

# **IVW - Schriftenreihe Band 105**

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

---

**Henrik Schmidt**

**Experimentelle Charakterisierung  
und rechnerische Vorhersage der  
mechanischen Eigenschaften  
strukturell vernähter Multiaxial-  
gelege-Lamine**

### Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <<http://dnb.ddb.de>> abrufbar.

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available in the Internet at <<http://dnb.ddb.de>>.

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH  
Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer  
Erwin-Schrödinger-Straße  
TU Kaiserslautern, Gebäude 58  
67663 Kaiserslautern  
<http://www.ivw.uni-kl.de>

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Technische Universität Kaiserslautern  
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck

D 386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2013

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.  
ISSN 1615-021X  
ISBN 978-3-944440-01-9

# **Experimentelle Charakterisierung und rechnerische Vorhersage der mechanischen Eigenschaften strukturell vernähter Multiaxialgelege-Lamine**

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
der Technischen Universität Kaiserslautern  
zur Verleihung des akademischen Grades

**Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)**

genehmigte

**Dissertation**

von

Herrn

**Dipl.-Ing. Henrik Schmidt**

aus St. Wendel

Tag der mündlichen Prüfung	30. Oktober 2012
Dekan	Prof. Dr.-Ing. Bernd Sauer
Vorsitzender	Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer
1. Berichterstatter	Priv.-Doz. Dr.-Ing. habil. Norbert Himmel
2. Berichterstatter	Prof. Dr.-Ing. Gerhard Scharr
3. Berichterstatter	Prof. Dr.-Ing. Martin Maier

D 386



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand im Zeitraum von Dezember 2006 bis Dezember 2011 während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung „Berechnung und Konstruktion“ im Kompetenzfeld „Bauweisenentwicklung“ an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) in Kaiserslautern.

Mein besonderer Dank gilt Herrn PD Dr.-Ing. habil. Norbert Himmel für die Förderung und wissenschaftliche Betreuung dieser Arbeit, für das entgegengebrachte Vertrauen, die gewährten notwendigen Freiräume und die Übernahme des ersten Gutachtens. Herrn Prof. Dr.-Ing. Gerhard Scharr und Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Maier danke ich für die Erstellung des zweiten und dritten Gutachtens. Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer bedanke ich mich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes der Prüfungskommission.

Bei der Geschäftsleitung des IVW und den Mitarbeitern bedanke ich mich für die vertrauensvolle und angenehme Zusammenarbeit. Insbesondere die Kollegen der Abteilung „Berechnung und Konstruktion“ trugen aufgrund des freundschaftlichen Arbeitsumfeldes zum Gelingen der Arbeit bei. Persönlich bedanken möchte ich mich bei Matthias Bandler, Marcel Bücker, Bernhard Helfrich, Heiko Heß, Stefan Gabriel, Valentine Kessler, Robert Korb, Michael Magin, Tim Noll, Nicole Motsch, Thomas Pfaff, Sebastian Schmeer und Thomas Schütz für die schöne Zeit am Institut.

Meinen studentischen Hilfskräften, Praktikanten, Diplom- und Studienarbeitern, sowie den Kollegen aus der Werkstatt danke ich für die tatkräftige Unterstützung.

Ein ganz besonderer Dank gebührt meinen Eltern Maria-Katharina und Paul Schmidt, die mir die gesamte Ausbildung ermöglicht haben, und somit die Voraussetzungen für diese Arbeit geschaffen haben. Meiner Lebensgefährtin Lisa Wirtz danke ich von ganzem Herzen für den Rückhalt und die moralische Unterstützung während der gesamten Zeit.

Oberthal, im April 2013

Henrik Schmidt



# Inhaltsverzeichnis

<b>Nomenklatur</b> .....	<b>V</b>
<b>Abbildungsverzeichnis</b> .....	<b>X</b>
<b>Tabellenverzeichnis</b> .....	<b>XVI</b>
<b>Kurzfassung</b> .....	<b>XVIII</b>
<b>Abstract</b> .....	<b>XX</b>
<b>1 Einleitung</b> .....	<b>1</b>
<b>2 Motivation und Zielsetzung</b> .....	<b>5</b>
<b>3 Stand der Forschung</b> .....	<b>7</b>
3.1 Unvernähte und vernähte Multiaxial-Lamine .....	7
3.1.1 Einordnung.....	7
3.1.2 Abschätzung der Elastizitätsgrößen einer unidirektionalen Schicht	10
3.1.3 Kontinuumsmechanische, einzelschichtbasierte Versagensanalyse	10
3.1.4 Experimentelle Bestimmung interlaminarer mechanischer Eigenschaften .....	14
3.1.5 Experimentelle Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von Multifilamentgarnen.....	20
3.1.6 Potentiale und Anwendungen .....	21
3.2 Einheitszellenmodellierung von Faser-Kunststoff-Verbunden .....	28
3.2.1 Vorgehensweise.....	28
3.2.2 Anwendungsbeispiele .....	29
3.3 Zerstörungsfreie Prüfung von Faser-Kunststoff-Verbunden .....	34
<b>4 Methodik</b> .....	<b>36</b>
4.1 Experimentelle Untersuchungen an MAG-Laminaten und Multifilament- Garnen .....	36
4.1.1 MAG-Halbzeuge, strukturelles Vernähen, Laminat- und Probekörperherstellung, Versuchsplan .....	36
4.1.2 Vermessung der durch den strukturellen Nähprozess verursachten Reinharzgebiete .....	39
4.1.3 Mechanische Charakterisierung von Multifilament-E-Glas-Garnen .	40
4.1.4 Intralaminare Zug- und -Druckversuche .....	41
4.1.5 Zugversuche senkrecht zur Laminebene .....	42
4.1.6 Interlaminare Schubversuche.....	50

4.1.7	Kerbdruckversuche .....	51
4.1.8	Schallemissionsanalyse-Messungen.....	52
4.2	Statistische Auswertung der experimentellen Ergebnisse.....	54
4.3	Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter MAG-Lamine .....	54
4.3.1	Abschätzung von Elastizitätskenngrößen strukturell vernähter Lamine, Materialeigenschaften der UD-Einzelschicht .....	54
4.3.2	Randbedingungen .....	63
4.3.3	Festigkeits- und Degradationsanalyse .....	68
4.3.4	Durchgeführte Einheitszellenanalysen .....	72
<b>5</b>	<b>Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen .....</b>	<b>75</b>
5.1	Charakterisierung der durch den Nähprozess entstehenden Reinharzgebiete .....	75
5.2	Bestimmung des relativen Faservolumenanteils .....	77
5.3	Zugversuche an Multifilament-E-Glas-Garnen .....	78
5.4	Intralaminare Zugversuche.....	81
5.5	Intralaminare Druckversuche .....	87
5.6	Zugversuche senkrecht zur Laminebene an MAG-Laminen .....	89
5.7	Interlaminare Schubfestigkeit .....	99
5.8	Kerbdruckfestigkeit von MAG-Laminen mit zentrischer runder Bohrung	104
<b>6</b>	<b>FE-EZ-Modellierung strukturell vernähter MAG-Lamine .....</b>	<b>107</b>
6.1	Abschätzung von 3D-Elastizitätskenngrößen .....	108
6.2	Intralaminare Zug- und -Druckfestigkeit .....	112
6.3	Interlaminare Zugfestigkeit .....	115
6.4	Parameterstudie an strukturell vernähter UD-Schicht .....	119
<b>7</b>	<b>Diskussion .....</b>	<b>121</b>
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung .....</b>	<b>128</b>
<b>Anhang A.....</b>		<b>131</b>
A 1	Experimentelle Charakterisierung von UD-MAG- und MAG-Laminen .....	131
A 2	Experimentelle Charakterisierung von E-Glas-Garnen.....	137
A 3	FE-Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter MAG-Lamine .....	138
<b>Literaturverzeichnis .....</b>		<b>153</b>
<b>Eigene Veröffentlichungen .....</b>		<b>167</b>
<b>Liste betreuter studentischer Arbeiten.....</b>		<b>168</b>
<b>Lebenslauf.....</b>		<b>169</b>



# Nomenklatur

## Abkürzungen

---

μCT	Mikro-Computertomographie
2D	zweidimensional
3D	dreidimensional
AF	Aramid-(Kevlar®)-Faser
APDL	ANSYS Parametric Design Language
ASTM	American Society for Testing and Materials
CAI	Compression after impact
CF	Kohlenstofffaser
CLT	classical laminated plate theory / Klassische Laminattheorie
CNC	Computer Numeric Control
DIN	Deutsches Institut für Normung
DMS	Dehnungsmessstreifen
DNT	double-notch test
EN	Europäische Norm
EP	Epoxidharz
EU	Europäische Union
EZ	Einheitszelle
Fb	Faserbruch
FE	Finite Elemente
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
GF	Glasfaser
HSS	Schnellarbeitsstahl
HTA	high tenacity/ Standard-Kohlenstofffaser
HTS	high tensile strenght / Kohlenstofffaser höherer Zugfestigkeit
ILS	interlaminare Schubfestigkeit
ISO	International Organization for Standardization
ITool	Integrated Tool for Simulation of Textile Composites
LCM	Liquid composite molding
LuFo	Luftfahrtforschungsprogramm
MAG	Multiaxialgelege
Mb	Matrixbruch
MP	Megapixel
OSS	One side stitch
PES	Polyester
PRB	periodische Randbedingungen
PRSEUS	Pultruded rod stitched efficient unitized structures
REM	Rasterelektronenmikroskopie

(Fortsetzung nächste Seite)

### Abkürzungen

RS1	Mikromechanischer Ansatz ohne Berücksichtigung der Querdehnungsbehinderung
RS2	Mikromechanischer Ansatz mit Berücksichtigung der Querdehnungsbehinderung
RTM	Resin transfer molding
SBT	short beam test
SEA	Schallemissionsanalyse
UD	unidirektional
VDI	Verein Deutscher Ingenieure
VE	Vinylesterharz
VRB	Verschiebungsrandbedingungen
Zfb	Zwischenfaserbruch

### Koordinatensysteme

Zeichen	Bedeutung
$x, y, z$	globales kartesisches Laminat-Koordinatensystem
$x_1, x_2, x_3$	natürliches kartesisches Einzelschicht-Koordinatensystem, 1 parallel zur Faserrichtung, 2 quer zur Faserrichtung in der Schichtebene, 3 quer zur Faserrichtung normal zur Schichtebene
$\parallel, \perp$	natürliches kartesisches Einzelschicht-Koordinatensystem, $\parallel$ parallel zur Faserrichtung, $\perp$ quer zur Faserrichtung in und normal zur Schichtebene
$1, n, t$	auf faserparallele Bruchebene bezogenes kartesisches Koordinatensystem, 1 parallel zur Faserrichtung, n quer zur Faserrichtung normal zur Schnitt- oder Bruchebene, t quer zur Faserrichtung in der Schnitt- oder Bruchebene

### Lateinische Symbole

Zeichen	Einheit	Bedeutung
$A$	$[\text{mm}^2]$ ; $[\text{N}/\text{mm}]$ ; [-]	Fehlstellenfläche; Koeffizient der Scheiben-Steifigkeitsmatrix; Einheitszellenfläche
$[A]$	$[\text{N}/\text{mm}]$	Scheiben-Steifigkeitsmatrix
$[ABD]$		Steifigkeitsmatrix des kombinierten Scheiben/Platten-Elements
$[ABD]^{-1}$		Nachgiebigkeitsmatrix des kombinierten Scheiben/Platten-Elements
$B$	$[\text{N}]$ ; [-]	Koeffizient der Koppel-Steifigkeitsmatrix; Einheitszellenfläche
$[B]$	$[\text{N}]$	Koppel-Steifigkeitsmatrix
$c$	[-]; [-]	Kosinusfunktion; Hilfsvariable in mikromechanischem Ansatz nach Hashin
$C$	$[1]$ ; [-]; [-]	Faktor der Spannungsüberhöhung; Nachgiebigkeitsmatrix; Einheitszellenfläche
$D$	$[\text{Nmm}]$	Koeffizient der Platten-Steifigkeitsmatrix

(Fortsetzung nächste Seite)

### Lateinische Symbole

Zeichen	Einheit	Bedeutung
$[D]$	[Nmm]	Platten-Steifigkeitsmatrix
$E$	[MPa]	Elastizitätsmodul
$F$	[N]	Kraft
$f_e$	[1]	Werkstoffanstrengung
$G$	[MPa]	Schubmodul
$GF$	[tex]	Garnfeinheit, Titer
$K$	[-]; [-]	Spannungskonzentrationsfaktor; Hilfsvariable in mikromechanischem Ansatz nach Hashin
$KOS$	[-]	Referenzkoordinatensystem
$l$	[mm]; [mm]	Länge; Fehlstellenlänge
$M$	[N]	Schnittmoment
$n$	[1]	Anzahl
$N$	[N/mm]	Schnittkraft
	[-]	Anzahl
$NR$	[°]	Nährichtung
$p$	[mm]; [1]	Stichlänge; werkstoffspezifischer Neigungsparameter
$PR$	[°]	Prüfrichtung
$R$	[MPa]	Festigkeit
$R^A$	[MPa]	Bruchwiderstand der Wirkebene
$RD$	[tex·cm <sup>-2</sup> ]	$z$ -Verstärkungsdichte
$s$	[mm]; [1]	Teilung, Nahtabstand; Sinusfunktion
$[\bar{S}]$		transformierte Nachgiebigkeitsmatrix
$\bar{S}$		Dehnungstensor
$[S]$		Nachgiebigkeitsmatrix
$t$	[mm]	Dicke
$\bar{T}$		Spannungstensor
$[T]$		Transformationsmatrix
$u$	[mm]	Verschiebung
$v$	[-]	Periodischer Verschiebungsanteil bei Periodischen Randbedingungen
$V$	[mm <sup>3</sup> ]	Volumen der Einheitszelle
$x$	[-]; [-]	Variable; aufgebrauchte Verschiebung bei periodischen Randbedingungen

### Griechische Zeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
$\alpha$	[°]	Faserorientierungswinkel;
$\gamma$	[%]	Schiebung
$\Delta$	[1]	Delta
$\varepsilon$	[%]	Normaldehnung, Dehnungsvektor

(Fortsetzung nächste Seite)

**Griechische Zeichen**

<b>Zeichen</b>	<b>Einheit</b>	<b>Bedeutung</b>
$\kappa$	[%/mm]	Krümmung
$\rho$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte
$\varphi$	[%]	Faservolumengehalt
$\nu$	[1]	Querkontraktionszahl
$\theta$	[°]	Winkel zwischen 2- und n-Richtung
$\sigma$	[MPa]	Normalspannungx
$\sigma_I$	[MPa]	maximale Hauptnormalspannung
$\tau$	[MPa]	Schubspannung
$\psi$	[°]	Winkel zwischen $\tau_{n1}$ und $\tau_{nt}$

**Hochgestellte Indizes**

<b>Zeichen</b>	<b>Bedeutung</b>
+	auf positivem Abschnitt einer Achse im EZ-Koordinatensystem
-	auf negativem Abschnitt einer Achse im EZ-Koordinatensystem
$A$	action plane/Wirkebene
$c$	compression/Druckbeanspruchung
$t$	tension/Zugbeanspruchung

**Tiefgestellte Indizes**

<b>Zeichen</b>	<b>Bedeutung</b>
$\parallel$	parallel zur Faserrichtung
$\perp$	quer zur Faserrichtung in und normal zur Schichtebene
$\psi$	$\psi$ -Richtung
0	Ursprungswert; Bezug auf Neutralebene
0°	0°
1	parallel zur Faserrichtung; Konstante 1
1R	Mode-1-Belastung zur Bestimmung der scheinbaren interlaminaeren Energiefreisetzungsrates vernähter FKV
2	quer zur Faserrichtung in der Schichtebene; Konstante 2; Wiederholung der Schichtung, Wiederholung Laminatschichtung
3	quer zur Faserrichtung, normal zur Schichtebene
16	16 Schichten
deg	degradiert
$e$	effort/Werkstoffanstrengung

(Fortsetzung nächste Seite)

### Tiefgestellte Indizes

Zeichen	Bedeutung
f	Faser
F	Kraft
fp	fracture plane/Bezug auf Bruchebene
G	Garn
<i>GF</i>	Garnfeinheit, Titer
<i>i</i>	Variable
<i>j</i>	Variable
korr	korrigiert, angepasst
Lam	Laminat
m	Matrix
<i>min</i>	Minimum
<i>MN</i>	Masterknoten
n	quer zur Faserrichtung normal zur Schnitt- oder Bruchebene
MW	Messwert
<i>PR</i>	Prüfrichtung
<i>s</i>	Teilung , Nahtabstand
S	symmetrisch
t	quer zur Faserrichtung in Schnitt- oder Bruchebene
unvernäht	unvernähtes Laminat
ult	ultimativ, zum Bruch führend
vernäht	vernähtes Laminat
<i>x, y, z</i>	Achsen des globalen Koordinatensystems

### Mathematische Symbole

Zeichen	Bedeutung
Sgn	Signumfunktion
$ x $	Betrag von $x$
$\bar{x}$	Mittelwert von $x$
1·SA	einfache Standardabweichung

## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1:	Werkstoffanteile am Strukturgewicht ziviler Flugzeuge am Beispiel eines Airbus A350-900 XWB [7] .....	1
Abbildung 1-2:	Preform-LCM-Prozesskette am Beispiel eines CFK-Fensterrahmens für einen Airbus A350 [22]: (a) trockene Faserpreform, (b) Harzinfiltrationswerkzeug und (c) ausgehärtetes Bauteil .....	2
Abbildung 1-3:	Gezielte Steuerung des Schadenswachstums an strukturell vernähten Stringer-Schale-Verbindungen [9]: unvernähte (links) und strukturell vernähte Struktur (rechts) mit gekennzeichnetem Rissverlauf .....	3
Abbildung 3-1:	Preform-LCM-Prozesskette am Beispiel eines CFK-Spantes für einen Transporthubschrauber [12]: (a) endkonturnahe Subpreform-Herstellung, (b) zugeschnittene Subpreform, (c) Fixierung der Gesamtpreform, (d) Gesamtpreform, (e) Preform-Infiltration, (f) ausgehärtetes Bauteil.....	8
Abbildung 3-2:	Einzelschichtspannungen $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \tau_{21}, \tau_{31}$ und $\tau_{32}$ (links) und auf eine um den Winkel $\theta_{fp}$ geneigte Bruchebene transformierte Spannungen $\sigma_n, \tau_{n1}$ und $\tau_{nt}$ (rechts) .....	13
Abbildung 3-3:	Beispiele für die Anwendung der Nähetechnik im Flugzeugbau: (a) Aufnähen von Versteifungselementen auf Schalenstruktur [9], (b) Lasteinleitungsrippe für eine CFK-Landeklappe [16], (c) Pi-Verbindungselement [38], (d) CFK-Türstruktur [36] .....	27
Abbildung 4-1:	Computertomographische Aufnahme einer $+45^\circ$ -Lage eines strukturell vernähten $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminats.....	39
Abbildung 4-2:	Zugprüfung von E-Glas-Garnen: (a) schematischer Versuchsaufbau und (b) Messpunkte zur optischen Dehnungsmessung .....	40
Abbildung 4-3:	Probekörperabmessungen zur Bestimmung der Elastizitäts- (links) und Festigkeitseigenschaften (rechts) von unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten senkrecht zur Laminebene (Laminatdickenangaben für unvernähtes Laminat)	43
Abbildung 4-4:	Prüfvorrichtung zur Bestimmung der Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften von unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten senkrecht zur Laminebene .....	44
Abbildung 4-5:	Bestimmung von Zug-Elastizitätsmodul senkrecht zur Laminebene und Querkontraktionszahl an unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten.....	45
Abbildung 4-6:	FE-Modell, verwendete Materialkennwerte und Vorgehensweise zur Bestimmung von Korrekturfaktoren bei der Messung des interlaminaren Elastizitätsmoduls.....	46

Abbildung 4-7:	Mit FE-Modell ermittelte Korrekturfaktoren für UD- und quasi-isotropes Laminat (oben) bzw. für quasi-isotropes Laminat (unten) in Abhängigkeit von der Prüflänge .....	47
Abbildung 4-8:	Mit FE-Modell analysierter Spannungszustand im kleinsten Probe-körperquerschnitt bei Zugbelastung senkrecht zur Laminebene: (a) taillierter Probekörper zur Festigkeitsbestimmung und (b) DERA-Probekörper [78] zur Bestimmung von Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften.....	49
Abbildung 4-9:	Schematische Darstellung eines Probekörpers und der dazugehörigen Stützvorrichtung zur Bestimmung der interlaminaren Schubfestigkeit von unvernähten und vernähten MAG-Laminaten .....	50
Abbildung 4-10:	Schädigungen in strukturell vernähtem $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminat (links) und Schliffbild eines ungebohrten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats (rechts) .....	52
Abbildung 4-11:	Finite-Elemente-Einheitszellenmodellierung eines strukturell vernähten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats (Konfiguration K4: Garnfeinheit 136 tex, Nahtabstand und Teilung 5,0 mm, Nährichtung parallel $x$ ) .....	56
Abbildung 4-12:	Vorgehensweise zur Vorhersage von räumlichen Elastizitätskenngrößen strukturell vernähter Lamine.....	56
Abbildung 4-13:	Schematische Darstellung des Einheitszellenmodells: Definition der Seitenflächen und -längen sowie der Referenzkoordinatensysteme.....	64
Abbildung 4-14:	Erzeugung des Normaldehnungslastfalls $\varepsilon_x^o$ mit periodischen Randbedingungen nach [148] .....	66
Abbildung 4-15:	Erzeugung des Schublastfalls $\gamma_{xy}^o$ mit periodischen Randbedingungen nach [148] .....	67
Abbildung 4-16:	Vergleich der Verformungszustände einer strukturell vernähten $+45^\circ$ -Schicht aufgrund einer Schubbelastung .....	67
Abbildung 4-17:	Ablauf der in das FE-EZ-Modell implementierten einzelschichtbasierten Versagensanalyse .....	71
Abbildung 4-18:	FE-Modell zur Abschätzung der Zugfestigkeit von unvernähten und strukturell vernähten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten senkrecht zur Laminebene .....	72
Abbildung 5-1:	Verlauf der durch strukturelle Vernähung verursachten Reinharzgebietflächen in Einzelschichten von $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten .....	76
Abbildung 5-2:	Verlauf der durch strukturelle Vernähung verursachten Reinharzgebietbreiten in Einzelschichten von $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten .....	76

Abbildung 5-3:	Durch Wiegen ermittelter relativer Faservolumenanteil von unvernähten und strukturell vernähten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten und dessen Abminderung in Bezug auf die $z$ -Verstärkungsdichte .....	77
Abbildung 5-4:	Lichtmikroskopaufnahme eines 68-tex-E-Glas-Garns im Ausgangszustand (links) und als Oberfaden nach dem Vernähen eines $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Geleges mit einem 68-tex-E-Glas-Unterfaden (rechts), 5fache Vergrößerung .....	78
Abbildung 5-5:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines 68-tex-E-Glas-Garns nach (Oberfaden nach Vernähung, Stichelänge $p = 3,3$ mm) .....	79
Abbildung 5-6:	Einfluss des Nähprozesses auf den Zug-Elastizitätsmodul und die Zugfestigkeit von 68-tex-E-Glas-Garnen bezogen auf das unvernähte Referenzgarn .....	80
Abbildung 5-7:	Einfluss des Nähprozesses auf den Zug-Elastizitätsmodul und die Zugfestigkeit von 136-tex-E-Glas-Garnen bezogen auf das unvernähte Referenzgarn .....	81
Abbildung 5-8:	Experimentell ermittelter intralaminarer Zug-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats .....	83
Abbildung 5-9:	Experimentell ermittelte intralaminare Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats .....	83
Abbildung 5-10:	Spannungs-Dehnungs-Kurven und versuchsbegleitende SEA eines strukturell vernähten (K3, a und c) und eines unvernähten (b und d) $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats bei einachsiger Zugbelastung parallel zur $x$ -Achse (je zwei verschiedene Proben) .....	85
Abbildung 5-11:	Schadensentwicklung bei parallel zur $x$ -Achse zugbelasteten, unvernähten (a-d) und strukturell vernähten (e-h) $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten.....	86
Abbildung 5-12:	Experimentell ermittelter intralaminarer Druck-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats .....	88
Abbildung 5-13:	Experimentell ermittelte intralaminare Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats .....	89
Abbildung 5-14:	Zug-Elastizitätsmodul von unvernähten und strukturell vernähten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten senkrecht zur Laminatenebene bezogen auf unvernähte Referenz .....	90
Abbildung 5-15:	Spannungs-Dehnungsverhalten eines unvernähten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats bei quasi-statischer, einachsiger Zugbelastung senkrecht zur Laminatenebene .....	91
Abbildung 5-16:	Spannungs-Dehnungsverhalten von vernähten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten (K1, K4) bei quasi-statischer, einachsiger Zugbelastung senkrecht zur Laminatenebene .....	92
Abbildung 5-17:	Spannungs-Dehnungsverhalten eines strukturell vernähten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats (K5) bei quasi-statischer, einachsiger Zugbelastung senkrecht zur Laminatenebene .....	93



Abbildung 5-18 - Experimentell anhand quasi-statischer Belastung senkrecht zur Laminebene ermittelte Querkontraktionszahlen von unvernähten und strukturell vernähten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten .....	93
Abbildung 5-19: Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine senkrecht zur Laminebene.....	95
Abbildung 5-20: Bruchbilder von senkrecht zur Laminebene belasteten unvernähten und strukturell vernähten (K5) $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten: (a) (b), (d) und (e) Übersichtsaufnahmen der Bruchflächen, (c) REM-Aufnahme einer unvernähten Probe (600-fache Vergrößerung), (f),(g) REM-Aufnahmen von vernähten Proben: ausgezogenes E-Glas-Garn (200-fache Vergrößerung) und Oberfadenbruch im Verknotungsbereich (100-fache Vergrößerung).....	96
Abbildung 5-21: Spannungs-Zeit-Verhalten von senkrecht zur Laminebene zugbelasteten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten einschließlich versuchsbegleitender Schallemissionsanalyse: (a) unvernähtes Laminat, (b) strukturell vernähtes Laminat .....	98
Abbildung 5-22: Interlaminare Schubfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine bezogen auf unvernähte Referenz .....	99
Abbildung 5-23: Einfluss der Stützvorrichtung auf SEA-Frequenz bei der .....	100
Abbildung 5-24: Interlaminares Schubspannungs-Zeit-Verhalten von unvernähten und strukturell vernähten $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten einschließlich Frequenzen der Schallereignisse aus SEA-Messung .....	102
Abbildung 5-25: Schliffbildaufnahmen von unvernähten und strukturell vernähten Schubprobekörpern (K4) bei Belastung bis 20 (a, d), 80 (b, e) und 90 % (c, f) der jeweiligen mittleren Bruchspannung .....	103
Abbildung 5-26: Bruchbilder einer unvernähten und einer strukturell vernähten Schubprobe: (a) und (d) Übersichtsaufnahme der beiden Versagensbereiche (Seitenansicht), (b) und (e) Draufsicht der Bruchflächen, (c) und (f) REM-Aufnahme (50-fache Vergrößerung) der unmittelbaren Umgebung eines MAG- (c) bzw. eines strukturellen Nähgarns (f).....	104
Abbildung 5-27: Experimentell ermittelte Kerbdruckfestigkeit und Kerbfaktor unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine .....	105
Abbildung 5-28: $\mu$ CT-Aufnahmen einer unvernähten und einer strukturell vernähten (K5) Kerbdruckprobe .....	106
Abbildung 6-1: Vergleich zwischen experimentell ermitteltem und rechnerisch abgeschätztem intralaminarem Zug-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine .....	109

Abbildung 6-2:	Vergleich zwischen experimentell ermitteltem und rechnerisch abgeschätztem interlaminarem Zug-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat (Verwendung experimenteller Garnkennwerte).....	110
Abbildung 6-3:	Einfluss des Elastizitätsmoduls des Nähgarns auf die Abschätzung des interlaminaren Zug-Elastizitätsmoduls unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat .....	112
Abbildung 6-4:	Vergleich zwischen experimentell ermittelter und rechnerisch abgeschätzter intralaminarer Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat .....	113
Abbildung 6-5:	Vergleich zwischen experimentell ermittelter und rechnerisch abgeschätzter intralaminarer Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat .....	114
Abbildung 6-6:	FE-EZ-Modellierung des Versagensverhaltens einer zugbelasteten $90^\circ$ -Schicht eines $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminats (Nähkonfiguration K2) .....	116
Abbildung 6-7:	Vergleich zwischen experimentell ermittelter und rechnerisch abgeschätzter interlaminarer Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat .....	117
Abbildung 6-8:	Verteilung der Zfb-Anstrengung in den UD-Einzelschichten eines strukturell vernähten Laminats (K2) bei maximaler Zugbelastung senkrecht zur Laminatenebene .....	118
Abbildung 6-9:	Einfluss von Garnfeinheit, Nahtabstand, Teilung und Reinharzgebietfläche auf rechnerischen interlaminaren Zug-Elastizitätsmodul einer strukturell vernähten UD-Einzelschicht..	120
Abbildung 6-10:	Einfluss von Garnfeinheit, Nahtabstand, Teilung und Reinharzgebietfläche auf rechnerische interlaminare Zugfestigkeit einer strukturell vernähten UD-Einzelschicht .....	120
Abbildung A-1:	Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 3,3 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	148
Abbildung A-2:	Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 5,0 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	148
Abbildung A-3:	Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 6,7 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	149
Abbildung A-4:	Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 8,4 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	149
Abbildung A-5:	Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 15,0 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	150

---

Abbildung A-6:	Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 3,3 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	150
Abbildung A-7:	Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 5,0 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	151
Abbildung A-8:	Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 6,7 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	151
Abbildung A-9:	Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 8,4 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	152
Abbildung A-10:	Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 8,4 mm) bezogen auf unvernähte Referenz.....	152

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 4-1:	Spezifikationen der verwendeten HTS-Kohlenstofffaser-MAG.....	37
Tabelle 4-2:	Experimentell untersuchte Konfigurationen strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine.....	37
Tabelle 4-3:	Übersicht über Zug-, Druck- und Schubprüfungen an unvernähten und strukturell vernähten [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Laminen sowie Zugversuche an Multifilamentgarnen .....	38
Tabelle 4-4:	An unvernähten und strukturell vernähten [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Laminen durchgeführte SEA-Messungen .....	54
Tabelle 4-5:	Verformungszustände, Dehnungsvektoren und berechnete Koeffizienten der [ABD]-Matrix – Teil 1.....	59
Tabelle 4-6:	Verformungszustände, Dehnungsvektoren und berechnete Koeffizienten der [ABD]-Matrix – Teil 2.....	60
Tabelle 4-7:	Zur Festigkeitsabschätzung an Seitenflächen des FE-EZ-Modells aufgebrachte Verschiebungsrandbedingungen.....	70
Tabelle 4-8:	An [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Laminen durchgeführte FE-EZ-Analysen .	73
Tabelle 4-9:	An UD-Schichten der strukturell vernähten [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine durchgeführte FE-EZ-Analysen zur Bereitstellung von Materialkennwerten für das FE-Probekörpermodell in Abbildung 4-18.....	73
Tabelle 4-10:	Parameter zur rechnerischen Untersuchung der Beeinflussung von interlaminarer Steifigkeit und Festigkeit einer UD-Schicht durch strukturelles Vernähen .....	74
Tabelle 6-1:	Rechnerisch und experimentell ermittelte intralaminare Zugdehnung für Zfb-Initiierung von unvernähten und strukturell vernähten [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Laminen.....	115
Tabelle 7-1:	Beeinflussung von intra- und interlaminaren Kennwerten von [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Laminen durch strukturelle Nähkonfigurationen.....	127
Tabelle A-1	Mechanische Eigenschaften UD-MAG [140].....	131
Tabelle A-2:	Laminatdicke und relativer Faservolumengehalt unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine.....	131
Tabelle A-3:	Intralaminarer Zug-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine unter einachsiger Zugbelastung.....	131
Tabelle A-4:	Intralaminare Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine unter einachsiger Zugbelastung.....	132
Tabelle A-5:	Intralaminarer Druck-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>s</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine unter einachsiger Druckbelastung.....	132

Tabelle A-6:	Intralaminare Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>S</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine unter einachsiger Druckbelastung...133	133
Tabelle A-7:	Zug-Elastizitätsmodul senkrecht zur Laminebene unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>S</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine unter einachsiger Zugbelastung.....133	133
Tabelle A-8:	Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>S</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine unter einachsiger Zugbelastung.....133	133
Tabelle A-9:	Interlaminare Schubfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>S</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine unter einachsiger Schubbelastung...134	134
Tabelle A-10:	Kerbdruckfestigkeit und Kerbfaktor unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>S</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine mit zentrischer Bohrung unter einachsiger Druckbelastung.....134	134
Tabelle A-11:	Mittelwert und Standardabweichung ( $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$ ) der mittels $\mu$ CT vermessenen Reinharzgebietflächen strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>S</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine.....135	135
Tabelle A-12:	Mittelwert und Standardabweichung ( $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$ ) der mittels $\mu$ CT ermittelten Reinharzgebietbreiten strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>S</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine.....136	136
Tabelle A-13:	Zug-Elastizitätsmodul und Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter 68-tex-E-Glas-Garne.....137	137
Tabelle A-14:	Zug-Elastizitätsmodul und Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter 136-tex-E-Glas-Garne.....137	137
Tabelle A-15:	Verschiebungsrandbedingungen zur Vorhersage von räumlichen Elastizitätskennwerten.....138	138
Tabelle A-16:	Periodische Randbedingungen zur Vorhersage von räumlichen Elastizitätskonstanten.....141	141
Tabelle A-17:	Korrekturfaktoren für UD-Festigkeitskenngrößen strukturell vernähter MAG-Lamine nach [140].....144	144
Tabelle A-18:	Mit FE-EZ-Modell abgeschätzte UD-Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte der Einzellagen unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90) <sub>S</sub> ] <sub>2</sub> -Lamine.....144	144

## Kurzfassung

Durch das Vernähen trockener Faservorformlinge vor der Harzinjektion werden vielfältige Möglichkeiten eröffnet, um Faser-Kunststoff-Verbund-Strukturen gewichtsoptimiert und gleichzeitig kostengünstig herzustellen. Durch die im Vergleich zur Prepreg-Technik innovativere Prozesskette sind auch komplexe Geometrien, wie sie beispielsweise in Lasteinleitungsbereichen vorliegen, automatisiert fertigbar. Die Einbringung von strukturellen Vernähungen in Laminatdickenrichtung kann insbesondere in Strukturbereichen mit dreidimensionalen Spannungszuständen die Delaminationsgefahr durch eine Steigerung der interlaminaren Eigenschaften abmindern und die Schadenstoleranz steigern. Allerdings erfordert eine vermehrte Anwendung der Nähetechnik in der industriellen Praxis auch die Bereitstellung dreidimensionaler mechanischer Werkstoffkennwerte, die im Konstruktions- und Auslegungsprozess benötigt werden.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden kohlenstofffaserverstärkte Multiaxialgelege-Lamine, die im Flugzeugbau angewandt werden, strukturell vernäht und die durch den Nähprozess entstehenden Reinharzgebiete sowie die Veränderung des relativen Faservolumengehaltes erfasst. Bei der Bestimmung von intralaminaren Zug- und Druckkennwerten wurden die Auswirkungen der Vernähung auch auf die Kerbdruckeigenschaften untersucht. Zur Bestimmung von Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen bei einer Zugbelastung senkrecht zur Laminebene wurde ein Versuchskonzept erarbeitet und die Potentiale der eingebrachten strukturellen Vernähung ermittelt. Darüber hinaus wurden die Auswirkungen der strukturellen Vernähung auf die interlaminaren Schubfestigkeiten charakterisiert. Auch der Einfluss des Nähprozesses auf die mechanischen Eigenschaften der verwendeten E-Glas-Garne wurde experimentell erfasst.

Die Versuchsergebnisse zeigten Reduktionen der intralaminaren Kennwerte um bis zu 12 %, bei den Kerbdruckversuchen wurden teilweise Steigerungen des Kerbfaktors festgestellt, die bis zu 9 % betragen. Der Zug-Elastizitätsmodul senkrecht zur Laminebene wurde generell gesteigert, im Maximum um 8 %. Für die Zugfestigkeit wurden leichte Steigerungen um 4 %, aber auch Abnahmen um bis zu 12 % beobachtet. Bei der interlaminaren Schubfestigkeit waren durchgehend Steigerungen

festzustellen, die maximal 11 % betragen. Der Elastizitätsmodul und die Festigkeit des Nähgarns wurden infolge des Nähprozess um bis 22 % bzw. 42 % verringert. Der praxisgerechte Einsatz der strukturellen Nähtechnik erfordert neben fundierten Werkstoffkennwerten auch Simulationswerkzeuge, die die Auswirkungen der 3D-Verstärkung abschätzen können. Somit könnte durch eine Vorauswahl geeigneter Nähmuster der Aufwand für eine kosten- und zeitintensive Materialcharakterisierung reduziert werden. Hierzu wurde auf ein parametrisch gesteuertes Finite-Elemente-Einheitszellenmodell zur Vorhersage von intralaminaren Elastizitäts- und –Festigkeitskenngrößen zurückgegriffen und dieses um die Vorhersage von Elastizitäts- und Zugfestigkeitskenngrößen senkrecht zur Laminebene erweitert. Im Rahmen der Modellvalidierung und -kalibrierung wurden intensive Untersuchungen hinsichtlich geeigneter Randbedingungen und mikromechanischer Ansätze zur Beschreibung der unidirektionalen Einzelschicht des Laminats durchgeführt. Die mit dem weiterentwickelten Einheitszellenmodell abgeschätzten mechanischen Kennwerte zeigten gute Übereinstimmungen mit experimentellen Ergebnissen.

## **Abstract**

By stitching of dry semi-finished fiber products prior to the infiltration process manifold possibilities for the production of weight-optimized and cost-effective fiber reinforced plastic structures are offered. Due to the more innovative process chain compared to the prepreg technology, the possibility of automated manufacturing of complex geometries necessary in load introduction areas is given. The insertion of structural stitchings perpendicular to the laminate plane in areas subjected to three-dimensional stress states can reduce the risk of delaminations due to the enhancement of the interlaminar properties and increase the damage tolerance. However, the augmented application of structural stitching on the industrial scale requires the availability of three-dimensional mechanical material properties, as they are essential during the design and analysis process.

Within this thesis, non-crimp fabric carbon fiber/epoxy laminates were structurally stitched and resin pockets caused by stitching as well as the change of fiber volume fraction were measured. Intralaminar tension and compression properties as well as the influence of stitching on the notched compression properties were determined. For the determination of tensile stiffness and strength properties in laminate thickness direction a test concept was developed. Furthermore, the effect of the three-dimensional reinforcement on the interlaminar shear strength was analyzed. As the stitching process affects the stitching yarn properties, the stiffness and strength values of the E-glass yarns were determined prior to and after the insertion into the fabric.

The test results showed reductions of the intralaminar properties of the composite up to 12 %. Regarding the notched compression properties, a notch factor increase up to 9 % was observed. The tensile modulus in thickness direction was generally improved, at most by 8 %. For the tensile strength slight improvements by 4 % as well as significant reductions by 12 % were detected. The interlaminar strength was enhanced by up to 11 %.

For the practical application of the structural stitching technology, simulation tools are needed in addition to established material properties. Thus, a cost reduction within the material characterization may be achieved. Therefore, an existing parametric finite element based unit cell approach, which was able to predict intralaminar



stiffness and strength properties, was expanded. The enhanced model offers the estimation of threedimensional stiffness and tensile strength properties perpendicular to the laminate plane. Within the validation and calibration process of the model, intensive studies concerning appropriate boundary conditions and micromechanical models to describe properties of the unidirectional ply were carried out. The material data estimated by the enhanced unit cell model showed good correlations with the experimental results.



# 1 Einleitung

Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) zeichnen sich, im Vergleich zu anderen Konstruktionswerkstoffen, durch sehr gute gewichtsbezogene Steifigkeits- und Festigkeitseigenschaften aus, weshalb sie bei der Weiterentwicklung von Leichtbaustrukturen in der Luft- und Raumfahrt, der Automobilindustrie oder des Maschinenbaus eine entscheidende Rolle spielen. Vor allem durch kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK), die ein enormes Zukunftspotential aufweisen, können hochbelastbare Strukturen mit einem großen Integrationsgrad realisiert werden. Insbesondere im Flugzeugbau können durch CFK-Werkstoffe Gewichtseinsparungen erzielt werden, die sich vor allem durch Treibstoffeinsparungen und Nutzlaststeigerungen bemerkbar machen. Aber auch andere Anforderungen, wie beispielsweise Verbesserungen hinsichtlich des Passagierkomforts durch eine Erhöhung des Kabinendrucks sind durch FKV-Werkstoffe realisierbar ([1], [2]). Darüber hinaus können mit diesen Hochleistungsverbundwerkstoffen selbst komplexe Geometrien wirtschaftlich gefertigt werden ([4], [37]). Dabei spielen auch die guten Ermüdungseigenschaften und Korrosionsbeständigkeiten ([5], [6]) eine wesentliche Rolle, da sie zu Reduktionen im Bereich der Wartungs- und Instandhaltungskosten führen [2]. Aus diesen Gründen bestehen bei zivilen Flugzeugen der neuesten Generation (Boeing 787 und Airbus A350) circa 50 % des Strukturgewichts aus Verbundwerkstoffen (Abbildung 1-1).



Abbildung 1-1: Werkstoffanteile am Strukturgewicht ziviler Flugzeuge am Beispiel eines Airbus A350-900 XWB [7]

Der hohe Verbundwerkstoffanteil bei der Boeing 787 und dem Airbus A350 wird sowohl durch die Realisierung von großflächigen CFK-Rumpf- und Flügelstrukturen [3], als auch durch relativ kleine und komplexe Strukturen, wie Fensterrahmen, erzielt (Abbildung 1-2). Hierbei steht neben der Gewichtsreduktion vor allem eine wirtschaftliche Fertigung der FKV-Strukturen im Vordergrund. Zukünftig sollen Gewichts- und Kosteneinsparungen von 10 bzw. 15 % gegenüber konventionellen FKV-Fertigungstechnologien, wie beispielsweise der Prepreg-Technologie, erzielt werden [10]. Eine Möglichkeit bietet die Umsetzung einer vollautomatisierten Prozesskette, in der trockene Faservorformlinge über Harzinjektionsverfahren (LCM) zu FKV-Komponenten verarbeitet werden (Preform-LCM-Prozesskette) [11], wobei auch Verbindungselemente in die Struktur integriert werden können ([12], [18]). Im Rahmen der Preformherstellung können durch den Einsatz der Nähetechnik selbst komplexeste Geometrien für Beschläge, Lasteinleitungsrippen [16] oder Querruderholme [15] für die Luftfahrt, wie auch Dachsegmente für den Fahrzeugbau [41] kostengünstig und automatisiert gefertigt werden. Dabei erfüllt die Preform-Nähetechnik, bei der unter anderem Polyester-Garne eingesetzt werden, unterschiedliche Aufgaben. Diese umfassen beispielsweise die Realisierung einer endkonturnahen Fertigung [20], die Einbringung von lokalen Verstärkungen [17] oder die Verbindung einzelner Lagenpakete zu sogenannten Sub-Preforms, aus denen die Gesamtpreform gefügt wird [18]. Sollen die mechanischen Eigenschaften der Preform in Dickenrichtung durch Vernähen gesteigert werden, spricht man von einer strukturellen Vernähung. Hierzu werden hauptsächlich Glas- ([123], [129] und [140]), Kohlenstoff- ([50], [92]) oder Aramid-Garne ([19], [103]) eingesetzt. Durch strukturelle Nähte wird die Integration von Lasteinleitungselementen in Preformen ermöglicht ([13], [14]).

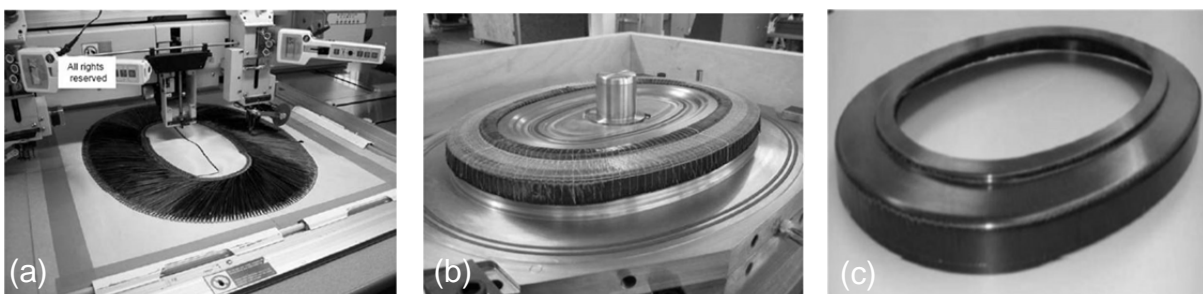


Abbildung 1-2: Preform-LCM-Prozesskette am Beispiel eines CFK-Fensterrahmens für einen Airbus A350 [22]: (a) trockene Faserpreform, (b) Harzinfiltrationswerkzeug und (c) ausgehärtetes Bauteil

Im Hinblick auf die Realisierung schadenstoleranter CFK-Strukturen eröffnet die strukturelle Nähtechnik vielfältige Möglichkeiten. Durch die Vernähung soll ein auftretender Schaden nicht zum Totalversagen der Struktur führen, sondern die Belastungen über andere Lastpfade aufgenommen und die weitere Schadensausbreitung behindert werden. Dazu wurden von Boeing erste Versuche an strukturell vernähten Stringer-Schale-Demonstratoren durchgeführt [9], die zur Schadensinitiierung künstlich eingebrachte Kerben enthielten. Durch die Vernähung in Laminatdickenrichtung konnte die Schadensausbreitung unter einer Zugbelastung gezielt umgelenkt und abgemindert werden (Abbildung 1-3).

