum jeder Messung enthielt 1201 Datenpunkte mit einer Messzeit pro Datenpunkt von 16,7 ms. In longitudinaler Anregungsrichtung wurde dabei in einem Frequenzspektrum von 10 kHz bis 15 MHz geprüft, unter transversaler Anregung hingegen nur von 10 kHz bis 10 MHz. In der nachfolgenden Auswertung wurde aus den Phasenspektren in einem möglichst großen Bereich eine lineare Regression durchgeführt. Aus der erhaltenen Steigung und der bekannten Probendicke konnte anschließend die Ausbreitungsgeschwindigkeit ermittelt werden. Jede Einzelmessung wurde dreimal wiederholt, um Ausreißer zu erkennen, die leicht durch eine fehlerhafte Ankopplung der Messköpfe an der Probe entstehen können.

4.3.4 Druckversuche

Zur Durchführung der Druckversuche kam eine 100 kN Universalprüfmaschine der Firma Zwick mit einer hydraulischen Druckprüfeinrichtung zum Einsatz. Die Versuche wurden mit einer Einspannlänge von 12 mm und somit in Anlehnung an die Europäischen Norm EN ISO 14126 [206] durchgeführt. Hierbei wurde die Dehnung zur Knicküberwachung über zwei gegenüberliegende Ansetzdehnungsaufnehmer mit einer Anfangsmesslänge von 10 mm gemessen. Die Proben wurden mit hydraulisch gesteuerten Spannbacken quer zur Belastungsrichtung gespannt, während in Echtzeit die an der Probe in Belastungsrichtung auftretende Kraft über die Traversenregelung auf 0 geregelt wurde. Um ein Rutschen in der Einspannung zu vermeiden, betrug der gewählte Klemmdruck 190 bar. Die Traversenverfahrgeschwindigkeit betrug während der Messung 1 mm/min. Jede Probe wurde vor Beginn der Messung – zum Erhalt der genauen Querschnittsfläche – geometrisch vermessen. Der Druckmodul wurde über die Sekantensteigung zwischen einer Totalstauchung von 0,0005 bis 0,0025 ermittelt.

4.3.5 Drei-Punkt-Biegeversuche

Die Biegeversuche wurden auf einer Zwicki 2,5 kN Universalprüfmaschine der Firma Zwick durchgeführt. Es wurde ein Prüfaufbau nach DIN EN ISO 14125 [195] gewählt, wodurch sich eine Stützweite der unteren Auflager von 40 mm ergab. Die Radien dieser Auflager betragen 2 mm. Die Belastung wurde von oben mittig zwischen den Auflagern über eine Druckfinne mit einem Radius von 5 mm eingeleitet. Direkt unterhalb der Druckfinne wurde ein induktiver Wegaufnehmer positioniert, um die Durchbiegung auf der Unterseite der Probe zu messen. Nach dem Einbau der zuvor vermessenen Probe wurde zur Minimierung der Setzverluste in der Einspannung eine Vorkraft von 5 N angefahren. Anschließend wurde die Probe mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min bis zum Bruch belas-

tet. Während der Prüfung wurde der Kraft-Weg-Verlauf über die Kraftmessdose und den Wegaufnehmer aufgezeichnet. Geprüft wurden jeweils vier Proben je Fertigungsprozess und Faserkonfiguration. Anders als bei den Prüfungen zuvor wurde bei den Drei-Punkt-Biegeversuchen zwischen vier verschiedenen Faserkonfigurationen unterschieden. Dies lag an dem $3 \times [0^\circ/90^\circ]$ Faserlagenaufbau gemäß Abschnitt 3.2, der einen asymmetrischen Faserlagenaufbau entlang der Probendicke besitzt und die neutrale Faser sich somit nicht in der geometrischen Mitte befindet. Aus diesem Grund wurden auch bei den $3 \times [0^\circ/90^\circ]$ Versuchsplatten längs und quer Proben entnommen.

4.4 Grenzflächencharakterisierung und Schädigungsverhalten

4.4.1 Grenzflächencharakterisierung

Zur Charakterisierung der Grenzflächeneigenschaften wurde als Testverfahren der Push-Out-Versuch gewählt. Hierbei werden einzelne Fasern stirnseitig aus der einbettenden Matrix herausgedrückt und über eine Kraftmessung und über die Geometrie der Grenzfläche die Grenzflächenscherfestigkeit bestimmt. Die Versuchsführung dieses Charakterisierungsansatzes nach [99] wurde nach dem Funktionsprinzip von [79] umgesetzt.

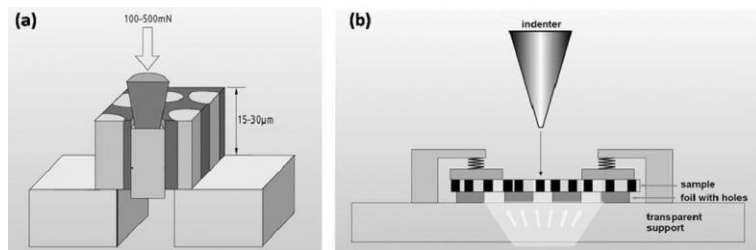


Abbildung 4.2

a) Push-Out-Schema; b) Skizze des Funktionsprinzips [79]

Um den in Abbildung 4.2(b) erkennbaren Aufbau zu realisieren, wurde ein Zwick ZHU 0,2 Mikrohärte-Messgerät verwendet. Dieses Härteprüfgerät verfügt über die Möglichkeit, die Eindringtiefe während des Härteeindrucks zu bestimmen, was für die Auswertung der Push-Out-Versuche von großer Wichtigkeit ist. Das Funktionsprinzip dieser Prüfmaschine beruht auf dem Vorgehen, dass mittels eines Objektivs die gewünschte Position markiert und anschließend die Prüfspitze samt Kraftmessdose und Wegmessung an dieser Stelle positioniert wird. Um einen möglichen Versatz zwischen dem gewünschten und dem tatsächlichen Eindruck zu verhindern, wurde das Gerät um eine zusätzliche softwarebasierte XY-Korrektur des Positioniertischs erweitert. Anstelle eines Eindringkörpers zur Bestimmung der Härte wurde ein Flat-Punch-Indenter der Firma MTS Nano Instruments (USA) auf die Prüfmaschine adaptiert. Dieser besitzt eine flache Spitze mit einem Durchmesser von $< 5,2 \mu\text{m}$ und einem Öffnungswinkel von $22,5^\circ$, wodurch das Herausdrücken der ca. $9,4 \mu\text{m}$ dicken Glasfasern ermöglicht wurde. Dieser Indenter wurde bereits erfolgreich bei Untersuchungen von aluminiumoxidfaserverstärktem Aluminium [207, 208] und kohlenstofffaserverstärkten Kohlenstoff [209] angewendet. Als Probenhalter diente eine beleuchtete Acrylglasplatte, auf die ein Lochblech geschraubt wurde. Die Löcher besaßen einen Durchmesser von $60 \mu\text{m}$ und wurden mit einem Laser unter Vermeidung von Materialanhäufungen an der Schneidkante eingebracht. Ein weiteres Blech mit einem Ausschnitt für

den eigentlichen Prüfkörper wurde über dem Lochblech angebracht. Diese Blende diente als Niederhalter zum Fixieren der Probe.

Beim messtechnischen Vorgehen wurde zunächst eine geeignete Faser zum Indentieren ausgewählt. Hierbei wurde darauf geachtet, dass möglichst wenige Faser-Faser-Kontakte vorlagen und die Fasern mittig über den von unten beleuchteten Löchern der perforierten Platte lagen. Anschließend konnte im Live-Bild der Faserdurchmesser vermessen und registriert werden. Nach dem eigentlichen Beginn des Push-Out-Versuches verfuhr der Prüfkopf über die anvisierte Faser und der Indenter wurde mittels eines Tastfußes auf der Probenoberfläche angesetzt. Anschließend wurde mit der Aufzeichnung des Kraft-Weg-Diagramms begonnen. Das Verfahren des Indenters erfolgte lagegerecht mit einer Verfahrgeschwindigkeit von $3 \mu\text{m}/\text{min}$. Das Ende der Prüfung wurde situationsbedingt manuell dem Materialverhalten angepasst. Die wichtigsten Indikatoren waren ein schneller Kraftabfall aufgrund einer Faserablösung oder ein Kraftanstieg wegen einer Berührung des konischen Indenters an der faserumgebenden Matrix. In Abbildung 4.3 sind die lichtmikroskopischen Aufnahmen vor und nach dem Push-Out-Versuch mit dem beschriebenen Aufbau zu erkennen.

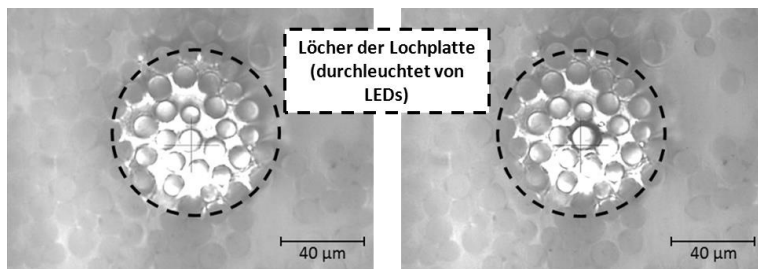


Abbildung 4.3

Lichtmikroskopische Aufnahmen vor (links) und nach (rechts) dem Push-Out-Versuch

4.4.2 Interlaminare Schädigung

Zur Bestimmung der interlaminaren Schädigung wurden Risszähigkeitsversuche unter den drei verschiedenen Belastungsfällen Mode-I, Mode-II und dem komplexeren Mixed-Mode, der eine Überlagerung einer Mode-I- und Mode-II-Belastung abbilden kann, durchgeführt. Für alle Versuche ergibt sich die Probengeometrie aus Abschnitt 3.3.7. Alle Versuche wurden auf einer Zwicky 2,5 kN Universalprüfmaschine durchgeführt. Der Versuchsaufbau selbst wurde individuell an die Versuchsführung der verschiedenen Rissuntersuchungen angepasst.

4.4.2.1 Mode-I

Zur Berechnung der kritischen Energiefreisetzungsrate G_{Ic} unter Mode-I-Beanspruchung wurde die nachfolgend beschriebene area-Methode nach [198] verwendet.

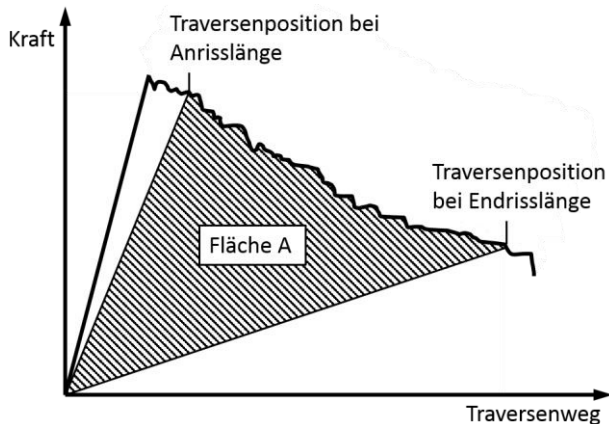


Abbildung 4.4

Schematischer Kraft-Weg-Verlauf zur Bestimmung der kritischen Energiefreisetzungsrate G_{Ic} [198]

Hierzu wurde, wie in Abbildung 4.4 schematisch dargestellt, das Kraft-Weg-Diagramm jeder einzelnen Messung aufgezeichnet und ausgewertet. Die Energiefreisetzungsrate G_{Ic} kann jedoch nicht direkt aus diesem Diagramm bestimmt werden, da zusätzlich die tatsächliche Risslänge zwischen den markierten Anriss- und Endrisspositionen optisch ermittelt werden muss. Die tatsächliche Energiefreisetzungsrate kann anschließend nach Gleichung (4.5) bestimmt werden [198].

$$G_{Ic} = \frac{E_A}{a_c B} 10^6 \quad [J/m^2] \quad (4.5)$$

wobei E_A die Energie zur Erzielung der gesamten Rissfortschrittslänge ist, die durch Integration der Fläche A des Kraft-Traversenweg-Diagramms nach Abbildung 4.4 ist. Weiterhin ist a_c die ermittelte Rissfortschrittslänge zwischen den markierten Punkten und B die Probenbreite, jeweils in mm.

Die hierfür verwendeten DCB-Proben wurden vermessen, mit Scharnieren bestückt und zusätzlich seitlich mit Rissmarkern versehen. Bei den Proben des KRTM- und CRTM-Prozesses wurde die Anfangsmarkierung 10 mm und die Endmarkierung 50 mm hinter dem künstlichen Anriss angebracht. Aufgrund der höheren Risszähigkeit und der daraus resultierenden kürzeren Risslängen wurden bei den TRTM-Proben diese Abstände auf bzw. 20 mm hinter dem künstlichen Anriss verschoben. Zur Beobachtung des Rissfortschritts kam ein Digitalmikroskop der Firma Keyence zum Einsatz. Für alle Versuche wurden eine Vorkraft von 2 N und eine Traversenverfahrgeschwindigkeit von 4 mm/min gewählt.

Da bei den TRTM-Proben die Scharniere zusätzlich verschraubt worden sind, musste die bereits zuvor eingebrachte Rissöffnung in der späteren Auswertung berücksichtigt werden.

4.4.2.2 Mode-II

Zur Bestimmung der Risszähigkeit unter reiner Mode-II-Beanspruchung kamen die ENF-Proben zum Einsatz. Der messtechnische Aufbau entsprach im Wesentlichen einem Drei-Punkt-Biegeversuch, wobei eine Stützweite von 100 mm der beiden unteren Auflager mit einem Durchmesser von 10 mm gewählt wurde. Die Druckfinne mit einem Durchmesser von 20 mm wurde mittig zwischen den unteren Auflagern positioniert, wo ebenfalls ein Dehnungsaufnehmer angebracht wurde. Die zuvor vermessenen ENF-Proben wurden anschließend so eingelegt, dass die zuvor eingebrachte Anfangsrisslänge 35 mm von der Druckfinne entfernt war. Für alle Versuche wurden eine Vorkraft von 2 N und eine Traversenverfahrensgeschwindigkeit von 2 mm/min gewählt. Die Bestimmung der kritischen Energiefreisetzungsrate G_{IIc} unter reiner Mode-II-Beanspruchung erfolgte über ein Kraft-Weg-Diagramm nach den Berechnungsgrundlagen der europäischen Norm DIN EN 6034 [199] mit den darin aufgeführten Abbruch- und Auswertekriterien.

4.4.2.3 Mixed-Mode

Zu Beginn der Prüfung mussten zunächst die verschiedenen Verhältnisse der Energiefreisetzungsrate bei Mode-II G_{II} zur Gesamtenergiefreisetzungsrate G an der Prüfapparatur eingestellt werden. Die mechanisch einstellbare Größe an der Prüfapparatur ist hierbei die Hebellänge c , die in Abbildung 4.5 zu erkennen ist.

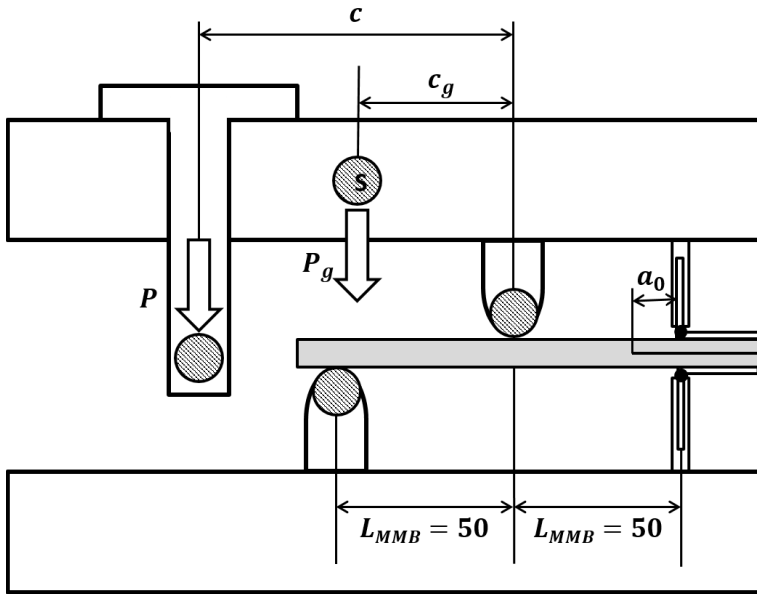


Abbildung 4.5

Schematischer Mixed-Mode-Prüfaufbau [210]

Da die hier verwendete Mixed-Mode-Prüfvorrichtung nach dem Vorbild der in der ASTM D6671/D6671M-06 [197] beschriebenen Konstruktion angefertigt wurde, konnte auch die Hebelarmlänge c nach selbiger berechnet werden. Bei der Bestimmung der Hebelarmlänge ist zu beachten, dass auch probenabhängige Größen mit in die Berechnung eingehen. Dies betrifft die effektive Anrisslänge a_0 , die halbe Probendicke $H/2$, die Probenbreite B , die Steifigkeit in Faserrichtung $E_{11,UD}$, die Steifigkeit quer zur Faserrichtung $E_{22,UD}$ sowie den Schubmodul $G_{13,UD}$ des UD-Verbundes. Für die Steifigkeitswerte wurden die Kennwerte der quasi UD-Proben mit 90 % und 10 % der Fasern in Belastungsrichtung gemäß Abschnitt 4.3.2 verwendet. Dies war zulässig, da auch die Mixed-Mode-Proben nur 90 % der Fasern in Belastungsrichtung aufwiesen. Zur Bestimmung des Schubmoduls wurde aus

Gründen der geringen Auswirkungen der 10 % quer orientierten Fasern ein vereinfachtes, analytisches UD-Berechnungsmodell nach [15] verwendet.

Eine weitere Eingangsgröße zur Berechnung der Hebelarmlänge ist die geschätzte kritische Last vor Rissbeginn P_c^{est} , die ebenfalls nach der ASTM D6671/6671M-06 zu berechnen ist. Eine Größe, die bei dieser Berechnungsformel mit eingeht, ist die geschätzte kritische Energiefreisetzungsrate G_c^{est} . Dieser Kennwerte wurden für jedes G_{II}/G -Verhältnis mittels der Mischungsregel nach Gleichung (4.6) berechnet.

$$G_c^{est} = \left(1 - \frac{G_{II}}{G}\right) G_{Ic} + \frac{G_{II}}{G} G_{IIc} \quad (4.6)$$

Die kritischen Energiefreisetzungsraten G_{Ic} und G_{IIc} wurden hierbei aus den vorherigen Untersuchungen nach den Abschnitten 4.4.2.1 und 4.4.2.2 ermittelt und verwendet. Das nicht vernachlässigbare Gewicht der Prüfpaparatur musste ebenfalls als weitere Eingangsgröße zur Berechnung des Hebelarms c berücksichtigt werden. Somit wurde neben dem Gewicht des oberen Trägers P_g auch der Schwerpunkt für jedes G_{II}/G -Verhältnis bestimmt und die Messlänge c_g abgeleitet.

Aufgrund der verschiedenen Hebelarmlängen zur Messung der Energiefreisetzungsrate unter variiertem G_{II}/G -Verhältnis musste für jede Konfiguration die Maschinennachgiebigkeit separat bestimmt werden. Hierfür kam eine Kalibrierprobe aus Stahl zum Einsatz. Diese wurde nach der Vorgabe von [197] ausgelegt

Alle durch die vorherigen Untersuchungen bestimmten Kennwerte für den MMB-Prüfaufbau sind nachfolgend in Tabelle 3 einzusehen.

Tabelle 3: Kennwerte des MMB-Prüfaufbaus [210]

G_{II}/G	c	c_g	P_g	C_{cal}	m_{cal}	C_{sys}
%	mm	mm	N	mm/N	N/mm	mm/N
21	115,7	37	10,036	$436 \cdot 10^{-6}$	767	$868 \cdot 10^{-6}$
31	69,6	27	10,036	$227 \cdot 10^{-6}$	838	$966 \cdot 10^{-6}$
44	51,9	24,7	10,036	$165 \cdot 10^{-6}$	1623	$451 \cdot 10^{-6}$
69	33,4	17,4	10,036	$110 \cdot 10^{-6}$	1945	$404 \cdot 10^{-6}$

Insgesamt wurden vier verschiedene Mode-I- zu Mode-II-Verhältnisse gewählt, die in der ersten Spalte der Tabelle 3 einzusehen sind. Zuletzt wurden vor dem Prüfbeginn alle Probenkörper hinsichtlich ihrer Länge, Breite und Dicke vermessen und – so wie auch schon bei den Mode-I-Versuchen nach Abschnitt 4.4.2.1 – seitliche Markierungen angebracht, um den Rissverlauf quantifizieren zu können. Hierbei wurden die ersten fünf Markierungen in 1 mm Abständen ab der Rissinitiierung angebracht. Anschließend wurde das Markierungsintervall auf 5 mm bis zu einer maximalen Risslänge von 25 mm erhöht.

Nach dem Einspannen des Prüfkörpers an den Scharnieren gemäß Abbildung 4.5 wurde die Probe mit einer Vorkraft von 5 N beansprucht, um Setzverluste zu minimieren, und anschließend mit einer Traversengeschwindigkeit von 4 mm/min belastet. Zeitgleich wurde für die spätere Auswertung ein kontinuierliches Kraft-Weg-Diagramm aufgezeichnet und der Rissfortschritt mit einem Digitalmikroskop beobachtet.

Auf Grundlage der Kenngrößen des Versuchsaufbaus, der Probandaten und der ermittelten Kraft-Weg-Diagramme konnten nach [197] die kritischen Energiefreisetzungsraten G_{Ic} und G_{IIc} für Mode-I beziehungsweise

Mode-II, die kritische Gesamtenergiefreisetzungsrate G_c sowie das Verhältnis G_{II}/G der Energiefreisetzungsrate G_{II} bei Mode-II zur Gesamtenergiefreisetzungsrate G berechnet werden.

4.4.3 Schädigung unter Zugbeanspruchung

Die Messungen des Schädigungsverhaltens unter Zugbeanspruchung wurden aufbauend auf den Zugversuchen gemäß Abschnitt 4.3.2 durchgeführt. Untersucht wurden die Verbundplatten der drei verschiedenen Fertigungsprozesse mit den jeweils drei unterschiedlichen Faserorientierungen nach Abschnitt 3.2. Hierfür wurde ebenfalls auf das Probenlayout entsprechend Abschnitt 3.3.3 zurückgegriffen und Zugversuche mit Entlastungsphasen durchgeführt.

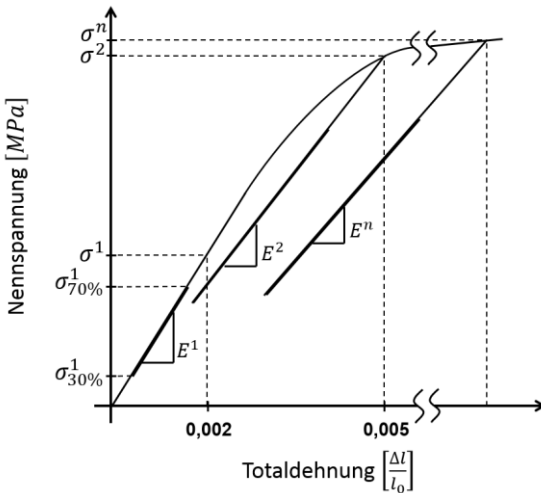


Abbildung 4.6

Schematischer Zugversuchsverlauf mit Entlastungsphasen

Die erste Entlastungsphase E^1 erfolgte bei diesen Untersuchungen bei $\varepsilon_t = 0,2 \%$. Im weiteren Verlauf wurde jedoch nicht wie zuvor die Probe unter

konstanter Traversengeschwindigkeit direkt bis zum Bruch belastet, sondern es wurden, wie in Abbildung 4.6 zu erkennen ist, über ein Dehnungskrement von 0,3 % Totaldehnung weitere Entlastungsphasen E^2 bis E^n nach demselben Schema wie zuvor abgefahren und die jeweilige Reststeifigkeit bestimmt. Gegebenenfalls wurde bei Entlastungsphasen, bei denen schon vor Erreichen des vierten und letzten Zyklus zwischen $\sigma_{n,30\%}$ und $\sigma_{n,70\%}$ keine Veränderungen im Spannungs-Dehnungs-Diagramm zu erkennen waren, die Anzahl der Zyklen reduziert. Die Zugfestigkeit berechnete sich letztlich aus der maximal gemessenen Kraft und aus der vor jedem Versuch bestimmten Probenquerschnittsfläche.

4.5 Mikrostrukturelle Untersuchungen

4.5.1 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Zur qualitativen Beschreibung der Mikrostruktur der verschiedenen Verbundwerkstoffe wurden lichtmikroskopische Untersuchungen in der Materialographie des IAM-WK unternommen. Im Fokus standen hierbei Aussagen über die Verteilung der Porosität und der Faseranordnung nach der Polymerisation der Matrix. Aus den Schlibfbildern wurde somit die mittlere Wellenlänge der ondulierenden Fasern ausgemessen, die für die spätere analytische Modellierung benötigt wurde. Ebenfalls wurden Versagensanalysen an den Druckproben durchgeführt. Aufgrund der großen Unterschiede zwischen den Glasfasern und der Matrix hinsichtlich der Präparationsstrategie musste eine schrittweise Probenpräparation entwickelt werden [196], damit eine gute Oberflächenqualität erreicht werden konnte. Anschließend wurden für die Untersuchungen der Probenschliffe Auflichtmikroskope verwendet. Der maximale Vergrößerungsfaktor betrug 1000.

4.5.2 Elektronenmikroskopische Untersuchungen

Für genauere Untersuchungen der Mikrostruktur wurde ein Rasterelektronenmikroskop (REM) genutzt. Hierbei stand vor allem die Schädigungscharakterisierung im Fokus der Betrachtung. Hierfür wurden die Bruchflächen der unter Zugrichtung initiierten Schädigung begutachtet. Auch gaben die REM-Aufnahmen Auskunft über die Rissausbreitung bei einer interlamina- ren Schädigung unter Mode-I-, Mode-II- und Mixed-Mode-Beanspruchung. Ebenfalls wurden die Push-Out-Proben begutachtet, um zu gewährleisten, dass der Versuch gültige Ergebnisse liefert, da sicherzustellen ist, dass nur eine einzelne Faser herausgedrückt worden ist und nicht noch weitere Grenzflächen an umliegenden Fasern geschädigt worden sind.

Für alle Aufnahmen kam ein Rasterelektronenmikroskop vom Typ LEO EVO 50 zum Einsatz. Bevor eine Betrachtung der Proben im REM möglich war, musste zunächst eine elektrische Leitfähigkeit der Probenoberfläche sichergestellt werden. Hierfür wurden die Proben unmittelbar vor dem Einbau in das REM mit Gold bedampft. Bei der Betrachtung wurden maximale Vergrößerungsfaktoren von 8000 eingestellt.

5 Ergebnisse der mechanischen Untersuchungen

Nachfolgend werden alle Ergebnisse der unter Kapitel 4 beschriebenen Versuchsführungen dargestellt. Diese Ergebnisse bilden die Vergleichsbasis für die im Kapitel 6 analytisch berechneten mechanischen Kennwerte.

5.1 Grundcharakterisierung der Verbundwerkstoffe

5.1.1 Dichte

Zunächst werden die Dichten der Ausgangskomponenten der Verbundwerkstoffe betrachtet. Dafür wurden das duroplastische Matrixsystem des KRTM- und des CRTM-Prozesses mit der Kennung Huntsmann 3585 und das thermoplastische Gusspolyamid 6 des TRTM-Prozesses unverstärkt nach Abschnitt 4.2.1 geprüft. Auch die einzelnen Verstärkungsfasern wurden aus einer Gewebematte entnommen und deren Dichte ermittelt. Die erhaltenen Dichten der verwendeten Einzelkomponenten sind in Tabelle 4 zu finden.

Tabelle 4: Dichte der Einzelkomponenten der Verbundwerkstoffe

Dichte [g/cm ³]	Mittelwert	Standardabweichung
Huntsman 3585	1,188	0,001
Gusspolyamid 6	1,140	0,014
Verstärkungsfasern	2,599	0,024

Die Matrixsysteme wurden hierbei als unverstärkte Platten, angelehnt an die jeweiligen RTM-Prozesse mit entsprechenden Prozesszeiten und -temperaturen, hergestellt. Auch wurden die jeweiligen Mischungsverhältnisse eingehalten. Diese Werte bilden eine wichtige Basis für die spätere analytische Modellierung. Zudem werden diese Materialkennwerte für die Bestimmung des Faservolumengehaltes, der Porosität und der Querkontraktionszahlen herangezogen. Aufgrund der geringen Streuung können nachfolgend die entsprechenden Mittelwerte verwendet werden.

Die Kennwerte der stichprobenartig aus den Verbundplatten entnommenen Proben sind in Tabelle 5 zu finden. Hierbei wird neben den unterschiedlichen Prozessen auch zwischen den beiden verschiedenen Plattenarchitekturen gemäß Abschnitt 3.2 unterschieden.

Tabelle 5: Dichte der Verbundwerkstoffe

Dichte [g/cm ³]	6x[0°]		3x[0°/90°]	
	Mittelwert	Stabw.	Mittelwert	Stabw.
KRTM	1,892	0,004	1,869	0,004
CRTM	1,860	0,019	1,859	0,007
TRTM	1,918	0,028	1,894	0,033

Auch hier fallen die Standardabweichungen gering aus, wobei festzustellen ist, dass die im TRTM-Prozess hergestellten Verbunde eine tendenziell höhere Streuung der Dichtewerte aufzeigen. Die Standardabweichung ist auf die präparationsbedingten Ungenauigkeiten an den Probenkanten, die nicht gleichmäßige Verteilung der Porosität sowie auf einen schwankenden Faservolumengehalt zwecks Unregelmäßigkeiten in der Plattendicke zurückzuführen.

5.1.2 Faservolumengehalt

Eine für die spätere analytische Modellierung ebenfalls relevante Größe stellt der Faservolumengehalt in den verschiedenen Verbundwerkstoffen dar. Auch hier wurden Stichproben aus den verschiedenen Verbundplattenentnommen und nach 4.2.2 charakterisiert. Die Ergebnisse finden sich in Tabelle 6.

Tabelle 6: Faservolumenanteil der Verbundwerkstoffe

Faservol.	6x[0°]		3x[0°/90°]	
	\bar{H} [mm]	φ_F [Vol-%]	\bar{H} [mm]	φ_F [Vol-%]
KRTM	1,98 ±0,08	49,6 ±2,00	2,06 ±0,01	47,6 ±0,23
CRTM	2,10 ±0,03	46,7 ±0,67	2,08 ±0,01	47,2 ±0,23
TRTM	1,82 ±0,02	53,9 ±0,59	1,84 ±0,02	53,3 ±0,58

Neben den Faservolumenanteilen φ_F finden sich ebenfalls die Mittelwerte samt Standardabweichung der jeweiligen Plattendicken H in der Ergebnistabelle. Der Grund liegt darin, dass der Faservolumengehalt direkt aus der Plattendicke errechnet wird und somit eine starke Abhängigkeit des Faservolumengehaltes von der Plattendicke besteht. Dies zeigt sich vor allem darin, dass bei dünneren Platten der Faservolumengehalt generell steigt. Auch ist zu erkennen, dass bei einer größeren Standardabweichung der Plattendicke der Faservolumenanteil ebenfalls stärkeren Streuungen unterliegt. Dies bedeutet allerdings auch, dass für vereinzelte Versuchsführungen mittels einer Dickenbestimmung der Probe der exakte Faservolumenanteil separat ermittelt werden kann, was eine wichtige Voraussetzung für den Abgleich der mechanischen Kennwerte mit der analytischen Modellierung ist. Die Eingangsdaten der analytischen Modellierung wurden somit versuchsbezogen korrigiert. Bei keiner gesonderten Angabe

über eine erneute Faservolumengehaltvermessung wurden die hier genannten Werte zugrunde gelegt.

5.1.3 Porosität

Die Ergebnisse der Porositätsbestimmung der untersuchten Verbundplatten sind in Tabelle 7 zu finden. Als Proben wurden hierfür dieselben Probenkörper wie zur Bestimmung des Faservolumengehaltes verwendet.

Tabelle 7: Porosität der verschiedenen Prozesse

Porosität [Vol-%]	Mittelwert	Standardabweichung
KRTM	1,26	1,06
CRTM	1,31	0,68
TRTM	3,71	1,40

Da das gewählte Verfahren zur Bestimmung der Porosität gemäß Abschnitt 4.2.3 sehr sensibel auf eventuelle Messfehler bei der Bestimmung der einzelnen Probengeometrien reagiert, unterliegen die gemessenen Werte einer relativ hohen Streuung. Auch die Tatsache, dass die Porosität nicht gleichmäßig über die gesamte Verbundplatte verteilt ist, trägt dazu bei. Bei den verwendeten kleinen Probengeometrien und den zufällig gewählten Prüfpunkten an den Verbundplatten ist dieser Effekt erwartungsgemäß eingetroffen. Ziel dieser Messungen war es jedoch nicht, die Porositätsverteilung innerhalb der einzelnen Verbundplatten zu charakterisieren, sondern eine prozessbezogene mittlere Gesamtporosität zu bestimmen. Daher wurden die hier angegebenen Messwerte versuchsplattenunabhängig aus allen Porositätsmessungen eines Prozesses bestimmt. Im Weiteren werden somit die Porositätswerte prozessbezogen angegeben und als Prozessgröße betrachtet. Für die analytische Modellierung wird hierbei lediglich auf die Mittelwerte zurückgegriffen.

5.2 Mechanische Charakterisierung

5.2.1 Zugversuche am Faserfilament

Zur Ermittlung der mechanischen Kennwerte der in den Verbundwerkstoffen verwendeten Glasfasern wurden die durchgeführten Zugversuche an den einzelnen Filamenten hinsichtlich der Zugfestigkeit, der Steifigkeit und der Bruchdehnung ausgewertet. Die Zugversuche wurden hierbei in vier verschiedene Chargen unterteilt, abhängig von den verschiedenen Einspannlängen. Die durch die spröden Glasfasern erwartungsgemäß hohen Streuungen der mechanischen Kennwerte konnten in allen vier Chargen beobachtet werden.

Zunächst wurde für jedes Faserfilament der zugehörige Durchmesser bestimmt. Dieser kann mittels der zuvor bestimmten Filamentfeinheit Tt und der Faserdichte ρ_F nach Gleichung (5.1) berechnet werden.

$$d_F = 2 \sqrt{\frac{1}{\pi \rho_F} \cdot \frac{Tt}{1000}} \quad (5.1)$$

Somit konnten die mittleren Faserdurchmesser jeder einzelnen Charge sowie der mittlere Faserdurchmesser aller gemessenen Fasern bestimmt werden. Bei der Bestimmung der mittleren Dehnungen, bei denen die Glasfilamente versagten, wurde mit gleicher Zuordnung gearbeitet.

Für die Auswertung der Steifigkeitswerte wurde prüfmaschinenbedingt eine andere Auswertestrategie gewählt. Da die Messung der Längenänderung der Glasfasern nicht mit einem taktilen Ansatzdehnungsmessers gemessen werden konnte, sondern lediglich über den Verfahrensweg der Traverse, musste die Maschinennachgiebigkeit nachträglich von der gemessenen Längenänderung abgezogen werden. Hierfür wurden die gemessenen Gesamtnachgiebigkeiten über die Einspannlänge aufgetragen, wodurch

ein linearer Zusammenhang zwischen den einzelnen Chargen sichtbar wird. Auf dieser Geraden konnte anschließend bei einer fiktiven Einspannlänge von 0 mm die vorherrschende Maschinensteifigkeit abgelesen werden, die bei jeder einzelnen Messung nachträglich berücksichtigt werden musste [211, 212]. Somit wurden für jede einzelne Charge die Mittelwerte samt der eingehenden Maschinensteifigkeit bestimmt. Der jedoch wichtigere Kennwert für die Steifigkeit der verwendeten Glasfasern ist die korrigierte Steifigkeit aus allen gemessenen Fasern.

Tabelle 8: Mechanische Eigenschaften der Verstärkungsfasern

	Einspannlänge [mm]			
	20	40	60	80
Faserdurchmesser [μm]	9,8 $\pm 0,7$	9,2 $\pm 0,7$	9,4 $\pm 0,7$	9,3 $\pm 0,7$
Gesamt	9,4 $\pm 0,7$			
Fasersteifigkeiten [GPa]	73,4 $\pm 0,7$	75,6 $\pm 0,6$	76,0 $\pm 0,3$	75,9 $\pm 0,7$
Steifigkeitskorrektur nach [211, 212]	76,6			
Zugfestigkeit nach Weibull [MPa]	1681	1407	1120	992
Weibullmodul [-]	4,14	5,92	5,24	5,16
Dehnung bei Bruch [%]	2,10 $\pm 0,61$	1,71 $\pm 0,37$	1,34 $\pm 0,29$	1,19 $\pm 0,21$
Gesamt	1,61 $\pm 0,54$			

Aufgrund der großen Streuungen der Festigkeitswerte, die maßgeblich durch die volumenbedingte Defektwahrscheinlichkeit beeinflusst werden, wurde die statistische Auswertung nach Weibull verwendet [213, 214]. Damit konnte zu jeder Charge nicht nur eine Zugfestigkeit nach Weibull angegeben werden, sondern auch der zugehörige Weibullmodul, der eine Aus-

kunft über die Streuung der Zugfestigkeiten innerhalb der einzelnen Chargen gibt. Die somit ermittelten Faserkennwerte Steifigkeit, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Faserdicke sind in Tabelle 8 einzusehen.

In besonderen Maße ist hier der Zusammenhang der verschiedenen Faserzugfestigkeiten von der Einspannlänge zu beachten, der in Abbildung 5.1 separat dargestellt ist. Diese Abnahme der Faserzugfestigkeit durch das zunehmende belastete Volumen lässt auf eine tragenden Rolle auf die mechanischen Eigenschaften im Verbund schließen, da die Verbundzugfestigkeit hauptsächlich auf die Zugfestigkeit der Verstärkungsphase zurückzuführen ist [2]. Durch unterschiedliche kritische Faserlängen liegen somit unterschiedliche Faserfestigkeiten vor, bedingt durch das statistische Versagenskriterium nach Griffith [67].

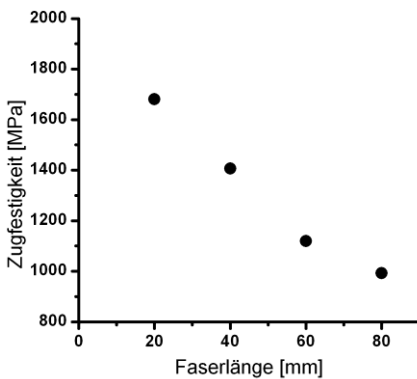


Abbildung 5.1

Abhängigkeit der nach Weibull ausgewerteten Faserzugfestigkeit von der Faserlänge

5.2.2 Matrix

Als weitere wichtige Eingangsgrößen wurden die Matrixsysteme der unterschiedlichen Herstellungsverfahren als unverstärkte Versuchsplatte hergestellt und geprüft. In den folgenden Abschnitten finden sich die Ergebnisse der Zug- und Druckprüfungen sowie die Ergebnisse der Bestimmung der Querkontraktionszahl. Da bei KRTM und CRTM das gleiche Harzsystem mit gleichem Mischungsverhältnis sowie gleichen Prozesstemperaturen zum Einsatz kommt, werden die Ergebnisse matrixbezogen dargestellt. Daher stehen die Ergebnisse des duroplastischen Epoxidharzes „Huntsman 3585“ für das Matrixsystem des KRTM- und des CRTM-Prozesses. Das thermoplastische „Gusspolyamid 6“ ist das Matrixsystem des TRTM-Prozesses.

5.2.2.1 Zugversuche

Die Spannungs-Dehnungs-Verläufe der getesteten Matrixsysteme zeigen eine völlig unterschiedliche Charakteristik. Um dies zu veranschaulichen, sind in Abbildung 5.2 für die jeweils verwendeten Matrixsysteme charakteristische Spannungs-Dehnungs-Verläufe gegeben. Auffallend ist der große Unterschied zwischen den jeweiligen Bruchdehnungen. Auch bei der Steifigkeit können Unterschiede beobachtet werden. Diese wurden durch eine Entlastungsphase gemäß Abschnitt 4.3.2 bei einer Totaldehnung von nur 0,2 % bestimmt und können somit wegen der hier gewählten Achsenskalierung nicht optisch ermittelt werden. Daher sind die ermittelten mechanischen Kenngrößen Elastizitätsmodul, Zugfestigkeit und Bruchdehnung ebenfalls in Tabelle 9 angegeben.

Tabelle 9: Zugeigenschaften der unverstärkten Matrix

	Huntsman 3585	Gusspolyamid 6
Zugmodul [GPa]	4,12 ±0,09	2,79 ±0,07
Zugfestigkeit [MPa]	69 ±1	68 ±1
σ'_M ($\epsilon_t=2,1$ %) [MPa]	59,5 ±0,3	39,3 ±1,8
Bruchdehnung [%]	5,39 ±1,52	31,79 ±4,66

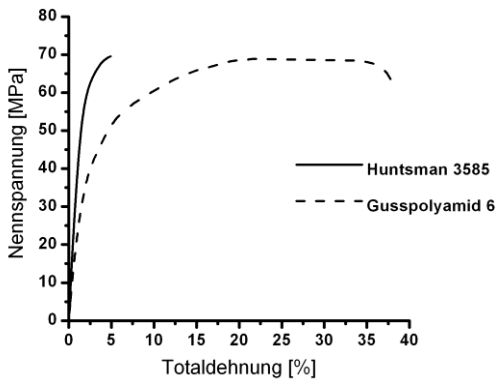


Abbildung 5.2

Charakteristischer Zugspannungs-Dehnungs-Verlauf; Epoxidharz (Huntsman 3585) und Gusspolyamid 6

5.2.2.2 Druckversuche

Bei den durchgeführten Druckversuchen wurden ebenfalls die Spannungs-Dehnungs-Verläufe aufgezeichnet. Als Dehnung wird hierbei die mittlere Stauchung verstanden. Diese ist der Mittelwert der zwei gemessenen Dehnungssignale, da bei dem Versuchsaufbau gemäß Abschnitt 4.3.4 zwei gegenüberliegende Dehnungsaufnehmer aus Gründen der Knicküberwachung zum Einsatz kamen. In der nachfolgenden Abbildung 5.3 sind charakteristische Spannungs-Stauchungs-Verläufe des Epoxidharzes und des

Gusspolyamid 6 gegeben. Auch hier zeigt sich eine völlig unterschiedliche Charakteristik der mechanischen Eigenschaften. Für beide Matrixmaterialien konnte – aufgrund von vorzeitigen Ausknicken der Proben – keine Druckfestigkeit bestimmt werden. Daher wurden aus den Versuchen der Druckmodul und eine Druckspannung bei Erreichen einer definierten Durchbiegung ausgewertet.

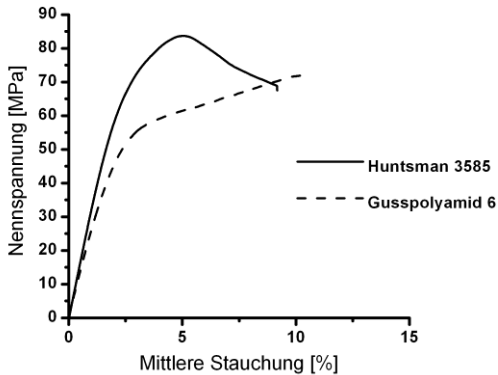


Abbildung 5.3

Charakteristischer Druckspannungs-Dehnungs-Verlauf; Epoxidharz (Huntsman 3585) und Gusspolyamid 6

Während der Druckmodul bei geringen Stauchungen direkt ausgewertet werden kann, muss bei der Bestimmung einer versagenskritischen Druckspannung der Matrix innerhalb eines Verbundwerkstoffes der Biegefaktor b_c nach [206] gemäß Gleichung (5.2) mitberücksichtigt werden.

$$b_c = \left| \frac{\varepsilon_{tb} - \varepsilon_{ta}}{\varepsilon_{tb} + \varepsilon_{ta}} \right| \leq 0,1 \quad (5.2)$$

Hierbei wird der Biegefaktor b_c als Betrag des Verhältnisses zwischen den beiden Dehnungsaufnehmern ε_{ta} und ε_{tb} definiert. Während bei Verbundwerkstoffen ein maximal zulässiger Biegefaktor von 0,1 angegeben wird,

konnte bei den unverstärkten Polymerproben bereits ab dem Erreichen eines Biegefaktors von 0,03 ein zügiges Ausknicken beobachtet werden. Somit kann ab dieser Spannung nicht mehr von einer Stützwirkung der Matrix ausgegangen werden, weswegen die dort anliegende Spannung für die weitere Betrachtung der Druckeigenschaften – gerade bei der analytischen Modellierung – als Druckfestigkeit der unverstärkten Matrix gewählt wird. Die gemessenen Maximalspannungen wurden daher in der Auswertung der Ergebnisse nicht weiter betrachtet.

Tabelle 10: Druckeigenschaften der unverstärkten Matrix

	Huntsman 3585	Gusspolyamid 6
Druckmodul [GPa]	3,31 ±0,02	2,81 ±0,07
Druckfestigkeit [MPa] bei $b_c = 0,03$	81 ±3	60 ±2

Die mechanischen Druckeigenschaften der beiden unverstärkten Matrixmaterialien finden sich in Tabelle 10. Eine Bruchdehnung konnte aus den genannten Gründen nicht ermittelt werden.

5.2.2.3 Bestimmung der Querkontraktionszahl

Die Querkontraktionszahl der unverstärkten Matrixmaterialien wurde auf Grundlage der nach Abschnitt 4.3.3 ermittelten Schallgeschwindigkeiten bestimmt. Da makroskopisch betrachtet viele Polymere isotrop sind [215] und dies auch in den Untersuchungen der Zug- und Druckeigenschaften, die bewusst unter verschiedenen Orientierungen gemessen wurden, der in dieser Arbeit verwendeten Matrixmaterialien ersichtlich wurde, wurden die Querkontraktionszahlen unter der Annahme einer vollständigen Isotropie ermittelt. Zur Berechnung der Querkontraktionszahl mussten zunächst die einzelnen elastischen Konstanten ausgehend von den ermittelten

Schallgeschwindigkeiten berechnet werden. Dies erforderte ein Koordinatensystem, das wie folgt nach Abbildung 5.4 definiert wurde.

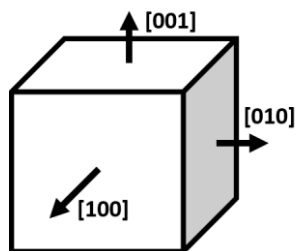


Abbildung 5.4

Koordinatensystem der UPS-Proben

Zur Berechnung der elastischen Konstanten C_{ij} wurde auf die Gleichungen nach [216] zurückgegriffen, die abhängig von der Ausbreitungsrichtung k' , der Polarisationsrichtung p und der Ausbreitungsgeschwindigkeit v sind. Die Gleichungen sind in Tabelle 11 zu finden. Die Dichte ρ bezieht sich hierbei auf den jeweiligen untersuchten Werkstoff und kann aus dem Ergebnisteil 5.1.1 (Tabelle 4) entnommen werden.