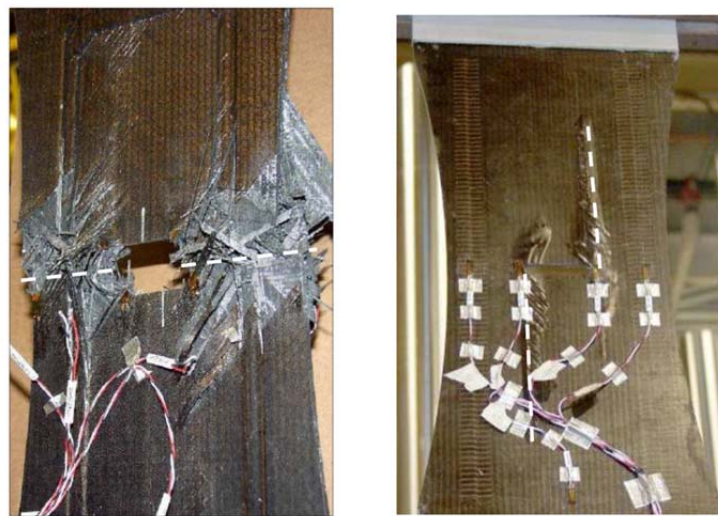


Abbildung 1-3: Gezielte Steuerung des Schadenswachstums an strukturell vernähten Stringer-Schale-Verbindungen [9]: unvernähte (links) und strukturell vernähte Struktur (rechts) mit gekennzeichnetem Rissverlauf

Allerdings werden die intralaminaren Eigenschaften der ausgehärteten Lamine durch die strukturelle Vernähung im Allgemeinen negativ beeinflusst. Hierbei konnten teilweise signifikante Abminderungen hinsichtlich der Zug-, Druck- und Schubeigenschaften festgestellt werden ([129], [140]). Demgegenüber stehen deutliche Steigerungen der Druckfestigkeit nach Impaktbelastung um bis zu 50 % [26] sowie der Energiefreisetzungsraten unter Mode-1- und Mode-2-Belastung [50]. Weiterhin konnten Steigerungen der Steifigkeitseigenschaften in Dickenrichtung identifiziert werden ([84], [95]). Die Untersuchungen zeigten jedoch, dass die Parameter der strukturellen Vernähung, wie Garnfeinheit, Stichlänge, Nahtabstand und Sticherichtung, einen erheblichen Einfluss auf die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften haben.

Eine breitere Anwendung der strukturellen Nähetechnik in der Industrie erfordert daher fundierte experimentelle Kennwerte von strukturell vernähten MAG-Laminaten. Weiterhin sind validierte Simulationsmodelle unerlässlich, die im Entwicklungsprozess zur Vorhersage von Materialkennwerten strukturell vernähter Strukturbereiche in Abhängigkeit der Nähparameter eingesetzt werden können. Für die Abschätzung von intralaminaren Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften liegen Berechnungswerkzeuge vor [140]. Allerdings sind für die Strukturanalysen hochbelasteter Bauteilbereiche, in denen strukturelle Vernähungen sinnvoll sind, dreidimensionale Finite-Elemente-Simulationen notwendig, deren Vorhersagegenauigkeit auch auf der Bereitstellung zuverlässiger interlaminarer Kennwerte basiert.

## 2 Motivation und Zielsetzung

Die Auswirkung von strukturellen Vernähungen auf die mechanischen Eigenschaften von Multiaxialgelege-(MAG-)Laminaten war bereits Gegenstand zahlreicher Forschungsarbeiten. Darin wurde das enorme Potential dieser gut automatisierbaren und flexibel einsetzbaren 3D-Verstärkungstechnik hinsichtlich der Steigerung von Impaktbeständigkeit und Energiefreisetzungsrates untersucht. Auch die im Allgemeinen verursachte Reduktion der intralaminaren Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen wurde experimentell erfasst. Jedoch wurden kaum Untersuchungen durchgeführt, die die Bestimmung interlaminarer Werkstoffkennwerte von strukturell vernähten MAG-Laminaten zum Ziel hatten. Dies ist auch durch den wenig ausgeprägten Standardisierungsgrad der Prüfungen bei Belastung senkrecht zur Laminebene zu begründen. Dabei spielen die aufwändige Probekörperherstellung und Versuchsauswertung eine wesentliche Rolle. Ein wichtiges Ziel dieser Arbeit war daher die Erarbeitung eines Prüfkonzeptes zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten unter Zugbelastung senkrecht zur Laminebene und darauf aufbauend die Bestimmung von Zug-Elastizitätsmoduln und -Festigkeiten in Laminatdickenrichtung.

Zur Abschätzung von intralaminaren Steifigkeits- und Festigkeitskenngrößen strukturell vernähter MAG-Lamine wurde ein parametrisches, Finite-Elemente-basiertes Einheitszellenmodell (FE-EZ-Modell) entwickelt und validiert ([130], [140]). Dieses ist für beliebige Gelegetaufbauten und Nähkonfigurationen (Kombination aus Stichlänge, Teilung, Garnfeinheit und Stichrichtung) einsetzbar, wenn der Faservolumengehalt und die Abmessungen der Reinharzgebiete in den Einzellagen zur Verfügung gestellt werden. Das Modell sollte im Rahmen dieser Arbeit aufgegriffen und um die Vorhersage interlaminarer Elastizitätskenngrößen sowie der Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene erweitert werden. Zur Modellkalibrierung und -validierung sollten anwendungsrelevante quasi-isotrope MAG-Lamine herangezogen werden [16], die mit Hilfe von E-Glas-Garnen strukturell vernäht waren. Da der Faservolumengehalt einen wesentlichen Eingangsparameter für das FE-EZ-Modell darstellt, sollte dieser experimentell erfasst werden. Auch die Abmessungen der Reinharzgebiete in den Einzelschichten der strukturell vernähten Lamine sollten bestimmt werden. Zur Verifikation des erweiterten Einheitszellenmodells sollten die in quasi-statischen Ver-

suchen ermittelten intralaminaren Zug- und Druckkennwerte sowie die Zugkennwerte senkrecht zur Laminebene herangezogen werden. Weitere Ziele im Rahmen der Modellvalidierung sollten die Identifikation geeigneter Randbedingungen sowie mikromechanischer Ansätze zur Beschreibung der Elastizitätseigenschaften der unidirektionalen Einzelschicht sein.

Aufgrund der Beeinflussung der Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften der Nähgarne durch den Nähprozess, sollten die Garnkennwerte vor und nach dem Vernähen experimentell charakterisiert werden, um dem Modell möglichst realistische Materialkennwerte zur Verfügung zu stellen.

Konventionelle MAG-Lamine mit zweidimensionaler Faserverstärkung weisen niedrige interlaminare Schubeigenschaften auf, da die Spannungen ausschließlich über den Matrixwerkstoff übertragen werden müssen. Daher sollte das Potential der strukturellen Vernähung im Hinblick auf die Steigerung der interlaminaren Scherfestigkeit untersucht werden. Ein weiterer kritischer Punkt bei der Konstruktion und Auslegung von FKV-Strukturen sind Bohrungen oder Aussparungen, die oft die dimensionierenden Problemstellen darstellen. Hierzu sollte anhand von Kerbdruckversuchen untersucht werden, ob durch die strukturelle Vernähung eine günstige Beeinflussung des Kerbdruckverhaltens zu erzielen ist. Da Unterschiede bezüglich des Schädigungsverhaltens von unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminen zu erwarten sind, sollten versuchsbegleitend Schallemissionsanalysen durchgeführt und das Versagensverhalten beschrieben werden.



## 3 Stand der Forschung

### 3.1 Strukturell unvernähte und vernähte Multiaxialgelege-Lamine

#### 3.1.1 Einordnung

MAG-Lamine sind Faser-Kunststoff-Verbunde mit endloser Faserverstärkung, die aus trockenen Faservorformlingen (Preformen) hergestellt und nachträglich mit Harz infiltriert werden. Im Rahmen des Preformingprozesses werden die MAG-Halbzeuge zugeschnitten und zu dem gewünschten Lagenaufbau abgelegt ([7], [16], [21] und [22]). Im Gegensatz dazu werden bei der Prepreg-Technologie bereits mit Harz imprägnierte Halbzeuge verwendet, die nach dem Ablegen in die Werkzeugkontur unter Temperatur und Druck im Autoklaven ausgehärtet werden. Als wesentlicher Nachteil der Prepreg-Autoklav-Technologie gegenüber der Preform-LCM-Prozesskette können vor allem die zeitkritische Halbzeugverarbeitung und eine aufwendige manuelle Fertigung, die mit hohen Kosten verbunden ist, aufgeführt werden. Auch die Einbringung von Verstärkungen in Dickenrichtung ist nahezu unmöglich [43].

Kommerziell erhältliche MAG-Gelege weisen variable Faserorientierungen und eine unterschiedliche Anzahl an UD-Lagen auf, wobei Uni-, Bi-, Tri- oder Quadraxial-Gelege angeboten werden. Sehr häufig werden  $[0/90]$ - oder  $[+45/-45]$ -Biaxial-Gelege in der Praxis eingesetzt. Die MAG-Einzellagen werden innerhalb des Herstellungsprozesses durch das Einbringen einer Fixierungsnaht zusammengehalten. Dabei wird oft ein dünnes Polyestergerüst in Verbindung mit einem Kettenstich verwendet ([20], [95]). Im Gegensatz zu Geweben oder Geflechtern liegen bei Gelegen keine Verschlaufungen zwischen den Einzellagen vor, welche die mechanischen Eigenschaften in der Ebene reduzieren.

Das ausgehärtete Laminat kann auch als Mehrschichtverbund betrachtet werden, so dass die rechnerische Abschätzung der mechanischen Eigenschaften mit Hilfe der „Klassischen Laminattheorie“ (CLT) oder der Netztheorie erfolgen kann ([5], [6] und [17]). Dabei wird auf die unidirektional faserverstärkte Einzelschicht (UD-Schicht) zurückgegriffen, deren Werkstoffverhalten bei fehlenden mechanischen Kennwerten über die Mikromechanik vorhergesagt werden kann. Fasern und Matrix werden in diesem Zusammenhang homogenisiert betrachtet, d.h. man geht von der Annahme aus, dass die Fasern gleichmäßig in der Matrix verteilt vorliegen, exakt parallel ver-

laufen und eine perfekte Faser-Matrix-Haftung vorliegt [6]. Mit Hilfe der Mikromechanik können sowohl Elastizitäts- als auch Festigkeitseigenschaften einer UD-Schicht abgeschätzt werden, ausführliche Erläuterungen hierzu finden sich in [6] und [170]. Bei der Fertigung komplexer FKV-Strukturen aus MAG-Halbzeugen stellt die Näh-technik eine flexibel einsetzbare und gut automatisierbare Technik dar, die eine endkonturnahe und reproduzierbare Preformfertigung erlaubt und im Rahmen des Harz-infiltrationsprozesses zu hohen Faservolumengehalten führen kann [18]. Die Gesamtpreform wird dabei aus kleineren Preformen (Sub-Preformen) aufgebaut, welche wiederum aus einfach handhabbaren, automatisiert herstellbaren und endkonturnahe Einzelteilen (Tailored Reinforcements) bestehen (Abbildung 3-1). Innerhalb der Preformfertigung werden die Sub-Preformen zueinander positioniert und durch Preformnähte miteinander fixiert. Dabei wird häufig ein dünnes Polyester-Garn verwendet, das über folgende Stichtypen in die Preform eingebracht werden kann: Kettenstich, Blindstich, One Side Stitch (OSS<sup>®</sup>), Überwendlichstich, Doppelsteppstich und Tufting. Eine detaillierte Beschreibung der einzelnen Stichtypen wird in [20] und [43] gegeben.

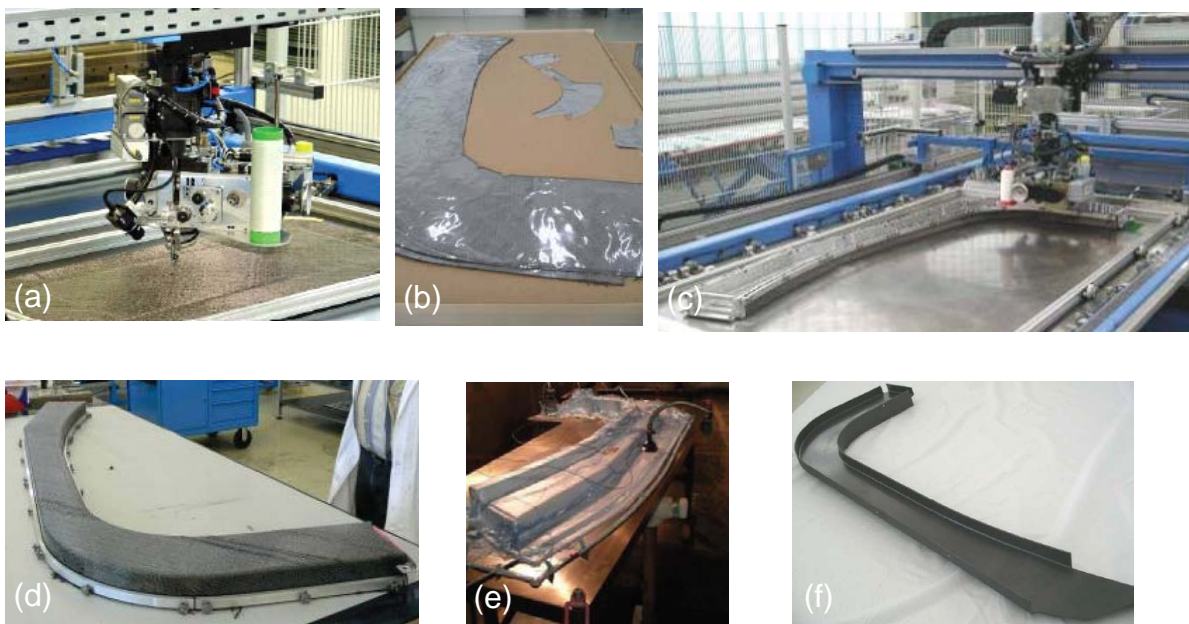


Abbildung 3-1: Prefrom-LCM-Prozesskette am Beispiel eines CFK-Spantes für einen Transporthubschrauber [12]: (a) endkonturnahe Subpreform-Herstellung, (b) zugeschnittene Subpreform, (c) Fixierung der Gesamtpreform, (d) Gesamtpreform, (e) Preform-Infiltration, (f) ausgehärtetes Bauteil

Eine Alternative zur Nähetechnik im Rahmen der Preformfertigung stellt die Binder-Technik dar. Hier wird ein meist thermoplastischer Binder zwischen den Einzellagen thermisch aktiviert, anschließend wird die Preform umgeformt und abgekühlt. Dabei werden entweder schon mit Binder beschichtete Faser-Halbzeuge verwendet, oder der Binder wird während der Fertigung der Gesamtpreform auf das Halbzeug appliziert [18].

Zur gezielten Steigerung der mechanischen Eigenschaften in Dickenrichtung ([9], [16] und [38]), zur Integration von Lasteinleitungs- und Verbindungselementen ([14], [21] und [93]) oder zur Verstärkung der Fügezonen einzelner Sub-Preforms ([32], [36]) werden strukturelle Nähte in die Preform integriert. Die bevorzugt eingesetzten Glas-, Kohlenstoff- oder Kevlar<sup>®</sup>-Garne weisen Unterschiede im Hinblick auf die automatisierte Verarbeitbarkeit auf. Kevlar<sup>®</sup>-Garne zeichnen sich durch eine gute Vernähbarkeit aus, allerdings können beim Abschneiden der Fäden Probleme auftreten; weitere Nachteile sind die hohe Feuchtigkeitsaufnahme und die Empfindlichkeit gegenüber UV-Strahlung. Kohlenstoff- und Glasgarne sind insbesondere wegen ihrer Sprödigkeit für die automatisierbare Verarbeitung als kritisch anzusehen, bei Kohlenstoffgarnen kommt zusätzlich die beschränkte kommerzielle Verfügbarkeit hinzu. Allerdings weisen sie das größte Verstärkungspotential auf ([20] und [43]). Strukturelle Nähte werden meistens mit Hilfe des Doppelsteppstiches ([85], [92], [130] und [140]) oder durch Tufting ([32], [95]) in die Preform eingebracht.

Ein weiteres Verfahren zur lokalen 3D-Verstärkung von MAG-Laminaten ist das z-Pinning, bei dem Metall- oder FKV-Stifte mit Hilfe von Ultraschallimpulsen in das Gelege eingebracht werden. Eine zusätzliche Alternative stellt die Zanchor-Technologie dar, wobei der Verstärkungseffekt in Dickenrichtung dadurch erzielt wird, dass Fasern aus den MAG-Einzellagen in Dickenrichtung vernadelt werden, ohne zusätzliches Material in das Gelege einzubringen. Ein Überblick bezüglich der Potentiale dieser beiden Techniken findet sich in [140].

Bei direkten textilen Fertigungsverfahren zur Herstellung von 3D-Verstärkungsarchitekturen wird im Gegensatz zur Nähetechnik die Preform in einem Schritt gefertigt. Zu den so hergestellten Halbzeugen zählen 3D-Gewebe und -Geflechte. Bei diesen Halbzeugen können sehr hohe Faseranteile in Dickenrichtung erreicht werden, allerdings können diese Verstärkungen nicht variabel eingebracht werden, und auch die intralaminaren Faserorientierungen sind eingeschränkt [18]. Ein Beispiel für die

Verwendung von 3D-Preformen aus dem Flugzeugbau ist die Herstellung einer Hauptfahrwerksrippe [15].

### 3.1.2 Abschätzung der Elastizitätsgrößen einer unidirektionalen Schicht

Die Elastizitätsgrößen einer UD-Schicht, die für die rechnerische Auslegung von MAG-Laminaten notwendig sind, lassen sich über mikromechanische Ansätze aus den mechanischen Eigenschaften von Fasern und Matrix rechnerisch abschätzen. Für das räumliche Elastizitätsgesetz einer UD-Schicht sind unter der Annahme einer vorliegenden transversalen Isotropie fünf unabhängige Größen notwendig ( $E_{\parallel}, E_{\perp}, G_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\perp}$ ), deren Bestimmung auf der Annahme einer Parallel- ( $E_{\parallel}, \nu_{\perp\parallel}, \nu_{\perp\perp}$ ) oder Reihenschaltung ( $E_{\perp}, G_{\perp\parallel}$ ) von Faser- und Matrix beruht. Der faserparallele E-Modul  $E_{\parallel}$  und die Querkontraktionszahl  $\nu_{\perp\parallel}$  sind rechnerisch mit guter Übereinstimmung zu experimentellen Kennwerten bestimmbar. Für den Quer-Elastizitätsmodul  $E_{\perp}$  und den Schubmodul  $G_{\perp\parallel}$  wurden insbesondere bei höheren Faservolumengehalten Abweichungen gegenüber im Versuch ermittelten Werten festgestellt. Deshalb wurden eine Reihe semiempirischer Ansätze entwickelt, die eine bessere Vorhersage der Realität versprechen. Exemplarisch seien hier die Ansätze nach Chamis, Hashin, Förster/Knappe, Puck und Schneider aufgeführt, die sich deutlich in ihrer Komplexität unterscheiden. Einen detaillierten Überblick zu den verschiedenen Ansätzen liefert Stellbrink [170]. Für die Querkontraktionszahl  $\nu_{\perp\perp}$  wird empfohlen, einen Korrekturfaktor nach Foye zu verwenden, der die Querdehnungsbehinderung der Matrix infolge der vorliegenden Fasern berücksichtigt [6].

Im Rahmen der Modellierung von strukturell vernähten MAG-Laminaten wurde von Roth [130] und Heß [140] auf die in [6] angegebenen Modelle (Reihen- oder Parallelschaltung) zurückgegriffen. Koissin et al. [156] verwendeten den semiempirischen Ansatz nach Chamis zur Abschätzung von  $E_{\perp}$ .

### 3.1.3 Kontinuumsmechanische, einzelschichtbasierte Versagensanalyse

Vergleicht man das Versagensverhalten von metallischen Werkstoffen und FKV, die eine endlose Faserverstärkung aufweisen, so treten deutliche Unterschiede auf. Das Versagen von Metallen kann aufgrund der Isotropie aus dem Verhältnis einer Vergleichsspannung mit einer experimentell bestimmten, einachsigen Festigkeit vorher-

gesagt werden. Bei FKV-Werkstoffen stellt sich ein deutlich komplexeres Versagensverhalten ein, welches im Wesentlichen auf der Werkstoffanisotropie und dem Verbund verschiedener Komponenten beruht. Grundsätzlich können im ebenen Spannungszustand bei FKV die beiden Versagensarten Faserbruch (Fb) und Zwischenfaserbruch (Zfb) eintreten. Deren rechnerische Abschätzung sollte bei MAG-Laminaten auf Basis von Festigkeitskenngrößen der unidirektionalen Einzelschicht erfolgen ([6], [140]).

Faserbrüche führen in der Regel zu einem Totalversagen des Laminats. Sie werden im Wesentlichen durch faserparallele Zug- oder Druckbeanspruchungen verursacht, wobei die Fasern reißen (Zugbelastung) oder durch Schubknicken (Druckbelastung) versagen. Im Rahmen der Versagensmodellierung wird daher Faserbruch als Gesamtversagen des Laminats angesehen, da die nicht von Fb betroffenen UD-Schichten infolge von Spannungsumlagerungen ebenfalls versagen. Zwischenfaserbrüche können aufgrund von verschiedenen Belastungszuständen auftreten. Diese sind Querkzug und -druck sowie Quer-Längs- und Quer-Quer-Schub. Dabei ist zu beachten, dass unter Querdruck- und Quer-Quer-Schubbelastung die Bruchebenen nicht senkrecht zu den Wirkebenen der Beanspruchung angeordnet sind [173]. Nach der ersten Zfb-Bildung in einer UD-Schicht werden mit weiter ansteigender äußerer Belastung neue Risse induziert, oder es findet ein Wachstum bereits vorliegender Risse statt, was zu einer kontinuierlichen Steifigkeitsabnahme der Einzelschicht führt. Betrachtet man einen multidirektionalen Gelegeaufbau, so treten die ersten Zfb in den UD-Schichten auf, deren Fasern nicht parallel zur Belastungsrichtung angeordnet sind. Zfb führen in der Regel nicht zum Totalversagen des Laminats. Nach Puck [173] treten subkritische Zfb teilweise schon bei 10 % der zum Gesamtversagen führenden Last auf.

Infolge der Steifigkeitsabnahme findet bei weiterer Laststeigerung eine Spannungsumlagerung aus den von Zfb betroffenen Schichten in noch intakte Nachbarschichten statt. Um eine vollständige Versagensanalyse eines MAG-Laminats durchführen zu können, sind deshalb bei der Anwendung einer kontinuumsmechanischen und einzelschichtbasierten Versagensanalyse zunächst die Spannungen und Verzerrungen in den Einzelschichten zu bestimmen. Daran sollte sich eine Spannungsbeurteilung mit geeigneten Bruchkriterien anschließen, die, basierend auf dem vorherrschenden Spannungszustand, eine Abschätzung des potentiellen Versagens erlauben. Weiter-

hin wird eine Degradationsanalyse benötigt, die die Steifigkeitsabminderung infolge von subkritischen Zfb beschreibt [173].

Im Laufe der letzten Jahrzehnte wurde eine Vielzahl von Bruchkriterien für FKV-Lamine entwickelt, die grundsätzlich in differenzierende und pauschale Kriterien unterschieden werden können. Pauschalkriterien geben dem Anwender keinen Hinweis darauf, welche Art von Versagen erwartet werden kann und wodurch es verursacht wurde. Eine Übersicht über Pauschalkriterien ist in [174] enthalten. Bei den differenzierenden Bruchkriterien kann zwischen solchen mit und ohne Spannungsinteraktion unterschieden werden; hier berücksichtigen beispielsweise das Maximalspannungs- und das Maximaldehnungskriterium keine Spannungsinteraktionen. Da bei FKV-Strukturen aus MAG-Laminaten während des Betriebes fast ausschließlich mehrachsige Spannungszustände vorherrschen und diese die Fb- und Zfb-Entstehung beeinflussen, sollte während des Konstruktions- und Auslegeprozesses auf differenzierende Bruchkriterien mit Spannungsinteraktion zurückgegriffen werden [6]. Diese ermitteln die sogenannte Werkstoffanstrengung  $f_e$  für Fb und Zfb. Für  $f_e \leq 1$  liegt kein Versagen des Werkstoffes vor, bei  $f_e > 1$  wird Versagen vorhergesagt. Die Fb-Anstrengung kann beispielsweise durch das Maximalspannungskriterium oder durch die Ansätze von Hashin, Yamada-Sun und Puck abgeschätzt werden [140]. Für die Vorhersage der Zfb-Anstrengung kommen die Kriterien von Hashin [186] und Puck [173] in Betracht. Das Wirkebenenkriterium nach Puck ist physikalisch basiert, es bestimmt den Spannungszustand und die Werkstoffanstrengung auf potentiellen Bruchflächen und kann somit die Bruchebene (und den Bruchwinkel), auf der das Versagen zu erwarten ist, vorhersagen (Abbildung 3-2). Weiterhin definierte Puck für den räumlichen Spannungszustand die vier Zfb-Bruchmoden A, A\*, B und C. Spannungen  $\sigma_n > 0$  (positive Querkzugspannung) und  $\tau_{n1} \neq 0$  (Quer-Längs-Schubspannung) führen alleine oder in Kombination miteinander zu Mode-A-Zfb. Wirkt gleichzeitig noch eine von Null verschiedene, interlaminae Quer-Querschubspannung  $\tau_{nt}$ , so resultiert dies in einem Mode-A\*-Zfb. Dagegen wird Mode-B-Zfb durch eine Querdruckspannung  $\sigma_n < 0$  in Kombination mit einer Quer-Längs-Schubspannung  $\tau_{n1} \neq 0$  verursacht. Während die drei zuvor beschriebenen Zfb-Moden als nicht kritisch in Bezug auf das Totalversagen des Laminats angesehen werden können, ist Mode-C-Zfb unbedingt zu vermeiden [6]. Infolge einer zusätzlich

zur Querdruckspannung  $\sigma_n < 0$  und Quer-Längs-Schubspannung  $\tau_{n1} \neq 0$  wirkenden interlaminaren Quer-Quer-Schubspannung  $\tau_{nt} \neq 0$  ist der Bruchwinkel ungleich Null (vgl. Abbildung 3-2). Das Totalversagen ist nach Puck allerdings erst bei Bruchwinkeln  $\pm 30^\circ < \theta_{fp} < \pm 45^\circ$  und einer Anstrengung von  $f_e \geq 1,25$  in Verbindung mit einer großen Einzelschichtdicke zu erwarten.

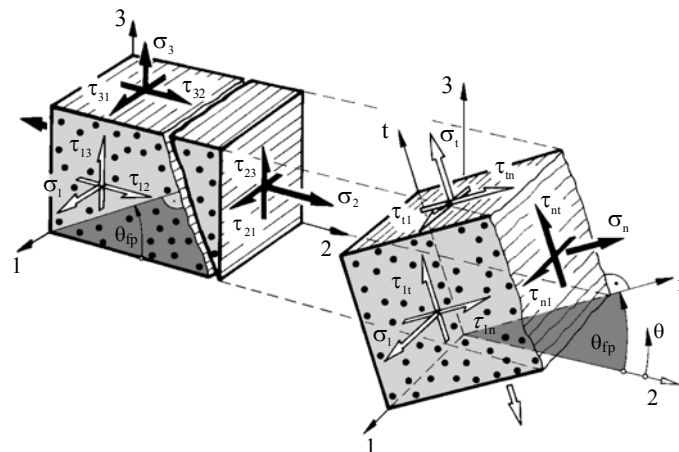


Abbildung 3-2: Einzelschichtspannungen  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \tau_{21}, \tau_{31}$  und  $\tau_{32}$  (links) und auf eine um den Winkel  $\theta_{fp}$  geneigte Bruchebene transformierte Spannungen  $\sigma_n, \tau_{n1}$  und  $\tau_{nt}$  (rechts)

Von Cuntze ([175]-[177]) wurde, ausgehend von dem Wirkebenenkriterium nach Puck, eine Versagenshypothese erarbeitet, die ebenfalls auf den räumlichen Spannungszustand angewandt werden kann. In dieser Hypothese werden fünf Bruchmoden (zwei Fb und drei Zfb) unterschieden, die jeweils durch eine Invariante beschrieben werden und sich auf eine Basisfestigkeit der UD-Einzelschicht ( $R_{||}^t, R_{||}^c, R_{\perp}^t, R_{\perp}^c$  und  $R_{\perp||}$ ) beziehen. Hierbei entfällt die beim Wirkebenenkriterium notwendige Transformation der Einzelschichtspannungen in die auf den potentiellen Bruchebenen wirkenden Spannungen. Der mögliche Bruchwinkel kann nachträglich bestimmt werden. Im Rahmen des von 1994 bis 2004 durchgeführten World-Wide Failure Exercise (Vergleich von verschiedenen Versagenshypthesen zur Festigkeitsvorhersage von FKV-Laminaten) schnitten die Bruchkriterien von Puck und Cuntze sehr gut ab [178]. Ein Argument für die Anwendung des Wirkebenenkriteriums ist die Empfehlung durch die VDI-Richtlinie 2014 [140], weshalb dieses auch in der vorliegenden Arbeit Verwendung fand.

Zur Modellierung der Auswirkung subkritischer Zfb auf das mechanische Verhalten des Gesamtlaminats bietet sich die kontinuumsmechanische Beschreibung mit Hilfe der Degradation der Elastizitätskenngrößen der betroffenen Schichten an. Dadurch ändert sich die Spannungsverteilung im Gesamtlaminat in Folge von Spannungsumlagerungen aus den degradierten Einzelschichten in die noch intakten UD-Lagen. Dies kann auch eine Veränderung des Verformungszustandes der Struktur nach sich ziehen. Die Elastizitätskenngrößen einer UD-Schicht sind in unterschiedlicher Form zu degradieren. Beispielsweise ist der Quer-Zug-Elastizitätsmodul infolge eines Mode-A-Zfb mit zunehmender Anstrengung stärker zu degradieren als der Quer-Längs-Schubmodul [6]. Eine Beschreibung verschiedener Abminderungsfunktionen, die im Rahmen der Degradationsanalyse verwendet werden können, findet sich in [140].

#### 3.1.4 Experimentelle Bestimmung interlaminarer mechanischer Eigenschaften von Multiaxialgelege-Laminaten

Die Schadensinitiierung in Faserverbundstrukturen, die aus UD-Schichten unterschiedlicher Orientierung aufgebaut sind (Prepreg- oder MAG-Laminat), ist häufig auf interlaminare Spannungen zurückzuführen. Hier stehen vor allem Zugspannungen senkrecht zur Laminebene nur geringe Festigkeitskennwerte entgegen ([80], [91]). Gerade im Bereich von Lasteinleitungen ([93], [83]), Bohrungen ([79], [35]), Dickenrissen [80] oder Beschlägen ([83], [79]) treten Spannungen senkrecht zur Laminebene auf, die für die Auslegung der FKV-Struktur dimensionierend sind. Auch intralaminare Ermüdungsbelastungen können aufgrund von induzierten interlaminaren Spannungen zu Delaminationen führen [34]. Darüber hinaus sind niedrige Widerstände gegenüber Impaktbelastungen und die damit verbundene geringe Schadenstoleranz immanente Schwachpunkte von Laminaten mit 2D-Verstärkung.

Um jedoch zukünftig gewichtssparende und kostengünstige Leichtbaustrukturen, wie beispielsweise Primärstrukturen aus dem Luftfahrtbereich, realisieren zu können, müssen auch hochbelastete, geometrisch komplexe Strukturbereiche in FKV-Bauweise umgesetzt werden. Dabei sind teilweise enorme Wandstärken notwendig, bei denen im Rahmen der FE-Modellierung die Annahme von Schalenstrukturen nicht mehr zulässig ist [37]. Dadurch wird der Einsatz von 3D-FE-Modellen mit Volumenelementen notwendig, denen jedoch zuverlässige interlaminare Elastizitäts- und Fes-



tigkeitskennwerte wie z.B.  $E_3$  und  $R_3$ , zu Grunde gelegt werden müssen ([107], [77], [94]). Deren experimentelle Bestimmung hat allerdings noch nicht annähernd den Standardisierungsgrad erreicht, wie er für intralaminare Kennwerte vorliegt.

Einen Überblick über mögliche Prüfmethoden zur Bestimmung der Zugeigenschaften senkrecht zur Laminebene liefert [75]. Generell kommen direkte und indirekte Prüfverfahren in Betracht, wobei letztere C- oder L-Profile sowie Ringprobekörper verwenden. Durch die Aufbringung einer Zugbelastung werden bei den indirekten Verfahren im Radius des Probekörpers auch Zugspannungen senkrecht zur Laminebene hervorgerufen. Indirekte Prüfverfahren wurden in [72], [82] und [74] (L- bzw. C-Profile) angewandt. Die Untersuchungen zeigten, dass mit zunehmender Laminatdicke die Festigkeit zunimmt ([82], [72]). Durch indirekte Methoden können generell nur Festigkeitskennwerte bestimmt werden; ein weiterer Nachteil sind kombinierte Zug-Schub-Spannungszustände im Bereich des Probenradius, die das Versuchsergebnis verfälschen [80].

Bei direkten Prüfverfahren wird die Zugkraft in den meisten Fällen über metallische Krafteinleitungselemente senkrecht zur Laminebene in die Probe eingeleitet. Hierzu liegen zahlreiche Arbeiten mit unterschiedlichen Probekörpergeometrien für nicht in Dickenrichtung verstärkte FKV-Materialien vor, die auszugsweise im Folgenden vorgestellt werden. Abot et al. [94] führten Zugversuche senkrecht zur Laminebene an CF-EP-Geweben mit einer Gesamtdicke von 25 mm durch, die Prüfkräfte wurden durch aufgeklebte Krafteinleitungselemente über Schub- und Zugkräfte in die taillierte Probe geleitet. Die Probekörpergeometrie erlaubte die gleichzeitige Bestimmung von Elastizitäts- und Festigkeitskennwerten. Roy et al. [81] verwendeten Probekörper mit quadratischem Querschnitt ohne und mit Taillierung (runder Querschnitt) zur Bestimmung von Festigkeits- und Elastizitätskennwerten an bidirektionalen und quasi-isotropen CF-EP-Laminaten. Hierbei wurde der Einfluss des Probekörperquerschnitts auf die Messergebnisse untersucht, wobei festgestellt wurde, dass der Festigkeitskennwert mit zunehmender Querschnittsfläche sinkt und die Steifigkeit ansteigt. Ähnliche Studien wurden von Hara et al. [88] an runden Probekörpern durchgeführt, wobei ebenfalls eine Festigkeitszunahme mit abnehmender Probenquerschnittsfläche beobachtet wurde. Zu ähnlichen Ergebnissen führten auch die Untersuchungen von Mespoulet et al. [73] und Mespoulet [69] an verschiedenen [0/90]-CF-EP-Laminaten mit quadratischen Blockprobekörpern mit und ohne Taillie-

Die Messungen zeigten, dass der E-Modul durch Variation der Prüflänge kaum beeinflusst wird, die Festigkeit jedoch mit steigender Prüflänge (Laminatdicke) abnimmt. Von Lagace und Weems [71] wurden Versuche zur Bestimmung der Festigkeit senkrecht zur Laminebene an UD-, [0/90]- und [±45]-CF-EP-Laminaten durchgeführt. Dazu wurden taillierte Probekörper mit quadratischem Querschnitt und einer Dicke von 13,4 mm verwendet. Das UD-Laminat zeigte dabei die geringste und das quasi-isotrope Laminat die größte Festigkeit auf. Hinsichtlich des Versagensverhaltens wurde ein plötzliches Versagen ohne vorherige Schadensinitiierung detektiert. Dicke CF-EP-Gewebe ( $t = 27$  mm) wurden von Daniel et al. ([70], [83] und [86]) charakterisiert. Die Probekörper wiesen einen taillierten, quadratischen Querschnitt auf. Hierbei wurden auch Versuche durchgeführt, bei denen der Zugkraftvektor nicht senkrecht zur Laminebene orientiert war, so dass kombinierte Belastungszustände aus interlaminarem Zug- und Schub vorlagen. Shaw und Sims [79] untersuchten den Einfluss zweier verschiedener Laminatdicken ( $t_1 = 20$  mm,  $t_2 = 40$  mm) auf die Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte. Im Rahmen der Versuche wurden GF-EP- und CF-EP-Gewebelamine als Verstärkungshalbzeuge untersucht. Bei beiden Materialien wurden ein leichter Anstieg des Moduls und eine deutliche Zunahme der Festigkeit für die kleinere Laminatdicke beobachtet. Von Lodeiro et al. [75] wurden die interlaminaren Zugeigenschaften für verschiedene Probekörperformen und unterschiedliche FKV-Materialien gegenüber gestellt. Als Probekörper wurden nicht taillierte und taillierte Blockgeometrien mit quadratischem Querschnitt und unterschiedlicher Prüflänge verwendet. Bei den taillierten Proben mit elliptischer und kreisförmiger Verjüngung lagen keine parallelen Seitenflächen innerhalb der Prüflänge vor, ein sogenannter RARDE-Probekörper ( $t = 40$  mm) wies trotz Taillierung im mittleren Teil parallel verlaufende Kanten zur Dehnungsmessung auf. Im Rahmen der Untersuchungen zeigten sich insgesamt gute Übereinstimmungen hinsichtlich der Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte der verschiedenen Probekörper. Zusammenfassend wurde festgestellt, dass sich zur Steifigkeitsmessung nicht-taillierte Blockproben grundsätzlich eignen und die Festigkeit mit taillierten, kreisförmigen oder quadratischen Prüfkörpern ermittelt werden kann.

Auch von Ferguson et al. [78] wurde eine Probengeometrie an verschiedenen FKV-Materialien untersucht, die trotz einer Taillierung in der Mitte parallele Seitenflächen zur Dehnungsmessung aufweist (DERA-Probekörper). Hierbei betrug die Prüflänge

(Materialdicke) entweder 20 oder 40 mm. FE-Analysen zeigten, dass sich im mittleren Probekörperbereich unter Zugbelastung eine sehr homogene Spannungsverteilung einstellt. Die sogenannte ARCAN-Prüfvorrichtung, die die Bestimmung interlaminarer Kennwerte von [0/90]-CF-EP-Gelegen auch unter kombinierten Zug- und Schubbelastungen erlaubt, wurde von Hartung [91] zur Charakterisierung verwendet. Dabei werden Probekörper mit einer Prüflänge von 40 mm benötigt, die an zwei Seitenflächen tailliert sind, so dass an den ebenen Seitenflächen eine Dehnungsmessung möglich ist. Die generierten Spannungs-Verzerrungs-Kurven zeichneten sich durch eine hohe Reproduzierbarkeit aus und wurden zur Validierung eines Versagensmodells heran gezogen.

Von der American Society for Testing and Materials (ASTM) wurde im Jahr 2007 eine Norm zur Bestimmung der Zugeigenschaften von FKV-Materialien mit einer intralaminaren Faserverstärkung in diskontinuierlicher oder endloser Form in Laminatdickenrichtung veröffentlicht [87]. Darin werden zwei runde Probekörperformen mit und ohne Taillierung und die Dehnungsmessung mittels Dehnungsmessstreifen (DMS) angeführt. Die Probendurchmesser sollen zwischen 20 und 28 mm und die Materialdicke mindestens 2,5 mm betragen. Bezüglich der Krafteinleitungselemente wird die Verwendung von Stahl anstelle weicherer Materialien, wie z.B. Aluminium, empfohlen. Die Bestimmung des Zug-Elastizitätsmoduls senkrecht zur Laminebene sollte mit DMS zwischen 0,05 und 0,15 % Dehnung bei einer Prüfgeschwindigkeit von 0,1 mm/min erfolgen. Allerdings hängen hierbei die Ergebnisse der Dehnungsmessung von der Messgitterlänge der DMS und deren radialer Position auf der Probe ab. Dazu wurden von Hara et al. ([89], [90]) Versuche mit verschiedenen Laminataufbauten, Laminatdicken und Taillierungen durchgeführt. Auch der sich bei der Festigkeitsermittlung einstellende Spannungszustand wurde mittels FE-Analysen untersucht. Trotz der bei einer UD-Schicht vorliegenden transversalen Isotropie wurden in diesen beiden Arbeiten bei der Untersuchung von UD-Laminaten teilweise unterschiedliche Festigkeiten in 2- und 3-Richtung festgestellt. Von Mespoulet et al. [73] wurden an CF-UD-Gelegen in Laminatdickenrichtung höhere Festigkeiten in der Ebene als senkrecht zur Faserorientierung gemessen. Ebenfalls an CF-UD-Laminaten wurden von Lagace und Weems [71] gegenteilige Beobachtungen veröffentlicht.

Bezüglich der Untersuchung interlaminarer Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte von 3D-verstärkten FKV-Materialien sind in der Literatur nur wenige Ergebnisse zu finden. Von Karkkainen et al. [76] wurden Zugversuche an 3D-GF-EP-Geweben durchgeführt und zusätzlich der Spannungszustand in der belasteten Probe über FE-Analysen ermittelt. Im Rahmen dieser Untersuchung wurden Proben mit einer Prüflänge von 20 mm verwendet, wobei die Prüfkörper runde und quadratische Querschnitte mit Taillierungen aufwiesen. Die Dehnungsmessung erfolgte optisch mittels Grauwert-Korrelation. Probekörper mit quadratischem Querschnitt lieferten kleinere Streuungen der Ergebnisse und damit zuverlässigere Kennwerte. Von Iwahori et al. [92] wurden Zugversuche an mit Kevlar<sup>®</sup> vernähten, quasi-isotropen CF-EP-Laminaten ( $t = 4$  mm) senkrecht zur Laminebene durchgeführt. Die Probekörper hatten einen quadratischen Querschnitt, wobei durch eingebrachte Einkerbungen allerdings lediglich ein Nähgarn im Versuch belastet wurde. Während des Versuches wurde durch die aufgenommene Kraft und die Verformung zusätzlich die Energieaufnahme ermittelt. Ähnliche Versuche wurden auch von Treiber et al. [96] durchgeführt, wobei Glas- und Kohlenstoff-Garne zum Einsatz kamen. Die quadratischen Proben (20x20 mm<sup>2</sup>, Dicke 4 mm) enthielten in der Mitte einen Tufting-Nähstich. Nielsen et al. ([84], [85]) untersuchten den Einfluss einer strukturellen Vernähung auf die Zug- und Druckeigenschaften senkrecht zur Laminebene. Dazu wurden MAG-Laminat mit einer Dicke von jeweils 8 mm mit einem Kohlenstoffgarn vernäht und zu einer 40 mm dicken Gesamtpreform gestapelt, die anschließend über RTM-Verfahren infiltriert wurde. Hieraus wurden Probekörperformen nach [78] hergestellt. Die Vorgehensweise eignet sich zur Bestimmung der Zugsteifigkeit und der Druckeigenschaften (Elastizität und Festigkeit), jedoch nicht für die Messung der Zugfestigkeit. Untersuchungen zum Einfluss der strukturellen Vernähung auf die Druckeigenschaften senkrecht zur Laminebene wurden von Koissin et al. [95] durchgeführt. In den Untersuchungen wurden quadratische Probekörperquerschnitte (20x20 mm<sup>2</sup>) verwendet und die Dehnung optisch basierend auf der Grauwertkorrelation ermittelt. Wie bei der experimentellen Bestimmung der Zugeigenschaften senkrecht zur Laminebene kommen auch für die Charakterisierung der interlaminaren Schubeigenschaften von FKV-Werkstoffen verschiedene Prüfmethode in Betracht. Einen Überblick zu dieser Thematik liefern Broughton et al. [80]. In der Praxis werden hauptsächlich drei verschiedene Konfigurationen angewandt: ein kurzer Flachprobekörper

[100], der einer Drei-Punkt-Biegebelastung ausgesetzt wird (Short-beam-Test, SBT), ein beidseitig gekerbter Flachprobekörper, der zug- [98] oder druckbelastet [99] wird (Double-notch Test, DNT) oder ein beidseitig V-förmig eingekerbter Probekörper (V-notched-beam- oder Iosipescu-Test [101]). Die Herausforderung bei der Durchführung von interlaminaren Schubversuchen ist die Erzeugung eines möglichst homogenen Schubspannungszustandes ([80], [107]). Der Short-beam-Test und der Double-notch-Test eignen sich für die Bestimmung von Festigkeitskennwerten, während mit Hilfe des Iosipescu-Tests sowohl Elastizitäts- als auch Festigkeitskenngrößen ermittelt werden können. Bei den gewonnenen Messwerten ist allerdings zu beachten, dass die SBT-Methode nur scheinbare interlaminare Schubfestigkeitskennwerte liefert, da unter der Lasteinleitung Druckspannungen vorliegen, die das Ergebnis beeinflussen können. Bei der Verwendung von DNT-Probekörpern werden zuverlässige Festigkeitskennwerte ermittelt, die im Allgemeinen gut mit denen des Iosipescu-Tests übereinstimmen ([80], [108]). Bei den Versuchen ist auf die seitliche Abstützung des Probekörpers zur Unterbindung von Biegedehformationen und die exakte Einhaltung der Kerbtiefe zu achten. Der Iosipescu-Test erfordert Laminatdicken von mindestens 10 mm [80], in [101] werden 20 mm vorgeschrieben. Ein weiterer Vorteil neben der gleichzeitigen Bestimmung von Elastizitäts- und Festigkeitskennwerten ist die Anwendbarkeit des Tests in allen drei Materialebenen ( $x$ - $y$ ,  $x$ - $z$  und  $y$ - $z$ -Ebene) [80].

Zur Untersuchung der interlaminaren Schubeigenschaften von FKV-Materialien ohne Verstärkung in Dickenrichtung liegen zahlreiche Arbeiten vor, in denen die zuvor aufgeführten Prüfmethode verwendet wurden. Beispiele für die Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Schubfestigkeit mittels SBT-Proben finden sich in [118], [119] und [120]. Der Iosipescu-Test wurde unter anderem in [107], [110], [115] und [116] angewandt, DNT-Probekörper wurden in [108], [109], [116] und [117] eingesetzt. Dagegen wurde bei der Charakterisierung der interlaminaren Schubeigenschaften von 3D-verstärkten FKV-Materialien fast ausschließlich die Drei-Punkt-Biege-Prüfung mittels SBT-Proben verwendet [27], wobei hier zusätzliche Schäden außerhalb der gewünschten Delaminationsebene auftreten können, welche das Messergebnis signifikant beeinflussen [26]. Beispiele für die Anwendung von SBT-Prüfungen an FKV-Materialien mit Verstärkungen in Dickenrichtung sind in [26], [106], [111] und [114] beschrieben. Neben 3D-CF-Preformen wurden strukturell mit Glas-, Kohlenstoff- oder Kevlar<sup>®</sup>-Garnen vernähte GF-, AF- oder CF-EP-MAG

betrachtet. Du et al. [105] sowie Kamiya und Chou [113] setzten DNT-Probekörper zur Messung der interlaminaren Schubfestigkeit an strukturell vernähten MAG-Laminaten ein. Nielsen [85] nutzte den Iosipescu-Test zur Bestimmung von interlaminaren Schubelastizitäts- und festigkeitskennwerten strukturell vernähter CF-EP-Lamine. Allerdings wurde, wie auch bei den durchgeführten interlaminaren Zugversuchen, nicht über die gesamte Laminatdicke vernäht, sondern die Gesamtpreformdicke durch Stapelung mehrerer vernähter Einzelpreforms erreicht, was die Versuchsergebnisse beeinflussen kann.

Einen vollständig anderen Ansatz zur Bestimmung von dreidimensionalen Elastizitätskenngrößen von FKV-Materialien bietet die Ultraschalltechnik, bei der mit Hilfe von Materialdichte und Wellenausbreitungsgeschwindigkeit die Elastizitätskenngrößen berechnet werden können. Die Technik liefert gute Übereinstimmungen mit Ergebnissen mechanischer Prüfmethode [75]. Allerdings sind mit dieser Methode Festigkeitskenngrößen nicht bestimmbar.

Die angeführten Beispiele zur experimentellen Bestimmung der interlaminaren Zug- und Schubeigenschaften zeigen, dass eine Vielzahl von Prüfmethode zur Messung von Elastizitäts- und Festigkeitskennwerten vorliegt, was den Vergleich der vorliegenden Kennwerte erschwert.

### 3.1.5 Experimentelle Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von Multifilamentgarnen

Bei der Fertigung 3D-verstärkter FKV-Materialien werden während des strukturellen Nähprozesses die Garneigenschaften durch Reibung beeinflusst. Reibung tritt zwischen benachbarten Garnfilamenten sowie durch Kontakt mit den zu vernähten Fasern des Geleges und dem Nadelauge des Nähautomaten auf. Auch die Verknotung zwischen Ober- und Unterfaden, wie beispielsweise beim Doppelsteppstich, kann sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften auswirken [53]. Deshalb ist damit zu rechnen, dass das Garn nach dem Vernähen andere Eigenschaften im Vergleich zum Auslieferungszustand aufweist.

Die mechanischen Eigenschaften von Multifilamentgarnen können beispielsweise nach ASTM D 2256 [45] oder ISO 3341 [46] ermittelt werden. Arbeiten zur mechanischen Charakterisierung von Garnen finden sich vor allem im Bereich von textilbewehrten Betonwerkstoffen. Beispielsweise ist in [47] eine kritische Beurteilung der

beiden Prüfnormen enthalten, wobei bei der Verwendung von ASTM D 2256 auf Probleme bezüglich der Garneinspannung hingewiesen wird. Von Banholzer [49] und Abdkader [48] wurden Verfahren zur berührungslosen optischen Deformationsmessung im Rahmen von Garnzugversuchen beschrieben. Al-Masri und Wulfhorst [51] untersuchten die Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften von AR-Glas-Rovings vor und nach der Verarbeitung zu einem biaxialen MAG. Dransfield et al. [50] untersuchten den Einfluss des Nähprozesses auf die Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften von Kohlenstoff- und Kevlar<sup>®</sup>-Garnen, die durch den modifizierten Doppelsteppstich in CF-Gelege eingebracht wurden. Die Messungen ergaben Abminderungen der Festigkeit und des E-Moduls um bis zu 35 bzw. 23 %.

### 3.1.6 Potentiale und Anwendungen strukturell vernähter MAG-Lamine

Die strukturelle Nähtechnik bietet ein enormes Potential zur Verbesserung der interlaminaren mechanischen Eigenschaften von MAG-Laminen ([25], [19], [95] und [102]) oder zur Realisierung integraler FKV-Bauweisen ([9], [16], [21] und [36]). Gleichzeitig ist das Nähverfahren, verglichen mit alternativen Prozessen zur Herstellung von 3D-Faserarchitekturen, wie beispielsweise Weben, Flechten und Stricken, am einfachsten zu handhaben und benötigt den geringsten Investitionsaufwand im Hinblick auf die Maschinenteknik [23]. Innerhalb der letzten drei Jahrzehnte wurden intensive Untersuchungen hinsichtlich des Einflusses der strukturellen Verstärkung auf bruchmechanische Eigenschaften, wie der Ausbreitung von Delaminationen unter Mode-1- und Mode-2-Belastung, unternommen. Auch die Restdruckfestigkeit nach einer Impaktbelastung senkrecht zur Laminebene (compression after impact, CAI) war Gegenstand intensiver Forschungsarbeiten. Dabei wurden für strukturell vernähte MAG-Lamine maximale Steigerungen der Energiefreisetzungsraten um den Faktor 32 (Mode-1-Belastung) beziehungsweise neun (Mode-2-Belastung) publiziert ([23], [28], und [29]). Durch eine strukturelle Vernähung konnte die Schadensfläche nach einer Impaktbelastung um bis zu 40 % reduziert [30] und die Restdruckfestigkeit um maximal 50 % gesteigert werden [31]. Ein umfassender Überblick sowie ausführliche experimentelle Ergebnisse wurden von Heß [140] erarbeitet, der an einem zehnlagigen orthotropen CF-EP-Laminat (strukturell vernäht und unvernäht) die Energiefreisetzungsraten unter Mode-1-Belastung und die CAI-Festigkeiten nach einer Impaktbeanspruchung in Höhe von 30 J ermittelte. Im Rahmen

dieser Studie wurden 32 Prüfkfigurationen untersucht, wobei Prüfrichtung (globale  $x$ - oder  $y$ -Richtung des Laminats), Stichlänge (3,3 oder 5,0 mm), Nahtabstand (3,3 oder 5,0 mm), Stichrichtung (parallel oder senkrecht zur  $x$ -Richtung des Laminats) und Garnfeinheit (68 oder 136 tex) systematisch variiert wurden. Je nach Prüfrichtung wurden unterschiedliche Steigerungen der Energiefreisetzungsraten gegenüber dem unvernähten Referenzlaminat festgestellt, die in  $x$ - und  $y$ -Richtung im Mittel 76 bzw. 183 % betragen. Die Garnfeinheit hatte den größten Einfluss auf die Steigerung der Energiefreisetzungsraten, die maximale  $z$ -Verstärkungsdichte (pro Quadratmeter eingebrachte Garnfeinheit) führte zu einer Steigerung um den Faktor fünf. Hinsichtlich der Restdruckfestigkeit und der Schadensausbreitung infolge des Impakts führte die strukturelle Vernähung zu einer maximalen Zunahme von 48 % bzw. zu einer Abminderung von 72 % gegenüber dem unvernähten Laminat.

Im Hinblick auf die interlaminare Schubfestigkeit wurden von Adanur et al. [103] Versuche an mit Kevlar<sup>®</sup>-Garnen (70 tex) vernähten GF-EP-Geweben durchgeführt. Dabei wurden drei verschiedene Laminatdicken untersucht und Nahtabstände von 5, 10, 15 und 20 mm bei gleichbleibender Stichlänge realisiert. Die scheinbare interlaminare Schubfestigkeit wurde mittels SBT-Proben bestimmt. Es zeigte sich, dass die Nähkonfigurationen mit der höchsten Stichdichte zu einer moderaten Abnahme der scheinbaren interlaminaren Schubfestigkeit führten, wohingegen die niedrigste Stichdichte die größte Steigerung von circa 15 % zur Folge hatte. Als Ursache wurde vermutet, dass mit zunehmender  $z$ -Verstärkungsdichte die Schädigung der In-plane-Fasern durch den Nähprozess ansteigt, wodurch der positive Effekt durch die Out-of-plane-Garne wieder aufgehoben wird. Dagegen wurden von Cholarakara et al. [104] bei der Untersuchung von Kevlar<sup>®</sup>-EP-Laminaten eine proportional mit der Stichdichte steigende, scheinbare interlaminare Schubfestigkeit, bezogen auf das unvernähte Laminat, festgestellt. Die Ursache hierfür wurde in der Unterdrückung von Delaminationen durch die eingebrachten Nähgarne gesehen. Ähnliche Tendenzen wurden auch von Du et al. [105] bei der strukturellen Vernähung von CF-EP-Laminaten festgestellt. Hier wurde eine maximale Steigerung der interlaminaren Schubfestigkeit um bis zu 26 % beobachtet. Jain et al. [102] stellten dagegen bei CF-EP-Laminaten mit einer strukturellen Vernähung durch Kevlar<sup>®</sup>-Garne unabhängig von der Stichdichte keine Veränderungen der interlaminaren Schubfestigkeit im Vergleich zum unvernähten Laminat fest. Von Mouritz et al. [106] wurden GF-VE-Lamine mit



Kevlar<sup>®</sup>-Garnen (127 tex) strukturell vernäht und die scheinbare interlaminare Schubfestigkeit vor und nach dem Aufbringen von Impaktbelastungen untersucht; Stichlänge und Nahtabstand betragen 5 bzw. 3 mm. Dabei ergab sich bei den Proben ohne Impaktbelastung durch die strukturelle Vernähung eine Abnahme der scheinbaren interlaminaren Schubfestigkeit in Höhe von ungefähr 12 %. Die Untersuchung des Schadensverhaltens zeigte, dass während der interlaminaren Schubbelastung erste Schädigungen in Form von Delaminationen im Bereich der eingebrachten Nähgarne entstehen und sich von dort weiter ausbreiten. Die Schubversuche im Anschluss an die Impaktbelastungen, in denen die Impaktenergie und -anzahl variiert wurden, ließen einen positiven Effekt der strukturellen Vernähung auf die scheinbare interlaminare Schubfestigkeit ebenfalls nicht erkennen. Unterschiede in Bezug auf das Versagensverhalten von unvernähten und strukturell vernähten DNT-Proben wurden von Kamiya und Chou [113] festgestellt. In ihren Versuchen wurden quasi-isotrope CF-EP-Lamine mit Kohlenstoffgarnen (40 tex) vernäht, wobei die Stichlänge 3 mm betrug und der Nahtabstand zwischen 3, 6 und 9 mm variierte. Bei den unvernähten CF-EP-Laminen stieg die Kraft bis zum Delaminationsversagen kontinuierlich an, nach dem Erreichen der Maximalkraft erfolgte ein plötzlicher Abfall gegen Null. Die strukturell vernähten Lamine wiesen ein zweistufiges Versagenverhalten auf. Einem ersten Kraftpeak, nach dem die Kraft infolge von Delaminationen abfiel, folgte ein zweiter Kraftanstieg bis zum Totalversagen durch Nähgarnbruch. Allerdings konnte durch das strukturelle Vernähen die Maximalkraft gegenüber dem unvernähten Laminat nicht gesteigert werden.

Analog zur interlaminaren Schubfestigkeit wurden auch bezüglich des Einflusses der strukturellen Vernähung auf die Kerbdruckfestigkeit gegensätzliche Ergebnisse gefunden. Insgesamt betrachtet liegen wenig experimentelle Ergebnisse vor, die meisten Untersuchungen wurden dabei an quasi-isotropen Laminen mit einer zentrischen Bohrung und einem Durchmesser von 6,35 mm ( $\frac{1}{4}$  Zoll) durchgeführt. Mouritz et al. [26] liefern einen Überblick über verschiedene Untersuchungen an CF-EP-Laminen mit Stichdichten von 0,1 Stichen pro Millimeter und variablem Verhältnis von Bohrungsdurchmesser zu Probenbreite. Bei den dargestellten Ergebnissen kamen Kevlar<sup>®</sup>-, Glas- und Kohlenstoffgarne unterschiedlicher Garnfeinheit zum Einsatz. Bis auf eine Ausnahme wurden Steigerungen der Kerbdruckfestigkeit infolge der strukturellen Vernähung festgestellt. Die Versuche von Dow und Smith [124] an strukturell

vernähten, quasi-isotropen CF-EP-Laminaten (Kevlar<sup>®</sup>-, Glas- und Kohlenstoffgarne) mit zwei verschiedenen Bohrungsdurchmessern (6,35 und 12,7 mm) zeigten, dass durch das Einbringen der  $z$ -Verstärkung im Vergleich zum unvernähten Laminat die Kerbdruckfestigkeiten sich nicht wesentlich änderten. Portanova et al. [122] führten Versuche an quasi-isotropen CF-EP-Laminaten durch, die mit einem S2-Glasgarn (Doppelsteppstich, Garnfeinheit 409 tex, Stichlänge und Nahtabstand 3,2 mm) strukturell vernäht wurden. Die zentrische Bohrung wies einen Durchmesser von 6,35 mm auf. Durch die Vernähung wurde die Kerbdruckfestigkeit um ungefähr 19 % reduziert. Kerbdruckversuche, die den Einfluss unterschiedlicher Umgebungsbedingungen bei strukturell vernähten Laminaten untersuchten, wurden von Chen et al. [126] an quasi-isotropen CF-EP-Laminaten durchgeführt. Die Vernähung wurde in Form eines Kevlar<sup>®</sup>-Garnes eingebracht (Garnfeinheit 156 tex, Stichlänge und Nahtabstand jeweils 5 mm, Stichrichtung 0, 45 und 90 ° zur  $x$ -Richtung des Laminats). Bei der Prüfung bei Raumtemperatur und trockener Umgebung wurde ein positiver Einfluss der strukturellen Vernähung auf die Kerbdruckfestigkeit unabhängig von der Stichrichtung beobachtet werden. Nach einer siebentägigen Einlagerung in Wasser (70 °C) und anschließender Prüfung bei 150 °C konnte ein positiver Effekt der  $z$ -Verstärkung jedoch nicht mehr festgestellt werden. Iwahori und Ishikawa [112] stellten an strukturell vernähten, quasi-isotropen CF-EP-Laminaten (68-tex-Kohlenstoffgarn, Stichlänge und Nahtabstand jeweils 3 mm) Verbesserungen der Kerbdruckfestigkeit von bis zu 10 % gegenüber dem unvernähten Laminat fest. Tracy und Kedward [127] bestimmten Kerbdruckfestigkeitskennwerte an orthotropen CF-EP-Laminaten, die mit einem modifiziertem Doppelsteppstich (178-tex-Kevlar<sup>®</sup>-Garn, 6,2 Stiche/cm<sup>2</sup>) vernäht wurden, für unterschiedliche Verhältnisse von Bohrungsdurchmesser zu Probenbreite. Allerdings wurden unvernähte Referenzlamine nicht untersucht. In den Experimenten führten steigende Bohrungsdurchmesser zu einer höheren Abnahme der Kerbdruckfestigkeit.

Die teilweise deutliche Steigerung der Kerbdruckfestigkeit von MAG-Laminaten durch das Vernähen wird verschiedenen Ursachen zugeordnet. Als Versagensinitiierung werden sowohl für unvernähte als auch für strukturell vernähte Lamine Knickbänder („kink bands“) angesehen, die sich an den Bohrungsrändern im Bereich der Druckspannungsspitzen ausbilden. Die Knickbänder wachsen mit steigender Last vom Bohrungsrand in Richtung des Probekörperstands ([26], [121] und [126]). Da die

Druckspannung in Wachstumsrichtung der Knickbänder abfällt, kann sich bei steigender Druckbelastung ein stabiles Wachstum der Knickbänder einstellen, das ein sofortiges Versagen verhindert. Treten in einem unvernähten Laminat zusätzlich Delaminationen auf, so können diese der gleichmäßigen Ausbreitung der Knickbänder zuvorkommen und das Totalversagen früher herbeiführen. Durch die strukturellen Nähte kann die Delaminationsbildung behindert werden. Die  $z$ -Verstärkung kann darüber hinaus einen positiven Effekt auf das Verhältnis von  $E_{x,y}^c/G_{xy}$  haben ( $E_{x,y}^c$  Druck-Elastizitätsmodul in  $x$ - oder  $y$ -Richtung,  $G_{xy}$  Schubmodul), welches den Spannungskonzentrationsfaktor  $K$ , der die Spannungsüberhöhung am Bohrungsrand beschreibt, maßgeblich beeinflusst. Untersuchungen zeigten, dass  $E_{x,y}^c$  durch das Vernähen stärker als  $G_{xy}$  abgemindert wird, was eine Reduzierung von  $K$  und damit eine Abminderung der Spannungskonzentration zur Folge hat ([26], [133] und [140]).

Die Kerbzugfestigkeit von orthotropen CF-EP-Laminaten mit kreisförmig um die Bohrung angeordneten Nähten wurde von Han et al. [125] charakterisiert. Dabei wurde ein modifizierter Doppelsteppstich (178 tex Kevlar<sup>®</sup>-Garn) mit variabler Stichlänge, Nahtabstand und -anzahl eingesetzt. Bei allen Nähkonfigurationen konnte die Kerbzugfestigkeit gegenüber der unvernähten Referenz gesteigert werden, die maximale Zunahme betrug 14 %. Dagegen wurde von Thuis und Bron bei strukturell vernähten quasi-isotropen MAG-Laminaten festgestellt, dass je nach Stichdichte die Kerbzugfestigkeit gegenüber dem unvernähten Laminat um bis zu 56 % reduziert wird [26].

Von Iwahori et al. [92] wurden einachsige Zugversuche an strukturell vernähten (68-tex-Kohlenstoff- und 111-tex-Kevlar<sup>®</sup>-Garn) CF-EP-Laminaten in Laminatdickenrichtung durchgeführt und die Energieaufnahme während des Versagensprozesses bestimmt, wobei sich Steigerungen um den Faktor drei durch die Vernähung ergaben. Die Biegefestigkeit kann ebenfalls durch die 3D-Verstärkung gesteigert werden, hierbei wurden Verbesserungen um bis zu 75 % festgestellt [26].

Auch in Bezug auf das Versagensverhalten von Stringer-Haut-Verbindungen (T-Verbindung) sind durch Einbringung von strukturellen Nähten im Verbindungsbereich Steigerungen möglich. Cartié et al. [32] verglichen hierzu das quasi-statische und das Ermüdungsverhalten von getufteten harzinfiltrierte T-Verbindungen (S-Glasgarn, 190 tex, Stichlänge und Nahtabstand jeweils 3,5 mm) im Zugschwellbereich mit konventionellen Prepreg-Strukturen. Im statischen Versuch wurde durch die 3D-Ver-

stärkung eine doppelt so hohe Versagenslast ermittelt und die Anzahl der Lastzyklen bis zum Totalversagen stieg infolge des Tuftings um das 12-fache an.

Von Nielsen ([84], [85]) und Koissin [95] wurden die interlaminaren Zug- und Druck-Elastizitätskenngrößen unter einaxialer Belastung untersucht. Dabei verwendete Nielsen einen mit einem PES-Garn umhäckelten Kohlenstoffrovving [97] zur strukturellen Vernähung eines CF-EP-Laminats (Stichlänge und Nahtabstand jeweils 5,0 mm). Durch die 3D-Verstärkung wurde eine Steigerung des Zug-E-Moduls senkrecht zur Laminebene in Höhe von 7 % erreicht. In [95] wurde der Druck-Elastizitätsmodul von getufteten CF-EP-Laminaten (Nahtabstand und Stichlänge jeweils 5, 7 oder 9 mm, 67-tex-Kohlenstoffgarn) mit der unvernähten Referenz verglichen, wobei Steigerungen um bis zu 22 % erzielt wurden. In [140] sind weitere Beispiele angeführt, in denen das Potential der strukturellen Vernähung im Bezug auf einschnittige Verbindungen (Steigerung der statischen Verbindungsfestigkeit um bis zu 70 %) oder die Integration von Lasteinleitungen gezeigt wurde.

Neben den positiven Effekten des strukturellen Vernähens bezüglich der interlaminaren mechanischen Eigenschaften von FKV-Werkstoffen müssen jedoch meistens auch Abminderungen der intralaminaren Eigenschaften in Kauf genommen werden. Diese werden durch die infolge des Nähprozesses entstehenden Reinharzgebiete und die damit verbundenen In-plane-Faserondulationen hervorgerufen. Die intralaminaren Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte werden unter Zug- und Druckbelastung im Durchschnitt um etwa 10 bis 20 % abgemindert [139]. Häufig wird in der Literatur nur der Einfluss der strukturellen Vernähung in Bezug auf die Stichdichte dargestellt, was zu gegensätzlichen Aussagen führt. So lieferten identische Stichdichten beispielsweise im Hinblick auf die Zugfestigkeit sowohl Steigerungen von bis zu 25 % als auch Abminderungen in Höhe von 60 % ([130], [140]). Aus diesem Grund wurden von Roth und Heß ([130], [140]) breit angelegte Parameterstudien durchgeführt. In den Arbeiten wurde eine systematische Variation von Garnfeinheit, Stichlänge, Nahtabstand und Stichrichtung umgesetzt und die Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte unter Zug-, Druck- und Schubbelastung in der Laminebene untersucht. Durchgeführte Varianzanalysen zeigten, dass die Garnfeinheit bezogen auf die Zug-Elastizitäts- und Zugfestigkeitskennwerte sowie hinsichtlich der Druckfestigkeit den größten Einfluss hat und zu größeren Abminderungen der Kennwerte führte. Betrachtet man den Druck-Elastizitätsmodul konnte keine eindeutige Tendenz

beobachtet werden. Für den Schubmodul und die -festigkeit wurden durch das Vernähen durchschnittliche Abnahmen in Höhe von 7 bzw. 15 % festgestellt. Auch hier zeigte sich die Garnfeinheit als dominierender Nähparameter.

Aufgrund der vielfältigen Möglichkeiten der Nähtechnik, die auf der Ebene von Probekörpern und einfachen Strukturelementen nachgewiesen wurden, folgte die Umsetzung der Technik auch in industriellen Anwendungen. Hierzu zählen vor allem die Luftfahrtindustrie (Abbildung 3-3), aber auch im Maschinenbau oder in der Automobilindustrie finden sich Beispiele für 3D-Vernähungen sowohl zur Stabilisierung und Montage von Preformen als auch zur gezielten strukturellen Verstärkung.

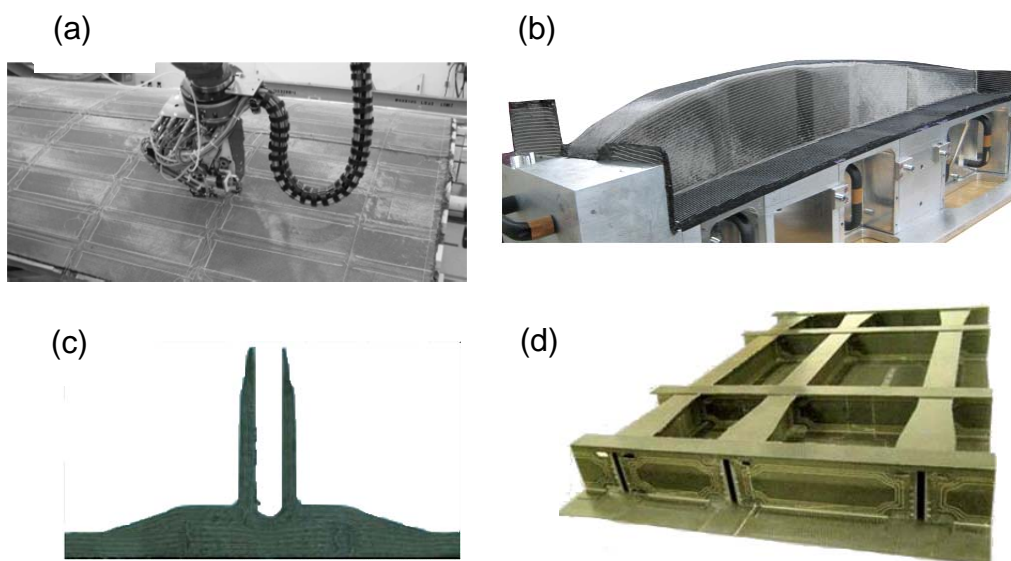


Abbildung 3-3: Beispiele für die Anwendung der Nähtechnik im Flugzeugbau: (a) Aufnähen von Versteifungselementen auf Schalenstruktur [9], (b) Lasteinleitungsrippe für eine CFK-Landeklappe [16], (c) Pi-Verbindungselement [38], (d) CFK-Türstruktur [36]

Im Rahmen eines EU-Forschungsprojektes [36] wurde eine Türstruktur für zivile Flugzeuge in Preform-LCM-Technik realisiert, wobei die Preform strukturelle und nicht strukturelle Nähte enthielt. Gegenüber konkurrierenden FKV-Fertigungstechnologien konnten Gewichts- und Kostenreduktionen von jeweils 10-15 % aufgezeigt werden. Ein dickwandiger Beschlag einer Flügelstruktur (sidestay fitting) wurde innerhalb des EU-Projektes ALCAS [37] durch die Preform- und Harzinfiltrationstechnik gefertigt und getestet. Für die FKV-Leichtbaulösung wurden eine Gewichtseinsparung von 6 % und eine potentielle Reduzierung der Fertigungskosten um 13 % gegenüber der metallischen Referenz ermittelt. Während der Strukturtests wurde deutlich, dass die T-Verbindungen innerhalb des Bauteils die kritischsten Bereiche

darstellen, an denen das Versagen durch Zug- oder Schubspannungen in Laminatdickenrichtung auftritt. Die Fertigung von Pi-Verbindungselementen wurde im Rahmen des EU-Projektes MoJo (Modular Joints) [38] untersucht. Der Fertigungsprozess der Verbindungsstruktur beinhaltete eine strukturelle CF-Verstärkung der Einzelpreforms durch Tufting. In Dickenrichtung vernähte Preformen wurden auch zur Fertigung von Rotorblattwurzeln für Helikopter eingesetzt [39].

Das von Boeing erarbeitete PRSEUS-Konzept (Pultruded Rod Stitched Efficient Unitized Structures, siehe Abbildung 1-3) besteht aus strukturell vernähten Haut-Stringer-Verbindungen, die strukturelle Verstärkung in Dickenrichtung soll eine bessere Schadenstoleranz durch eine gezielte Steuerung der Versagensfortschritts ermöglichen ([7], [9]). Gleichzeitig soll durch modulare Strukturen eine 10%-ige Gewichtseinsparung gegenüber konventionellen FKV-Bauweisen erzielt werden [40]. Innerhalb des Projektes AutoPreforms [41] wurde ein Hard-Top-Autoverdeck in Preform-LCM-Bauweise realisiert, das zur Versteifung vernähte Stringer-Schale-Strukturen enthielt. Eine weitere Anwendung aus dem Kampfflugzeugbereich [42] ist die Umsetzung einer CFK-Radaufhängung, die aus 2D-Geflechtem mit lokaler 3D-Verstärkung besteht. In einer Studie wurde demonstriert, dass ein Gewichtseinsparpotential von 50 % gegenüber der bisherigen metallischen Lösung besteht. Strukturelle Vernähungen, die das Entstehen und die Ausbreitung von Delaminationen in Lasteinleitungsbereichen von FKV-Strukturen verhindern sollen, sind in einer CFK-Lasteinleitungsrippe einer Landeklappe enthalten, die innerhalb des Luftfahrtforschungsprogrammes (LuFoIV-I) realisiert wurde [16]. Zusätzliche Anwendungsbeispiele der 3D-Nähtechnik aus dem Luftfahrt- und Maschinenbausektor sind in [140] angeführt.

## **3.2 Einheitszellenmodellierung von Faser-Kunststoff-Verbunden**

### **3.2.1 Vorgehensweise**

Der Einheitszellenmodellierung liegt das Prinzip zugrunde, dass ein repräsentatives Teilvolumen alle notwendigen Merkmale eines mehrphasigen Werkstoffes enthält, um dessen globales Verhalten beschreiben zu können. Weiterhin wird angenommen, dass die aus den Einzelphasen abgeleiteten, homogenisierten mechanischen Eigenschaften der Einheitszelle (EZ) denen des globalen Werkstoffes entsprechen [158]. Werden auf die Einheitszelle beispielsweise Verzerrungen in Form von

Knotenverschiebungen aufgebracht, so werden mit dem Modell homogenisierte Spannungen, die sich aus den Reaktionskräften ergeben, wie folgt berechnet [129]:

$$\bar{\sigma}_{ij} = \frac{1}{V} \int_V \sigma_{ij} dV. \quad (4.1)$$

In Gl. (4.1) stellt  $V$  das Volumen der Einheitszelle dar,  $\bar{\sigma}_{ij}$  und  $\sigma_{ij}$  sind die homogenisierten bzw. lokalen Komponenten des Spannungstensors. Mit Hilfe von  $\{\bar{\sigma}_{ij}\}$  und des Verzerrungstensors  $\{\bar{\varepsilon}_{kl}\}$  kann dann, basierend auf dem Hookeschen Gesetz, der Elastizitätstensor bestimmt werden:

$$\{\bar{\sigma}_{ij}\} = [C_{ijkl}] \cdot \{\bar{\varepsilon}_{kl}\}. \quad (4.2)$$

Besondere Aufmerksamkeit ist auf die Wahl der Randbedingungen zu legen, da diese die Berechnung des Elastizitätstensors beeinflussen können [163]. Im Allgemeinen werden in der Literatur Verformungen auf die Ränder des Einheitszellenmodells aufgebracht und analog zu Gl. (4.1) die sich einstellenden Spannungen ermittelt. Für die Aufbringung der Verformung kommen zwei verschiedene Arten von Randbedingungen, nämlich Verschiebungsrandbedingungen (VRB) und periodische Randbedingungen (PRB), in Betracht. Bei der Anwendung von PRB sind die Knoten gegenüberliegender Ränder des EZ-Modells durch Zwangsbedingungen gekoppelt, wodurch sich identische Verformungszustände bilden. Folglich liegen im verformten Zustand bei unregelmäßiger Phasenverteilung innerhalb des EZ-Modells unebene Ränder vor. Bei der Verwendung von VRB können sich dagegen an allen Modellrändern unabhängige Verformungszustände ausbilden. Für beide Randbedingungsarten liegen zahlreiche Beispiele vor. So wurden in [145]-[149] und [155] PRB verwendet, wohingegen VRB in [130], [140], [143], [144] und [151] angewandt wurden. Basierend auf den wenigen vergleichenden Untersuchungen, die sich mit der Vorhersagegenauigkeit beider Vorgehensweisen ([152], [160]) beschäftigen, kann keine Empfehlung für eine der beiden Randbedingungsarten abgeleitet werden. Eine thematische Abgrenzung zwischen der Anwendung von PRB und VRB konnte nicht gefunden werden.

### 3.2.2 Anwendungsbeispiele

Die Anwendungsgebiete der EZ-Modellierung umfassen im Hinblick auf Verbundwerkstoffe ein breites Spektrum. So können beispielsweise die Eigenschaften parti-

kelverstärkter Werkstoffe numerisch abgeschätzt werden [163], auch die Einflüsse von Poren auf die mechanischen Eigenschaften [155] sowie die Abschätzung der Permeabilitätseigenschaften [159] sind durch Einheitszellenmodelle abbildbar. Bei Faser-Kunststoff-Verbunden können mit der EZ-Modellierung eine Vielzahl von Verstärkungsarchitekturen simuliert werden. So werden neben Kurzfaserverstärkungen [162] auch Lamine mit unidirektionaler Endlosfaserverstärkung ([145]-[148], [152] und [158]) betrachtet, bei denen die Einzelfasern abgebildet werden. Hierbei kann auch der Einfluss von Faserondulationen auf die Materialeigenschaften analysiert werden [154]. Für die Modellierung von MAG-Laminaten existieren Ansätze, die Einzelfasern und Matrix in einer UD-Lage abbilden ([160], [161]) oder beide Komponenten basierend auf mikromechanischen Modellen homogenisiert berücksichtigen ([159], [165]). Die EZ-Modellierung von 2D- und 3D-Geweben wird in [149] und [169] bzw. in [157] und [166] behandelt. Es existieren auch EZ-Modelle, die die mechanischen Eigenschaften von in Dickenrichtung verstärkten MAG-Laminaten betrachten. So werden in [143], [144] und [153] Verstärkungen in Form von  $z$ -Pins thematisiert, die Modellierung von Z-Fiber<sup>TM</sup>-verstärkten Laminaten wird in [150] dargestellt.

Das EU-Forschungsprojekt ITOOL hat den ganzheitlichen Ansatz zum Ziel, die gesamte Prozesskette von der Materialverarbeitung bis zur Versagensmodellierung abzubilden. Darin werden FKV-Werkstoffe mit Endlosfaserverstärkung in Form von Geweben, Geflechtern und Gelegen betrachtet, das Werkstoffverhalten wird mehrskalig modelliert ([171], [172]). Innerhalb des Projektes sollen bereits verfügbare Berechnungswerkzeuge, wie WiseTex der Katholischen Universität Leuven, zu einem Gesamtpaket zusammengeführt werden. Eine detaillierte Beschreibung der bereits verfügbaren Module findet sich in [140] und [159].

Zur Abschätzung des intralaminaren Elastizitäts- und -Festigkeitsverhaltens strukturell vernähter MAG-Lamine wurde von Roth [129] und Heß [140] ein parametrisches Einheitszellenmodell entwickelt, das auf der ANSYS<sup>®</sup>-internen Skriptsprache APDL (Ansys Parametric Design Language) basiert. Als Grundlage für den Aufbau des FE-EZ-Modells wurden an strukturell vernähten, orthotropen MAG-Laminaten die durch den Nähprozess hervorgerufenen Reinharzgebiete in jeder Einzellege über Schliffbilder vermessen. Der parametrische Modellaufbau erlaubt die Berücksichtigung von Prüfrichtung, Nährichtung, Nahtabstand, Stichtlänge und Garnfeinheit.



Innerhalb des Modellaufbaus werden die Lagenanzahl und –dicke und die Faserorientierung der Einzellagen berücksichtigt.

In jeder Einzellage liegen durch die Vernähtung gestörte Gelegebereiche sowie Reinharzgebiete vor. Den Elementen, die das Reinharzgebiet modellieren, werden die mechanischen Eigenschaften des unverstärkten Matrixsystems zugewiesen. Der gestörte Gelegebereich umfasst die in der unmittelbaren Umgebung des Nähstiches angeordneten In-plane-Fasern, die aus ihrer ursprünglichen Orientierung ausgelenkt wurden. Diese intralaminaren Ondulationen haben Auswirkungen auf die Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften. Im Modell werden deshalb in der Umgebung eines Nähstiches die Elementkoordinatensysteme der tatsächlichen Faserorientierung angepasst. Auch der gegenüber den unvernähten Laminaten abweichende Faservolumengehalt wird durch das FE-EZ-Modell erfasst. Dabei werden sowohl die globale Abnahme infolge der Dickenzunahme als auch die lokale Erhöhung in der unmittelbaren Umgebung der Einstichstelle abgebildet. Die Elastizitätseigenschaften der ungestörten und gestörten Gelegebereiche in jeder Einzellage werden auf der Basis von mikromechanischen Modellen abgeschätzt, die die Querdehnungsbehinderung der Matrix durch die Fasern vernachlässigen oder durch eine Erhöhung der Matrixelastizität berücksichtigen [6].

Die rechnerische Vorhersage der Elastizitätseigenschaften der strukturell vernähten MAG-Laminat erfolgt basierend auf der klassischen Laminattheorie. Aus diesem Grund wurden in [130] sechs Einheitslastfälle generiert, die zwei Normal- eine Schub-, zwei Krümmungs- sowie eine Drillbelastung vorgeben. Die Randbedingungen werden in Form von Knotenverschiebungen (VRB) auf die Ränder des FE-EZ-Modells aufgebracht. Über die resultierenden Knotenkräfte und -momente an den freien Rändern des Modells kann pro Lastfall eine Spalte der Steifigkeitsmatrix ermittelt werden. Durch das Invertieren der Steifigkeits- in die Nachgiebigkeitsmatrix können die Ingenieurkonstanten des vernähten Laminats, wie Scheiben-Zug- und –Druckmoduln ( $E_x^t, E_y^t, E_x^c$  und  $E_y^c$ ), Scheiben-Schubmodul  $G_{xy}$  und Querkontraktionszahlen  $\nu_{xy}$  und  $\nu_{yx}$  bestimmt werden. Heß [140] hat das von Roth erarbeitete Modell [129] um ein Modul zur kontinuumsmechanischen intralaminaren Versagensanalyse von strukturell vernähten MAG-Laminaten erweitert, wodurch die Scheiben-Zug-, -Druck- und -Schubfestigkeitskennwerte ( $R_x^t, R_y^t, R_x^c, R_y^c$  und  $R_{xy}$ ) von struk-

turell vernähten MAG-Laminaten abgeschätzt werden können. Die Zug- und Druckfestigkeiten normal und senkrecht zur Faserorientierung ( $R_{\parallel}^t, R_{\perp}^t, R_{\parallel}^c, R_{\perp}^c$ ) sowie die Schubfestigkeit ( $R_{\perp\parallel}$ ) der UD-Schichten werden über mikromechanische Modelle abgeschätzt [170]:

$$R_{\parallel}^t = [E_{f,\parallel} \cdot \varphi + E_m \cdot (1 - \varphi)] \cdot \varepsilon_{\min} \quad (4.3)$$

$$R_{\parallel}^c = [E_{f,\parallel} \cdot \varphi + E_m \cdot (1 - \varphi)] \cdot (1 - \sqrt[3]{\varphi}) \cdot \varepsilon_{\min} \quad (4.4)$$

$$R_{\perp}^t = \left[ 1 + (\varphi - \sqrt{\varphi}) \cdot \left( 1 - \frac{E_m}{E_{f,\perp}} \right) \right] \cdot R_{\perp,\min}^t \quad (4.5)$$

$$R_{\perp}^c = \left[ 1 + (\varphi - \sqrt{\varphi}) \cdot \left( 1 - \frac{E_m}{E_{f,\perp}} \right) \right] \cdot R_{\perp,\min}^c \cdot C \quad (4.6)$$

$$R_{\perp\parallel} = \left[ 1 + (\varphi - \sqrt{\varphi}) \cdot \left( 1 - \frac{G_m}{G_{f,\perp\parallel}} \right) \right] \cdot R_{\perp\parallel,\min} \cdot C. \quad (4.7)$$

Die Größen  $E_m$ ,  $E_{f,\parallel}$ ,  $E_{f,\perp}$  und  $\varphi$  bezeichnen den Elastizitätsmodul von Matrix und Faser (längs und quer) und den relativen Faservolumengehalt. Die Dehnung  $\varepsilon_{\min}$  ergibt sich aus dem Minimum der Faserbruchdehnung unter Zugbelastung  $\varepsilon_{f,\parallel,ult}^t$  und der Bruchdehnung der Matrix  $\varepsilon_m$ .  $R_{\perp,\min}^{t,c}$  und  $R_{\perp\parallel,\min}$  sind die Minima aus Faserquer- und Matrixfestigkeit unter Zug- oder Druckbelastung bzw. aus Faser- und Matrixschubfestigkeit. Der Faktor  $C$  berücksichtigt die Spannungsüberhöhung infolge von Poren. Die mit Hilfe der Gln. (4.3) bis (4.7) abgeschätzten Festigkeitskenngrößen wurden zusätzlich mit Korrekturfaktoren versehen, die die unterschiedlichen Faservolumengehalte der in [140] untersuchten UD- und MAG-Lamine berücksichtigen (Tabelle A- im Anhang).

Im Rahmen der Festigkeitsanalyse wird das Maximalspannungskriterium zur Abschätzung von Faserbruch verwendet. Die Zwischenfaserbruchanstrengung wird mit Hilfe des Wirkebenenkriteriums von Puck für den dreidimensionalen Spannungszustand evaluiert. Zunächst ist die Transformation der Einzelschichtspannungen  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$ ,  $\sigma_3$ ,  $\tau_{21}$ ,  $\tau_{31}$  und  $\tau_{32}$  in die Zfb auslösenden Spannungen  $\sigma_n$ ,  $\tau_{n1}$  und  $\tau_{nt}$  auf alle potentiellen Bruchebenen des Bruchwinkels  $\theta$  notwendig (Abbildung 3-2):

$$\begin{cases} \sigma_n \\ \tau_{nt} \\ \tau_{n1} \end{cases} = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 2cs & 0 & 0 \\ -sc & sc & (c^2 - s^2) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & s & c \end{bmatrix} \cdot \begin{cases} \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{21} \\ \tau_{31} \end{cases}, \quad \begin{array}{l} \text{mit } c = \cos \theta \\ \text{und } s = \sin \theta. \end{array} \quad (4.8)$$

Die Werkstoffanstrengung  $f_e$  wird anschließend durch den Vergleich der auf der Bruchebene wirkenden Spannungen  $\sigma_n^{t,c}$ ,  $\tau_{n1}$  und  $\tau_{nt}$  und den zugehörigen Bruchwiderständen  $R_{\perp}^t$ ,  $R_{\perp}^c$ ,  $R_{\perp\perp}^A$  und  $R_{\perp\parallel}$  ermittelt, wobei zwischen Querkzug- ( $\sigma_n > 0$ ) und Querdruckspannungen ( $\sigma_n < 0$ ) unterschieden wird:

$$\sigma_n > 0: \quad \sqrt{\left[ \left( \frac{1}{R_{\perp}^t} - \frac{p_{\perp\psi}^t}{R_{\perp\psi}^A} \right) \cdot \sigma_n \right]^2 + \left( \frac{\tau_{nt}}{R_{\perp\perp}^A} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{n1}}{R_{\perp\parallel}} \right)^2} + \frac{p_{\perp\psi}^t}{R_{\perp\psi}^A} \cdot \sigma_n = f_e \quad (4.9)$$

$$\sigma_n < 0: \quad \sqrt{\left( \frac{\tau_{nt}}{R_{\perp\perp}^A} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{n1}}{R_{\perp\parallel}} \right)^2 + \left( \frac{p_{\perp\psi}^c}{R_{\perp\psi}^A} \cdot \sigma_n \right)^2} + \frac{p_{\perp\psi}^c}{R_{\perp\psi}^A} \cdot \sigma_n = f_e. \quad (4.10)$$

Die Terme  $p_{\perp\psi}^t$  und  $p_{\perp\psi}^c$  in den Gln. (4.9) und (4.10) werden als werkstoffspezifische Neigungsparameter bezeichnet. Sie dienen dazu, die beim Übergang vom Querkzug in den Querdruckbereich vorliegenden Unstetigkeiten im Berechnungsalgorithmus berücksichtigen zu können und sind wie folgt definiert:

$$\frac{p_{\perp\psi}^{t,c}}{R_{\perp\psi}^A} = \frac{p_{\perp\perp}^{t,c}}{R_{\perp\perp}^A} \cdot \cos^2 \psi + \frac{p_{\perp\parallel}^{t,c}}{R_{\perp\parallel}} \cdot \sin^2 \psi \quad (4.11)$$

$$\cos^2 \psi = 1 - \sin^2 \psi = \frac{\tau_{nt}^2}{\tau_{nt}^2 + \tau_{n1}^2}. \quad (4.12)$$

Für die Neigungsparameter  $p_{\perp\parallel}^t$  und  $p_{\perp\parallel}^c$  wurden in [140] mangels fehlender experimenteller Größen Empfehlungen von Puck [173] verwendet ( $p_{\perp\parallel}^t = 0,35$  und  $p_{\perp\parallel}^c = 0,3$ ). Die Parameter  $p_{\perp\perp}^c$  und  $p_{\perp\perp}^t$  sowie der Wirkebenen-Bruchwiderstand  $R_{\perp\perp}^A$  sind durch

$$p_{\perp\perp}^t = p_{\perp\perp}^c = \frac{1}{2} \cdot \left( \sqrt{1 + 2 \cdot p_{\perp\parallel}^c \cdot \frac{R_{\perp}^c}{R_{\perp\parallel}}} - 1 \right) \quad \text{und} \quad (4.13)$$

$$R_{\perp\perp}^A = \frac{R_{\perp}^c}{2 \cdot (1 + p_{\perp\perp}^c)} \quad (4.14)$$

definiert. Das von Heß implementierte Festigkeitsanalysemodul ermöglicht die Unterscheidung der Zfb-Moden A, A\*, B und C. Zur Anstrengungsbewertung des Reinharzgebietes wird die maximale Hauptnormalspannung in Beziehung zur Matrixfestigkeit (Maximalspannungs-Kriterium) gesetzt.

Innerhalb der kontinuumsmechanischen Modellierung des progressiven Versagens wurde eine Degradationsanalyse in das Festigkeitsanalysemodul integriert. Diese mindert die Steifigkeitseigenschaften von Elementen, für die subkritisches Zfb-Versagen abgeschätzt wird, durch ein modifiziertes Modell nach Chiu ab. In der Degradationsanalyse wird zwischen rissöffenden (Mode A, A\*) und „überdrückten“ Rissen (Mode B, C) unterschieden, da bei Letzteren Querdruckspannungen weiterhin übertragen werden können. Die auf die faserparallele Bruchebene bezogenen Elastizitätskenngrößen wurden wie folgt abgemindert:

$$\text{Mode A, A*}: \begin{pmatrix} E_{n,\text{deg}} \\ G_{n1,\text{deg}} \\ G_{t1,\text{deg}} \\ G_{nt,\text{deg}} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0,03 \cdot E_n \\ 0,67 \cdot G_{n1} \\ 0,67 \cdot G_{t1} \\ 0,67 \cdot G_{nt} \end{pmatrix} \quad (4.15)$$

$$\text{Mode B,} \\ \text{unkritischer Mode C:} \begin{pmatrix} E_{n,\text{deg}} \\ G_{n1,\text{deg}} \\ G_{t1,\text{deg}} \\ G_{nt,\text{deg}} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} E_n \\ 0,67 \cdot G_{n1} \\ 0,67 \cdot G_{t1} \\ 0,67 \cdot G_{nt} \end{pmatrix}. \quad (4.16)$$

Daran anschließend erfolgt die Bestimmung der degradierten Koeffizienten der Nachgiebigkeitsmatrix und deren Rücktransformation vom (1, n, t)-Bezugssystem der Bruchfläche in das (1, 2, 3)-Koordinatensystem der Einzelschicht.

### 3.3 Zerstörungsfreie Prüfung von Faser-Kunststoff-Verbunden

Zur Verbesserung der Modellierung von Faserverbundwerkstoffen, die als Grundlage bei der Erschließung neuer Anwendungsfelder dient, ist es notwendig möglichst genaue Informationen über die Mikrostruktur dieser Werkstoffe zur Verfügung zu stellen. Dies beinhaltet beispielsweise Faserorientierungen oder Fehlstellen. Weiterhin ist die Detektion und Beurteilung von bereits vorliegenden Schäden oder das Entstehen von Schäden während des Einsatzes von FKV-Werkstoffen ein essentieller Punkt im Rahmen der Konstruktion neuer Strukturbauteile. Die Mikro-Computertomographie ( $\mu$ CT) erweist sich in diesem Zusammenhang als ein modernes und

leistungsfähiges Verfahren. Sie erlaubt zum einen die Charakterisierung des ungeschädigten Werkstoffs als Basis für detaillierte Modellierungen ([54], [57]), darüber hinaus ist auch die Detektion von induzierten Schäden (Matrix- und Faserbrüche, Delaminationen) möglich ([56], [55]).

Die während der Belastung im Inneren von FKV-Strukturen auftretenden Schäden können mit Hilfe der Schallemissionsanalyse (SEA) versuchsbegleitend detektiert, lokalisiert und charakterisiert werden [64]. Bei dieser Untersuchungsmethode wird eine Mikroschädigung als Schallereignis erfasst, dessen SEA-Primärdaten aus dem Verlauf der elektrischen Spannung über der Zeit bestehen. Erste Ansätze zur Charakterisierung einzelner Schallereignisse und Zuweisung zu bestimmten Schädigungsformen (Matrixbruch, Delamination, Faserauszug und Faserbruch) nutzen dabei die Maximalamplituden der Schallereignisse ([58], [59]). Hierbei wurden Matrixbrüchen die niedrigsten und Faserbrüchen die höchsten Amplituden zugewiesen, da beim Reißen einer Faser im Vergleich zum Bruch der Matrix eine größere Energiemenge in Form von Schallwellen freigesetzt wird. Eine alternative Vorgehensweise ist die Aufschlüsselung der transienten Primärdaten jedes Schallereignisses in die zugehörigen Frequenzanteile mit Hilfe der Fourier-Transformation. In [60]-[63] und [65] werden verschiedenen, für FKV-Werkstoffe typischen Schädigungsformen definierte Frequenzbereiche zugewiesen. Aufgrund von Versuchen an CF-EP-Prepregs ordneten de Groot et al. [63] den Versagensmechanismen Matrixbruch, Debonding, Faserauszug und Faserbruch die Frequenzbänder von 90-180 kHz, 180-240 kHz, 240-310 kHz bzw. über 300 kHz zu, wobei unter Debonding das Aufschälen zwischen zwei UD-Schichten unter Mode-I-Belastung verstanden wurde. Einen vergleichsweise neuen Ansatz zur Analyse der detektierten Schallereignisse stellt die Wavelet-Transformation dar, die neben den Frequenz- zusätzlich die Zeitinformationen bereitstellt. Damit ist es beispielsweise möglich, die zeitliche Abfolge von Schädigungsformen, die durch die Software einem Schallereignis zugewiesen wurden, zu charakterisieren ([62], [66]). In den genannten Arbeiten umfasst der Begriff Matrixbruch dabei sowohl das bei Reinharzproben detektierte Versagen als auch die bei einer Belastung senkrecht zur Faserorientierung entstehenden Schäden zwischen den Fasern (Zfb).