Tabelle 11: Berechnung der elastischen Konstanten für isotrope Werkstoffe

Wellenart	\mathbf{k}'	\mathbf{p}	\mathbf{v}	Elastische Konstante C_{ij}
longitudinal	[100]	[100]	U_{11}	$C_{11} = \rho \cdot U_{11}^2$
longitudinal	[010]	[010]	U_{22}	$C_{22} = \rho \cdot U_{22}^2$
longitudinal	[001]	[001]	U_{33}	$C_{33} = \rho \cdot U_{33}^2$
transversal	[010]	[001]	U_{23}	$C_{44} = \rho \cdot U_{23}^2 = \rho \cdot U_{32}^2$
transversal	[001]	[010]	U_{32}	$C_{44} = \rho \cdot U_{23}^2 = \rho \cdot U_{32}^2$
transversal	[100]	[001]	U_{13}	$C_{55} = \rho \cdot U_{13}^2 = \rho \cdot U_{31}^2$
transversal	[001]	[100]	U_{31}	$C_{55} = \rho \cdot U_{13}^2 = \rho \cdot U_{31}^2$
transversal	[100]	[010]	U_{12}	$C_{66} = \rho \cdot U_{12}^2 = \rho \cdot U_{21}^2$
transversal	[010]	[100]	U_{21}	$C_{66} = \rho \cdot U_{12}^2 = \rho \cdot U_{21}^2$

Die Besonderheit eines vollständig isotropen Werkstoffes lässt weitere Vereinfachungen zu. So ist anzunehmen, dass die Ausbreitungsgeschwindigkeiten innerhalb eines isotropen Volumens richtungsunabhängig sind. Diese Annahme gilt sowohl für longitudinale als auch für transversale Wellenarten. Daher gilt im Folgenden:

$$U_{11} = U_{22} = U_{33} \quad (5.3)$$

$$U_{12} = U_{21} = U_{13} = U_{31} = U_{23} = U_{32} \quad (5.4)$$

Auf Grundlage der in Tabelle 11 eingeführten elastischen Konstanten lässt sich aus Gleichung (5.3) und (5.4) folgender Zusammenhang für die elastischen Konstanten herleiten:

$$C_{11} = C_{22} = C_{33} \quad (5.5)$$

$$C_{44} = C_{55} = C_{66} \quad (5.6)$$

Zur vollständigen Bestimmung der Steifigkeitsmatrix, die notwendig zur Berechnung der Querkontraktionszahl ist, werden noch die Dehnungs-Querdehnungs-Kopplungen benötigt. Diese berechnen sich innerhalb eines isotropen Volumens nach Berthelot [187] zu

$$C_{12} = C_{21} = C_{13} = C_{31} = C_{23} = C_{32} = C_{11} - 2C_{44} \quad (5.7)$$

wobei zu beachten ist, dass auch hier aufgrund der Isotropie und der Symmetrie der Steifigkeitsmatrix die Konstanten der Dehnung-Querdehnungs-Kopplung alle gleich sind. Ausgehend von den elastischen Konstanten aus den Gleichungen (5.5), (5.6), (5.7) sowie aus der Tabelle 11 kann anschließend, ebenfalls nach [187], die Querkontraktionszahl ν eines isotropen Werkstoffes nach Gleichung (5.8) berechnet werden.

$$\nu = \frac{C_{12}}{2(C_{12} + C_{44})} \quad (5.8)$$

Die nach Abschnitt 4.3.3 ermittelten richtungsunabhängigen Ausbreitungsgeschwindigkeiten mit longitudinaler und transversaler Wellenart wurden für die beschriebene Ermittlung der Querkontraktionszahl für jede Probe gemittelt und als Schallgeschwindigkeiten U_{11} und U_{12} klassifiziert. Die Mittelwerte der so berechneten Querkontraktionszahlen sind in der nachfolgenden Tabelle 12 dargestellt.

Tabelle 12: Querkontraktionszahlen der unverstärkten Matrix

	Huntsman 3585	Gusspolyamid 6
Querkontraktionszahl ν [-]	0,361 ±0,003	0,388 ±0,005

5.2.3 RTM-Verbunde

Die Ergebnisse dieses Abschnitts bilden die Basis für den Abgleich mit der späteren analytischen Modellierung gemäß Abschnitt 6.1. Nachfolgend werden die Ergebnisse der Verbundwerkstoffe unter Zug-, Druck- und Biegebeanspruchung betrachtet. Aufgrund der in Abschnitt 3.2 beschriebenen Faserarchitekturen wurden unter allen Belastungsarten Messungen mit verschiedenen Faseranteilen in Belastungsrichtung durchgeführt. Somit beschreiben Messergebnisse mit der Kennung „90 %“ Proben, bei denen 90 % der Verstärkungsfasern entlang der Belastung orientiert sind. Folglich liegen bei Messergebnissen mit der Kennung „50 %“ und „10 %“ nur 50 % bzw. 10 % der Fasern entlang der Biegelinie.

5.2.3.1 Zugeigenschaften

Bei der Betrachtung der Zugeigenschaften ist zu beachten, dass die Kennwerte der elastischen Eigenschaften und die Kennwerte der Versagensgrenzen aus zwei unterschiedlichen Chargen stammen. Die elastischen Eigenschaften wurden hierbei aus den Versuchen nach den Abschnitten 4.3.2 und 4.3.3 ermittelt. Die Kenngrößen bei Probenbruch wurden im Rahmen der Messungen zur Ermittlung der Steifigkeitsdegradation nach Abschnitt 4.4.3 erhalten. Da der Faservolumengehalt der einzelnen Chargen jedoch nicht konstant ist, wird dieser bei allen Ergebnissen zusätzlich mit angegeben.

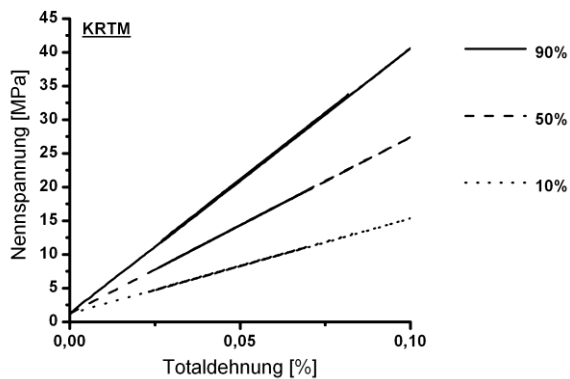


Abbildung 5.5

Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven des KRTM-Prozesses mit 90 %, 50 % und 10 % der Fasern in Belastungsrichtung

In Abbildung 5.5 sind exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven der rein elastischen Belastung dreier KRTM-Proben mit unterschiedlicher Faserarchitektur im Zugversuch zu erkennen. Durch die vollständig reversiblen Dehnungen ist die rein elastische Deformation der Proben gut zu erkennen. In Tabelle 13 sind die Ergebnisse der untersuchten KRTM-Proben zu finden. Hierbei sind im oberen Bereich die Ergebnisse der elastischen Belastung und im unteren Bereich die Kennwerte bei Probenbruch gegeben.

Tabelle 13: Zugeigenschaften des KRTM-Prozesses

Fasern in Zugrichtung	KRTM		
	10%	50%	90%
Kennwerte aus der elastischen Probenprüfung			
Faservolumengehalt [Vol-%]	46,4 ±0,3	47,6 ±0,0	50,8 ±0,4
Steifigkeit [GPa]	14,3 ±0,2	26,4 ±0,1	39,5 ±0,1
Querkontraktionszahl [-]	0,10 ±0,02	0,17 ±0,01	0,25 ±0,01
Kennwerte aus der Schädigungsprüfung			
Faservolumengehalt [Vol-%]	48,7 ±1,3	47,5 ±0,2	45,2 ±0,3
Zugfestigkeit [MPa]	68 ±2	409 ±15	743 ±17
Dehnung bei Bruch [%]	1,03 ±0,17	1,96 ±0,22	2,22 ±0,05

In Tabelle 14 sind dieselben Ergebnisse für den CRTM-Prozess aufgetragen.

Tabelle 14: Zugeigenschaften des CRTM-Prozesses

Fasern in Zugrichtung	CRTM		
	10%	50%	90%
Kennwerte aus der elastischen Probenprüfung			
Faservolumengehalt [Vol-%]	46,3 ±0,2	47,2 ±0,3	47,5 ±0,1
Steifigkeit [GPa]	14,2 ±0,1	26,0 ±0,2	37,4 ±0,0
Querkontraktionszahl [-]	0,11 ±0,02	0,14 ±0,02	0,3 ±0,03
Kennwerte aus der Schädigungsprüfung			
Faservolumengehalt [Vol-%]	47,1 ±0,1	47,1 ±0,3	45,2 ±0,3
Zugfestigkeit [MPa]	64 ±4	365 ±40	747 ±18
Dehnung bei Bruch [%]	0,95 ±0,09	1,88 ±0,26	2,19 ±0,08

Die Ergebnisse für den TRTM-Prozess sind in Tabelle 15 zu finden.

Tabelle 15: Zugeigenschaften des TRTM-Prozesses

Fasern in Zugrichtung	TRTM		
	10%	50%	90%
Kennwerte aus der elastischen Probenprüfung			
Faservolumengehalt [Vol-%]	54,0 ±0,3	54,0 ±0,2	54,2 ±0,0
Steifigkeit [GPa]	8,6 ±0,1	24,9 ±0,2	41,5 ±0,3
Querkontraktionszahl [-]	0,02 ±0,01	0,06 ±0,02	0,16 ±0,03
Kennwerte aus der Schädigungsprüfung			
Faservolumengehalt [Vol-%]	54,3 ±0,5	54,7 ±0,3	51,8 ±0,7
Zugfestigkeit [MPa]	72 ±5	439 ±11	759 ±20
Dehnung bei Bruch [%]	1,58 ±0,10	2,07 ±0,13	2,01 ±0,12

5.2.3.2 Druckeigenschaften

Zur Übersicht der Ergebnisse der unterschiedlichen Druckversuche werden die einzelnen Versuchskurven in Spannungs-Stauchungs-Diagrammen dargestellt. Diese Versuchskurven sind in Abbildung 5.6 zu erkennen. Aufgetragen wird in allen Diagrammen die Drucknennspannung über die mittlere Totalstauchung, die als Mittelwert der beiden Ansatzdehnungsaufnehmer errechnet wurde. Hierbei wurden jeweils die Versuchskurven der unterschiedlichen Prozesse in ein separates Diagramm gezeichnet. Dadurch wird zunächst der Einfluss der verschiedenen Faserorientierungen innerhalb eines Prozesses ersichtlich. Die Prozentzahlen der Legende beschreiben, unabhängig vom Gesamtfaservolumenanteil, welcher Anteil der im Probenkörper befindlichen Fasern sich in Belastungsrichtung befindet. Generell zeigt sich bei den verschiedenen Auftragungen die hohe Reproduzierbarkeit innerhalb der einzelnen Versuchschargen aufgrund der geringen Abweichungen bei den maximalen Druckspannungen und den Stauchungen bei Bruch. Vereinzelt Abweichungen bei der maximalen Stauchung bei

Bruch können durch ein Rutschen eines Ansatzdehnungsaufnehmers bei Stauchungen $\varepsilon_{t,d} > 1\%$ erklärt werden.

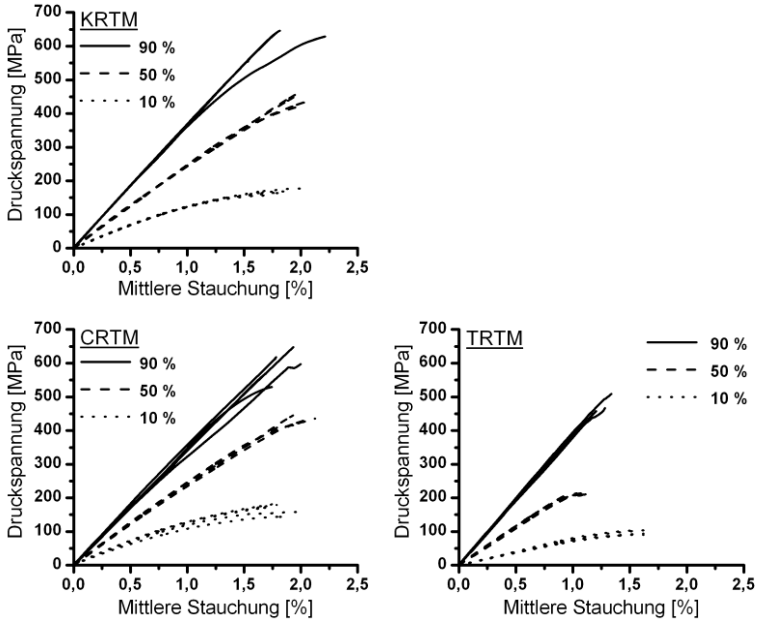


Abbildung 5.6

Spannungs-Stauchungs-Diagramme der Druckversuche an den Versuchsplatten aller Prozesse mit jeweils 90 %, 50 % und 10 % der Fasern in Belastungsrichtung

Unabhängig vom Herstellungsprozess zeigt sich erwartungsgemäß, dass die höchsten Drucksteifigkeiten und Druckfestigkeiten mit den Proben erreicht wurden, bei denen die Hauptfaserrichtung entlang der Belastungsrichtung liegt. Diese Versuchskurven besitzen die größten Steigungen und es werden die höchsten Druckspannungen erreicht. Dahingegen sind bei allen Versuchsreihen vergleichbare maximale Stauchungen von ca. 1,6 bis 2,0 % erreicht worden. Einzig bei den TRTM-Proben, die einen Faseranteil

von 50 % und 90 % in Belastungsrichtung besitzen, ist die maximale Stauchungen auf ca. 1,3 % reduziert worden. Zur besseren Übersicht über die ermittelten mechanischen Materialeigenschaften unter Druckbeanspruchung werden die charakteristischen Kennwerte in den nachfolgenden Tabellen 16, 17 und 18 als Zahlenwerte mit entsprechender Standardabweichung dargestellt.

Tabelle 16: Druckeigenschaften des KRTM-Prozesses [217]

Fasern in Druckrichtung	KRTM		
	10%	50%	90%
Faservolumengehalt [Vol-%]	49,6 ±0,2	47,9 ±0,0	49,2 ±0,1
Drucksteifigkeit [GPa]	14,3 ±0,2	25,7 ±0,8	37,0 ±0,6
Druckfestigkeit [MPa]	167 ±7	444 ±19	617 ±42
Stauchung bei Bruch [%]	1,84 ±0,14	2,00 ±0,05	1,84 ±0,28

Tabelle 17: Druckeigenschaften des CRTM-Prozesses [217]

Fasern in Druckrichtung	CRTM		
	10%	50%	90%
Faservolumengehalt [Vol-%]	46,1 ±0,5	47,2 ±0,2	46,4 ±0,6
Drucksteifigkeit [GPa]	14,1 ±0,8	25,2 ±0,4	34,9 ±0,5
Druckfestigkeit [MPa]	168 ±17	432 ±14	592 ±45
Stauchung bei Bruch [%]	1,84 ±0,08	1,98 ±0,14	1,83 ±0,13

Tabelle 18: Druckeigenschaften des TRTM-Prozesses [217]

Fasern in Druckrichtung	TRTM		
	10%	50%	90%
Faservolumengehalt [Vol-%]	52,6 ±0,2	52,6 ±0,3	53,6 ±0,5
Drucksteifigkeit [GPa]	7,6 ±0,4	22,2 ±0,9	38,6 ±1,3
Druckfestigkeit [MPa]	96 ±7	212 ±3	463 ±29
Stauchung bei Bruch [%]	1,59 ±0,08	1,07 ±0,07	1,22 ±0,09

5.2.3.3 Drei-Punkt-Biegeversuche

Bei den Drei-Punkt-Biegeversuchen wurden zunächst Kraft-Weg-Diagramme der einzelnen Versuchsproben aufgenommen und den jeweiligen Prozessen zugeordnet. Wie bereits in der experimentellen Durchführung in Abschnitt 4.3.5 beschrieben, wurde aufgrund des asymmetrischen Faserlagenaufbaus der $3 \times [0^\circ/90^\circ]$ Versuchsplatten gemäß Abschnitt 3.2 zwischen vier verschiedenen Faserkonfigurationen unterschieden. Bei den Versuchsplatten mit 50 % der Fasern in Belastungsrichtung wurden somit, wie in Abbildung 5.6 schematisch dargestellt, zwei verschiedene Laminatschichtungen betrachtet und in den Ergebnissen dargestellt.

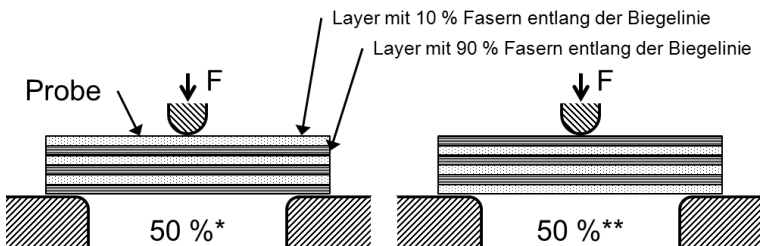


Abbildung 5.7

Unterschiedliche Belastungsart bei 50 % der Fasern entlang der Biegelinie

Der Unterschied zwischen den „50 %*“- und den „50 %**“-Proben begründet sich rein über die Schichtungsreihenfolge der einzelnen Faserplatten.

Für eine bessere Übersicht werden in den verschiedenen Kraft-Weg-Diagrammen der einzelnen Prozesse die Mittelwertverläufe der einzelnen Versuchskurven einer Probencharge abgebildet. Diese Verläufe sind in Abbildung 5.8 dargestellt. Die Durchbiegung ist hierbei das Wegsignal des Dehnungsaufnehmers unter der Druckfinne.

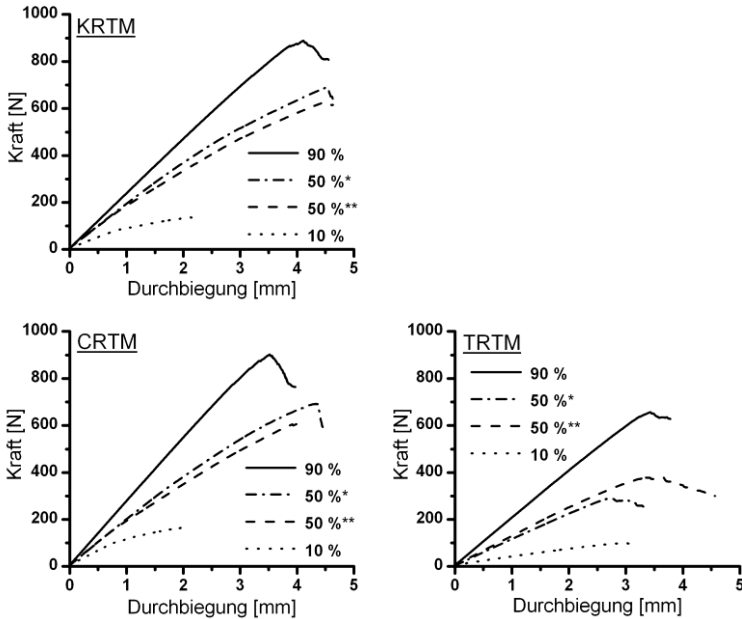


Abbildung 5.8

Gemittelte Kraft-Weg-Diagramme der Drei-Punkt-Biegeversuche

Zu beachten gilt jedoch, dass ein direkter Vergleich zwischen den verschiedenen Prozessen und den jeweiligen Faserorientierungen nicht möglich ist, da auch hier die Probenchargen unterschiedliche Dicken aufweisen. Daher müssen die ermittelten homogenisierten Biegesteifigkeiten $E_{Biegung}$ stets zusammen mit den Probandicken $H_{Biegung}$ und dem daraus resultierenden Faservolumengehalt φ_F angegeben werden. Eine Betrachtung der anliegenden Randfaserstressen σ_f gestaltet sich ebenfalls als schwierig und

unpräzise, durch die stark anisotropen Schichtverbunde, wodurch die angegebene Werte nur als Tendenzen angesehen werden.

Eine Übersicht über die Ergebnisse findet sich in den Tabellen 19, 20 und 21. Zusätzlich sind ebenfalls die maximale Kraft F_{max} und die Durchbiegung beim Bruch δ_{Bruch} in den Ergebnistabellen aufgeführt.

Tabelle 19: Biegeeigenschaften des KRTM-Prozesses

Fasern entlang der Biegelinie	KRTM			
	10%	50%*	50%**	90%
$H_{Biegung}$ [mm]	1,95 ±0,02	2,06 ±0,01	2,07 ±0,02	1,93 ±0,01
φ_F [Vol-%]	50,3 ±0,5	47,7 ±0,2	47,3 ±0,3	50,8 ±0,2
$E_{Biegung}$ [GPa]	13,8 ±0,3	23,4 ±0,5	22,5 ±0,3	34,4 ±0,3
F_{max} [N]	138 ±3	696 ±7	632 ±7	908 ±53
σ_f [MPa]	145 ±4	659 ±8	590 ±6	978 ±56
δ_{Bruch} [mm]	2,36 ±0,08	4,72 ±0,07	4,69 ±0,07	4,63 ±0,11

Tabelle 20: Biegeeigenschaften des CRTM-Prozesses

Fasern entlang der Biegelinie	CRTM			
	10%	50%*	50%**	90%
$H_{Biegung}$ [mm]	2,13 ±0,03	2,08 ±0,01	2,09 ±0,01	2,09 ±0,01
φ_F [Vol-%]	46 ±0,6	47,2 ±0,2	47,0 ±0,2	47,1 ±0,1
$E_{Biegung}$ [GPa]	14,2 ±0,3	23,3 ±0,2	21,9 ±0,6	32,3 ±0,5
F_{max} [N]	172 ±12	701 ±7	637 ±8	912 ±38
σ_f [MPa]	152 ±7	648 ±9	588 ±12	842 ±36
δ_{Bruch} [mm]	2,16 ±0,20	5,00 ±0,82	4,45 ±0,27	4,04 ±0,10

Tabelle 21: Biegeeigenschaften des TRTM-Prozesses

Fasern entlang der Biegelinie	TRTM			
	10%	50%*	50%**	90%
$H_{Biegung}$ [mm]	1,85 ±0,01	1,83 ±0,01	1,86 ±0,02	1,82 ±0,02
φ_F [Vol-%]	53,0 ±0,2	53,8 ±0,2	52,7 ±0,6	54,1 ±0,6
$E_{Biegung}$ [GPa]	5,9 ±0,3	20,2 ±0,1	20,6 ±0,9	36,5 ±0,6
F_{max} [N]	101 ±0	308 ±22	396 ±24	699 ±66
σ_f [MPa]	118 ±1	370 ±24	457 ±32	855 ±87
δ_{Bruch} [mm]	3,74 ±0,35	4,09 ±0,59	4,87 ±0,21	4,16 ±0,31

5.3 Schädigungsentwicklung von RTM-Verbunden

Bei der Betrachtung der Schädigungsentwicklung der verschiedenen RTM-Verbundplatten wird das Versagen auf unterschiedlichen Größenskalen betrachtet. Hierbei wird das Versagen zunächst auf der Mikroebene über die Ermittlung der Grenzflächenschädigung zwischen Verstärkungsfaser und Matrix betrachtet. Im darauffolgenden Abschnitt werden die Ergebnisse der interlaminaren Schädigung zwischen den einzelnen Faserlagen dargestellt. Abschließend folgt die Begutachtung der makroskopischen Schädigung im Zugversuch.

5.3.1 Grenzflächenschädigung der Verbundwerkstoffe

Im Rahmen dieser Arbeit stellt die Charakterisierung der Grenzflächeneigenschaften zwischen den Fasern und der Matrix die kleinste Skala zur Be-

wertung der Schädigungscharakteristik der betrachteten Verbundwerkstoffe dar. Hierzu wurden die in Abschnitt 4.4.1 bereits beschriebenen Push-Out-Versuche durchgeführt.

Aufgrund der großen Streuungen der Ergebnisse wurden zur besseren Beurteilung der durchgeführten Push-Out Tests alle gültigen Versuche in fünf charakteristische Kurventypen unterteilt, die in Abbildung 5.9 zu erkennen sind. Es sei angemerkt, dass aus diesen Verläufen nicht direkt auf die Grenzflächenscherfestigkeit geschlossen werden kann, da der jeweilige Faserdurchmesser und die Probendicke nicht angegeben ist, um die Mantelfläche zu berechnen.

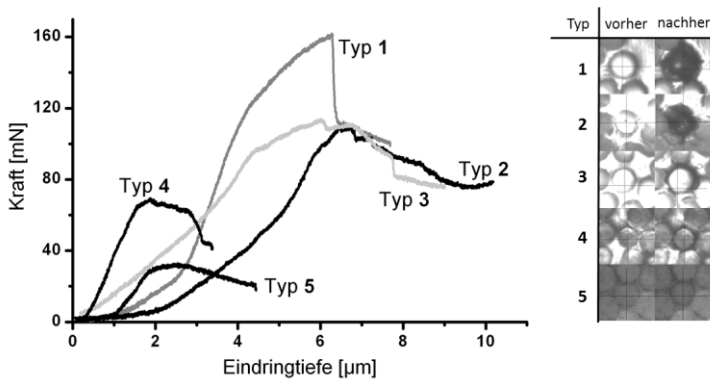


Abbildung 5.9

Push-Out-Verläufe (links); Faserstirnfläche vor und nach dem Push-Out-Test (rechts)

Push-Out-Versuche, die in Form vom Kurventyp 1 verlaufen sind, können zunächst als „idealer“ Push-Out-Versuchsablauf nach [218] angenommen werden. Durch Setzverluste in der Einspannung steigt die Kraft bis ca. 25 mN linear an, bis die Probe vollständig auf der Auflage aufliegt. Anschließend folgt die eigentliche elastische Verformung der Probe, was durch ei-

nen steileren linearen Kraftanstieg erkennbar ist. Diesem linearen Kraftanstieg folgt ein nichtlinearer Bereich, hervorgerufen durch lokales Debonding [79]. Dieser fließende Übergang zwischen dem elastischen Bereich und lokalem Debonding ist laut [101] ein Indikator für einen Rissbeginn an der Grenzfläche an der Probenunterseite, was ebenfalls auf das große Verhältnis der Fasersteifigkeit und der Matrixsteifigkeit von ca. 20:1 zurückzuführen ist. Das generell kleine Verhältnis von Probendicke und Lochdurchmesser der Grundplatte fördern zusätzlich den Rissbeginn an der Unterseite [103]. Das Debonding setzt sich anschließend mit stabilem Risswachstum entlang der Grenzfläche in Richtung oberes Faserende fort [111]. Bei Erreichen der kritischen Risslänge wird die verbliebene Scherfestigkeit überschritten, was zu einem instabilen Risswachstum führt und die Faser vollständig von der Matrix löst [101]. Dies hat einen sprunghaften Spannungsabfall zur Folge, der deutlich beim Kurvenverlauf vom Typ 1 zu erkennen ist. Die verbleibende Kraft ist, um die Faser weiter aus der Matrix zu drücken, auf die verbleibende Reibung zwischen den Verbundkomponenten zurückzuführen. Die lineare Abnahme der Kraft ist daher durch die stetig geringer werdende Kontaktfläche zu begründen [219]. Bei der Betrachtung der zugehörigen Faserstirnfläche vor und nach dem Push-Out-Test erscheint diese nach der Versuchsführung dunkel. In [220] wird dies als ein Auftreten eines Faserbruchs beschrieben, der sich folglich während des Push-Out-Tests zugetragen haben muss. Zusätzlich ist zu beobachten, dass ein solcher Verlauf zunehmend bei dickeren Push-Out-Proben und somit bei höheren Kontaktkräften an der Indenterspitze auftritt. Da allerdings auf den Rückseiten solcher Proben ein Ausdrücken der Fasern zu erkennen war, kann ein solcher Versuchsablauf als gültig angesehen werden.

Der Kurvenverlauf vom Typ 2 zeichnet sich zunächst ebenfalls durch einen Bereich mit Setzverlusten und einen anschließenden elastischen Bereich aus. Der später einsetzende Kraftabfall geschieht allerdings nicht abrupt wie beim Versuchsverlauf nach Typ 1. Vielmehr sinkt die Kraft mit konstan-

ter Steigung und kleinen Kraftsprüngen. Dies deutet auf ein stabiles Risswachstum bis zum vollständigen Debonding hin. Auch hier ist ein Faserverbruch an der Stirnseite zu erkennen.

Dass das Brechen der Fasern nicht allein auf die Maximalkraft zurückzuführen ist, zeigt der Kurvenverlauf nach Typ 3. Nach vergleichbarer Last, wie beim Typ 2-Verlauf, ist die Faser nicht beschädigt, was durch den Durchleuchtungstest gut sichtbar wird. Jedoch ist beim Kraft-Eindringtiefen-Verlauf ein Knick nach dem elastischen Bereich bei ca. 100 mN zu beobachten. Ab diesem Punkt nimmt die Kraft mit geringerer Steigung bis zur Maximalkraft weiter zu. Anders als das bei glasfaserverstärkten Polymeren übliche Debonding von der Unterseite der Probe liegt beim Kurvenverlauf nach Typ 3 mit großer Wahrscheinlichkeit ein Top-Debonding von der Oberseite vor [101]. Somit wird durch die Verlagerung der Spannungsmaxima von Scher- und Radialspannung an die Rissspitze die Stirnfläche lokal entlastet [221, 222].

Beim Kurventyp 4 steigt die Kraft bis zum Maximalwert gemäß dem Verlauf nach Typ 1. Anschließend stellt sich ein Kraftplateau mit nur geringer Änderung des Kraftsignals ein. In diesem ca. 1 bis 2 μm langen Bereich ist ein stabiles Risswachstum zu erwarten, bis die Kraft anschließend wieder abfällt. Aufgrund der geringeren Probendicken dieser Versuchsverläufe sind die Kräfte sichtbar geringer, weshalb keine Faserschädigungen zu erkennen sind.

Der letzte zu beschreibende Kurvenverlauf Typ 5 konnte vermehrt bei besonders dünnen Proben beobachtet werden. Die Maximalkräfte sind entsprechend gering und es ist durchgängig ein stabiles Risswachstum zu erkennen. Allerdings ist kein Plateau, wie bei Typ 4, nach Erreichen der Maximalkraft zu erkennen, sondern eine stetige Abnahme des Kraftsignals, was, anders als bei Typ 4, auf eine weiterhin stabile Rissausbreitung schließen lässt. Auch hier konnte keine Faserschädigung beobachtet werden.

Versuche, bei denen kein eindeutiger Kraftabfall im Kraft-Eindringtiefen-Verlauf und/oder kein Ausdruck der Faser an der Probenunterseite ermittelt werden konnte, wurden als ungültig deklariert und folglich nicht für die Auswertung herangezogen. Der prozentuale Anteil der verschiedenen Kurventypen 1 – 5 ist für die jeweiligen Prozesse in Tabelle 22 zu finden.

Tabelle 22: Prozentualer Anteil der verschiedenen Kurventypen

Kurvenverlauf	1	2	3	4	5
KRTM	19 %	26 %	28 %	19 %	9 %
CRTM	8 %	18 %	38 %	30 %	8 %
TRTM	3 %	14 %	6 %	22 %	56 %

Die geometrieunbehaftete Grenzflächenscherfestigkeit τ wurde anschließend aus den aufgenommenen Kraft-Eindringungsverläufen bestimmt. Hierzu wurde die zuvor bestimmte Probendicke B des Dünnschliffs gemäß Abschnitt 3.3.6 und der zu jeder Messung bestimmte Faserdurchmesser d_F verwendet. Durch Ermittlung der Maximalkraft F_{max} aus den jeweiligen Verläufen wurde die Grenzflächenscherfestigkeit τ nach Gleichung (5.9) berechnet [99].

$$\tau = \frac{F_{max}}{\pi d_F B} \quad (5.9)$$

Die darüber erhaltenen mittleren Grenzflächenscherfestigkeiten der verschiedenen RTM-Prozesse sind in Tabelle 23 bis Tabelle 25 zusammengefasst.

Tabelle 23: Grenzflächenscherfestigkeiten der KRTM-Verbundplatten

Prozess KRTM	Anzahl der Versuche	Dicke B [μm]	Grenzflächenscherfestigkeit τ [MPa]
Dünnschliff 1 [223]	23	58	78,2 \pm 12,6
Dünnschliff 2	10	44	73,5 \pm 8,6
Dünnschliff 3	10	50	84,7 \pm 9,1
Gesamt	43	-	78,8

Jeder RTM-Prozess wurde hierbei anhand von drei verschiedenen Dünnschliffen charakterisiert, um dem Einfluss der Probengeometrie entgegenzuwirken. Aus den jeweiligen Mittelwerten der einzelnen Proben wurde abschließend ein repräsentativer Mittelwert der Grenzflächenscherfestigkeit für jeden Prozess errechnet. Dieser wird später als Eingangsgröße für die analytische Modellierung herangezogen.

Tabelle 24: Grenzflächenscherfestigkeiten der CRTM-Verbundplatten

Prozess CRTM	Anzahl der Versuche	Dicke B [μm]	Grenzflächenscherfestigkeit τ [MPa]
Dünnschliff 1 [223]	20	51	80,5 \pm 11,7
Dünnschliff 2	10	60	72,1 \pm 5,4
Dünnschliff 3	10	46,5	81,3 \pm 7,6
Gesamt	40	-	77,9

Die Versuchsergebnisse selbst unterliegen bei allen Prozessen einer relativ hohen Streuung, was der Standardabweichung zu entnehmen ist. Diese Streuung ist mitunter unterschiedlichen Versagensmechanismen zuzuschreiben, die innerhalb der Prüfungen eines Prozesses beobachtet wer-

den konnten. Diese Versagensmechanismen können in den zuvor dargestellten charakteristischen Kraft-Eindringverläufen der verschiedenen RTM-Prozesse detektiert und zugeordnet werden.

Tabelle 25: Grenzflächenscherfestigkeiten der TRTM-Verbundplatten

Prozess TRTM	Anzahl der Versuche	Dicke B [μm]	Grenzflächenscherfestigkeit τ [MPa]
Dünnschliff 1 [223]	16	90	20,4 ±10,3
Dünnschliff 2	10	41,5	33,6 ±8,3
Dünnschliff 3	10	47,5	27,6 ±6,5
Gesamt	36	-	27,2

5.3.2 Interlaminare Schädigung in Verbunden

Die Ergebnisse der interlaminaren Schädigung sind in den folgenden Abschnitten nach den verschiedenen Belastungsmodi unterteilt. Dabei ist zu beachten, dass in der späteren Betrachtung der Mixed-Mode-Versuche auch auf die Ergebnisse der Mode-I- und Mode-II-Beanspruchungen auszugswise zurückgegriffen werden muss.

5.3.2.1 Ergebnisse der Risszähigkeitsuntersuchungen unter Mode-I-Beanspruchung

Zunächst werden die Ergebnisse der verschiedenen RTM-Prozesse unter reiner Mode-I-Beanspruchung angezeigt. Als mechanische Kenngrößen wird hierbei die kritische Energiefreisetzungsrate G_{Ic} bestimmt. Dieser Wert beschreibt die freigesetzte Energie, bezogen auf die Fläche, die die Rissfront während der ausgewerteten Belastung zurückgelegt hat.

Eine Übersicht über die ermittelten prozessabhängigen mittleren Energiefreisetzungsraten G_{IC} samt Standardabweichung und die zugehörigen Risslängenänderungen findet sich in Tabelle 26.

Tabelle 26: Mittlere Energiefreisetzungsraten unter Mode-I [210]

Prozess	Mode-I Energiefreisetzungsraten G_{IC} [J/m^2]	Risslänge Δa [mm]
KRTM	397 \pm 103	48,1 \pm 11,1
CRTM	427 \pm 128	50,8 \pm 11,4
TRTM	9297 \pm 1207	16,3 \pm 10,3

5.3.2.2 Ergebnisse der Risszähigkeitsuntersuchungen unter Mode-II-Beanspruchung

Unter reiner Mode-II-Beanspruchung kann die kritische Energiefreisetzungsraten G_{IIc} bestimmt werden. Hierzu werden wie in Abschnitt 4.4.2.2 beschrieben die Probenkörper auf Biegung beansprucht. Während der Prüfung werden die Kraft-Traversenweg-Verläufe aufgezeichnet und für die spätere Auswertung herangezogen. Ein exemplarischer Kraft-Traversenweg-Verlauf des KRTM-Prozesses ist in Abbildung 5.10 abgebildet. Die kritische Energiefreisetzungsraten der TRTM-Proben konnte nicht ermittelt werden, da das Versagen der Proben nicht wie vorgesehen an der Risseinleitungsstelle aufgetreten ist, sondern direkt unterhalb der Druckfinne, vergleichbar wie bei der zuvor beschriebenen Drei-Punkt-Biegung. Auch eine Änderung der Stützweite und somit des Verhältnisses zwischen Biegebeanspruchung und Schubbeanspruchung an der Risspitze blieb ohne Erfolg.

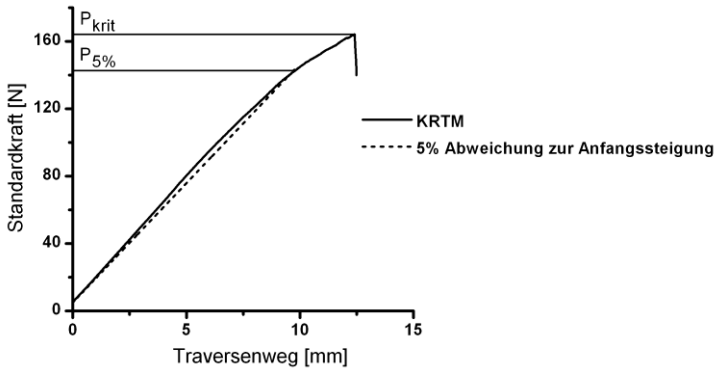


Abbildung 5.10

Exemplarischer Kraft-Traversenweg-Verlauf unter Mode-II-Beanspruchung

Der abgebildete Kurvenverlauf zeigt einen zunächst linearen Anstieg der Kraft, der bei weiterer Belastung leicht an Steigung verliert. Dieser Abfall geht mit einem stabilen Risswachstum an der Risseinleitungsstelle einher. Ab einer fortgeschrittenen Rissausbreitung kommt es zu einem abrupten Abfall des Kraftsignals. Dies ist ein Indikator für ein instabiles Risswachstum, ausgehend von dem stabil gewachsenen Riss. Diese Kraft wurde als kritische Kraft zur Risseinleitung F_{krit} bestimmt. Da in vielen Fällen, wie auch in diesem exemplarischen Graphen zu sehen ist, vor dem instabilen Risswachstum eine stabile Rissausbreitung stattfindet, kann für die Berechnung der kritischen Energiefreisetzungsrate G_{IIc} nach Gleichung (5.10) auch der Schnittpunkt zwischen der Kurvengrafik und einer um 5 % geringeren Steigungsgeraden ausgehend von der Kurvenanfangssteigung bestimmt werden. Diese Kraft wird nachfolgend als $F_{5\%}$ bezeichnet. Für die Auswertung wurde stets der zuerst eingetretene Fall verwendet und verallgemeinert mit der Bezeichnung F versehen.

$$G_{IIc} = \frac{9 F a_0^2 \delta}{2 B (1/4 L^3 + 3 a_0^3)} 1000 \quad [J/m^2] \quad (5.10)$$

Des Weiteren ist a_0 die Anrisslänge, B die Probenbreite, L die Stützweite der unteren Auflager und δ der Traversenweg bei F . Hierbei erfolgen gemäß [199] alle Längenangaben in Millimetern; die Kraft wird in Newton bemessen. Eine Übersicht über die so ermittelten mittleren Energiefreisetzungsrate G_{IIc} sowie über die mittleren Kräfte F und die Traversenwege δ findet sich in Tabelle 27 samt den zugehörigen Standardabweichungen.

Tabelle 27: Mittlere Energiefreisetzungsrate unter Mode-II

Prozess	Mode-II Energiefreisetzungsrate G_{IIc} [J/m ²]	Kraft F [N]	Weg δ [mm]
KRTM	1151 ±35	151 ±12	9,5 ±0,4
CRTM	1130 ±125	165 ±24	9,0 ±0,5
TRTM	Messung nicht möglich	--	--

5.3.2.3 Ergebnisse der Risszähigkeitsuntersuchungen unter Mixed-Mode-Beanspruchung

Für die Ermittlung der Ergebnisse der Energiefreisetzungsrate unter einer Mixed-Mode-Beanspruchung musste zunächst die erwartete Gesamtenergiefreisetzungsrate G_c^{est} der verschiedenen Mode-I- zu Mode-II-Verhältnissen berechnet werden. Hierfür wurde auf die zuvor dargestellten Ergebnisse unter reiner Mode-I-Belastung gemäß Abschnitt 5.3.2.1 und unter reiner Mode-II-Belastung gemäß Abschnitt 5.3.2.2 zurückgegriffen. Mittels dieser Ergebnisse konnten die erwarteten Gesamtenergiefreisetzungsrate G_c^{est} nach Formel (4.6) berechnet und für die Einstellung der Prüfapparatur verwendet werden. Diese Ergebnisse finden sich in Tabelle 28.

Tabelle 28: Berechnete Gesamtenergiefreisetzungsrate G_c^{est}

G_{II}/G	Erwartete Gesamtenergiefreisetzungsrate G_c^{est} [J/m ²]			
	21 %	31 %	44 %	69 %
KRTM	555	631	729	917
CRTM	575	645	736	912

Anschließend konnten die Gesamtenergiefreisetzungsraten G_c gemäß der ASTM D 6671/D 6671M-06 aus Kraft-Traversen-Verläufen und den zugehörigen Rissmarkierungen bestimmt werden. Laut dieser Vorschrift sind verschiedene Optionen möglich, um den Beginn der ersten Rissausbreitung an dem zuvor künstlich eingebrachten Riss zu bestimmen.

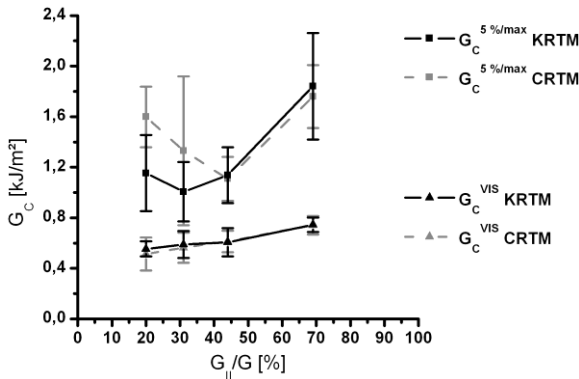


Abbildung 5.11

Gesamtenergiefreisetzungsrate G_c nach den Auswertestrategien dem ASTM Standard D6671/D6671M-06

Wie in Abbildung 5.11 zu erkennen ist, kann die kritische Gesamtenergiefreisetzungsrate G_c über den Schnittpunkt zwischen der Kurvengrafik und einer um 5 % geringeren Steigungsgeraden ausgehend von der Kurvenan-

fangssteigung bestimmt werden ($G_c^{5\%/max}$). Eine andere, wesentlich genauere Strategie ist es, den Rissausbreitungsbeginn manuell bei visueller Erscheinung an der Probe einzutragen (G_c^{VIS}). Aufgrund der hohen Wichtigkeit dieses Wertes und der wesentlich besseren Reproduzierbarkeit, die anhand der geringeren Streuung zu erkennen ist, wird für die weitere Ergebnisbetrachtung nur noch die kritische Gesamtenergiefreisetzungsrates G_c^{VIS} verwendet und verallgemeinert als G_c bezeichnet.

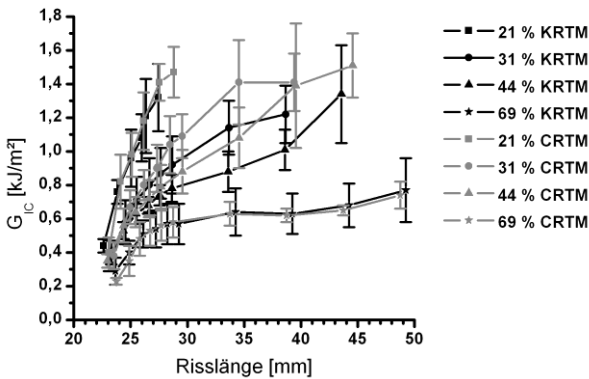


Abbildung 5.12

R-Kurvenverhalten von G_{IC} im MMB-Test unter verschiedenen Mode-II-Verhältnissen G_{II}/G in [%]

Über das bekannte Verhältnis zwischen der Mode-I- und Mode-II-Beanspruchung können des Weiteren für jedes Mixed-Mode-Verhältnis ausgehend von der ermittelten kritischen Gesamtenergiefreisetzungsrates G_c auch die einzelnen kritischen Energiefreisetzungsrates G_{IC} und G_{IIC} berechnet werden. Diese sind in Abbildung 5.12 für die reine Mode-I-Beanspruchung und in Abbildung 5.13 für die reine Mode-II-Beanspruchung gegeben. Hierbei ist zu beachten, dass die hier angegebenen Risslängen die Mittelwerte der gemessenen Rissfortschrittslängen aus den acht verschiedenen Probenchargen sind. Allgemein ist ein Anstieg der Risszähigkeit mit steigender Risslänge zu erkennen. Dieses Verhalten wird des Öfteren in

vergleichbaren Arbeiten über R-Kurven beschrieben [181, 183]. Es ist erkennbar, dass mit steigendem Mode-II-Anteil und steigender Risslänge die Risszähigkeit zunimmt. Bei einem Mode-II-Anteil von 69 % stellt sich ab einer Risslänge von ca. 34 mm ein konstantes Maximum ein.

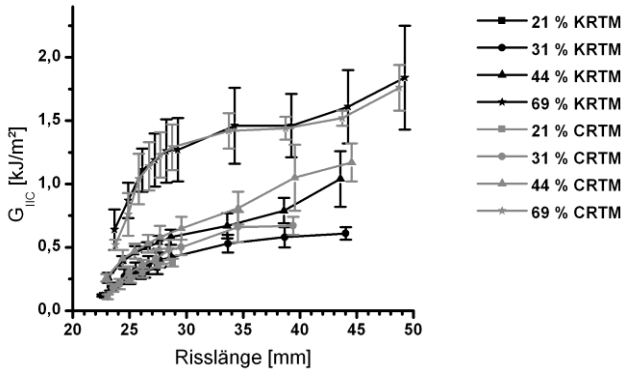


Abbildung 5.13

R-Kurvenverhalten von G_{IIc} im MMB-Test unter verschiedenen Mode-II-Verhältnissen G_{II}/G in [%]

Die Zunahme der kritischen Energiefreisetzungsrate G_{IIc} mit steigender Risslänge unter Mode-II-Belastung kann auf eine stärkere Ausprägung einer plastischen Zone an der Risspitze sowie auf eine vermehrte Faserbrückenbildung zurückgeführt werden [181, 183, 184]. Bis auf das Verhältnis von 69 % Mode-II-Anteil nimmt bei den untersuchten Proben G_{IIc} mit vergleichbarer Steigung zu. Bei 69 % Mode-II-Anteil ist die Steigung zunächst größer, wohingegen später bei ca. 34 mm Risslänge das bereits erwähnte Maximum erreicht ist. Der generelle Anstieg der Streuung mit steigender Risslänge ist auf die zunehmende Nichtlinearität des prüftechnischen Aufbaus zurückzuführen. Das definierte Limit der Verschiebung, um den Fehler der Nichtlinearität unter 5 % zu halten, wurde bei allen Proben überschritten [224].

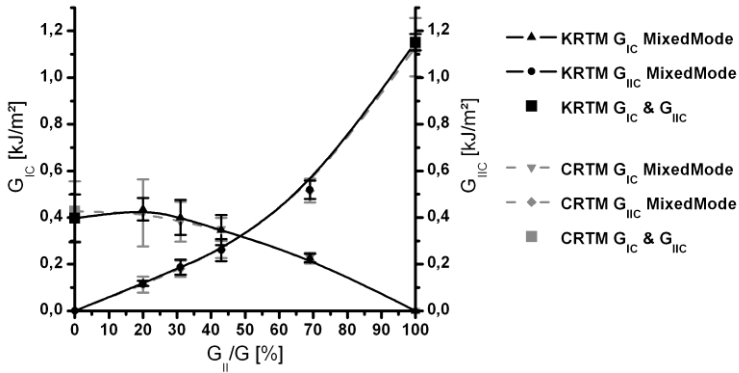


Abbildung 5.14

G_{IC} und G_{IIC} Anteile über das Modeverhältnis G_{II}/G

Die für die weitere Auswertung und spätere Diskussion herangezogenen Ergebnisse der kritischen Energiefreisetzungsraten unter Mode-I-Belastung G_{IC} , Mode-II-Belastung G_{IIC} und der kritischen Gesamtenergiefreisetzungsrates G_c beziehen sich nachfolgend auf die ermittelten Werte direkt nach Beginn des ersten Risswachstums. Die Ergebnisse mit den jeweiligen Mode-I- und Mode-II-Anteilen G_{IC} und G_{IIC} in Abhängigkeit des zugehörigen Verhältnisses G_{II}/G sind in Abbildung 5.14 dargestellt. Die darin erkennbare Standardabweichung ist hauptsächlich auf die leicht unterschiedlichen Anrisslängen zurückzuführen.