## 4 Methodik

### 4.1 Experimentelle Untersuchungen an MAG-Laminaten und Multifilament-Garnen

Im Rahmen der experimentellen Untersuchungen wurde der Einfluss der strukturellen Vernähung auf intra- und interlaminare Eigenschaften von  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten untersucht. Derartige Laminat werden beispielsweise für Lasteinleitungsstrukturen von Landeklappen von zivilen Flugzeugen verwendet [16]. Die Ausbildung der Reinharzgebiete in den Einzellagen der strukturell vernähten MAG-Laminat wurde ebenso gemessen wie der bei den jeweiligen Nähkonfigurationen vorliegende relative Faservolumengehalt. Diese Parameter dienten als Grundlage für die Erweiterung des FE-Einheitszellenmodells. Desweiteren wurde in quasi-statischen Versuchen das Schadensverhalten von unvernähten und strukturell vernähten Laminaten gegenüber gestellt. Hierfür wurden versuchsbegleitend Schallemissionsanalysen durchgeführt. Weiterhin wurde der Einfluss des Nähprozesses auf die Zugeigenschaften von Multifilamentgarnen charakterisiert.

#### 4.1.1 MAG-Halbzeuge, strukturelles Vernähen, Laminat- und Probekörperherstellung, Versuchsplan

Die Spezifikationen der verwendeten HTS-Kohlenstofffaser-MAG sind in Tabelle 4-1 entsprechend den Angaben des Halbzeuglieferanten (Saertex GmbH & Co. KG) zusammengefasst. Diese Halbzeuge wurden zu  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Gelegen weiterverarbeitet und senkrecht zur Laminatenebene mit einem modifizierten Doppelstepstich über die Gesamtgelegedicke strukturell vernäht. Dazu wurde ein E-Glas-Ober- und Unterfaden der Fa. Culimeta mit einer Garnfeinheit von 68 bzw. 136 tex und jeweils 150 Drehungen pro Meter eingesetzt. Die Stichlänge und der Nahtabstand der strukturellen Vernähung betragen 3,3 oder 5 mm, die Nährichtung verlief parallel zur  $x$ - oder  $y$ -Achse des Gesamtlaminats. Mit Ausnahme der Zugversuche senkrecht zur Laminatenebene wurde zusätzlich die Prüfrichtung ( $x$  oder  $y$ ) variiert. Insgesamt wurden sechs strukturelle Konfigurationen untersucht (Tabelle 4-2) und jeweils mit dem unvernähten Laminat verglichen. Als unvernähtes Laminat wird im Folgenden das Laminat ohne strukturelle Vernähung, jedoch mit dem in den Halbzeugen vorliegen-

den MAG-Nähfaden, verstanden. Da für das unvernähte Laminat gleiche mechanische Eigenschaften in  $x$ - und  $y$ - Richtung angenommen werden können, wurden hier die Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften lediglich in  $x$ -Richtung bestimmt. Die unvernähten und strukturell vernähten MAG-Lamine wurden von der Firma Premium Aerotec im Vakuuminfusionsverfahren mit dem luftfahrtqualifizierten Epoxidharz RTM6 der Firma Hexcel imprägniert und anschließend entsprechend den Angaben des Harzherstellers ausgehärtet.

Tabelle 4-1: Spezifikationen der verwendeten HTS-Kohlenstofffaser-MAG

	Einheit	MAG-Typ (Herstellerbezeichnung)		
		S32CB51K-00551-01270-464000	S32CX00K-00534-01270-264000	
Anzahl der Einzelschichten	1	2	2	
Faserorientierung	°	0/90	+45/-45	
Flächengewicht	g/m <sup>2</sup>	283/267	267/267	
MAG-Nähbindung	Typ	Trikot/Franse		
	Stichlänge	mm	2,6	2,6
	Teilung	mm	5	5
Kohlenstoff-faserroving	Typ	HTS		
	Filamentanzahl	x1.000	12/12	12/12
MAG-Nähfaden	Typ	PES		
	Feinheit	dtex	74	74
	Flächengewicht	g/m <sup>2</sup>	6	6

Tabelle 4-2: Experimentell untersuchte Konfigurationen strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Lamine

Parameterkonfiguration	Prüfrichtung $PR$ (bei intralaminaren Prüfungen)	Nährichtung $NR$	Garnfeinheit $GF$ in tex	Teilung $s$ in mm	Stichlänge $p$ in mm	$z$ -Verstärkungsdichte $RD$ in tex·cm <sup>2</sup>
K1	$x$	$x$	68	3,3	3,3	1.250
K2	$x$	$x$	68	5,0	5,0	544
K3	$x$	$x$	136	3,3	3,3	2.500
K4	$x$	$x$	136	5,0	5,0	1.088
K5	$x$	$y$	136	3,3	3,3	2.500
K6	$y$	$x$	136	3,3	3,3	2.500

Anhand von Ultraschallprüfungen wurde die Fertigungsqualität der hergestellten Probeplatten untersucht. Die Prüfungsergebnisse lieferten keine Hinweise auf Poren oder nicht infiltrierte Bereiche. Der relative Faservolumengehalt der unvernähten und strukturell vernähten MAG-Lamine wurde durch Wiegen der Probeplatten unter Berücksichtigung der Flächengewichte der MAG-Halbzeuge ermittelt. Die so gewonne-

nen Ergebnisse wurden stichprobenartig mit Hilfe der nasschemischen Extraktion überprüft, wobei auf eine Qualitätssicherungsanweisung aus der Luftfahrt [44] zurückgegriffen wurde. Diese sieht die Verwendung von konzentrierter Schwefelsäure und 30-%iger Wasserstoffperoxidlösung vor. Die Gegenüberstellung der Ergebnisse beider Methoden lieferte gute Übereinstimmungen hinsichtlich des relativen Faservolumengehaltes. Bei der Auswertung der Faservolumengehalte der strukturell vernäh-

Tabelle 4-3: Übersicht über Zug-, Druck- und Schubprüfungen an unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten sowie Zugversuche an Multifilamentgarnen

Laminat bzw. Garn	Prüf- richtung (SVK* bzw. Prüfme- thode)	Prüfnorm	Prüf- maschine (Prüfge- schwin- digkeit in mm/min)	Probekörperlänge, -breite, freie Pro- bekörperlänge in mm	Verfor- mungs- messung
$[(+45/-45/0/90)_s]_2$ - MAG	$x$ ( $\sigma_x^t$ - $\varepsilon_x^t$ ) und $y$ ( $\sigma_y^t$ - $\varepsilon_y^t$ )	AITM 1-0007 Issue 3 [189]	PSB250N (2,0)	280, 32, 180	11-MP- Redlake- Kamera
$[(+45/-45/0/90)_s]_2$ - MAG	$x$ ( $\sigma_x^c$ - $\varepsilon_x^c$ ) und $y$ ( $\sigma_y^c$ - $\varepsilon_y^c$ )	AITM 1-0008 Issue 3 [190]	PSB250N (1,0)	132, 32, 32	11-MP- Redlake- Kamera, 4M- Aramis
$[(+45/-45/0/90)_s]_2$ - MAG	$z$ ( $\sigma_z^t$ - $\varepsilon_z^t$ )	ASTM D7291 modifizierte Prüfvorrich- tung, modifi- zierter Pro- bekörper [87]	PL25N (1,5)	$t_{Lam}$ , 18, $t_{Lam}$	4M-Aramis
$[(+45/-45/0/90)_s]_2$ - MAG	$z$	ASTM D7291 modifizierte Prüfvorrich- tung, modifi- zierter Pro- bekörper [87]	PL25N (1,5)	$t_{Lam}$ , $22^1$ ( $18^2$ ), $t_{Lam}$	-
$[(+45/-45/0/90)_s]_2$ - MAG	$x$ und $y$ (ILS)	ASTM D3846-08 [191]	Zwick 1485 (1,0)	150, 25, 70	4M-Aramis
68-tex-E-Glas- Garn	$0^\circ$ ( $\sigma_1^t$ - $\varepsilon_1^t$ )	ASTM D2256 [45]	Zwick 1445 (50)	300, -, 250	11-MP- Redlake- Kamera
136-tex-E-Glas- Garn	$0^\circ$ ( $\sigma_1^t$ - $\varepsilon_1^t$ )	ASTM D2256 [45]	Zwick 1445 (50)	300, -, 250	11-MP- Redlake- Kamera
*SVK $t,c$ 1,2 $t_{Lam}$	Spannungs-Verzerrungs-Kurve einachsige Zug-/Druckbelastung größte, kleinste Breite jeweilige Laminatdicke				



ten MAG-Laminaten wurde zusätzlich der Quotient aus der Differenz der Faservolumenanteile von unvernähter Referenz und jeweiliger Nähkonfiguration und der vorliegenden  $z$ -Verstärkungsdichte ermittelt:

$$\Delta FVG_{RD} = \frac{\varphi_{unvern} - \varphi_{Ki}}{RD_i} \quad (4.1)$$

$$RD_{Ki} = \frac{2 \cdot GF_{Ki}}{s_{Ki} \cdot p_{Ki}} \quad \text{mit } i = 1, 2, \dots, 6$$

Zur Durchführung der Versuche wurde auf servohydraulische und elektrodynamische Prüfmaschinen der Firmen Schenck und Zwick zurückgegriffen. Um Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften an einem Probekörper bestimmen zu können, wurde dieser bis zum Bruch belastet. Die Aufnahme der Prüfkräfte erfolgte über Kraftmessdosen, die Probekörperverformungen wurden berührungslos mit Hilfe von optischen 2D- oder 3D-Messsystemen erfasst.

#### 4.1.2 Vermessung der durch den strukturellen Nähprozess verursachten Reinharzgebiete

Die durch den Nähprozess im Laminat verursachten Reinharzgebiete wurden mittels Computertomographie (Phoenix nanotom) analysiert und vermessen. Für jede Nähkonfiguration wurden an  $20 \times 20 \text{ mm}^2$  großen Probekörpern die Fläche und Breite der Reinharzgebiete in jeder der 16 Einzelschichten charakterisiert und mit Hilfe einer speziellen Software (analySIS docu) optisch vermessen. Um statistisch abgesicherte

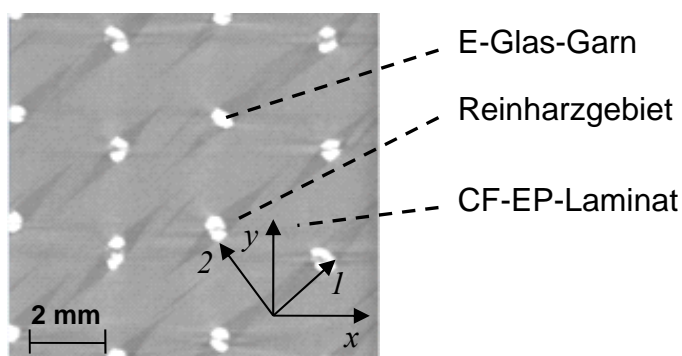


Abbildung 4-1: Computertomographische Aufnahme einer  $+45^\circ$ -Lage eines strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminats

Werte zu erhalten, wurden für jede Nähkonfiguration mindestens 15 Reinharzgebiete in jeder Einzelschicht und Nähkonfiguration analysiert und die jeweiligen Mittelwerte bestimmt.

#### 4.1.3 Mechanische Charakterisierung von Multifilament-E-Glas-Garnen

Zur Charakterisierung des Nähprozesseinflusses auf die Zugeigenschaften der verwendeten Multifilament-E-Glas-Garne (68- und 136-tex-Garn) wurde ein unvernähtes  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Gelege strukturell mit einem modifizierten Doppelsteppstich vernäht und die eingebrachten Nähgarne anschließend vorsichtig wieder aus dem Gelege herausgelöst. Die Zugprüfung der Garne erfolgte in Anlehnung an ASTM D2256 mit den Tabelle 4-3 angegebenen Prüfparametern. Während der Zugversuche wurde eine Vorkraft von 0,05 N/tex eingestellt. Zur Versuchsdurchführung wurde eine Prüfmaschine des Typs Zwick 1445 mit einer 100-N-Kraftmessdose verwendet. Die sich im Garn einstellende Zugspannung  $\sigma_1^t$  wurde durch den Quotient aus der aufgenommenen Kraft  $F$  und des sich aus der Garnfeinheit ( $GF$ ) und der Dichte  $\rho$  des Garnmaterials ergebenden Garnquerschnitts wie folgt bestimmt:

$$\sigma_1^t = \frac{F \cdot \rho}{GF} \quad (4.2)$$

Die Garnzugfestigkeit wurde als Verhältnis aus Maximalkraft und Garnquerschnitt definiert. Die Kraft- und Dehnungsmessungen erfolgten mit einer Messfrequenz von 4,6 Hz. Insgesamt wurden vier Messpunkte in Form eines Schwarz-Weiß-Musters auf das Garn aufgebracht (Abbildung 4-2), wobei die Messpunkte 1 und 4 in einem

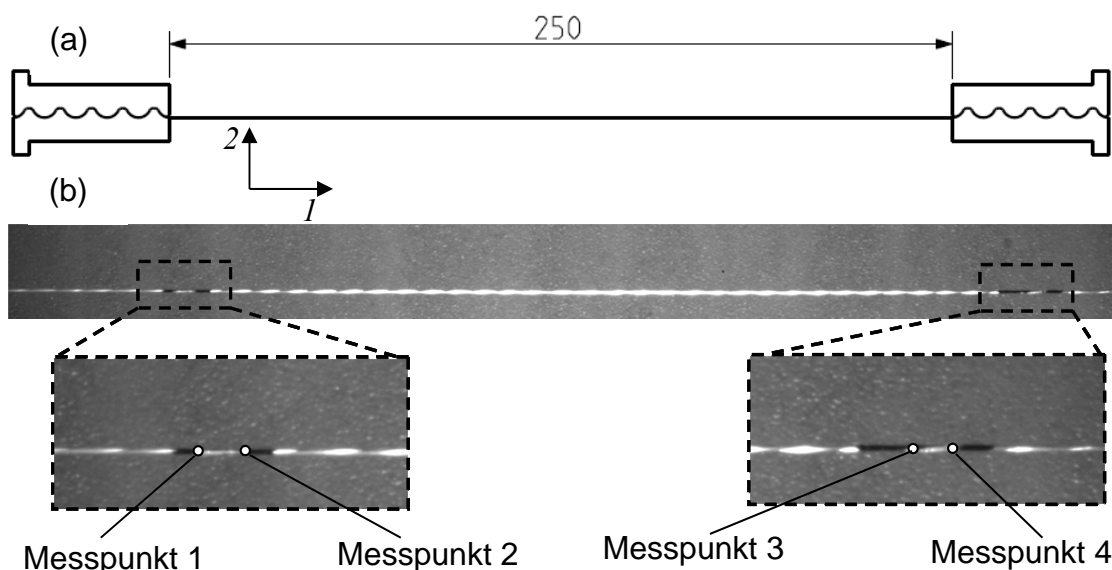


Abbildung 4-2: Zugprüfung von E-Glas-Garnen: (a) schematischer Versuchsaufbau und (b) Messpunkte zur optischen Dehnungsmessung

Abstand von 50 mm von der Einspannung appliziert wurden und die Abstände zwischen den Messpunkten 1 und 2 bzw. 3 und 4 20 mm betragen. Während der Versuche wurde die Bewegung der Messpunkte berührungslos mit einer hochauflösenden Kamera erfasst und durch eine 2D-Verformungsanalyse digitalisiert. Im Rahmen der Versuchsauswertung wurden durch Kombination der Messpunkte vier Dehnungs-Zeit-Verläufe ermittelt. Anschließend wurde der Mittelwert aus den vier Dehnungsverläufen zur Berechnung des Elastizitätsmoduls verwendet. Durch die Korrelation der Kraft-Zeit- und Dehnungs-Zeit-Messwerte wurde der Elastizitätsmodul mit Hilfe der bei den Dehnungswerten  $\varepsilon_1 = 0,5\%$  und  $\varepsilon_2 = 1,0\%$  vorliegenden Zugspannungen wie folgt berechnet:

$$E = \frac{\sigma_{1,\varepsilon=\varepsilon_2}^t - \sigma_{1,\varepsilon=\varepsilon_1}^t}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1}. \quad (4.3)$$

Die beiden Enden des Garnprobekörpers wurden vor dem Einspannen in die Prüfmaschine mit doppelseitigem Klebeband ummantelt. Für die Zugversuche wurden Spannzeuge mit wellenförmig verlaufender Profilierung verwendet, die ein vorzeitiges Garnversagen im Einspannbereich aufgrund von Spannungsspitzen oder Klemmkraften verhinderten (Abbildung 4-2a).

#### 4.1.4 Intralaminare Zug- und -Druckversuche

Aus den Kraft-Zeit- und Dehnungs-Zeit-Messwerten der statischen Zug- und Druckversuche in der Laminebene wurden Spannungs-Dehnungs-Kennlinien erzeugt, indem die Kraftmesswerte auf den Anfangsquerschnitt des Probekörpers bezogen und mit den Dehnungs-Messwerten korreliert wurden. Die Aufzeichnung von Kraft und Dehnung erfolgte wie bei den Garnzugversuchen mit einer Frequenz von 4,6 Hz. Die Zug- und Druck-Elastizitätsmoduln  $E_i^{t,c}$  ( $i = x,y$ ) wurden als Sekantenmoduln im Intervall zwischen 10 und 50 % der Maximalkraft  $F_{\max}$  wie folgt bestimmt:

$$E^{t,c} = \frac{\sigma_{F=0,5 \cdot F_{\max}}^{t,c} - \sigma_{F=0,1 \cdot F_{\max}}^{t,c}}{\varepsilon_{F=0,5 \cdot F_{\max}}^{t,c} - \varepsilon_{F=0,1 \cdot F_{\max}}^{t,c}}. \quad (4.4)$$

Als Zug- und Druckfestigkeit  $R_i^{t,c}$  ( $i = x,y$ ) wurde die maximal ertragene Spannung definiert. Die Querkontraktionszahlen  $\nu_{yx}$  und  $\nu_{xy}$  wurden ebenfalls im Intervall zwischen 10 und 50 % der Maximalkraft als arithmetischer Mittelwert aus dem negativen Quo-

tienten aus Quer- und Längsdehnung ermittelt, da sich in diesem Bereich ein relativ konstantes Verhältnis beider Dehnungswerte einstellte:

$$v_{yx} = -\frac{\sum_{i=1}^{N_{MW}} \frac{\varepsilon_{yi}^{t,c}}{\varepsilon_{xi}^{t,c}}}{N_{MW}}, \quad v_{xy} = -\frac{\sum_{i=1}^{N_{MW}} \frac{\varepsilon_{xi}^{t,c}}{\varepsilon_{yi}^{t,c}}}{N_{MW}}. \quad (4.5)$$

Unterhalb von 10 % der Maximalkraft war das Messergebnis aufgrund der geringen Querdehnungswerte von Rauschen überlagert. In Gl. (4.5) ist die Größe  $N_{MW}$  die Anzahl der Messwerte im Auswertintervall.

#### 4.1.5 Zugversuche senkrecht zur Laminebene

Zur Bestimmung der Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften senkrecht zur Laminebene wurden Probekörper mit quadratischem Querschnitt verwendet, da sie im Vergleich zu zylindrischen Probekörpern wesentlich einfacher herzustellen sind und deutlich weniger Materialverschnitt verursacht wird. Darüber hinaus haben sich bereits in zahlreichen Untersuchungen an unvernähten Laminaten quadratische Querschnitte als geeignet erwiesen ([71], [77], [78] und [81]). Ein problematischer Punkt bei der Bestimmung der Zugeigenschaften senkrecht zur Laminebene an den in dieser Arbeit betrachteten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten stellte die geringe Laminatdicke dar, die zwischen 4,3 und 4,8 mm betrug. Somit war die gleichzeitige Messung von Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften an demselben Probekörper nicht möglich. Einerseits sind parallele Seitenflächen zur Dehnungsmessung notwendig, andererseits aber ist die Festigkeitsbestimmung an nicht taillierten Proben mit quadratischem Querschnitt nicht möglich, da das Versagen dann im Bereich der Klebverbindung zwischen Laminat und Lasteinleitungselement auftritt ([69], [75] und [78]). Von der in [85] verwendeten Methode, die Prüflänge (Laminatdicke) durch eine Stapelung mehrerer strukturell vernähter MAG-Lamine zu erhöhen, wurde ebenfalls abgesehen, da hier eine durchgängige Vernähtung über die Gesamtdicke nicht mehr vorgelegen hätte. Auf diese Weise sollte vermieden werden, dass sich Dehnungsüberhöhungen zwischen den nicht vernähten Lagenpaketen einstellen, die die Messergebnisse verfälschen.

Die dargestellten Schwierigkeiten führten zu der Verwendung zweier unterschiedlicher Probekörperformen für die Bestimmung der Elastizitätseigenschaften (Blockpro-

bekörper) und Festigkeitskennwerte (taillierter Probekörper). Bei beiden Probekörpern betrug die kleinste Querschnittsfläche  $18 \times 18 \text{ mm}^2$ . Dadurch wurde sichergestellt, dass der Probenquerschnitt, unabhängig von den betrachteten Stichmustern, mindestens neun Stiche innerhalb der Prüffläche beinhaltete, siehe Abbildung 4-3. Durch die Taillierung wurde ein Versagen des Probekörpers innerhalb des CFK-Laminats provoziert. Im Rahmen von Vorversuchen zeigte sich, dass mit einem Radius von 1,5 mm ein reproduzierbares Versagen im engsten Probekörperquerschnitt herbeigeführt werden konnte, größere Radien führten oftmals zu einem Bruch innerhalb der Klebzone.

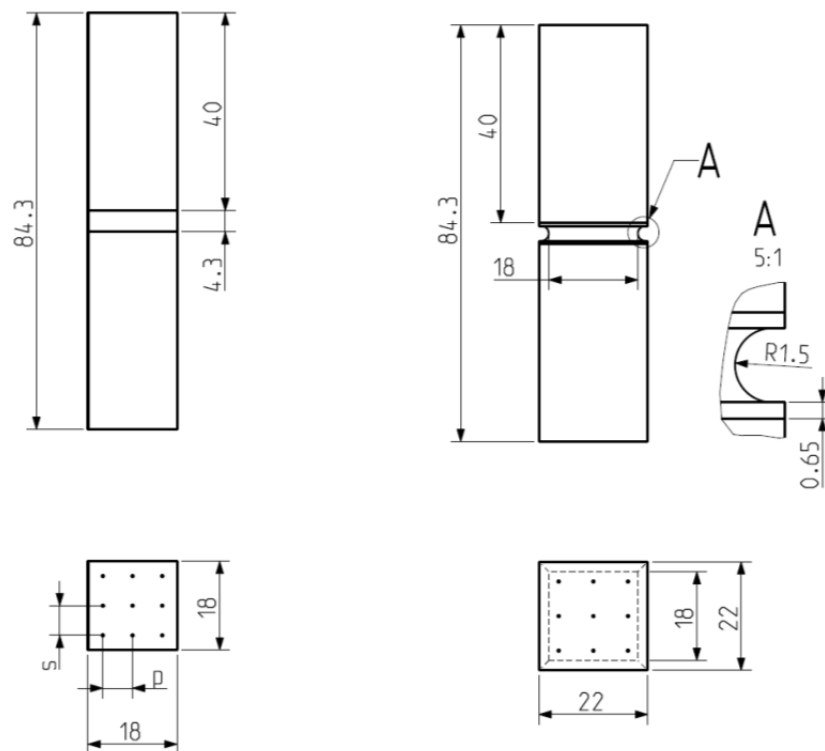


Abbildung 4-3: Probekörperabmessungen zur Bestimmung der Elastizitäts- (links) und Festigkeitseigenschaften (rechts) von unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten senkrecht zur Laminebene (Laminatdickenangaben für unvernähtes Laminat)

Die mit einer diamantbeschichteten Kreissäge ausgesägten Blockprobekörper wurden nach der Aufrauung der Ober- und Unterseite mit Sandpapier und der Reinigung mit Azeton mit Hilfe eines Zwei-Komponenten-Klebstoffs (ScotchWeld DP490) auf sandgestrahlte und ebenfalls mit Azeton gereinigte Lasteinleitungselemente aus Stahl geklebt. Die Aushärtung des Klebstoffs erfolgte nach Herstellerangaben über zwei Stunden bei einer Temperatur von  $65 \text{ }^\circ\text{C}$ . Um eine präzise Ausrichtung der Fö-

gepartner zu gewährleisten wurden die CFK-Proben und die Stahlelemente während des Klebprozesses mittels zweier L-Profile fixiert. Die Taillierungen des rechts in der Abbildung 4-3 dargestellten Probekörpers wurden nach dem Aufkleben der Lasteinleitungselemente mit Hilfe eines CNC-Fräsportals eingebracht. Die Lasteinleitungselemente wurden mit Bohrungen versehen ( $\varnothing = 8 \text{ mm}$ ) und über Stahlbolzen an eine Prüfvorrichtung angeschlossen. Diese besteht aus jeweils einem zweigeteilten Ober- und Unterteil, das ebenfalls über Bolzenverbindungen miteinander verbunden ist, siehe Abbildung 4-4. Die Bolzenlängsachsen sind in einem rechten Winkel zueinander angeordnet, wodurch eine möglichst momentenfreie Ausrichtung des Probekörpers während des Versuches ermöglicht wird.

Die Versuche wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine mit einer 25-kN-Kraftmessdose durchgeführt. Die Dehnungsmessung erfolgte optisch, basierend auf der Grauwertkorrelation, mit Hilfe eines 3D-4M-Aramis-Systems der Firma gom. Dazu wurde die Probekörperoberfläche mit einem stochastischen Schwarz-Weiß-Muster versehen. Da die Prüfvorrichtung eine Ausrichtung der CFK-Probe in  $x$ - und  $y$ -Richtung innerhalb eines Versuches erlaubte (Abbildung 4-4), war eine dreidimensio-

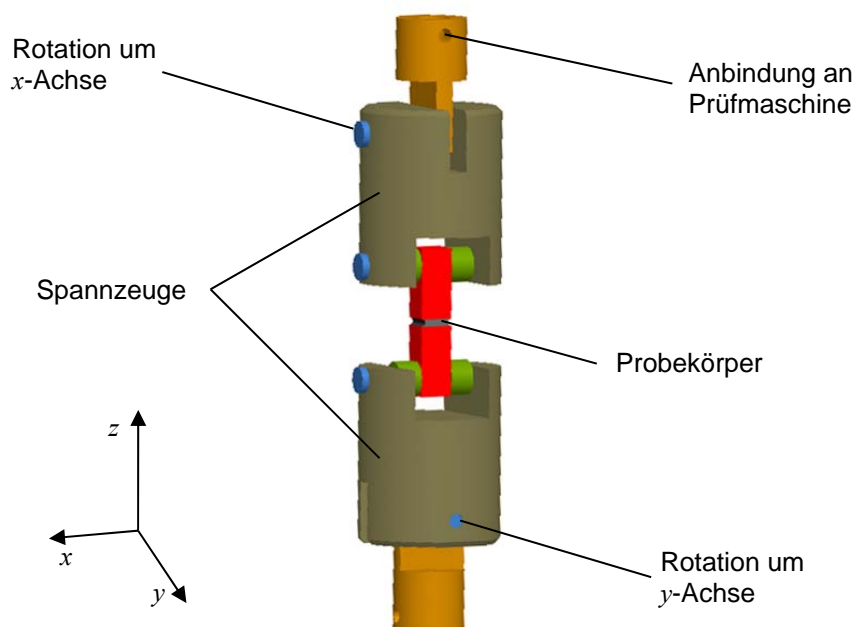


Abbildung 4-4: Prüfvorrichtung zur Bestimmung der Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften von unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten senkrecht zur Laminebene

nale Messung der Verschiebung notwendig, da die Bewegung der Messoberfläche in  $x$ - sowie  $y$ -Richtung berücksichtigt werden musste. Die Kraft-Zeit-Informationen aus der Kraftmessdose und die Verschiebungs-Zeit-Informationen des Aramis-Systems wurden jeweils mit einer Frequenz von 4 Hz aufgezeichnet, wobei die zeitliche Korrelation der Messdaten durch eine Triggerung mit dem Aramis-Systems sichergestellt wurde. In den Versuchen wurden Objektive mit einer Brennweite von 100 mm verwendet.

Die Bestimmung des Zug-Elastizitätsmoduls erfolgte in Anlehnung an [87] im Dehnungsintervall zwischen 0,05 und 0,15 %. Durch die dreidimensionale Verschiebungsmessung konnten auch Querdehnungen und somit die Querkontraktionszahlen  $\nu_{xz}$  oder  $\nu_{yz}$  bestimmt werden. Da innerhalb eines Versuches die gleichzeitige Messung beider Querkontraktionszahlen nicht möglich war, wurden für jede Nähkonfiguration jeweils bei der Hälfte der Versuche die Querdehnungen  $\varepsilon_x$  bzw.  $\varepsilon_y$  bestimmt. Aufgrund der Genauigkeit des optischen Messsystems von 0,01 %, wurden zur Bestimmung der Querkontraktionszahlen die Querdehnungen erst ab 0,01 % verwendet (Abbildung 4-5). Hierzu wurde die Anzahl der Messwerte im Auswerte-

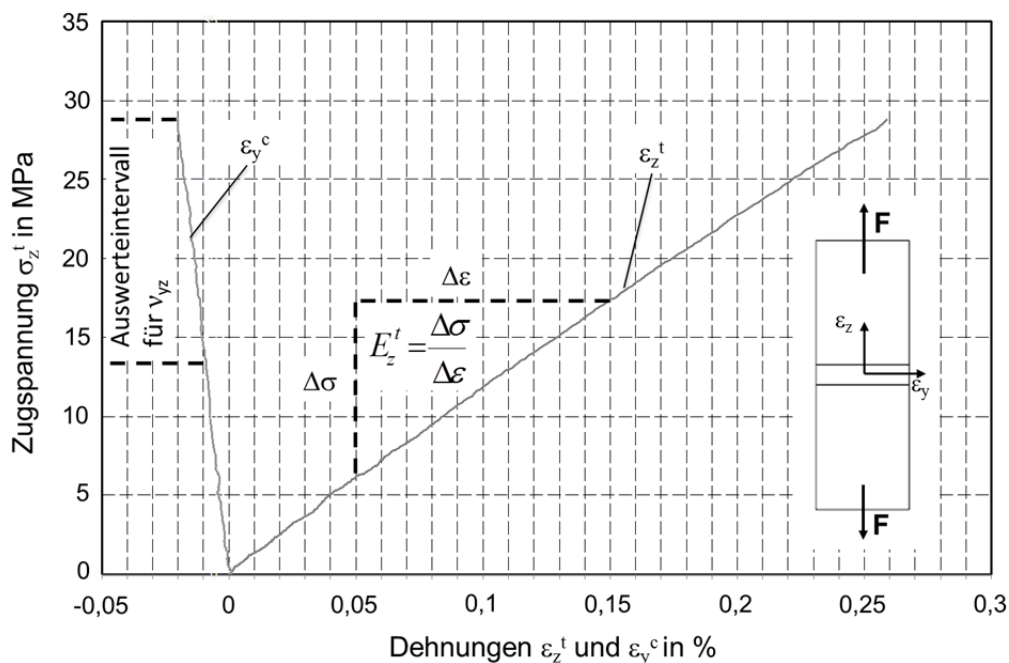
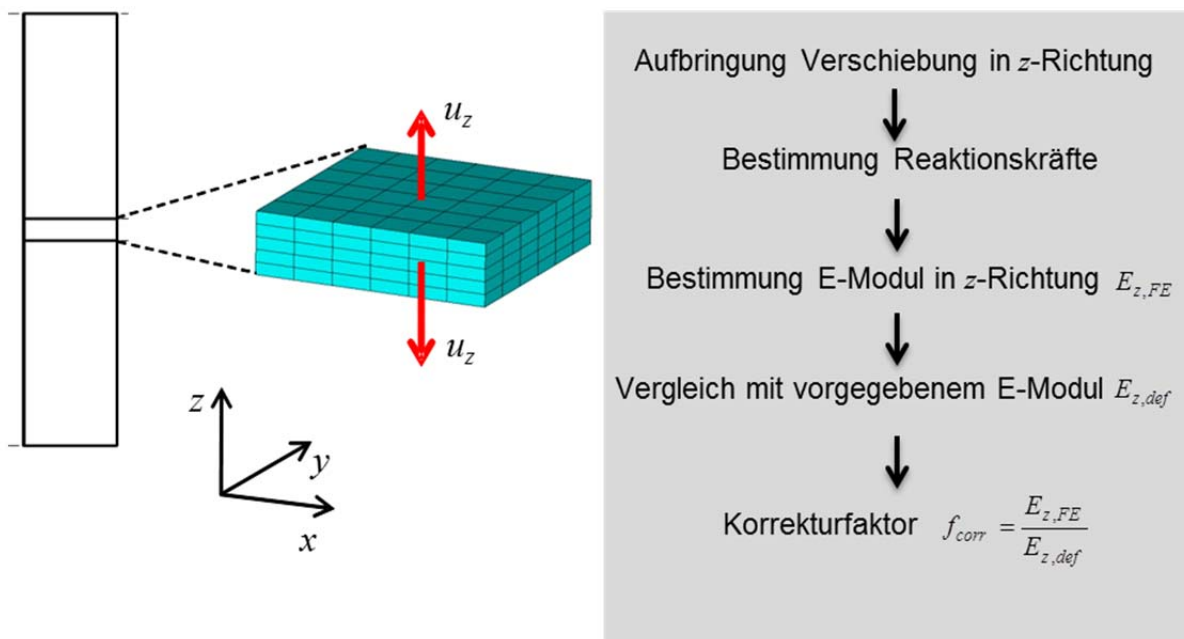


Abbildung 4-5: Bestimmung von Zug-Elastizitätsmodul senkrecht zur Laminatenebene und Querkontraktionszahl an unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten

intervall ermittelt und die Querkontraktionszahlen als arithmetische Mittelwerte wie folgt berechnet:

$$v_{xz} = -\frac{\sum_{i=1}^{N_{MW}} \varepsilon_{xi}^t}{\sum_{i=1}^{N_{MW}} \varepsilon_{zi}^t}, \quad v_{yz} = -\frac{\sum_{i=1}^{N_{MW}} \varepsilon_{yi}^t}{\sum_{i=1}^{N_{MW}} \varepsilon_{zi}^t}. \quad (4.6)$$

Die aufgeklebten Lasteinleitungselemente verursachen, aufgrund ihrer, verglichen mit dem CFK-Laminat hohen Steifigkeit, eine Querdehnungsbehinderung des Probekörpers bei aufgebracht interlaminarer Zugbelastung. Die Behinderung der Querdehnung hat eine scheinbare Erhöhung des interlaminaren Elastizitätsmoduls zur Folge. Um diesen Effekt zu korrigieren, wurden mit Hilfe eines FE-Modells (Abbildung 4-6 links) Korrekturterme für den Elastizitätsmodul  $E_z^t$  ermittelt. Das Modell



	$E_x$ in MPa	$E_y$ in MPa	$G_{yx}$ in MPa	$\nu_{yx}$ in 1
unidirektional	139.360	8.800	5.300	0,29
quasi-isotrop	53.141	53.141	20.278	0,31

Abbildung 4-6: FE-Modell, verwendete Materialkennwerte und Vorgehensweise zur Bestimmung von Korrekturfaktoren bei der Messung des interlaminaren Elastizitätsmoduls

bildete den CFK-Bereich des Probekörpers ab. Aufgrund der gegenüber dem CFK-Laminat sehr hohen Steifigkeit der Lasteinleitungselemente wurden diese im Modell



nicht berücksichtigt. Die feste Verbindung zwischen Stahl und Laminat wurde in der Modellierung durch die Sperrung der Knotenschiebungen an Ober- und Unterseite in  $x$ - und  $y$ -Richtung realisiert. Das FE-Modell wurde mit einer definierten Verschiebung in  $z$ -Richtung beaufschlagt. Der scheinbare Elastizitätsmodul  $E_{z,FE}$  wurde über die Reaktionskräfte berechnet. Der Korrekturfaktor ergab sich durch den Quotienten aus  $E_{z,FE}$  und dem zuvor im Modell definierten Kennwert  $E_{z,def}$ . Die so ermittelten Korrekturfaktoren sind in Abbildung 4-7 für ein unidirektionales und ein quasi-isotropes CFK-Laminat dargestellt. Das obere Diagramm zeigt, dass die Unterschiede für ein UD-

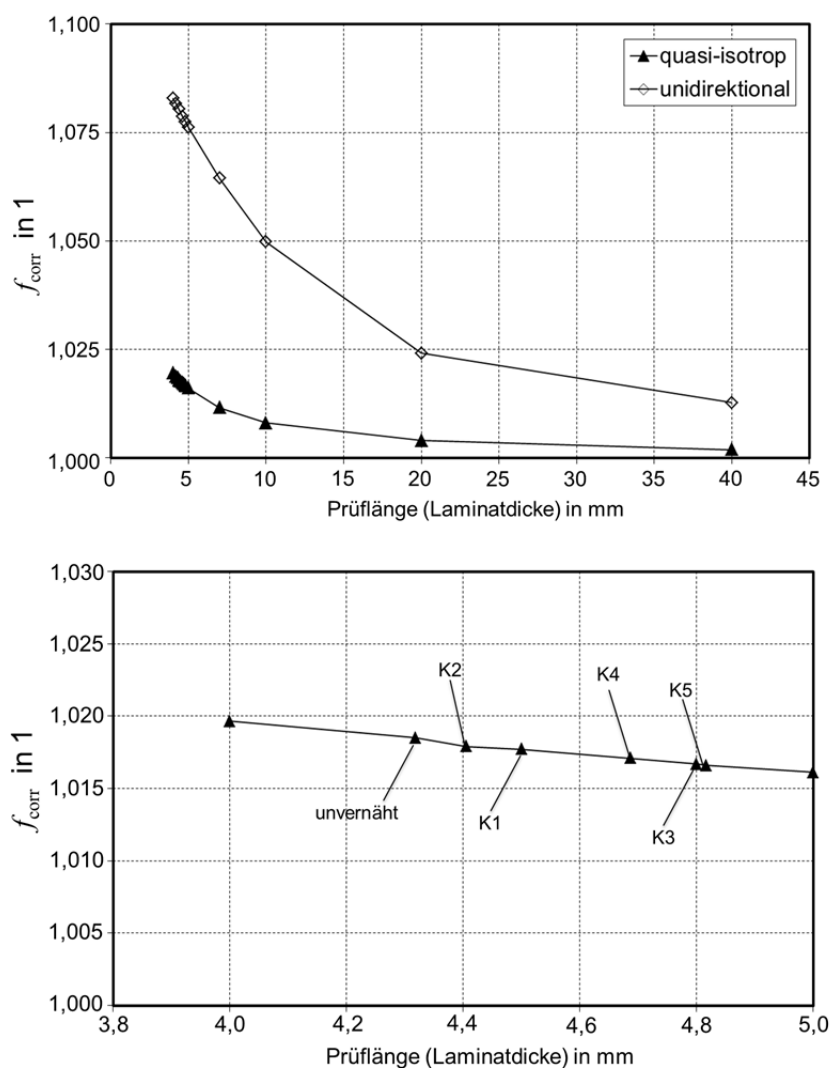


Abbildung 4-7: Mit FE-Modell ermittelte Korrekturfaktoren für UD- und quasi-isotropes Laminat (oben) bzw. für quasi-isotropes Laminat (unten) in Abhängigkeit von der Prüflänge

Laminat bei einer Prüflänge von etwa 4,5 mm im Bereich von 8 % liegen, für ein quasi-isotropes Laminat wird bei dieser Prüflänge eine wesentlich kleinere Diskre-

panz von etwa 2 % ermittelt. Die Ursache für die kleinere Abweichung bei einem quasi-isotropen Laminat ist die intralaminare Ausrichtung der Fasern unter vier verschiedenen Winkeln, die auch bei größerer Prüflänge eine wesentlich kleinere Querdehnung, verglichen mit einem UD-Laminat, zulässt. Das untere Diagramm in Abbildung 4-7 zeigt die Korrekturfaktoren im Bereich der Prüflängen der verschiedenen Nähkonfigurationen. Die ermittelten Korrekturterme liegen zwischen 1,0185 (unvernähtes Laminat) und 1,0167 (strukturell vernähtes MAG-Laminat, K3, größte Laminatdicke aller realisierten Konfigurationen).

Zur Bestimmung der interlaminaren Zugfestigkeit wurden die Kraft-Zeit-Informationen der Prüfmaschine wiederum mit einer Rate von 4 Hz aufgezeichnet. Die Zugfestigkeit wurde als Verhältnis von Maximalkraft zum kleinsten Probekörperquerschnitt definiert. Durch die Taillierung des Probekörpers stellt sich bei einer einachsigen Zugbelastung senkrecht zur Laminebene ein ungleichförmiger Spannungszustand ein. Im kleinsten Querschnitt sind die Zugspannungen in Laminatdickenrichtung maximal, diese sind allerdings in der Ebene nicht homogen verteilt, sondern nehmen aufgrund der Kerbwirkung zum Rand hin zu. Um den Spannungszustand im kleinsten Probekörperquerschnitt zu untersuchen wurde ein FE-Modell generiert und eine Zugbelastung von 10 kN senkrecht zur Laminebene aufgebracht. Zum Vergleich wurde ein weiteres FE-Modell basierend auf der Geometrie des in Abbildung 4-8 dargestellten DERA-Probekörpers [78] erstellt und, bezogen auf den kleinsten Querschnitt, eine äquivalente Zugbelastung aufgebracht. Für beide Modelle wurden die Spannungsverläufe im kleinsten Querschnitt ausgewertet (Abbildung 4-8). Die Ergebnisse zeigten für den taillierten Probekörper signifikante Spannungsspitzen in den Randbereichen, insbesondere in den Eckpunkten, auf. Der DERA-Probekörper wies hingegen einen nahezu homogenen Spannungszustand auf. Die für beide Modelle im kleinsten Querschnitt berechnete mittlere Zugspannung ergab für den DERA-Probekörper einen um 5 % niedrigeren Zahlenwert. Da vermutet wurde, dass das Versagen der in dieser Arbeit verwendeten Probekörper aufgrund der vorherrschenden Spannungsspitzen zu früh eintrat und somit die tatsächliche Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene unterschätzt wurde, wurden die im Experiment ermittelten Zugfestigkeitskennwerte mit dem aus der FE-Modellierung berechneten Korrekturfaktor von 1,05 multipliziert.

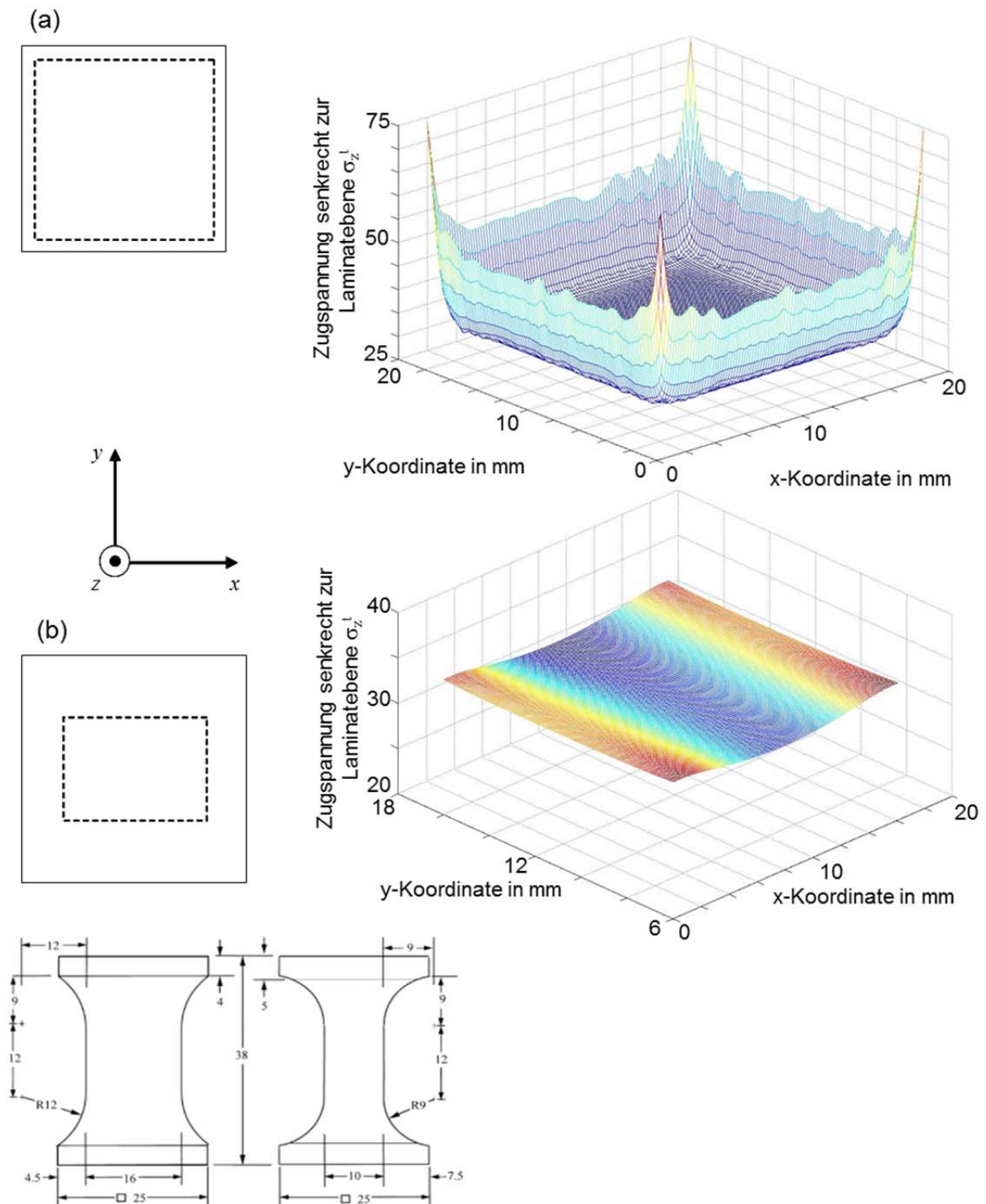


Abbildung 4-8: Mit FE-Modell analysierter Spannungszustand im kleinsten Probekörperquerschnitt bei Zugbelastung senkrecht zur Laminebene: (a) taillierter Probekörper zur Festigkeitsbestimmung und (b) DERA-Probekörper [78] zur Bestimmung von Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften

#### 4.1.6 Interlaminare Schubversuche

Die Versuche zur Ermittlung der interlaminaren Schubkennwerte der untersuchten MAG-Laminat wurden in Anlehnung an ASTM D3846 durchgeführt, wobei die Probekörper unter Druckbelastung bis zum Totalversagen belastet wurden. Dadurch wurden Zwischenfaserbrüche, die durch eine Zugbelastung entstehen und die Schubfestigkeit beeinflussen können, vermieden. Die Probekörperabmessungen und die verwendete Stützvorrichtung sind in Abbildung 4-9 dargestellt. Die Einbringung der 2 mm breiten Nuten erfolgte mit Hilfe einer Mutronic Diadrive 2000 Kopierfräse mit einem Vorschub von 2 mm/s und einer Drehzahl von  $30.000 \text{ min}^{-1}$ . Die Nut wurde schrittweise eingebracht, wobei die Schnitttiefe jeweils 0,25 mm betrug. Mittels Schliffbildern wurde der Kerbbereich hinsichtlich verursachter Risse untersucht. Bei den gewählten Fräsparametern wurden keine Vorschädigungen in den Probekörpern festgestellt.

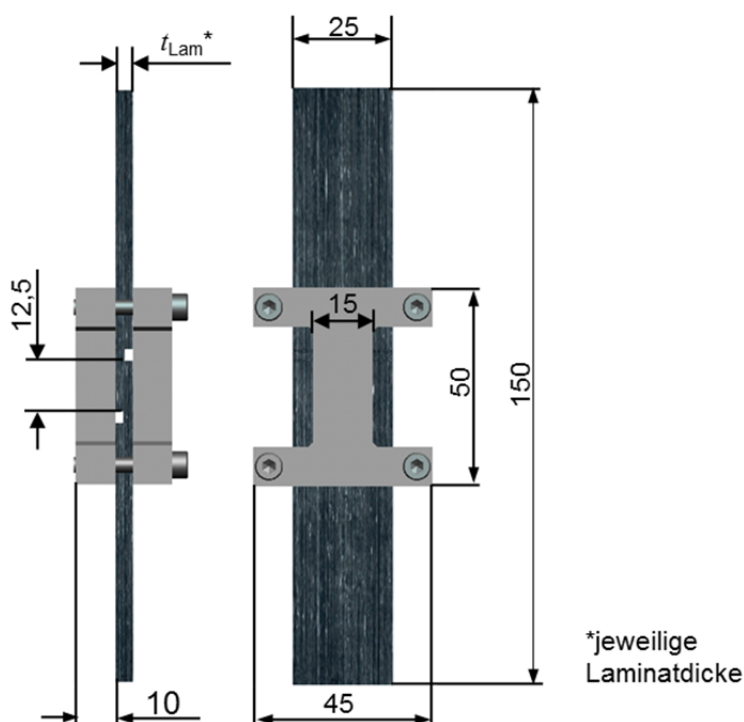


Abbildung 4-9: Schematische Darstellung eines Probekörpers und der dazugehörigen Stützvorrichtung zur Bestimmung der interlaminaren Schubfestigkeit von unvernähten und vernähten MAG-Laminaten

Die Prüfgeschwindigkeit betrug 1 mm/min und die Schrauben der Stützvorrichtung wurden mit einem Drehmoment von 0,5 Nm angezogen, so dass der sich einstellende Schubspannungszustand durch möglichst niedrige Querdruckspannungen überla-

gert wurde. Vorversuche zeigten, dass durch eine Erhöhung des Anzugdrehmoments das Versagensverhalten von interlaminarem Schub in eine Kombination von Schub- und Faserbruchversagen übergeht, was auch durch eine erhöhte Maximalkraft zum Ausdruck kam. Während der Versuche wurden der Maschinenweg und die Kraft mit einer Frequenz von 4 Hz aufgezeichnet. Die interlaminare Schubfestigkeit wurde als Quotient aus Maximalkraft und nomineller Schubfläche (Produkt aus Probekörperbreite und Nutabstand) berechnet.

#### 4.1.7 Kerbdruckversuche

Die Versuche zur Bestimmung der Kerbdruckfestigkeiten von unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten wurden in Anlehnung an die Luftfahrt-norm AIM 1.0008 durchgeführt, die bei einer Probekörperbreite und einer Prüflänge von jeweils 32 mm eine zentrische Bohrung mit einem Durchmesser von 6,35 mm ( $\frac{1}{4}$ " ) vorsieht. Ein wesentlicher Punkt bei der Probekörperherstellung ist die Einbringung der Bohrung, da bei FKV-Werkstoffen die Gefahr von Delaminationen besteht, die die Messergebnisse verfälschen. Die Einbringung der Bohrungen erfolgte, wie bei den interlaminaren Schubversuchen, über eine Kopierfräse (Mutronic Diadrive 2000) mit einem HSS-Bohrwerkzeug. Basierend auf Vorversuchen stellte sich die Kombination aus 0,6 mm/s Vorschub und  $35.000 \text{ min}^{-1}$  als geeignete Lösung zur Einbringung der Bohrungen heraus.

Zur Beurteilung der Bohrungsqualität wurde eine luftfahrtinterne Prozessspezifikation [128] herangezogen, die für verschiedene Bohrungsdurchmesser zulässige Schadensflächen bereitstellt. Die Ausbreitung der Schäden wurde stichprobenartig mittels  $\mu$ CT-Untersuchungen, in denen als Kontrastmittel Diiodmethan verwendet wurde, charakterisiert und anschließend vermessen. Abbildung 4-10 zeigt beispielhaft die Delaminations- und Rissausbreitung nach dem Einbringen einer Bohrung mit den zuvor genannten Bohrparametern. Der Durchmesser der maximalen Schadensfläche betrug in dem dargestellten Beispiel 7,18 mm und ist somit kleiner als der in der genannten Spezifikation zulässige Durchmesser von 11,35 mm (gilt für Bohrungsdurchmesser von 6,35 mm und Laminatdicke  $<5$  mm). Allerdings wurden durch das Kontrastmittel auch Schädigungen der ausgehärteten, strukturell vernähten Lamine deutlich, die auch im ungebohrten Zustand vorlagen (Abbildung 4-10 rechts). An den Grenzflächen zwischen Reinharzgebiet, Nähgarnen (E-Glas- und MAG-Polyester-

garn) und Gelege, sowie innerhalb der Reinharzgebiete sind Risse zu erkennen. Die  $\mu$ CT-Ergebnisse wurden durch Schliffbildaufnahmen bestätigt. In [95] wurden identische Schädigungen bei unbelasteten getufteten CF-EP-Laminaten festgestellt und auf Schrumpfeffekte der Matrix bzw. auf Differenzen der Wärmeausdehnungskoeffizienten der Einzelkomponenten zurückgeführt. Während den Kerbdruckprüfungen wurde neben Kraft und Weg stichprobenartig auch die Out-of-plane-Verformung der Probekörper mit Hilfe eines 4M-Aramis-Systems gemessen (Messfrequenz 4 Hz, Objektivbrennweite 100 mm), um Beuleinflüsse zu detektieren.

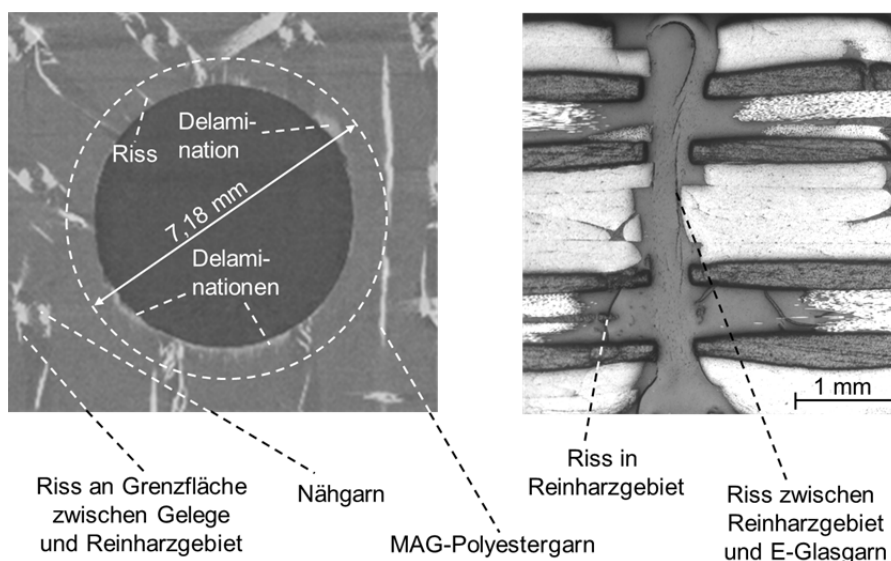


Abbildung 4-10: Schädigungen in strukturell vernähtem  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminat (links) und Schliffbild eines ungebohrten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats (rechts)

#### 4.1.8 Schallemissionsanalyse-Messungen

Um strukturell vernähte Laminare künftig in hochbelasteten Strukturen einsetzen zu können, ist die Kenntnis der Schadensentstehung und -entwicklung und des Versagensverhaltens dieser Werkstoffe wichtig. Dies spielt beispielsweise bei der Festlegung zulässiger Belastungsgrenzen eine wichtige Rolle. Hierzu sei als Beispiel die in der Luftfahrt oftmals angewandte globale Dehnungsgrenze von 0,4 % für CFK-Laminare unter Zugbelastung genannt [188], da bis zu diesem Wert keine Schäden im Werkstoff erwartet werden.

Im Rahmen der Versuche parallel und senkrecht zur Laminarebene sollten Unterschiede des Schadensverhaltens von unvernähten und jeweils einer exemplarisch ausgewählten strukturellen Nähkonfigurationen untersucht werden. Dabei wurde

davon ausgegangen, dass sich die Lastniveaus der Schadensentstehung bei verschiedenen Nähkonfigurationen aufgrund der unterschiedlich großen Reinharzgebiete durchaus unterscheiden, die Schadensphänomene jedoch vergleichbar sind. Darüber hinaus sollte überprüft werden, ob sich vorliegende Unterschiede im Schädigungsverhalten mit Hilfe von SEA-Messungen feststellen lassen.

Zur Charakterisierung der Schäden wurden die Probekörper in den Versuchen bis zu einem festgelegten Lastniveau (Tabelle 4-4) belastet, aus der Prüfvorrichtung gespannt und Schliffbildaufnahmen oder  $\mu$ CT-Scans angefertigt. Daneben wurden versuchsbegleitend SEA-Messungen (AMSY-5, Firma Vallen) durchgeführt und die detektierten Schallereignisse mittels einer in Matlab<sup>®</sup> programmierten Wavelet-Analyse [67] ausgewertet. Um die Umgebungs- und Maschinengeräusche bei den SEA-Messungen zu isolieren, wurden an eingespannten, aber unbelasteten Probekörpern über einen Zeitraum von jeweils 120 s die SEA-Signale erfasst und der Schwellwert des SEA-Systems 3 dB über der Maximalamplitude der erfassten Schallereignisse gesetzt. Entsprechend der Herstellerempfehlung wurde ein während der Belastung erfasstes Schallereignis aufgezeichnet, wenn über dessen zeitlicher Dauer der zuvor definierte Schwellenwert mehr als dreimal überschritten wurde. Bei den intralaminaren Zugversuchen wurden Kurzprobekörper mit einer freien Länge von 32 mm verwendet. Dadurch wurde sichergestellt, dass eventuelle Schäden auch innerhalb des Werkstoffvolumens liegen, von dem Schlißproben angefertigt wurden. Das SEA-Mikrofon wurde bei allen Prüfungen zentrisch auf der freien Probekörperlänge angebracht. Bei allen Versuchen wurde Silikonfett (Wacker Silikon Vakuumfett) zwischen CF-EP-Werkstoff und Mikrofon zur besseren Schallübertragung aufgetragen. Für die Schubprüfungen wurde das Fett zwischen CF-EP-Laminat und Knickstütze sowie zwischen Knickstütze und dem zentrisch darauf angeordneten Mikrofon aufgetragen. Bei den Zugversuchen senkrecht zur Laminebene wurden die taillierten Probekörper verwendet, um ein Versagen innerhalb des CFK-Laminats zu erzielen. An beide Lasteinleitungselemente wurden Mikrofone angebracht, wobei zwischen Stahl und Mikrofon ebenfalls Silikonfett appliziert wurde. Die Fixierung der Mikrofone erfolgte bei allen Versuchen mit Schraubzwingen.

Tabelle 4-4: An unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten durchgeführte SEA-Messungen

Prüfung	Lastniveaus	Anzahl Versuche pro Lastniveau in 1	Untersuchte Konfigurationen	Schwellenwert bei SEA-Analyse in dB
$\sigma_x^t - \varepsilon_x^t$	$\varepsilon_x^t = 0,3 \%, 0,4 \%, 0,6 \%, 0,75 \%, 1,1 \%$	2	unvernäht und K3	62,2
$\sigma_z^t$	0,6, 0,8, 1,0 $R_z^t$	2	unvernäht sowie K2 und K5	60,2
$\tau_{xz}$	0,2, 0,4, 0,6, 0,8, 0,9, 1,0 $R_{xz}$	2	unvernäht und K4	43

## 4.2 Statistische Auswertung der experimentellen Ergebnisse

Die statistische Auswertung der experimentellen Ergebnisse umfasste für jede Versuchsreihe die Überprüfung der Einzelergebnisse der Versuchsreihe auf Normalverteilung anhand des Anderson-Darling- [182] und Kolmogorov-Smirnov-Tests [183]. Im Anschluss daran wurden mögliche Ausreißer anhand des Grubbs-Tests [181] identifiziert. Lagen Ausreißer vor, wurden diese aus der Versuchsreihe entfernt und die Normalverteilungs- und Ausreißertests erneut durchgeführt. Für die bereinigten Stichproben wurden anschließend der Mittelwert und die Standardabweichung berechnet. Bei allen experimentellen Prüfkonfigurationen wurde untersucht, ob sich die Einzelergebnisse einer strukturellen Nähkonfiguration statistisch signifikant von denen des unvernähten Referenzlaminats unterscheiden. Hierfür wurde der  $t$ -Test [185] mit einem Signifikanzniveau von 95 % verwendet. Da für gleiche bzw. ungleiche Varianzen zweier Stichproben verschiedene  $t$ -Tests anzuwenden sind, wurde zuvor mit dem Verfahren nach Bartlett [184] die Varianzgleichheit überprüft. Die statistische Auswertung erfolgte skriptbasiert mit Hilfe des Statistik-Softwarepakets  $R$  [185].

## 4.3 Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter MAG-Laminat

### 4.3.1 Abschätzung von Elastizitätskenngrößen strukturell vernähter Laminat, Materialeigenschaften der UD-Einzelschicht

Zur Abschätzung des Elastizitäts- und Festigkeitsverhaltens unvernähter und strukturell vernähter MAG-Laminat wurde das von Roth und Heß ([129]-[142]) entwickelte Einheitszellenmodell aufgegriffen und um die Vorhersage von 3D-Elastizitätskenngrößen und die Festigkeitsabschätzung unter Zugbelastung senkrecht zur Laminat-



ebene erweitert. Dabei wurde das Nähgarn in der Mitte des Reinharzgebietes als parallel zur  $z$ -Achse des Laminats verlaufendes Volumen, und die beim Doppelsteppstich vorliegende, zweimalige Durchdringung des Geleges durch den Oberfaden durch *einen* Faden mit doppelter Querschnittsfläche abgebildet. Der Unterfaden sowie dessen Verknotung mit dem Oberfaden wurden nicht modelliert (Abbildung 4-11), da dadurch zwar ein höherer Modellierungsaufwand jedoch keine Verbesserung in der Vorhersage der mechanischen Eigenschaften erwartet wurde. Abgesehen von Faserondulationen und Reinharzgebieten wurde ansonsten ein einwandfreies Laminat zugrunde gelegt.

Der Ablauf der Vorhersage der 3D-Elastizitätskenngrößen ist in Abbildung 4-12 dargestellt. Bei dreidimensionaler Beanspruchung greifen an einem Werkstoff-Volumenelement neun verschiedene Spannungen - drei Normal- und sechs Schubspannungen - an. Die Spannungen sind mit den Verzerrungen im Falle eines linear-elastischen Materialverhaltens durch das Hookesche Gesetz gekoppelt. Für die UD-Schicht eines konventionellen MAG-Laminats kann trotz der MAG-Vernähung näherungsweise ein transversal isotropes Werkstoffverhalten angenommen werden. Das bedeutet, dass zur Beschreibung des räumlichen Verhaltens nur noch fünf unabhängige Elastizitätsgrößen benötigt werden: die Elastizitätsmoduln  $E_1$  und  $E_2$  parallel und senkrecht zur Faserorientierung, der Schubmodul  $G_{21}$  und die beiden Querkontraktionszahlen  $\nu_{21}$  und  $\nu_{32}$ . Da sich bei einer strukturell vernähten UD-Lage die Werkstoffeigenschaften quer zur Faser parallel (2-Richtung) und senkrecht zur Schichtebene (3-Richtung) aber unterscheiden, muss ein orthotropes Werkstoffverhalten zugrunde gelegt werden. Demzufolge sind zur Formulierung des Hookeschen Gesetzes neun unabhängige Konstanten notwendig: die Elastizitätsmoduln  $E_1$ ,  $E_2$  und  $E_3$ , die Schubmoduln  $G_{21}$ ,  $G_{32}$  und  $G_{31}$  sowie die Querkontraktionszahlen  $\nu_{21}$ ,  $\nu_{32}$  und  $\nu_{31}$ .

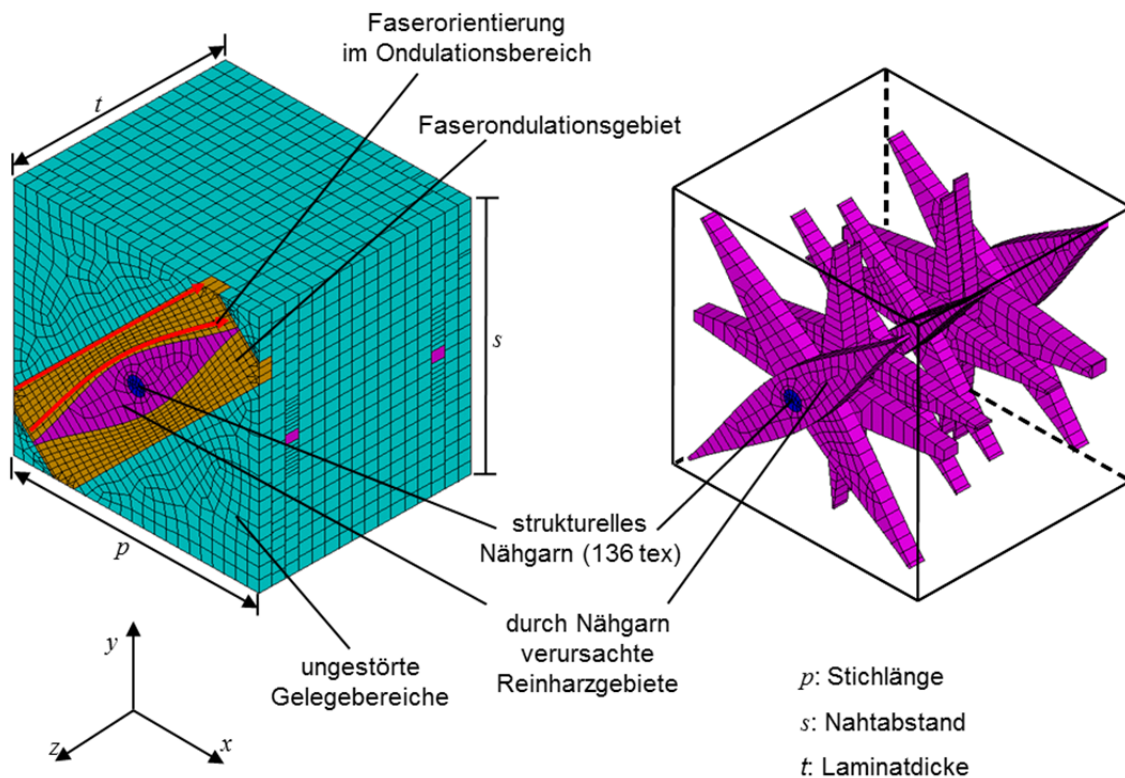


Abbildung 4-11: Finite-Elemente-Einheitszellenmodellierung eines strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats (Konfiguration K4: Garnfeinheit 136 tex, Nahtabstand und Teilung 5,0 mm, Nährichtung parallel  $x$ )

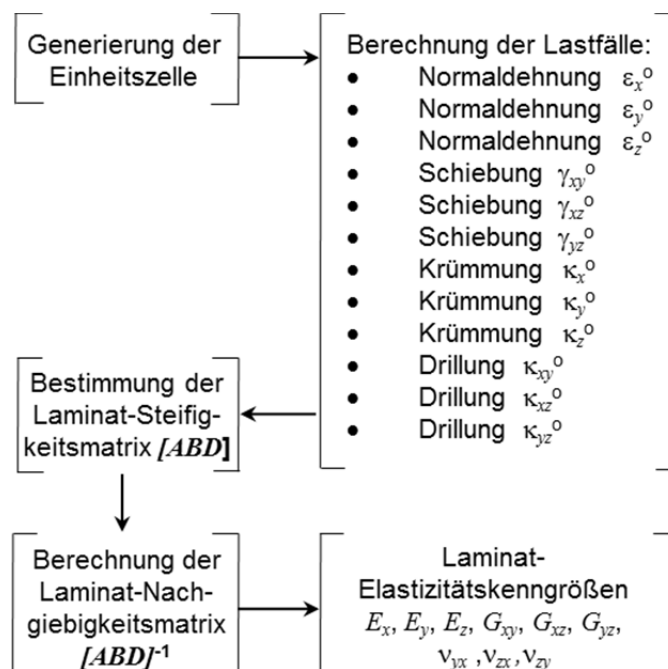


Abbildung 4-12: Vorgehensweise zur Vorhersage von räumlichen Elastizitätskenngrößen strukturell vernähter Laminats

Betrachtet man ein strukturell vernähtes MAG-Laminat, so werden durch den Nähprozess in jeder Einzelschicht Reinharzgebiete mit unterschiedlicher Größe verursacht [129], die beispielsweise die Elastizitätsmodule der Schicht beeinflussen. Die Anordnung der Reinharzgebietgrößen kann nicht als symmetrisch zur Laminatmittelebene angenommen werden. Dadurch liegen „Verzerrungs-Wölbungs-Kopplungen“ vor, d.h. durch Normal- und Schubspannungen werden Verzerrungen, aber auch Wölbungen in Form von Krümmungen und Drillungen hervorgerufen. Zur Beschreibung des räumlichen Elastizitätsverhaltens sind demzufolge zwölf Lastfälle notwendig, die sich aus jeweils drei Normal-, Schub-, Krümmungs- und Drillungslastfällen zusammensetzen.

Auf die Seitenflächen des Einheitszellenmodells wurden entweder definierte Knotenverschiebungen aufgebracht oder diese durch Randbedingungen behindert. Die daraus an den Seitenflächen der Einheitszelle resultierenden Knotenkräfte und -momente wurden zu Normal- Schub-, Biege- und Drillmomentenflüssen aufsummiert. Durch Division der aufsummierten Kräfte und Momente mit dem jeweiligen Vektor eines Einheitslastfalles (Normaldehnung, Schiebung, Krümmung oder Drillung) lässt sich die Steifigkeitsmatrix Spalte für Spalte auffüllen, siehe Gl. (4.7):

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_z \\ N_{yz} \\ N_{xz} \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_z \\ M_{yz} \\ M_{xz} \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & a_{14} & a_{15} & a_{16} & b_{11} & b_{12} & b_{13} & b_{14} & b_{15} & b_{16} \\ a_{12} & a_{22} & a_{23} & a_{24} & a_{25} & a_{26} & b_{12} & b_{22} & b_{23} & b_{24} & b_{25} & b_{26} \\ a_{13} & a_{23} & a_{33} & a_{34} & a_{35} & a_{36} & b_{13} & b_{23} & b_{33} & b_{34} & b_{35} & b_{36} \\ a_{14} & a_{24} & a_{34} & a_{44} & a_{45} & a_{46} & b_{14} & b_{24} & b_{34} & b_{44} & b_{45} & b_{46} \\ a_{15} & a_{25} & a_{35} & a_{45} & a_{55} & a_{56} & b_{15} & b_{25} & b_{35} & b_{45} & b_{55} & b_{56} \\ a_{16} & a_{26} & a_{36} & a_{46} & a_{56} & a_{66} & b_{16} & b_{26} & b_{36} & b_{46} & b_{56} & b_{66} \\ b_{11} & b_{12} & b_{13} & b_{14} & b_{15} & b_{16} & d_{11} & d_{12} & d_{13} & d_{14} & d_{15} & d_{16} \\ b_{12} & b_{22} & b_{23} & b_{24} & b_{25} & b_{26} & d_{12} & d_{22} & d_{23} & d_{24} & d_{25} & d_{26} \\ b_{13} & b_{23} & b_{33} & b_{34} & b_{35} & b_{36} & d_{13} & d_{23} & d_{33} & d_{34} & d_{35} & d_{36} \\ b_{14} & b_{24} & b_{34} & b_{44} & b_{45} & b_{46} & d_{14} & d_{24} & d_{34} & d_{44} & d_{45} & d_{46} \\ b_{15} & b_{25} & b_{35} & b_{45} & b_{55} & b_{66} & d_{15} & d_{25} & d_{35} & d_{45} & d_{55} & d_{56} \\ b_{16} & b_{26} & b_{36} & b_{46} & b_{56} & b_{66} & d_{16} & d_{26} & d_{36} & d_{46} & d_{56} & d_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x^o \\ \varepsilon_y^o \\ \varepsilon_z^o \\ \gamma_{yz}^o \\ \gamma_{xz}^o \\ \gamma_{xy}^o \\ \kappa_x^o \\ \kappa_y^o \\ \kappa_z^o \\ \kappa_{yz}^o \\ \kappa_{xz}^o \\ \kappa_{xy}^o \end{bmatrix} \quad (4.7)$$

Einen detaillierten Überblick über die Verformungszustände der Einheitszelle, die zugehörigen Dehnungstensoren sowie die Berechnung aller Koeffizienten der  $[ABD]$ -Steifigkeitsmatrixmatrix basierend auf den einzelnen Lastfällen ist in Tabelle 4-5 und

Tabelle 4-6 enthalten. Zur Bestimmung der räumlichen Elastizitätskonstanten ist die  $[ABD]$ -Matrix in die Nachgiebigkeitsmatrix zu transformieren:

$$[ABD]^{-1} = \begin{bmatrix} [A^*] & [B^*] \\ [B^*]^T & [D^*] \end{bmatrix} \quad (4.8)$$

Aus den Koeffizienten der Nachgiebigkeitsmatrix lassen sich die räumlichen Elastizitätskonstanten wie folgt berechnen:

$$\begin{aligned} E_x^{t,c} &= \frac{1}{A_{11}^* \cdot t} & E_y^{t,c} &= \frac{1}{A_{22}^* \cdot t} & E_z^{t,c} &= \frac{1}{A_{33}^* \cdot t} \\ G_{yz} &= \frac{1}{A_{44}^* \cdot t} & G_{xz} &= \frac{1}{A_{55}^* \cdot t} & G_{xy} &= \frac{1}{A_{66}^* \cdot t} \\ \nu_{yx} &= -\frac{A_{21}^*}{A_{22}^*} & \nu_{zx} &= -\frac{A_{31}^*}{A_{33}^*} & \nu_{zy} &= -\frac{A_{32}^*}{A_{33}^*} \end{aligned} \quad (4.9)$$

Durch den Nähprozess wird der relative Faservolumengehalt im Gesamtlaminat und in den Einzelschichten verändert. Innerhalb der Einzelschichten liegen aufgrund der verschieden großen Reinharzgebiete unterschiedliche Faservolumengehalte vor. Durch die im Anhang enthaltenen Gln. (A.1)-(A.3) wurden diese Effekte berücksichtigt. Innerhalb einer Einzelschicht wurde zur Reduzierung des Modellierungsaufwandes der Faservolumengehalt als konstant angenommen. Die Elastizitätskennwerte, die zur Beschreibung des räumlichen Elastizitätsverhaltens der ungestörten und ondulierten Gelegebereiche (Abbildung 4-11) einer UD-Schicht notwendig sind ( $E_{\parallel}$ ,  $E_{\perp}$ ,  $G_{\perp\parallel}$ ,  $\nu_{\perp\parallel}$  und  $\nu_{\perp\perp}$ ), werden durch verschiedene mikromechanische Ansätze abgeschätzt. Innerhalb der FE-EZ-Modellvalidierung und –kalibrierung kann somit der mikromechanische Ansatz, der zur besten Übereinstimmung abgeschätzten Elastizitätskennwerten mit den experimentell ermittelten Größen führt, identifiziert werden. Bei allen Modellen wurde der faserparallele Elastizitätsmodul  $E_{\parallel}$  durch die Parallelschaltung der mit dem Faservolumenanteil gewichteten Faserlängs- und Matrixmoduln  $E_{f\parallel}$  und  $E_m$  abgeschätzt:

$$E_{\parallel} = E_{f\parallel} \cdot \varphi + E_m \cdot (1 - \varphi). \quad (4.10)$$

Tabelle 4-5: Verformungszustände, Dehnungsvektoren und berechnete Koeffizienten der [ABD]-Matrix – Teil 1

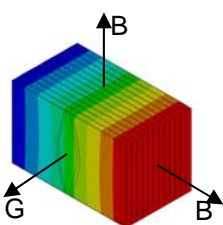
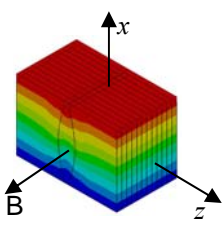
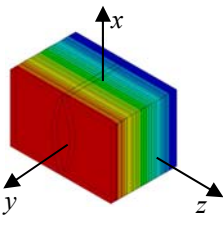
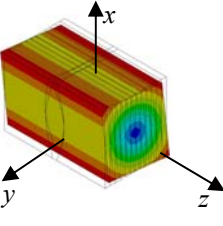
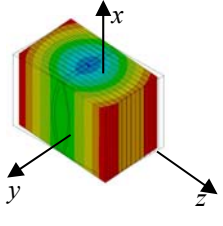
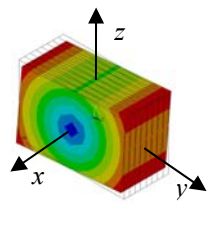
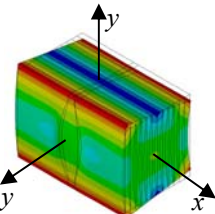
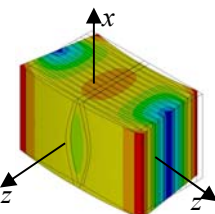
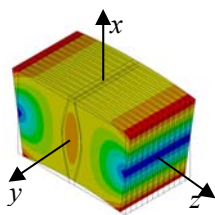
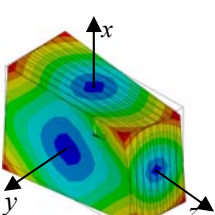
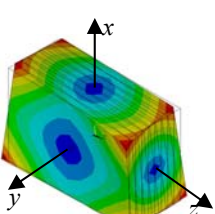
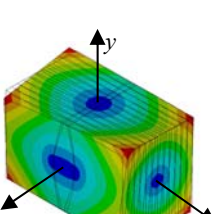
Verformungszustand Einheitszellenmodell	Koeffizienten Dehnungsvektor	berechnete Koeffizienten [ABD]-Matrix
	$\epsilon_x = 1,$ $\epsilon_y = \epsilon_z = \gamma_{yz} =$ $\gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_x = \kappa_y =$ $\kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$a_{11} = \frac{N_x}{\epsilon_x}, a_{12} = \frac{N_y}{\epsilon_x}, a_{13} = \frac{N_z}{\epsilon_x}, a_{14} = \frac{N_{yz}}{\epsilon_x}$ $a_{15} = \frac{N_{xz}}{\epsilon_x}, a_{16} = \frac{N_{xy}}{\epsilon_x}, b_{11} = \frac{M_x}{\epsilon_x}, b_{12} = \frac{M_y}{\epsilon_x}$ $b_{13} = \frac{M_z}{\epsilon_x}, b_{14} = \frac{M_{yz}}{\epsilon_x}, b_{15} = \frac{M_z}{\epsilon_x}, b_{16} = \frac{M_{xy}}{\epsilon_x}$
	$\epsilon_y = 1,$ $\epsilon_x = \epsilon_z = \gamma_{yz} =$ $\gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_x = \kappa_y =$ $\kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$a_{12} = \frac{N_x}{\epsilon_y}, a_{22} = \frac{N_y}{\epsilon_y}, a_{23} = \frac{N_z}{\epsilon_y}, a_{24} = \frac{N_{yz}}{\epsilon_y},$ $a_{25} = \frac{N_{xz}}{\epsilon_y}, a_{26} = \frac{N_{xy}}{\epsilon_y}, b_{12} = \frac{M_x}{\epsilon_y}, b_{22} = \frac{M_y}{\epsilon_y},$ $b_{23} = \frac{M_z}{\epsilon_y}, b_{24} = \frac{M_{yz}}{\epsilon_y}, b_{25} = \frac{M_z}{\epsilon_y}, b_{26} = \frac{M_{xy}}{\epsilon_y}$
	$\epsilon_z = 1,$ $\epsilon_x = \epsilon_y = \gamma_{yz} =$ $\gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_x = \kappa_y =$ $\kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$a_{13} = \frac{N_x}{\epsilon_z}, a_{23} = \frac{N_y}{\epsilon_z}, a_{33} = \frac{N_z}{\epsilon_z}, a_{34} = \frac{N_{yz}}{\epsilon_z}$ $a_{35} = \frac{N_{xz}}{\epsilon_z}, a_{36} = \frac{N_{xy}}{\epsilon_z}, b_{13} = \frac{M_x}{\epsilon_z}, b_{23} = \frac{M_y}{\epsilon_z}$ $b_{33} = \frac{M_z}{\epsilon_z}, b_{34} = \frac{M_{yz}}{\epsilon_z}, b_{35} = \frac{M_z}{\epsilon_z}, b_{36} = \frac{M_{xy}}{\epsilon_z}$
	$\gamma_{yz} = 1,$ $\epsilon_x = \epsilon_y = \epsilon_z =$ $\gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_x = \kappa_y =$ $\kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$a_{14} = \frac{N_x}{\gamma_{yz}}, a_{24} = \frac{N_y}{\gamma_{yz}}, a_{34} = \frac{N_z}{\gamma_{yz}}, a_{44} = \frac{N_{yz}}{\gamma_{yz}}$ $a_{45} = \frac{N_{xz}}{\gamma_{yz}}, a_{46} = \frac{N_{xy}}{\gamma_{yz}}, b_{14} = \frac{M_x}{\gamma_{yz}}, b_{24} = \frac{M_y}{\gamma_{yz}}$ $b_{34} = \frac{M_z}{\gamma_{yz}}, b_{44} = \frac{M_{yz}}{\gamma_{yz}}, b_{45} = \frac{M_z}{\gamma_{yz}}, b_{46} = \frac{M_{xy}}{\gamma_{yz}}$
	$\gamma_{xz} = 1,$ $\epsilon_x = \epsilon_y = \epsilon_z =$ $\gamma_{yz} = \gamma_{xy} = \kappa_x = \kappa_y =$ $\kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$a_{15} = \frac{N_x}{\gamma_{xz}}, a_{25} = \frac{N_y}{\gamma_{xz}}, a_{35} = \frac{N_z}{\gamma_{xz}}, a_{45} = \frac{N_{yz}}{\gamma_{xz}}$ $a_{55} = \frac{N_{xz}}{\gamma_{xz}}, a_{46} = \frac{N_{xy}}{\gamma_{xz}}, b_{15} = \frac{M_x}{\gamma_{xz}}, b_{25} = \frac{M_y}{\gamma_{xz}}$ $b_{35} = \frac{M_z}{\gamma_{xz}}, b_{45} = \frac{M_{yz}}{\gamma_{xz}}, b_{56} = \frac{M_z}{\gamma_{xz}}, b_{56} = \frac{M_{xy}}{\gamma_{xz}}$
	$\gamma_{xy} = 1,$ $\epsilon_x = \epsilon_y = \epsilon_z =$ $\gamma_{xz} = \gamma_{yz} = \kappa_x = \kappa_y =$ $\kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$a_{16} = \frac{N_x}{\gamma_{xy}}, a_{26} = \frac{N_y}{\gamma_{xy}}, a_{36} = \frac{N_z}{\gamma_{xy}}, a_{46} = \frac{N_{yz}}{\gamma_{xy}}$ $a_{56} = \frac{N_{xz}}{\gamma_{xy}}, a_{66} = \frac{N_{xy}}{\gamma_{xy}}, b_{16} = \frac{M_x}{\gamma_{xy}}, b_{26} = \frac{M_y}{\gamma_{xy}}$ $b_{36} = \frac{M_z}{\gamma_{xy}}, b_{46} = \frac{M_{yz}}{\gamma_{xy}}, b_{56} = \frac{M_z}{\gamma_{xy}}, b_{66} = \frac{M_{xy}}{\gamma_{xy}}$

Tabelle 4-6: Verformungszustände, Dehnungsvektoren und berechnete Koeffizienten der [ABD]-Matrix – Teil 2

Verformungszustand Einheitszellenmodell	Koeffizienten Dehnungsvektor	berechnete Koeffizienten [ABD]-Matrix
	$\kappa_x = 1,$ $\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon_z =$ $\gamma_{yz} = \gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_y =$ $\kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$b_{11} = \frac{N_x}{\kappa_x}, b_{12} = \frac{N_y}{\kappa_x}, b_{13} = \frac{N_z}{\kappa_x}, b_{14} = \frac{N_{yz}}{\kappa_x}$ $b_{15} = \frac{N_{xz}}{\kappa_x}, b_{16} = \frac{N_{xy}}{\kappa_x}, d_{11} = \frac{M_x}{\kappa_x}, d_{12} = \frac{M_y}{\kappa_x}$ $d_{13} = \frac{M_z}{\kappa_x}, d_{14} = \frac{M_{yz}}{\kappa_x}, d_{15} = \frac{M_z}{\kappa_x}, d_{16} = \frac{M_{xy}}{\kappa_x}$
	$\kappa_y = 1,$ $\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon_z =$ $\gamma_{yz} = \gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_x =$ $\kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$b_{12} = \frac{N_x}{\kappa_y}, b_{22} = \frac{N_y}{\kappa_y}, b_{23} = \frac{N_z}{\kappa_y}, b_{24} = \frac{N_{yz}}{\kappa_y}$ $b_{25} = \frac{N_{xz}}{\kappa_y}, b_{26} = \frac{N_{xy}}{\kappa_y}, d_{12} = \frac{M_x}{\kappa_y}, d_{22} = \frac{M_y}{\kappa_y}$ $d_{23} = \frac{M_z}{\kappa_y}, d_{24} = \frac{M_{yz}}{\kappa_y}, d_{25} = \frac{M_z}{\kappa_y}, d_{26} = \frac{M_{xy}}{\kappa_y}$
	$\kappa_z = 1,$ $\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon_z =$ $\gamma_{yz} = \gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_x =$ $\kappa_y = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$b_{13} = \frac{N_x}{\kappa_z}, b_{23} = \frac{N_y}{\kappa_z}, b_{33} = \frac{N_z}{\kappa_z}, b_{34} = \frac{N_{yz}}{\kappa_z}$ $b_{35} = \frac{N_{xz}}{\kappa_z}, b_{36} = \frac{N_{xy}}{\kappa_z}, d_{13} = \frac{M_x}{\kappa_z}, d_{23} = \frac{M_y}{\kappa_z}$ $d_{33} = \frac{M_z}{\kappa_z}, d_{34} = \frac{M_{yz}}{\kappa_z}, d_{35} = \frac{M_z}{\kappa_z}, d_{36} = \frac{M_{xy}}{\kappa_z}$
	$\kappa_{yz} = 1,$ $\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon_z =$ $\gamma_{yz} = \gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_x =$ $\kappa_y = \kappa_z = \kappa_{xz} = \kappa_{xy} = 0$	$b_{14} = \frac{N_x}{\kappa_{yz}}, b_{24} = \frac{N_y}{\kappa_{yz}}, b_{34} = \frac{N_z}{\kappa_{yz}}, b_{44} = \frac{N_{yz}}{\kappa_{yz}}$ $b_{45} = \frac{N_{xz}}{\kappa_{yz}}, b_{46} = \frac{N_{xy}}{\kappa_{yz}}, d_{14} = \frac{M_x}{\kappa_{yz}}, d_{24} = \frac{M_y}{\kappa_{yz}}$ $d_{34} = \frac{M_z}{\kappa_{yz}}, d_{44} = \frac{M_{yz}}{\kappa_{yz}}, d_{45} = \frac{M_z}{\kappa_{yz}}, d_{46} = \frac{M_{xy}}{\kappa_{yz}}$
	$\kappa_{xz} = 1,$ $\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon_z =$ $\gamma_{yz} = \gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_x =$ $\kappa_y = \kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xy} = 0$	$b_{15} = \frac{N_x}{\kappa_{xz}}, b_{25} = \frac{N_y}{\kappa_{xz}}, b_{35} = \frac{N_z}{\kappa_{xz}}, b_{45} = \frac{N_{yz}}{\kappa_{xz}}$ $b_{55} = \frac{N_{xz}}{\kappa_{xz}}, b_{56} = \frac{N_{xy}}{\kappa_{xz}}, d_{15} = \frac{M_x}{\kappa_{xz}}, d_{25} = \frac{M_y}{\kappa_{xz}}$ $d_{35} = \frac{M_z}{\kappa_{xz}}, d_{45} = \frac{M_{yz}}{\kappa_{xz}}, d_{55} = \frac{M_z}{\kappa_{xz}}, d_{56} = \frac{M_{xy}}{\kappa_{xz}}$
	$\kappa_{xy} = 1,$ $\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon_z =$ $\gamma_{yz} = \gamma_{xz} = \gamma_{xy} = \kappa_x =$ $\kappa_y = \kappa_z = \kappa_{yz} = \kappa_{xz} = 0$	$b_{16} = \frac{N_x}{\kappa_{xy}}, b_{26} = \frac{N_y}{\kappa_{xy}}, b_{36} = \frac{N_z}{\kappa_{xy}}, b_{46} = \frac{N_{yz}}{\kappa_{xy}}$ $b_{56} = \frac{N_{xz}}{\kappa_{xy}}, b_{66} = \frac{N_{xy}}{\kappa_{xy}}, d_{16} = \frac{M_x}{\kappa_{xy}}, d_{26} = \frac{M_y}{\kappa_{xy}}$ $d_{36} = \frac{M_z}{\kappa_{xy}}, d_{46} = \frac{M_{yz}}{\kappa_{xy}}, d_{56} = \frac{M_z}{\kappa_{xy}}, d_{66} = \frac{M_{xy}}{\kappa_{xy}}$

Der Elastizitätsmodul  $E_{\perp}$  senkrecht zur Faser wurde analog zu [130] durch eine Reihenschaltung von Faser- und Matrix abgebildet, die im einfachsten Fall die Querdehnungsbehinderung der Matrix vernachlässigt (RS1)

$$\frac{1}{E_{\perp}} = \frac{1}{E_m} \cdot (1 - \varphi) + \frac{1}{E_{f\perp}} \cdot \varphi \quad (4.11)$$

oder berücksichtigt (RS2)

$$E_{\perp} = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \cdot \frac{1}{(1 - \varphi) + \left( \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2)} \right) \cdot \varphi} \quad (4.12)$$

Zur Abschätzung von  $E_{\perp}$  wurden weiterhin die semiempirischen Ansätze von Puck (Gl. (4.13)), Chamis (Gl. (4.14)), Förster/Knappe (Gl. (4.15)), Schneider (Gl. (4.16)) und Hashin (Gln. (4.17)-(4.20)) in das FE-EZ-Modell implementiert:

$$E_{\perp} = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \cdot \frac{1 + 0,85 \cdot \varphi^2}{(1 - \varphi)^{1,25} + \left( \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2)} \right) \cdot \varphi} \quad (4.13)$$

$$E_{\perp} = \frac{E_m}{1 - \left( 1 - \frac{E_m}{E_{f\perp}} \right) \cdot \sqrt{\varphi}} \quad (4.14)$$

$$E_{\perp} = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \cdot \frac{1}{(1 - \varphi)^{1,45} + \left( \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2)} \right) \cdot \varphi} \quad (4.15)$$

$$E_{\perp} = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \cdot \frac{1 + \varphi^3}{(1 - \varphi)^{0,75} + \left( \frac{6E_m}{(1 - \nu_m^2)} \right) \cdot \varphi} \quad (4.16)$$

$$E_{\perp} = \frac{4 \cdot G_{23} \cdot K_{23}}{K_{23} + G_{23} + 4 \cdot (\varphi \cdot \nu_f + (1 - \varphi) \cdot \nu_m)^2 \cdot G_{23} \cdot \frac{K_{23}}{E_{\parallel}}} \quad (4.17)$$

$$K_{23} = \frac{\varphi}{\frac{1}{K_{f,23} - K_{m,23}} + \frac{1 - \varphi}{K_{m,23} + G_m}} + K_{m,23} \quad (4.18)$$

$$K_f = \frac{E_{f,22}}{2 \cdot (v_{f,23} - 2v_{f,12}) + \frac{E_{f,\perp}}{E_{f,\parallel}}} + K_{m,23} \quad K_{f,23} = \frac{G_{f,23}}{3} + K_f \quad (4.19)$$

$$K_m = \frac{E_m}{3(1-2\nu_m)} \quad K_{m,23} = G_m \cdot \frac{E_m}{2(1-\nu_m - \nu_m^2)}$$

$$G_{23} = G_m \left( 1 + \frac{\varphi(1+c_m)}{c_1 - \varphi \left( 1 + 3c_m^2 \cdot \frac{(1-\varphi)}{1+\varphi^3 \cdot c_2} \right)} \right) \quad (4.20)$$

$$c_m = \frac{1}{3-4\nu_m} c_f = \frac{K_{f,23}}{K_{f,23} + 2G_{f,23}} c_1 = \frac{\frac{G_{f,23}}{G_m} + c_m}{\frac{G_{f,23}}{G_m} - 1} c_2 = \frac{c_m - c_1 \cdot c_f}{1 + c_1 \cdot c_f}$$

Die rechnerische Vorhersage von  $G_{\perp\parallel}$  kann durch eine Reihenschaltung der Faser- und Matrixschubnachgiebigkeiten

$$G_{\perp\parallel} = G_m \frac{1}{(1-\varphi) + \frac{G_m}{G_{f\perp\parallel}} \cdot \varphi} \quad (4.21)$$

oder durch die semiempirischen Ansätze von Puck (Gl. (4.22)), Chamis (Gl. (4.23)), Förster/Knappe (Gl. (4.24)), Schneider (Gl. (4.25)) oder Hashin (Gl. (4.26)) erfolgen:

$$G_{\perp\parallel} = G_m \frac{1 + 0,6 \cdot \sqrt{\varphi}}{(1-\varphi)^{1,25} + \frac{G_m}{G_{f\perp\parallel}} \cdot \varphi} \quad (4.22)$$

$$G_{\perp\parallel} = \frac{G_m}{1 - \sqrt{\varphi} \cdot \left( 1 - \frac{G_m}{G_{f\perp\parallel}} \right)} \quad (4.23)$$

$$G_{\perp\parallel} = G_m \frac{1 + 0,4 \cdot \sqrt{\varphi}}{(1-\varphi)^{0,45} + \frac{G_m}{G_{f\perp\parallel}} \cdot \varphi} \quad (4.24)$$

$$G_{\perp\parallel} = G_m \frac{1 + 0,25 \cdot \sqrt{\varphi}}{(1-\varphi)^{1,25} + 1,25 \cdot \frac{G_m}{G_{f\perp\parallel}} \cdot \varphi} \quad (4.25)$$



$$G_{\perp\parallel} = G_m \frac{(1-\varphi) \cdot G_m + (1+\varphi) \cdot G_{f\perp\parallel}}{(1-\varphi) \cdot G_{f\perp\parallel} + (1+\varphi) \cdot G_m} \quad (4.26)$$

Die beiden Querkontraktionszahlen  $\nu_{\perp\parallel}$  und  $\nu_{\perp\perp}$  wurden durch

$$\nu_{\perp\parallel} = \varphi \cdot \nu_{f\perp\parallel} + (1-\varphi) \cdot \nu_m \quad \text{und} \quad (4.27)$$

$$\nu_{\perp\perp} = \nu_{f,\perp\parallel} \cdot \varphi + (1-\varphi) \cdot \nu_m \cdot \frac{\left(1 + \nu_m - \nu_{\perp\parallel} \cdot \frac{E_m}{E_{\parallel}}\right)}{\left(1 - \nu_m^2 + \nu_m \cdot \nu_{\perp\parallel} \cdot \frac{E_m}{E_{\parallel}}\right)} \quad (4.28)$$

abgebildet, wobei die Beziehung für  $\nu_{\perp\perp}$  die von Foye [6] entwickelte Berücksichtigung der Dehnungsbehinderung der Matrix beinhaltet. Der Quer-Quer-Schubmodul, der nicht zu den Grund-Elastizitätsgrößen der UD-Schicht zählt, wird wegen der Annahme der transversalen Isotropie des Gelegebereiches durch Gl. (4.29) berechnet:

$$G_{\perp\perp} = \frac{E_{\perp}}{2 \cdot (1 + \nu_{\perp\perp})} \quad (4.29)$$

#### 4.3.2 Randbedingungen

Zur Implementierung der Verschiebungsrandbedingungen wurden die von Heß et al. [136] erläuterten Lastfälle zur Abschätzung des 2D-Elastizitätsverhaltens modifiziert und, wie zuvor beschrieben, sechs neue Lastfälle implementiert. Die Modifizierung umfasst die Beaufschlagung aller Seitenflächen des FE-EZ-Modells mit Randbedingungen, in [136] wurden bei der Aufbringung von Normaldehnungs- und Schublastfällen ( $\varepsilon_x^0$ ,  $\varepsilon_y^0$  und  $\gamma_{xy}^0$ ) die Knotenverschiebungen auf den Seitenflächen  $C^+$  und  $C^-$  (Abbildung 4-13) nicht gesperrt. Bei der Aufbringung von Normaldehnungslastfällen ( $\varepsilon_x^0$ ,  $\varepsilon_y^0$  und  $\varepsilon_z^0$ ) im Rahmen der 3D-Elastizitätsanalyse werden auf eine Oberfläche der Einheitszelle einachsige Knotenverschiebungen aufgebracht. Die Knotenverschiebungen der fünf verbleibenden Seitenflächen werden gesperrt. Daraus folgt, dass beispielsweise bei der Aufbringung des Normaldehnungslastfalls in  $x$ -Richtung ( $\varepsilon_x^0$ ) die Koeffizienten  $a_{11}$ ,  $a_{12}$ ,  $a_{13}$ ,  $a_{14}$ ,  $a_{15}$ ,  $a_{16}$ ,  $b_{11}$ ,  $b_{12}$ ,  $b_{13}$ ,  $b_{14}$ ,  $b_{15}$  und  $b_{16}$  berechnet werden, alle anderen Koeffizienten ergeben sich zu null. Um eine Schubbelastung zu erzeugen, sind auf vier Oberflächen zweiachsige Verformungen aufzubringen und die Knotenverschiebungen an den verbleibenden beiden Seitenflächen zu sperren. Bei

Drillungen werden die Knoten aller Seitenflächen der Einheitszelle mit dreiachsigen Verschiebungen beaufschlagt. Werden VRB wie in [136] verwendet, so können die Knoten jeder Seitenfläche unabhängig voneinander mit Verschiebungen beaufschlagt werden, wodurch die Seitenflächen auch bei einer inhomogenen Materialverteilung innerhalb des FE-EZ-Modells, die bei der Modellierung eines strukturell vernähten Laminats vorliegt, eben bleiben (siehe Abbildung 4-16 (c) und (d)). Die ausführliche Definition der Lastfälle mit VRB ist im Anhang in Tabelle A-15 zu finden.