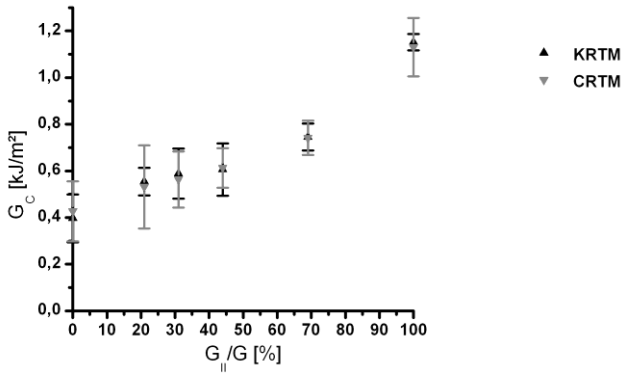


Abbildung 5.15

Gesamtenergiefreisetzungsrates G_C über das Mode-II-Verhältnis G_{II}/G

Um einen Überblick über die Gesamtenergiefreisetzungsrates G_C zu erhalten, werden zuletzt die einzelnen kritischen Energiefreisetzungsrates G_{Ic} und G_{IIc} addiert und ebenfalls über das Mixed-Mode-Verhältnis aufgetragen. In der so erhaltenen Abbildung 5.15 befinden sich damit die reinen Mode-I-Ergebnisse bei 0 % G_{II}/G und die reinen Mode-II-Ergebnisse bei 100 % G_{II}/G . Die dazwischen befindlichen kritischen Energiefreisetzungsrates sind die Ergebnisse der Mixed-Mode-Untersuchungen.

5.3.3 Schädigung der Verbundwerkstoffe unter Zugbeanspruchung

Die Ergebnisse der Entlastungsphasenversuche beschränken sich im Wesentlichen auf die Betrachtung der vorhandenen Reststeifigkeiten der verschiedenen Versuchswerkstoffe. Hierzu wurde bei der Versuchsführung jeder Probe ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm aufgenommen, aus dem an den verschiedenen Entlastungspunkten die Reststeifigkeit mittels einer Entlastungsphase bestimmt wurde. Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurven mit den entsprechenden Entlastungsphasen sind in Abbildung 5.16

dargestellt. Bei den hier dargestellten Versuchskurven befinden sich 10 % der Fasern in Belastungsrichtung.

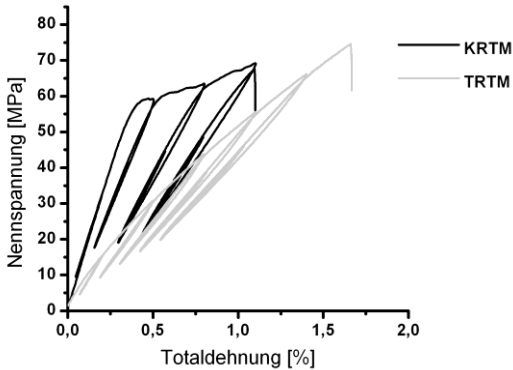


Abbildung 5.16

Exemplarische Spannungs-Dehnungs-Kurve mit Entlastungsphasen bei Verbunden mit 10 % der Fasern in Belastungsrichtung

Die Entlastungsphasen E^1 bis E^n wurden anhand der Totaldehnung eingestellt und an den entsprechend definierten Stellen aus Abschnitt 4.4.3 ausgeführt. Hierbei ist zu beachten, dass die einzelnen Proben am Ende immer bis zum Bruch belastet wurden. Es gibt keine Garantie, dass eine Probe tatsächlich alle Entlastungsphasen ertragen kann. Aufgrund der unterschiedlichen Fertigungsprozesse und dem variierten Faseranteil in Belastungsrichtung wurden jeweils unterschiedliche Totaldehnungen beim Versagen der Probe erreicht.

Auf Grundlage der verschiedenen Reststeifigkeiten wurde der bereits in Abschnitt 2.4.4.1 vorgestellte Schädigungsfaktor nach Gleichung (2.6) berechnet. Die einzelnen Schädigungsfaktoren werden hierbei aus den Mittelwerten der ermittelten Reststeifigkeiten gewonnen, weshalb keine Standardabweichungen angegeben werden. Der große Vorteil der Schädigungsbeschreibung mittels des Schädigungsfaktors ist die Tatsache, dass

der Schädigungsfaktor unabhängig vom jeweiligen Faservolumenanteil ist. Dies ist wichtig für die spätere Vergleichbarkeit der unterschiedlichen Prozesse und Faserorientierungen.

Eine Übersicht über die Ergebnisse der verschiedenen Prozesse und die jeweils unterschiedlichen Anteile der Fasern in Belastungsrichtung ist in den nachfolgenden Tabellen gegeben. In Tabelle 29 findet sich die Übersicht über die ermittelten Steifigkeiten bei den einzelnen Entlastungsfasern sowie über die zugehörigen berechneten Schädigungsfaktoren des KRTM-Prozesses.

Tabelle 29: Steifigkeitsdegradation des KRTM-Prozesses

	Steifigkeit E^i [GPa]			Schädigungsfaktor d^i		
	10%	50%	90%	10%	50%	90%
E^1	14,6 ±0,5	25,7 ±0,2	35,6 ±0,6	0	0	0
E^2	12,2 ±0,1	24,7 ±1,0	35,6 ±0,2	0,145	0,037	0,000
E^3	9,2 ±0,3	23,0 ±0,6	35,6 ±0,2	0,367	0,103	0,000
E^4	7,7 ±0,0	22,3 ±0,4	35,4 ±0,3	0,473	0,133	0,007
E^5	-	21,7 ±0,4	35,1 ±0,3	-	0,154	0,015
E^6	-	21,4 ±0,4	34,8 ±0,2	-	0,166	0,023
E^7	-	20,9 ±0,2	34,5 ±0,2	-	0,187	0,031

In Tabelle 30 sind dieselben Ergebnisse für den CRTM-Prozess und in Tabelle 31 für den TRTM-Prozess aufgetragen.

Tabelle 30: Steifigkeitsdegradation des CRTM-Prozesses

	Steifigkeit E^i [GPa]			Schädigungsfaktor d^i		
	10%	50%	90%	10%	50%	90%
E^1	14,6 ±0,2	24,9 ±0,7	35,9 ±0,2	0	0	0
E^2	12,8 ±0,4	24,0 ±0,5	35,6 ±0,4	0,125	0,033	0,008
E^3	9,5 ±0,3	22,6 ±0,3	35,8 ±0,4	0,351	0,092	0,001
E^4	7,8 ±0,1	21,8 ±0,4	35,3 ±0,3	0,465	0,123	0,009
E^5	-	21,2 ±0,4	35,2 ±0,3	-	0,147	0,017
E^6	-	20,6 ±0,3	34,9 ±0,3	-	0,172	0,026
E^7	-	20,3 ±0,0	34,6 ±0,2	-	0,185	0,035

Tabelle 31: Steifigkeitsdegradation des TRTM-Prozesses

	Steifigkeit E^i [GPa]			Schädigungsfaktor d^i		
	10%	50%	90%	10%	50%	90%
E^1	8,2 ±0,2	24,9 ±0,3	39,9 ±1,1	0	0	0
E^2	6,9 ±0,0	23,8 ±0,2	39,3 ±0,8	0,158	0,043	0,012
E^3	6,2 ±0,0	23,3 ±0,1	39,6 ±0,6	0,242	0,062	0,007
E^4	5,7 ±0,0	22,9 ±0,2	39,3 ±0,7	0,304	0,079	0,013
E^5	5,4 ±0,0	22,4 ±0,2	39,0 ±0,6	0,346	0,099	0,021
E^6	5,0 ±0,0	22,2 ±0,3	38,6 ±0,6	0,387	0,108	0,031
E^7	-	21,9 ±0,2	38,0 ±0,6	-	0,119	0,047

Für eine bessere Übersicht sind in Abbildung 5.17 alle Schädigungsfaktoren über die Totaldehnung zusammengefasst. Dieses Diagramm bildet somit die Basis für den Vergleich der verschiedenen Prozesse hinsichtlich der Steifigkeitsdegradation unter Zugbeanspruchung.

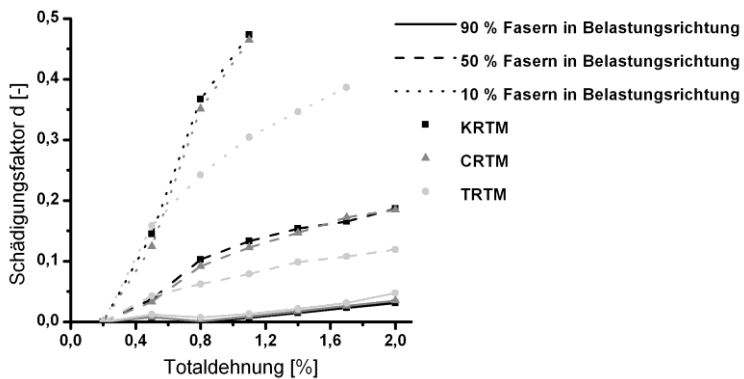


Abbildung 5.17

Prozess- und Richtungsabhängigkeit der Schädigungsfaktoren

6 Analytische Modellierung der mechanischen Eigenschaften

Die analytische Modellierung stellt einen zentralen Teil dieser Arbeit dar. Im Folgenden wird beschrieben, mit welchen Berechnungsmethoden die unterschiedlichen RTM-Verbunde unter verschiedenen Belastungen berechnet werden, sodass im späteren Verlauf auf Grundlage dieser Berechnungsmodelle ein Vergleich der Prozesse stattfinden kann.

6.1 Quasistatische Beanspruchung

Generell sind die folgenden Abschnitte nach einem sich wiederholenden Schema aufgebaut. Zunächst werden für den beschriebenen Belastungsfall alle notwendigen Eingangsgrößen eingeführt. Alle Eingangsgrößen, die keinen direkten Wert in diesem Abschnitt zugewiesen bekommen haben, sind Kennwerte, die aus dem Ergebnisteil dieser Arbeit entnommen werden können. Auf Grundlage der Eingangsdaten werden anschließend die belastungsspezifischen Berechnungsmodelle unter Zuhilfenahme gängiger analytischer Ansätze bezogen auf die Plattengeometrie angewendet. Abschließend werden die wichtigsten Ergebnisse der Berechnungen tabellarisch aufgeführt.

6.1.1 Modellierung der Zug- und Drucksteifigkeit

6.1.1.1 Eingangsdaten zur Berechnung der Steifigkeitswerte

Zur besseren Übersicht sind die Eingangsdaten nachfolgend in drei unterschiedliche Kategorien untergliedert. Hierbei wird zwischen materialbezogenen, geometriebezogenen und prozessbezogenen Eingangsgrößen unterschieden.

Materialbezogene Eingangsgrößen

Unter den materialbezogenen Eingangsgrößen werden die mechanischen Kennwerte der einzelnen Verbundkomponenten verstanden. Die hier eingeführten Materialkennwerte der Verstärkungsfasern gelten für die modellierten Druck-, und Zugeigenschaften. Der E-Modul der Fasern E_F kann aus den Einzelfasermessungen übernommen werden. Die Querkontraktionszahl der Fasern ν_F wird aufgrund der schwierigen Messbarkeit mit einem Literaturwert für E-Glas von $\nu_F=0,22$ angenommen [225]. Das Flächengewicht $m_{FL}=425$ g/m² einer einzelnen Glasfasergewebelage kann dem Datenblatt [191] entnommen werden. Die mittlere Faserdicke d_F hingegen kann wiederum direkt aus den Einzelfasermessungen übernommen werden.

Bei den Eingangsdaten der Matrix wird für die Berechnung stets zwischen den Belastungsrichtungen „Zug“ und „Druck“ unterschieden. Für eine bessere Übersicht soll jedoch im Weiteren für die Matrixkennwerte mit den Größen E_M für den Matrixmodul und ν_M für die Querkontraktionszahl der Matrix gearbeitet werden. In der späteren Modellierung werden anschließend diese Kennwerte für den jeweiligen Belastungsfall angepasst.

Geometriebezogenen Eingangsgrößen

Als aus der Plattengeometrie abgeleiteten Eingangsdaten werden die mittlere Plattendicke \bar{H} einer Versuchsreihe, die Faserlagenanzahl N und die

Länge einer Faserondulation $b_{ond}=3,5$ mm, die aus lichtmikroskopischen Aufnahmen des Fasergewebes im Verbund direkt bestimmt werden konnte, benötigt. Ebenfalls wird der Faservolumenanteil φ_F aus den Ergebnistabellen nach Abschnitt 5.1.2 zur Berechnung der elastischen Eigenschaften verwendet. Eine weitere Eingangsgröße ist der Faservolumengehalt innerhalb eines infiltrierte Rovings φ_{rov_F} . Dieser Kennwert wird mit 70 Vol.-% angenommen und konnte durch eine spätere Grauwertanalyse eines orthogonal zur Schliffebene eingebetteten Rovings bestätigt werden. Dieser Wert wird innerhalb der Modellierung konstant gehalten.

Prozessbezogene Eingangsgrößen

Eine wichtige Eingangsgröße ist die prozessbezogene Porosität φ_L . Zur Berücksichtigung der Porosität müssen ebenfalls mechanische Kennwerte der eingeschlossenen Luft definiert werden. Hierbei werden die Steifigkeit der Luft $E_L=0$ und die Querkontraktionszahl $\nu_L=0$ gewählt. Eine weitere Eingangsgröße der verwendeten analytischen Modellierung ist der Grenzflächenschädigungsparameter χ . Dieser Parameter gibt die Qualität der Anbindung zwischen dem Verstärkungselement und der Matrix an und wird als skalare Größe zwischen null und unendlich gewählt. Hierbei steht $\chi=0$ für eine perfekte Anbindung und somit für eine verlustfreie Kraft- und Dehnungs-Übertragung im elastischen Bereich. Bei $\chi=\infty$ wird hingegen von einer vollständigen Ablösung zwischen den Verbundkomponenten ausgegangen. Für die Prozesse KRTM und CRTM wird $\chi=0$ gewählt. Beim TRTM-Prozess wird aufgrund der höheren Porosität zwischen den einzelnen Filamenten und der größeren Wahrscheinlichkeit, dass dadurch die Grenzfläche nicht durchgängig benetzt ist, $\chi=0,3$ angenommen. Wichtig ist hierbei, dass dieser Parameter während der gesamten elastischen Modellierung unverändert bleibt, unabhängig vom Belastungsfall.

6.1.1.2 Aufbau des analytischen Berechnungsmodells

Zur möglichst genauen Abbildung der verschiedenen mechanischen Kennwerte wird bei der Modellierung schrittweise vorgegangen. Während dieser verschiedenen Berechnungsschritte wird ausgehend von den Ausgangsmaterialien durch Hinzugabe von weiteren Geometrie- und Prozesseinflüssen der Komplexitätsgrad sukzessive erhöht. Zur besseren Übersicht wird dieser Abschnitt nach folgenden Berechnungsschritten untergliedert:

- Grundlegende Berechnungen der Materialdaten
- Berechnung eines einzelnen Rovings
- Berechnung einer infiltrierten Faserlage
- Berechnung des gesamten Laminats
- Ableiten der mechanischen Zug- und Druckkennwerte

Grundlegende Berechnungen der Materialdaten

Da es sich bei den berechneten Verbundmaterialien, um gewebefasermattenverstärkte, geschichtete Polymere handelt, wird zunächst die Dicke einer einzelnen infiltrierten Faserlage im Verbund nach (6.1) berechnet.

$$H_{FL} = \frac{\bar{H}}{N} \quad (6.1)$$

Im Weiteren wird ein Teil der Matrix benötigt, um die Rovings zwischen den einzelnen Filamenten zu infiltrieren. Die restliche Matrix liegt auf mikroskopischer Ebene unverstärkt zwischen dem Rovinggeflecht vor. Da das analytische Modell diesen Sachverhalt abbildet, wird der Volumenanteil der infiltrierten Rovings in der reinen und unverstärkten Matrix φ_{rov} nach (6.2) berechnet.

$$\varphi_{rov} = \frac{\varphi_F}{\varphi_{rov_F}} \quad (6.2)$$

Da angenommen wird, dass sich die eingeschlossene Luft zwischen den infiltrierten Rovings sowie in den unverstärkten Matrixnestern befindet, müssen weitere Unterteilungen hinsichtlich der unterschiedlichen Volumenanteile unternommen werden. Somit berechnet sich der relative Luftvolumenanteil in der Matrix φ_{L_rel} nach (6.3).

$$\varphi_{L_rel} = \frac{\varphi_L}{1 - \varphi_F} \quad (6.3)$$

Unter der Annahme, dass die Glasfasern sowie die Matrixmaterialien isotrop sind, können die Steifigkeitsmatrizen des Verstärkungselements C_F und der Matrix C_M nach den Gleichungen (2.15), (2.16) und (2.17) aus Abschnitt 2.5.2 aufgestellt werden. Aufgrund der Tatsache, dass für die eingeschlossene Luft die Steifigkeit von $E_L=0$ GPa und die Querkontraktionszahl $\nu_L=0$ gewählt wurde, kann für die Steifigkeitsmatrix der Porosität C_L eine 6x6 Matrix bestimmt werden, die vollständig mit Nullen besetzt ist. Im nächsten Schritt kann nun die Steifigkeitsmatrix der Matrix modifiziert werden, indem die prozessabhängige Porosität mitberücksichtigt wird. Hierfür werden die Lufteinschlüsse als homogen in der Matrix verteilte, sphärische Einschlüsse betrachtet. Somit liegt mikromechanisch betrachtet bereits hier ein Verbundwerkstoff mit zwei Phasen vor. Zur analytischen Bestimmung der effektiven elastischen Eigenschaften \bar{C} werden hierfür die allgemeinen Gleichungen für einfache Einschlüsse von Eshelby mit den Schranken nach Mori-Tanaka [186] nach den Gleichungen (2.24) und (2.26) in Abschnitt 2.5.3 verwendet. Die Anzahl der Phasen ist hierbei für die Matrix mit Porosität $N=1$. Somit steht der Index 0 für die Matrix und 1 für die Lufteinschlüsse. Das I ist eine 6x6-Einheitsmatrix und S steht für den Eshelbytensor 4. Stufe, der für die Berechnung mit der Voigt'schen Notation auf eine 6x6-Matrix reduziert werden muss. Daraus leiten sich die Gleichungen

für die mit Porosität versehene Steifigkeitsmatrix der Matrix C_{ML} wie folgt ab:

$$C_{ML} = (\varphi_0 C_0 + \varphi_1 C_1 T_1)(\varphi_0 I + \varphi_1 T_1)^{-1} \quad (6.4)$$

mit

$$T_1 = [I + S_1(C_0^{-1}C_1 - I)]^{-1} \quad (6.5)$$

wobei die folgenden Eingangswerte wie folgt eingesetzt werden:

$$\begin{aligned} C_0 &= C_M \\ C_1 &= C_L \\ \varphi_0 &= 1 - \varphi_{L_rel} \\ \varphi_1 &= \varphi_{L_rel} \end{aligned} \quad (6.6)$$

Generell gilt für $T_0 = I$, wodurch das T_0 in der angewandten formalen Darstellung entfällt. Für S_1 wird der Eshelby-Tensor 4. Stufe für sphärische Einschlüsse formuliert. Die dafür mathematischen Formulierungen der einzelnen Positionen innerhalb des Tensors, die ungleich null sind, werden von Mura [188] übernommen und sind in den Gleichungen von (6.7) zu finden.

$$\begin{aligned} S_{1111} &= S_{2222} = S_{3333} = \frac{7 - 5\nu_M}{15(1 - \nu_M)} \\ S_{1122} &= S_{2233} = S_{3311} = S_{1133} = S_{2211} = S_{3322} = \frac{5\nu_M - 1}{15(1 - \nu_M)} \\ S_{1212} &= S_{2323} = S_{3131} = \frac{4 - 5\nu_M}{15(1 - \nu_M)} \end{aligned} \quad (6.7)$$

Berechnung eines einzelnen Rovings

Im nächsten Schritt wird ausgehend von der berechneten isotropen Steifigkeitsmatrix der Verstärkungsfaser C_F und der ebenfalls isotropen Steifigkeitsmatrix der mit der Porosität versehenen Matrix C_{ML} ein mit Matrixmaterial infiltrierter Roving berechnet. Hierbei liegen alle Fasern in 1-Richtung, wodurch sich eine transversale Isotropie in selbige ausrichtet. Auch hier wird auf die Gleichungen von Eshelby mit den Schranken nach Mori-Tanaka zurückgegriffen. Allerdings handelt es sich jetzt bei der Einbindung der Verstärkungsfaser in die Matrix um einen deutlich komplexeren Fall. Die Einschlüsse werden jetzt als endloser zylindrischer Volumenkörper in 1-Richtung beschrieben, mit dem Durchmesser des mittleren Faserdurchmessers $\overline{d_F}$. Zusätzlich soll die Grenzfläche zwischen dem Verstärkungselement und der Matrix als nicht perfekt angenommen werden, wodurch weitere Modifikationen an den grundlegenden Gleichungen nach (2.24) und (2.26) nötig sind. Die transversal isotrope Steifigkeitsmatrix eines infiltrierten Rovings C_{rov} berechnet sich auf Grundlage von [186, 126, 127] nach den folgenden Gleichungen.

$$C_{rov} = (\varphi_0 C_0 + \varphi_1 C_1 T_1^M)(\varphi_0 I + \varphi_1 (C_1^{-1} + H_1) C_1 T_1^M)^{-1} \quad (6.8)$$

mit

$$T_1^M = [I + \overline{S}_1^M C_0^{-1} (C_1 - C_0)]^{-1} \quad (6.9)$$

wobei die folgenden Eingangswerte zum Einsatz kommen:

$$\begin{aligned}
 C_0 &= C_{ML} \\
 C_1 &= C_F \\
 \varphi_0 &= 1 - \varphi_{rov_F} \\
 \varphi_1 &= \varphi_{rov_F} \\
 H_1 &: \text{geometrieabhängiger Schadenstensor} \\
 \overline{S}_1^M &: \text{modifizierter Eshelbytensor}
 \end{aligned} \tag{6.10}$$

Der geometrieabhängige Schadenstensor H_1 berechnet sich für die hier verwendete Faserverstärkung in 1-Richtung wie folgt:

$$H_1 = \alpha P + (\beta - \alpha) Q \tag{6.11}$$

Hierbei sind die Schädigungsparameter α und β sowie die nicht mit einer null besetzten Teile der Tensoren 4. Stufe P und Q wie folgt definiert:

$$\begin{aligned}
 \alpha &= \chi \overline{d}_F \\
 \beta &= 0 \\
 P_{2222} &= P_{3333} = 4P_{2121} = 4P_{3131} = 2P_{3232} = \frac{3\pi}{8\overline{d}_F} \\
 Q_{2222} &= Q_{3333} = 3Q_{2233} = 3Q_{3322} = 3Q_{3232} = \frac{9\pi}{32\overline{d}_F}
 \end{aligned} \tag{6.12}$$

Mittels der Gleichungen (6.11) und (6.12) kann nun der noch fehlende modifizierte Eshelbytensor \overline{S}_1^M bestimmt werden.

$$\overline{S}_1^M = S^* + S^* H_1 C_0 (I - S^*) \tag{6.13}$$

mit

$$\begin{aligned}
 C_0 &= C_{ML} \\
 H_1 &: \text{siehe (6.11)} \\
 S^* &: \text{Eshelbytensor mit zylindrischen Einschlüssen}
 \end{aligned} \tag{6.14}$$

Der Eshelbytensor 4. Stufe S^* mit unendlich langen zylindrischen Einschlüssen in 1-Richtung wird abschließend wie folgt definiert:

$$\begin{aligned}
 S_{2222}^* &= S_{3333}^* = \frac{5 - 4\nu_{ML}}{8(1 - \nu_{ML})} \\
 S_{2233}^* &= S_{3322}^* = \frac{4\nu_{ML} - 1}{8(1 - \nu_{ML})} \\
 S_{2211}^* &= S_{3311}^* = \frac{\nu_{ML}}{2(1 - \nu_{ML})} \\
 S_{2323}^* &= S_{3223}^* = S_{2332}^* = S_{3232}^* = \frac{3 - 4\nu_{ML}}{8(1 - \nu_{ML})} \\
 S_{3131}^* &= S_{1331}^* = S_{3113}^* = S_{1313}^* = S_{1212}^* = S_{2112}^* = S_{1221}^* \\
 &= S_{2121}^* = \frac{1}{4}
 \end{aligned} \tag{6.15}$$

Alle weiteren Positionen des Tensors sind mit einer null belegt. Die benötigte Querkontraktionszahl der mit der Porosität versehenen Matrix ν_{ML} kann mithilfe der zuvor eingeführten Formel (5.8) berechnet werden.

Berechnung einer infiltrierten Faserlage

Mit dem Erhalt der Steifigkeitsmatrix der infiltrierten Rovings C_{rov} kann nun im nächsten Schritt eine vollständig infiltrierte Faserlage mit deren vorliegender makroskopischen Faserorientierung, die aus der Webstruktur der Glasfasermatten hervorgeht, berechnet werden. Um die Faserstruktur, wie in Abschnitt 3.2 beschrieben, abbilden zu können, wird eine modifizierte Variante des Ondulation-Modells von Ishikawa [226] verwendet, das auf der klassischen Laminattheorie basiert und vorwiegend für die analytische Modellentwicklung von Sandwichverbundwerkstoffen angewendet wird [227, 228, 229, 230]. Um die durch das Verweben der Glasfasern ent-

standene Faserondulation zu beschreiben, wird zunächst die zweidimensionale Wellenform durch eine Wellengleichung in einem (x, y, z) -Koordinatensystem beschrieben.

$$y = \frac{h}{2} \left[1 - \cos\left(\frac{2\pi x}{l}\right) \right] \quad (6.16)$$

wobei $h = H_{FL}$ die Höhe der Ondulationswelle beschreibt und $l = b_{ond}$ die Länge der Faserwelle. Daraus abzuleiten ist der Winkel $\theta(x)$, der die Drehung um die z-Achse des globalen Koordinatensystems beschreibt. Der Winkel $\theta(x)$ wird folglich nach (6.17) beschrieben.

$$\theta(x) = \tan^{-1}\left(\frac{dy}{dx}\right) \quad (6.17)$$

Zusätzlich wird ein lokales (x_1, x_2, x_3) -Koordinatensystem benötigt, das entlang der Ondulation definiert wird. In diesem lokalen Koordinatensystem wird die 6x6-Nachgiebigkeitsmatrix des Rovings zunächst nach Gleichung (6.18) dargestellt.

$$S_{rov(1,2,3)} = [C_{rov}]^{-1} \quad (6.18)$$

Die Nachgiebigkeitsmatrix des Rovings muss nun in das globale (x, y, z) -Koordinatensystem transformiert werden. Für die Spannungen und Dehnungen gilt folglich:

$$\{\varepsilon\}_{(xyz)} = [T_\varepsilon]\{\varepsilon\}_{(123)} \quad \text{und} \quad \{\sigma\}_{(123)} = [T_\sigma]\{\sigma\}_{(xyz)} \quad (6.19)$$

Mit den Transformationsmatrizen

$$[T_\varepsilon] = \begin{bmatrix} c^2 & 0 & s^2 & 0 & -2sc & 0 \\ s^2 & 0 & c^2 & 0 & 2sc & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -c & 0 & -s \\ 0 & 0 & 0 & s & 0 & -c \\ sc & 0 & -sc & 0 & c^2 - s^2 & 0 \end{bmatrix} \quad (6.20)$$

und

$$[T_\sigma] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 0 & 0 & 0 & sc \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ s^2 & c^2 & 0 & 0 & 0 & -sc \\ 0 & 0 & 0 & -c & s & 0 \\ -2sc & 2sc & 0 & 0 & 0 & c^2 - s^2 \\ 0 & 0 & 0 & -s & -c & 0 \end{bmatrix} \quad (6.21)$$

mit $s = \sin(\theta)$ und $c = \cos(\theta)$. Die Drehung der Nachgiebigkeitsmatrix kann anschließend aus dem Hooke'schen Gesetz und den Transformationsgleichungen nach (6.19) hergeleitet werden. Aus

$$\begin{aligned} \{\varepsilon\}_{(xyz)} &= [T_\varepsilon]\{\varepsilon\}_{(123)} = [T_\varepsilon][S_{rov}]_{(123)}\{\sigma\}_{(xyz)} \\ &= [T_\varepsilon][S_{rov}]_{(123)}[T_\sigma]\{\sigma\}_{(xyz)} \end{aligned} \quad (6.22)$$

folgt letztendlich

$$[S_{rov}]_{(xyz)} = [T_\varepsilon][S_{rov}]_{(123)}[T_\sigma]. \quad (6.23)$$

Die Steifigkeitsmatrix im globalen Koordinatensystem wird somit durch ein erneutes Invertieren erhalten.

$$[C_{rov}]_{(xyz)} = [S_{rov}]_{(xyz)}^{-1} \quad (6.24)$$

Diese Steifigkeitsmatrix ist jedoch noch vom Winkel θ und somit auch von x abhängig. Aus diesem Grund wird eine Homogenisierung entlang der x -Richtung im globalen Koordinatensystem durchgeführt. Hierfür wurde die

Wellengleichung für eine sehr gute Abbildungsgenauigkeit und eine geringe Berechnungsgeschwindigkeit in $N = 20$ Inkremente zerlegt und anteilig nach (6.25) zur Gesamtsteifigkeit hinzugefügt.

$$C_{rov_ond} = \left[\frac{1}{N} \sum_{n=0}^N T_{\varepsilon} \left(\theta \left(\frac{n b_{ond}}{N} \right) \right) C_{rov}^{-1} T_{\sigma} \left(\theta \left(\frac{n b_{ond}}{N} \right) \right) \right]^{-1} \quad (6.25)$$

Die Steifigkeitsmatrix C_{rov_ond} enthält somit die elastischen Konstanten eines ondulierten Rovings in 1-Richtung des anfangs eingeführten Koordinatensystems. C_{rov} hingegen ist im gleichen Koordinatensystem gleich orientiert, besitzt jedoch keine Ondulation. Da der Fasermattenaufbau nach Abschnitt 3.2 vorsieht, dass 90 % der Fasern in 1-Richtung ohne Ondulation und die restlichen 10 % der Fasern 90° gedreht mit Ondulation vorliegen, werden die entsprechenden Steifigkeitsmatrizen mittels einer 6x6-Rotationsmatrix um die 3-Achse gedreht und anteilig addiert. Die Drehung der Steifigkeitsmatrix mit Ondulation um die 3-Achse erfolgt nach [186] mit Gleichung (6.26)

$$\hat{C}_{rov_ond}(\psi) = \Theta C_{rov_ond} \Theta^{-1} \quad (6.26)$$

wobei

$$\Theta = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & 0 & 0 & 0 & 2mn \\ n^2 & m^2 & 0 & 0 & 0 & 2mn \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & m & -n & 0 \\ 0 & 0 & 0 & n & m & 0 \\ -mn & mn & 0 & 0 & 0 & m^2 - n^2 \end{bmatrix} \quad (6.27)$$

mit $n = \sin(\psi)$ und $m = \cos(\psi)$.

Somit folgt für die Steifigkeit der Fasern in 1- und 2-Richtung

$$C_{rov_{1,2}} = 0,9C_{rov} + 0,1\hat{C}_{rov_{ond}}\left(\frac{\pi}{2}\right). \quad (6.28)$$

Zum Erhalt der Steifigkeitsmatrix einer infiltrierten Faserschicht k wird in einem letzten Schritt die Steifigkeitsmatrix der Fasern in 1- und 2-Richtung mit der Steifigkeitsmatrix der mit Porosität versehenen unverstärkten Matrix mittels der Mischungsregel nach Gleichung (6.29) berechnet.

$$C_k = \varphi_{rov}C_{rov_{1,2}} + (1 - \varphi_{rov})C_{ML} \quad (6.29)$$

Berechnung des gesamten Laminats

Für die Berechnung der Steifigkeitsmatrix der gesamten Verbundplatte \bar{C} kann im nächsten Schritt auf die klassische Laminattheorie zurückgegriffen werden. Die einzelnen Komponenten innerhalb dieser 6x6-Matrix werden hierbei nach den von [186] beschriebenen Formeln (2.27) bis (2.31) aus Abschnitt 2.5.4 berechnet.

Da bei den in dieser Arbeit verwendeten Plattenarchitekturen zwei verschiedene Schichtungen der zuvor berechneten Fasermatten zum Einsatz kamen, werden die Parameter entsprechend angepasst. Gemäß dem Fall, dass alle Faserlagen in die gleiche Richtung orientiert sind, kann für die Laminatanzahl $N = 1$ gewählt werden, wodurch ebenfalls der Laminatanteil mit $\varphi_k = 1$ gewählt werden kann. Bei einer Schichtung der Faserlagen, bei der die Faserlagen abwechselnd um 90° gedreht gestapelt werden, wird folglich $N = 2$ und $\varphi_k = 0,5$ gewählt. Die für die Berechnung benötigte Steifigkeitsmatrix der um 90° gedrehten Faserlage $\bar{C}_{k_{90^\circ}}$ kann gemäß den Gleichungen (6.26) und (6.27) berechnet werden.

Ableiten der mechanischen Zug- und Druckkennwerte

Zur Berechnung der mechanischen Zug- und Druckkennwerte wird ebenfalls auf das Formelwerk von Qu und Cherkaoui [186] zurückgegriffen. Hierbei werden zunächst die 6x6-Steifigkeitsmatrizen der Verbundplatten \bar{C} auf einen ebenen Spannungszustand reduziert. Die somit berechneten reduzierten 3x3-Steifigkeitsmatrizen besitzen folglich den in Gleichung (6.30) dargestellten Aufbau, wobei $\bar{Q}_{12}=\bar{Q}_{21}$ gilt.

$$\bar{Q} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & 0 \\ \bar{Q}_{21} & \bar{Q}_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix} \quad (6.30)$$

Die einzelnen Komponenten werden hierbei aus den 6x6-Steifigkeitsmatrizen \bar{C} nach (6.31) berechnet.

$$\bar{Q}_{ij} = \bar{C}_{ij} - \frac{\bar{C}_{i3}\bar{C}_{j3}}{\bar{C}_{33}} \quad (6.31)$$

für $i, j = 1, 2, 6$

Im Anschluss können die elastischen Kenngrößen der Verbundplatte aus den reduzierten Steifigkeitsmatrizen \bar{Q} direkt berechnet werden. Diese umfassen die orthogonal zueinander orientierten Steifigkeiten E_L und E_T , den Schubmodul G_{LT} und die Querkontraktionszahlen ν_{LT} und ν_{TL} in der Plattenebene und können den Gleichungen (6.32),(6.33) und (6.34) entnommen werden.

$$E_L = \frac{\bar{Q}_{11}\bar{Q}_{22} - \bar{Q}_{12}^2}{\bar{Q}_{22}}, \quad E_T = \frac{\bar{Q}_{11}\bar{Q}_{22} - \bar{Q}_{12}^2}{\bar{Q}_{11}} \quad (6.32)$$

Der Schubmodul G_{LT} wird dabei nach Gleichung (6.33) berechnet

$$G_{LT} = \bar{Q}_{66} \quad (6.33)$$

und die zugehörigen Querkontraktionszahlen ν_{LT} und ν_{TL} nach (6.34).

$$\nu_{LT} = \frac{\bar{Q}_{12}}{\bar{Q}_{22}}, \quad \nu_{TL} = \frac{\bar{Q}_{12}}{\bar{Q}_{11}} \quad (6.34)$$

6.1.1.3 Ergebnisse der analytischen Modellierung

Die Ergebnisse der analytisch berechneten elastischen Eigenschaften werden in den nachfolgenden Tabellen für die verschiedenen Verbundplatten dargestellt. Da für die Eingangsdaten Mittelwerte verwendet wurden und bei der analytischen Modellierung keine Fehlerfortpflanzung betrachtet wurde, wurde bei den berechneten Kenngrößen auf die Angabe einer Standardabweichung verzichtet. Allerdings wurde eine Extremwertberechnung auf Grundlage der gemessenen Standardabweichung der Eingangsdaten durchgeführt, um einen Indikator für die Stabilität der Modellierung zu erhalten. Hierzu wurden die gemittelten Eingangsdaten mit der jeweiligen Standardabweichung beaufschlagt, sodass die beiden Grenzfälle mit möglichst hohen mechanischen Kennwerten und möglichst geringen mechanischen Kennwerten berechnet wurden. Diese (Max./Min.) Kennwerte finden sich in den Ergebnistabellen unter den einzelnen Kenngrößen.

Tabelle 32: Berechnete elastische Eigenschaften des KRTM-Prozesses

Fasern in Belastungsrichtung		KRTM		
		10%	50%	90%
Zug	Zugsteifigkeit [GPa]	14,7	25,6	38,1
	Max. / Min. [GPa]	15,6 / 13,9	26,6 / 24,6	39,6 / 36,6
	Poissonzahl [-]	0,100	0,139	0,231
	Max. / Min. [-]	0,103 / 0,096	0,144 / 0,135	0,235 / 0,228
Druck	Drucksteifigkeit [GPa]	13,5	24,5	36,5
	Max. / Min. [GPa]	14,2 / 12,8	25,3 / 23,6	37,7 / 35,3

Tabelle 33: Berechnete elastische Eigenschaften des CRTM-Prozesses

Fasern in Belastungsrichtung		CRTM		
		10%	50%	90%
Zug	Zugsteifigkeit [GPa]	14,7	25,4	35,9
	Max. / Min. [GPa]	15,4 / 14,0	26,4 / 24,4	37,1 / 34,7
	Poissonzahl [-]	0,100	0,139	0,236
	Max. / Min. [-]	0,102 / 0,097	0,142 / 0,137	0,239 / 0,234
Druck	Drucksteifigkeit [GPa]	12,8	24,2	34,6
	Max. / Min. [GPa]	13,3 / 12,2	25,0 / 23,3	36,0 / 33,2

Tabelle 34: Berechnete elastische Eigenschaften des TRTM-Prozesses

Fasern in Belastungsrichtung		TRTM		
		10%	50%	90%
Zug	Zugsteifigkeit [GPa]	8,9	24,0	39,1
	Max. / Min. [GPa]	9,3 / 8,4	24,9 / 23,1	40,3 / 37,8
	Poissonzahl [-]	0,039	0,063	0,170
	Max. / Min. [-]	0,040 / 0,038	0,065 / 0,062	0,173 / 0,167
Druck	Drucksteifigkeit [GPa]	8,7	23,4	38,7
	Max. / Min. [GPa]	9,2 / 8,3	24,4 / 22,5	40,2 / 37,1

6.1.2 Modellierung der elastischen Biegeeigenschaften

6.1.2.1 Eingangsdaten zur Berechnung der Steifigkeitswerte

Für die Modellierung der verschiedenen Verbundplatten unter einer elastischen Biegebeanspruchung wird im Wesentlichen auf die Modellierung der elastischen Eigenschaften des vorherigen Abschnitts 6.1.1 zurückgegriffen. Neben den chargenspezifischen Eingangsdaten wie der Plattendicke H und dem daraus resultierenden Faservolumenanteil φ_F werden alle Eingangsdaten gemäß Abschnitt 6.1.1.1 gewählt. Für die spätere Abbildung der Biegeeigenschaften unter den gewählten Prüfbedingungen nach Abschnitt 4.3.5 werden zusätzlich die geometrischen und messtechnischen Randbedingungen des Drei-Punkt-Biegeversuchs als Eingangsparameter definiert. Dazu gehörten die Breite der Biegeprobe B_{3PB} , der Auflagerabstand des Prüfapparatur L_{3PB} und die gewählte Vorkraft F_0 .

6.1.2.2 Aufbau des analytischen Berechnungsmodells

Um die elastischen Biegeeigenschaften abbilden zu können, werden zunächst die Steifigkeitsmatrizen einer einzelnen infiltrierten Faserlage berechnet. Hierfür werden die Formeln (6.1) bis (6.29) nach Abschnitt 6.1.1.2 verwendet. Da bei dieser Berechnung von Anfang an zwischen den mechanischen Eigenschaften unter einer Zug- und Druckbeanspruchung unterschieden wird, werden als Ausgangsgrößen dieses Berechnungsmodells die Laminatsteifigkeitsmatrizen C_{K_Z} für die Zugbelastung und C_{K_D} für die Druckbelastung definiert. Da es sich dabei um 6x6-Matrizen handelt, die die mechanischen Eigenschaften in allen drei Raumrichtungen beschreiben, kann für die spätere Berechnung der Biegeeigenschaften zunächst eine Vereinfachung vorgenommen und die Steifigkeitsmatrizen auf einen ebenen Spannungszustand reduziert werden. Die somit berechneten reduzierten 3x3-Steifigkeitsmatrizen nach [186] können auf Basis der Gleichungen (6.30) und (6.31) berechnet werden und werden fortan als Q_{K_Z} und Q_{K_D} bezeichnet. Diese reduzierten Steifigkeitsmatrizen werden im nächsten Schritt um 90° um die Plattenorthogonale gedreht. Dies erfolgt mit einer 3x3-Rotationsmatrix nach [231] gemäß der Gleichung (6.26). Im Folgenden kann nun bei den reduzierten Steifigkeitsmatrizen Q_K zwischen vier verschiedenen Lamineigenschaften entlang der Biegelinie unterschieden werden:

$Q_{K_{\parallel Z}}$: Zugbelastung mit Hauptfaserrichtung entlang der Biegelinie

$Q_{K_{\perp Z}}$: Zugbelastung mit Hauptfaserrichtung quer zur Biegelinie

$Q_{K_{\parallel D}}$: Druckbelastung mit Hauptfaserrichtung entlang der Biegelinie

$Q_{K_{\perp D}}$: Druckbelastung mit Hauptfaserrichtung quer zur Biegelinie

Bevor die Gleichungssysteme der Biegebeanspruchungen aufgestellt werden können, wird zunächst ein Koordinatensystem benötigt, das wie folgt nach Abbildung 6.1 definiert wird. Die Lage der Achsen sowie der positive

Drehsinn der Momente sind vor allem wichtig, da die Schichtungsreihenfolge der einzelnen Laminatschichten von großer Bedeutung bei einer Biegebeanspruchung ist.

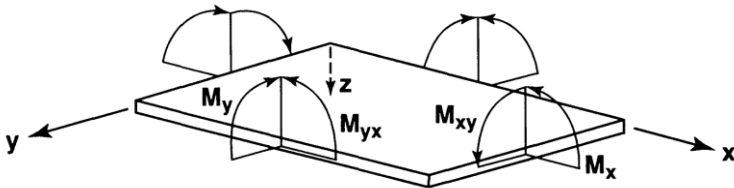


Abbildung 6.1

Koordinatensystem der Biegemomente nach [61]

Auf Grundlage des definierten Koordinatensystems kann jetzt auch die Schichtungsreihenfolge mathematisch beschrieben werden, wobei z_k die Schichtgrenzen mit der Konvention beschreibt, dass z von oben nach unten positiv ist.

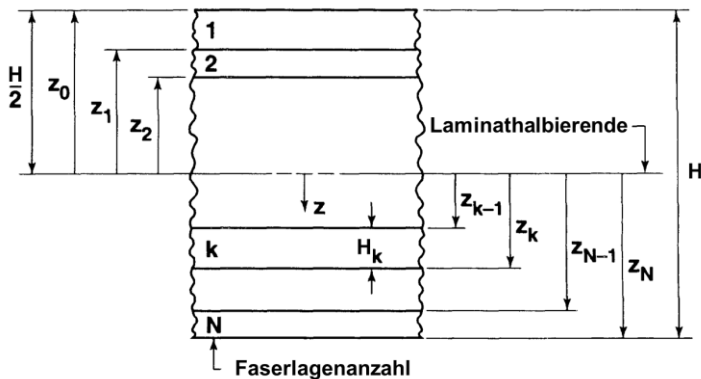


Abbildung 6.2

Reihenfolge der Laminatschichtung nach [61]

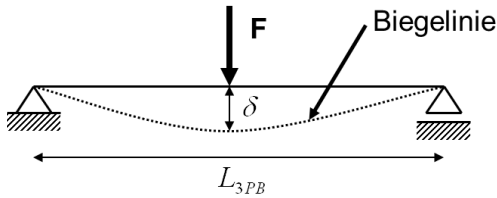
Die Schichtdicken der einzelnen Laminatlagen werden als gleichmäßig über den gesamten Schichtverbund betrachtet und nach Gleichung (6.1) berechnet. Die eigentliche Berechnung der Biegeeigenschaften kann mit den vorgenommenen Definitionen mit Gleichung (6.35) durchgeführt werden [61].

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (6.35)$$

Hierbei bildet die Matrix B_{ij} die Steifigkeiten der Dehnungs-Biegungs-Kopplung ab. Da in dieser Berechnung jedoch von einer reinen Biegung ausgegangen wird, ist $B_{ij} = 0$ und entfällt für die weitere Berechnung. Die Matrix D_{ij} steht für die reinen Biegeanteile und wird nach Gleichung (6.36) berechnet.

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^N (Q_{Kij})_k (z_k^3 - z_{k-1}^3) \quad (6.36)$$

Über die Summation der verschiedenen positionsabhängigen Laminatsteifigkeiten Q_K kann somit die Biegematrix D_{ij} berechnet werden, wobei die Laminatgrenzflächen auf der z -Koordinate zu $z_0 = -H/2$, $z_1 = -H/2 + H_1$, usw. bis $z_{N-1} = +H/2 + H_N$, $z_N = +H/2$ definiert werden. Somit befinden sich die x - und y -Koordinatenachsen bei den berechneten Verbundwerkstoffen mittig zwischen der 3. und 4. Laminatschicht. Die Biegelinie wird bei der Modellierung in die x -Achse gelegt, wodurch die Krümmungen κ_y und κ_{xy} zu null werden. Über die Krümmung der Biegelinie einer symmetrischen Drei-Punkt-Biegebelastung nach [232] und über die Momentengleichung (6.35) kann abschließend die benötigte Kraft F der Druckfinne in Abhängigkeit der Durchbiegung δ , wie in Abbildung 6.3 zu erkennen ist, berechnet werden.

**Abbildung 6.3**

Berechnungsmodell der Drei-Punkt-Biegung

Die reale, an der Prüfmaschine gemessene Kraft F_{real} kann dabei nach Gleichung (6.37) berechnet werden.

$$F_{real}(\delta) = F_0 + \frac{48B_{3PB}\delta}{L_{3PB}^3 D_{11}^{-1}} \quad (6.37)$$

6.1.2.3 Ergebnisse der analytischen Modellierung

Die Ergebnisse der analytischen Berechnung der Drei-Punkt-Biegebelastung ist eine Kraft, die von einer vorgegebenen Durchbiegung δ abhängig ist. Da es sich dabei lediglich um die elastische Deformation handelt, ergeben sich für die unterschiedlichen Biegesteifigkeiten lineare Verläufe, die bei einer Durchbiegung $\delta = 0$ den Wert der gewählten Vorkraft F_0 annehmen. Auch für die berechneten elastischen Biegeeigenschaften wurden, wie bereits in Abschnitt 6.1.1.3 beschrieben, Extremwertberechnung durchgeführt, um die Streubreite der Modellierung beurteilen zu können. Die Ergebnisse der analytisch berechneten Biegeeigenschaften finden sich in Abbildung 6.4.