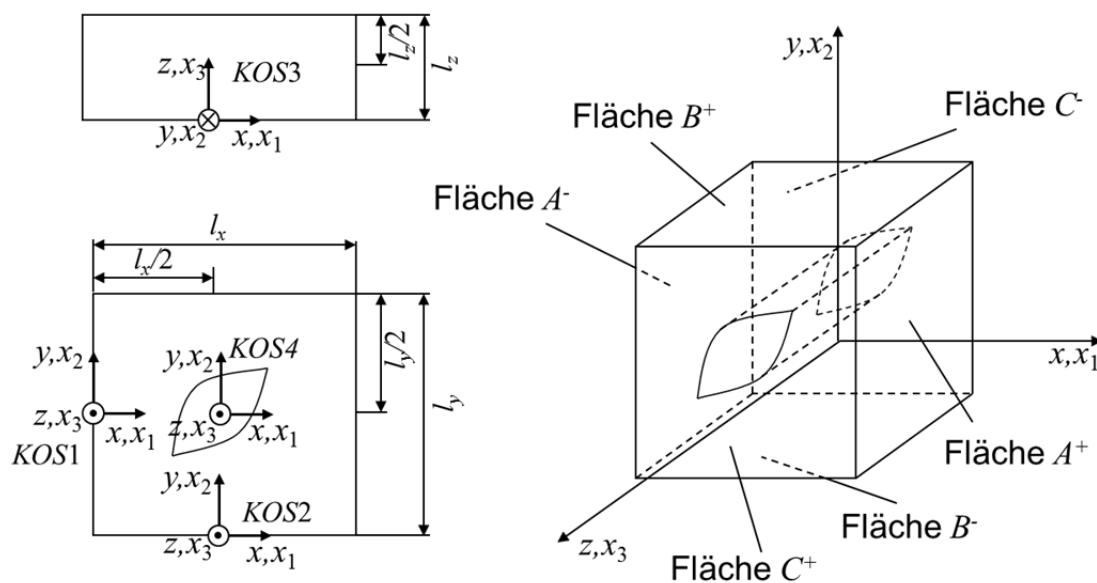


Abbildung 4-13: Schematische Darstellung des Einheitszellenmodells: Definition der Seitenflächen und -längen sowie der Referenzkoordinatensysteme

Eine allgemeine Formulierung von periodischen Randbedingungen an Einheitszellenmodellen wurde von Suquet [168] erarbeitet:

$$u_i = \bar{S}_{ij} \cdot x_j + v_i \quad i, j = (1,2,3). \quad (4.30)$$

Darin beinhaltet  $\bar{S}_{ij}$  homogenisierte Dehnungen. Der periodische Anteil der Verschiebung an der Grenzfläche der Einheitszelle wird durch den Term  $v_i$  wiedergegebendenteil, dessen Wert von der aufgebrachten Verschiebung  $x_j$  abhängt. Die Indizes  $i$  und  $j$  kennzeichnen die in Abbildung 4-13 dargestellten Koordinatenrichtungen. Berger et al. [145] leiteten aus dieser allgemeinen Beziehung explizite Formulierungen ab, die auch zur Modellierung strukturell vernähter MAG-Laminats angewandt werden können. Die Verschiebungen auf gegenüberliegenden Grenzflächen eines Einheitszellenmodells (Abbildung 4-13) ergeben sich zu:

$$u_i^{K+} - u_i^{K-} = \bar{S}_{ij} \cdot (x_j^{K+} - x_j^{K-}), \quad K = (A, B, C). \quad (4.31)$$

Da die grundlegende Annahme der Einheitszellenmodellierung die Wiedergabe der globalen Materialeigenschaften durch eine Einheitszelle ist, folgt für die gemittelten Dehnungen  $\bar{S}_{ij}$  und Spannungen  $\bar{T}_{ij}$ :

$$\begin{aligned} \bar{S}_{ij} &= \frac{1}{V} \cdot \int_V S_{ij} dV, \\ \bar{T}_{ij} &= \frac{1}{V} \cdot \int_V T_{ij} dV. \end{aligned} \quad (4.32)$$

$S_{ij}$  und  $T_{ij}$  sind als Dehnungs- bzw. Spannungstensor formuliert.

Die periodischen Randbedingungen werden in ANSYS® mit Hilfe sogenannter „constraint equations“ (CE) implementiert, die sich auch zur Kopplung von Knoten nicht-koinzidenter Netze eignen. Diese Situation ist bei dem FE-EZ-Modell zur Modellierung der strukturell vernähten Lamine aufgrund der Reinharzgebiete der Fall. Koinzident bedeutet in diesem Zusammenhang, dass die Anzahl und räumliche Anordnung der Knoten zweier gegenüberliegender Strukturoberflächen identisch ist. Werden CEs lediglich zwischen den Knoten gegenüberliegender Seiten des Einheitszellenmodells generiert, so wird eine starre Verbindung beider Grenzflächen hergestellt. Eine definierte Dehnung muss über einen Hilfsfreiheitsgrad aufgebracht werden, der durch einen Masterknoten definiert ist, siehe Abbildung 4-14. Die gegenüberliegenden Knoten der Grenzflächen  $B^-$  und  $B^+$  bzw.  $C^-$  und  $C^+$  sind dann ebenfalls über CEs gekoppelt, auf diese Weise wird allerdings eine starre Verbindung generiert, so dass ein Einheitslastfall vorliegt. Damit nehmen lediglich die Komponenten einer Zeile des Dehnungstensors Werte ungleich Null an. Zur besseren Übersicht sind in Abbildung 4-14 die CEs lediglich exemplarisch für einige Knoten dargestellt (die zwischen  $C^-$  und  $C^+$  sind nicht abgebildet). Sollen an einer Seitenfläche zwei- oder dreidimensionale Knotenverschiebungen (Schub-, Wölbungs- oder Drillungs-lastfall) aufgebracht werden, so sind mehrere Masterknoten notwendig. Dazu ist in Abbildung 4-15 beispielhaft die Erzeugung eines Schiebungslastfalls dargestellt, wobei wegen der Übersichtlichkeit wiederum nur einige CEs abgebildet sind. Die beiden Masterknoten sind zusätzlich miteinander gekoppelt, so dass  $u_{2,MN2}$  und  $u_{1,MN1}$  identisch sind und die Verschiebung auf den Knoten  $MN1$  aufgebracht werden kann.

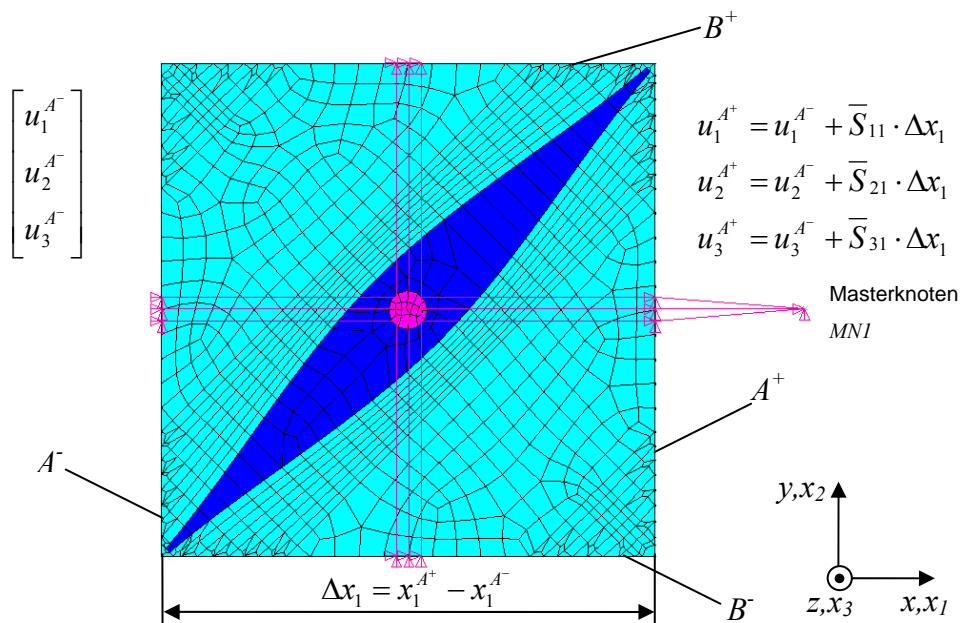


Abbildung 4-14: Erzeugung des Normaldehnungslastfalls  $\varepsilon_x^o$  mit periodischen Randbedingungen nach [148]

Der Einfluss der Art der Randbedingungen auf die Verformungen des FE-EZ-Modells ist in Abbildung 4-16 erläutert. Hier wurde die Einheitsschiebung  $\gamma_{xy}^o$  auf eine strukturell vernähte UD-Schicht mit einer  $+45^\circ$ -Faserorientierung aufgebracht, wobei die Verformungen für ein relativ langes und schmales (oben) sowie für ein breites und kurzes (unten) Reinharzgebiet dargestellt sind. Der Verformungszustand unter Zugrundelegung von PRB ist in (a) und (b) dargestellt, VRB wurden bei (c) und (d) verwendet. Insbesondere kurze und breite Reinharzgebiete führen bei der Anwendung von PRB zu unebenen Rändern des FE-EZ-Modells (b), während bei (a) der Einfluss der Materialinhomogenität kaum wahrnehmbar ist. Betrachtet man dagegen die Verformungen aufgrund von VRB, so können sich auch für kurze und breite Reinharzgebiete keine unebenen Ränder des FE-EZ-Modells einstellen (d). Der Einfluss von PRB wird bei der Modellierung von multidirektionalen Laminaten relativiert, da sich durch die unterschiedliche Ausrichtung der Reinharzgebiete und die feste Verbindung der Einzelschichten untereinander die Unebenheiten der Seitenflächen teilweise aufheben. Bei der Bestimmung der räumlichen Elastizitätskonstanten mit Hilfe des weiterentwickelten FE-EZ-Modells konnten daher sowohl PRB als auch VRB verwendet werden.

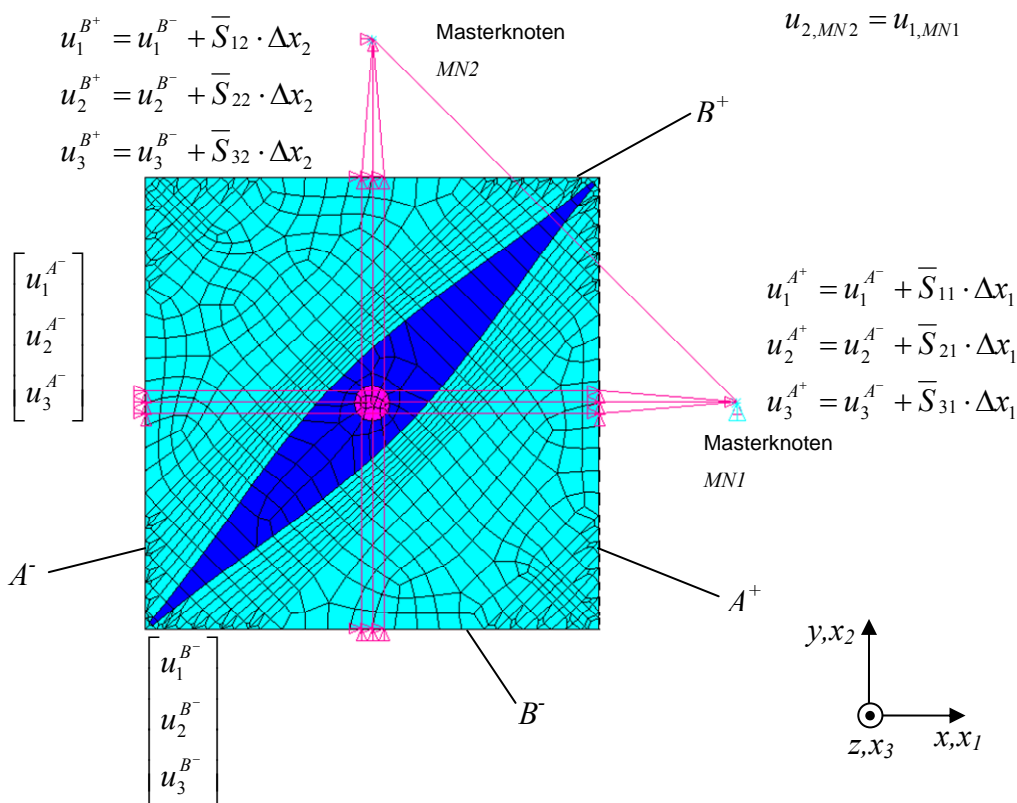


Abbildung 4-15: Erzeugung des Schublastfalls  $\gamma_{xy}^o$  mit periodischen Randbedingungen nach [148]

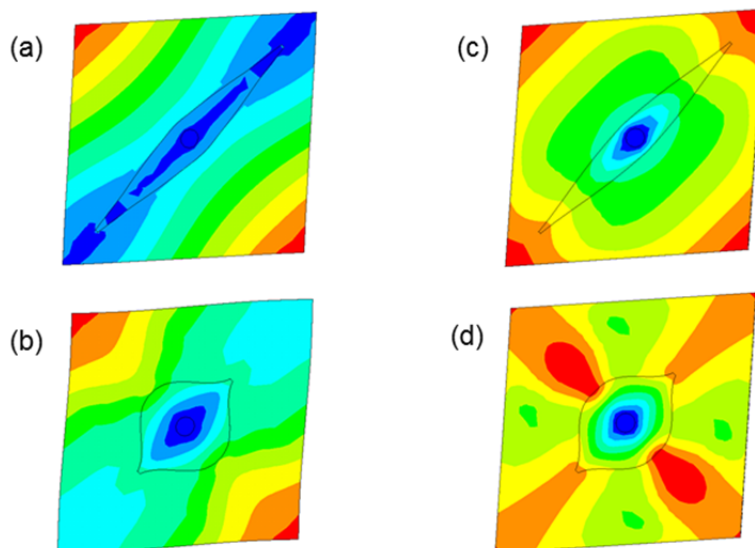


Abbildung 4-16: Vergleich der Verformungszustände einer strukturell vernähten +45°-Schicht aufgrund einer Schubbelastung

### 4.3.3 Festigkeits- und Degradationsanalyse

Im Rahmen der Festigkeitsvorhersage strukturell vernähter MAG-Laminat wurde auf das von Heß [140] entwickelte Modul zurückgegriffen. Dabei wurden die dort angegebenen Beziehungen und Anpassungen mit Korrekturfaktoren (Tabelle A-) übernommen. Auch der vorgestellte Ablauf zur intralaminaren Festigkeitsabschätzung ist identisch. Allerdings wurde auf eine Berücksichtigung von nichtlinearen UD-Spannungs-Verzerrungs-Kennlinien verzichtet, da diese für das in dieser Arbeit verwendete MAG-Halbzeug nicht vorlagen und die Anwendung der von Heß an einem vergleichbaren UD-MAG ermittelten Ramberg-Osgood-Beziehungen wurde aufgrund der Unterschiede im Faservolumengehalt (0,55 gegenüber 0,59) als nicht sinnvoll erachtet. Darüber hinaus wurde in [140] durch die Berücksichtigung der werkstofflichen Nichtlinearitäten keine Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit der Festigkeitsabschätzung, wohl aber eine enorme Steigerung der Rechenzeit festgestellt.

Im Rahmen der Modellerweiterung musste das E-Glas-Nähgarn abgebildet werden. Für dieses wurde ein isotropes Materialverhalten zu Grunde gelegt, so dass die Bewertung der Garnanstrengung auf die von-Mises-Hauptnormalspannung  $\sigma_I$  und die experimentell ermittelte Garn-Zugfestigkeit  $R_G$  zurück geführt werden konnte:

$$f_e = \frac{|\sigma_I|}{R_G}. \quad (4.33)$$

Die Randbedingungen der Lastfälle zur Bestimmung der intralaminaren Festigkeitskennwerte ( $R_x^{t,c}, R_y^{t,c}$ ) aus [140] wurden modifiziert, in dem auf alle Seitenflächen des FE-EZ-Modells Knotenverschiebungen aufgebracht wurden. Dies betrifft insbesondere die Verformung in  $z$ -Richtung: hier ergaben sich die Knotenverschiebungen der Seitenflächen  $A^+$ ,  $A^-$ ,  $B^+$  und  $B^-$  in  $x$ - und  $y$ -Richtung aus dem Produkt der Dehnung in  $z$ -Richtung und den in der 3D-Steifigkeitsanalyse bestimmten Querkontraktionszahlen ( $\nu_{zx}$ ,  $\nu_{xz}$ ,  $\nu_{zy}$  und  $\nu_{yz}$ ). Die rechnerische Abschätzung der Zugfestigkeit senkrecht zur Laminatenebene erforderte zudem die Definition eines zusätzlichen Lastfalls. Die drei Festigkeitslastfälle und die detaillierte Beschreibung der auf alle EZ-Seitenflächen aufgetragenen Verschiebungen sind in Das in Abbildung 4-18 dargestellte Tabelle 4-7 beschrieben. Die Koordinatensysteme, die Bezeichnungen der Seitenflächen sowie die Indizes der angegebenen Verschiebungen beziehen sich auf Abbildung

4-13. Für die Festigkeitsvorhersage in Laminatdickenrichtung konnte das im FE-EZ-Modell implementierte Wirkebenenkriterium von Puck verwendet werden. Zfb parallel zur Laminebene weisen dabei Bruchwinkel von  $-90$  bzw.  $+90^\circ$  auf. Nach Puck [173] kann für die Abschätzung der Festigkeit senkrecht zur Laminebene die UD-Querzugfestigkeit auf 80 bis 90 % des ursprünglichen Wertes herabgesetzt werden. Als Begründung werden Poren und Fadenwelligkeiten angeführt, die vermehrt an den Grenzfläche zweier UD-Schichten auftreten und dort zur Versagensinitiierung führen. Da jedoch im Rahmen der Zugversuche senkrecht zur Laminebene nicht Delaminationsversagen zwischen UD-Schichten, sondern Mode-A-Zfb-Versagen innerhalb einer UD-Lage in einer Bruchebene parallel zur Laminebene ( $\theta_{fp} = \pm 90^\circ$ ) zum Gesamtversagen führte, erfolgte keine Degradierung der UD-Querzugfestigkeit. Im Rahmen der Vorhersage der intralaminaren Festigkeit wurde analog zu [140] zu Beginn eine Dehnung  $\varepsilon_{x,y,ult}^{t,c} = \pm 1\%$  aufgebracht und solange erhöht oder verringert, bis Faserbruch-Versagen ( $f_{e,Fb} = 1$ ) oder Mode-C-Zfb-Versagen ( $f_{e,ModeC} = 1,25$ ) vorhergesagt wurde. Der Ablauf der einzelschichtbasierten Versagenanalyse ist in Abbildung 4-17 schematisch dargestellt. Die Lastfälle zur Festigkeitsberechnung wurden sowohl über Verschiebungsrandbedingungen als auch über periodische Randbedingungen definiert. Allerdings zeigten erste Berechnungen der intralaminaren Festigkeiten  $R_{x,y}^{t,c}$  von strukturell vernähten MAG-Laminaten mit PRB teilweise große Abweichungen gegenüber experimentell ermittelten Kennwerten. Mögliche Ursache sind die unebenen Ränder des FE-EZ-Modells, die in einigen Elementen Spannungsspitzen verursachen und somit ein zu frühes Versagen abschätzen. Aus diesem Grund wurden die im Rahmen dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse zur Festigkeitsabschätzung ausschließlich mit VRB ermittelt. Erste FE-EZ-Festigkeitsanalysen zur Abschätzung von  $R_z^t$  der strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Lamine sagten stets ein Totalversagen in den äußeren UD-Schichten voraus, da dort die größten Reinharzgebiete vorliegen. Da jedoch bei den experimentellen Untersuchungen das Probekörperversagen aufgrund der Einkerbung in der Laminatmitte provoziert wurde, konnten die FE-EZ-Festigkeitsanalysen des Gesamtlaminats nicht zur Modellvalidierung herangezogen werden. Um das weiterentwickelte Festigkeitsanalysemodul anhand durchgeführter Zugversuche validieren zu können, war die FE-Modellierung

des dazu verwendeten Probekörpers notwendig. Das in Abbildung 4-18 dargestellte Tabelle 4-7: Zur Festigkeitsabschätzung an Seitenflächen des FE-EZ-Modells aufgebrauchte Verschiebungsrandbedingungen

Lastrichtung	Lastfall	Koordinatensystem; Ursprung	EZ- Seitenflächen	Verschiebungsrandbedingungen an EZ-Seitenflächen
$x$	$\varepsilon_x = \varepsilon_{x,ult}^{t,c}$	KOS1, $x=-l_x/2, y=z=0$	$A^+, A^-, B^+, B^-,$ $C^+, C^-$	$u_x(x) = \varepsilon_x \cdot x$ $u_y(y) = y \cdot v_{yx}$ $u_z(z) = z \cdot v_{zx}$
$y$	$\varepsilon_y = \varepsilon_{y,ult}^{t,c}$	KOS2, $y=-l_y/2, x=z=0$	$A^+, A^-, B^+, B^-,$ $C^+, C^-$	$u_y(y) = \varepsilon_y \cdot y$ $u_x(x) = x \cdot v_{xy}$ $u_z(z) = z \cdot v_{zy}$
$z$	$\varepsilon_z = \varepsilon_{z,ult}^t$	KOS3, $z=-l_z/2, x=y=0$	$A^+, A^-, B^+, B^-,$ $C^+, C^-$	$u_z(z) = \varepsilon_z \cdot z$ $u_x(x) = x \cdot v_{xz}$ $u_y(y) = y \cdot v_{yz}$

FE-Modell, das den Probekörper zur Zugfestigkeitsbestimmung senkrecht zur Laminatenebene abbildet, wurde aus Volumenelementen mit quadratischen Ansatzfunktionen (solid186) aufgebaut. Jede UD-Schicht des 16-lagigen Laminataufbaus wurde durch eine einzelne Elementreihe modelliert. Um die sich einstellenden Spannungsverteilungen möglichst realistisch analysieren zu können, wurde neben dem CFK-Laminat auch ein 10 mm langer Teil der Stahl-Lasteinleitungselemente (Gesamtlänge 40 mm) modelliert. Den Lasteinleitungselementen wurden die mechanischen Eigenschaften eines Standardstahlwerkstoffs zugewiesen ( $E = 210 \text{ GPa}$ ,  $\nu = 0,3$ ). Die mechanischen Eigenschaften der CFK-UD-Schichten ( $E_1, E_2, E_3, G_{21}, G_{31}, G_{32}, \nu_{21}, \nu_{31}, \nu_{32}$  und  $R_3^t$ ) wurden mit Hilfe des FE-EZ-Modells abgeschätzt und den entsprechenden Schichten im FE-Probekörpermodell zugewiesen. Da für die Abschätzung der Zugfestigkeit  $R_z^t$  bei einachsiger Belastung lediglich die UD-Festigkeit  $R_3^t$  notwendig ist, wurden die intralaminaren Festigkeiten  $R_{1,2}^{t,c}$  nicht abgeschätzt. Da in jeder UD-Schicht aufgrund der unterschiedlichen Größen der Reinharzgebiete andere interlaminare Festigkeiten zu erwarten waren, wurde für jede UD-Schicht eine getrennte FE-EZ-Analyse durchgeführt (Tabelle 4-9). Hierin wurden der in der UD-Einzelschicht vorliegende relative Faservolumengehalt, die Größe des Reinharzgebietes sowie Nahtabstand, Stichlänge und -richtung berücksichtigt. Die Randbedin-



gungen des FE-Probekörpermodells sind im rechten Teil von Abbildung 4-18 darge-

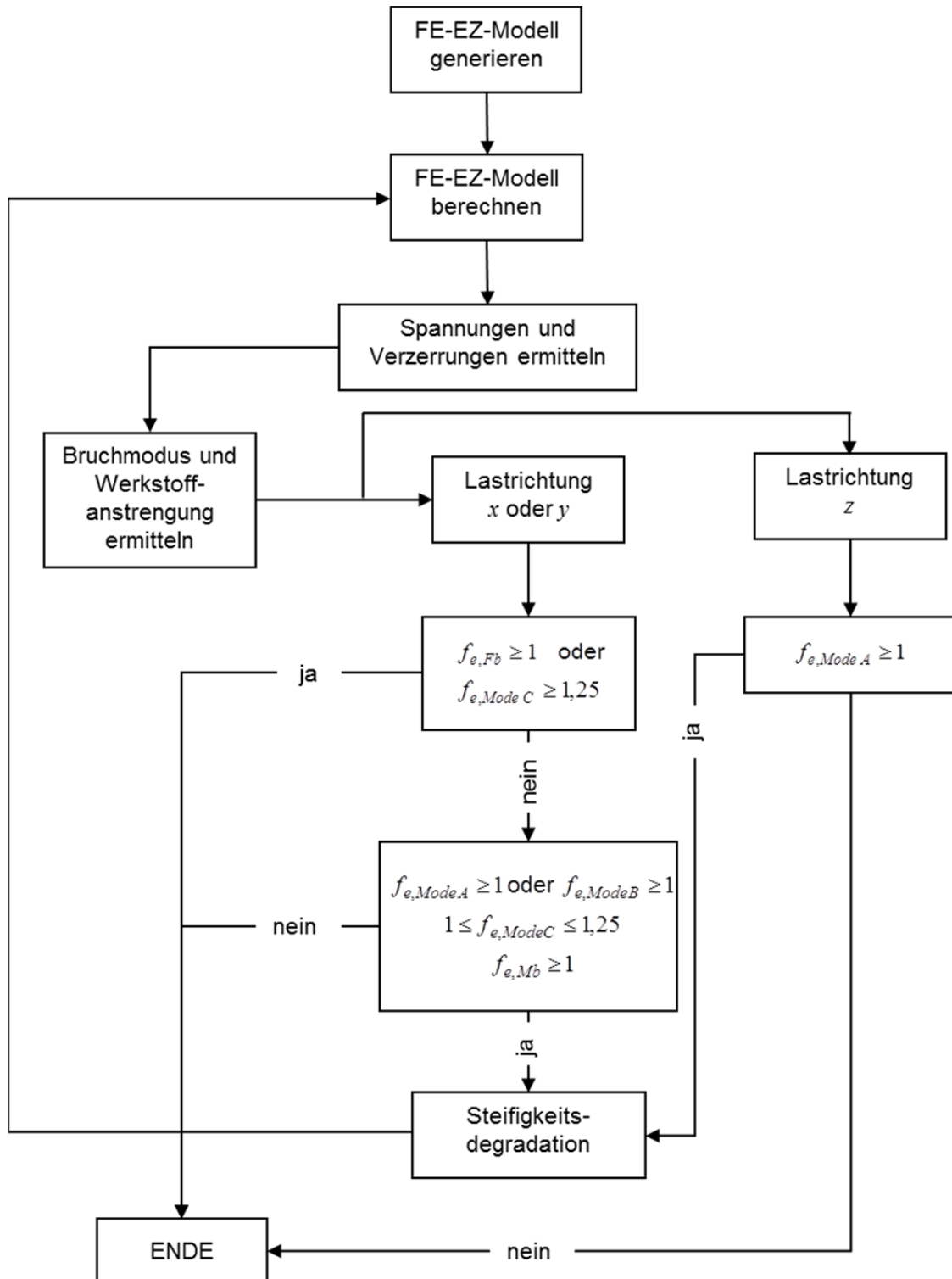


Abbildung 4-17: Ablauf der in das FE-EZ-Modell implementierten einzelschichtbasierten Versagensanalyse

stellt. Die Knoten am unteren Rand der Lasteinleitung wurden in  $z$ -Richtung fixiert und gleichzeitig eine Starrkörperbewegung unterbunden. Am oberen Rand der Last-

einleitung wird die Zugkraft  $F_z$  gleichmäßig auf alle Knoten verteilt. Durch die Kopp-  
lung der zugkraftbelasteten Knoten mit dem dargestellten Masterknoten wurde eine

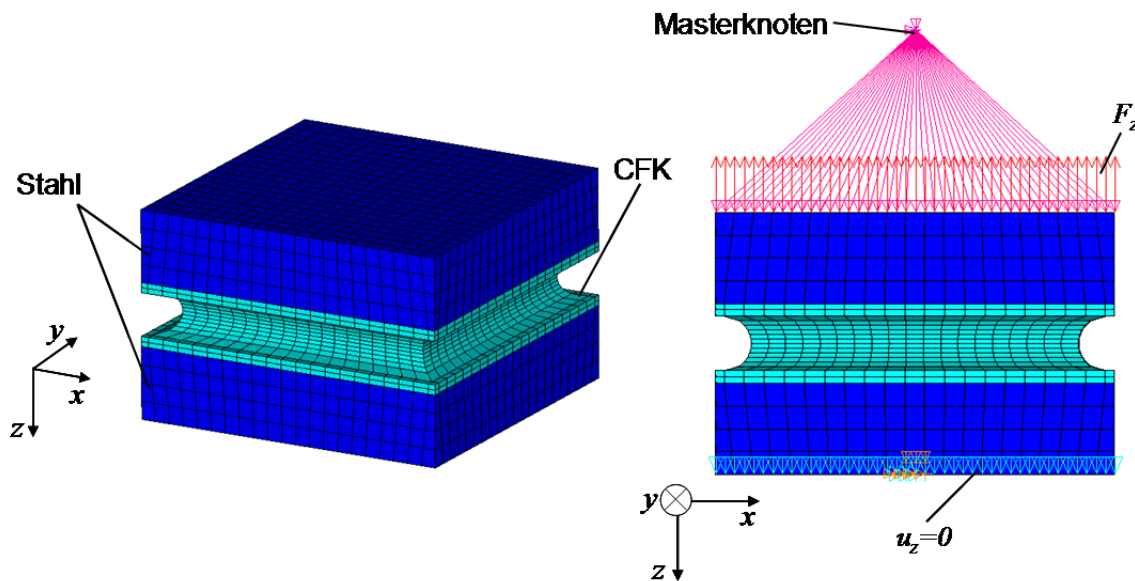


Abbildung 4-18: FE-Modell zur Abschätzung der Zugfestigkeit von unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten senkrecht zur Laminebene

Verwölbung der Stahloberfläche verhindert. Innerhalb der Festigkeitsanalyse wurde im FE-Modell des Probekörpers analog zum FE-EZ-Modell das Wirkebenenkriterium von Puck für den 3D-Spannungszustand verwendet [179]. Die numerische Abschätzung der Zugfestigkeit erfolgte iterativ, d.h. die Kraft  $F_z$  wurde solange erhöht oder abgemindert, bis ein Mode-A-Zfb-Versagen in einer UD-Schicht ( $f_{e,Zfb} = 1$ ) mit einer Genauigkeit von kleiner  $\pm 0,1$  % vorhergesagt wurde. Die maximale Zfb-Anstrengung trat dabei immer in einer der beiden mittleren UD-Schichten in Form von Mode A auf. Die Zugfestigkeit wurde berechnet als Quotient aus der Kraft  $F_z$  bei  $f_{e,Zfb} = 1$  und dem kleinsten Probekörperquerschnitt.

#### 4.3.4 Durchgeführte Einheitszellenanalysen

Die in Tabelle 4-8 aufgelisteten Simulationen dienen zur Validierung der Abschätzung von Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen mit dem weiterentwickelten FE-EZ-Modell. Die in den Gln. (4.7) bis (4.29) beschriebenen mikromechanischen Ansätze wurden mit PRB und VRB kombiniert. Anschließend erfolgte die Identifikation der Kombination, welche die besten Übereinstimmungen mit den jeweiligen experimentellen Kenngrößen liefert.

Tabelle 4-8: An  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten durchgeführte FE-EZ-Analysen

Konfiguration	mikromechanischer Ansatz	Randbedingungsart innerhalb 3D-Steifigkeitsanalyse	verwendete Nähgarnkennwerte	Anzahl der durchgeführten EZ-Berechnungen	berechnete Kennwerte
unvernäht, K1-K5	RS1, RS2, Chamis, Puck, Förster/Knappe, Schneider, Hashin	PRB, VRB	Datenblatt oder experimentell ermittelt	168	$E_x^t, E_y^t,$ $E_z^t, G_{xy},$ $G_{xz}, G_{yz},$ $\nu_{yx}, \nu_{zx},$ $\nu_{yz}, R_x^{t,c}$
K6					28

Um ein besseres Verständnis bezüglich der Veränderung von Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften insbesondere senkrecht zur Laminebene durch die strukturelle Vernähtung zu erlangen, wurde eine Parameterstudie an unvernähten und strukturell vernähten UD-Schichten durchgeführt, siehe Tabelle 4-10. In dieser Studie wurden Teilung und Stichlänge in gleichem Maße erhöht (es wurden keine Berechnungen mit  $s \neq p$  durchgeführt) und basierend auf den Ergebnissen der  $\mu$ CT-Charakterisierung repräsentative Reinharzgebietflächen berücksichtigt. Da die Breite des

Tabelle 4-9: An UD-Schichten der strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine durchgeführte FE-EZ-Analysen zur Bereitstellung von Materialkennwerten für das FE-Probekörpermodell in Abbildung 4-18

Bezeichnung	Konfiguration	Teilung in mm	Stichlänge in mm	Schichtnummer in 1	Anzahl der EZ-Berechnungen in 1	berechnete Kennwerte
UD-Schicht	unvernäht	-	-	-	1	$E_1^t, E_2^t,$ $E_3^t, G_{21},$ $G_{31}, G_{32},$ $\nu_{21}, \nu_{31},$ $\nu_{32}, R_3^t$
	K1, K3, K5	3,3	3,3	1-16	48	
	K2, K4	5,0	5,0	1-16	32	

Reinharzgebietes lediglich die intralaminaren Faserondulationen beeinflusst und somit keine Auswirkung auf die Eigenschaften senkrecht zur Laminebene hat, wurde diese jeweils als die Hälfte des Zahlenwertes der Fläche angenommen. Zusätzlich wurde die Garnfeinheit in gleichen Abständen zwischen 17 und 153 tex variiert.

Tabelle 4-10: Parameter zur rechnerischen Untersuchung der Beeinflussung von interlaminarer Steifigkeit und Festigkeit einer UD-Schicht durch strukturelles Vernähen

Bezeichnung	Garnfeinheit in tex	Stichlänge, Teilung in mm	Reinharzgebiet- fläche; -breite in mm <sup>2</sup> ; in mm		Anzahl betrachteter Konfigurationen in 1	berechnete Kennwerte
	-	-	unvernäht		1	
			0,75	0,375		
			1,0	0,5		
			1,25	0,625		
			1,5	0,75		
			1,75	0,875		
			2,0	1,0		
			2,25	1,125		
			2,5	1,25		
UD-Schicht	17, 34, 51, 68, 85, 102, 119, 136, 153	3,3; 5,0; 6,7; 8,4; 15,0			360	$E'_3, R'_3$

## 5 Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen

### 5.1 Charakterisierung der durch den Nähprozess entstehenden Reinharzgebiete

Abbildung 5-1 und Abbildung 5-2 zeigen die Mittelwerte der Flächen und Breiten der Reinharzgebiete in den Einzelschichten der untersuchten, strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine. In den Diagrammen stellt die Schicht mit der Bezeichnung 1 die Preformoberseite dar, an der der Oberfaden in das Gelege eintritt. Entsprechend kennzeichnet Schicht 16 die Preformunterseite, wo sich die Verknotung von Ober- und Unterfaden befindet. Bei allen Nähkonfigurationen nahm die Fehlstellenfläche von den Außenschichten des Laminats zu den mittleren Schichten ab. In den Schichten 5 bis 12 lag eine annähernd konstante Fehlstellenfläche vor, die in den vier äußeren Schichten (1 bis 4 bzw. 13 bis 16) deutlich anstieg. An der Preformoberseite wird dies auf die Fadenspannung des Oberfadens zurück geführt, die eine stärkere Verdrängung der Einzelfasern bewirkt. Die größeren Fehlstellenflächen im Bereich der Preformunterseite wurden durch die Verknotung von Ober- und Unterfaden herbeigeführt. Durch die Verwendung eines 68-tex-Garns (K1, K2) wurden im Mittel deutlich kleinere Reinharzgebiete verursacht. Weiterhin ist festzustellen, dass die Verwendung einer größeren Stichlänge (z.B. K2 verglichen mit K1) zu einem Anstieg der Flächen der Reinharzgebiete führte. Diese Tendenz war auch bei den Nähkonfigurationen, bei denen ein 136-tex-Garn verwendet wurde, zu beobachten. Eine mögliche Ursache hierfür ist der größere Transportweg des Fadens zwischen den einzelnen Einstichpunkten, der eine höhere Fadenspannung bewirkt und somit die In-plane-Faserfilamente weiter aus ihrer ursprünglichen Ausrichtung auslenkt. Betrachtet man die von Roth [130] vermessenen Reinharzgebiete strukturell vernähter MAG, so werden auch dort ansteigende Flächen der Reinharzgebiete mit zunehmender Nähe zur Gelegeoberfläche und Stichlänge festgestellt. Zusammenfassend wurden in den betrachteten MAG-Laminaten durch die Kombination eines 136-tex-Garns und einer Stichlänge von 5 mm (K4) die größten Reinharzgebiete verursacht.

Bezüglich der Breite der entstandenen Reinharzgebiete ließen sich ähnliche Effekte wie bei der flächigen Ausdehnung erkennen. Das 68-tex-Garn in Kombination mit einer Stichlänge von 3,3 mm (K1) hatte im Mittel die geringsten Reinharzgebietbreiten

zur Folge. Dagegen war die Breite maximal, wenn ein 136-tex-Garn in Verbindung mit einer Stichelänge von 5 mm verwendet wurde.