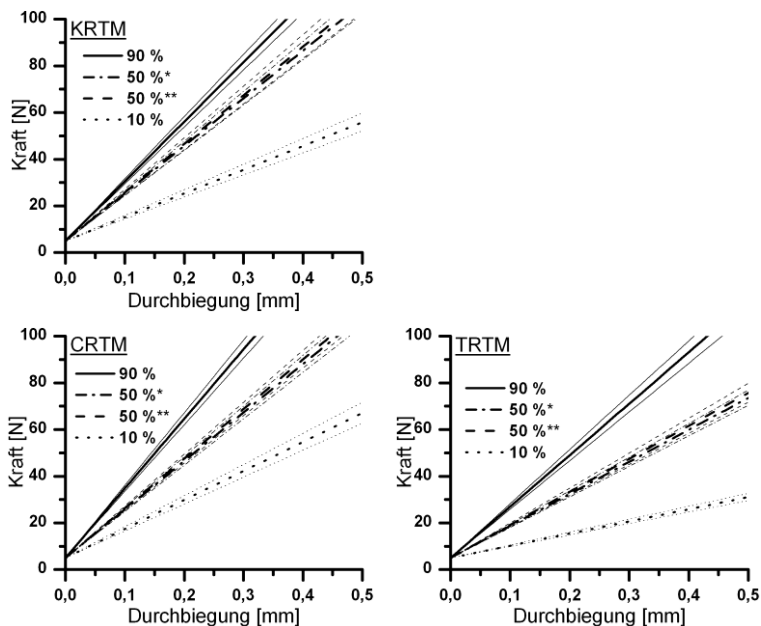


Abbildung 6.4

Berechnete Biegeverläufe der verschiedenen Faserarchitekturen mit Abbildungsunsicherheit der analytischen Modellierung durch Streuung der Eingangsdaten; KRTM (oben links); CRTM (unten links); TRTM (unten rechts)

6.1.3 Modellierung der Zugfestigkeit

6.1.3.1 Eingangsdaten zur Berechnung der Festigkeitswerte

Für die Berechnung der Zugeigenschaften wird auf die bereits ermittelten Kenngrößen der Verbundplatten zurückgegriffen. Hierbei wird wie bei der Betrachtung der elastischen Eigenschaften zwischen materialbezogenen, geometriebezogenen und prozessbezogenen Eingangsgrößen unterschieden.

Materialbezogene Eingangsgrößen

Wichtige Kennwerte für die materialbezogenen Eingangsgrößen sind die Festigkeitswerte der Einzelkomponenten der Verbundwerkstoffe. Somit wird die nach Weibull ausgewertete Zugfestigkeit der Faserfilamente $R_{m,F}$ für die Berechnung verwendet. Hierbei wird der Kennwert der Faserfilamente bei einer Einspannlänge $L_{0,F}$ von 80 mm verwendet, da bei dieser Charge die gemessene Faserlänge der wahren Einspannlänge der Zugproben am nächsten kommt. Der zugehörige Weibullmodul m_w wird ebenfalls verwendet. Für die Festigkeit der Matrix wird die anliegende Spannung in der unverstärkten Matrix bei der Dehnung, bei der der Verbundwerkstoff versagt, zur Berechnung herangezogen. Dieser Kennwert σ'_M ist in den Tabellen von Abschnitt 5.2.2.1 zu finden. Als mittlere Versagensdehnung der Verbundplatten wird $\varepsilon_t=2,1$ % gewählt. Zusätzlich werden die jeweiligen Grenzflächenscherfestigkeiten τ zwischen Faser und Matrix aus Abschnitt 5.3.1 verwendet. Zur Berechnung der Faserfilamente werden des Weiteren die Faserdichte ρ_F und das Faserflächengewicht m_{FL} benötigt.

Geometriebezogenen Eingangsgrößen

Bei den geometriebezogenen Eingangsgrößen wird im Wesentlichen auf den in Abschnitt 3.2 beschriebenen Verbundaufbau zurückgegriffen. Der durch die jeweiligen Plattendicken bedingte Faservolumengehalt φ_F kann den Tabellen in Abschnitt 5.2.3.1 entnommen werden. Da allerdings bei der Zugfestigkeit von Verbundwerkstoffen die statistische Ausfallwahrscheinlichkeit einen großen Einfluss hat, müssen zusätzlich die Probendimensionen in der analytischen Modellierung berücksichtigt werden. Somit werden die Einspannlänge L_0 und die Probenbreite B für die Modellierung verwendet. Auch geht der gemessene mittlere Faserradius r_F mit ein.

Prozessbezogene Eingangsgrößen

Als prozessbezogene Eingangsgröße werden zur Berechnung der Zugfestigkeiten die in Abschnitt 5.1.3 bestimmten mittleren Porositäten φ_L verwendet.

6.1.3.2 Aufbau des analytischen Berechnungsmodells

Für die Modellierung der Zugfestigkeiten der Verbundplatten werden die Faserorientierungen für jeden Belastungsfall getrennt betrachtet und anschließend gewichtet nach deren Häufigkeit zur Gesamtzugfestigkeit addiert.

Begonnen werden soll mit der Annahme, dass sich alle Fasern geradlinig ausgerichtet entlang der Belastungsrichtung befinden. Hierfür kann auf die Modellvorlage von Curtin und Takeda [131, 233] zurückgegriffen werden. Hierbei wird die statistische Festigkeitsverteilung der Fasern, die Lastübertragung von einer geschädigten Faser zu einer unbeschädigten, die Grenzflächenscherfestigkeit zwischen Faser und Matrix, das Herausziehen von Fasern aus der Matrix sowie die Probenabmessungen mitberücksichtigt. Diese Notwendigkeit begründet sich durch die Tatsache, dass die Glasfasern maßgeblich für die Zugfestigkeit verantwortlich sind und durch statistisch auftretende Defekte mit zunehmender Länge an Festigkeit verlieren. Ebenso ist die Grenzflächenscherfestigkeit für den Lastübertrag von der Matrix in die Glasfasern verantwortlich. Dies bedeutet, dass eine höhere Grenzflächenscherfestigkeit die kritische Faserlänge l_s verkleinert und die statistische Zugfestigkeit der Faser größer ist. Zusätzlich wird die Schädigungsregion im Bauteil kleiner. Diese kritische Faserlänge oder auch Auszugslänge der Faser l_s kann durch die Annahme einer konstanten Grenzflächenscherfestigkeit τ für eine Spannung σ durch die „shear-lag“-Modelle nach Gleichung (6.38) beschrieben werden.

$$l_s = \frac{r_F \sigma}{2 \tau} \quad (6.38)$$

Somit soll zunächst eine charakteristische Zugfestigkeit der Faser σ_c mit der zugehörigen Faserlänge δ_c bestimmt werden, bei der die Ausfallwahrscheinlichkeit nach Weibull 63,2 % beträgt. Diese können den Gleichungen (6.39) und (6.40) entnommen werden.

$$\sigma_c = \left(\frac{R_{m,F}^{m_w} \tau L_{0,F}}{r_F} \right)^{1/(1+m_w)} \quad (6.39)$$

$$\delta_c = \left(\frac{R_{m,F} r_F L_{0,F}^{1/m_w}}{\tau} \right)^{m_w/(1+m_w)} \quad (6.40)$$

Da die Krafteinleitung in die Faser von beiden Faserenden erfolgen muss, ist δ_c exakt doppelt so lang wie die Auszugslänge l_s . Um die Schädigung zu beschreiben, muss im nächsten Schritt ein kritischer Schädigungscluster definiert werden. Dieser gibt an, wie viele Fasern innerhalb einer Region in Verbundwerkstoff versagen können, bevor das Bauteil versagt. Unter der Annahme, dass die einzelnen Faserbrüche statistisch verteilt im gesamten Bauteil entstehen und somit nicht alle in der gleichen Ebenen liegen, wird die Faseranzahl n_l im Schädigungscluster durch den empirisch ermittelten Zusammenhang nach [130] gemäß Gleichung (6.41) berechnet. Dieser Zusammenhang wurde durch den Abgleich mit numerischen Versagensmodellierungen bestimmt und behält seine Gültigkeit bei spröden Verstärkungsfasern mit einem Weibullmodul zwischen $2 \leq m_w \leq 10$.

$$n_l = 403 m_w^{-1,28} \quad (6.41)$$

Die Länge des kritischen Schädigungsclusters beträgt $0,4\delta_c$. Die Festigkeitsverteilung innerhalb dieses Schädigungsclusters folgt einer Verteilung nach

Gauß, mit einer mittleren Festigkeit $\mu_{n_l}^*$ und einer Standardabweichung $\gamma_{n_l}^{**}$ (normiert auf σ_c) für die zugehörige Faseranzahl n_l . Diese Kenngrößen unterliegen einem komplexen Formelwerk, das der Arbeit von Phoenix et. al. [234] entnommen wird. Der kritische Schädigungscluster des belasteten Verbundwerkstoffes selbst kann mit den Gleichungen (6.42) und (6.43) beschrieben werden.

$$n = n_f/n_l \quad (6.42)$$

$$m = L_0/0,4\delta_c \quad (6.43)$$

Hierbei ist n_f die Anzahl aller Fasern des belasteten Verbundwerkstoffes und L_0 die Länge der belasteten Probe. Die Anzahl der Fasern n_f kann mittels der bereits bekannten Kenngrößen der untersuchten Glasfasermatten nach Gleichung (6.44) berechnet werden, wobei N für die Anzahl der Faserlagen steht. Die Länge L_0 entspricht der Einspannlänge der Proben.

$$n_f = \frac{m_{FL} N B}{\gamma_F^2 \pi \rho_F} \quad (6.44)$$

Die kumulative Versagenswahrscheinlichkeit des gesamten Verbundes wird abermals über die Weibullverteilung vorhergesagt [235].

$$H_{mn}(\sigma) = 1 - e\left(\frac{\sigma}{\tilde{\sigma}_{mn}}\right)^{\tilde{m}_w} \quad (6.45)$$

Hierbei ist die charakteristische Verbundzugfestigkeit $\tilde{\sigma}_{mn}$ und der zugehörige Weibullmodul \tilde{m}_w gegeben durch [234].

$$\tilde{\sigma}_{mn} = \mu_{n_l}^* - \gamma_{n_l}^{**} \left[\sqrt{2 \ln(mn)} - \frac{\ln(\ln(mn) + \ln(4\pi))}{\sqrt{8 \ln(mn)}} \right] \quad (6.46)$$

$$\tilde{m}_w = \frac{\tilde{\sigma}_{mn}}{\gamma_{n_l}^{**}} \sqrt{2 \ln(mn)} \quad (6.47)$$

Die Zugfestigkeit des unidirektional verstärkten Verbundwerkstoffes in dimensionsloser Form kann somit durch Gleichung (6.48) berechnet werden.

$$R_{m,\parallel} = \varphi_F \sigma_c \tilde{\sigma}_{mn} + (1 - \varphi_F - \varphi_L) \sigma'_M \quad (6.48)$$

Da bei den untersuchten Verbundwerkstoffen die Glasfasern in Form von Gewebematten als Verstärkungsphase vorliegen, unterliegen die Glasfasern, die innerhalb einer einzelnen Gewebematte 90° zur Hauptfaserrichtung orientiert sind, einer Ondulation. Diese hat einen deutlichen Effekt auf die Zugfestigkeiten. Über die bereits bei der Berechnung der elastischen Eigenschaften ermittelte Ondulation konnte eine mittlere Faserabweichung von 8° aus der Belastungsrichtung berechnet werden. Somit kann für die Faserrovings mit vorliegender Ondulation ein Korrekturfaktor von 0,58 nach [133] (Abbildung 2.10) bestimmt werden. Bei Annahme, dass alle Fasern diese Ondulation aufweisen, errechnet sich die Zugfestigkeit nach Gleichung (6.49).

$$R_{m,\parallel \text{ ond}} = 0,58 R_{m,\parallel} \quad (6.49)$$

Ein weiterer Fall, den die Modellierung abbilden muss, ist, dass alle Fasern im Verbund quer zur Belastungsrichtung orientiert sind. Da unter dieser Belastungsart die Fasern keinen Beitrag zur Zugfestigkeit leisten, wird die Zugfestigkeit durch die Matrix dominiert. Hierbei gelten die Grenzflächen, die im ungünstigsten Fall orthogonal belastet werden, als potenzielle Schwachstelle im Verbund, wodurch sich die Verbundfestigkeit nach [132] gemäß Gleichung (6.50) berechnet.

$$R_{m,\perp} = 0,3 \sigma'_M (1 - \varphi_L) \quad (6.50)$$

Da, wie zu Beginn dieses Abschnitts bereits erwähnt, die hier zu berechnenden Verbundwerkstoffe je nach Aufbau und Belastungsrichtung unterschiedliche Anteile der berechneten Festigkeiten aufweisen, können im letzten Schritt der Zugfestigkeitsmodellierung die Gesamtzugfestigkeiten den Gleichungen (6.51) bis (6.53) für die unterschiedlichen Faserarchitekturen entnommen werden.

Für 90 % der Fasern in Belastungsrichtung gilt:

$$R_{m,90\%} = 0,9 R_{m,\parallel} + 0,1 R_{m,\perp} \quad (6.51)$$

Für 50 % der Fasern in Belastungsrichtung gilt:

$$R_{m,50\%} = 0,5 (0,9 R_{m,\parallel} + 0,1 R_{m,\parallel \text{ ond}} + R_{m,\perp}) \quad (6.52)$$

Für 10 % der Fasern in Belastungsrichtung gilt:

$$R_{m,10\%} = 0,1 R_{m,\parallel \text{ ond}} + 0,9 R_{m,\perp} \quad (6.53)$$

6.1.3.3 Ergebnisse der analytischen Modellierung

Die Ergebnisse der Modellierung nach Abschnitt 6.1.3.2, die unter Zuhilfenahme der in Kapitel 5 angegebenen Kennwerte ermittelt wurden, können den nachfolgenden Tabellen entnommen werden. Die zusätzlich angegebenen (Max./Min.) Kennwerte sind wie schon bei der Modellierung der elastischen Eigenschaften auf die Varianz der Eingangsdatenstreuung zurückzuführen.

Tabelle 35: Berechnete Zugfestigkeiten des KRTM-Prozesses

Fasern in Zugrichtung	KRTM		
	10%	50%	90%
Zugfestigkeit [MPa]	74	457	803
Max. / Min. [MPa]	75 / 73	464 / 450	817 / 789

Tabelle 36: Berechnete Zugfestigkeiten des CRTM-Prozesses

Fasern in Zugrichtung	CRTM		
	10%	50%	90%
Zugfestigkeit [MPa]	72	453	802
Max. / Min. [MPa]	73 / 71	457 / 448	814 / 790

Tabelle 37: Berechnete Zugfestigkeiten des TRTM-Prozesses

Fasern in Zugrichtung	TRTM		
	10%	50%	90%
Zugfestigkeit [MPa]	69	440	769
Max. / Min. [MPa]	71 / 67	455 / 423	802 / 733

6.1.4 Modellierung der Druckfestigkeit

6.1.4.1 Eingangsdaten zur Berechnung der Festigkeitswerte

Auch bei der Modellierung der Druckfestigkeiten wird bei den Eingangsdaten auf Kennwerte der Ergebnisse aus den zuvor durchgeführten Untersuchungen zurückgegriffen. Die Unterscheidungen der Art der Eingangsgrößen

ßen werden – wie schon bei der elastischen Modellierung – in materialbezogene, geometriebezogene und prozessbezogene Eingangsgrößen getroffen.

Materialbezogene Eingangsgrößen

Neben den Druckfestigkeiten der unverstärkten Matrixmaterialien $R_{d,M}$ bei einem maximalen Biegefaktor von $b_c = 0,03$ werden vor allem elastische Kenngrößen für die Berechnung der Druckfestigkeiten der verschiedenen Lamine benötigt. Somit werden für die Berechnung ebenfalls die Drucksteifigkeit der Matrix $E_{M,d}$ nach Abschnitt 5.2.2.2 und die Steifigkeit der Faser E_F sowie die jeweiligen Querkontraktionszahlen ν_M und ν_F verwendet.

Geometriebezogenen Eingangsgrößen

Aufgrund der unterschiedlichen Plattendicken werden für die Berechnung der Druckfestigkeiten die jeweiligen Faservolumengehälter φ_F aus den Ergebnistabellen nach Abschnitt 5.2.3.2 verwendet.

Prozessbezogene Eingangsgrößen

Bei den prozessbezogenen Eingangsgrößen werden die zuvor ermittelten Porositätsanteile φ_L mitberücksichtigt.

6.1.4.2 Aufbau des analytischen Berechnungsmodells

Bisher wurden keine analytischen Modelle zur Beschreibung der Druckfestigkeiten von faserverstärkten Verbundwerkstoffen mit unterschiedlicher Faserorientierung entlang der Belastungsrichtung publiziert. Aus diesem Grund wird die Berechnung entlang der folgenden Einzelschritte unterteilt.

- Festigkeitswerte eines UD-Laminats in Faserrichtung
- Festigkeitswerte eines UD-Laminats quer zur Faserrichtung
- Berechnung des Kreuzverbundes

Berechnung der Festigkeitswerte eines UD-Laminats in Faserrichtung

Zur Berechnung der Festigkeitswerte eines unidirektional verstärkten Faserverbundwerkstoffes wird auf die Gleichungen von Lo und Chim [135] zurückgegriffen. Bevor die Festigkeitswerte jedoch berechnet werden können, müssen aus den Eingangsdaten der Schubmodul der isotropen Faser G_F und der ebenfalls isotropen Matrix G_M sowie die zugehörigen Kompressionsmodule K_F bzw. K_M nach [61] gemäß den Gleichungen (6.54) und (6.55) berechnet werden.

$$G_{F/M} = \frac{E_{F/M,d}}{2(1 + \nu_{F/M})} \quad (6.54)$$

$$K_{F/M} = \frac{E_{F/M,d}}{3(1 - 2\nu_{F/M})} \quad (6.55)$$

Anschließend können die Laminatsteifigkeiten in Faserrichtung E_{11} sowie die Schubsteifigkeit in der Faserebene G_{12} mittels einfacher UD-Modelle nach [236] berechnet werden.

$$E_{11,UD} = \varphi_F E_F + (1 - \varphi_F) E_{M,d} + \frac{4\varphi_F(1 - \varphi_F)G_M(\nu_F - \nu_M)^2}{\frac{(1 - \varphi_F)G_M}{K_F} + \frac{\varphi_F G_M}{K_M} + 1} \quad (6.56)$$

$$G_{12,UD} = G_M \left(\frac{(1 + \varphi_F)G_F + (1 - \varphi_F)G_M}{(1 - \varphi_F)G_F + (1 + \varphi_F)G_M} \right) \quad (6.57)$$

Abschließend kann die Druckfestigkeit für unidirektional verstärkte Lamine $R_{d,\parallel}$ mittels Gleichung (6.58) nach [135] berechnet werden.

$$R_{d,\parallel} = \frac{G_{12,UD}}{1,5 + 12 \left(\frac{\Gamma}{\pi}\right)^2 \left(\frac{G_{12,UD}}{E_{11,UD}}\right)} \quad (6.58)$$

mit dem Fitparameter

$$\Gamma = \frac{l}{\alpha h} \quad (6.59)$$

Dieser Parameter Γ enthält Kenngrößen der berechneten Länge l und Dicke h des verstärkenden Elements sowie einen Faktor α , der für die unbekanntenen Grenzflächeneigenschaften steht. Da die verstärkenden Einschlüsse bei allen Prozessen als gleich angesehen werden, kann bei dem Parameter Γ im Folgenden von einem prozessspezifischen Parameter gesprochen werden. Nach [135] kann Γ nur nach einem Abgleich mit den experimentell ermittelten Daten bestimmt werden, was im Folgenden nach der Bestimmung der gesamten Laminatdruckfestigkeit R_d erfolgt ist.

Berechnung der Festigkeitswerte eines UD-Laminats quer zur Faserrichtung

Aufgrund der mangelnden Verfügbarkeit von analytischen Modellen zur Beschreibung der Druckfestigkeiten von faserverstärkten Kunststoffen mit einer Faserorientierung quer zur Belastungsrichtung wird auf Grundlage der vorliegenden Schädigungsbilder ein einfaches Modell für die Berechnung gewählt. Das matrixdominante Schädigungsverhalten quer zur Faserrichtung $R_{d,\perp}$ wird hierbei nach Gleichung (6.60) durch die Druckfestigkeit $R_{d,M}$ beschrieben, abzüglich der prozessspezifischen Porosität φ_L .

$$R_{d,\perp} = R_{d,M}(1 - \varphi_L) \quad (6.60)$$

Berechnung des Kreuzverbundes

Je nach Laminataufbau werden im nächsten Schritt die verschiedenen Druckfestigkeiten R_d der modellierten Verbundplatten beschrieben. Hierzu werden die zuvor berechneten Druckfestigkeiten bei Belastung in Faserrichtung und quer dazu anteilig nach Gleichung (6.61) aufaddiert.

$$R_d = \varphi_{\parallel} R_{d,\parallel} + (1 - \varphi_{\parallel}) R_{d,\perp} \quad (6.61)$$

φ_{\parallel} beschreibt hierbei den Faseranteil in Belastungsrichtung und wird je nach Laminataufbau und Belastungsrichtung zu $\varphi_{\parallel} = 0,1; 0,5$ bzw. $0,9$ gewählt.

Da von jedem Prozess drei verschiedene Faseranteile in Belastungsrichtung geprüft und berechnet wurden, können anschließend mittels der Methode der kleinsten Fehlerquadrate die prozessspezifischen Parameter Γ bestimmt werden [237].

6.1.4.3 Ergebnisse der analytischen Modellierung

Die Ergebnisse der modellierten Druckfestigkeiten mit den entsprechenden prozessspezifischen Parametern Γ finden sich in den nachfolgenden Tabellen. Auch bei dieser Modellierung wurden die Modellgrenzen durch die Berücksichtigung der Streuung der Eingangsparameter mit betrachtet. Beim Vergleich der ermittelten Schädigungsparameter der glasfaserverstärkten Duroplasten (KRTM und CRTM) mit dem Literaturwert von $\Gamma = 6$ aus [135] zeigte sich ebenfalls eine gute Übereinstimmung. Für glasfaserverstärkte Thermoplasten konnte kein Vergleichswert ermittelt werden.

Tabelle 38: Berechnete Druckfestigkeiten des KRTM-Prozesses

Fasern in Druckrichtung	KRTM		
	10%	50%	90%
Parameter Γ [-]	5,54		
Druckfestigkeit [MPa]	143	386	652
Max. / Min. [MPa]	148 / 138	395 / 376	669 / 635

Tabelle 39: Berechnete Druckfestigkeiten des CRTM-Prozesses

Fasern in Druckrichtung	CRTM		
	10%	50%	90%
Parameter Γ [-]	5,46		
Druckfestigkeit [MPa]	140	387	619
Max. / Min. [MPa]	146 / 135	398 / 377	640 / 599

Tabelle 40: Berechnete Druckfestigkeiten des TRTM-Prozesses

Fasern in Druckrichtung	TRTM		
	10%	50%	90%
Parameter Γ [-]	7,42		
Druckfestigkeit [MPa]	101	266	432
Max. / Min. [MPa]	105 / 96	276 / 256	447 / 418

6.2 Steifigkeitsdegradation durch Schädigung

6.2.1 Eingangsdaten der Modellierung

Da in den mechanischen Versuchen zur Untersuchung der Schädigungsentwicklung der verschiedenen Verbundwerkstoffe die Reststeifigkeiten nach einer Zugbelastung als Indikator für eine innere strukturelle Schädigung herangezogen wurden, kann in der Modellabbildung grundlegend auf die Modellierung der elastischen Eigenschaften nach Abschnitt 6.1.1 zurückgegriffen werden. Daher müssen für jeden Prozess aus allen verwendeten Proben lediglich der mittlere Faservolumengehalt und die mittlere Plattendicke bestimmt und die unbeschädigten Grundsteifigkeiten nach Abschnitt 6.1.1 berechnet werden. Hierzu kommen ebenfalls die bereits implementierten Grenzflächenschädigungsparameter χ zum Einsatz.

6.2.2 Prozessspezifische Schädigungsfunktionen

Da der bereits verwendete Grenzflächenschädigungsparameter χ eine Schwächung der Grenzflächen beschreibt, kann im Rahmen dieses Modellierungsansatzes dieser Schädigungsparameter verwendet werden, um die Steifigkeitsreduktion durch irreversible Schädigung während eines Zugversuches zu berechnen. Aufgrund der Tatsache, dass der Parameter χ nach der bisherigen Modellierung ein dimensionsloser Zahlenwert ist, muss eine Abhängigkeit zu den mechanischen Untersuchungen ermittelt werden. Die tatsächlich ermittelte Steifigkeitsdegradation soll daher als Grenzflächenschädigungsparameter $\chi(\varepsilon_t)$ ausgedrückt werden. Diese prozessspezifische Schädigungsfunktion ist somit unabhängig vom Faservolumengehalt und gibt für die Modellierung die Eingangsgröße des Schädigungsparameters in Abhängigkeit der Totaldehnung an. Bedingung für die Gültigkeit die-

ser Modellierung ist das Grenzflächenversagen als Hauptschädigungsmechanismus, was besonders bei Belastungen quer zur Faserorientierung zu beobachten ist.

Um die Schädigungsfunktionen abzuleiten, werden zunächst die elastischen Eigenschaften der Verbundplatten entsprechend Abschnitt 6.1.1 berechnet, wobei der Grenzflächenschädigungsparameter χ inkrementell um $\Delta\chi = 0,05$ ausgehend vom Startwert χ_0 gemäß Abschnitt 6.1.1.1 erhöht wird. Ausgehend von den degradierenden Steifigkeiten kann für jede Faserorientierung und für jeden Grenzflächenschädigungsparameter der jeweilige Schädigungsfaktor d nach Gleichung (2.6) berechnet werden. Anschließend werden die in den Zugversuchen ermittelten Schädigungsfaktoren mit den berechneten Schädigungsfaktoren abgeglichen. Somit können den Prozessen für alle drei untersuchten Faserorientierungen bei allen Totaldehnungen der Entlastungsphasen ein bestimmter Grenzflächenschädigungsparameter zugewiesen werden. Unter der Annahme, dass der Schädigungsmechanismus unabhängig von der Faseranzahl in Belastungsrichtung ist, werden für jeden Prozess Grenzflächenschädigungsparameter bestimmt, die bei den unterschiedlichen Totaldehnungen den besten Kompromiss darstellen. Dies erfolgt mittels der Berechnung der kleinsten Fehlerquadrate [237] der Schädigungsfaktoren d , die mittels eines spezifischen Grenzflächenschädigungsparameters χ berechnet werden, wobei die Fehlerquadrate jeweils für eine bestimmte Entlastungsphase aller drei Faserorientierungen zusammengezählt werden. Über das Minimum dieser Summe kann anschließend auf den jeweils günstigsten Grenzflächenschädigungsparameter χ für die Modellierung geschlossen werden, wobei dieser abhängig vom Prozess und der entsprechend eingestellten Totaldehnung ist. Da für die spätere Modellierung jedoch beliebige Totaldehnungen abgebildet werden sollen, müssen aus den einzelnen Datenpunkten die prozessspezifischen Schädigungsfunktionen nach Abbildung 6.5 abgeleitet werden.

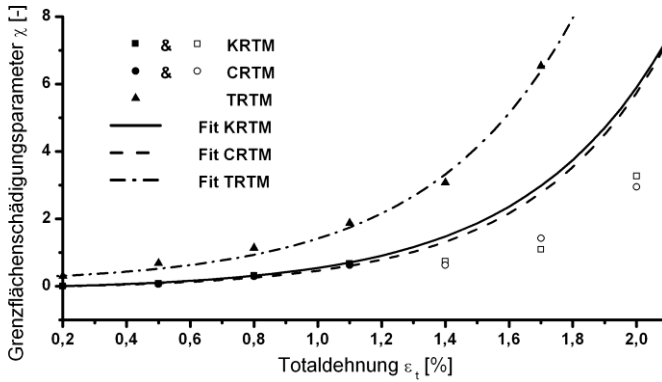


Abbildung 6.5

Prozessspezifische Schädigungsfunktionen

In Abbildung 6.5 sind für jeden Prozess die optimalen Grenzfächenschädigungsparameter χ in Abhängigkeit der Totaldehnung zu sehen. Die nicht ausgefüllten Datenpunkte der K- und CRTM-Prozesse bei Totaldehnungen größer 1,1 % werden für die weitere Betrachtung nicht verwendet, da bei diesen Dehnungen die Proben mit nur wenigen Fasern in Belastungsrichtung bereits versagten. Da jedoch gerade bei diesen Proben das abgebildete Schädigungsverhalten vorherrscht und der Schädigungsfaktor d durch die tendenziell höhere Steifigkeitsdegradation stärker auf eine Änderung des Grenzfächenschädigungsparameter χ reagiert und somit eine höhere Gewichtung bei der Bestimmung des günstigsten χ für die Modellierung besitzt, wurde der Funktionsfit nur anhand der Werte durchgeführt, bei denen auch die Proben mit geringem Faseranteil in Belastungsrichtung Ergebnisse lieferten. Als Fitfunktion wird eine Exponentialfunktion 1. Grades in der Form nach Gleichung (6.62) gewählt.

$$\chi(\varepsilon_t) = \chi_0 + A(e^{(\varepsilon_t - B)/C} - 1) \quad (6.62)$$

wobei χ_0 der Grenzflächenschädigungsparameter der unbelasteten Verbundplatte ist und A , B und C Konstanten sind. Die einzelnen Konstanten der Funktionen sind in Tabelle 41 dargestellt.

Tabelle 41: Konstanten der prozessspezifischen Schädigungsfunktionen

Konstante	Fertigungsprozess		
	KRTM	CRTM	TRTM
χ_0	0	0	0,3
A	0,11	0,08	0,22
B	0,20	0,20	0,19
C	0,45	0,42	0,45

Zur Bestimmung der Schädigungsfunktionen wurde zusätzlich als Randbedingung $\chi(\varepsilon_t = 0,2\%) = \chi_0$ vorgegeben, um einen nahtlosen Übergang vom unbeschädigten Bereich in den Geschädigten ($\varepsilon_t > 0,2\%$) zu gewährleisten. Somit können diese prozessspezifischen Schädigungsfunktionen als Eingabeschlüssel für die Schädigungsentwicklung der analytischen Modellierung verstanden werden.

6.2.3 Schädigungskarten

Das hier verwendete analytische Modell berechnet die elastischen Eigenschaften eines Verbundwerkstoffes, der mit einem der drei in dieser Arbeit verwendeten RTM-Prozesse gefertigt worden ist. Da diese Beschreibungen sehr punktuell für spezielle Werkstoffe und deren Belastungszustände sind, wurden für eine bessere Übersicht Schädigungskarten anhand von exemplarischen Verbundwerkstoffen erstellt, die die Steifigkeitsdegradation anhand des Schädigungsfaktors nach Gleichung (6.62) darstellen. Die Schädigungskarte für den KRTM-Prozess ist in Abbildung 6.6 dargestellt. Aus Gründen der Übersichtlichkeit wird bei den Schädigungskarten auf

eine Darstellung mit den vorliegenden Modellgrenzen durch Variation der Eingangsparameter und deren Standardabweichung verzichtet. Im späteren Diskussionsteil allerdings wird die Unschärfe der Modellierung anhand der berechneten Degradationsverläufe mit dargestellt.

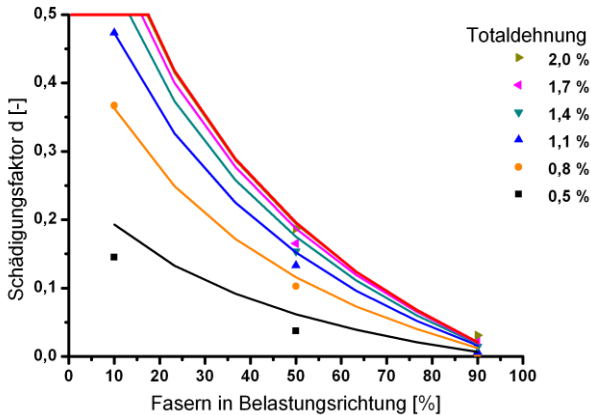


Abbildung 6.6

Schädigungskarte des KRTM-Prozesses

In den Schädigungskarten wird der Schädigungsfaktor d über den Faseranteil in Belastungsrichtung aufgetragen. Die verschiedenen Farben geben hierbei Totaldehnungen an. Die Punkte geben die experimentell bestimmten Schädigungsfaktoren wieder, wohingegen die Kurvenverläufe auf modellierten Schädigungswerten beruhen. Die gewählten Lamine für die Berechnung basieren auf den Lamineinzelschichten gemäß Abschnitt 3.2, wobei die sechs Faserlagen in unterschiedlichen Orientierungen geschichtet worden sind, sodass sich sieben verschiedene Verbundwerkstoffe berechnen ließen, bei gleichbleibendem Faservolumengehalt mit 10 %, 23,3 %, 36,7 %, 50 %, 63,3 %, 76,7 % und 90 % der Fasern in Belastungsrichtung. Über die Schädigungsfunktion nach (6.62) kann allerdings in der späteren Modellierung die Totaldehnung ε_t stufenlos gewählt und der Schädigungsfaktor d berechnet werden. Die eingezeichnete rote Linie gibt

die Grenze der Schädigungskarte an. Nach Überschreitung dieser Linie ist mit einem schlagartigen Versagen des Verbundwerkstoffes zu rechnen. Diese Einhüllende besteht aus zwei Begrenzungslinien. Im rechten Teil des Diagramms wird die Schädigungsgrenze durch das analytische Modell bei einer Totaldehnung $\varepsilon_t = 2,1 \%$ beschrieben. Dies begründet sich darauf, dass bei dieser Totaldehnung die mittlere Bruchdehnung der Glasfasern erreicht wird, wodurch es nicht mehr ausschließlich zu einer Grenzflächenschädigung kommt. Vielmehr versagen ab dieser Dehnung die Glasfasern und somit der gesamte Verbund. Im linken Teil wird die Schädigungskarte durch experimentell ermittelte Werte begrenzt. Zwar ist theoretisch eine Schädigungszunahme bis zu einem Schädigungsfaktor $d = 1$ möglich, praktisch wird dies jedoch nicht passieren, da ab einer gewissen Schädigungszunahme die mikroskopischen Grenzflächenschädigungen makroskopische Risse ausbilden, was eine Spannungszunahme in Matrix und Faser zur Folge hat. Dieser Sachverhalt führt anschließend ebenfalls zum schlagartigen Versagen. Aus diesem Grund werden für die einzelnen Prozesse aus den Ergebnissen in Abschnitt 5.3.3 maximale Schädigungsfaktoren abgeleitet. Hierbei gibt d_{max} eine prozessbezogene Schädigung an, die in keiner Einzelmessung der verschiedenen RTM-Verbunde jemals erreicht wurde. Diese maximalen Schädigungsfaktoren können der nachfolgenden Tabelle 42 entnommen werden.

Tabelle 42: Maximale Schädigungsfaktoren der RTM-Prozesse

maximaler Schädigungsfaktor	Fertigungsprozess		
	KRTM	CRTM	TRTM
d_{max}	0,5	0,5	0,4

Die Schädigungskarten der beiden anderen Prozesse, dem Compression RTM und dem thermoplastischen RTM, finden sich in Abbildung 6.7 und Abbildung 6.8.

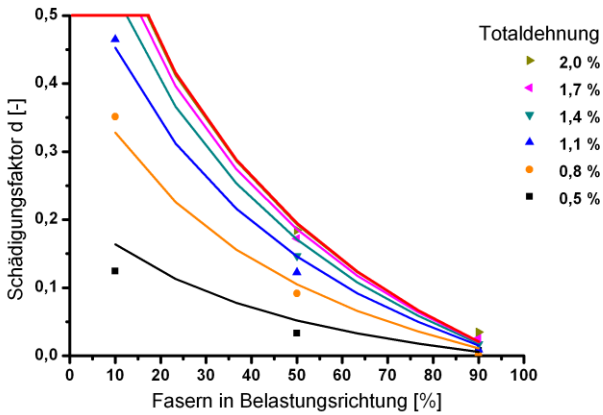


Abbildung 6.7

Schädigungskarte des CRTM-Prozesses

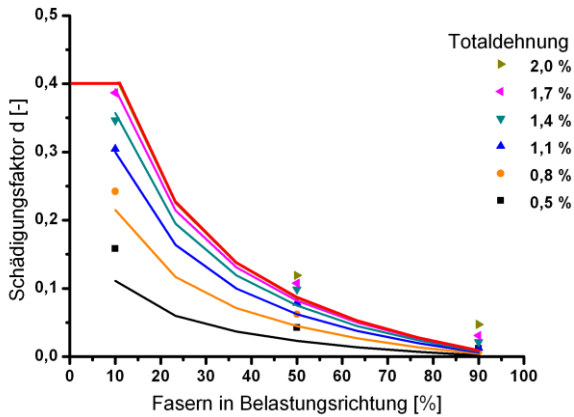


Abbildung 6.8

Schädigungskarte des TRTM-Prozesses

Eine detaillierte Betrachtung der Ergebnisse zwischen den gemessenen und den berechneten Kennwerten erfolgt in Abschnitt 7.2.6.

7 Diskussion

Die Diskussion ist in drei Teile gegliedert. Zunächst werden die einzelnen mechanischen Eigenschaften der Verbundwerkstoffe betrachtet. Im zweiten Teil werden die Ergebnisse der analytischen Modellierung mit den gemessenen Kennwerten verglichen und im letzten Teil ein Werkstoff- und Prozessvergleich auf Grundlage der analytischen Modellierung durchgeführt.

7.1 Diskussion der mechanischen Eigenschaften

Die Diskussion der mechanischen Eigenschaften beruht auf den ermittelten Ergebnissen aus Kapitel 5 und erfolgt prozessbezogen. Hierbei werden prozessspezifische Eigenschaften aufgezeigt und diskutiert.

7.1.1 Charakterisierung der Verbundkomponenten

Nachfolgend werden die gemessenen Kennwerte der Verstärkungsfasern, der duroplastischen Matrix und der thermoplastischen Matrix betrachtet. Hierzu wird auf die Ergebnisse aus den Abschnitten 5.1.1, 5.2.1 und 5.2.2 zurückgegriffen.

7.1.1.1 Charakterisierung der Verstärkungsfasern

Die nach dem Prinzip von Archimedes gemessene Dichte von $2,599 \text{ g/cm}^3$ befindet sich exakt im Streuband der in der Literatur angegebenen Kennwerte, was eine gute Infiltrierung der Fasern beim Messen des Gewichts im flüssigen Medium bestätigt. Luftblasen, die sich zwischen den einzelnen Faserfilamenten sammeln können, würden an dieser Stelle für eine Unter-

schätzung der tatsächlichen Dichte führen. Die in Abschnitt 5.1.1 gemessene Faserdichte ist jedoch durch die Literatur bestätigt [225] und kann somit für weitere Berechnungen herangezogen werden.

Bei den ermittelten Fasersteifigkeiten zeigt sich, dass die Prüfmaschine eine sehr viel höhere Steifigkeit als die Fasern besitzt, was an der nur geringen Änderung der korrigierten Fasersteifigkeiten auf 76,6 GPa zu erkennen ist. Der letztendlich bestimmte Wert deckt sich allerdings mit den Ergebnissen anderer Arbeiten [238, 239].

Bei der Betrachtung der Faserfestigkeiten ist die bereits angesprochene Abhängigkeit der Festigkeitswerte von der Faserlänge deutlich zu erkennen. Innerhalb der verschiedenen Messlängen der Fasern von 20 mm bis 80 mm zeigt sich eine nahezu lineare Abnahme der nach Weibull ausgewerteten Festigkeitswerte. Es lässt sich somit festhalten, dass innerhalb der Messstrecken bei einer Längenänderung der Fasern um den Faktor 4 die Faserfestigkeit um 41 % abnimmt. Generell kann jedoch nicht von einer linearen Festigkeitsverteilung über die Faserlänge ausgegangen werden [240], weshalb bei den hier gemessenen Ergebnissen auf einen eher zufälligen Effekt innerhalb der relativ hohen Streuungen, die an den niedrigen Weibullmodulen erkennbar sind, geschlossen wird. Auch würde der theoretische Festigkeitswert von E-Glas (>3000 MPa) mit sehr kurzen und somit defektfreien Fasern nicht erreicht werden können. Allgemein ist bei den untersuchten Fasern die Festigkeit geringer als bei vergleichbaren Untersuchungen. In [238] wurden für E-Glasfasern mit gleicher Einspannlänge 36 % höhere Festigkeiten nach Weibull bestimmt. Eine mögliche Begründung ist in der Probenpräparation zu finden, da die einzelnen Faserfilamente zunächst als Roving aus der bereits verwebten Fasermatte entnommen werden mussten. Anschließend wurden die Filamente aus einem Roving herauspräpariert. Minimale Schädigungen können bei diesem Vorgang nicht ausgeschlossen werden, was die geringeren Festigkeitswerte und die teils großen Streuungen erklärt. Für die spätere Zugfestigkeitsbestimmung

im Verbund sind die ermittelten Festigkeitswerte dennoch verwendbar, da sich dieser Effekt auch im Weibullmodul wiederfindet.

Bei der Betrachtung der ermittelten Faserdurchmesser konnte mit einem mittleren Wert von $9,44 \mu\text{m}$ ein leicht höherer Wert als im Datenblatt mit $9 \mu\text{m}$ ermittelt werden [191].

7.1.1.2 Charakterisierung der Matrixmaterialien

Bei der Betrachtung der gemessenen mittleren Dichten der beiden Matrixsysteme entsprechen die Messungen – mit $1,188 \text{ g/cm}^3$ für das duroplastische Epoxidharz und mit $1,140 \text{ g/cm}^3$ für das thermoplastische PA 6-G – exakt den in der Literatur publizierten Kennwerten [192, 225]. Somit kann davon ausgegangen werden, dass die unverstärkten Matrixplatten keine Porosität besitzen, was ein wichtiger Aspekt für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften ist.

Die duroplastische Matrix weist durch ihr engmaschiges Netzwerk der Polymerketten sehr gute Steifigkeitswerte unter Zugbeanspruchung auf. Unter Druckbeanspruchung hingegen ist eine Steifigkeitsreduktion um knapp 20 % festzustellen. Demgegenüber besitzt die PA 6-G-Matrix generell deutlich niedrigere Steifigkeiten. Verglichen mit Literaturwerten sind die Steifigkeiten allerdings durchaus als gut zu bewerten, was auf die Konditionierung nach Abschnitt 4.1 zurückzuführen ist [225]. Zudem liegt das opake Matrixmaterial als teilkristallines Polymer vor. Auch ist zu beachten, dass leicht höhere Steifigkeiten unter Druckbelastung gemessen wurden, was durch den messtechnischen Aufbau sowie die verschiedenen Rissöffnungsmechanismen erklärt werden kann [241].

Die gemessenen Zugfestigkeiten der Matrixsysteme sind als gleichwertig zu betrachten, wobei die Ausprägungen sehr unterschiedlich sind. Beim wesentlich spröderen Epoxidharz stellt sich die Zugfestigkeit bei der Bruchdehnung ein. Somit kommt es zu keiner sichtbaren Einschnürung, wodurch

die Probe schlagartig versagt. Bei der thermoplastischen PA 6-G-Matrix ist ein völlig anderes Schädigungsbild zu beobachten. Bei einer Totaldehnung von etwa 2 % bildet sich ein erster Einschnürbereich innerhalb der Messstrecke aus. Dieser beruht auf der Tatsache, dass sich innerhalb eines teilkristallinen Thermoplasts die Polymerketten entlang der Belastung orientieren und verstrecken. Mit Erreichen der gemessenen Maximalspannung bildet sich dort anschließend ein Spannungsplateau aus, das den Widerstand gegen weiteres Kettenverstrecken an den Randbereichen des ersten Einschnürbereiches beschreibt [71]. Bevor sich dieser Einschnürbereich jedoch entlang des gesamten Probenquerschnitts ausbreiten kann, kommt es innerhalb dieses Bereiches zu einer weiteren Schädigung, die das spätere Versagen an dieser Stelle einleitet. Durch das Versagen einzelner Polymerketten und der dadurch initiierten zusätzlichen Einschnürung im bereits verjüngten Bereich ist ein Rückgang der Nennspannung zu beobachten. Das Versagen der Proben tritt anschließend kurz darauf ein. Als weiterer Kennwert ist die vorherrschende Spannung bei einer Totaldehnung von 2,1 % von Interesse, da bei dieser Dehnung vom Versagen des Verbundwerkstoffes ausgegangen wird. Dieser Wert σ'_M ist beim PA 6-G aufgrund der deutlich geringeren Zugsteifigkeit kleiner als beim Epoxidharz. Unter Druckbelastung werden trotz tendenziell höherer Versagensspannungen als unter Zugbeanspruchung die theoretischen Druckfestigkeitswerte mit beiden Matrixsystemen aufgrund von Ausknicken in der Prüfvorrichtung nicht erreicht [69]. Die daher ermittelten Spannungswerte bei einer maximalen Durchbiegung b_c von 0,03, gemäß Gleichung (5.2), bestätigen allerdings den Trend aus den Zugversuchen. Durch die geringere Drucksteifigkeit des PA 6-G ist diese Spannung um 26 % geringer als bei der duroplastischen Matrix, was der thermoplastischen Matrix eine deutlich schlechtere Stützwirkung unter Druck attestiert.

Bei der Betrachtung der gemessenen Dehnungen beim Versagen der zwei verschiedenen Matrixsysteme wird das weitaus sprödere Materialverhal-

ten des Epoxidharzes erkennbar. Im direkten Vergleich liegt die Maximaldehnung bei der thermoplastischen Matrix um den Faktor 6 über den Kennwerten des Duroplasten. Dennoch liegen beide Versagensdehnungen über denen der Glasfasern, wodurch nach wie vor ein Faserversagen vor einem Matrixversagen bei Zugbelastungen des Verbundes in Faserrichtung erwartet werden kann.

7.1.2 Strukturcharakterisierung der Verbundwerkstoffe

Ziel der Betrachtung der verschiedenen strukturellen Aufbauten ist es, prozessabhängige Merkmale zu bestimmen, die anschließend in der analytischen Modellierung der mechanischen Kennwerte mitberücksichtigt werden können. Die hierbei ermittelten Kennwerte nach Abschnitt 5.1 werden somit prozessbezogen betrachtet. Eine Unterscheidung zwischen den verschiedenen Laminataufbauten innerhalb eines Fertigungsprozesses hat keine weiteren Erkenntnisse ergeben.

Ein wichtiger Fakt bei der Betrachtung der Verbundplatten ist die Tatsache, dass für alle drei Prozesse die gleiche Masse an Verstärkungsfasern und das gleiche Nennmaß von 2 mm der Bauteildicke an den RTM-Anlagen eingestellt wurden. Bei der Prüfung der tatsächlichen Plattendicken zeigt sich jedoch, dass die Verbundplatten des TRTM-Prozesses mit Dicken von ca. 1,83 mm um 7 – 10 % unter dem Nennmaß liegen. Die Verbundplattendicken der duroplastischen RTM-Prozesse liegen zumeist leicht über dem Nennmaß. Da die Glasfasermenge herstellungsbedingt bezogen auf die Bauteilfläche bei allen Verbundplatten konstant ist, ändert sich daher nur die Menge der Matrix und gegebenenfalls die Porosität. Somit hat eine unterschiedliche Bauteildicke einen entscheidenden Einfluss auf den Faserverstärkungsgehalt, was auch durch die Messungen bestätigt wird. Deshalb ist der Faservolumengehalt der thermoplastischen Verbundplatten im Schnitt um ca. 13 % höher als bei den duroplastischen Proben. Durch die Berechnung der Gesamtdichte der Verbundplatten aus den Dichten der

Einzelkomponenten und den jeweiligen Faservolumenanteilen können die Ergebnisse durch den Vergleich mit der gemessenen Gesamtdichte gegenseitig verifiziert werden. Die geringen Abweichungen von wenigen Prozent sind auf die in den Verbundplatten vorliegende Porosität zurückzuführen. Diese fällt bei den TRTM-Verbundplatten deutlich höher aus. Allgemein sind jedoch große Streuungen in den Porositätsmessungen zu erkennen. Dies liegt an der nur punktuellen Probenentnahme von nur 20 x 20 mm großen Versuchskörpern für die Porositätsbestimmung. Dennoch ergeben die Messwerte eine belastbare Auskunft über die prozessbedingte Porosität, die auch gut in den Schliffbildern in Abbildung 7.1 zu erkennen ist.