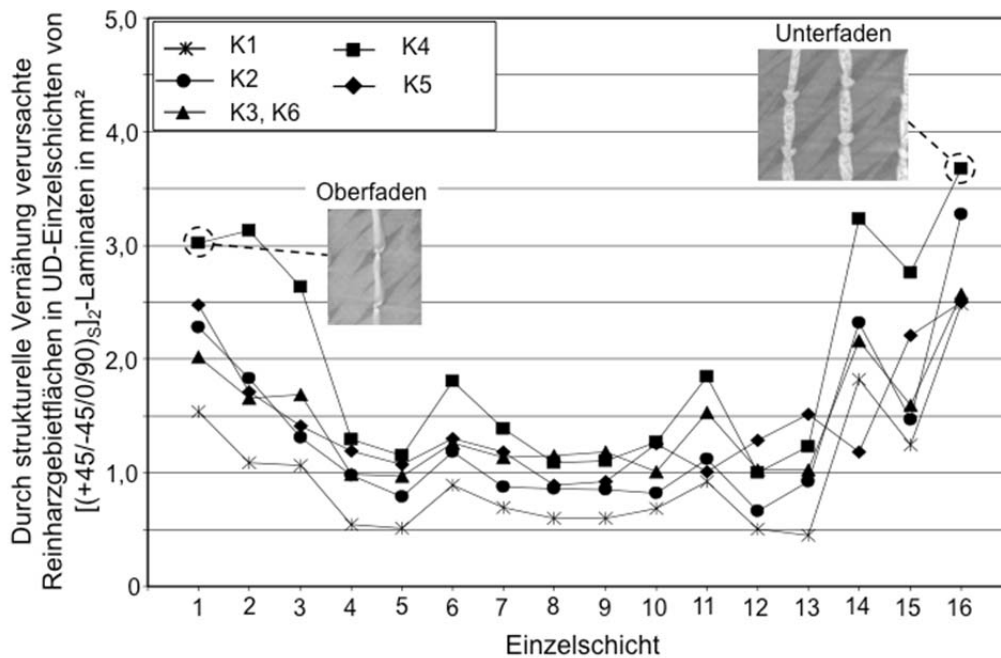


Abbildung 5-1: Verlauf der durch strukturelle Vernähung verursachten Reinharzgebietflächen in Einzelschichten von [(+45/-45/0/90)<sub>s</sub>]<sub>2</sub>-Laminaten

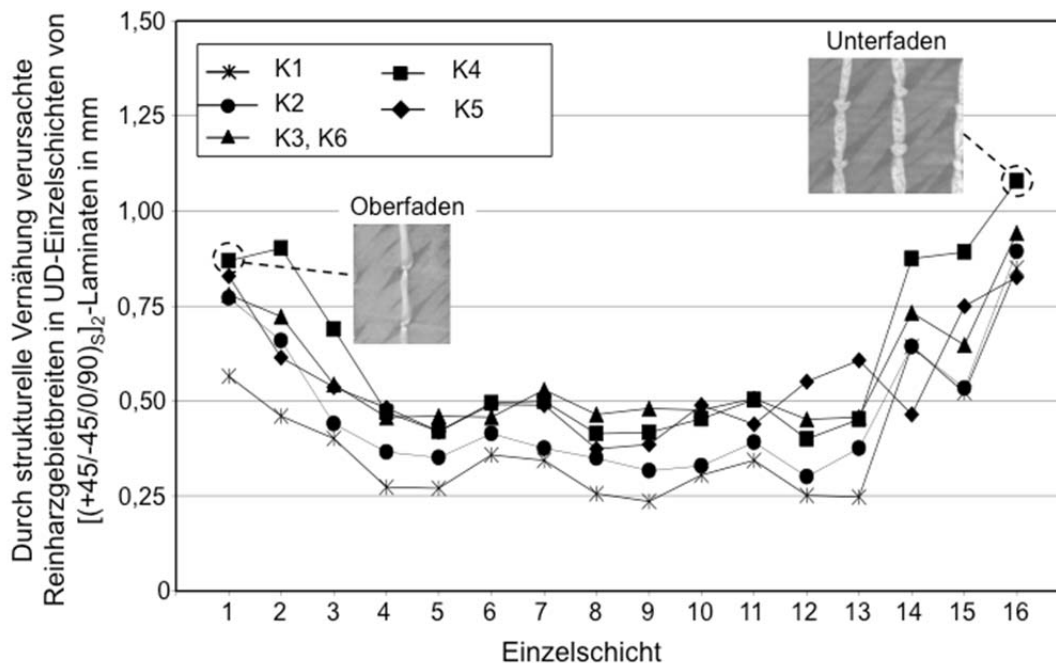


Abbildung 5-2: Verlauf der durch strukturelle Vernähung verursachten Reinharzgebietbreiten in Einzelschichten von [(+45/-45/0/90)<sub>s</sub>]<sub>2</sub>-Laminaten

## 5.2 Bestimmung des relativen Faservolumenanteils

Die Ergebnisse der Bestimmung des relativen Faservolumengehaltes sind in Abbildung 5-3 dargestellt. Das Diagramm enthält zusätzlich noch das Verhältnis aus der Differenz der Faservolumengehalte von unvernähtem Laminat und der jeweiligen Nähkonfiguration und der  $z$ -Verstärkungsdichte, siehe Gl. (4.1). Für das unvernähte

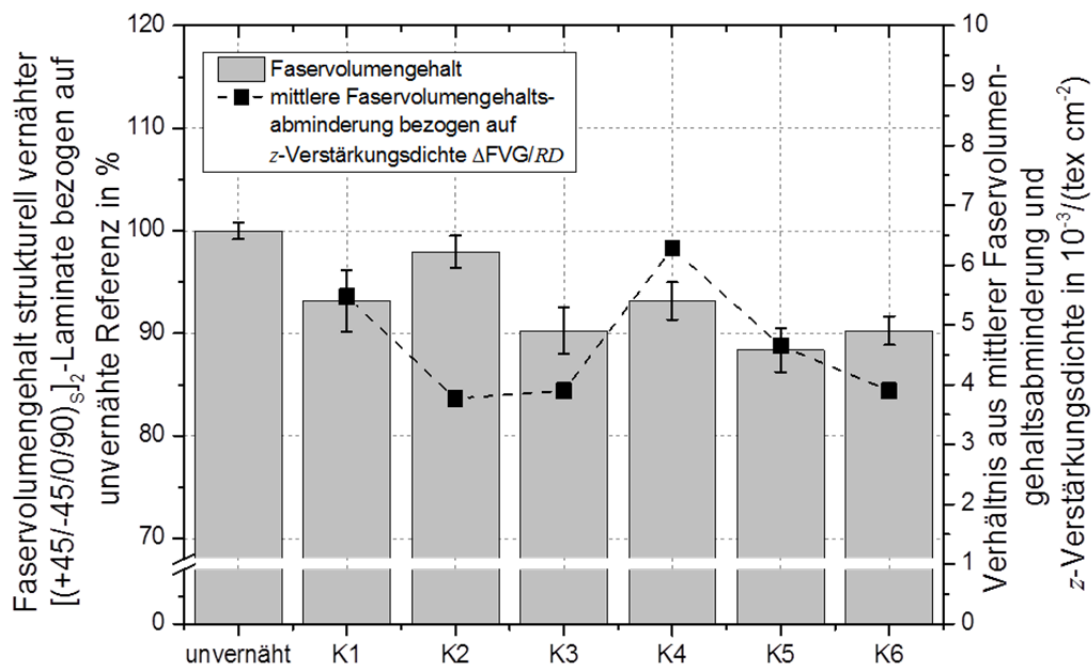


Abbildung 5-3: Durch Wiegen ermittelter relativer Faservolumenanteil von unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten und dessen Abminderung in Bezug auf die  $z$ -Verstärkungsdichte

$[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Gelege wurde ein relativer Faservolumengehalt von 0,585 ermittelt. Durch Einbringen von strukturellen Nähten wird diese Kenngröße generell reduziert. Die Ursache hierfür ist die Einbringung von zusätzlichem Garnmaterial in das Gelege, wodurch die Fasern in den Einzelschichtebenen verdrängt werden und die Gelegedicke zunimmt. Da die Kohlenstofffasermenge konstant bleibt, bedingt dies wiederum ein Absinken des relativen Faservolumenanteils. Die Vernähung mit dem 68-tex-Garn (K1 und K2) führte insgesamt zu einer geringeren Reduktion des Faservolumenanteils im Vergleich zu den Konfigurationen, bei denen ein 136-tex-Garn verwendet wurde (K3-K6). Weiterhin führte die Vergrößerung von Stichlänge und Nahtabstand bei konstanter Garnfeinheit zu höheren Faservolumengehalten, was beim Vergleich von K1 mit K2 sowie von K3 mit K4 bzw. K5 mit K6 beobachtet

werden kann. Die größte Abnahme des relativen Faservolumenanteils wurde bei K5 mit ungefähr 12 % festgestellt. Eine statistisch abgesicherte Aussage hinsichtlich des Einflusses der Nährichtung kann mit Hilfe der untersuchten Konfigurationen nicht getroffen werden, da lediglich eine Konfiguration (K5) eine von den anderen Konfigurationen abweichende Nährichtung aufweist. Betrachtet man die Faservolumen-gehaltsänderung in Abhängigkeit von der  $z$ -Verstärkungsdichte, so ist bei K1 und K4 die höchste Reduktion festzustellen. Unter diesem Aspekt ergaben sich minimale Abminderungen des Faservolumengehaltes bei den Konfigurationen K2 und K6.

### 5.3 Zugversuche an Multifilament-E-Glas-Garnen

Die nach dem Vernähen wieder aus der Preform herausgelösten Garne wurden optisch mit Hilfe eines Lichtmikroskops auf durch den Nähprozess entstandene Schädigungen untersucht. Abbildung 5-4 zeigt zwei exemplarische Lichtmikroskopaufnahmen eines 68-Garns im unvernähten Ausgangszustand und nach der Vernähung als Oberfaden (Stichlänge 5 mm, 68-tex-Unterfaden) eines  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Geleges. Im unvernähten Zustand sind die in zwei Rovings aneinander liegenden einzelnen Glasfilamente zu erkennen, die keinerlei Schädigungen aufweisen. Im Gegensatz dazu weist das vernähte Garn vereinzelt gebrochene Filamente auf. Weiterhin ist zu beobachten, dass die parallele Filamentanordnung nur noch teilweise vorliegt.

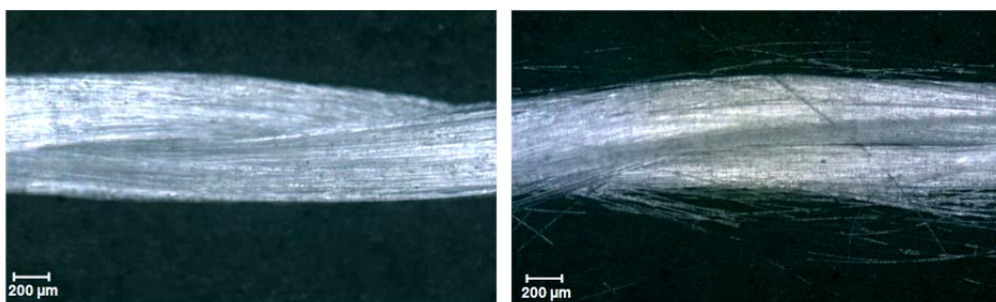


Abbildung 5-4: Lichtmikroskopaufnahme eines 68-tex-E-Glas-Garns im Ausgangszustand (links) und als Oberfaden nach dem Vernähen eines  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Geleges mit einem 68-tex-E-Glas-Unterfaden (rechts), 5fache Vergrößerung

In Abbildung 5-5 ist beispielhaft das Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines 68-tex-Garns dargestellt, das vor der Prüfung mit einer Stichlänge von 3,3 mm vernäht wurde. Die Spannung wurde mit Hilfe von Gl. (4.2) ermittelt. Am Kurvenanfang ist ein Einlaufbereich zu erkennen, da zu Beginn der Prüfung noch nicht alle Glasfilamente



exakt in Prüfrichtung ausgerichtet sind und daher nur die bereits ausgerichteten Filamente die Last aufnehmen. Mit steigender Kraft ist ein lineares Spannungs-Dehnungsverhalten bis zum Bruch zu beobachten. Dieses Einlaufverhalten wurde auch von Jesse [47] und Abdkader ([48], [52]) festgestellt. Der Spannungswert von 270 MPa zu Versuchsbeginn resultiert aus der eingestellten Vorkraft von 0,05 N/tex (entspricht 3 und 6 N bei 68- bzw. 136-tex-Garn), die in der Norm [45] vorgeschlagen wird.

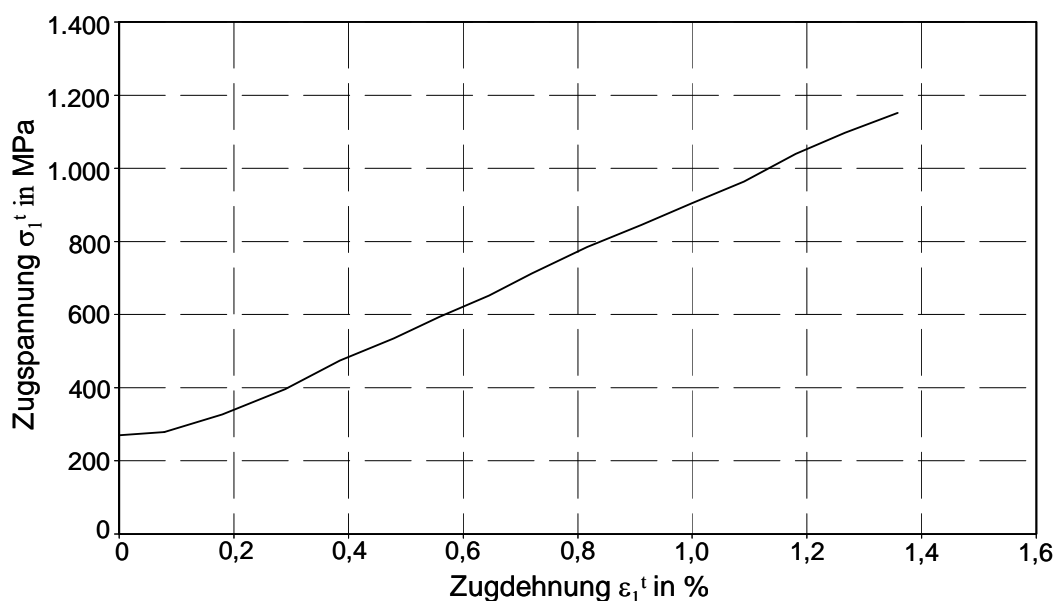


Abbildung 5-5: Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines 68-tex-E-Glas-Garns nach (Oberfaden nach Vernähung, Stichlänge  $p = 3,3$  mm)

Abbildung 5-6 zeigt den Einfluss des Nähprozesses auf den Zug-Elastizitätsmodul und die Zugfestigkeit von 68-tex-E-Glas-Garnen bezogen auf das unvernähte Referenzgarn. Vergleicht man die Festigkeitsangaben des Herstellers und Literaturkennwerte mit den Messwerten der unvernähten Garne, liegen die Abweichungen innerhalb von 5 %, d.h. mit der Prüfvorrichtung waren in Kombination mit der optischen Dehnungsmessung realistische Kennwerte bestimmbar. Bezüglich des Elastizitätsmoduls ist bei einer Stichlänge von 3,3 mm ein statistisch signifikanter Einfluss nicht zu erkennen. Bei der Vergrößerung der Stichlänge auf 5 mm wurden deutlich höhere Abminderungen des Zug-Elastizitätsmoduls von Ober- und Unterfaden von 18 bzw. 12 % festgestellt, die mit einer 95%-igen Wahrscheinlichkeit statistisch abgesichert sind. Für die Zugfestigkeit war bei einer Stichlänge von 3,3 mm eine Abminderung von 25 und 15 % bei Ober- bzw. Unterfaden festzustellen. Wurde stattdessen mit

einer Stichlänge von 5 mm vernäht, so stellte sich im Mittel eine Abnahme der Zugfestigkeit bei Ober- und Unterfaden von 45 bzw. 35 % ein.

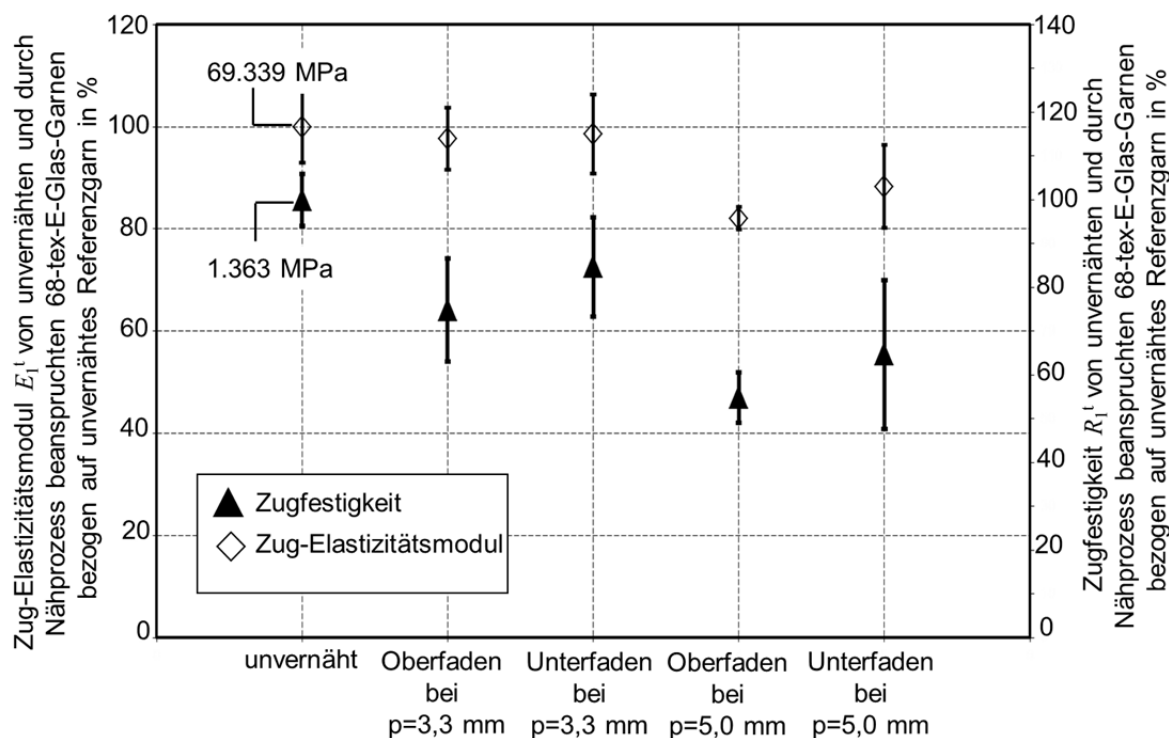


Abbildung 5-6: Einfluss des Nähprozesses auf den Zug-Elastizitätsmodul und die Zugfestigkeit von 68-tex-E-Glas-Garnen bezogen auf das unvernähte Referenzgarn

Betrachtet man die Ergebnisse für Zug-Elastizitätsmodul und Zugfestigkeit der geprüften 136-tex-E-Glas-Garne (Abbildung 5-7), so kann eine ähnliche Tendenz wie bei den 68-tex-Garnen festgestellt werden. Die Reduzierung des Elastizitätsmoduls betrug bei einer Stichlänge von 3,3 mm bei Ober- und Unterfaden 7 bzw. 8 % (statistisch signifikant). Durch die Erhöhung der Stichlänge auf 5 mm stieg die Abnahme des Elastizitätsmoduls auf 22 und 17 % (Ober- bzw. Unterfaden). Im Hinblick auf die Zugfestigkeit stellten sich bei einem Wert von 3,3 mm im Mittel Abminderungen von 25 und 18 % beim Ober- und Unterfaden ein. Die Verwendung einer größeren Stichweite von 5 mm führte wiederum zu einer deutlichen Reduzierung der Festigkeitskennwerte. So betragen die Zugfestigkeiten für Ober- und Unterfaden nur noch 58 bzw. 59 % der Ausgangsfestigkeit des nicht vernähten E-Glas-Garns. (Abminderung um 42 bzw. 41 %).

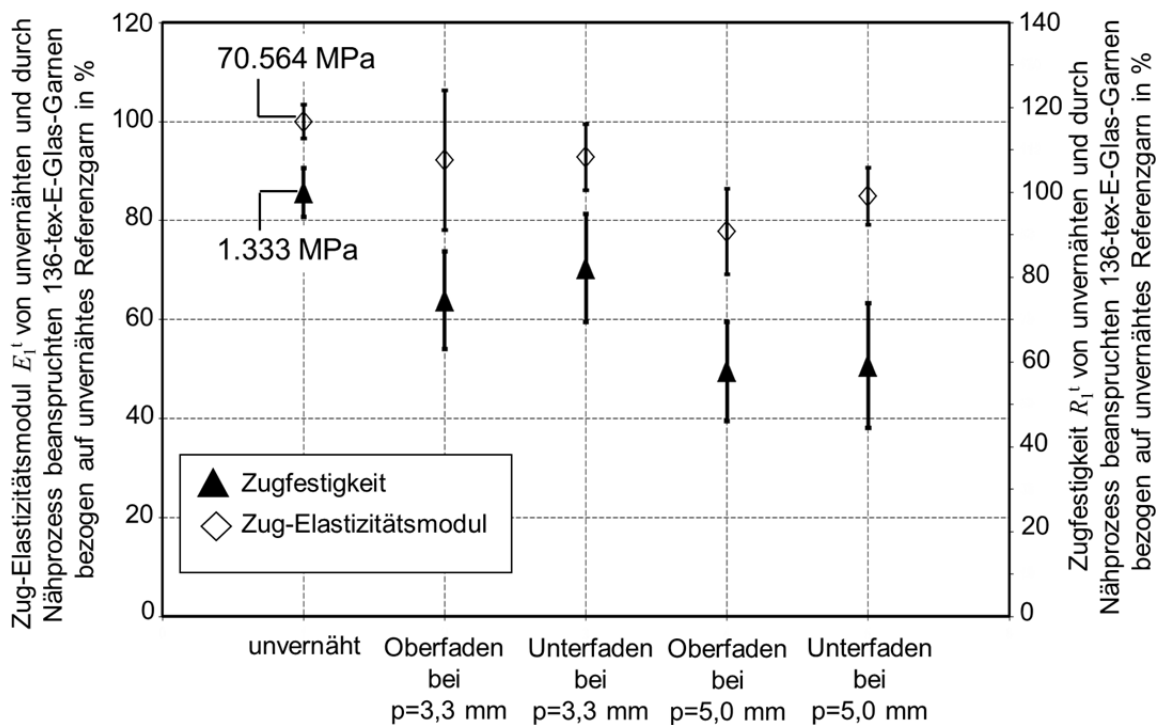


Abbildung 5-7: Einfluss des Nähprozesses auf den Zug-Elastizitätsmodul und die Zugfestigkeit von 136-tex-E-Glas-Garnen bezogen auf das unvernähte Referenzgarn

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Zugfestigkeit der Garne durch das strukturelle Vernähen in höherem Maße reduziert wird als der Zug-Elastizitätsmodul. Weiterhin führt eine Vergrößerung der Stichlänge zu einer stärkeren Abnahme der mechanischen Kennwerte. Dies kann dadurch erklärt werden, dass bei einer größeren Stichlänge das Garn einen größeren Weg zur nächsten Einstichstelle zurücklegt und damit mehr Fadenspannung auf das Garn ausgeübt wird. Unabhängig von der Stichlänge erfahren die mechanischen Eigenschaften des Oberfadens größere Reduktionen als der Unterfaden. Die Ursache hierfür liegt in der Fadenführung beim modifizierten Doppelsteppstich: Der Unterfaden liegt auf der Unterseite des MAG-Geleges und kann lediglich im Bereich der Umschlingung mit dem Oberfaden geschädigt werden. Demgegenüber wird der Oberfaden zweimal durch das gesamte Gelege geführt und infolge dessen offensichtlich stärker geschädigt.

#### 5.4 Intralaminare Zugversuche

Die Auswertung der intralaminaren Zugversuche (Elastizitätsmodul und Festigkeit) der unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Lamine bezogen auf

die unvernähte Referenz ist in Abbildung 5-8 und Abbildung 5-9 dargestellt. Beide Diagramme enthalten auch Kennwerte der Konfiguration K6 (Prüfrichtung  $y$ -Richtung). Unter der Annahme eines quasi-isotropen Verhaltens des unvernähten Laminats, konnten die an K6 gemessenen Werte denen der unvernähten Referenz (Prüfrichtung  $x$ -Richtung) gegenüber gestellt werden.

Die statistische Auswertung des Zug-Elastizitätsmoduls ergab mit Ausnahme der Konfiguration K2 (geringste  $z$ -Verstärkungsdichte), eine signifikante Abminderung infolge der strukturellen Vernähung. Wurden Teilung und Stichlänge gegenüber K2 bei gleicher Garnfeinheit verringert (K1), so konnte eine Abnahme des  $E_x^t$ -Moduls um ungefähr 5 % festgestellt werden. Die Konfigurationen mit dem 136-tex-E-Glas-Garn (K3-K6) zeigten eine deutliche Abnahme des Zug-E-Moduls im Vergleich zu K1 und K2. Bei maximaler  $z$ -Verstärkungsdichte (K3, K5 und K6) lag die mittlere Reduktion im Bereich von 10 %. Durch die Vergrößerung von Teilung und Nahtabstand bei der Verwendung des 136-tex-Garns (K4) wurde der Kennwert um ungefähr 7% abgemindert.

Die prozentualen Ergebnisse der Zugfestigkeit im Vergleich zum unvernähten Referenzmaterial (Abbildung 5-9) zeigen für alle Nähkonfigurationen statistisch abgesicherte Abnahmen der Zugfestigkeit. Das Vernähen mit dem 68-tex-Garn sowie einer Teilung und Stichlänge von jeweils 3,3 mm (K1) verursachte die geringste Abnahme der Zugfestigkeit in Höhe von etwa 5 %. Dies kann durch die im Mittel kleinsten Reinharzgebiete, verglichen mit den anderen Konfigurationen, begründet werden. Wurde die  $z$ -Verstärkungsdichte bei identischer Garnfeinheit reduziert (K2), so zeigte sich ein Anstieg der Festigkeitsabnahme. Dies kann auf die größeren Reinharzgebiete in allen Einzelschichten des Laminats von K2 gegenüber K1 (Abbildung 5-1) zurückgeführt werden, die eine stärkere Ablenkung der Fasern aus ihrer ursprünglichen Ausrichtung zur Folge haben. Die Erhöhung der Garnfeinheit (K3-K6) führte zu einer größeren Festigkeitsabnahme. Dabei waren bei den Konfigurationen K3 bis K6 im Mittel größere Ausbildungen der Reinharzgebiete, verglichen mit K2 und K1, zu beobachten. Eine weitere Ursache für die stärkere Abnahme der Festigkeit bei K3-K6 ist der niedrigere Faservolumengehalt (Abbildung 5-3). Die größte Festigkeitsreduktion wurde bei K3 mit etwa 12 % beobachtet.

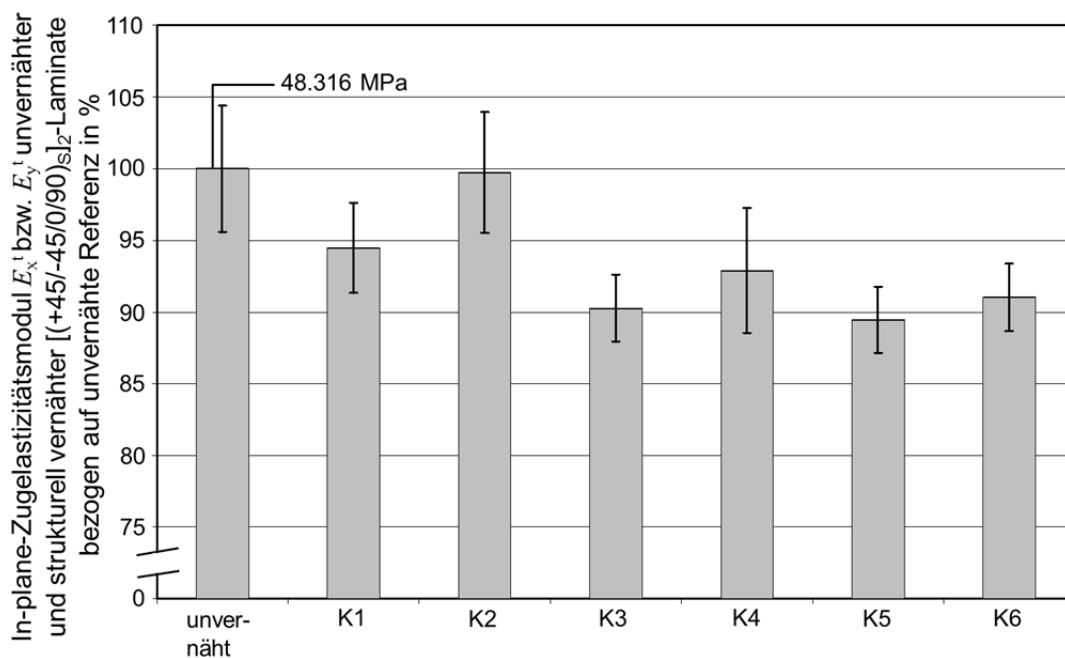


Abbildung 5-8: Experimentell ermittelter intralaminarer Zug-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat

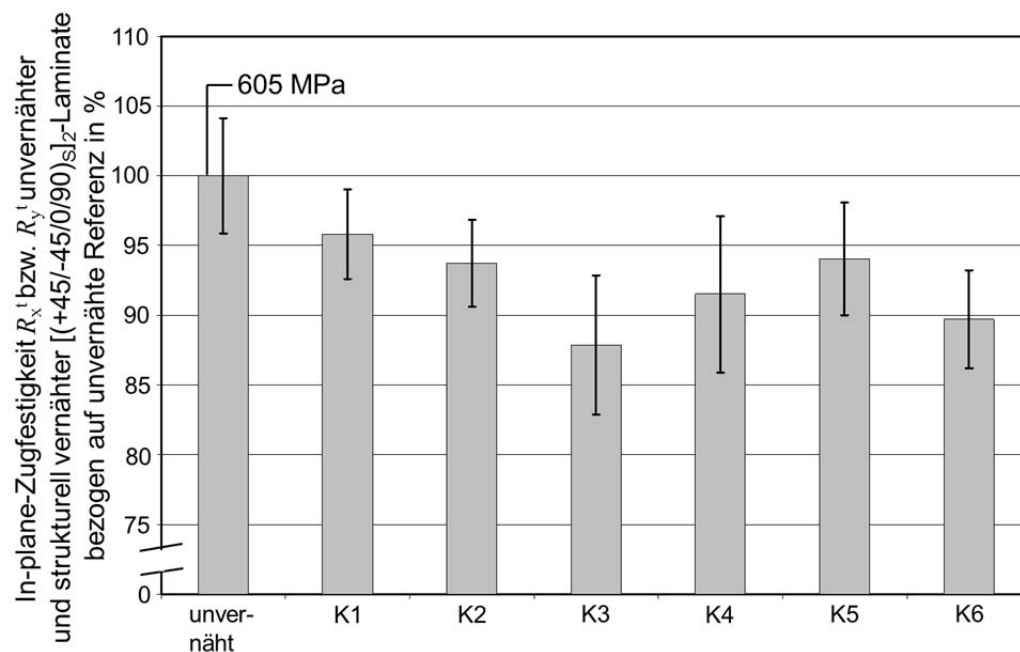


Abbildung 5-9: Experimentell ermittelte intralaminare Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat

Die Untersuchungen zur Schadensentwicklung unter intralaminarer Zugbelastung erfolgten an unvernähten und mit der Konfiguration K3 vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten. Bei dieser Konfiguration waren aufgrund der maximalen  $z$ -Verstärkungsdichte deutliche Unterschiede in Bezug auf das Schadenswachstums bei steigender

Belastung zu erwarten. In Abbildung 5-10 sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven bei einer Zugbelastung bis 0,3 % und 1,1 % einschließlich der mit Hilfe der Wavelet-Transformation ermittelten Frequenzen der während der Belastung registrierten Schallereignisse dargestellt. Das strukturell vernähte Laminat wies bei einer Zugdehnung von 0,3 % erste Schallereignisse mit Frequenzen im Bereich von 150 kHz (Abbildung 5-10 a) auf. Dagegen wurden bei der Prüfung des unvernähten Laminats keine Schallereignisse detektiert (Abbildung 5-10 b). Vergleicht man die SEA-Ergebnisse des unvernähten und strukturell vernähten Laminats, die bei einer Zugbelastung bis 1,1 % Dehnung aufgezeichnet wurden (Abbildung 5-10 c und d), so zeigte sich, dass beim Vorliegen einer strukturellen Vernähung SEA-Ereignisse bei einem niedrigeren Dehnungsniveau detektiert wurden. Bei beiden Diagrammen weisen die meisten Schallereignisse Frequenzen zwischen 100 und 200 kHz auf. Nach de Groot [63] liegen Zfb- bzw. Matrixbruchereignisse in diesem Frequenzspektrum. Im Gegensatz zum unvernähten Laminat sind beim strukturell vernähten Laminat deutlich mehr Schallereignisse zwischen 300 und 400 kHz festzustellen, die auf Faserbrüche hindeuten [63], [64]. Als Ursache für das verstärkte Auftreten dieser SEA-Frequenzen beim strukturell vernähten Laminat wird das Versagen einzelner Nähgarnfilamente vermutet. Eine weitere Möglichkeit ist das Versagen von In-plane-Faserfilamenten, die bereits während des Nähprozesses durch Reibeinflüsse geschädigt wurden. Für das unvernähte und das vernähte Laminat wurde der Bereich der Schadeninitiierung bestimmt. Dazu wurde, wie von Heß [140] vorgeschlagen und validiert, die Dehnung zwischen dem 1. und 10. Schadensereignis herangezogen. Die über alle intralaminaren Versuche aus Tabelle 4-4 gemittelte Dehnung beim 1. und 10. Ereignis betrug beim strukturell vernähten Laminat 0,16 bzw. 0,41 %, für die unvernähte Referenz ergaben sich 0,44 bzw. 0,51 %.

Die Schadensentwicklung eines unvernähten und vernähten Laminats (K3) ist in Abbildung 5-11 dokumentiert. Schliffbilder des strukturell vernähten Laminats, die nach der Belastung bis zu einer Dehnung 0,3 % und anschließender Entlastung angefertigt wurden, zeigten bereits Matrixbrüche innerhalb der Reinharzgebiete (Abbildung 5-11 e) und an deren Grenzfläche zu den Nähgarnen (nicht dargestellt, siehe hierzu Abbildung 4-10). Allerdings wurde aufgrund der an unbelasteten, mit Kontrastmittel durchgeführten  $\mu$ CT-Analysen gezeigt, dass diese Schäden bereits im

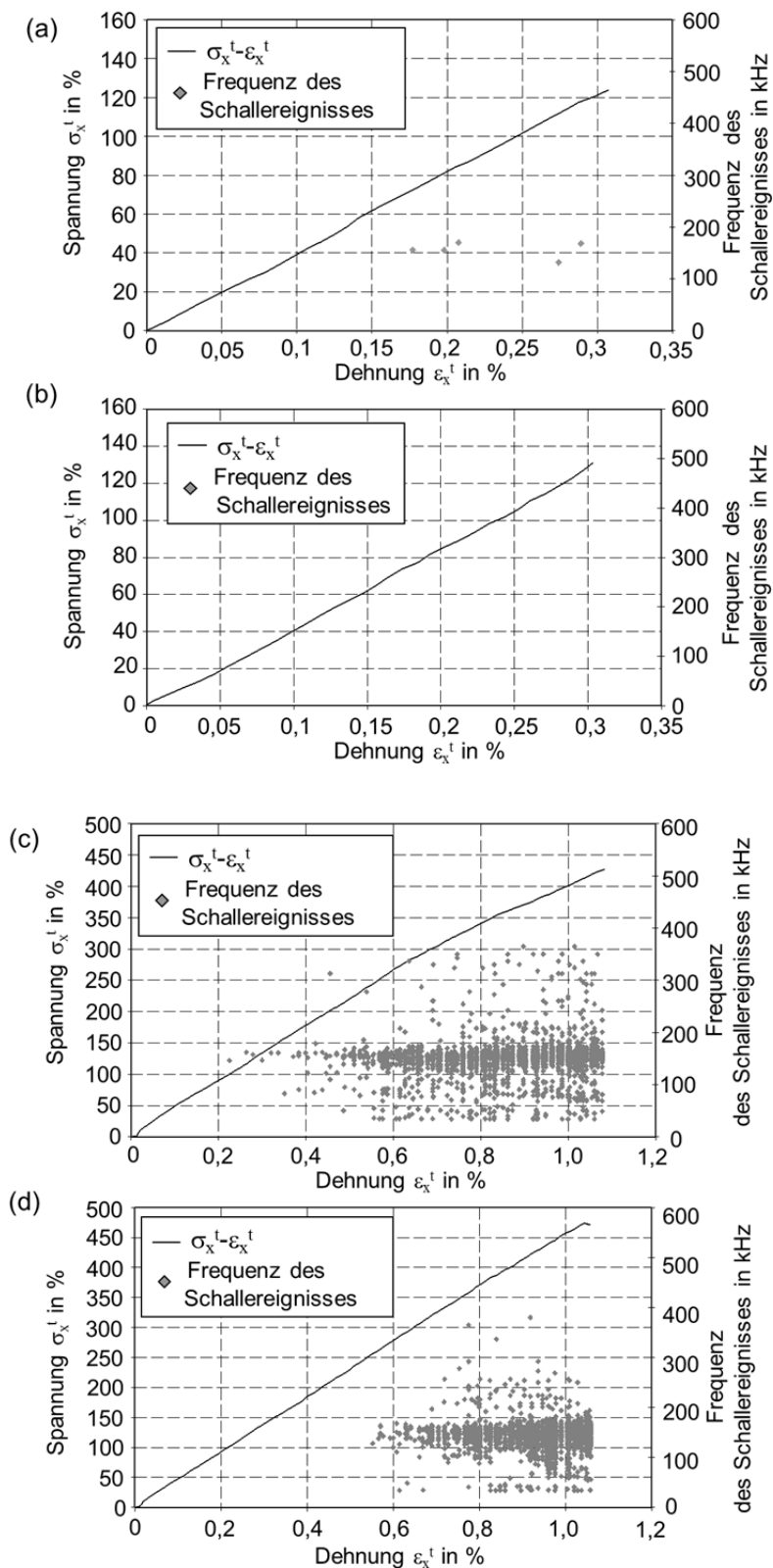


Abbildung 5-10: Spannungs-Dehnungs-Kurven und versuchsbegleitende SEA eines strukturell vernähten (K3, a und c) und eines unvernähten (b und d) [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Laminats bei einachsiger Zugbelastung parallel zur  $x$ -Achse (je zwei unterschiedliche Proben)

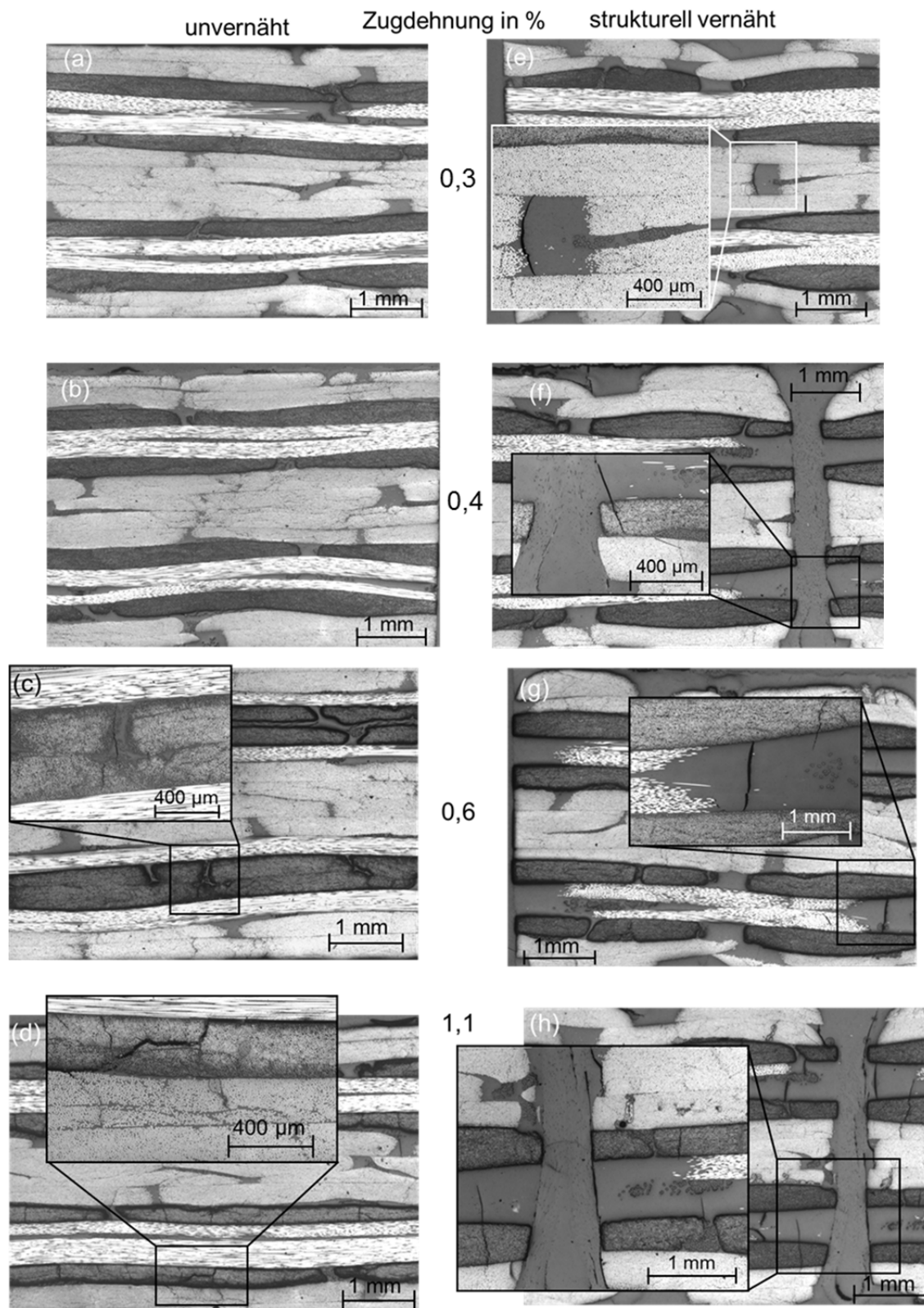


Abbildung 5-11: Schadensentwicklung bei parallel zur  $x$ -Achse zugbelasteten, unvernähten (a-d) und strukturell vernähten (e-h)  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten



Vorfeld der Belastung vorlagen und die detektierten Schallereignisse eher aus Wachstum dieser Brüche als aus der Entstehung neuer Schäden resultierten. Mit weiter steigender Belastung können die Matrixbrüche der Reinharzgebiete Zfb in den angrenzenden Einzelschichten hervorrufen (Abbildung 5-11 f). Darüber hinaus waren, wie zu erwarten, mit fortschreitender Dehnung Zfb in 90°- und ±45°-Lagen festzustellen, die jedoch nicht ausführlich untersucht wurden. Das unvernähte Laminat wies bis  $\varepsilon_x^t = 0,4\%$  keine Zfb auf (Abbildung 5-11 b); danach wurden erste Zfb in den 90°- und ±45°-Lagen induziert, und bei einer Dehnung von 1,1 % waren, im Gegensatz zum strukturell vernähten Laminat, auch Delaminationen zu erkennen (Abbildung 5-11 d).

Die Tatsache, dass schon das unbelastete, strukturell vernähte Laminat Matrixbrüche in Reinharzgebieten und an Grenzflächen zu Nähgarnen aufwies, erschwerte die Dokumentation der Schadeninitiierung. Diese Problematik wurde auch in anderen Forschungsarbeiten thematisiert [101]. Allerdings wurde auch dort, basierend auf SEA-Resultaten, vermutet, dass durch eine eingebrachte  $z$ -Verstärkung die Initiierung von Zwischenfaserbrüchen bei niedrigeren Dehnungsniveaus beginnt. Zur Validierung der in Abbildung 5-10 beschriebenen Versuchsergebnisse wurde daher im Rahmen der FE-EZ-Simulationen der Zfb-Beginn bei allen Nähkonfigurationen und der Referenz abgeschätzt.

## 5.5 Intralaminare Druckversuche

Im Rahmen der intralaminaren Druckversuche wurde die Auswirkung der strukturellen Vernähtung auf den Druck-Elastizitätsmodul und die Druckfestigkeit (Abbildung 5-12 und Abbildung 5-13) untersucht. Wie bei der Darstellung der intralaminaren Zugeigenschaften (Abbildung 5-8 und Abbildung 5-9) enthalten die beiden folgenden Diagramme Kennwerte der Konfiguration K6 (Prüfrichtung  $y$ -Richtung), die unter der Zugrundelegung eines quasi-isotropen Verhaltens des unvernähten Laminats (Prüfrichtung  $x$ -Richtung) diesem gegenüber gestellt werden konnten. Bezüglich des Druckmoduls wurden sowohl statistisch signifikante (K1, K3, K5, K6) als auch nicht signifikante (K2, K4) Veränderungen festgestellt. Engere Stichmuster (K1 verglichen mit K2 sowie K3, K5 und K6 verglichen mit K4) verursachten unabhängig von der

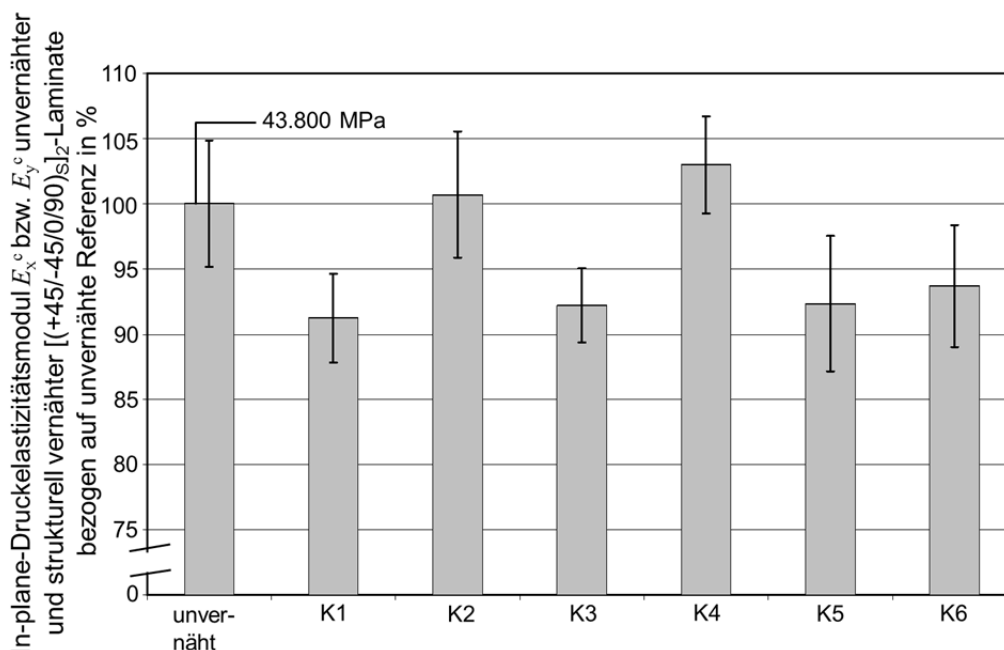


Abbildung 5-12: Experimentell ermittelter intralaminarer Druck-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat

Garnfeinheit größere Reduktionen von  $E_x^c$  und  $E_y^c$  bezogen auf das Referenzlaminat. Einen Erklärungsansatz liefert die Tatsache, dass durch das grobe Stichmuster zwar relativ große Reinharzgebiete entstehen, die Anzahl der Faserauslenkungen jedoch geringer ausfällt. Die größte Reduktion des Druckmoduls im Vergleich zum unvernähten Laminat ergab sich durch die Konfiguration K1 in Höhe von ungefähr 8 %. Bei den Konfigurationen mit maximaler z-Verstärkungsdichte (K3, K5 und K6) konnte im Mittel eine Modulreduktion von ungefähr 7 % festgestellt werden. Bei der Betrachtung der Druckfestigkeit zeigten sich als Folge des strukturellen Vernähens ebenfalls sowohl signifikante (K1, K3, K5, K6) als auch nicht signifikante Abminderungen (K2, K4). Eine Erklärung für die große Streuung der Ergebnisse bei der Konfiguration K4 konnte im Rahmen der Experimente nicht gefunden werden. Auch Roth [129] stellte bei der geringsten z-Verstärkungsdichte teilweise eine Zunahme bzw. eine nahezu gleichbleibende Druckfestigkeit, verglichen mit dem unvernähten MAG-Laminat, fest. Die größte Festigkeitsabnahme in Höhe von 12 % wurde bei K1 gemessen. Die Verwendung des 136-tex-Garns (K3-K6) hatte eine Festigkeitsabnahme zwischen 7 (K3) und 10 % (K6) zur Folge.