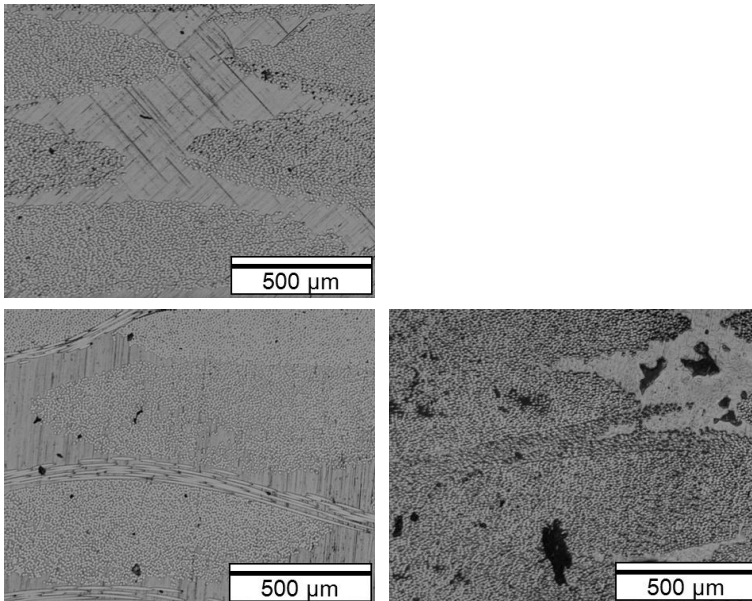


Abbildung 7.1

Infiltrationsqualität der Verbundwerkstoffe: KRTM (oben links); CRTM (unten links); TRTM (unten rechts)

Während bei den Schliffen der KRTM- und CRTM- Verbundplatten eine gleichmäßig verteilte Porosität von nur geringem Ausmaß zu erkennen ist, ist bei den TRTM-Platten eine deutlich höhere Porosität zu sehen. Es befinden sich hierbei ganze Regionen in den Faserverwings, die nicht infiltriert wurden. Aber auch in den Matrixnestern zwischen den Rovings ist eine erhebliche Porosität zu erkennen. Der Sachverhalt der zu geringen Bauteildicke und der erhöhten Porosität der TRTM-Verbundplatten ist auf die Schwindung des thermoplastischen PA 6-G bei der Polymerisation und der anschließenden teilweisen Kristallisation zurückzuführen [47]. Ebenfalls kommt es bei der chemischen Reaktion zu PA 6-G zu einer Stickstoffausgasung, die sich negativ auf die Porosität auswirkt.

7.1.3 Mechanische Eigenschaften der Verbundwerkstoffe

7.1.3.1 Zugbelastung der Verbundwerkstoffe

Für die Betrachtung der mechanischen Eigenschaften unter Zugbeanspruchung wird zunächst auf die elastischen Kenngrößen eingegangen. Wie in Abbildung 5.5 zu erkennen ist, kann beim messtechnischen Vorgehen von einer rein elastischen Beanspruchung ausgegangen werden, da die ermittelten Steifigkeiten während der Belastung exakt dieselben wie bei der Entlastung sind. Somit wurde dem Verbundwerkstoff unabhängig von der Faserorientierung keine weitere Schädigung hinzugefügt. Bei der Begutachtung der gemessenen Steifigkeitskennwerte ist der große Einfluss der Faserorientierung bei allen Prozessen gut zu erkennen. Somit sind die größten Steifigkeiten bei den Proben gemessen worden, bei denen 90 % der Fasern in Belastungsrichtung vorliegen. Auch ist beim direkten Prozessvergleich der höhere Faservolumenanteil des TRTM-Prozesses zu erkennen. Zwischen den duroplastischen Prozessen hingegen ist kein Unterschied erkennbar. Mit zunehmender Matrixdominanz ist die Abhängigkeit der Steifigkeit vom Faserverstärkungsgehalt nicht ohne Berücksichtigung des vor-

liegenden Materialsystems zu bewerten. Schon bei 50 % der Fasern in Belastungsrichtung fällt die gemessene Steifigkeit des TRTM-Prozesses unter die Werte des KRTM- und CRTM-Prozesses, trotz des höheren Faservolumengehaltes. Dieser Trend ist noch deutlicher bei nur 10 % der Fasern in Belastungsrichtung. Hier ist die gemessene Steifigkeit des TRTM-Prozesses um fast 40 % geringer als bei den duroplastischen RTM-Prozessen. Diese extrem große Abweichung ist durch die geringere Steifigkeit der thermoplastischen Matrix nicht zu erklären. Vielmehr kann davon ausgegangen werden, dass durch die hohe Porosität und die nicht vollständige Infiltration der Rovings im TRTM-Prozess keine lückenlose Kraftübertragung an den Grenzflächen möglich ist. Dies hat eine starke Reduktion der mechanischen Eigenschaften unter elastischer Belastung zur Folge [242].

Diese Annahme wird ebenfalls durch die Messungen der Querkontraktionszahl bestätigt. Bei allen drei RTM-Prozessen ist zunächst eine deutliche Abhängigkeit der Querkontraktionszahl von der Faserorientierung zu erkennen. Allerdings fallen die gemessenen Querkontraktionszahlen beim TRTM-Prozess deutlich geringer aus. Dies widerspricht zunächst den Erwartungen auf Grundlage der gemessenen Querkontraktionszahlen der unverstärkten Matrixmaterialien. Hierbei weist das PA 6-G eine leicht höhere Querkontraktion als die Epoxidharzmatrix auf. Die Erklärung kann ebenfalls in der schlechteren Infiltration beim TRTM-Prozess gefunden werden, wodurch für die Querkontraktion des gesamten Verbundes die Kraftübertragung zwischen Fasern und Matrix geringer ist und somit die restlichen Fasern quer zur Belastungsrichtung nur geringfügige Druckbelastungen aus der kontrahierenden Matrix erfahren.

Die Festigkeitswerte hingegen zeigen zunächst prozessübergreifend vergleichbare Werte. Allerdings muss auch hier auf den höheren Faservolumengehalt der TRTM-Proben hingewiesen werden. Ein wenig abgeschlagen wirken im direkten Vergleich nur die CRTM-Proben mit 50 % der Fasern in Belastungsrichtung, die verglichen mit dem gleichen Materialsystem aus

dem KRTM-Prozess um ca. 11 % geringere Festigkeiten aufweisen. Allerdings kann mit Blick auf die ebenfalls deutlich größere Standardabweichung davon ausgegangen werden, dass es sich hierbei um einen chargenspezifischen Effekt handelt, da ein solcher Trend in keiner weiteren Untersuchung ersichtlich wurde. Die Festigkeitswerte der Proben, bei denen nur 10 % der Fasern in Belastungsrichtung orientiert sind, sind vergleichbar mit den entsprechenden unverstärkten Proben der zugehörigen Matrix. Dieses schlechte Ergebnis ist mit der Faserondulation zu erklären, die den ohnehin nur geringen verstärkenden Effekt der wenigen Fasern nichtig macht [5].

Die maximalen Totaldehnungen der Verbundplatten mit hohen Faseranteilen in Belastungsrichtung sind für alle Prozesse durch die Bruchdehnung der Glasfasern bei ca. $\varepsilon_t=2,1$ % gegeben. Unter der matrixdominanten Belastungsart, bei der sich nur 10 % der Fasern in Belastungsrichtung befinden, sind die Unterschiede zwischen der spröden duroplastischen Matrix und der zähen thermoplastischen Matrix deutlich sichtbarer. Aufgrund von hohen Schädigungsraten entlang der Grenzflächen ist die Bruchdehnung generell deutlich geringer als in faserdominanter Belastungsrichtung. Allerdings ist die maximal ertragbare Dehnung beim Bruch der TRTM-Verbunde um über 50 % höher als bei den duroplastischen RTM-Verbundplatten mit gleicher Faserarchitektur.

Generell entsprechen die mechanischen Kennwerte unter Zugbelastung aller RTM-Prozesse den aus der Literatur erwarteten Charakteristiken [2, 4, 132].

7.1.3.2 Druckbelastung der Verbundwerkstoffe

Bei Betrachtung der Druckeigenschaften der verschiedenen Verbundwerkstoffe ist wie schon zuvor unter Zugbeanspruchung eine Zunahme der mechanischen Eigenschaften mit steigender Faseranzahl in Belastungsrichtung festzustellen. Die gemessenen Drucksteifigkeiten aller Verbundplatten können mit den Zugsteifigkeiten direkt verglichen und in Verbindung

gebracht werden. Tendenziell ist allerdings eine geringfügig niedrigere Steifigkeit unter Druckbelastung zu verzeichnen, was aufgrund der Steifigkeitsuntersuchungen der unverstärkten Matrixmaterialien auch zu erwarten war.

Die Druckfestigkeiten hingegen zeigen eine erhebliche Abhängigkeit vom verwendeten Matrixsystem. So sind die Druckfestigkeiten des TRTM-Prozesses, der sich einer thermoplastischen Matrix bedient, deutlich geringer als die Werte der duroplastischen Referenzprozesse KRTM und CRTM. Dies kann neben der geringeren Stützwirkung der Matrix sowohl auf die niedrigeren Steifigkeitswerte als auch auf die höhere Porosität und die bereits in Abschnitt 7.1.3.1 angesprochene schlechtere Faseranbindung an die Matrix zurückgeführt werden [134, 243]. Auch die Druckfestigkeiten bei den Versuchsplatten, bei denen 50 % der Fasern in Belastungsrichtung orientiert sind, sprechen für eine schlechtere Stützwirkung der thermoplastischen Matrix. So reagieren die duroplastischen Verbundplatten bei einer Änderung der Faserarchitektur von 90 % der Fasern in Belastungsrichtung auf nur noch 50 % mit einer verhältnismäßig deutlich geringeren Abnahme der Druckfestigkeiten als vergleichsweise die TRTM-Proben mit der PA 6-G-Matrix. Bei den TRTM-Proben orientiert sich dieser Kennwert deutlich näher am Kennwert der matrixdominanten Belastungsart, bei der nur 10 % der Fasern in Belastungsrichtung orientiert sind. Somit reagieren die thermoplastischen RTM-Verbundproben deutlich stärker auf eine Reduktion der sich in Belastungsrichtung befindlichen Verstärkungsfasern. Allgemein kann jedoch festgehalten werden, dass mit steigender Anzahl der Fasern in Belastungsrichtung durch das zunehmend spröde Materialverhalten die Streuung der Druckfestigkeit sichtbar zunimmt. Dies kann als ein Indiz für eine zunehmende Entstehung von Knickbändern gesehen werden, die als Folge des Mikrobeulens entstehen [137].

Aufgrund der vergleichbaren Steifigkeiten und den relativ geradlinigen Spannungs-Stauchungs-Kurven gerade bei einer hohen Anzahl an Fasern in

Belastungsrichtung ist die zu beobachtende Stauchung bei Bruch im Vergleich zu den maximalen Dehnungen unter Zugbelastung nicht überraschend. Bei den duroplastischen KRTM- und CRTM-Proben stellt sich somit durch gute Stützwirkung der Matrix und den akzeptablen Druckfestigkeiten eine Stauchung bei Bruch von ca. 1,9 % ein. Dieser Wert ist im Allgemeinen unabhängig von der Faserorientierung, da er sich durch das Entfallen der Stützwirkung der Matrix einstellt. Auch hier zeigt sich die fehlende Stützwirkung des PA 6-G mit einer maximalen Stauchung von ca. 1,15 % für die Proben mit 50 % und 90 % der Fasern in Belastungsrichtung. Bei nur 10 % der Fasern entlang der Druckrichtung nimmt die Stauchung bei Bruch hingegen mit durchschnittlich 1,6 % deutlich zu. Hierbei kann davon ausgegangen werden, dass durch die große Dominanz der zähen Matrix der Versagensmechanismus nicht ausschließlich auf das Mikrobeulen und das anschließende Faserknicken zurückzuführen ist.

Eine genauere Betrachtung der Schädigungsentwicklung unter Druckbelastung erfolgt in Abschnitt 7.1.4.4.

7.1.3.3 Drei-Punkt-Biegebeanspruchung der Verbundwerkstoffe

Wie bereits im Ergebnissteil darauf hingewiesen wurde, ist ein direkter Vergleich der mechanischen Eigenschaften nicht möglich, da die unterschiedlichen Probendicken einen großen Einfluss auf die Drei-Punkt-Biegeeigenschaften haben. Selbst prozessintern bei den 50 %- und 50 %**-Proben ist eine Beurteilung der Biegeeigenschaften schwierig. Zwar sind hierbei die Proben aus der gleichen Versuchsplatte gefertigt worden, dennoch ist eine unterschiedliche Plattendicke an den einzelnen Chargen gemessen worden.

Allgemein kann jedoch davon ausgegangen werden, dass die mechanischen Biegeeigenschaften der Versuchsplatten in erster Näherung aus den Zug- und Druckeigenschaften abgeleitet werden können [132]. So er-

scheint zum Beispiel die Biegesteifigkeit der thermoplastischen Verbundwerkstoffe mit sinkendem Faseranteil entlang der Biegelinie erheblich abzunehmen, verglichen mit den duroplastischen Verbunden. Diese Beobachtung deckt sich mit den bisherigen Untersuchungen der reinen Belastung unter Zug und Druck. Auch im Versagensfall können die zuvor aufgestellten Aussagen bestätigt werden. Hierfür sind in Abbildung 7.2 Schliffbilder des Versagensbereiches der Drei-Punkt-Biegeproben aufgetragen. Zu erkennen sind die 50 %*- und 50 %**-Faserarchitekturen der KRTM- und der TRTM-Versuchsplatten. Die Druckfinne befand sich bei den gewählten Bildausschnitten mittig an der Oberseite der Proben.

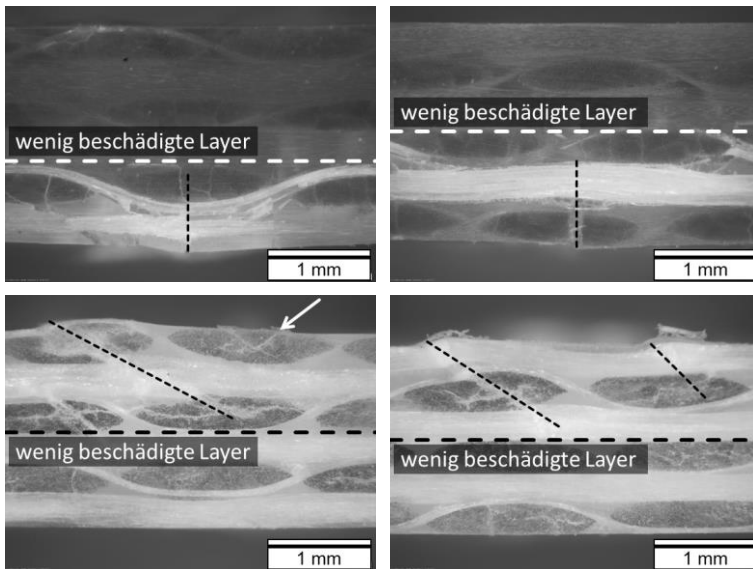


Abbildung 7.2

Versagensbilder der Biegeproben; KRTM 50 %* (oben links); KRTM 50 %** (oben rechts); TRTM 50 %* (unten links); TRTM 50 %** (unten rechts)

In den verschiedenen Schliffbildern sind die unterschiedlichen Versagensarten zu erkennen. Faserbrüche erscheinen generell heller, bedingt durch

die Reflektionen der Auflichtmikroskopie. Dies ist besonders gut bei den KRTM-Schliffbildern zu erkennen. Es ist anzumerken, dass die Versagensarten bei den in Abbildung 7.2 oben dargestellten duroplastischen KRTM-Proben auch bei den CRTM-Proben aufzufinden waren, wodurch diese nicht separat aufgezeigt werden. Bei den duroplastischen Proben mit der 50 %*-Faseranordnung (oben links) tritt das Versagen an der Unterseite auf. Die Fasern in dieser Randschicht befinden sich zu 90 % entlang der Biegelinie und brechen unter der anliegenden Zugbeanspruchung. Der Riss verläuft anschließend zur nächsten Faserlage, die jedoch einen deutlich geringen Widerstand aufweist, was zum Versagen des gesamten Verbundes führt. Beim 50 %**-Lagenaufbau ist der Unterschied zwischen den mechanischen Eigenschaften der unterschiedlichen Faserorientierungen noch deutlicher zu erkennen. Auch hier breitet sich der Riss entlang der Normalspannung von der Probenunterseite aus. Dadurch, dass diese Faserlage nur wenige Fasern entlang der Biegelinie besitzt, versagt diese früh, wodurch der Riss die folgende Faserlage schädigt. Nach dem Versagen dieser Faserlage wurde durch den hohen Kraftabfall die Prüfung abgebrochen. Der Schädigungsbereich in der zweiten Faserlage von unten ist deutlich größer, was auf die hohe Energieaufnahme vor dem Bruch schließen lässt. Dieses Versagen der duroplastischen Proben lässt sich auch durch die Betrachtung der zuvor diskutierten Ergebnisse unter Zug- und Druckbelastung erklären. Die Dehnungen bei Bruch und die Steifigkeitswerte der duroplastischen Proben mit 10 % der Fasern in Belastungsrichtung sind unter Zug- und Druckbelastung vergleichbar. Dies gilt ebenfalls für die Laminatschichten mit 90 % der Fasern in Belastungsrichtung. Abgeschlagen hingegen sind die Zugfestigkeitswerte in matrixdominanter Belastungsrichtung, wodurch der erste Anriss in diesen Bereichen der Biegeproben am wahrscheinlichsten ist und die Proben an der Unterseite im Zugbereich versagen.

Demgegenüber versagen die TRTM-Proben eindeutig an der Oberseite. Auch ist der Schädigungsbereich deutlich kleiner. Dies liegt zum einen an

den generell niedrigeren Beanspruchungskräften, wodurch weniger elastisch gespeicherte Energie beim Versagen der Proben frei wird. Zum anderen ist dies auch durch die deutlich risszähere PA 6-G-Matrix zu begründen. Aufgrund der erheblich geringeren Buchdehnung der TRTM-Proben unter Druckbelastung im Vergleich zur Zugbeanspruchung ist auch das Versagen an der Oberseite nachvollziehbar. Bevor die jeweiligen kritischen Versagensspannungen im Zugbereich des Laminats erreicht werden, bilden sich in den Druckbereichen Knickbänder aus, die aufgrund der schlechteren Stützwirkung der Matrix entstehen.

Bei den einzelnen Prozessen ist ebenfalls anzumerken, dass mit steigender Matrixdominanz ein tendenzieller Rückgang der ertragbaren Durchbiegung zu erkennen ist. Dieser Effekt ist ebenfalls von der deutlich zäheren thermoplastischen Matrix beeinflusst, da dieser bei den TRTM-Proben erheblich geringer ist.

7.1.4 Schädigungsentwicklung der Verbundwerkstoffe

7.1.4.1 Grenzflächencharakterisierung

Der Vergleich der Grenzflächenscherfestigkeiten der beiden duroplastischen RTM-Prozesse, dem KRTM und dem CRTM, zeigt eine vergleichbare Fasermatrixanbindung. Grundlegend dafür ist nicht nur die Tatsache, dass das gleiche Faser-Matrixsystem vorliegt, sondern auch mikroskopisch kaum Unterschiede bezüglich der Infiltrationsqualität und Faserverteilung zu erkennen sind. Dies wurde auch bereits durch Messungen der Porosität und des Fasergehaltes bestätigt. Ein Abgleich der gemessenen sehr hohen Grenzflächenscherfestigkeiten mit Literaturwerten von vergleichbaren Verbundkomponenten bestätigt grundlegend diesen Trend [90, 91]. Auch bei der Betrachtung der gemessenen Kurventypen, nach Tabelle 22, sind vergleichbare Tendenzen zu erkennen. Hauptsächlich liegen bei den duroplastischen RTM-Verbunden die Kurventypen 2, 3 und 4 vor. Einzig bei den

KRTM-Proben ist eine erhöhte Anzahl an Kurvenverläufen vom Typ 1 gegenüber den CRTM-Verbunden festzustellen, was auf die später betrachteten Faserbrüche zurückzuführen ist.

Dennoch stellen sich weiter Fragen bezüglich der sehr hohen Grenzflächenfestigkeiten zwischen den Glasfasern und der duroplastischen Epoxidharzmatrix. Aufgrund der allgemein gültigen Abstufung der Festigkeiten bei Polymeren müsste die messbare Grenzflächenscherfestigkeit immer kleiner gleich der Matrixscherfestigkeit sein [69].

Schubfestigkeit < Zugfestigkeit < Druckfestigkeit < Biegefestigkeit

$$\tau_m < R_m < R_d < R_b$$

Da die Bestimmung der Zugfestigkeit der unverstärkten Epoxidharzmatrix $R_{m,EP}$ einen mittleren Wert von 69 MPa ergab, dürfte die gemessene Grenzflächenscherfestigkeit diesen Wert normalerweise nicht überschreiten. Dieser Umstand legt einerseits nahe, dass eine starke Bindung an der Grenzfläche existiert, andererseits deutet es auch auf die Bildung einer Grenzschicht zwischen Faser und Matrix hin, was auch schon in anderen Arbeiten beobachtet werden konnte [87, 89, 85]. Es wird somit angenommen, dass die Grenzschicht die Faser mantelförmig umgibt und eine höhere Festigkeit aufweist als die Epoxidharzmatrix, siehe Abbildung 7.3.

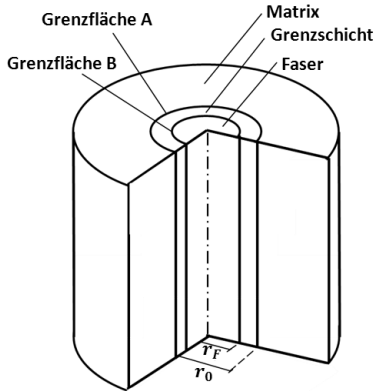


Abbildung 7.3

Matrixzylinder mit einer grenzschichtummantelten Faser: Faserradius r_F ; Außenradius der Grenzschicht r_0

Somit würde auch die Scherfestigkeit der Grenzschicht steigen und über der der Matrix liegen. Bei Betrachtung der im Ergebnisteil berechneten Schubfestigkeiten nach Gleichung (5.9) lässt sich für die Annahme, dass das Grenzflächenversagen an der Grenzfläche B stattfindet, folgende Bedingung aufstellen:

$$R_{m,EP} r_0 \geq \tau r_i \quad (7.1)$$

Unter Verwendung der gemessenen Mittelwerte von $R_{m,EP}$, τ und einem ebenfalls gemessenen mittleren Faserradius r_F von $4,7 \mu\text{m}$ ergibt sich ein mittlerer Außenradius der Grenzschicht von ca. $r_0 \geq 5,4 \mu\text{m}$. Somit müsste sich eine mindestens $0,7 \mu\text{m}$ dicke Grenzschicht mit erhöhten mechanischen Kennwerten ausbilden, um ein Versagen an der Grenzfläche B zu erhalten. Um diese Theorie zu prüfen, wurden REM-Aufnahmen der indentierten Fasern betrachtet, siehe Abbildung 7.4.

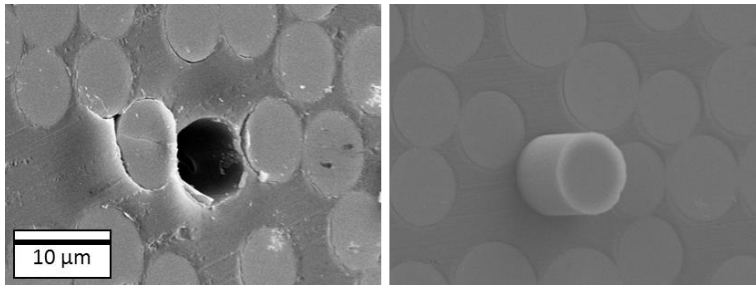


Abbildung 7.4

REM-Aufnahmen einer CRTM-Probe: Push-Out-Eindruck (links) und Push-Out-Ausdruck (rechts)

Auf den REM-Aufnahmen ist an den ausgedrückten Faserenden keine eindeutige Grenzschicht zu erkennen. Auch ein Versuch des nachträglichen Einfärbens des Matrixmaterials blieb ohne Informationsgewinn. Die FE-Berechnung von Kim et al. [244] zeigte jedoch ein Spannungsmaximum zwischen Faser und Grenzschicht, was die Theorie des Versagens an der Grenzfläche B zusätzlich fördert. Ebenfalls sind auf den Aufnahmen, bedingt durch den hohen Faservolumengehalt, Faser-Faser-Kontakte zu erkennen, wodurch sich in diesen Bereichen die Grenzschichten überlagern und sich dadurch die chemischen Bindungen an der Schichte faserübergreifend ausbreiten können und somit eine zusätzliche Stärkung der Matriceigenschaften begünstigen. Dadurch scheint die Festigkeit der Grenzschicht so weit anzusteigen, bis deren Scherfestigkeit die gemessene Grenzflächenscherfestigkeit übersteigt und der Versagensbereich zwischen Faser und Grenzschicht liegt.

Neben dem reinen Zahlenwert der Grenzflächenscherfestigkeiten lassen sich aber noch weitere Schlüsse aus den Push-Out-Ergebnissen ziehen. Über einen Durchleuchtungstest der Fasern wurden zusätzlich Informationen bezüglich einer eventuellen Faserschädigung während des Push-Out-Versuches gewonnen [220]. Wie bereits im Ergebnisteil in Abschnitt 5.3.1 erwähnt, konnte somit eine Faserschädigung an den Stirnflächen in der

Kontaktzone mit dem Indenter an Push-Out-Proben mit hohen Grenzflächenscherfestigkeiten und großer Dicke festgestellt werden. Der ebenfalls bereits zuvor beschriebene nichtlineare Kraftanstieg vor Erreichen der Maximalbeanspruchbarkeit in den verschiedenen Kurventypen könnte nach Bechel und Sottos [101] neben dem lokalen Debonding ebenfalls durch das Brechen der Faserstirnseite bedingt sein.

Das Faserversagen selbst, wie in Abbildung 7.5 zu erkennen ist, wird durch lokale Spannungsüberhöhungen hervorgerufen. Minimale Unebenheiten auf der Probenoberfläche oder des Indenters verhindern ein gleichmäßiges Aufsetzen, wodurch eine hohe Kontaktspannung an der Indenterflanke entstehen kann.

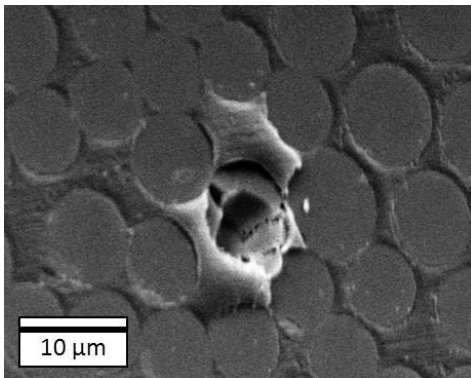


Abbildung 7.5

Bruch einer indertierten Faser (KRTM)

Auch wenn ein wie in Abbildung 7.5 zu erkennender Faserbruch eher bei „spitzen“ Indentern wie beispielsweise einem Vickerseindringkörper auftritt, ist solch ein Schadensbild nach [245] auch bei Flat-Punch-Indentern bei einer hinreichenden Überbelastung möglich. Generell konnte das Brechen der Fasern in dieser Arbeit nicht mit einem Abfall der Grenzflächenscherfestigkeit in Verbindung gebracht werden. Auch dass der Bruch ein

Rissbildungskatalysator für das Debonding darstellt, kann nicht bestätigt werden, da das Debonding mit großer Wahrscheinlichkeit an der Unterseite beginnt [101, 103].

Ein Abgleich der lichtmikroskopischen Aufnahmen von den ausgewerteten Push-Out-Versuchen zeigt jedoch, dass Faserbrüche sehr probenbezogen auftreten und nicht nur ausschließlich von der Maximalkraft abhängen. Dies ist an der Tatsache zu erkennen, dass bei der Untersuchung einer KRTM-Probe über 80 % der Fasern gebrochen sind. Bei einer CRTM-Probe mit vergleichbarer Dicke, Grenzflächenscherfestigkeit und folglich auch gleicher gemessenen Maximalkraft lag hingegen die Schädigungsrate an der Stirnfläche der Glasfasern bei lediglich 15 %. Dieser Effekt kann durch das ebenfalls schon im Ergebnisteil erwähnte Top-Debonding erklärt werden. Diese Probencharge des KRTM-Verbundes erklärt zunächst das erhöhte Auftreten der Typ 1 Kraft-Eindringtiefen-Verläufe nach Tabelle 22, die typisch bei Faserbruch sind.

Neben dem prognostizierten Spannungsmaximum an der Unterseite der Push-Out-Probe liegt ein weiteres Maximum am oberen Faserende vor. Dadurch treten sowohl maximale Scherspannungen durch den Werkstoffwiderstand als auch maximale Axialspannungen aufgrund der Indentierung und der Eigenspannungen auf. Zusätzlich liegen Radialspannungen durch Eigenspannungen vor [221, 222]. Da die globalen Maxima der Scher- und Radialspannungen im Probeninneren an der Riss Spitze des Debondings liegen, würde ein stabiles Top-Debonding eine Verlagerung der Spannungsmaxima bewirken, wodurch der komplexe Spannungszustand am oberen Faserende aufgehoben wird. Nach [101] führt ein Top-Debonding beim Übergang von der elastischen Verformung zum Debonding zu kleineren Kraftabfällen oder zumindest zu einer deutlich abrupteren Abnahme der Steigung im Kraft-Eindringtiefe-Diagramm aufgrund einer stärkeren Stauchung der Faser im Bereich des Top-Debondings. Dieser Effekt ist bei den

zuvor erwähnten CRTM-Proben im Gegensatz zur KRTM-Probe mit einer hohen Schädigungsrate gemäß Abbildung 7.6 gut zu erkennen.

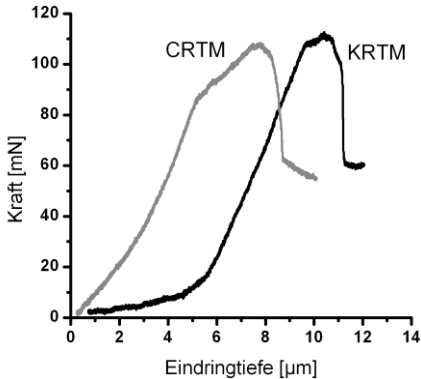


Abbildung 7.6

Kraft-Weg-Verlauf der KRTM-Probe mit Stirnflächenschädigung und der CRTM-Probe mit Top-Debonding

Als Gründe für die Möglichkeit des vermehrten Top-Debondings bei den CRTM-Proben können Unregelmäßigkeiten bei der Präparation der Dünnschliffe genannt werden. Eine Schädigung der Grenzfläche an der Oberseite durch den Schleifprozess würde eine dortige Rissbildung fördern. Ebenso ist es denkbar, dass die Fasern in der CRTM-Probe nicht genau senkrecht zur Schliffebene orientiert waren, was zwar eine Ablösung der Faser von der Matrix an der Oberseite begünstigt, jedoch kaum eine Auswirkung auf die gemessene Maximalkraft besitzt [246]. Auch in den vorliegenden Untersuchungen ist keine Auswirkung auf die Grenzflächenscherfestigkeit zu erkennen.

Die gemessenen Grenzflächenscherfestigkeiten der TRTM-Proben liegen im Mittel deutlich unter den Werten der duroplastischen RTM-Prozesse, was auf eine schlechtere Faser-Matrix-Anbindung zurückzuführen ist. Dies ist jedoch nicht ausschließlich mit der Faser-Matrix-Materialkombination

zu begründen. Auch die Herstellung selbst, die Lagerung der Versuchsplatten sowie die Präparation können die Grenzflächenscherfestigkeit beeinflussen. Während die Feuchtigkeitseinflüsse bei geeigneter Schlichte relativiert werden [88], ist der Einfluss des Schleifens bei der Dünnschliffpräparation und der anschließenden Lagerung unbekannt. Die Porosität und der Fasergehalt sind bei den TRTM-Proben deutlich höher als bei den KRTM- und CRTM-Proben, was die Grenzflächeneigenschaften durch vermehrte direkte Faser-Faser-Kontakte zusätzlich schwächen kann, sofern über den Haftvermittler keine direkte chemische Bindung besteht [80]. Des Weiteren fällt, verglichen mit den duroplastischen Materialsystemen, auch eine größere Streuung der Kraftmaxima auf, was eine teils große Standardabweichung bei den gemessenen Grenzflächenscherfestigkeiten zur Folge hat. Dies lässt zusätzlich auf große Unterschiede an den einzelnen Grenzflächen schließen. Somit lassen sich durch Faktoren wie die gemessene mittlere Porosität, den Festigkeitsverlust durch eine Feuchtigkeitsaufnahme der PA 6-G-Matrix sowie durch die Faser-Faser-Kontakte, gezollt durch den erhöhten Faservolumengehalt, die Schwankungen der gemessenen Grenzflächenscherfestigkeit erklären. Ob es sich dabei um die einzigen Faktoren handelt, ist allerdings nicht eindeutig festzustellen. Nichtsdestotrotz scheint keine verfestigte Grenzschicht in der thermoplastischen Matrix zu entstehen. Weder durch einen Haftvermittler noch mittels einer durch Keimbildner induzierten Transkristallisation. Die niedrige Grenzflächenscherfestigkeit der TRTM-Probe kann jedoch mit einer makroskopischen Betrachtung bestätigt werden, da schon bei der Präparation der Dünnschliffe ganze Faserbündel herausgebrochen sind.

Bei der mikroskopischen Betrachtung zeigt sich wie bei den duroplastischen Prozessen kaum eine anhaftende Matrix an den herausgedrückten Fasern. Es scheint somit ebenfalls ein Versagen direkt zwischen der Faser und der thermoplastischen Matrix vorzuliegen, was allerdings auch in diesem Fall durch Einfärben nicht direkt bestätigt werden konnte. Jedoch ist es bei einer maximal erreichten Grenzflächenscherfestigkeit von 51,8 MPa

und einer gemessenen Matrixzugfestigkeit von $R_{m,PA6-G} = 68$ MPa nahe-
liegend, dass das Versagen gemäß Abbildung 7.3 an der Grenzfläche B
stattfindet. Bei Betrachtung vergleichbarer Grenzflächenuntersuchungen
an glasfaserverstärkten PA 6 wurden das gleiche Schädigungsverhalten und
vergleichbare Grenzflächenscherfestigkeitswerte ermittelt [88].

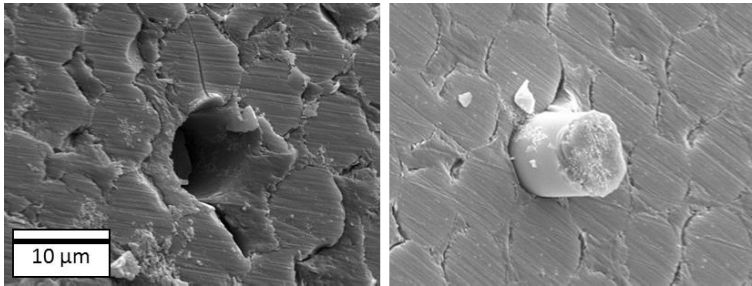


Abbildung 7.7

REM-Aufnahmen einer TRTM-Probe: Push-Out-Eindruck (links) und Push-Out-
Ausdruck (rechts)

Wie des Weiteren in Abbildung 7.7 zu erkennen ist, weist die Oberfläche
selbst viele Kratzer und Matrixabplatzungen an den Faserrändern auf. Dies
führt zu einer zusätzlichen Erhöhung der Spannungsmaxima an den Faser-
enden [247]. Als Hauptgrund für die schlechte Oberflächenqualität der
TRTM-Proben ist vor allem die schwierige Präparation zu nennen [196].

Aufgrund der niedrigen Scherfestigkeiten und deren hohen Streuungen soll
zusätzlich der Kristallisationsgrad der thermoplastischen PA 6-G-Matrix be-
trachtet werden. Hierfür wurde ein Mikrotom-Schnitt von nur wenigen
Mikrometern Dicke angefertigt, der unter einem Polarisationsmikroskop
betrachtet wurde. Kristalline Bereiche in der Matrix können auf diese
Weise sichtbar gemacht werden, somit auch durch Transkristallisation in-
duzierte Sphärolithe. Abbildung 7.8 zeigt den direkten Vergleich zwischen
einer Aufnahme, die mit (rechts) und ohne (links) polarisiertem Licht auf-

genommen wurde. Gut zu erkennen sind die schwarz erscheinenden amorphen Glasfasern und die hell schimmernden kristallinen Strukturen in der Matrix. Es fällt auf, dass die Matrix in den dicht gepackten Faserbereichen eine deutlich geringere Kristallinität aufweist und sich nur vereinzelt kristalline Strukturen in den Rovings bilden. Dies ist in Abbildung 7.8 rechts an den größeren dunklen Bereichen der Rovings zu erkennen, wobei sich dort, wie links im Bild zu erkennen ist, nachweislich Matrix befindet. Hierbei ist jedoch zu beachten, dass durch die schwierige Probenpräparation die Bildauflösung limitiert ist, wodurch das Erkennen einer Kristallisation zwischen den Rovings deutlich erschwert werden kann.

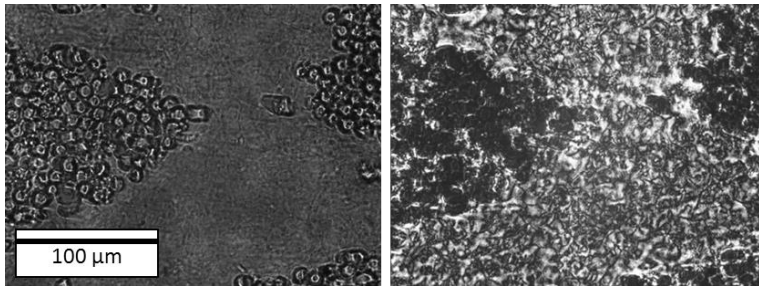


Abbildung 7.8

Aufnahme eines Mikrotomschnitts der TRTM-Probe im Durchlichtmikroskop ohne Polarisation (links) und mit zirkularer Polarisation (rechts)

Es soll dennoch davon ausgegangen werden, dass der Kristallisationsgrad der Matrix steigt, sobald die Faserdichte abnimmt. Die Indentierung einer Faser ohne verstärkende Wirkung eines Sphärolithen benötigt eine geringere Kraft [88], wodurch die große Streuung der Grenzflächenscherfestigkeit erklärt werden kann. Diese Ausbildung der kristallinen Bereiche legt zudem nahe, dass die sichtbaren Sphärolithe nicht durch die topografischen Ähnlichkeiten mit der Schlichte, sondern durch andere Effekte gebildet werden müssen. Es ist festzuhalten, dass die verwendete Schlichte der Glasfasern nicht kompatibel zur PA 6-G-Matrix zu sein scheint. Die wahr-

scheinlichste Erklärung für die hier beobachtete Ausprägung der Sphärolithe ist demnach eine über die Abkühlgeschwindigkeit der Matrix induzierte Keimbildung. Unterhalb einer Temperatur von 108 °C fällt bei einem PA 6 die Keimbildungsrate drastisch auf nahezu null [61]. Aufgrund der Einlegetemperatur der Glasfasern von 80 °C in die auf 155 °C aufgeheizte Kavität und der zusätzlich geringen Wärmeleitfähigkeit von E-Glas wird folglich die Ausbildung von Sphärolithen zwischen den Rovings deutlich eingeschränkt.

Der zuvor angesprochene Effekt der Faserschädigung konnte bei den TRTM-Proben nur sehr selten beobachtet werden. Beim Durchleuchtungstest vor und nach den Push-Out-Tests waren die Fasern meist unbeschädigt [220]. Aufgrund der niedrigeren Grenzflächenscherfestigkeit und der damit verbundenen geringeren Prüfkräfte während der Push-Out-Versuche ist dies zu erwarten gewesen. Es muss an dieser Stelle jedoch auch auf die gemessenen Kraft-Eindringtiefen-Verläufe in Tabelle 22 hingewiesen werden. Durch den auffällig häufig beobachteten Kurventyp 5, der bei den duroplastischen RTM-Verbunden nur selten beobachtet worden ist, ist bei den TRTM-Verbunden von einer sehr stabilen Rissausbreitung auszugehen, was durch die geringen Debondingkräfte und die deutlich zähere PA 6-G-Matrix erklärt werden kann.

7.1.4.2 Interlaminare Schädigung

Auch die Diskussion der interlaminaren Schädigung der verschiedenen RTM-Prozesse soll, wie schon zuvor im Ergebnissteil in Abschnitt 5.3.2, nach den unterschiedlichen Beanspruchungsmodi sortiert werden.

Mode-I-Beanspruchung

Der bereits im Ergebnissteil in Abschnitt 5.3.2.1 dargestellte Unterschied zwischen den Risszähigkeiten der duroplastischen und der thermoplasti-

schen Verbundwerkstoffe unter reiner Mode-I-Beanspruchung ist ebenfalls gut an den in Abbildung 7.9 dargestellten Kraft-Weg-Diagrammen der verschiedenen Materialsysteme zu erkennen. Es sei darauf hingewiesen, dass zwischen den beiden duroplastischen RTM-Prozessen keine Unterschiede bezüglich der interlaminaren Rissausbreitung unter Mode-I festzustellen sind und somit der Abgleich der Materialeigenschaften auf Grundlage der prozessspezifischen Matrix erfolgt.

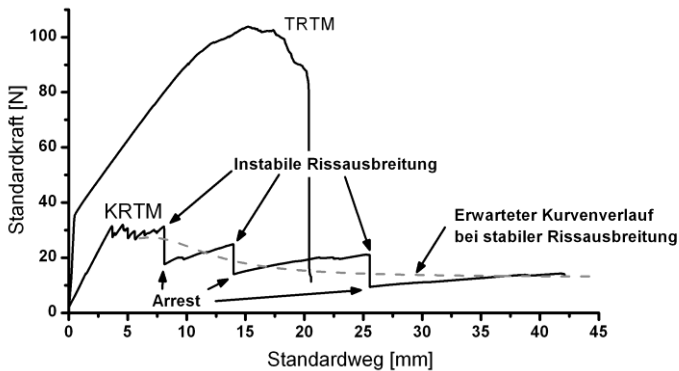


Abbildung 7.9

Charakteristische Kraft-Weg-Diagramme unter Mode-I-Beanspruchung; TRTM und KRTM mit „Stick-Slip“-Effekt

Bei Betrachtung der exemplarischen Kraft-Weg Verläufe einer KRTM und TRTM Probe, ist zunächst der große Unterschied der gemessene Maximalkraft zu erwähnen. Die Verbundproben mit der zäheren thermoplastischen Matrix übertreffen die duroplastischen Proben um den Faktor 3. Demgegenüber stehen die gemessenen Risslängen, die bei den duroplastischen Verbundwerkstoffen im Mittel über dreimal so lang waren. Aus diesen Verhältnissen kann die 20-fache Risszähigkeit der TRTM-Proben unter reiner Mode-I-Beanspruchung erklärt werden. Zusätzlich zu beachten ist der nahezu senkrechte Kraftanstieg auf ca. 35 N bei den TRTM-Proben. Dieser

begründet sich durch die hohen Maximalkräfte, weswegen die zur Krafteinleitung auf die Probe geklebten Scharniere zusätzlich verschraubt werden mussten. Die Krafteinleitungsstege wurden somit elastisch auseinander gebogen, was in der anschließenden Auswertung mitberücksichtigt wurde. Die mit dem Digitalmikroskop an der Rissspitze aufgenommenen Bilder in Abbildung 7.10 zeigen zusätzlich ein grundlegend anderes Schädigungsbild. Bei den TRTM-Proben zeigt sich eine ausgeprägte Faserbrückenbildung hinter der Rissfront, was die Rissbildung nicht nur stabilisiert, sondern auch deutlich erhöht [183].

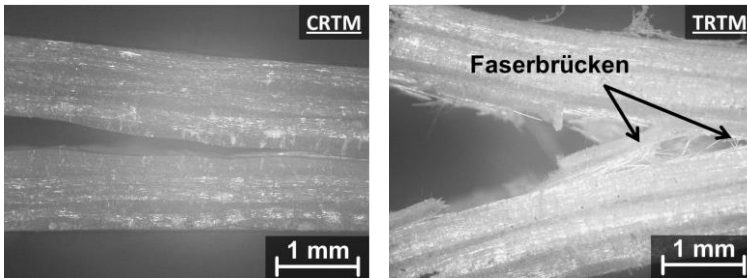


Abbildung 7.10

Schädigungsbilder an der Rissspitze

Bei den duroplastischen Proben sind in den Kraft-Weg-Verläufen immer wieder Sprünge im Kraftsignal zu beobachten. Diese beruhen auf einer instabilen Rissausbreitung, die in den „Arrest“-Punkten anschließend wieder stabil wird. Dieser „Stick-Slip“-Effekt wurde bereits in anderen Arbeiten erwähnt und erschwert die Bestimmung der Energiefreisetzungsrates, was in großen Streuungen resultiert [248, 249].

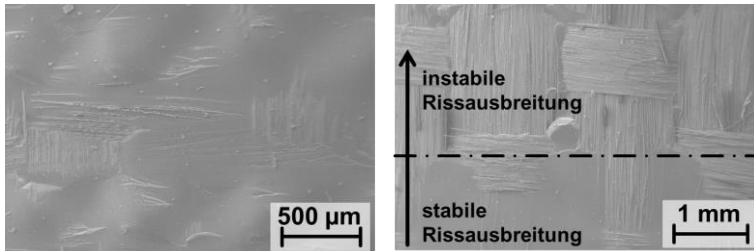


Abbildung 7.11

Bruchflächen unter Mode-I-Beanspruchung; stabile Rissausbreitung (links);
Übergang zur instabilen Rissausbreitung (rechts)

Mithilfe der REM-Aufnahmen in Abbildung 7.11 ist der unterschiedliche Rissverlauf gut zu erkennen. In der linken Abbildung ist ein großflächiger Bereich zu erkennen, in dem eine glatte Bruchfläche innerhalb der duroplastischen Matrix vorliegt. Es zeigt sich, dass eine höhere Grenzflächenfestigkeit als die Kohäsionskräfte innerhalb des Epoxidharzes vorliegt. Der Übergang zum instabilen Risswachstum ist in Abbildung 7.11 rechts zu erkennen und zeigt ein anderes Schadensbild. Hierbei springt in den ersten Millimetern die Rissfront in die Grenzfläche des Verbundwerkstoffes, wodurch die Fasern auf der Bruchfläche gut zu erkennen sind. Nach Hine et. al. [250] geht einer instabilen Rissausbreitung ein Bereich höherer Risszähigkeit voraus, innerhalb dieser der Riss zunächst stagniert. Durch die anhaltende Verformung wird dem System mehr elastische Energie zugeführt. Nach Überwindung der risszäheren Region sorgt diese Energie bis zu ihrem Abbau für einen instabilen Rissfortschritt. Untersuchungen an Faserweben zeigen, dass die Regionen mit erhöhter Faseranzahl quer zur Rissausbreitungsrichtung eine höhere Risszähigkeit besitzen [251]. In diesen Bereichen wächst die Rissfront mit unterkritischen Rissen in die quer orientierten Rovings, wodurch die Risszähigkeit steigt und eine solche Region als Auslöser des instabilen Risswachstums nach [250] gesehen werden kann. Dieser Übergang ist ebenfalls in Abbildung 7.11 rechts zu erkennen.

Nach wenigen Millimetern des instabilen Rissfortschrittes springt die Rissfront wieder zwischen die Lamine und der Riss verläuft in der kohäsiven Zone der Epoxidharzmatrix. Bei den thermoplastischen Verbunden konnte dieser Effekt aufgrund der großen Risszähigkeit nicht beobachtet werden.

Mode-II-Beanspruchung

Die Untersuchungen der Risszähigkeit unter reiner Mode-II-Beanspruchung konnten aufgrund der extrem hohen Risszähigkeit der TRTM-Proben nur mit den duroplastischen Verbundmaterialien aus dem KRTM- und CRTM-Prozess durchgeführt werden. Die TRTM-Proben haben, bevor das interlaminare Versagen an der künstlich eingebrachten Risspitze begann, unterhalb der Druckfinne des Versuchsaufbaus unter Druck versagt. Zwischen den beiden duroplastischen Verbundwerkstoffen konnten auch unter reiner Mode-II-Beanspruchung keine Unterscheidungen gemacht werden.

Bei einem Vergleich der Risszähigkeitswerte der KRTM- und CRTM-Proben mit den Kennwerten zwischen der reinen Mode-I-Beanspruchung und der Mode-II-Beanspruchung kann, wie zu erwarten, ein deutlicher Anstieg der Risszähigkeit unter Mode-II festgestellt werden. Dieser erhöhte Risswiderstand ist ebenfalls an den Schädigungsbereichen der Rissfront in den REM-Aufnahmen der Abbildung 7.12 zu erkennen.

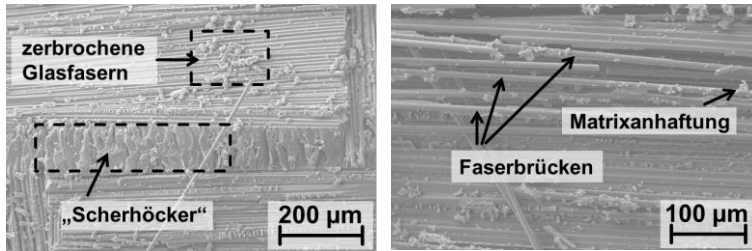


Abbildung 7.12

Bruchflächen unter Mode-II-Beanspruchung

Die zerklüftete Oberfläche ist ein Hinweis auf eine Mehrfachrissfront. Dies führt zu höheren Energiefreisetzungsraten, da deutlich mehr Matrixvolumen geschädigt werden muss, was an den „Scherhöckern“ zu erkennen ist [252, 253]. Zusätzlich tritt eine starke Faserschädigung auf, wie an den vielen Faserfragmenten zu sehen ist. Des Weiteren deuten die freiliegenden Fasern in Abbildung 7.12 rechts auf eine Bildung von Faserbrücken hin, die die Energiefreisetzungsrate unter Mode-II-Beanspruchung ebenfalls erhöht [254]. Die einzelnen Matrixanhaftungen an den herausgezogenen Glasfasern unterstreichen zudem die guten Grenzflächeneigenschaften der duroplastischen RTM-Bauteile.

Mixed-Mode-Beanspruchung

Wie schon bei der Messung der reinen Mode-II-Beanspruchung zuvor war die Messung der Risszähigkeit unter Mixed-Mode-Beanspruchung durch den Mode-II-Anteil und aufgrund der hohen Matrixzähigkeit an den TRTM-Proben nicht möglich. Auch konnten auf Grundlage der sehr ähnlichen kritischen Energiefreisetzungsraten unter Mode-I- und Mode-II-Beanspruchung bei den duroplastischen Verbundmaterialien des KRTM- und des CRTM-Prozesses erwartungsgemäß keine Unterschiede innerhalb der Messgenauigkeit festgestellt werden. Durch die Beobachtung des Rissfortschrittes während der Messung ist der steigende Risswiderstand mit fortlaufender Risslänge für alle Belastungsmodi gemäß den Abbildungen 5.12

und 5.13 aus dem Ergebnisteil in Abschnitt 5.3.2.3 zu erkennen. Dieser Effekt kann auf die zunehmende Ausbildung von Faserbrücken sowie auf die Entstehung von unterkritischen Rissen an der Rissfront zurückgeführt werden [181, 183]. Für die kritischen Energiefreisetzungsraten G_{Ic} und G_{IIc} zeichnet sich daher ein R-Kurvenverhalten ab. Die über das Mode-II-Verhältnis aufgetragenen Gesamtenergiefreisetzungsraten in Abbildung 7.13 und Abbildung 7.14 beziehen sich hierbei auf die für alle Proben gleich gewählte Anfangsrisslänge.

Auf Basis der bisher gewonnenen Erkenntnisse wird im Folgenden das Versagen unter verschiedenen Mode-I- zu Mode-II-Verhältnissen durch ein semi-empirisches Versagensmodell beschrieben. Für Epoxidharzlaminate, die mit E-Glasfasern verstärkt sind, schlagen Benzeggagh und Kenane [180] folgenden Zusammenhang vor:

$$G_c = G_{Ic} + (G_{IIc} - G_{Ic}) \left(\frac{G_{II}}{G} \right)^{m_c} \quad (7.2)$$

Der benötigte Fitparameter m_c wird über die Methode der kleinsten Fehlerquadrate bestimmt [255]. Die kritischen Energiefreisetzungsraten G_{Ic} und G_{IIc} können den Versuchen der reinen Belastungsmodi entnommen werden. Die somit berechneten Funktionen sowie die experimentell bestimmten Datenpunkte sind für den KRTM- und den CRTM-Prozess in Abbildung 7.13 dargestellt und zeigen eine gute Übereinstimmung.

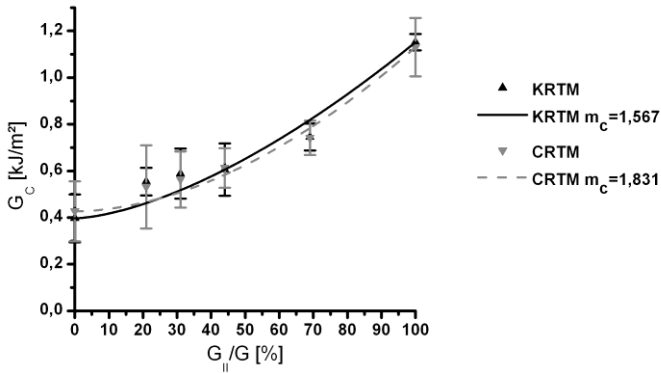


Abbildung 7.13

Gesamtenergiefreisetzungsrates G_c über das Mode-II-Verhältnis G_{II}/G mit bestmöglichen Fits des semi-empirischen Versagensmodells nach [180]

In einer zweiten Darstellung soll die Möglichkeit betrachtet werden, die Mixed-Mode-Eigenschaften nur anhand der reinen Mode-I- und Mode-II-Versuche und dem in der Literatur vorgeschlagenen Fitparameter $m_c = 2,6$ zu bestimmen. Dieser Kurvenverlauf ist in Abbildung 7.14 dargestellt und zeigt durch eine Unterschätzung der Gesamtenergiefreisetzungsrates G_c entlang der unteren Standardabweichung der Einzelwerte eine konservative Auslegestrategie auf.

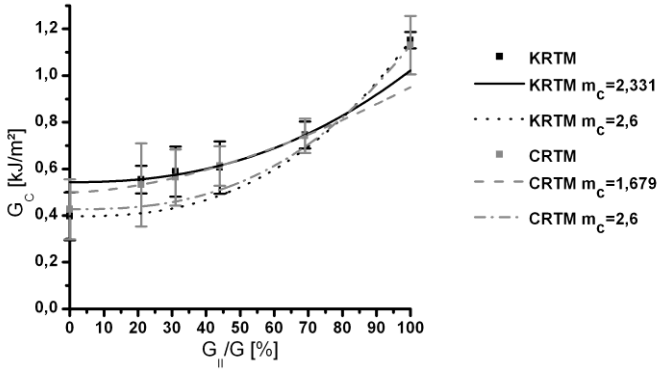


Abbildung 7.14

Gesamtenergiefreisetzungsrates G_C über das Mode-II-Verhältnis G_{II}/G mit Fit des semi-empirischen Versagensmodells nach [180] auf Grundlage der MMB-Versuche und mit dem Fitparameter $m_c=2,6$ aus [180]

In einer weiteren Betrachtung wird das Modell nach Gleichung (7.2) ausschließlich auf die unter Mixed-Mode-Beanspruchung gewonnenen Gesamtenergiefreisetzungsrates angewendet, damit die Ergebnisse aus der reinen Mode-I- und Mode-II-Beanspruchung anschließend abgeleitet werden können. Diese Funktionsverläufe sind ebenfalls in Abbildung 7.14 dargestellt. Die zugehörigen Fitparameter, zu denen in diesem Fall auch die Energiefreisetzungsrates G_{IC} und G_{IIC} der reinen Mode-I bzw. Mode-II-Beanspruchung zählen, finden sich in Tabelle 43. Es ist zu erkennen, dass die G_{IC} -Kennwerte der reinen Mode-I-Belastung innerhalb der Streuung überschätzt werden. Die G_{IIC} -Werte der reinen Mode-II-Beanspruchung werden für beide Prozesse unterschätzt. Insgesamt erscheint die Fitfunktion als annehmbare Approximation; allerdings kann die Qualität der interlaminaeren Schädigungsprognose unter Zuhilfenahme aller Kennwerte gemäß Abbildung 7.13 nicht erreicht werden.

Tabelle 43: Fitparameter der Schädigungsfunktion auf Grundlage der Mixed-Mode-Ergebnisse

Prozess	Fitparameter		
	G_{Ic} [kJ/m ²]	G_{IIc} [kJ/m ²]	m_c [-]
KRTM	0,54	1,02	2,331
CRTM	0,50	0,95	1,679
TRTM	nicht messbar		

7.1.4.3 Steifigkeitsdegradation unter Zugbeanspruchung

Zur Übersicht über die Steifigkeitsdegradation unter Zugbelastung ist in Abbildung 7.15 die Schädigungsentwicklung von drei verschiedenen KRTM-Proben mit unterschiedlicher Faserorientierung dargestellt. Da die durch die Faserarchitektur bedingte Steifigkeitsdegradation prinzipiell von den Fertigungsprozessen unabhängig ist, werden nur exemplarische Spannungs-Dehnungs-Verläufe der KRTM-Verbundplatten präsentiert. Die in der Abbildung verwendeten Prozentzahlen geben hierbei die vom Gesamtverstärkungsgehalt unabhängigen Anteile der Fasern in Belastungsrichtung an.

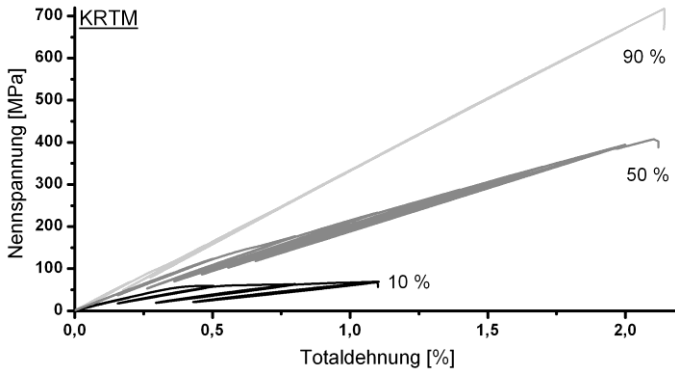


Abbildung 7.15

Schädigungsentwicklung der KRTM-Verbunde mit verschiedener Faserorientierung

Bei jedem Prozess ist zu erkennen, dass, je mehr Fasern in Belastungsrichtung orientiert sind, desto geringer die Steifigkeitsdegradation ist. Bei 90 % der Fasern in Belastungsrichtung sind die einzelnen Entlastungsphasen ab einer Totaldehnung von 0,5 % sogar überhaupt nicht mehr zu erkennen. Dies liegt an den Transversalbrüchen in der Matrix, die bereits bei geringen Dehnungen auftreten. Longitudinal zur Belastungsrichtung orientierte Endlosfasern können diese statistisch lokal auftretende Steifigkeitsreduktion überbrücken, wohingegen dies bei quer zur Belastungsrichtung orientierten Fasern nicht der Fall ist. Zusätzlich ist es dem Riss neben der Ausbreitung innerhalb der Matrix ebenfalls möglich, sich an einer geschwächten Grenzfläche auszubreiten. Dieser Schädigungsmechanismus benötigt weniger Energie als ein Versagen der Fasern und er tritt folglich deutlich früher auf [153]. Somit ist auch die deutlich stärkere Steifigkeitsdegradation durch die zunehmende Totaldehnung mit steigender Faseranzahl quer zur Belastungsrichtung zu erklären.

Aus diesem Grund erfolgt die Betrachtung der prozessbezogenen Schädigungsentwicklung ausschließlich an den Verbundproben mit nur 10 % der

Fasern in Belastungsrichtung. In Abbildung 7.16 sind hierfür charakteristische Spannungs-Dehnungs-Kurven des KRTM- und des TRTM-Prozesses aufgetragen. Aufgrund des gleichen Schädigungsverhaltens der beiden duroplastischen Verbundmaterialien soll auf die nähere Betrachtung der CRTM-Proben verzichtet werden.

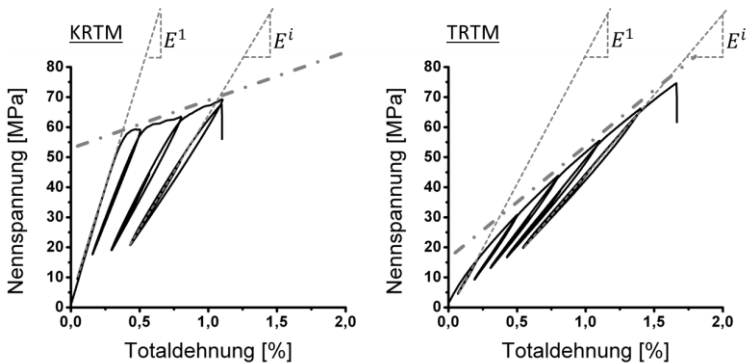


Abbildung 7.16

Spannungs-Dehnungs-Kurve mit Entlastungsphasen bei 10 % der Fasern in Belastungsrichtung; KRTM (links); TRTM (rechts)

Bei der Gegenüberstellung der Spannungs-Dehnungs-Kurve der duroplastischen KRTM-Verbundplatte und des thermoplastischen TRTM-Verbundwerkstoffes ist der gleiche Maßstab verwendet worden, um das aufgrund des prozessabhängigen Matrixsystems unterschiedliche Verhalten aufzuzeigen. Die hellgrauen gestrichelten Geraden an den Entlastungsphasen veranschaulichen die jeweiligen Steifigkeiten an den Messstellen, angefangen bei der ungeschädigten Steifigkeit E^1 bis hin zur letzten ertragenen Entlastungsphase E^i . Aus diesen Verhältnissen lässt sich der Schadensfaktor d^i nach Gleichung Abbildung 2.6 bestimmen, woraus auch die deutlich stärkere Steifigkeitsdegradation der TRTM-Verbunde gemäß Abbildung 5.17 ersichtlich wird. Diese gerade bei matrixdominanteren Belastungen

unterschiedliche Steifigkeitsdegradation ist auf die schwächere Faser-Matrix-Grenzflächenanbindung zurückzuführen. Auch die Tatsache, dass die Schädigung bei deutlich geringeren Kräften beginnt, stützt diese Aussage. Die in Abbildung 7.16 ebenfalls eingezeichneten dickeren grauen Strich-Punkt-Linien, die näherungsweise als dehnungsabhängiges Kraftmaximum verstanden werden können, geben über deren Steigung ebenfalls Auskunft über das Schädigungsverhalten. Bei Erreichen einer ersten deutlichen Schädigung ist für das Fortlaufen der Schädigung bei den duroplastischen Verbunden verhältnismäßig wenig zusätzliche Spannung nötig. Die Gerade besitzt somit eine geringere Steigung als vergleichsweise bei den TRTM-Verbundplatten. Relativ betrachtet besitzen die thermoplastischen Verbundwerkstoffe daher einen höheren Widerstand gegen eine weitere Schädigung, was sich durch die risszähere PA-6-G-Matrix begründet und im Einklang mit den Messergebnissen der interlaminaren Schädigungsentwicklung nach Abschnitt 5.3.2.1 steht.

Für eine analytische Modellierung bleibt festzuhalten, dass die transversale Rissbildung innerhalb der Matrix und an den Grenzflächen der primäre Schädigungsmechanismus ist. Der Faserbruch bei Fasergeweben hat hingegen nur eine geringe Bedeutung [153].

7.1.4.4 Schädigungsmechanismen unter Druckbeanspruchung

Auf Basis der gemessenen Kennwerte und aufgrund der Tatsache, dass beim KRTM- und CRTM-Prozess beide Materialsysteme identisch sind und eine vergleichbare Porosität gemessen wurde, wurden zwischen den beiden duroplastischen RTM-Prozessen keine Unterschiede hinsichtlich der auftretenden Schädigungsmechanismen gefunden. Aus diesem Grund werden nachfolgend, ausgehend von den unterschiedlichen Faserorientierungen, die Schädigungsmechanismen der Lamine mit duroplastischer und thermoplastischer Matrix verglichen.

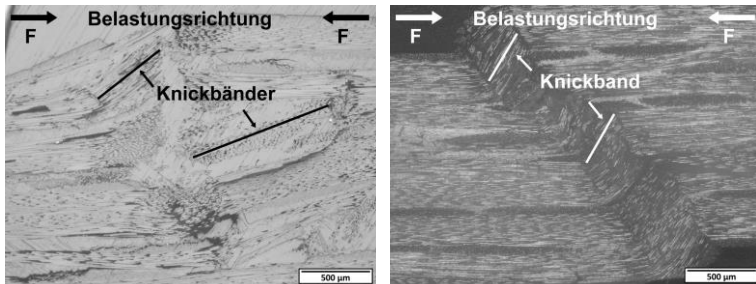


Abbildung 7.17

Druckversagen bei 90 % der Fasern in Belastungsrichtung; duroplastische Matrix – KRTM (links); thermoplastische Matrix – TRTM (rechts)

Bei den Schlifffbildern in Abbildung 7.17 liegen 90 % der Fasern parallel zur Belastungsrichtung. Ein Versagen bei diesen Werkstoffen ist somit durch ein Beulen oder Knicken der längs ausgerichteten Fasern zu erwarten [134]. Die Verbundwerkstoffe mit duroplastischer Matrix weisen deutliche Schädigungsbereiche aufgrund von Schubknicken sowie Laminatablösungen um quer zur Belastungsrichtung orientierte Rovings (Querrovings) auf. Der Schädigungsbereich verläuft somit über das eigentliche Knickband hinaus. So geht mit dem Abknicken der Fasern eine erhebliche Schädigung der Matrix einher, was sich in Form von Rissen durch Querrovings und durch die Matrix äußert. Anders als zuvor bildet sich bei den thermoplastischen Proben ein einzelnes, deutlich zu erkennendes Knickband aus. Daneben sind aufgrund der größeren Matrixzähigkeit andere Schädigungsmechanismen wie eine makroskopische Delamination oder ein Matrixversagen nicht zu finden. Das Knickband selbst ist schmaler als bei den duroplastischen Proben und der zu erkennende Schädigungsbereich kleiner, was auf eine geringere Stützwirkung der thermoplastischen Matrix und der damit verbundenen geringeren Druckfestigkeit hinweist [146].

In den Schlibfbildern der Abbildung 7.18 liegen nur lediglich 10 % der Verstärkungsfasern in Belastungsrichtung. Die restlichen 90 % befinden sich quer dazu.

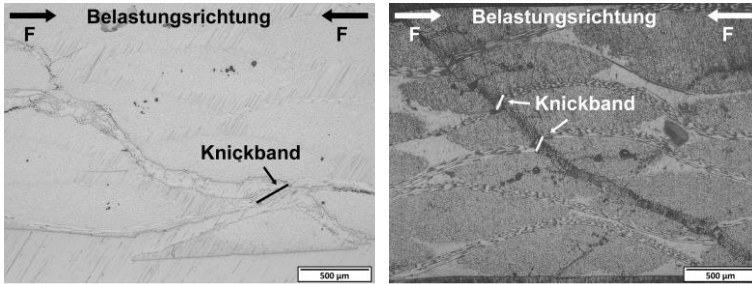


Abbildung 7.18

Druckversagen bei 10 % der Fasern in Belastungsrichtung; duroplastische Matrix – KRTM (links); thermoplastische Matrix – TRTM (rechts)

Bei den KRTM- und CRTM-Proben wird der Rissverlauf stark durch den Lagenaufbau und die Rovingabmaße beeinflusst. Wie in Abbildung 7.18 links zu erkennen ist, entsteht bei den duroplastischen Proben vorwiegend eine Schädigung an der Grenzfläche zwischen unverstärkten Matrixnestern und infiltrierten Querrovings. Vereinzelt werden auch ganze Querrovings entlang der Hauptschubspannung abgeschert. Durch dieses „Umlenken“ des Risses verläuft dieser nicht, wie erwartet, entlang der Hauptschubspannung unter 45° , sondern ist spitzer zur Hauptnormalspannung orientiert [4]. Das rechte Schadensbild der thermoplastischen Proben zeigt hingegen einen Schubspannungsbruch, der vorwiegend entlang der Hauptschubspannung verläuft. Der Riss ist dabei fast ausschließlich in den infiltrierten Querrovings zu finden. An Stellen, an denen der Riss ein Roving in Belastungsrichtung passiert, bildet sich ein sehr kurzes Knickband aus. Unverstärkte Matrixnester sowie deren Grenzfläche zu den infiltrierten Querrovings bilden keine Schwachstellen, die zur Rissausbreitung führen.

Die ebenfalls untersuchten Verbundwerkstoffe mit einer Faserverteilung von 50 % in Belastungsrichtung und 50 % quer dazu bestätigen die bereits gewonnenen Erkenntnisse bezüglich der Schädigungsmechanismen. Bei den duroplastischen wie auch bei den thermoplastischen Proben stellt sich somit eine Kombination aus den jeweils gezeigten Schädigungsbildern ein. Generell kann bei allen untersuchten Proben als Hauptschädigungsmechanismus das Mikrobeulen mit anschließender Ausbildung von Knickbändern identifiziert werden (wie auch in [134, 256]), was für die Wahl des analytischen Modells von großer Wichtigkeit ist.

7.2 Abgleich der mechanischen Kennwerte aus Versuch und Berechnung

In den folgenden Abschnitten werden die in Kapitel 6 aufgestellten analytischen Modellierungen mit den experimentell ermittelten mechanischen Kennwerten abgeglichen. Hierbei entsprechen die Eingangsdaten exakt den probenspezifischen Begebenheiten, wodurch die Qualität der Modellierungsansätze für die unterschiedlichen Fertigungsprozesse bewertet werden können. Als wichtigste Kenngröße ist dabei der unterschiedliche Faservolumengehalt zu nennen, der innerhalb der nachfolgenden Abbildungen stets mit angegeben wird.

7.2.1 Elastische Zugeigenschaften

In Abbildung 7.19 sind die elastischen Zugeigenschaften der drei verschiedenen Fertigungsprozesse mit den zugehörigen Faserarchitekturen abgebildet. Linksseitig im Diagramm finden sich die KRTM-Versuche, mittig die Ergebnisse der CRTM-Proben und auf der rechten Seite die TRTM-Ergebnisse. Die mechanischen Kennwerte, die bereits in Kapitel 5 vorgestellt wurden, werden als hellgraue Balken im Hintergrund mit prozesszugehöriger Schraffur dargestellt. Die analytisch berechneten Kennwerte werden

als dunkelgraue Balken dargestellt. Da die analytischen Berechnungsmodelle zunächst mit den Mittelwerten der Eingangsdaten rechnen, werden diese Ergebnisse als berechnete Kenngrößen angegeben. Die durch die Streuung der Eingangsdaten hervorgerufene Streubreite der Modellierung wird nachfolgend bei allen berechneten Ergebnissen als Ober- und Untergrenze mit angegeben. Die Prozentzahlen, die sich über den einzelnen Balken befinden, geben den Anteil der Fasern in Belastungsrichtung an. Die Volumenprozentzahlen innerhalb der Balken gegen den chargenspezifischen Faseranteil an.

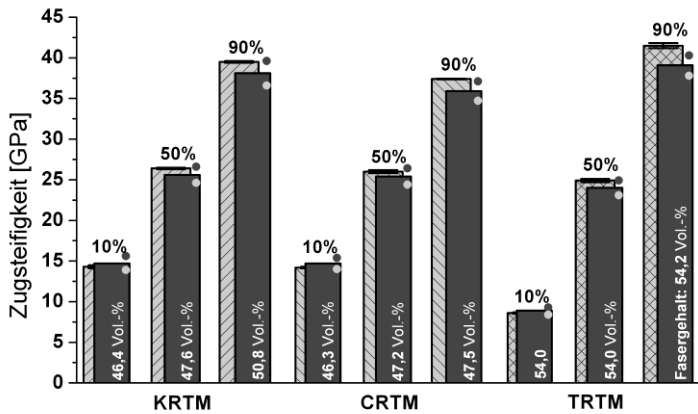


Abbildung 7.19

Berechnete (dunkelgrau) und gemessene (hellgraugemustert) Zugsteifigkeiten der Versuchsplatten mit prozentualen Faseranteil in Belastungsrichtung, chargenspezifischen Fasergehalt in Vol.-% und Streubreite der Modellierung (graue Punkte)

Generell ist mit dem aufgestellten analytischen Modell eine sehr gute Abbildung aller Prozesse und Faserorientierungen möglich. Mit zunehmendem Faseranteil in Belastungsrichtung ist jedoch eine geringfügige Unterschätzung der Zugsteifigkeiten zu beobachten. Dies kann bei den duroplastischen Verbundplatten möglicherweise durch die in Abschnitt 7.1.4.1

diskutierte Grenzschicht erklärt werden, die als geschlossene Mantelfläche die mechanischen Eigenschaften in Faserrichtung verbessert, allerdings quer dazu keinen Effekt haben sollte, da unter dieser Belastung nach wie vor die mechanischen Eigenschaften der Matrix dominieren. Bei der teilkristallinen PA-6-G-Matrix ist aufgrund der durch den Haftvermittler induzierten Transkristallisation eine geringfügig gerichtete Polymerisation an den Grenzflächen zu erwarten, weshalb mechanisch betrachtet ein ähnlicher Effekt erwartet werden kann. Diese Ansätze werden nicht in der analytischen Modellierung erfasst, wodurch die geringen Abweichungen bei hohen Faseranteilen in Belastungsrichtung erklärt werden können.

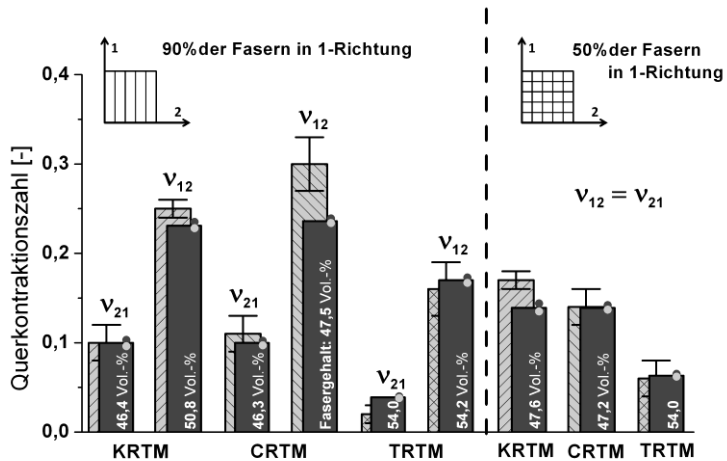


Abbildung 7.20

Berechnete (dunkelgrau) und gemessene (hellgraugemustert) Querkontraktionszahlen der Versuchsplatten mit prozentualem Faseranteil in Belastungsrichtung, chargenspezifischen Fasergehalt in Vol.-% und Streubreite der Modellierung (graue Punkte)

Werden zusätzlich die unter Zugbelastung ermittelten Querkontraktionen der verschiedenen Prozessplatten verglichen, bestätigt sich die gute analytische Beschreibung der Proben. Wie in Abbildung 7.20 zu sehen ist, sind

die Streuungen der experimentell ermittelten Querkontraktionszahlen nennenswert. Aufgrund der sehr geringen Dehnungen quer zur Belastungsrichtung und der punktuellen Messung an der Probe sind diese Ergebnisse eher als grobe Richtwerte zu interpretieren, weshalb die wenigen Ausreißer beim Modellabgleich tendenziell der schwierigen experimentellen Breitenänderungsmessung geschuldet sind. Die im Vergleich zu den duroplastischen Proben deutlich geringeren Querkontraktionszahlen der thermoplastischen Versuchsplatten werden von der Modellierung für alle getesteten Faserarchitekturen gut wiedergegeben.

7.2.2 Elastische Druckeigenschaften

Die elastischen Eigenschaften unter Druck werden in Abbildung 7.21 dargestellt. Die Darstellung der Ergebnisse wurde hierbei exakt nach dem gleichen Schema wie bei den zuvor diskutierten Zugsteifigkeitswerten gewählt. Das analytische Modell für die Beschreibung der elastischen Druckeigenschaften besitzt den gleichen mathematischen Aufbau wie für die Bestimmung der elastischen Zugeigenschaften. Lediglich die Eingangsvariablen wurden angepasst. Auch unter Druckbelastung ist mit dieser Modellierung ein sehr guter Fit für alle Prozesse und Faserorientierungen erreicht worden. Die zuvor angesprochene Unterschätzung der Steifigkeiten unter Zugbeanspruchung ist unter Druckbeanspruchung nicht existent. Dies widerspricht jedoch nicht der zuvor aufgestellten Hypothese der eigenschaftsverbessenden Grenzschichten entlang der Fasern. Vielmehr ist bei Fasern, die in Belastungsrichtung orientiert sind, ein zusätzliches elastisches Mikrobeulen denkbar. Dieses könnte durch lokales Versagen der Stützwirkung der Matrix auftreten, was durch die umgebenden Fasern kompensiert werden muss und daher die Gesamtsteifigkeit im Verbund reduziert. Es scheint, als würden sich diese beiden Effekte, die analytisch nicht abgebildet werden, gegenseitig aufheben, weswegen die berechneten und experimentell ermittelten Kennwerten exakt übereinander liegen.

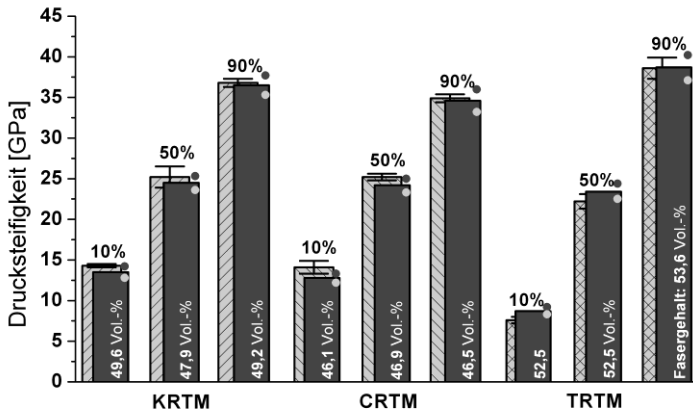


Abbildung 7.21

Berechnete (dunkelgrau) und gemessene (hellgraugemustert) Drucksteifigkeiten der Versuchsplatten mit prozentualem Faseranteil in Belastungsrichtung, chargenspezifischen Fasergehalt in Vol.-% und Streubreite der Modellierung (graue Punkte)

7.2.3 Elastische Drei-Punkt-Biegung

Die experimentell ermittelten Biegesteifigkeiten wurden nicht wie zuvor bei den Zugversuchen über eine Entlastungsphase ermittelt. Stattdessen wurden bei den durchgeführten Messungen die Steifigkeiten über eine Sekante im Kraftbereich zwischen 20 N und 50 N bestimmt. Trotz der geringen Belastungen ist von einer geringfügigen Unterschätzung der gemessenen Biegesteifigkeiten auszugehen. Gerade bei den Laminataufbauten, bei denen sich in der Randschicht im Druckbereich eine Faserlage mit nur 10 % Fasern entlang der Biegelinie befindet, ist aufgrund der deutlich geringeren Druckeigenschaften der Lamine schon frühzeitig von nichtlinearen Vorgängen im Verbund auszugehen, die nicht von der analytischen Modellierung berücksichtigt werden. Dieser Fall betrifft die Proben mit der 10 %-

und der 50 %-Notation. Zusätzlich ist zu beachten, dass bei den analytisch berechneten Biegeeigenschaften die Zugsteifigkeiten mit zunehmender Faserdominanz leicht unterschätzt werden, wodurch eine weitere Unterschätzung vor allem bei den Versuchsplatten mit der 90 %- und der 50 %-Notation berücksichtigt werden muss.

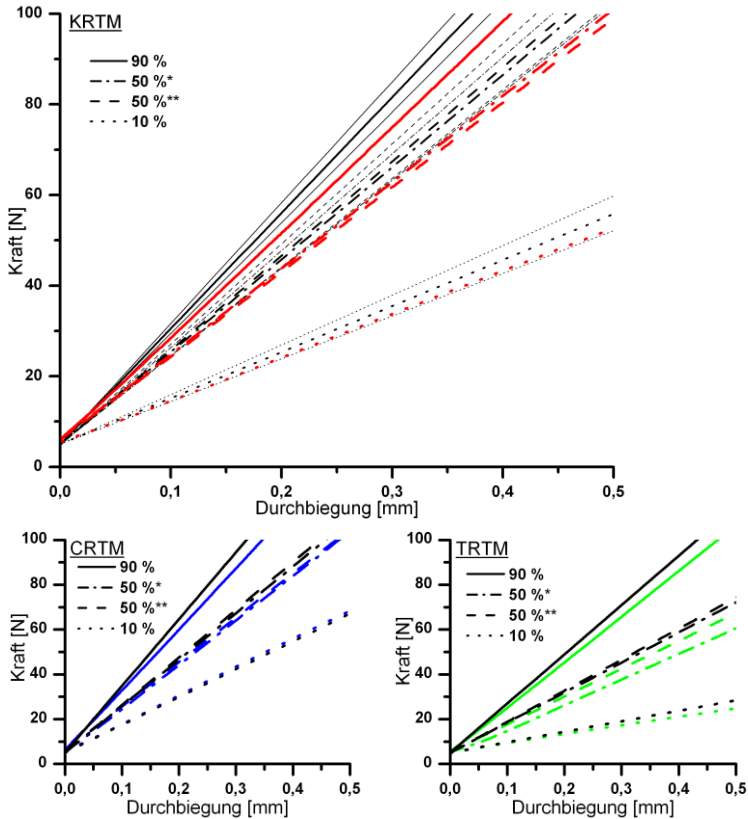


Abbildung 7.22

Berechnete (schwarz) und gemessene (farbig) Biegesteifigkeiten der Versuchsplatten mit unterschiedlichen Faseranteilen in Belastungsrichtung; die Streuung der Modellierung ist nur beim KRTM dargestellt (oben)

Beim direkten Vergleich der gemessenen Biegesteifigkeiten mit den analytisch berechneten zeigt sich jedoch eine konsequente Überschätzung der gemessenen Kennwerte. Der Vergleich der Biegesteifigkeiten ist in Abbildung 7.22 einzusehen. Der Grund für die Überschätzung der experimentell ermittelten Biegesteifigkeiten ist im vereinfachten Aufbau der analytischen Modellierung zu finden. In dem in Abschnitt 6.1.2 vorgestellten Modell werden in den einzelnen Laminatschichten die Spannungen und Dehnungen homogenisiert, was eine transversale Schubbelastung ausschließt. Auch wird die Schubbeanspruchung zwischen den einzelnen Laminatschichten nicht weiter berücksichtigt und die Lastübertragung als fehlerfrei angenommen. Gerade hier wirken sich jedoch Defekte, wie zum Beispiel Poren, besonders negativ auf die Biegesteifigkeiten aus. Die für den KRTM in Abbildung 7.22 (oben) aufgezeigte repräsentative Streuung der Modellierung zeigt zusätzlich die Schwierigkeit der Berechnung der Versuchsplatten mit 50 %*- und 50 %**-Notation auf. Dies liegt an der zu geringen mechanischen Abweichung und der zu großen Streuung der Eingangsdaten. Aus Gründen der Übersichtlichkeit soll im Weiteren auf die grafische Darstellung der Modellstreuung unter Biegebeanspruchung verzichtet werden.

Für die spätere Betrachtung der Biegeeigenschaften der verschiedenen RTM-Prozesse auf Grundlage von berechneten Verbundplatten ist allerdings von einer guten Abbildungsgenauigkeit auszugehen. Die Überschätzung beläuft sich auf einen Bereich von ca. 6 bis 12 %. Einzig bei den TRTM-Verbunden ist aus den oben genannten Gründen bei den Versuchsplatten mit 10 %- und 50 %*-Notation eine Überschätzung von bis zu 15 % zu finden. Dieser Fehler beruht allerdings auf dem messtechnischen Vorgehen, da bei genauerer Betrachtung dieser Chargen verstärkt Setzverluste erkennbar sind, wovon die analytische Modellierung nicht betroffen ist. Auch die optisch auffallende Abweichung der 50 %*-Proben der TRTM-Verbunde ist auf Setzverluste im Prüfaufbau zurückzuführen, worauf die analytische Modellierung nicht reagieren kann.

7.2.4 Zugfestigkeiten

Auch bei den Zugfestigkeitswerten wird auf das bereits bei den elastischen Zug- und Druckeigenschaften gewählte grafische Layout zurückgegriffen. In Abbildung 7.23 sind somit die verschiedenen Zugfestigkeiten der einzelnen Prozesse und Faserorientierungen dargestellt.

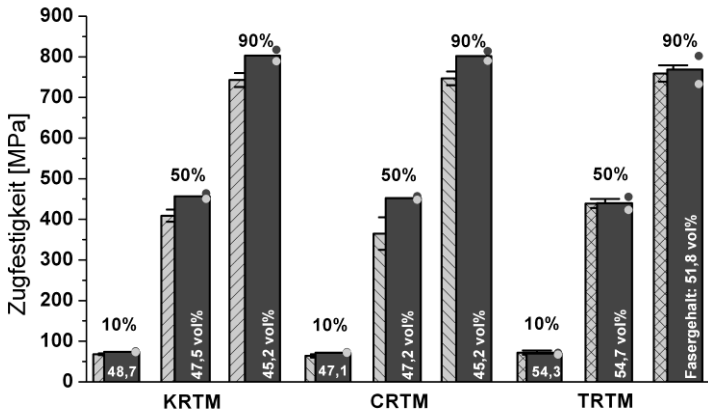


Abbildung 7.23

Berechnete (dunkelgrau) und gemessene (hellgraugemustert) Zugfestigkeiten der Versuchsplatten mit prozentualem Faseranteil in Belastungsrichtung, chargenspezifischen Fasergehalt in Vol.-% und Streubreite der Modellierung (graue Punkte)

Während die Zugfestigkeiten des TRTM-Prozesses nahezu exakt abgebildet werden, ist bei den duroplastischen Prozessen eine Überschätzung der Zugfestigkeitswerte mit steigendem Faseranteil in Belastungsrichtung von 8 % zu erkennen. Dieser Effekt begründet sich durch die gewählte Modellierung und den grundlegenden mechanischen Eigenschaften der duroplastischen Matrix. Innerhalb der Modellierung wird die kritische Faserlänge bestimmt, die gemäß der Theorie auch als Faspullout auf der Bruchfläche des Verbundes zu erkennen sein müsste. Somit wird bei einem Bruch einer

einzelnen Faser die darin gespeicherte elastische Energie schlagartig frei und wirkt sich auf die umliegende Matrix aus. Durch die höhere Grenzflächenscherfestigkeit ist diese elastische Energie statistisch betrachtet bei den duroplastischen Verbundwerkstoffen höher. Die spröde Epoxidharzmatrix muss diese Energie aufnehmen, weshalb eine Schädigung denkbar ist. Diese kann jedoch nicht analytisch abgebildet werden, wodurch die Überschätzung erklärbar ist. Bei der thermoplastischen Matrix hingegen wirken geringere Kräfte und durch die bereits diskutierte sehr hohe Risszähigkeit des PA 6-G zeigt sich diese mögliche Schädigung als vernachlässigbar.

7.2.5 Druckfestigkeiten

Die Druckfestigkeitswerte der analytischen Modellierung und der experimentell ermittelten Materialkennwerte sind in Abbildung 7.24 dargestellt. Hierbei ist das Layout wie schon zuvor bei den übrigen Vergleichen der mechanischen Kennwerte gewählt worden.

Verglichen mit den bisherigen analytischen Berechnungen zeigt sich bei der Bestimmung der Druckfestigkeiten die Schwierigkeit, geeignete analytische Modelle zu formulieren. Zwar können die berechneten Druckfestigkeiten die gemessenen Kennwerte tendenziell abbilden, dennoch ist die Genauigkeit sichtbar geringer als bei den restlichen Kennwerten. Als Hauptgrund kann hierfür das Fehlen einer geeigneten Modellvorstellung für eine transversale Faserbelastung genannt werden. Zusätzlich fehlt eine Beschreibung der Stützwirkung der Matrix, die sich anhand der gemessenen Kennwerte als stark abhängig vom Laminataufbau präsentiert. Diese zeigt sich durch den linearen Zusammenhang der Modellierung zwischen Faserorientierung und Druckfestigkeit. Durch die größere Stützwirkung der Epoxidharzmatrix werden die Verbundplatten des KRTM- und des CRTM-Prozesses unterschätzt, wohingegen die TRTM-Verbunde bei gleichem Laminataufbau überschätzt werden.

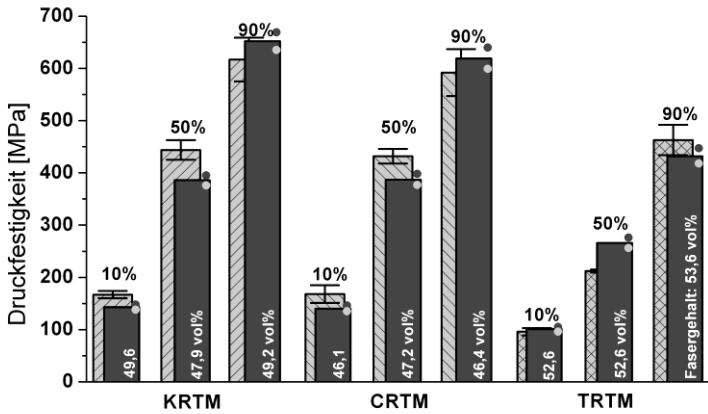


Abbildung 7.24

Berechnete (dunkelgrau) und gemessene (hellgraugemustert) Druckfestigkeiten der Versuchsplatten mit prozentualem Faseranteil in Belastungsrichtung, chargenspezifischen Fasergehalt in Vol.-% und Streubreite der Modellierung (graue Punkte)

Dennoch ist die analytische Modellierung hinreichend genau, um eine erste Abschätzung der Fertigungsprozesse mittels einheitlicher Versuchsplatten vorzunehmen.

7.2.6 Schädigung unter Zugbeanspruchung

Zur Bewertung der berechneten Steifigkeitsdegradation unter Zugbeanspruchung werden zunächst die elastischen Zugsteifigkeiten der einzelnen Versuchsplatten mittels dem analytischen Modell gemäß Abschnitt 6.1.1 berechnet. Anschließend werden diese Steifigkeitswerte mit den Schädigungskarten aus Abschnitt 6.2.3 entlang der beauftragten Totaldehnung modifiziert. Die somit rein analytisch berechneten Steifigkeitsverläufe können abschließend mit den gemessenen Reststeifigkeiten der verschiedenen Versuchsplatten verglichen werden. Für jeden Prozess können daher

die drei untersuchten Laminataufbauten abgeglichen werden. Die Übersicht über die duroplastischen KRTM-Proben ist in Abbildung 7.25 zu finden.

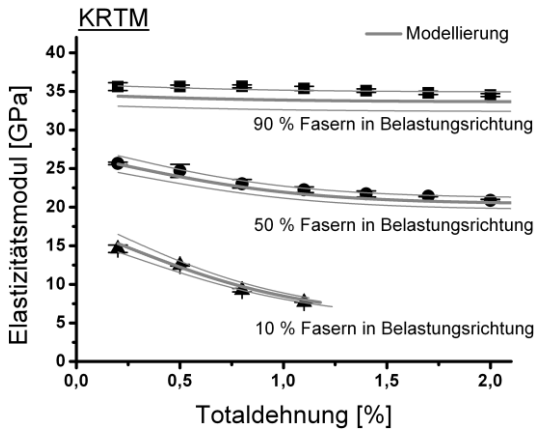


Abbildung 7.25

Berechnete und gemessene Steifigkeitsdegradation der KRTM-Proben mit Streubreite der Modellierung

Es ist zu beachten, dass die Steifigkeitsdegradation erst ab einer Totaldehnung von 0,2 % beginnt, da bei dieser Dehnung die erste Entlastungsphase zum Messen der Steifigkeit gewählt wurde und somit bei geringerer Dehnung definitionsbedingt von einem schädigungsfreien Werkstoff ausgegangen wird. Das Ende des modellierten Degradationsverlaufes ist entweder durch die Bruchdehnung der Glasfasern bei 2,1 % oder durch das Erreichen eines Schädigungsfaktors von $d_{max} = 0,5$ festgelegt worden. Der zweite Fall tritt bei den Proben mit nur 10 % Fasern in Belastungsrichtung auf, wodurch ab einer Dehnung von ca. 1,2 % mit dem Versagen des Verbundwerkstoffes zu rechnen ist. Bei Abgleich der gemessenen Steifigkeiten und der berechneten Kennwerte kann insgesamt von einer sehr guten Übereinstimmung gesprochen werden. Auch bei den CRTM-Proben ist dieser Trend in Abbildung 7.26 ersichtlich. Hierbei unterliegen dem analytischen Modell

die gleichen Start- und Bruchbedingungen wie bei den zuvor beschriebenen KRTM-Versuchen.

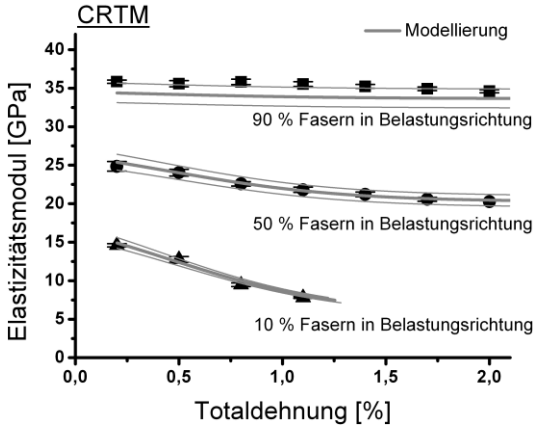


Abbildung 7.26

Berechnete und gemessene Steifigkeitsdegradation der CRTM-Proben mit Streubreite der Modellierung

Bei den Proben mit der thermoplastischen PA 6-G-Matrix des TRTM-Prozesses ist ebenfalls eine sehr gute Übereinstimmung zu verzeichnen. Allerdings ist der maximale Schädigungsfaktor materialbedingt nach der Schädigungskarte in Abbildung 6.8 auf $d_{max} = 0,4$ reduziert worden. Wie auch bereits in der Schädigungskarte des TRTM-Prozesses zu erkennen war, ist die Steifigkeitsdegradation bei 90 % der Fasern in Belastungsrichtung nahezu zu vernachlässigen. Somit sollte davon ausgegangen werden, dass bei steigender Dehnung die Modellierung zum Überschätzen der eigentlichen Messwerte neigt. Allerdings wird bereits aus den genannten Gründen (siehe Abschnitt 7.2.1) die unbeschädigte Ausgangsteifigkeit bereits von der analytischen Modellierung unterschätzt, weshalb die berechneten Kennwerte die gemessenen Steifigkeiten bis zum Bruch nicht überschreiten. Zudem ist zu erkennen, dass der entstandene Fehler sehr gering ist. Es

bleibt festzuhalten, dass die ohnehin nur schwache Degradation bei faserdominanter Belastungsrichtung durch einzelne Faserbrüche entsteht, die nicht in der Modellierung abgebildet werden. Der Schadensmechanismus der transversalen Matrixbrüche ist aufgrund der starken Brückenbildung ohne große Bedeutung für die elastischen Zugeigenschaften.