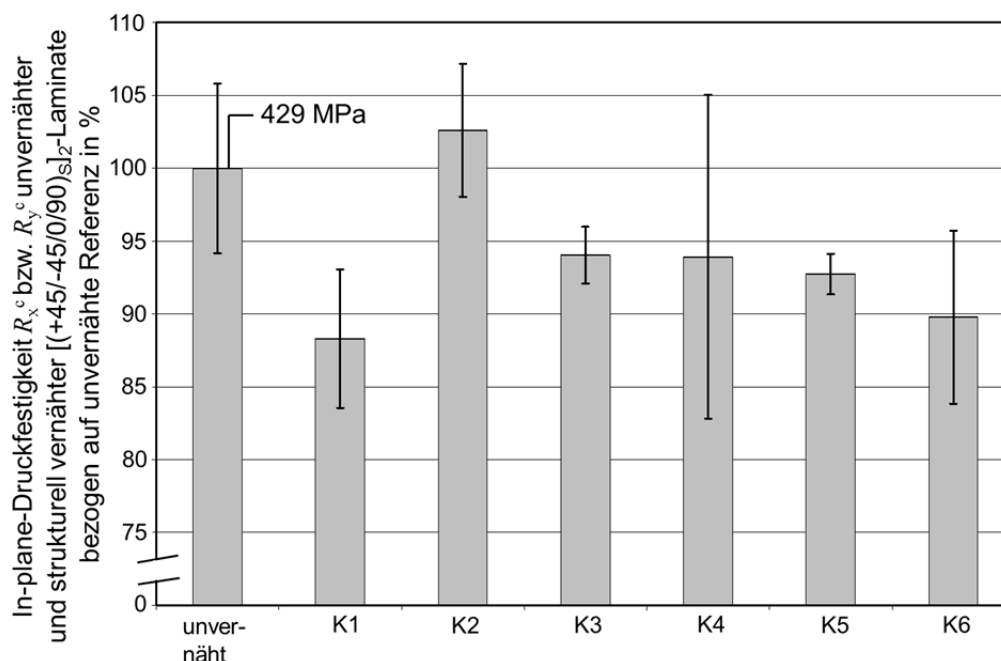


Abbildung 5-13: Experimentell ermittelte intralaminare Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat

## 5.6 Zugversuche senkrecht zur Laminebene an MAG-Laminaten

Abbildung 5-14 zeigt den im Rahmen der Zugversuche senkrecht zur Laminebene bestimmten Elastizitätsmodul  $E_z^t$  der strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat bezogen auf die unvernähte Referenz. Für jede Konfiguration sind der hinsichtlich der Querdehnungsbehinderung unkorrigierte sowie der mittels Korrekturterm (Abbildung 4-7) bestimmte Elastizitätsmodul dargestellt. Die Messungen am unvernähten MAG-Laminat ergaben einen  $E_z^t$ -Modul von 10.029 MPa. Jede strukturelle Vernähung führte im Mittel zu einer Steigerung des Elastizitätsmoduls. Die Konfigurationen mit kleiner Stichlänge hatten bei gleicher Garnfeinheit höhere  $E_z^t$ -Moduln (K1 verglichen mit K2; K3, K5 verglichen mit K4) zur Folge. Zwischen den Konfigurationen K3 und K5, die sich lediglich in der Nährichtung unterscheiden, ist der Unterschied der  $E_z^t$ -Moduln vernachlässigbar. Diese beiden Konfigurationen führten unter Berücksichtigung der in 4.1.5 erläuterten Korrekturfaktoren zu der maximalen Steigerung in Höhe von 8 % bezogen auf die unvernähte Referenz. Der kleinste Anstieg von  $E_z^t$  in Höhe von 4 % wurde durch Verwendung des 136-tex-Garns in Verbindung mit einer Stichlänge von 5 mm (K4) erreicht. Die statistische Auswertung zeigte, dass für die Nähkonfigurationen K3 und K5 mit einer 95%-igen Wahrscheinlichkeit eine Steigerung des  $E_z^t$ -Moduls im Vergleich zum unvernähten Referenzlaminat vorliegt,

wohingegen die Steigerungen der restlichen Konfigurationen nach der Auswertung des  $t$ -Tests als nicht signifikant einzustufen sind.

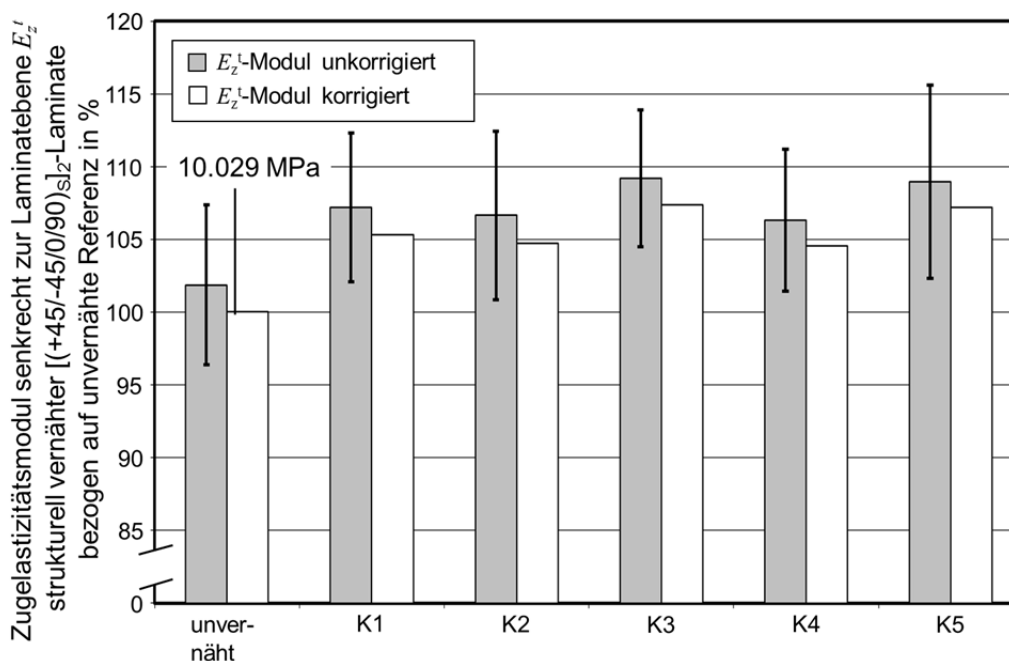


Abbildung 5-14: Zug-Elastizitätsmodul von unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten senkrecht zur Laminebene bezogen auf unvernähte Referenz

Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten der unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminat senkrecht zur Laminebene ist in Abbildung 5-15 bis Abbildung 5-17 exemplarisch verdeutlicht. Für die Nähkonfigurationen K1, K4 und K5 sind die Kurven der Einzelversuche, die Mittelwertkurven und das Streuband, das die Standardabweichungen der Spannungen und Bruchdehnungen enthält, dargestellt. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Einzelversuche weisen geringe Abweichungen voneinander auf, woraus ersichtlich wird, dass mit dem erarbeiteten Prüfkonzept reproduzierbare Ergebnisse erzielt wurden. Für das unvernähte Material wurde bis zu einer Dehnung von 0,2 % ein linearer Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kennlinien beobachtet, danach weichen die Mittelwertkurve und die Ursprungsgerade leicht voneinander ab. Dieses Verhalten wurde auch von Hartung [91] für ein vergleichbares,

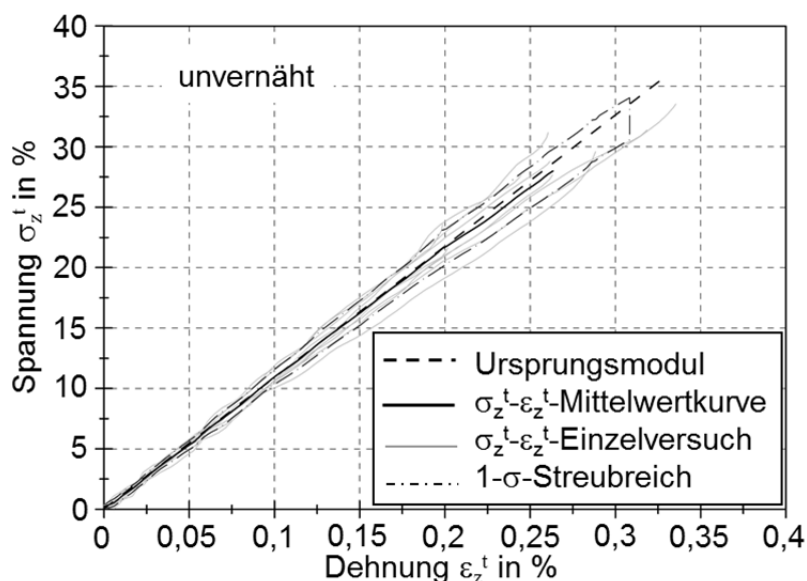


Abbildung 5-15: Spannungs-Dehnungsverhalten eines unvernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminates bei quasi-statischer, einachsiger Zugbelastung senkrecht zur Laminebene

unvernähtes  $[0/90]$ -Gelege mit RTM6-Matrix festgestellt. Dagegen wiesen die MAG-Lamine der Konfigurationen K1 und K4 ein nicht-lineares Verhalten auf; die  $\sigma_z^t$ - $\epsilon_z^t$ -Mittelwertkurven wichen ab einer Dehnung von 0,1 bzw. 0,15 % von der Ursprungsgerade ab. Alle anderen Nähkonfigurationen zeigten dagegen ein nahezu lineares Spannungs-Dehnungsverhalten, hierzu sind in Abbildung 5-17 exemplarisch die  $\sigma_z^t$ - $\epsilon_z^t$ -Kurven für die Konfiguration K5 dargestellt. Wie für das unvernähte MAG-Gelege sind Abweichungen zwischen Ursprungsgerade und  $\sigma_z^t$ - $\epsilon_z^t$ -Mittelwertkurve ab einer Dehnung von etwa 0,2 % zu beobachten. Eine Ursache für das nicht-lineare Verhalten bei K1 und K4 könnte der, bezogen auf die  $z$ -Verstärkungsdichte, relativ hohe Abfall des Faservolumengehaltes bei diesen Nähkonfigurationen sein (Abbildung 5-3), wodurch die nicht-linearen Eigenschaften der Matrix möglicherweise stärker zum Tragen kommen. Dagegen weist K5 eine niedrigere Faservolumengehaltsabminderung in Bezug auf die  $z$ -Verstärkungsdichte auf, wodurch die Materialeigenschaften der Matrix stärker durch das Nähgarn kompensiert werden können.

Die Querkontraktionszahlen  $\nu_{xz}$  und  $\nu_{yz}$  strukturell vernähter MAG-Lamine können Abbildung 5-18 entnommen werden. Die ermittelten Messwerte liegen für das unvernähte MAG-Laminat in Größenordnungen, die auch von Hartung [91] oder Nielsen et al. [84] bestimmt wurden. Betrachtet man die Querdehnung in  $x$ -Richtung infolge der

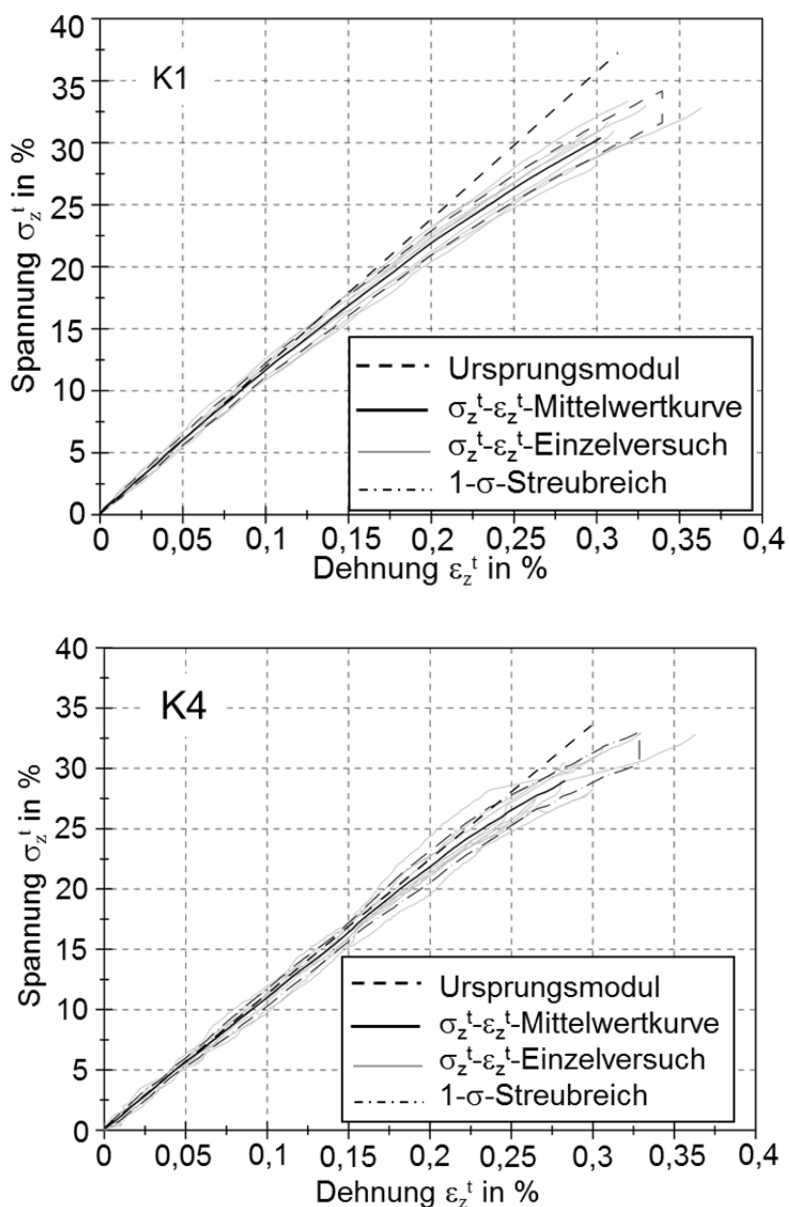


Abbildung 5-16: Spannungs-Dehnungsverhalten von vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten (K1, K4) bei quasi-statischer, einachsiger Zugbelastung senkrecht zur Laminebene

Zugbelastung senkrecht zur Laminebene, so war bei allen Nähkonfigurationen eine Zunahme von  $\varepsilon_x$  und damit verbunden ein Ansteigen von  $v_{xz}$  im Vergleich zum unvernähten Referenzlaminat zu beobachten. Ähnliche Tendenzen wurden auch in [84] für strukturell vernähte MAG-Laminat festgestellt. Eine mögliche Ursache hierfür könnte die Abnahme des  $E_x^t$ -Moduls infolge der strukturellen Vernähung sein, die in größeren Normaldehnungen in  $x$ -Richtung resultiert.

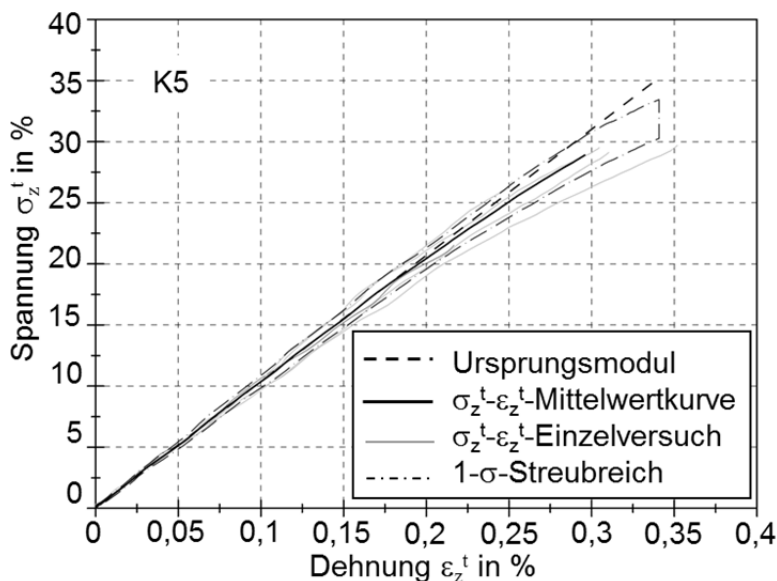


Abbildung 5-17: Spannungs-Dehnungsverhalten eines strukturell vernähten [(+45/-45/0/90)<sub>s</sub>]<sub>2</sub>-Laminats (K5) bei quasi-statischer, einachsiger Zugbelastung senkrecht zur Laminebene

Die  $v_{yz}$ -Messwerte zeigten dagegen entweder keine Veränderung oder sogar eine Abnahme der Querkontraktionszahl gegenüber dem unvernähten MAG-Gelege.

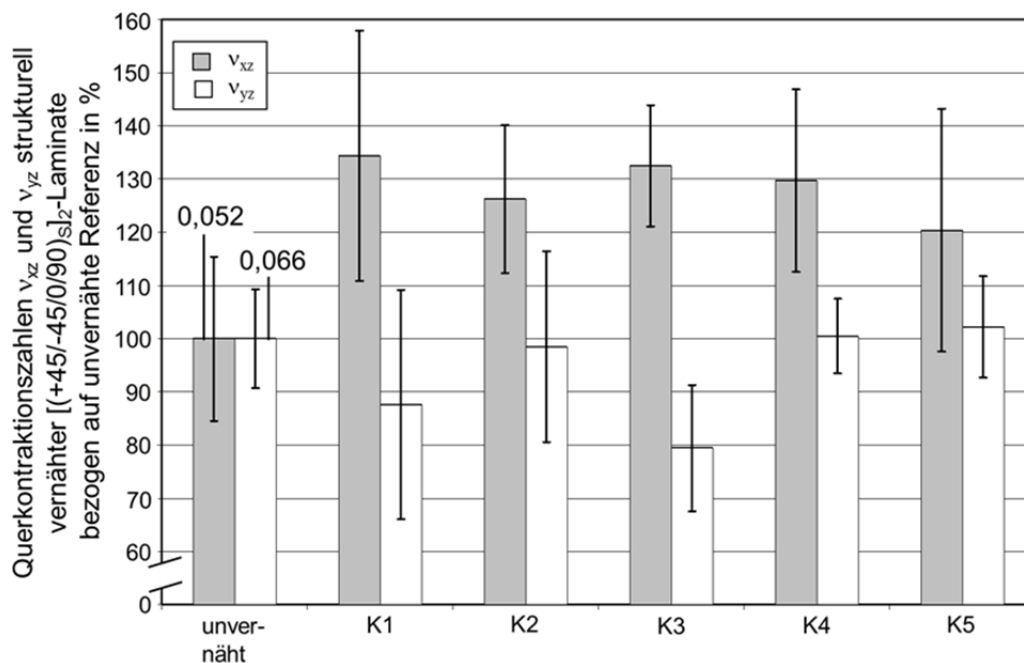


Abbildung 5-18 - Experimentell anhand quasi-statischer Belastung senkrecht zur Laminebene ermittelte Querkontraktionszahlen von unvernähten und strukturell vernähten [(+45/-45/0/90)<sub>s</sub>]<sub>2</sub>-Laminaten

Eine Begründung für dieses Verhalten konnte im Rahmen der durchgeführten Versuche nicht gefunden werden. Insgesamt wiesen die Versuchsergebnisse für  $v_{xz}$  und  $v_{yz}$  hohe Streuungen auf. Einerseits konnte in einem Zugversuch nur die Querdehnung in  $x$ - oder  $y$ -Richtung gemessen werden, wodurch sich maximal fünf Messungen pro dargestelltem Mittelwert ergaben. Andererseits waren die sich einstellenden Querdehnungswerte an der Untergrenze des Dehnungsmessbereiches des verwendeten Aramis-Systems, wodurch die Dehnungs-Zeit-Kurven teilweise stark durch Messrauschen überlagert waren. Auf eine detaillierte statistische Auswertung der Versuchsergebnisse wurde daher verzichtet.

Die Ergebnisse der Zugfestigkeitsmessung senkrecht zur Laminebene  $R_z^t$  sind in Abbildung 5-19 dargestellt. Darin sind sowohl die unkorrigierten als auch die mit Hilfe des Korrekturfaktors 1,05 (Verhältnis der Mittelspannungen aus FE-Probekörpermodellierung in Abbildung 4-8) multiplizierten Festigkeitskennwerte dargestellt. Im Falle des unvernähten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats wurde eine Zugfestigkeit von 36 MPa ermittelt. Dieser Wert wird auch von anderen Autoren für vergleichbare Materialien bestätigt. So hat beispielsweise Hartung [91] für einen mit RTM6 infiltrierten  $[0/90]_{30S}$ -Gelegaufbau bei quasi-statischer Belastung einen  $R_z^t$ -Wert von 37 MPa gemessen. Roy und Kim [81] geben für  $[0/90]$ - und  $[0/90/\pm 45]$ -Lamine mit Epoxidharzmatrix (3501-6) eine Zugfestigkeit von 40 MPa senkrecht zur Laminebene an. Somit wurden die Prüfvorrichtung und die Vorgehensweise der in dieser Arbeit durchgeführten Versuche bestätigt.

Die strukturell vernähten MAG-Lamine zeigten mit Ausnahme von K4 ( $R_z^t$ -Abnahme um 12% bezogen auf das unvernähte MAG-Laminat) relativ kleine Veränderungen der Zugfestigkeit, die sich im Bereich von  $\pm 5\%$  bewegten. Bei K1 war im Mittel eine Abnahme von 3% zu beobachten, bei K2 blieb  $R_z^t$  unverändert. Die Konfigurationen mit der größten  $z$ -Verstärkungsdichte (K3 und K5) führten im Schnitt zu einer Steigerung der Zugfestigkeit in Höhe von 4%. Allerdings sind, mit Ausnahme von K4, die Veränderungen von  $R_z^t$  aus statistischer Sicht nicht signifikant. Die relativ große Abnahme der Zugfestigkeit bei K4 erscheint zunächst nur durch die bei dieser Nähkonfiguration größten Reinharzgebiete zu begründen. Jedoch wird bei einer detaillierten Betrachtung der Messwerte (Abbildung 5-1 und Abbildung 5-2), deutlich, dass in den



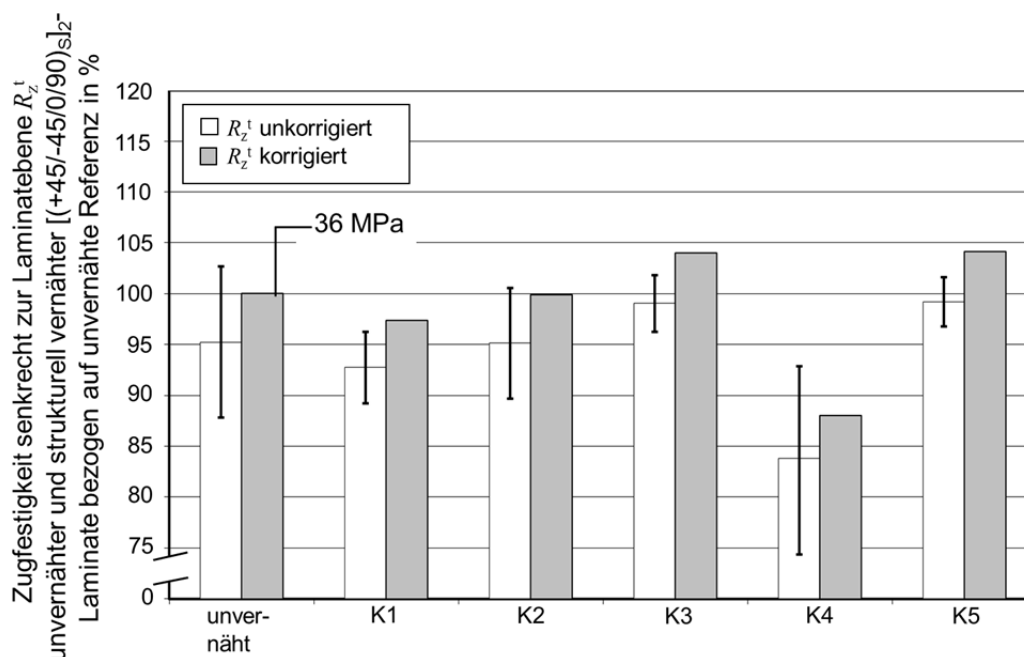


Abbildung 5-19: Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Lamine senkrecht zur Laminebene

für den Zugversuch senkrecht zur Laminebene kritischen UD-Schichten 8 und 9 die Fläche der Reinharzgebiete nicht wesentlich von denen anderer Nähkonfigurationen abweicht. Außerdem liegt auch die Faservolumengehaltsabminderung, verglichen mit den anderen Nähkonfigurationen, im Mittel. Als Hauptursache für die Festigkeitsreduktion bei K4 wird daher die, bezogen auf die  $z$ -Verstärkungsdichte, maximale Abnahme des Faservolumengehaltes  $\Delta FVG_{RD}$  gesehen (Abbildung 5-3). Es wird vermutet, dass bei dieser Konfiguration die durch die Faservolumengehaltsabnahme reduzierten Querszugfestigkeiten  $R_3^t$  der UD-Schichten am wenigsten durch die  $z$ -Verstärkung kompensiert werden.

Die Abnahme von  $R_z^t$  bei strukturell senkrecht zur Laminebene vernähten MAG-Laminaten konnte durch andere Forschungsarbeiten nicht bestätigt werden. Allerdings lassen sich durch andere Versuche ähnliche Tendenzen feststellen. Die Ergebnisse von Iwahori et al. [92] zeigten, dass das Erstversagen (Zfb parallel zur Laminebene) bei einer Belastung senkrecht zur Laminebene durch eine strukturelle Vernähung nicht gesteigert wird. Auch Havar [93] stellte fest, dass bei T-Pull-Versuchen das Erstversagensniveau bei strukturell vernähten MAG-Laminaten im Vergleich zum unvernähten Referenzlaminat identisch ist oder sogar leicht abnimmt. Während der hier durchgeführten Versuche wurde deutlich, dass das Versagen der unvernähten und strukturell vernähten MAG-Lamine bei Zugbelastung senkrecht

zur Laminebene plötzlich und ohne vorherigen Kraftabfall eintritt. Die Bruchebene lag bei allen Versuchen wie gewünscht im Bereich des kleinsten Probekörperquerschnitts. Die unvernähten Bruchflächen wiesen eine glatte Bruchoberfläche auf, siehe (a) bis (c) in Abbildung 5-20. Bei den strukturell vernähten MAG-Laminaten

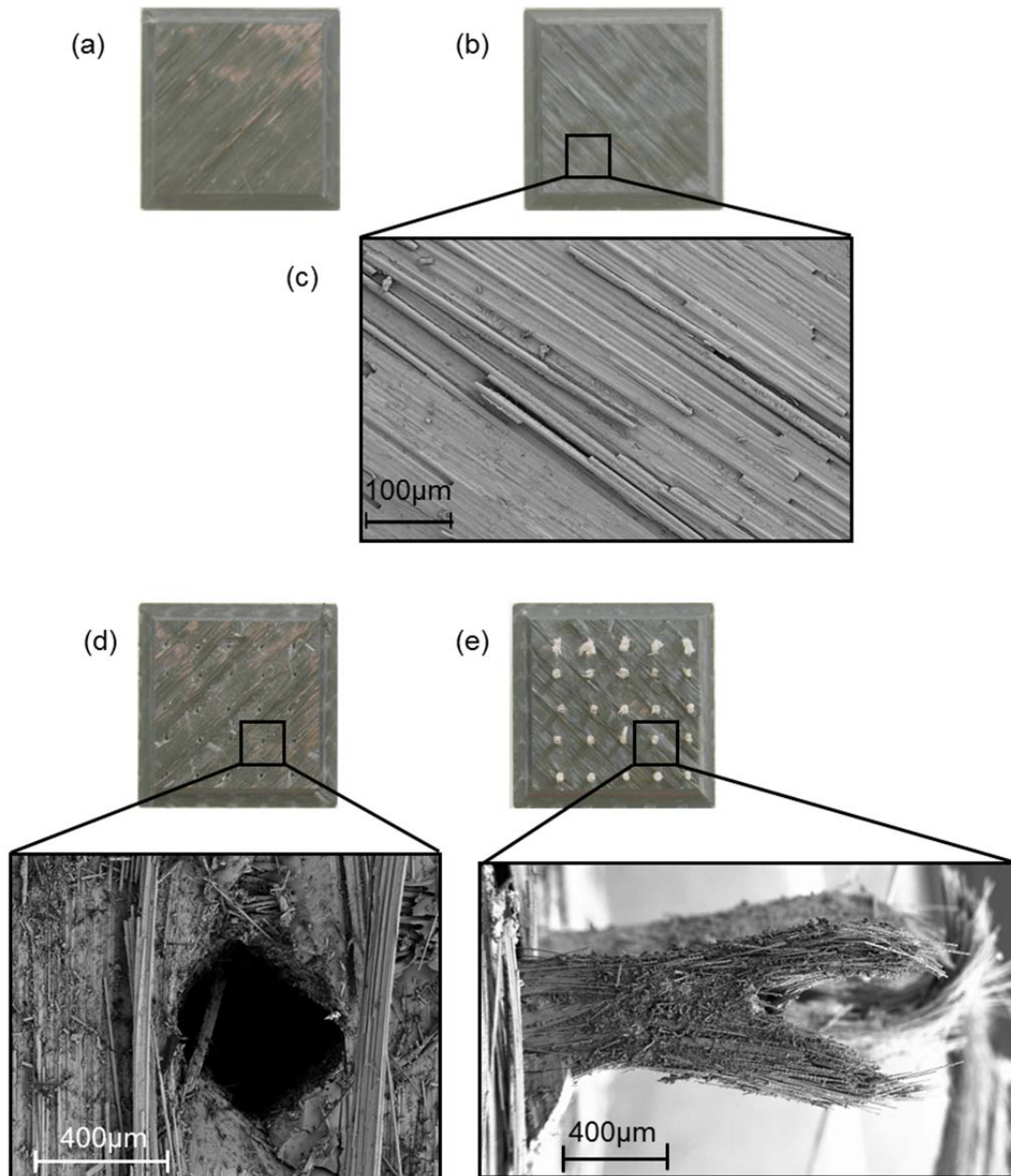


Abbildung 5-20: Bruchbilder von senkrecht zur Laminebene belasteten unvernähten und strukturell vernähten (K5)  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten: (a) (b), (d) und (e) Übersichtsaufnahmen der Bruchflächen, (c) REM-Aufnahme einer unvernähten Probe (600-fache Vergrößerung), (f),(g) REM-Aufnahmen von vernähten Proben: ausgezogenes E-Glas-Garn (200-fache Vergrößerung) und Oberfadenbruch im Verknotungsbereich (100-fache Vergrößerung)

wurde, wie in (d) bis (g) in Abbildung 5-20 dargestellt, bei allen Proben neben dem Zfb-Versagen des CFK-Laminats ein Auszug des Oberfadens aus dem Laminat sowie ein Bruch im Verknotungsbereich beobachtet. Hierbei konnte eine zeitliche Abfolge der Schadensereignisse nicht unterschieden werden. Allerdings wird vermutet, dass zunächst das CFK-Laminat infolge von Zfb versagt, wodurch die Gesamtlast auf die noch intakten Nähgarne umgelagert wird und damit deren Versagen im Verknotungsbereich induziert wird, woraus anschließend der Fadenzug resultiert. Die Versagensebene lag bei den Versuchen immer innerhalb einer UD-Lage, d.h. es lag ein Zfb-Versagen in einer 90°-Bruchebene und kein Delaminationsversagen zwischen zwei Lagen vor. Als Ursache hierfür wird vermutet, dass die Querkzugfestigkeit  $R_3^\dagger$  der UD-Lage im Vergleich zur Zugfestigkeit der Grenzschicht zwischen zwei Lagen niedriger ist.

Das schlagartige Versagen wurde auch durch die SEA-Auswertung bestätigt. Hierzu sind in Abbildung 5-21 exemplarisch die Spannungs-Zeit-Kurven eines unvernähten sowie eines strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminats (K2) bis zum Totalversagen dargestellt. Der flachere Anstieg der Spannungs-Zeit-Kurven am Versuchsanfang ist durch die Ausrichtung des Probekörpers und durch Setzeffekte der Prüfvorrichtung zu erklären. Zusätzlich enthalten die Diagramme die Frequenzen der während der Versuche aufgezeichneten Schallereignisse. Bei beiden Diagrammen ist zu Beginn des Versuchs bis zu einer Zeit von ungefähr 30 s eine Anhäufung von Schallereignissen festzustellen, die jedoch aus der Ausrichtung des Probekörpers in Belastungsrichtung und den daraus resultierenden Reibgeräuschen zwischen den Bolzen der Prüfvorrichtung und den Lasteinleitungselementen des Probekörpers resultierten. Mit zunehmender Spannung waren bis zum Totalversagen des Probekörpers keine Schallereignisse zu registrieren. Vergleicht man die Frequenzen der beim Probekörperversagen aufgetretenen Schallereignisse, so werden Unterschiede zwischen dem unvernähten und dem strukturell vernähten Laminat deutlich. Die Maximalfrequenz liegt beim unvernähten Laminat im Bereich von 175 kHz. Dieses Ergebnis stimmt gut mit den Untersuchungen von de Groot et al. [187] überein, in denen als Obergrenze für Matrixbruch- bzw. Zfb-Versagen 180 kHz festgestellt wurden. Das strukturell vernähte Laminat weist auch Schallereignisse mit Frequenzen zwischen 200 und 350 kHz auf, die auf das Versagen der E-Glas-Garne und auf

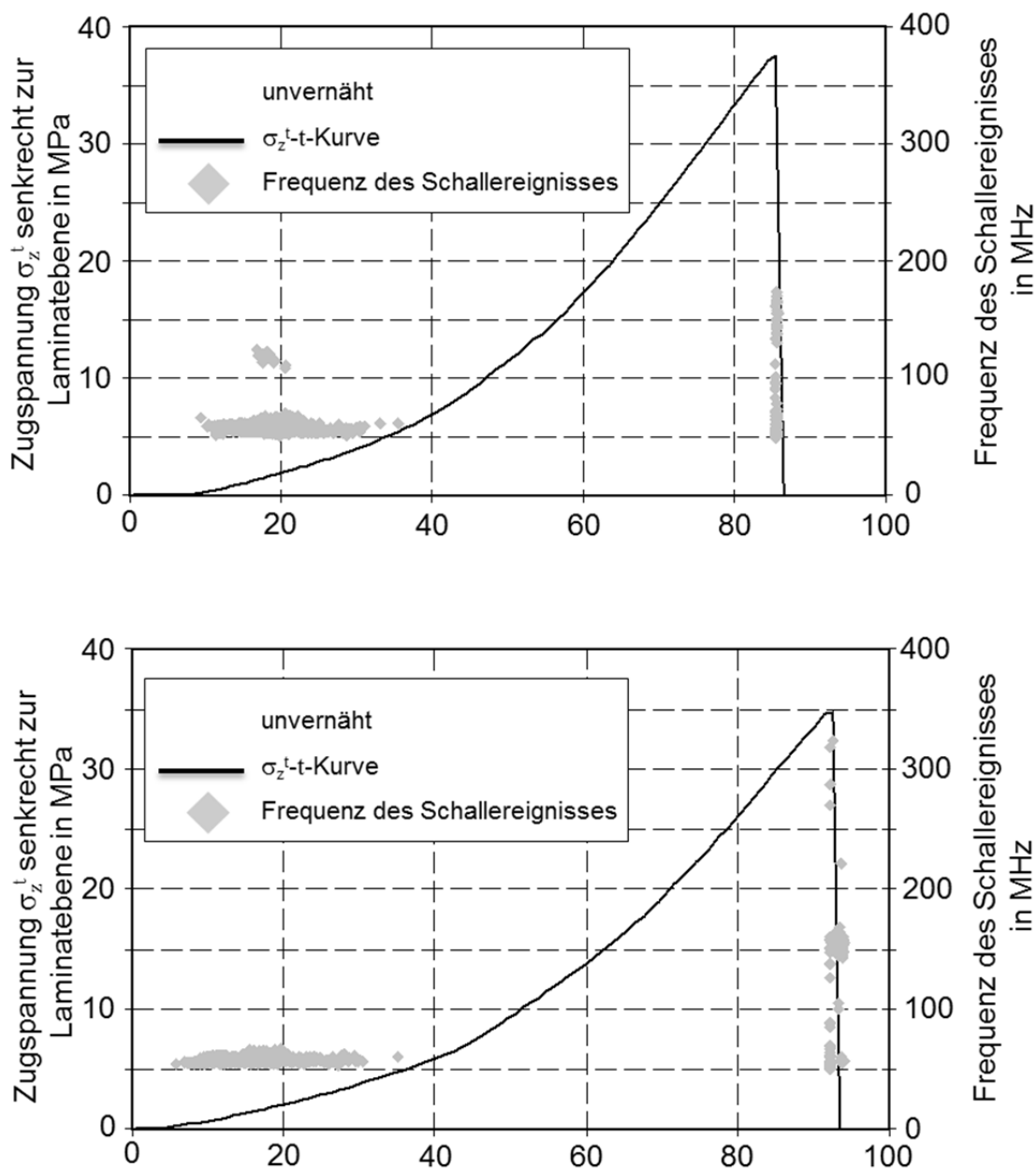


Abbildung 5-21: Spannungs-Zeit-Verhalten von senkrecht zur Laminebene zugbelasteten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten einschließlich versuchsbegleitender Schallemissionsanalyse: (a) unvernähtes Laminat, (b) strukturell vernähtes Laminat

Fadenauszug zurückgeführt werden. Auch dieser Frequenzbereich wird durch die Ergebnisse in [187] bestätigt; hier wurde postuliert, dass die Frequenzen für Faserbrüche und Faserauszug bei Glasfasern zwischen 250 und 410 kHz liegen. Die nicht bis zum Totalversagen belasteten Probekörper (Tabelle 4-4) wiesen ebenfalls keine Schallemissionen im Anschluss an die Reibgeräusche zu Beginn des Versuchs auf. Auf eine Anfertigung von Schlibbildern oder  $\mu$ CT-Analysen zur Korrelation der SEA-

Ergebnisse analog zu den Intralaminar-Zugversuchen wurde verzichtet, da eine Entfernung der Lasteinleitungselemente zu Schädigungen des CFK-Werkstoffs geführt hätte und andererseits die Stahlklötze die  $\mu$ CT-Aufnahmen verfälscht hätten und ein Abschleifen im Rahmen der Schlibfbilderstellung nicht möglich war.

## 5.7 Interlaminare Schubfestigkeit

Die experimentell bestimmten interlaminaren Schubfestigkeiten (ILS) sind in Abbildung 5-22 dargestellt. Für das unvernähte  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat wurde eine Schubfestigkeit von 36 MPa ermittelt. In der Publikation von Hartung [91] werden ähnliche Zahlenwerte für biaxiale MAG-Lamine angegeben. Bei allen strukturell vernähten Proben war ein Anstieg der interlaminaren Schubfestigkeit zu beobachten, allerdings sind die Änderungen bei K5 und K6 statistisch nicht signifikant. Die im Rahmen dieser Arbeit ermittelte Tendenz wird durch die Ergebnisse von Adanur, Du und Cholakara ([103]-[105]) bestätigt, die ebenfalls eine generelle Verbesserung der interlaminaren Schubfestigkeit infolge der strukturellen Vernähung feststellten.

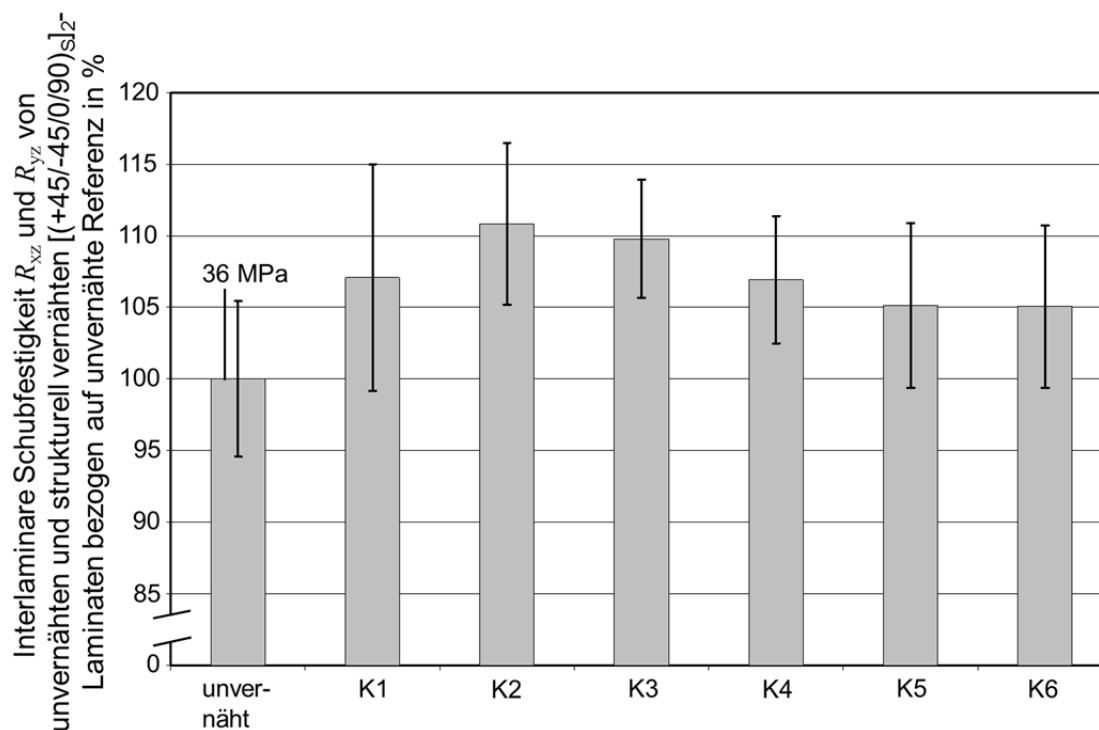


Abbildung 5-22: Interlaminare Schubfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Lamine bezogen auf unvernähte Referenz

Bei den Konfigurationen K1 und K4 lag die Schubfestigkeit jeweils um etwa 7 % höher als beim unvernähten MAG-Laminat, bei K3 wurde ein Anstieg von 10 % beobachtet. Die größte ILS-Zunahme von 11 % wurde bei der Nähkonfiguration mit der geringsten  $z$ -Verstärkungsdichte (K2) gemessen. Bei K2 wird vermutet, dass die geringste Schädigung des MAG in Form von Zerstörungen von In-plane-Fasern vorliegt und gleichzeitig Delaminationen, die für das Totalversagen des Probekörpers verantwortlich sind, durch die Nähgarne behindert werden. Ähnliche Effekte wurden von Adanur et al. [103] beobachtet, wo sich ebenfalls eine maximale Steigerung des ILS-Kennwertes bei maximaler Stichtlänge einstellte.

Für die versuchsbegleitenden SEA-Messungen wurde zunächst der Einfluss der Stützvorrichtung (Abbildung 4-9) auf die Ergebnisse durch mehrere Vorversuche charakterisiert. Die Schrauben der Stützvorrichtung wurden wie bei der ILS-Festigkeitsbestimmung mit einem Drehmoment von 0,5 Nm angezogen, die Vorrichtung anschließend mit einer Geschwindigkeit von 1 mm/min auf dem Probekörper verschoben und die auftretenden SEA-Signale aufgezeichnet. Abbildung 5-23 zeigt exemplarisch den Kraft-Zeit-Verlauf und die zugehörigen Frequenzen. Bei allen Vorversuchen zeigten sich zwei Frequenzbänder, die ungefähr zwischen 50 und 100 bzw. zwischen 150 und 175 kHz liegen.

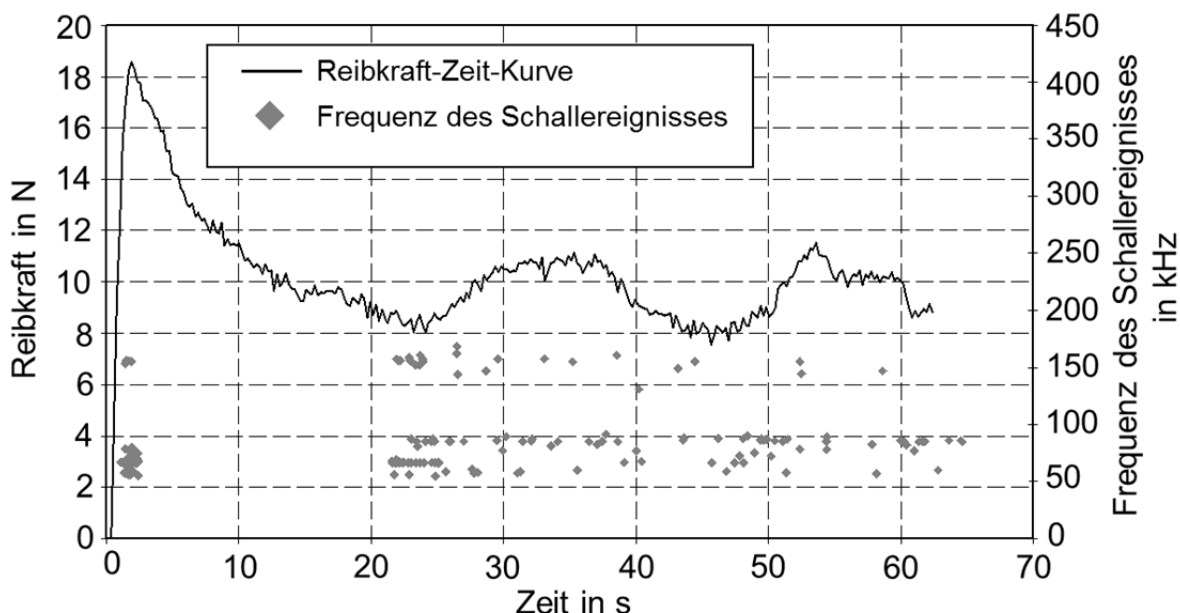


Abbildung 5-23: Einfluss der Stützvorrichtung auf SEA-Frequenz bei der Durchführung von ILS-Prüfungen

Insbesondere der zweite Bereich ist problematisch, da er innerhalb des typischen Frequenzspektrums von Matrix- und Zwischenfaserbrüchen von CF-EP-Laminaten angeordnet ist und somit keine Unterscheidung zwischen diesen beiden Mechanismen möglich ist.

Das Schubspannungs-Zeit-Verhalten einschließlich versuchsbegleitender SEA ist in Abbildung 5-24 exemplarisch für ein unvernähtes sowie ein strukturell vernähtes  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminat (Konfiguration K4) bis zum Totalversagen dargestellt. Trotz der Überlagerung von Reibgeräuschen sind Unterschiede in den aufgetretenen SEA-Frequenzen erkennbar. Die Maximalfrequenz aller Ereignisse, die bei der Prüfung des unvernähten Materials detektiert wurden, betrug 175 kHz. Daraus kann gefolgert werden, dass Faserbrüche während des Versuches nicht eintraten und ein reines Delaminationsversagen erfolgte. Dagegen sind für das strukturell vernähte Laminat im letzten Drittel der Schubspannungs-Zeit-Kurve auch verstärkt Frequenzen zwischen 300 und 400 kHz festzustellen. Dies deutet darauf hin, dass hier Filamente der E-Glas-Nähgarne beschädigt wurden. Insgesamt betrachtet weist die SEA des strukturell vernähten Laminats deutlich mehr Schallereignisse, verglichen mit der unvernähten Referenz, auf. Abbildung 5-25 zeigt Schliffbilder von teilbelasteten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Proben. Die Lastniveaus betrugen 20, 80 und 90 % des jeweiligen Mittelwertes der Versagensspannung. Beim unvernähten Laminat waren bei keinem der drei Lastniveaus Schädigungen festzustellen. In der späteren Versagensebene konnten auch bei 90 % der Versagenslast keine Anzeichen von Delaminationen identifiziert werden. Daher wird vermutet, dass die gemessenen Schallereignisse (Abbildung 5-24) hauptsächlich auf Reibgeräusche zwischen Probekörper und Stützvorrichtung zurückzuführen sind. Die strukturell vernähten Lamine wiesen die bekannten Vorschädigungen (Abbildung 4-10) im Bereich der Reinharzgebiete und Nähgarne auf. Vermutlich werden die detektierten Schallereignisse zum Teil von Reibgeräuschen und daneben durch weiteres Wachstum der Risse verursacht. Allerdings waren auch hier bei einer Belastung von 90% der Versagensbelastung Delaminationen nicht festzustellen. Bei allen Probekörpern trat ein reines Delaminationsversagen zwischen zwei Einzellagen ein (Abbildung 5-26) Die