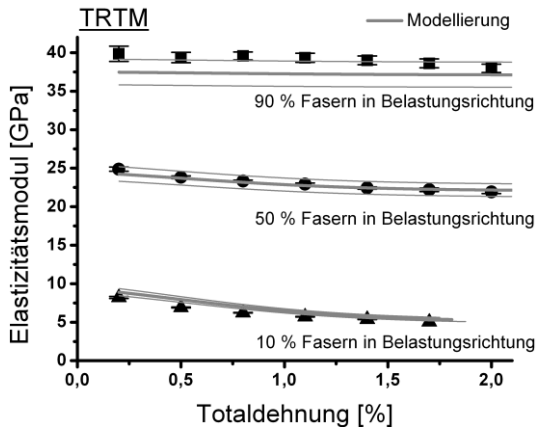


Abbildung 7.27

Berechnete und gemessene Steifigkeitsdegradation der TRTM-Proben mit Streubreite der Modellierung

Zusätzlich wurden bei allen Berechnungen die jeweiligen Extremwerte über die Variation der Eingangsparameter innerhalb der zugehörigen gemessenen Standardabweichungen mitberücksichtigt. Für alle Prozesse zeigt sich eine zunehmende Unsicherheit mit steigendem Faseranteil in Belastungsrichtung. Während sich die gemessenen Steifigkeiten der Faserarchitekturen, bei denen 10 % und 50 % der Fasern in Belastungsrichtung liegen, fast ausschließlich innerhalb des Streubandes der Modellierung befinden, werden die Steifigkeiten der Proben, bei denen 90 % der Fasern in Belastungsrichtung orientiert sind, generell aus den bereits genannten

Gründen von der Modellierung unterschätzt. Die Unterschätzung der Steifigkeiten ist jedoch gering, so dass die Messwerte bei allen Prozessen auf der oberen Grenze der Modellierung zu finden sind.

7.3 Werkstoff- und Prozessvergleich

Im abschließenden Diskussionsteil werden die verschiedenen Prozesse miteinander verglichen. Hierfür werden unter Zuhilfenahme der bereits diskutierten analytischen Modelle Einheitsplatten berechnet. Ziel ist es, die geometrischen Schwankungen der einzelnen Verbundplatten zu umgehen und somit virtuell Verbundwerkstoffe zu generieren mit exakt gleichem Faservolumengehalt und gleichem Laminataufbau. Bei allen in diesem Abschnitt dargestellten Ergebnissen sind eventuelle Unschärfen, bedingt durch die analytische Modellierung, zu beachten. Diese sind in Abschnitt 7.2 bereits aufgezeigt und diskutiert worden.

7.3.1 Elastische Verbundeigenschaften

Zunächst werden die elastischen Eigenschaften der drei verschiedenen RTM-Prozesse betrachtet. Die Zugsteifigkeiten finden sich in Abbildung 7.28. Hierbei stellen die grauen Balken die berechneten Kennwerte dar. Als Anhaltspunkt bezüglich der Auswirkung der modellierten Einheitsplatten mit 2 mm Dicke sind die tatsächlichen Messwerte als hellgrauer Balken hinterlegt. Auf diese Kennwerte wird allerdings im Rahmen dieses Abschnitts nicht weiter eingegangen.

Bei Betrachtung der duroplastischen RTM-Prozesse, dem KRTM und dem CRTM, ist kein prozessbedingter Unterschied der Steifigkeitswerte zu erkennen. Die Zugsteifigkeiten der TRTM-Proben sind hingegen geringer.

Aufgrund der gleichen Fasermatten wird jedoch in faserdominanter Richtung eine vergleichbare Steifigkeit erreicht. Erst mit zunehmender Matrixdominanz wird dieser Effekt sichtbar.

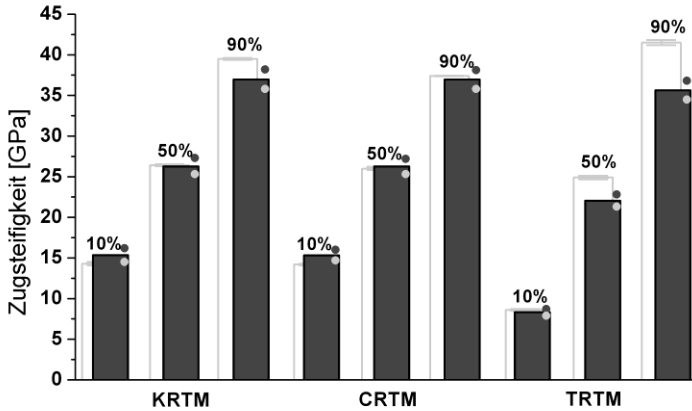


Abbildung 7.28

Berechnete (dunkelgrau) Zugsteifigkeiten von 2 mm dicken Modellplatten ($\varphi_F = 49,1\%$) mit prozentualem Faseranteil in Belastungsrichtung und Streubreite der Modellierung

Die Gründe sind hierbei nicht nur bei der geringeren Matrixsteifigkeit zu finden, sondern auch durch die höhere Porosität der TRTM-Verbundplatten, die keine flächendeckende, homogene Grenzflächenausbildung zwischen Faser und Matrix zulässt.

Bei der Betrachtung der zugehörigen Querkontraktionszahlen ist dieser Trend ebenfalls zu erkennen. In Abbildung 7.29 sind nachfolgend alle berechneten Querkontraktionszahlen aufgetragen.

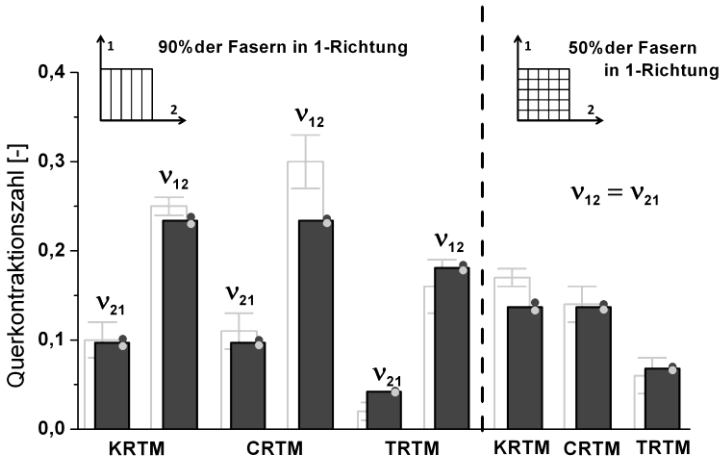


Abbildung 7.29

Berechnete (dunkelgrau) Querkontraktionszahlen von 2 mm dicken Modellplatten ($\varphi_F = 49,1\%$) mit prozentualem Faseranteil in Belastungsrichtung und Streubreite der Modellierung

Während bei den duroplastischen Prozessen dieselben Querkontraktionszahlen prognostiziert werden, ist die Querdehnung beim TRTM-Prozess für alle Faserarchitekturen deutlich geringer.

Verglichen mit den Zugsteifigkeiten zeichnet sich bei den elastischen Druckeigenschaften ein ähnliches Bild ab. Generell sind die Steifigkeitswerte bei den duroplastischen RTM-Verbundplatten leicht geringer als unter Zugbeanspruchung. Bei den TRTM-Platten hingegen ist durch die höhere Matrixsteifigkeit unter Druckbelastung dieser Trend nicht zu erkennen. Dennoch bleiben die duroplastischen RTM-Prozesse dem TRTM-Prozess überlegen.

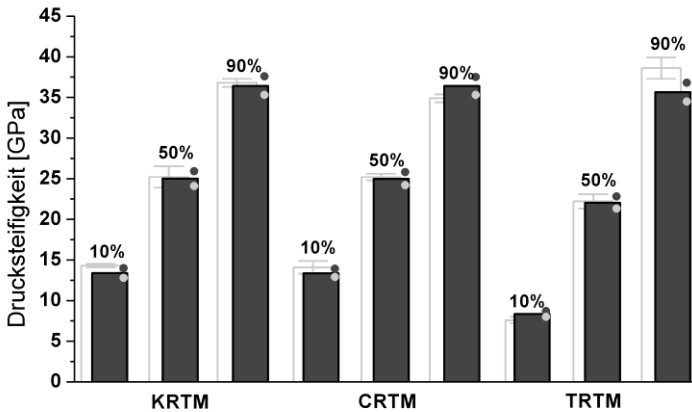


Abbildung 7.30

Berechnete (dunkelgrau) Drucksteifigkeiten von 2 mm dicken Modellplatten ($\varphi_F = 49,1\%$) mit prozentualem Faseranteil in Belastungsrichtung und Streubreite der Modellierung

Die Gegenüberstellung der elastischen Biegeeigenschaften der RTM-Prozesse in Abbildung 7.31 zeigt abermals, wie schon zuvor in Abbildung 7.28 und Abbildung 7.30 zu erkennen ist, die Unterschiede zwischen den einzelnen Prozessen bezüglich deren elastischen Eigenschaften auf. Hierbei unterstreichen die duroplastischen Prozesse die bereits zuvor angesprochene sehr hohe Ähnlichkeit derer elastischen Kenngrößen, denn auch hier zeichnen sich keine Unterschiede zwischen dem KRTM- und dem CRTM-Prozess ab, unabhängig von der Faserarchitektur wie in Abbildung 7.31 zu erkennen ist. Durch die Tatsache, dass die elastischen Biegesteifigkeiten direkt aus den zuvor berechneten Zugsteifigkeiten und Drucksteifigkeiten abgeleitet werden, ist dies nicht unerwartet und so lassen sich ebenfalls bereits erkennbare Tendenzen der thermoplastischen Verbunde in Bezug auf die duroplastischen wiederfinden.

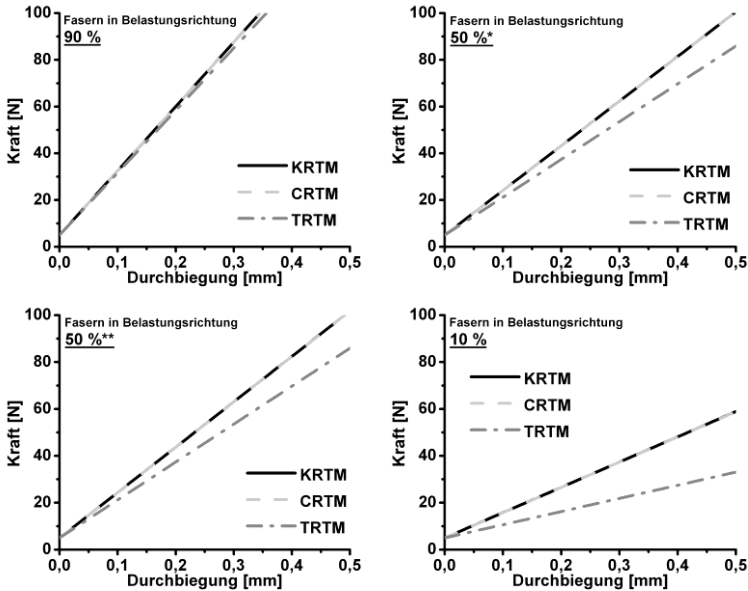


Abbildung 7.31

Berechnete Biegesteifigkeiten von 2 mm dicken Modellplatten ($\varphi_F = 49,1\%$)

Bei den hier berechneten Verbundplatten ist die mechanisch günstigste Beanspruchung jene mit 90 % der Fasern entlang der Biegelinie. Hierbei ist bei allen Prozessen aufgrund der Faserdominanz wie schon bei den elastischen Zug- und Druckeigenschaften mit vergleichbar hohen Werten zu rechnen. Mit zunehmender Matrixdominanz ist jedoch bei den thermoplastischen Verbunden des TRTM-Prozesses ein verstärkter Rückgang der Biegesteifigkeit zu beobachten. Während sich dieser, verglichen mit dem KRTM- und CRTM-Prozess, unabhängig von der Schichtungsreihenfolge bei 50 % der Fasern entlang der Biegelinie auf ca. 15 % beläuft, ist bei nur 10 % der Fasern entlang der Biegelinie die Biegesteifigkeit der TRTM-Proben nur halb so groß wie bei den duroplastischen Prozessen. Die Gründe hierfür sind den Abschnitten 7.1.3.1, 7.1.3.2 und 7.1.3.3 zu entnehmen.

7.3.2 Festigkeitswerte der Verbundwerkstoffe

Die Betrachtung der Festigkeitswerte erfolgt zunächst unter Zugbeanspruchung. Auch hier werden, wie schon bei der elastischen Betrachtung, je Prozess die drei verschiedenen Faserarchitekturen mit 10 %, 50 % und 90 % der Fasern in Belastungsrichtung berechnet und gegeneinander aufgetragen. Die Zugfestigkeitswerte finden sich in Abbildung 7.32, wobei auch hier auf die bereits in Abschnitt 7.3.1 gewählte Darstellung zurückgegriffen wurde.

Wie schon unter elastischer Beanspruchung ist kein Unterschied zwischen duroplastischen RTM-Prozessen zu erkennen. Somit haben die verschiedenen Fertigungsstrategien keine Auswirkungen auf das Materialsystem. Verhältnismäßig dazu weist der TRTM-Prozess mit steigendem Faseranteil in Belastungsrichtung vergleichsweise geringere Festigkeitswerte als die duroplastischen Prozesse auf. Hierbei ist allerdings zu beachten, dass wie bereits in Abschnitt 7.2.4 aufgezeigt, die Zugfestigkeitswerte der duroplastischen mit steigendem Faseranteil in Belastungsrichtung zunehmend überschätzt werden. Somit ist der tatsächliche Unterschied zwischen den Zugfestigkeitswerten zwischen den duroplastischen und den thermoplastischen Verbundwerkstoffen aller Voraussicht nach weniger ausgeprägt.

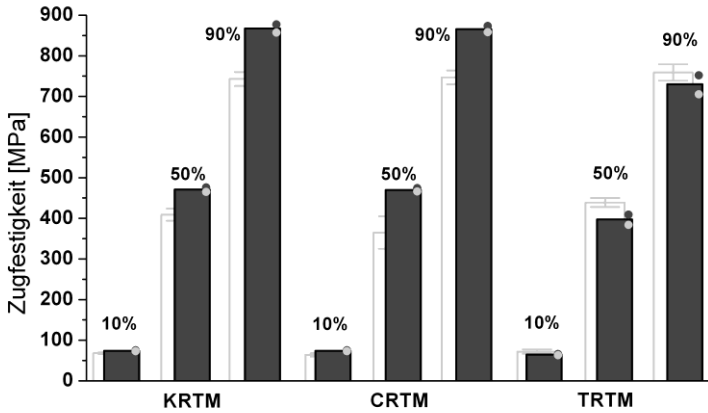


Abbildung 7.32

Berechnete (dunkelgrau) Zugfestigkeiten von 2 mm dicken Modellplatten ($\varphi_F = 49,1\%$) mit prozentualem Faseranteil in Belastungsrichtung und Streubreite der Modellierung

Dennoch werden die Zugfestigkeitswerte der TRTM-Verbunde trotz vergleichbarer Zugfestigkeit der Matrix nicht das gleiche Niveau wie die duroplastischen Proben erreichen können. Hauptsächlich begründet werden kann dies durch die höheren Grenzflächenscherfestigkeiten der duroplastischen Verbundwerkstoffe, woraufhin die kritische Faserlänge geringer wird, was zu einer statistisch höheren Faserfestigkeit führt.

Die Gegenüberstellung der Druckfestigkeiten in Abbildung 7.33 veranschaulicht sehr deutlich den bereits in Abschnitt 7.1.3.2 diskutierten Trend. Trotz der Abbildungsgenauigkeit des analytischen Modells, die in Abschnitt 7.2.5 dargestellt ist, sind die geringen Druckfestigkeiten der TRTM-Verbunde erwartungsgemäß deutlich zu erkennen.

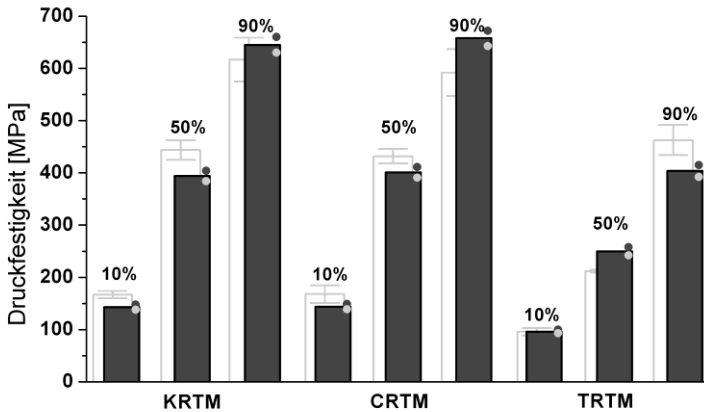


Abbildung 7.33

Berechnete (dunkelgrau) Druckfestigkeiten von 2 mm dicken Modellplatten ($\varphi_F = 49,1\%$) mit prozentualem Faseranteil in Belastungsrichtung und Streubreite der Modellierung

Die Tatsache, dass der Unterschied zwischen den duroplastischen und den thermoplastischen Verbunden mit steigendem Faseranteil in Belastungsrichtung zunehmend größer wird, bestätigt abermals die Annahme der deutlich schlechteren Stützwirkung der Matrix, worauf ebenfalls bereits bei den Versagensmechanismen unter Druckbeanspruchung hingewiesen wurde. Die beiden duroplastischen RTM-Prozesse hingegen zeigen abermals keine prozessbedingten Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften.

7.3.3 Schädigungsentwicklung der Verbundwerkstoffe

Zuletzt wird die erwartete Schädigungsentwicklung an den berechneten Einheitsplatten betrachtet. Somit werden die jeweiligen Steifigkeitsdegradationen der verschiedenen Modellplatten durch Anwendung der Schädigungsentwicklung

gungskarten aus Abschnitt 6.2.3 bestimmt. Die errechneten Steifigkeitswerte, die mit zunehmender Dehnung abnehmen, werden in der nachfolgenden Abbildung 7.34, abhängig von den verschiedenen Faserarchitekturen, prozessbezogen gegenübergestellt. Die breiteren Linien stellen hierbei die berechneten Ergebnisse mit den Mittelwerten als Eingangsdaten dar. Die einhüllenden, dünneren Linien sind die Extremwerte der Modellierung und bilden somit die durch die Eingangsdaten bedingte Unschärfe der analytischen Modellierung ab.

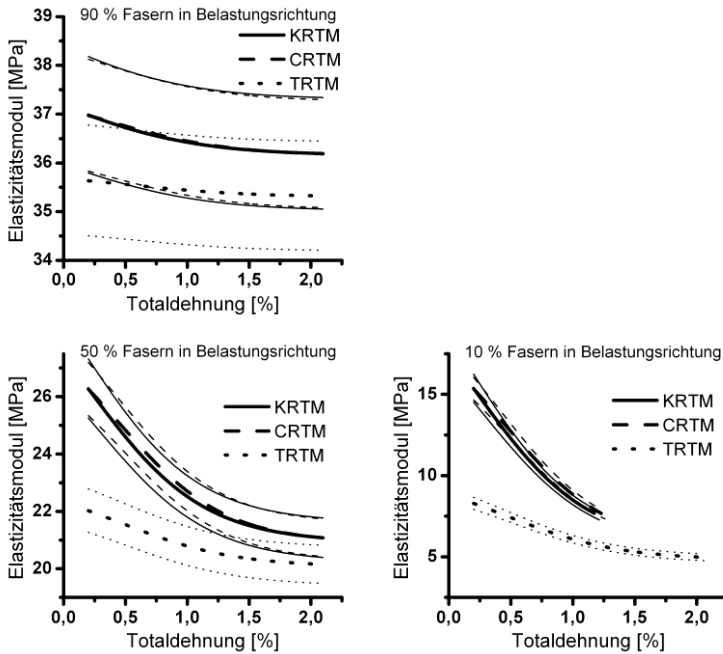


Abbildung 7.34

Berechnete Steifigkeitsdegradation von 2 mm dicken Modellplatten
 ($\varphi_F = 49,1\%$)

Die Anfangssteifigkeiten bei einer Totaldehnung von 0,2 % entsprechen hierbei exakt den Steifigkeitswerten nach Abbildung 7.28, da die Platten

zunächst ungeschädigt vorliegen. Mit zunehmender Dehnung ist für alle Versuchsplatten eine Steifigkeitsabnahme bis zu deren Versagen zu erkennen. Beim direkten Vergleich der duroplastischen KRTM- und CRTM-Verbunde ist bei allen untersuchten Faserarchitekturen kein Unterschied im Schädigungsverhalten zu beobachten, da die geringen Abweichungen innerhalb der modellbedingten Unsicherheiten liegen. Demgegenüber ist die Steifigkeitsdegradation der TRTM-Verbunde grundsätzlich unterschiedlich, was sich aufgrund der thermoplastischen Matrix, der Porosität und der Grenzflächeneigenschaften erklären lässt. Für alle Prozesse bleibt festzuhalten, dass mit steigender Matrixdominanz die Steifigkeit mit zunehmender Dehnung in größerem Maße abnimmt.

Am deutlichsten ist der Unterschied zwischen den duroplastischen und den thermoplastischen Verbundwerkstoffen dann zu erkennen, wenn nur 10 % der Fasern in Belastungsrichtung orientiert sind. Die höhere Grundsteifigkeit der duroplastischen Verbunde degradiert mit zunehmender Dehnung deutlich schneller als die thermoplastischen Proben, wodurch bereits bei ca. 1,25 % der maximale Schädigungsfaktor d erreicht wird und die Proben versagen. Die Schädigung der TRTM-Proben fällt geringer aus, wodurch beim Erreichen des maximalen Schädigungsfaktors ebenfalls die Dehngrenze der Glasfasern erreicht wird. Somit brechen die Proben erst bei ca. 2,1 % Totaldehnung.

Die anfänglich hohe Steifigkeitsabnahme der duroplastischen Proben wird besonders gut bei 50 % der Fasern in Belastungsrichtung sichtbar. Erst ab einer Totaldehnung von ca. 1,5 % verlaufen die Steifigkeitsabnahmen parallel zu den thermoplastischen Proben bis zum Faserbruch bei 2,1 % Totaldehnung.

Bei 90 % der Fasern in Belastungsrichtung tritt erwartungsgemäß die geringste Steifigkeitsabnahme auf. Auch hier ist anfänglich eine leicht höhere Schädigung der duroplastischen Proben zu beachten. Allerdings sind die

Steifigkeitsabnahmen dieser Faserarchitektur generell bei den untersuchten RTM-Verbunden sehr gering, wodurch diese geringen Unterschiede in der Unschärfe der Modellierung, gemäß Abschnitt 7.2.6, untergehen. Das Bruchverhalten ist faserdominiert und tritt somit erwartungsgemäß bei 2,1 % auf.

Bei dieser Darstellung der Schädigungsentwicklung unter Zugbeanspruchung ist jedoch zu beachten, dass die benötigten Spannungen für eine weitere Schädigung nicht direkt erkennbar sind. Allerdings kann diese durch die momentane Reststeifigkeit abgeleitet werden. Dadurch, dass die duroplastischen Verbundwerkstoffe zu jeder Zeit einen höheren Elastizitätsmodul besitzen, ist auch die momentan benötigte Spannung größer, auch wenn bei einer inkrementellen Spannungserhöhung die TRTM-Proben durch den sichtbar geringeren Steifigkeitsverlust risszäher erscheinen.

Die Grenzflächencharakteristik und die interlaminare Rissausbreitung sind nicht von der Plattengeometrie und dem daraus resultierenden Faservolumengehalt abhängig und können in den Abschnitten 7.1.4.1 und 7.1.4.2 nachgeschlagen werden.

8 Zusammenfassung

Das Ziel dieser Arbeit umfasste die werkstoffanalytische Betrachtung der mechanischen Eigenschaften von glasfaserverstärkten Polymerverbunden unter quasistatischer Beanspruchung.

Zur Herstellung der untersuchten Verbundwerkstoffe wurden neuartige RTM-Fertigungsstrategien verwendet. Diese Prozesse zielen durch kürzere Taktzeiten auf den wirtschaftlichen Einsatz in der Großserienfertigung ab. Als Referenz wurden zunächst mit der bisher konventionellen Fertigungsroute – dem KRTM mit einer Epoxidharzmatrix – Versuchsplatten hergestellt. Der erste modifizierte RTM-Prozess stellte das Compression-RTM (CRTM) dar, der in dieser Studie für eine bestmögliche Vergleichbarkeit mit exakt demselben Faser-Matrix-System betrieben wurde. Die zweite modifizierte Fertigungsstrategie war das thermoplastische-RTM (TRTM), bei dem eine thermoplastische Gusspolyamid-6-Matrix zum Einsatz kam. Als Verstärkungsphase wurden für alle Prozesse E-Glasfasern gewählt und Faseraufbauten, bei denen sich 10 %, 50 % und 90 % der Fasern in Belastungsrichtung befanden.

Für eine spätere Prozessbewertung wurden die mechanischen Eigenschaften der Verbundwerkstoffe unter quasistatischer Belastung gemessen und sowohl materialbezogen also auch prozessbezogen diskutiert. Betrachtet wurden die elastischen Eigenschaften, die Festigkeitskennwerte sowie die Schädigungsentwicklung. Um die drei Fertigungsprozesse anhand von vergleichbaren Versuchsplatten einander gegenüberstellen zu können, wurden die einzelnen Versuchsführungen der jeweiligen Probenchargen durch eine analytische Modellierung abgebildet. Dies begründet sich durch die Tatsache, dass die einzelnen Versuchsplatten leicht unterschiedliche Plat-

tengeometrien und Faservolumenanteile auswies, weshalb der eigentliche Prozessvergleich auf Grundlage von analytisch berechneten Einheitsplatten erfolgte.

Der Abgleich der analytischen Modellierung mit den gemessenen Kennwerten erfolgte chargenspezifisch, wobei alle ermittelten Kenngrößen mit den zugehörigen Faserorientierungen abgebildet wurden. Die elastischen Eigenschaften können unter Zugbeanspruchung mit sehr hoher Genauigkeit abgebildet werden, wobei mit steigendem Faseranteil in Belastungsrichtung eine leichte Unterschätzung der berechneten Mittelwerte von bis zu 6 %, bezogen auf die gemessenen Mittelwerte, zu erkennen ist. Unter elastischer Druckbeanspruchung ist die analytische Berechnung für alle untersuchten Verbundproben exakt. Die elastischen Biegesteifigkeiten werden auf Grundlage der Zug- und Druckeigenschaften berechnet und ergeben, bei Betrachtung der jeweiligen Mittelwerte, eine Überschätzung der tatsächlichen Kennwerte von 5 bis 12 % der duroplastischen RTM-Verbunde (KRTM und CRTM). Die TRTM-Verbunde zeigen eine leicht höhere Überschätzung in der analytischen Berechnung von bis zu 15 %. Bei der Zugfestigkeitsbetrachtung zeigt sich bei den TRTM-Verbunden eine sehr gute Übereinstimmung zwischen der Modellierung und den gemessenen Kennwerten. Bei den KRTM- und CRTM-Verbunden ist mit steigendem Faseranteil in Belastungsrichtung eine leichte Überschätzung von 8 % zu erkennen, ebenfalls bezogen auf die Mittelwerte. Die Druckfestigkeiten zeigen einen weniger genauen Fit mit einzelnen Abweichungen zwischen -14 bis 25 %. Die Steifigkeitsdegradation aufgrund von Schädigungsvorgängen unter Zugbeanspruchung kann mit hoher Genauigkeit für alle RTM-Prozesse berechnet werden. Mit zunehmender Faserdominanz wird die Schädigungsentwicklung jedoch stärker unterschätzt, da Faserbrüche nicht mit abgebildet wurden.

Für den Prozessabgleich wurden Einheitsplatten mit einer Dicke von 2 mm und einem Faservolumenanteil von 49,1 % berechnet. Die Faserarchitektur

entsprach die der hergestellten Verbundplatten mit 10 %, 50 % und 90 % der Fasern in Belastungsrichtung.

Beim Vergleich des Compression RTM-Prozesses (CRTM) mit dem konventionellen RTM (KRTM) sind bei der Betrachtung der elastischen Eigenschaften, der Festigkeitskennwerte sowie der Schädigungsbetrachtung unter Zugbeanspruchung keine prozessspezifischen Effekte zu erkennen. Daher wurden für beide Prozesse vergleichbare mechanische Kenngrößen bestimmt. Die geringen Unterschiede der berechneten Kenngrößen befanden sich für alle Beanspruchungsarten innerhalb der modellbedingten Unschärfe. Die modifizierte Prozessführung besitzt somit keine nennenswerten Auswirkungen auf den Verbundwerkstoff, auch nicht auf die Porosität, die Grenzflächeneigenschaften sowie auf die interlaminare Rissausbreitung. Ein großer Unterschied liegt jedoch in der Infiltrationszeit, die beim CRTM auf ca. ein Viertel gesenkt werden konnte, was mit Blick auf die Taktzeiten einen immensen Vorteil für eine großserientechnische Anwendung bedeutet.

Bei der Gegenüberstellung des thermoplastischen RTM-Prozesses (TRTM) und den duroplastischen RTM-Prozessen (dem KRTM sowie dem CRTM), sind zum Teil große Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften zu erkennen. Bei Betrachtung der Mittelwerte der elastischen Eigenschaften ist im Vergleich zur faserdominanten Belastung, bei der die Steifigkeiten zwischen den Prozessen vergleichbar sind, unter matrixdominanter Belastung eine Reduktion der Steifigkeit beim TRTM-Prozess von 46 % unter Zugbeanspruchung und von 38 % unter Druckbeanspruchung zu erkennen. Hauptverantwortlich dafür ist neben einer generell geringeren Matrixsteifigkeit die um einen Faktor 2,9 höhere Porosität des TRTM-Prozesses, die eine vollständige Faserbenetzung erschwert. Bei den Zugfestigkeitswerten sind die gemittelten Kennwerte unter matrixdominanter Belastung vergleichbar. Unter faserdominanter Beanspruchung ist die Zugfestigkeit beim

TRTM-Prozess um 16 % geringer, was durch die deutlich niedrigere Grenzflächenscherfestigkeit und die damit längere kritische Faserlänge im Verbund erklärt werden kann. Unter Druckbeanspruchung sind die mittleren Festigkeitswerte des TRTM-Prozesses aufgrund der geringeren Stützwirkung der thermoplastischen Matrix deutlich geringer, bedingt durch die höhere Porosität und die schlechten Grenzflächeneigenschaften. Die mittleren Druckfestigkeiten reduzierten sich somit gegenüber dem Referenzprozess unter faserdominanter Belastung um 38 % und in matrixdominanter Belastungsrichtung um 31 %. Bei Betrachtung der Schädigungsentwicklung ist ebenfalls ein großer Unterschied zu den duroplastischen RTM-Prozessen zu erkennen. Zwar erfolgt aus den zuvor genannten geringeren mechanischen Kennwerten die Schädigung beim TRTM-Prozess bereits bei geringeren Kräften, der relative Widerstand gegen eine weitere Schädigung aufgrund der zäheren thermoplastischen Matrix ist allerdings höher. Die relative Steifigkeitsdegradation fällt somit beim TRTM generell geringer aus. Für die großserientechnische Anwendung bleibt festzuhalten, dass beim TRTM-Prozess mit einer umsetzbaren Taktzeitverkürzung um ca. den Faktor 7 gegenüber dem KRTM-Prozess ein großes Potenzial erkennbar ist. Die Prozesstechnik selbst benötigt allerdings weitere Optimierungsschritte hinsichtlich der Porosität und der Grenzflächeneigenschaften, um den mechanischen Anforderungen in strukturellen Leichtbauanwendungen gerecht zu werden.

Literaturverzeichnis

- [1] AVK - Industrievereinigung Verstärkter Kunststoffe e.V., Handbuch Faserverbundkunststoffe, 3. Aufl., Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2010.
- [2] F. Henning und E. Moeller, Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung, München: Carl Hanser Verlag, 2011.
- [3] J. Rösler, H. Harders und M. Bäker, Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, Wiesbaden: Teubner Verlag, 2006.
- [4] H. Schürmann, Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden, 2. Aufl., Berlin: Springer-Verlag, 2007.
- [5] M. Neitzel und P. Mitschang, Handbuch Verbundwerkstoffe - Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung, München: Carl Hanser Verlag, 2004.
- [6] K. Potter, Resin Transfer Molding, 1. Edition, Hrsg., London: Chapman & Hall, 1997.
- [7] C. Rudd, A. Long, K. Kendall und C. Mangin, Liquid moulding technologies, Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 1997.
- [8] P. Mitschang und C. Weimer, „Komplexe Multi-Textile Preforms (Potenziale der Nähetechnik),“ *Kunststoffe*, Bd. 4, pp. 114-116, 2000.
- [9] C. D. Rudd, „Resin Transfer Molding and Structural Reaction,“ in *ASM Handbook Volume 21 - Composites*, A. I. H. Committee, Hrsg., 2001.
- [10] F. Phelan, „Simulation of the Injection Process in Resin Transfer Molding,“ *Polymer Composites*, Bd. 18, Nr. 4, pp. 460-476, 1997.
- [11] L. J. Lee, W. B. Young und R. J. Lin, „Mold filling and cure modeling of RTM and SRIM processes,“ *Composite Structures*, Bd. 27, Nr. 1-2, pp. 109-120, 1994.

- [12] D. Bender, J. Schuster und D. Heider, „Flow rate control during vacuum-assisted resin transfer molding (VARTM) processing,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 66, p. 2265–2271, 2006.
- [13] H. W. Seemann, „Plastic transfer molding techniques for the production of fiber reinforced plastic structures“. United States Patent 4902215, 20 2 1990.
- [14] M. Ware, „Thermal expansion resin transfer molding“. Patent EP0272359 A1, 29 06 1988.
- [15] W. Michaeli und M. Wegener, Einführung in die Technologie der Faserverbundwerkstoffe, München: Carl Hanser Verlag, 1990.
- [16] B. Fiedler, Hochleistungs-Faserverbundwerkstoffe mit Duroplastmatrix, Hamburg: TuTech Innovations GmbH, 2009.
- [17] P. Rosenberg, Charakterisierung des Compression RTM Prozess zur Produktion von endlosfaserverstärkten Verbundwerkstoffen, KIT: Studienarbeit, 2011.
- [18] V. González-Romero und C. Macosko, „Process Parameters Estimation for Structural Reaction Injection Molding and Resin Transfer Molding,“ *Polymer Engineering and Science*, Bd. 30, Nr. 3, pp. 142-146, 1990.
- [19] P. Simacek, S. Advani und S. Iobst, „Modeling Flow in Compression Resin Transfer Molding for Manufacturing of Complex Lightweight High-Performance Automotive Parts,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 42, Nr. 23, pp. 2523-2545, 2008.
- [20] K. Potter, „The early history of the resin transfer moulding process for aerospace applications,“ *Composites: Part A*, Bd. 30, Nr. 5, pp. 619-621, 1999.
- [21] R. Gauvin, M. Chibani und P. Lafontaine, „The Modeling of Pressure Distribution in Resin Transfer Molding,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Bd. 6, pp. 367-377, 1987.
- [22] J. P. Coulter und S. I. Güçeri, „Resin Impregnation During the Manufacturing of Composite Materials Subject to Prescribed Injection Rate,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Bd. 7, pp. 200-219, 1988.

- [23] J. P. Coulter und S. I. Güçeri, „Resin impregnation during composites manufacturing: Theory and experimentation,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 35, Nr. 4, p. 317–330, 1989.
- [24] S. I. Güçeri, in *Fundamentals of Computer Modeling for Polymer Processing*, Munich, New York, Hanser Verlag, 1989.
- [25] S. Li und R. Gauvin, „Numerical Analysis of the Resin Flow in Resin Transfer Molding,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Bd. 10, Nr. 3, pp. 314-327, 1991.
- [26] F. Trochu, R. Gauvin und D.-M. Gao, „Numerical Analysis of the Resin Transfer Molding Process by the Finite Element Method,“ *Advances in Polymer Technology*, Bd. 12, Nr. 4, pp. 329-342, 1993.
- [27] A. Weaver, „Fiesta’s RTM spoiler breaks new ground,“ *Reinforced plastics*, Bd. 40, Nr. 3, pp. 20-25, 1996.
- [28] R. Morrison, „Resin Transfer Moulding of Fibre Glass Preform Reinforced Polyester Resin,“ in *36th Conference of Reinforced Plastics/Composites*, Washington D.C., 1981.
- [29] L. Trevino, K. Rupel, W. Young und M. Liou, „Analysis of Resin Injection Molding in Molds With Preplaced Fiber Mats. I: Permeability and Compressibility Measurements,“ *Polymer Composites*, Bd. 12, Nr. 1, pp. 20-30, 1991.
- [30] E. Fries, J. Renkl und S. Schmidhuber, „HD-RTM-Verfahren: Mit vernetzter Kompetenz zum Hochleistungsbauteil,“ *Kunststoffe*, Bd. 9, pp. 52-56, 2011.
- [31] S. Leclerc und E. Ruiz, „Porosity reduction using optimized flow velocity in Resin Transfer Molding,“ *Composites: Part A*, Bd. 39, Nr. 12, pp. 1859-1868, 2008.
- [32] W. B. Young und C. W. Chiu, „Study on compression transfer molding,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 29, Nr. 16, pp. 2180-2191, 1995.
- [33] P. Bhat, J. Merotte, P. Simacek und S. Advani, „Process analysis of compression resin transfer molding,“ *Composites: Part A*, Bd. 40, pp. 431-441, 2009.

- [34] S. Wirth und R. Gauvin, „Experimental Analysis of Mold Filling in Compression Resin Transfer Molding,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Bd. 17, Nr. 16, pp. 1414-1430, 1998.
- [35] S. Bickerton und M. Abdullah, „Modeling and evaluation of the filling stage of injection/compression moulding,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 63, pp. 1359-1375, 2003.
- [36] S. Hsu, M. Ehrgott und P. Kelly, „Optimisation of Mould Filling Parameters of the Compression Resin Transfer Moulding Process,“ in *Proceedings of the 45th Annual Conference of the ORSNZ*, New Zealand, 2010.
- [37] P. Simacek und S. Advani, „Simulating three-dimensional flow in compression resin transfer molding process,“ *Revue Européenne des Éléments*, Bd. 14, Nr. 6-7, pp. 777-802, 2005.
- [38] C. Chang, L. Hourng und T. Chou, „Effect of Process Variables on the Quality of Compression Resin Molding,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Bd. 25, pp. 1027-1037, 2006.
- [39] B. Haspel, K. Weidenmann, P. Elsner, R. Chaudhari und F. Henning, „Charakterisierung des Compression RTM Prozesses zur Produktion von endlosfaserverstärkten Verbundwerkstoffen,“ in *18. Symposium: Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Chemnitz, 2011.
- [40] N. Ikegawa, H. Hamada und Z. Maekawa, „Effect of Compression Process on Void Behaviour in Structural Resin Transfer Molding,“ *Polymer Engineering and Science*, Bd. 36, Nr. 7, pp. 953-962, 1996.
- [41] X.-T. Pham und F. Trochu, „Simulation of Compression Resin Transfer Molding to Manufacture Thin Composite Shells,“ *Polymer Composites*, Bd. 20, Nr. 3, pp. 436-459, 1999.
- [42] M. Kang und W. Lee, „Analysis of Resin Transfer/Compression Molding Process,“ *Polymer Composites*, Bd. 20, Nr. 2, pp. 293-304, 1999.
- [43] A. Shojaei, „Numerical simulation of three-dimensional flow and analysis of filling process in compression resin transfer moulding,“ *Composites: Part A*, Bd. 37, Nr. 9, pp. 1434-1450, 2006.

- [44] J. Merotte, P. Simacek und S. G. Advani, „Resin flow analysis with fiber preform deformation in through thickness direction during Compression Resin Transfer Molding,“ *Composites: Part A*, Bd. 41, Nr. 7, pp. 881-887, 2010.
- [45] R. M. Hedrick, J. D. Gabbert und M. H. Wohl, „Nylon 6 RIM,“ in *Reaction Injection Molding: Polymer Chemistry and Engineering (Acs Symposium Series)*, American Chemical Society, 1985, p. 135–162.
- [46] L. J. Lee, J. M. Ottino, W. E. Ranz und C. W. Macosko, „Impingement Mixing in Reaction Injection Molding,“ *Polymer Engineering and Science*, Bd. 20, Nr. 13, pp. 868-874, 1980.
- [47] P. Elsner, P. Eyerer und T. Hirth, DOMININGHAUS - Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen, Berlin: Springer Verlag, 2007.
- [48] R. Farris, H. D. L. Mare, R. Overcashier und W. Gottenberg, „Structural Parts From Epoxy RIM Using Preplaced Reinforcement,“ *Polymer-Plastics Technology and Engineering*, Bd. 21, Nr. 2, pp. 129-157, 1983.
- [49] J. M. Castro und C. W. Macosko, „Studies of Mold Filling and Curing in the Reaction Injection Molding Process,“ *AIChE Journal*, Bd. 28, Nr. 2, pp. 250-260, 1982.
- [50] A. W. Chan und S.-T. Hwang, „Mold-filling simulations for the injection molding of continuous fiber-reinforced polymer,“ *Polymer Engineering & Science*, Bd. 28, Nr. 5, p. 333–339, 1988.
- [51] M. Brusckke und S. Advani, „A Finite Element/Control Volume Approach to Mold Filling in Anisotropic Porous Media,“ *Polymer Composites*, Bd. 11, Nr. 6, pp. 398-405, 1990.
- [52] W. Chang und N. Kikuchi, „Analysis of non-isothermal mold filling process in Resin Transfer Molding (RTM) and Structural Reaction Injection Molding (SRIM),“ *Computational Mechanics*, Bd. 16, pp. 22-35, 1995.
- [53] W. Ashe und R. Dunleavy, „Processing and Testing of Reaction Injection Molding Urethanes,“ in *ASTM Special Technical Publication*, 1981.
- [54] K. van Rijswijk, S. Lindstedt, D. P. N. Vlasveld, H. E. N. Bersee und A. Beukers, „Reactive processing of anionic polyamide-6 for application in fiber composites: A comparative study with melt processed polyamides and nanocomposites,“ *Polymer Testing*, Bd. 25, Nr. 7, pp. 873-887, 2006.

- [55] K. van Rijswijk und H. E. Bersee, „Reactive processing of textile fiber-reinforced thermoplastic composites – An overview,“ *Composites: Part A*, Bd. 38, Nr. 3, pp. 666-681, 2007.
- [56] K. van Rijswijk, J. J. E. Teuwen, H. E. N. Bersee und A. Beukers, „Textile fiber-reinforced anionic polyamide-6 composites. Part I: The vacuum infusion process,“ *Composites: Part A*, Bd. 40, Nr. 1, pp. 1-10, 2009.
- [57] J. J. E. Teuwen, K. van Rijswijk, H. E. N. Bersee und A. Beukers, „Effect of Fibre Textile Reinforcement on Anionic Polyamide-6 Composite Properties,“ in *16th International Conference on Composite Materials*, Kyoto, 2007.
- [58] F. Manis, Charakterisierung von Hochleistungsverbundwerkstoffen aus anionischem Polyamid 6 im reaktiven Spritzgussprozess, KIT: Studienarbeit, 2012, pp. 13-14.
- [59] K. van Rijswijk, H. E. ... Bersee, A. Beukers, S. J. Picken und A. A. van Geenen, „Optimisation of anionic polyamide-6 for vacuum infusion of thermoplastic composites: Influence of polymerisation temperature on matrix properties,“ *Polymer Testing*, Bd. 25, Nr. 3, pp. 392-404, 2006.
- [60] K. van Rijswijk, H. E. N. Bersee, W. F. Jager und S. J. Picken, „Optimisation of anionic polyamide-6 for vacuum infusion of thermoplastic composites: choice of activator and initiator,“ *Composites: Part A*, Bd. 37, Nr. 6, pp. 949-956, 2006.
- [61] R. M. Jones, *Mechanics of Composite Materials (2nd Ed.)*, London: Tayler & Francis Ltd., 1999.
- [62] P. Wambua, J. Ivens und I. Verpoest, „Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics?,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 63, Nr. 9, pp. 1259-1264, 2003.
- [63] G. W. Ehrenstein, *Faserverbund-Kunststoffe*, München: Carl Hanser Verlag, 2006.
- [64] P. M. Wambua und R. Anandjiwala, „A Review of Preforms for the Composites Industry,“ *Journal of Industrial Textiles*, Bd. 40, Nr. 4, pp. 310 - 333, 2011.
- [65] S. M. Lee, *Handbook of composite reinforcements*, California: Wiley-VCH, 1992.

- [66] M. Flemming, G. Ziegmann und S. Roth, Faserverbundbauweisen - Fasern und Matrices, Berlin: Springer-Verlag, 1995.
- [67] A. A. Griffith, „The phenomena of rupture and flow in solids,“ *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A*, Bd. 221, pp. 163 - 198, 1921.
- [68] F. O. Andereg, „Strength of Glass Fiber,“ *Industrial & Engineering Chemistry*, Bd. 31, Nr. 3, pp. 290 - 298, 1939.
- [69] G. W. Ehrenstein, Polymer Werkstoffe: Struktur - Eigenschaften - Anwendung 3. Aufl., München: Carl Hanser Verlag, 2011.
- [70] Huntsman, „Sicherheitsdatenblatt XB 3458 CH Haerter,“ 2008.
- [71] B. Tieke, Makromolekulare Chemie, Weinheim: VCH Verlagsgesellschaft mbH, 1997.
- [72] P. I. Karkanias, I. K. Partridge und D. Attwood, „Modelling the cure of a commercial epoxy resin for applications in resin transfer moulding,“ *Polymer International*, Bd. 41, Nr. 2, pp. 183 - 191, 1996.
- [73] C. Schrempf, „Harz-Härter Beschleuniger,“ *Kunststoffe*, Bd. 85, pp. 380-383, 1995.
- [74] W. Fisch und W. Hofmann, „Chemischer Aufbau von gehärteten Epoxyharzen,“ *Die Makromolekulare Chemie*, Bd. 44, Nr. 1, pp. 8-23, 1961.
- [75] S. Mohammadian-Gezaz, I. Ghasemi und A. Oromiehie, „Preparation of anionic polymerized polyamide 6 using internal mixer: The effect of styrene maleic anhydride as a macroactivator,“ *Polymer Testing*, Bd. 28, Nr. 5, pp. 534-542, 2009.
- [76] R. S. Dave, R. L. Kruse, L. R. Stebbins und K. Udipi, „Polyamides from lactams via anionic ring-opening polymerization: 2. Kinetics,“ *Polymer*, Bd. 38, Nr. 4, pp. 939 - 947, 1997.
- [77] K. Udipi, R. S. Dave, R. L. Kruse und L. R. Stebbins, „Polyamides from lactams via anionic ring-opening polymerization: I. Chemistry and some recent findings,“ *Polymer*, Bd. 38, Nr. 4, pp. 927 - 938, 1997.

- [78] P. R. Hornsby, J. F. Tung und K. Tarverdi, „Characterization of polyamide 6 made by reactive extrusion. I. Synthesis and characterization of properties,“ *Journal of Applied Polymer Science*, Bd. 53, Nr. 7, pp. 891 - 897, 1994.
- [79] A. Godara, L. Gorbatikh, G. Kalinka, A. Warriier, O. Rochez, L. Mezzo, F. Luizi, A. W. v. Vuure, S. V. Lomov und I. Verpoest, „Interfacial shear strength of a glass fiber/epoxy bonding in composites modified with carbon nanotubes,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 70, pp. 1346-1352, 2010.
- [80] J. L. Thomason, „The interface region in glass fibre-reinforced epoxy resin composites: 1. Sample preparation, void content and interfacial strength,“ *Composites*, Bd. 26, Nr. 7, pp. 467-475, 1995.
- [81] K. L. Mittal, „The Role of the Interface in Adhesion Phenomena,“ *Polymer Engineering and Science*, Bd. 17, Nr. 7, pp. 467-473, 1977.
- [82] S. Sterman und J. G. Marsden, „Silane Coupling Agents,“ *Reinforced Plastics Symposium*, Bd. 58, Nr. 3, pp. 33-37, 1966.
- [83] A. T. DiBenedetto, „Tailoring of interfaces in glass fiber reinforced polymer composites: a review,“ *Materials Science and Engineering: A*, Bd. 302, Nr. 1, pp. 74 - 82, 2001.
- [84] E. P. Plueddemann, „Adhesion Through Silane Coupling Agents,“ *The Journal of Adhesion*, Bd. 2, Nr. 3, pp. 184-201, 1970.
- [85] W. M. Cross, F. Johnson, J. Mathison, C. Griswold und J. J. Kellar, „The Effect of Interphase Curing on Interphase Properties and Formation,“ *The Journal of Adhesion*, Bd. 78, Nr. 7, pp. 571 - 590, 2002.
- [86] C. Griswold, W. M. Cross, L. Kjerengtroen und J. J. Kellar, „Interphase variation in silane-treated glass-fiber-reinforced epoxy composites,“ *Journal of Adhesion Science and Technology*, Bd. 19, Nr. 3 - 5, pp. 279 - 290, 2005.
- [87] T. Downing, R. Kumar, W. Cross, L. Kjerengtroen und J. Kellar, „Determining the interphase thickness and properties in polymer matrix composites using phase imaging atomic force microscopy and nanoindentation,“ *Journal of Adhesion Science and Technology*, Bd. 14, Nr. 14, pp. 1801-1812, 2000.

- [88] X. Bian, L. Ambrosio, J. Kenny, L. Nicolais und A. DiBenedetto, „Effect of Water Absorption on the Behaviour of E-Glass Fiber/Nylon-6 Composites,“ *Polymer Composites*, Bd. 12, Nr. 5, pp. 333-337, 1991.
- [89] L. L. Qian, F. A. Bruce, J. J. Kellar und R. M. Winter, „An instrument for testing interfacial shear strength in polymer matrix composites,“ *Measurement Science and Technology*, Bd. 6, Nr. 7, pp. 1009-1015, 1995.
- [90] E. Mäder, S. Zhandarov, S. Gao, X.-F. Zhou und S. Nutt, „Bond Strength Measurement Between Glass Fibres and Epoxy Resin at Elevated Temperatures Using the Pull-Out and Push-Out Techniques,“ *The Journal of Adhesion*, Bd. 78, Nr. 7, pp. 547-569, 2002.
- [91] H. Wu, D. Dwight und N. Huff, „Effects of Silane Coupling Agents on the Interphase and Performance of Glass-Fiber-Reinforced Polymer Composites,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 57, Nr. 8, pp. 975-983, 1997.
- [92] E. J. H. Chen und B. S. Hsiao, „Effects of Transcrystalline Interphase in Advanced Polymer Composites,“ *Polymer Engineering and Science*, Bd. 32, Nr. 4, pp. 280 - 286, 1992.
- [93] S. Nagae, Y. Otsuka, M. Nishida, T. Shimizu, T. Takeda und S. Yumitori, „Transcrystallization at glass fibre/polypropylene interface and its effect on the improvement of mechanical properties of the composites,“ *Journal of Materials Science Letters*, Bd. 14, Nr. 17, pp. 1234-1236, 1995.
- [94] S. Sterman und J. G. Marsden, „The Effect of Silane Coupling Agents in Improving the Properties of Filled or Reinforced Thermoplastics,“ *Polymer Engineering and Science*, Bd. 6, Nr. 2, pp. 97-112, 1966.
- [95] B. Miller, P. Muri und L. Rebenfeld, „A microbond method for determination of the shear strength of a fibre/resin interface,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 28, Nr. 1, pp. 17-32, 1987.
- [96] G. Kalinka, A. Leistner und A. Hampe, „Characterisation of the fibre/matrix interface in reinforced polymers by the push-in technique,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 51, pp. 845 - 851, 1997.
- [97] S. Feih, K. Wonsyld, D. Minzari, P. Westmann und H. Lilholt, „Testing procedure for the single fiber fragmentation test,“ Risø National Laboratory, Roskilde, Dänemark, 2004.

- [98] Y. Qiu und P. Schwartz, „A new method for study of the fiber-matrix interface in composites: single fiber pull-out from a microcomposite,“ *Journal of Adhesion Science and Technology*, Bd. 5, Nr. 9, pp. 741-756, 1991.
- [99] D. B. Marshall, „An Indentation Method for Measuring Matrix-Fiber Frictional Stresses in Ceramic Composites,“ *Journal of the American Ceramic Society*, Bd. 67, Nr. 12, pp. C259-C260, 1984.
- [100] X.-F. Zhou, H. D. Wagner und S. R. Nutt, „Interfacial properties of polymer composites measured by push-out and fragmentation tests,“ *Composites: Part A*, Bd. 32, Nr. 11, pp. 1543 - 1551, 2001.
- [101] V. Bechel und N. Sottos, „Application of Debond Length Measurements to Examine the Mechanics of Fiber Pushout,“ *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Bd. 46, Nr. 9, pp. 1675-1697, 1998.
- [102] S. Trimula, H. Madanaraj, A. K. Kaw, G. H. Besterfield und J. Ye, „Effect of extrinsic and intrinsic factors on an indentation test,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 33, Nr. 24, pp. 3497 - 3516, 1996.
- [103] M. Kallas, D. Koss, H. Hahn und J. Hellmann, „Interfacial stress state present in a "thin-slice" fibre push-out test,“ *Journal of Materials Science*, Bd. 27, pp. 3821-3826, 1992.
- [104] H. D. Wagner, H. E. Gallis und E. Wiesel, „Study of the interface in Kevlar 49-epoxy composites by means of microbond and fragmentation tests: effects of materials and testing variables,“ *Journal of Materials Science*, Bd. 28, Nr. 8, pp. 2238 - 2244, 1993.
- [105] E. V. Pisanova, S. F. Zhandarov und V. A. Dovgyalo, „Adhesive strength in thermoplastic polymer-thin fiber systems. Measured value as a function of the testing method,“ *Mechanics of Composite Materials*, Bd. 29, Nr. 2, pp. 175-180, 1993.
- [106] M. J. Pitkethly, J. P. Favre, U. Gaur, J. Jakubowski, S. F. Mudrich, D. L. Caldwell, L. T. Drzal, M. Nardin, H. D. Wagner, L. Di Landro, A. Hampe, J. P. Armistead, M. Desaegeer und I. Verpoest, „A round-robin programme on interfacial test methods,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 48, Nr. 1-4, pp. 205-214, 1993.

- [107] S. F. Zhandarov und E. V. Pisanova, „The local bond strength and its determination by fragmentation and pull-out tests,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 57, Nr. 8, pp. 957 - 964, 1997.
- [108] H. L. Cox, „The Elasticity and Strength of Paper and Other Fibrous Materials,“ *British Journal of Applied Physics*, Bd. 3, pp. 72 - 79, 1952.
- [109] L. N. McCartney, „New theoretical model of stress transfer between fibre and matrix in a uniaxially fibre-reinforced composite,“ *Proceedings of the Royal Society A*, Bd. 425, Nr. 1868, pp. 215-244, 1989.
- [110] L. S. Sigl und A. G. Evans, „Effects of residual stress and frictional sliding on cracking and pull-out in brittle matrix composites,“ *Mechanics of Materials*, Bd. 8, Nr. 1, pp. 1-12, 1989.
- [111] R. Kerans und T. Parthasarathy, „Theoretical Analysis of the Fiber Pullout and Pushout Tests,“ *Journal of the American Ceramic Society*, Bd. 74, Nr. 7, pp. 1585-1596, 1991.
- [112] J. A. Nairn, „On the use of shear-lag methods for analysis of stress transfer in unidirectional composites,“ *Mechanics of Materials*, Bd. 26, Nr. 2, pp. 63-80, 1997.
- [113] A. Kelly und G. J. Davies, „The Principles of the Fibre Reinforcement of Metals,“ *International Materials Reviews*, Bd. 10, Nr. 1, pp. 1 - 77, 1965.
- [114] T. H. Courtney, *Mechanical Behavior of Materials*, New York: McGraw-Hill, 1990.
- [115] J. L. Thomason, M. A. Vlug, G. Schipper und H. G. L. T. Krikort, „Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: Part 3. Strength and strain failure,“ *Composites Part A*, Bd. 27, Nr. 11, pp. 1075-1084, 1996.
- [116] S.-Y. Fu, B. Lauke, E. Mäder, C.-Y. Yue und X. Hu, „Tensile properties of short-glass-fiber- and short-carbon-fiber-reinforced polypropylene composites,“ *Composites: Part A*, Bd. 31, pp. 1117 - 1125, 2000.
- [117] S.-Y. Fu und B. Lauke, „Effects of Fiber Length and Fiber Orientation Distributions on the Tensile Strength of Short-Fiber-Reinforced Polymers,“ *Composite Science and Technology*, Bd. 56, pp. 1179 - 1190, 1996.
- [118] W. Voigt, *Lehrbuch der Kristallphysik*, Berlin: B.G. Teubner, 1928.

- [119] A. Reuss, „Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle,“ *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, Bd. 9, Nr. 1, pp. 49-58, 1929.
- [120] R. Hill, „The Elastic Behaviour of a Crystalline Aggregate,“ *Proceedings of the Physical Society A*, Bd. 65, Nr. 5, pp. 349 - 354, 1952.
- [121] R. Hill, „Elastic properties of reinforced solids: Some theoretical principles,“ *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Bd. 11, Nr. 5, pp. 357 - 372, 1963.
- [122] Z. Hashin, „The Elastic Moduli of Heterogeneous Materials,“ Office of Naval Research, Cambridge, 1960.
- [123] Z. Hashin und S. Shtrikman, „A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials,“ *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Bd. 11, Nr. 2, pp. 127 - 140, 1963.
- [124] J. D. Eshelby, „The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems,“ *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences.*, Bd. 241, Nr. 1226, pp. 376 - 396, 1957.
- [125] O. Ishai und L. J. Cohen, „Elastic properties of filled and porous epoxy composites,“ *International Journal of Mechanical Sciences*, Bd. 9, Nr. 8, pp. 539 - 546, 1967.
- [126] J. Qu, „Eshelby Tensor for an Elastic Inclusion With Slightly Weakened Interface,“ *Journal of Applied Mechanics*, Bd. 60, Nr. 4, pp. 1048-1050, 1993.
- [127] J. Qu, „The effect of slightly weakened interfaces on the overall elastic properties of composite materials,“ *Mechanics of Materials*, Bd. 14, Nr. 4, pp. 269-281, 1993.
- [128] Z. Hashin, „Analysis of Composite Materials - A Survey,“ *Journal of Applied Mechanics*, Bd. 50, Nr. 3, pp. 481 - 505, 1983.
- [129] T. H. Hahn, „Fatigue Behavior and Life Prediction of Composite Laminates,“ in *Composite Materials: Testing and Design (Fifth Conference)*, ASTM STP 674, S. W. Tsai, Hrsg., American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 383 - 417.

- [130] M. Ibnabdeljalil und W. A. Curtin, „Strength and reliability of fiber-reinforced composites: Localized load-sharing and associated size effects,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 34, Nr. 21, pp. 2649 - 2668, 1997.
- [131] W. A. Curtin und N. Takeda, „Tensile Strength of Fiber-Reinforced Composites: II. Application to Polymer Matrix Composites,“ *Jural of Composite Materials*, Bd. 32, Nr. 22, pp. 2060 - 2081 , 1998.
- [132] H. Haferkamp, *Glasfaserverstärkte Kunststoffe*, Düsseldorf: VDI-Verlag GmbH, 1970.
- [133] P. K. Mallick, „Effect of Fiber Misorientation on the Tensile Strength of Compression Molded Continuous Fiber Composites,“ *Polymer Composites*, Bd. 7, Nr. 1, pp. 14-18, 1986.
- [134] C. R. Schultheisz und A. M. Waas, „Compressive failure of composites, part I: Testing and micromechanical theories,“ *Progress in Aerospace Sciences*, Bd. 32, Nr. 1, pp. 1-42, 1996.
- [135] K. H. Lo und E. S.-M. Chim, „Compressive Strength of Unidirectional Composites,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Bd. 11, Nr. 8, pp. 838-896, 1992.
- [136] B. W. Rosen, „Mechanics of Composite Strengthening,“ in *ASM Seminar on Fiber Composite Materials*, Philadelphia, 1964.
- [137] N. A. Fleck, „Compressive Failure of Fiber Composites,“ *Advances in Applied Mechanics*, Bd. 33, pp. 43 - 117, 1997.
- [138] J. R. Lager und R. R. June, „Compressive Strength of Boron-Epoxy Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 3, Nr. 1, pp. 48-56, 1969.
- [139] L. Greszczuk, „Microbuckling Failure of Circular Fiber-Reinforced Composites,“ *AIAA Journal*, Bd. 13, Nr. 10, pp. 1311 - 1318, 1975.
- [140] P. S. Steif, „A Simple Model for the Compressive Failure of Weakly Bonded, Fiber-Reinforced Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 22, Nr. 9, pp. 818-828, 1988.
- [141] D. C. Lagoudas, I. Tadjbakhsh und N. Fares, „A New Approach to Microbuckling of Fibrous Composites,“ *Journal of Applied Mechanics*, Bd. 58, Nr. 2, pp. 473-479, 1991.

- [142] S. R. Frost, „Compressive Behaviour of Long-Fibre Unidirectional Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 26, Nr. 8, pp. 1151 - 1172, 1992.
- [143] Y. L. Xu und K. L. Reifsnider, „Micromechanical Modeling of Composite Compressive Strength,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 27, Nr. 6, pp. 572 - 588, 1993.
- [144] N. K. Naik und R. S. Kumar, „Compressive strength of unidirectional composites: evaluation and comparison of prediction models,“ *Composite Structures*, Bd. 46, Nr. 3, pp. 299-308, 1999.
- [145] B. Budiansky, „Micromechanics,“ *Computers & Structures*, Bd. 16, Nr. 1 - 4, pp. 3 - 12, 1983.
- [146] D. C. Lagoudas und A. M. Saleh, „Compressive Failure due to Kinking of Fibrous Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 27, Nr. 1, pp. 83-106, 1993.
- [147] C. González und J. Llorca, „Mechanical behavior of unidirectional fiber-reinforced polymers under transverse compression: Microscopic mechanisms and modeling,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 67, Nr. 13, pp. 2795 - 2806, 2007.
- [148] E. Totry, C. González und J. Llorca, „Failure locus of fiber-reinforced composites under transverse compression and out-of-plane shear,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 68, Nr. 3-4, pp. 829-839, 2008.
- [149] E. Totry, C. González und J. Llorca, „Prediction of the failure locus of C/PEEK composites under transverse compression and longitudinal shear through computational micromechanics,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 68, Nr. 15-16, pp. 3128-3136, 2008.
- [150] R. Talreja und C. V. Singh, *Damage and failure of composite materials*, Cambridge: Cambridge University Press, 2012.
- [151] J. Lemaitre und J.-L. Chaboche, „Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement,“ *Journal de Mécanique appliquée*, Bd. 2, Nr. 3, pp. 317-365, 1978.
- [152] P. Ladeveze und E. LeDantec, „Damage modelling of the elementary ply for laminated composites,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 43, Nr. 3, pp. 257-267, 1992.

- [153] S. G. Lim und C. S. Hong, „Prediction of Transverse Cracking and Stiffness Reduction in Cross-Ply Laminated Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 23, Nr. 7, pp. 695-713, 1989.
- [154] A. L. Highsmith und K. L. Reifsnider, „Stiffness-Reduction Mechanisms in Composite Laminates,“ in *Damage in Composite Materials, ASTM STP 775*, K. L. Reifsnider, Hrsg., American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 103 - 117.
- [155] R. Talreja, „Transverse Cracking and Stiffness Reduction in Composite Laminates,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 19, Nr. 4, pp. 355-375, 1985.
- [156] A. Puck, Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten : Modelle für die Praxis, München: Hanser, 1996.
- [157] Z. Hashin, „Analysis of stiffness reduction of cracked cross-ply laminates,“ *Engineering Fracture Mechanics*, Bd. 25, Nr. 5 - 6, pp. 771 - 778, 1986.
- [158] M. N. Nahas, „Survey of Failure and Post-Failure Theories of Laminated Fiber-Reinforced Composites,“ *Journal of Composites Technology and Research*, Bd. 8, Nr. 4, pp. 138-153, 1986.
- [159] S. Kyriakides, R. Arseculeratne, E. J. Perry und K. M. Liechti, „On the compressive failure of fiber reinforced composites,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 32, Nr. 6 - 7, pp. 689 - 738, 1995.
- [160] M. S. Madhukar und L. T. Drzal, „Fiber-Matrix Adhesion and Its Effect on Composite Mechanical Properties. III. Longitudinal (0°) Compressive Properties of Graphite/Epoxy Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 26, Nr. 3, pp. 310-333, 1992.
- [161] K. L. Reifsnider und F. Mirzadeh, „Compressive Strength and Mode of Failure of 8H Celion 3000/PMR15 Woven Composite Material,“ *Journal of Composites Technology and Research*, Bd. 10, Nr. 4, pp. 156-164, 1988.
- [162] S.-F. Hwang und S.-M. Huang, „Postbuckling behavior of composite laminates with two delaminations under uniaxial compression,“ *Composite Structures*, Bd. 68, Nr. 2, pp. 157 - 165, 2005.

- [163] S.-F. Hwang und G.-H. Liu, „Experimental Study for Buckling and Postbuckling Behaviors of Composite Laminates with Multiple Delaminations,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Bd. 21, Nr. 4, pp. 333 - 349, 2002.
- [164] L. Ye, „Role of matrix resin in delamination onset and growth in composite laminates,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 33, Nr. 4, pp. 257 - 277, 1988.
- [165] A. S. Khan, O. U. Colak und P. Centala, „Compressive failure strengths and modes of woven S2-glass reinforced polyester due to quasi-static and dynamic loading,“ *International Journal of Plasticity*, Bd. 18, Nr. 10, pp. 1337 - 1357, 2002.
- [166] N. V. De Carvalho, S. T. Pinho und P. Robinson, „An experimental study of failure initiation and propagation in 2D woven composites under compression,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 71, Nr. 10, pp. 1316 - 1325, 2011.
- [167] K. B. Breiling und D. O. H. Adams, „Effects of Layer Nesting on Compression-Loaded 2-D Woven Textile Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 30, Nr. 15, pp. 1710 - 1728, 1996.
- [168] S. T. Pinho, R. Gutkin, S. Pimenta, N. V. De Carvalho und P. Robinson, „On longitudinal compressive failure of carbon-fibre-reinforced polymer: from unidirectional to woven, and from virgin to recycled,“ *Philosophical Transactions of the Royal Society A*, Bd. 370, Nr. 1965, pp. 1871-1895, 2012.
- [169] R. E. Swain, J. S. Elmore, J. J. Lesko und K. L. Reifsnider, „The role of fiber, matrix, and interphase in the compressive static and fatigue behavior of polymeric matrix composite laminates,“ in *Compression Response of Composite Structures, ASTM STP 1185*, S. E. Groves und A. L. Highsmith, Hrsg., Philadelphia, American Society for Testing and Materials, 1994, pp. 205 - 227.
- [170] K. Friedrich, Hrsg., *Application of fracture mechanics to composite materials*, Amsterdam: Elsevier Science Publishers B.V., 1989.
- [171] N. Sela und O. Ishai, „Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials: a review,“ *Composites*, Bd. 20, Nr. 5, pp. 423-435, 1989.

- [172] P. Davies, B. R. K. Blackman und A. J. Brunner, „Standard Test Methods for Delamination Resistance of Composite Materials: Current Status,“ *Applied Composite Materials*, Bd. 5, Nr. 6, pp. 345 - 364, 1998.
- [173] D. Gross und T. Seelig, Bruchmechanik, 4. Aufl. Hrsg., Berlin: Springer-Verlag, 2007.
- [174] J. M. Whitney, C. E. Browning und W. Hoogsteden, „A Double Cantilever Beam Test for Characterizing Mode I Delamination of Composite Materials,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Bd. 1, Nr. 4, pp. 297 - 313, 1982.
- [175] S. Hashemi, A. J. Kinloch und J. G. Williams, „Corrections needed in double-cantilever beam tests for assessing the interlaminar failure of fibre composites,“ *Journal of material science letters*, Bd. 8, Nr. 2, pp. 125 - 129, 1989.
- [176] P. Davies und M. L. Benzeggagh, „Interlaminar Mode-I Fracture Testing,“ in *Application of fracture mechanics to composite materials*, K. Friedrich, Hrsg., Amsterdam, Elsevier Science Publisher B.V., 1989, pp. 81 - 112.
- [177] L. A. Carlsson, J. W. Gillespie Jr und R. B. Pipes, „On the Analysis and Design of the End Notched Flexure (ENF) Specimen for Mode II Testing,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 20, Nr. 6, pp. 594 - 604, 1986.
- [178] L. A. Carlsson und J. W. Gillespie Jr, „Mode-II interlaminar fracture of composites,“ in *Application of fracture mechanics to composite materials*, K. Friedrich, Hrsg., Amsterdam, Elsevier Science Publisher B.V., 1989, pp. 113 - 157.
- [179] J. R. Reeder und J. R. J. Crews, „Mixed- Mode Bending Method for Delamination Testing,“ *AIAA Journal*, Bd. 28, Nr. 7, pp. 1270-1276, 1990.
- [180] M. L. Benzeggagh und M. Kenane, „Measurement of Mixed-Mode Delamination Fracture Toughness of unidirectional Glass/Epoxy Composites with Mixed-Mode Bending Apparatus,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 56, Nr. 4, pp. 439 - 449, 1996.
- [181] S. Hashemi, A. J. Kinloch und J. G. Williams, „Mechanics and Mechanisms of Delamination in a Poly(ether sulphone)- Fibre Composite,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 37, Nr. 4, pp. 429 - 462, 1990.

- [182] A. Szekrenyes und J. Uj, „Mode-II fracture in E-glass-polyester composite,“ *Composite Materials*, Bd. 39, Nr. 19, pp. 1747-1768, 2005.
- [183] S. Hashemi, A. J. Kinloch und J. G. Williams, „The Effects of Geometry, Rate and Temperature on the Mode I, Mode II and Mixed-Mode I/II Interlaminar Fracture of Carbon- Fibre/Poly(ether-ether ketone) Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 24, Nr. 9, pp. 918 - 956, 1990.
- [184] R. H. Martin, „Delamination Characterization of Woven Glass/Polyester Composites,“ *Journal of Composites Technology and Research*, Bd. 19, Nr. 1, pp. 20-28, 1997.
- [185] N. Alif, L. A. Carlsson und J. W. J. Gillespie, „Mode I, Mode II, and Mixed Mode interlaminar fracture of woven fabric carbon/epoxy,“ in *Composite Materials: Testing and Design, Thirteenth Volume, ASTM STP 1242*, 13 Hrsg., S. J. Hopper, Hrsg., American Society for Testing and Materials, 1997, pp. 82 - 106.
- [186] J. Qu und M. Cherkaoui, *Fundamentals of Micromechanics of Solids*, New Jersey: John Wiley & Sons, 2006.
- [187] J.-M. Berthelot, *Composite Materials: Mechanical Behavior and Structural Analysis*, New York: Springer-Verlag, 1999.
- [188] T. Mura, *Micromechanics of Defects of Solids*, Dordrecht: Martinus Nijhoff Publisher, 1987.
- [189] T. Mori und K. Tanaka, „Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions,“ *Acta Metallurgica*, Bd. 21, Nr. 5, pp. 571-574, 1973.
- [190] C. Zweben, W. S. Smith und M. W. Wardle, „Test Methods for Fiber Tensile Strength, Composite Flexural Modulus, and Properties of Fabric-Reinforced Laminates,“ in *Composite Materials: Testing and Design (Fifth Conference)*, ASTM STP 674, S. W. Tsai, Hrsg., American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 228 - 262.
- [191] INTERGLAS Technologies AG, „Datenblatt 92146 FK800,“ 2007.
- [192] Huntsman, „Datenblatt Resin XB 3585 / Hardener XB 3458,“ 2004.

- [193] Brüggemann Chemical, „Technisches Datenblatt Brüggolen C 10,“ Heilbronn, 2007.
- [194] Brüggemann Chemical, „Technisches Datenblatt Brüggolen C 20 / C 20 P,“ Heilbronn, 2007.
- [195] DIN EN ISO 14125, „Bestimmung der Biegeeigenschaften,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 1998.
- [196] M. Álvarez Copano, Determination of the Interfacial Shear Strength of Glass Fiber Reinforced Polymers Using the Push-Out Test, KIT: Master thesis, 2012.
- [197] ASTM D 6671/D 6671M-06, „Standard Test Method for Mixed Mode I-Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites,“ ASTM, 2006.
- [198] DIN EN 6033, „Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate Mode I,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 1996.
- [199] DIN EN 6034, „Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate Mode II,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 1996.
- [200] DIN 7954, „Beschlagteile: Gerollte Scharniere,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 1983.
- [201] DIN EN ISO 1110, „Polyamide: Beschleunigte Konditionierung von Probekörpern,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 1998.
- [202] DIN EN ISO 1973, „Fasern: Bestimmung der Feinheit Gravimetrisches Verfahren und Schwingungsverfahren,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 1995.
- [203] DIN EN ISO 527-5, „Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 5: Prüfbedingungen für unidirektional faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 1997.
- [204] J.-M. Gebert, Intrinsische Risse und Poren in Kohlenstoff Verbundwerkstoffen, Dissertation am KIT: Shaker Verlag, 2011.
- [205] A. Wanner, „Elastic modulus measurements of extremely porous ceramic materials by ultrasonic phase spectroscopy,“ *Materials Science and Engineering: A*, Bd. 248, Nr. 1-2, pp. 35-43, 1998.

- [206] DIN EN ISO 14126, „Bestimmung der Druckeigenschaften in der Laminebene,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2000.
- [207] M. Merzkirch, K. A. Weidenmann, E. Kerscher, D. Löhe, D. Pietzka, M. Schikorra und A. E. Tekkaya, „Mechanical Properties of Hybrid Composite Extrusions of an Aluminum-Alumina Wire Reinforced Aluminum Alloy,“ in *Materials Science and Technology*, Pittsburgh, Pennsylvania, 2008.
- [208] A. Ohl, M. Merzkirch, M. Grigo, B. Butz und K. A. Weidenmann, „Präparation von Dünnschliffen aus langfaserverstärkten Verbundwerkstoffen mit Polymer- oder Aluminiummatrizes zur Bestimmung der Grenzflächenscherfestigkeit mittels Push-Out Test,“ *Praktische Metallographie Sonderband 41*, pp. 99 - 104, 2009.
- [209] R. Ermel, T. Beck und E. Kerscher, „Analysis of failure behaviour of carbon/carbon composite made by chemical vapour infiltration considering fibre, matrix and interface properties,“ *International Journal of Materials Research*, Bd. 97, Nr. 10, pp. 1401 - 1409, 2006.
- [210] D. Treber, Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate von glasfaserverstärkten Polymeren, KIT: Bachelorarbeit, 2013.
- [211] ASTM D3379-75(1989)e1, „Standard Test Method for Tensile Strength and Young's Modulus for High-Modulus Single-Filament Materials,“ ASTM, 1989.
- [212] F. A. Silva, N. Chawla und R. D. T. Filho, „Tensile behavior of high performance natural (sisal) fibers,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 68, Nr. 15-16, pp. 3438-3443, 2008.
- [213] W. Weibull, A Statistical Theory of the Strength of Materials, Bd. 151, Ingeniörsvetenskapsakademiens Handlingsgar, Hrsg., Generalstabens litografiska anstalts förlag, 1939.
- [214] W. Weibull, „A statistical distribution function of wide applicability,“ *Journal of Applied Mechanics*, Bd. 18, Nr. 3, pp. 293 - 297, 1951.
- [215] G. Menges, E. Haberstroh, W. Michaeli und E. Schmachtenberg, Menges Werkstoffkunde Kunststoffe, München: Carl Hanser Verlag, 2011.
- [216] A. G. Every und W. Sachse (volume editors), Handbook of Elastic Properties of Solides, Liquids, and Gases, Volume I Dynamic Methods for Measuring the Elastic Properties of Solids, USA: Academic Press San Diego, 2001.

- [217] C. Bruns, Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von neuartigen RTM-Bauteilen unter Druckbelastung, KIT: Bachelorarbeit, 2012.
- [218] C. H. Hsueh, F. Rebillat, J. Lamon und E. Lara-Curzio, „Analyses of fiber push-out tests performed on Nicalon/SiC composites with tailored interfaces,“ *Composites Engineering*, Bd. 5, Nr. 10 - 11, pp. 1387 - 1401, 1995.
- [219] C. Huang, D. Zhu, X.-D. Cong und W. Kriven, „Carbon-Coated-Glass-Fiber-Reinforced Cement Composites: I, Fiber Pushout and Interfacial Properties,“ *Journal of the American Ceramic Society*, Bd. 80, Nr. 9, pp. 2326-2332, 1997.
- [220] B. Moser, A. Rossoll, L. Weber, O. Beffort und A. Mortensen, „Transmitted light microscopy of a fibre reinforced metal,“ *Journal of Microscopy*, Bd. 209, Nr. 1, pp. 8-12, 2003.
- [221] V. Bechel und N. Sottos, „A Comparison of Calculated and Measured Debond Lengths From Fiber Push-Out Tests,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 58, pp. 1727-1739, 1998.
- [222] Y. Chai und Y.-W. Mai, „New analysis on the fiber push-out problem with interface roughness and thermal residual stresses,“ *Journal of Materials Science*, Bd. 36, pp. 2095-2104, 2001.
- [223] C. Hoffmann, Grenzflächencharakterisierung von glasfaserverstärkten Kunststoffen, KIT: Bachelorarbeit, 2013.
- [224] J. R. Reeder, „A Criterion to Control Nonlinear Error in the Mixed-Mode Bending Test,“ in *Composite Material: Testing and Design Fourteenth Volume, ASTM STP 1436*, West Conshohocken, ASTM International, 2003, pp. 349-371.
- [225] CES EduPack 2012, „Version 11.9.9,“ Granta Design, Cambridge U.K., 2012.
- [226] T. Ishikawa und T.-W. Chou, „Stiffness and strength behaviour of woven fabric composites,“ *Journal of Materials Science*, Bd. 17, Nr. 11, pp. 3211-3220, 1982.
- [227] Z. Aboura, N. Talbi, S. Allaoui und M. Benzeggagh, „Elastic behavior of corrugated cardboard: experiments and modeling,“ *Composite Structures*, Bd. 63, Nr. 1, p. 53-62, 2004.

- [228] N. Talbi, A. Batti, R. Ayad und Y. Guo, „An analytical homogenization model for finite element modelling of corrugated cardboard,“ *Composite Structures*, Bd. 88, Nr. 2, pp. 280-289, 2009.
- [229] J. Hauck, Simulation, Berechnung und Vergleich experimenteller Ergebnisse von Sandwichprüfverfahren, KIT: Studienarbeit, 2011.
- [230] F. Meraghni, F. Desrumaux und M. Benzeggagh, „Mechanical behaviour of cellular core for structural sandwich panels,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Bd. 30, Nr. 6, pp. 767-779, 1999.
- [231] G. Z. Voyiadjis und P. I. Kattan, *Mechanics of Composite Materials with MATLAB*, Heidelberg: Springer-Verlag GmbH & Co.KG, 2005.
- [232] K.-H. Grote und J. Feldhusen, *Dubbel - Taschenbuch für Maschinenbau 22. Aufl.*, Berlin: Springer-Verlag GmbH, 2007.
- [233] W. A. Curtin und N. Takeda, „Tensile Strength of Fiber-Reinforced Composites: I. Model and Effects of Local Fiber Geometry,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 32, Nr. 22, pp. 2042 - 2059, 1998.
- [234] S. L. Phoenix, M. Ibnabdeljalil und C.-Y. Hui, „Size effects in the distribution for strength of brittle matrix fibrous composites,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 34, Nr. 5, pp. 545-568, 1997.
- [235] S. L. Phoenix und R. Raj, „Overview no. 100 Scalings in fracture probabilities for a brittle matrix fiber composite,“ *Acta Metallurgica et Materialia*, Bd. 40, Nr. 11, pp. 2813-2828, 1992.
- [236] R. M. Christensen, *Mechanics of Composite Materials*, New York: Wiley, 1979.
- [237] M. Papageorgiou, M. Leibold und M. Buss, *Optimierung: Statische, dynamische, stochastische Verfahren für die Anwendung 3. Auflage*, Berlin: Springer Vieweg, 2012.
- [238] S. Feih, E. Boiocchi, G. Mathys, Z. Mathys, A. G. Gibson und A. P. Mouritz, „Mechanical properties of thermally-treated and recycled glass fibres,“ *Composites Part B: Engineering*, Bd. 42, Nr. 3, pp. 350 - 358, 2011.

- [239] C. C. Kao, O. R. Ghita, K. R. Hallam, P. J. Heard und K. E. Evans, „Mechanical studies of single glass fibres recycled from hydrolysis process using sub-critical water,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Bd. 43, Nr. 3, pp. 398 - 406, 2012.
- [240] J. Andersons, R. Joffe, M. Hojo und S. Ochiai, „Glass fibre strength distribution determined by common experimental methods,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 62, Nr. 1, pp. 131 - 145, 2002.
- [241] L. E. Nielsen und R. F. Landel, *Mechanical Properties of Polymers and Composites*, New York: Marcel Dekker, Inc., 1994.
- [242] B. Ashrafi, J. Guan, V. Mirjalili, P. Hubert, B. Simard und A. Johnston, „Correlation between Young’s modulus and impregnation quality of epoxy-impregnated SWCNT buckypaper,“ *Composites Part A*, Bd. 41, Nr. 9, pp. 1184-1191, 2010.
- [243] A. M. Waas und C. R. Schultheisz, „Compressive failure of composites, part II: Experimental studies,“ *Progress in Aerospace Sciences*, Bd. 32, Nr. 1, pp. 43-78, 1996.
- [244] J.-K. Kim, S. Lu und Y.-W. Mai, „Interfacial debonding and fibre pull-out stresses,“ *Journal of Materials Science*, Bd. 29, pp. 554-561, 1994.
- [245] R. Cook und G. Pharr, „Direct Observation and Analysis of Indentation Cracking in Glasses and Ceramics,“ *Journal of the American Ceramic Society*, Bd. 73, Nr. 4, pp. 787-817, 1990.
- [246] B. Brylka, F. Fritzen, T. Böhlke und K. A. Weidenmann, „Influence of micro-structure on fibre push-out tests,“ *Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics*, Bd. 11, Nr. 1, pp. 141-142, 2011.
- [247] C. Marotzke, „The Elastic Stress Field Arising in the Single-Fiber Pull-Out Test,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 50, Nr. 3, pp. 393-405, 1994.
- [248] P. Davies und D. R. Moore, „Glass/Nylon-6.6 composites: Delamination resistance testing,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 38, Nr. 3, pp. 211 - 227, 1990.
- [249] C. Starke, W. Beckert und B. Lauke, „Characterization of the delamination behaviour of composites under mode I- and mode II-loading,“ *Materials Science and Engineering Technology*, Bd. 27, Nr. 2, pp. 80-89, 1996.

- [250] P. J. Hine, B. Brew, R. A. Duckett und I. M. Ward, „Failure mechanisms in continuous carbon-fibre reinforced PEEK composites,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 35, Nr. 1, pp. 31 - 51, 1989.
- [251] M. Kotaki und H. Hamada, „Effect of interfacial properties and weave structure on mode I interlaminar fracture behaviour of glass satin woven fabric composites,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Bd. 28, Nr. 3, pp. 257 - 266, 1997.
- [252] D. Purslow, „Matrix fractography of fibre-reinforced epoxy composites,“ *Composites*, Bd. 17, Nr. 4, pp. 289-303, 1986.
- [253] K. Friedrich, „Fractographic analysis of polymer composites,“ in *Application of fracture mechanics to composite materials*, K. Friedrich, Hrsg., Amsterdam, Elsevier Science Publisher B.V., 1989, pp. 425 - 487.
- [254] N. Alif, L. A. Carlsson und L. Boogh, „The effect of weave pattern and crack propagation direction on mode I delamination resistance of woven glass and carbon composites,“ *Composites Part B: Engineering*, Bd. 29, Nr. 5, pp. 603 - 611, 1998.
- [255] Å. Björk, *Numerical Methods for Least Squares Problems*, Philadelphia: Society for Industrial and Applied Mathematics, 1996.
- [256] P. M. Jelf und N. A. Fleck, „Compression Failure Mechanisms in Unidirectional Composites,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 26, Nr. 18, pp. 2706-2726, 1992.

Schriftenreihe des Instituts für Angewandte Materialien

ISSN 2192-9963

Die Bände sind unter www.ksp.kit.edu als PDF frei verfügbar
oder als Druckausgabe bestellbar.

- Band 1 Prachai Norajitra
Divertor Development for a Future Fusion Power Plant. 2011
ISBN 978-3-86644-738-7
- Band 2 Jürgen Prokop
**Entwicklung von Spritzgießsondervverfahren zur Herstellung
von Mikrobauteilen durch galvanische Replikation.** 2011
ISBN 978-3-86644-755-4
- Band 3 Theo Fett
**New contributions to R-curves and bridging stresses –
Applications of weight functions.** 2012
ISBN 978-3-86644-836-0
- Band 4 Jérôme Acker
**Einfluss des Alkali/Niob-Verhältnisses und der Kupferdotierung
auf das Sinterverhalten, die Strukturbildung und die Mikro-
struktur von bleifreier Piezokeramik ($K_{0,5}Na_{0,5}NbO_3$).** 2012
ISBN 978-3-86644-867-4
- Band 5 Holger Schwaab
**Nichtlineare Modellierung von Ferroelektrika unter
Berücksichtigung der elektrischen Leitfähigkeit.** 2012
ISBN 978-3-86644-869-8
- Band 6 Christian Dethloff
**Modeling of Helium Bubble Nucleation and Growth
in Neutron Irradiated RAFM Steels.** 2012
ISBN 978-3-86644-901-5
- Band 7 Jens Reiser
**Duktilisierung von Wolfram. Synthese, Analyse und
Charakterisierung von Wolframlaminaten aus Wolframfolie.** 2012
ISBN 978-3-86644-902-2
- Band 8 Andreas Sedlmayr
**Experimental Investigations of Deformation Pathways
in Nanowires.** 2012
ISBN 978-3-86644-905-3

- Band 9 Matthias Friedrich Funk
Microstructural stability of nanostructured fcc metals during cyclic deformation and fatigue. 2012
ISBN 978-3-86644-918-3
- Band 10 Maximilian Schwenk
Entwicklung und Validierung eines numerischen Simulationsmodells zur Beschreibung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung am Beispiel von vergütetem 42CrMo4. 2012
ISBN 978-3-86644-929-9
- Band 11 Matthias Merzkirch
Verformungs- und Schädigungsverhalten der verbundstranggepressten, federstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082. 2012
ISBN 978-3-86644-933-6
- Band 12 Thilo Hammers
Wärmebehandlung und Recken von verbundstranggepressten Luftfahrtprofilen. 2013
ISBN 978-3-86644-947-3
- Band 13 Jochen Lohmiller
Investigation of deformation mechanisms in nanocrystalline metals and alloys by in situ synchrotron X-ray diffraction. 2013
ISBN 978-3-86644-962-6
- Band 14 Simone Schreijäg
Microstructure and Mechanical Behavior of Deep Drawing DC04 Steel at Different Length Scales. 2013
ISBN 978-3-86644-967-1
- Band 15 Zhiming Chen
Modelling the plastic deformation of iron. 2013
ISBN 978-3-86644-968-8
- Band 16 Abdullah Fatih Çetinel
Oberflächendefektausheilung und Festigkeitssteigerung von niedruckspritzgegossenen Mikrobiegebalken aus Zirkoniumdioxid. 2013
ISBN 978-3-86644-976-3
- Band 17 Thomas Weber
Entwicklung und Optimierung von gradierten Wolfram/ EUROFER97-Verbindungen für Divertorkomponenten. 2013
ISBN 978-3-86644-993-0
- Band 18 Melanie Senn
Optimale Prozessführung mit merkmalsbasierter Zustandsverfolgung. 2013
ISBN 978-3-7315-0004-9

- Band 19 Christian Mennerich
Phase-field modeling of multi-domain evolution in ferromagnetic shape memory alloys and of polycrystalline thin film growth. 2013
ISBN 978-3-7315-0009-4
- Band 20 Spyridon Korres
On-Line Topographic Measurements of Lubricated Metallic Sliding Surfaces. 2013
ISBN 978-3-7315-0017-9
- Band 21 Abhik Narayan Choudhury
Quantitative phase-field model for phase transformations in multi-component alloys. 2013
ISBN 978-3-7315-0020-9
- Band 22 Oliver Ulrich
Isothermes und thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von Verbundwerkstoffen mit Durchdringungsgefüge (Preform-MMCs). 2013
ISBN 978-3-7315-0024-7
- Band 23 Sofie Burger
High Cycle Fatigue of Al and Cu Thin Films by a Novel High-Throughput Method. 2013
ISBN 978-3-7315-0025-4
- Band 24 Michael Teutsch
Entwicklung von elektrochemisch abgeschiedenem LIGA-Ni-Al für Hochtemperatur-MEMS-Anwendungen. 2013
ISBN 978-3-7315-0026-1
- Band 25 Wolfgang Rheinheimer
Zur Grenzflächenanisotropie von SrTiO₃. 2013
ISBN 978-3-7315-0027-8
- Band 26 Ying Chen
Deformation Behavior of Thin Metallic Wires under Tensile and Torsional Loadings. 2013
ISBN 978-3-7315-0049-0
- Band 27 Sascha Haller
Gestaltfindung: Untersuchungen zur Kraftkegelmethode. 2013
ISBN 978-3-7315-0050-6
- Band 28 Stefan Dietrich
Mechanisches Verhalten von GFK-PUR-Sandwichstrukturen unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung. 2013
ISBN 978-3-7315-0074-2

- Band 29 Gunnar Picht
Einfluss der Korngröße auf ferroelektrische Eigenschaften dotierter $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$ Materialien. 2013
ISBN 978-3-7315-0106-0
- Band 30 Esther Held
Eigenspannungsanalyse an Schichtverbunden mittels inkrementeller Bohrlochmethode. 2013
ISBN 978-3-7315-0127-5
- Band 31 Pei He
On the structure-property correlation and the evolution of Nanofeatures in 12-13.5% Cr oxide dispersion strengthened ferritic steels. 2014
ISBN 978-3-7315-0141-1
- Band 32 Jan Hoffmann
Ferritische ODS-Stähle – Herstellung, Umformung und Strukturanalyse. 2014
ISBN 978-3-7315-0157-2
- Band 33 Wiebke Sittel
Entwicklung und Optimierung des Diffusionsschweißens von ODS Legierungen. 2014
ISBN 978-3-7315-0182-4
- Band 34 Osama Khalil
Isothermes Kurzzeitermüdungsverhalten der hoch-warmfesten Aluminium-Knetlegierung 2618A (AlCu2Mg1,5Ni). 2014
ISBN 978-3-7315-0208-1
- Band 35 Magalie Huttin
Phase-field modeling of the influence of mechanical stresses on charging and discharging processes in lithium ion batteries. 2014
ISBN 978-3-7315-0213-5
- Band 36 Christoph Hage
Grundlegende Aspekte des 2K-Metallpulverspritzgießens. 2014
ISBN 978-3-7315-0217-3
- Band 37 Bartłomiej Albiński
Instrumentierte Eindringprüfung bei Hochtemperatur für die Charakterisierung bestrahlter Materialien. 2014
ISBN 978-3-7315-0221-0
- Band 38 Tim Feser
Untersuchungen zum Einlaufverhalten binärer alpha-Messinglegierungen unter Ölschmierung in Abhängigkeit des Zinkgehaltes. 2014
ISBN 978-3-7315-0224-1

- Band 39 Jörg Ettrich
Fluid Flow and Heat Transfer in Cellular Solids. 2014
ISBN 978-3-7315-0241-8
- Band 40 Melanie Syha
Microstructure evolution in strontium titanate Investigated by means of grain growth simulations and x-ray diffraction contrast tomography experiments. 2014
ISBN 978-3-7315-0242-5
- Band 41 Thomas Haas
Mechanische Zuverlässigkeit von gedruckten und gasförmig abgeschiedenen Schichten auf flexiblem Substrat. 2014
ISBN 978-3-7315-0250-0
- Band 42 Aron Kneer
Numerische Untersuchung des Wärmeübertragungsverhaltens in unterschiedlichen porösen Medien. 2014
ISBN 978-3-7315-0252-4
- Band 43 Manuel Feuchter
Investigations on Joule heating applications by multiphysical continuum simulations in nanoscale systems. 2014
ISBN 978-3-7315-0261-6
- Band 44 Alexander Vondrous
Grain growth behavior and efficient large scale simulations of recrystallization with the phase-field method. 2014
ISBN 978-3-7315-0280-7
- Band 45 Tobias Kennerknecht
Fatigue of Micro Molded Materials – Aluminum Bronze and Yttria Stabilized Zirconia. 2014
ISBN 978-3-7315-0293-7
- Band 46 Christopher Scherr
Elektrochemisches Verhalten von Lithium-Schwefel-Zellen mit unterschiedlicher Kathodenstruktur. 2015
ISBN 978-3-7315-0296-8
- Band 47 Konstantin Frölich
Der Decal-Prozess zur Herstellung katalysatorbeschichteter Membranen für PEM-Brennstoffzellen. 2015
ISBN 978-3-7315-0334-7
- Band 48 Benedikt Haspel
Werkstoffanalytische Betrachtung der Eigenschaften von mittels neuartiger RTM-Fertigungsprozesse hergestellten glasfaserverstärkten Polymerverbunden. 2015
ISBN 978-3-7315-0337-8

KARLSRUHER INSTITUT FÜR TECHNOLOGIE (KIT)
SCHRIFTENREIHE DES INSTITUTS FÜR ANGEWANDTE MATERIALIEN

Für den wirtschaftlichen Einsatz von Verbundwerkstoffen in Großserien sind kurze Prozesstaktzeiten von großem Interesse. Im Rahmen dieser Arbeit wurden Verbundwerkstoffe mit polymerer Matrix betrachtet, die durch modifizierte Fertigungsstrategien des konventionellen Resin Transfer Molding (RTM)-Verfahrens hergestellt wurden. Eine Prozessbewertung erfolgte durch die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften sowie einer analytischen Modellierung.

Es zeigt sich, dass die verschiedenen RTM-Fertigungsprozesse unabhängig vom verwendeten Matrixmaterial von der analytischen Modellierung gut abgebildet werden. Der duroplastische Compression-RTM-Prozess (CRTM) stellt sich hierbei als leistungsstarke Alternative zum konventionellen RTM-Prozess durch vergleichbare mechanische Eigenschaften und deutlich kürzere Taktzeiten heraus. Bei der thermoplastischen Prozessvariante zeigt sich ein nötiger Optimierungsbedarf hinsichtlich der Porosität und der Grenzflächeneigenschaften.

ISSN 2192-9963
ISBN 978-3-7315-0337-8

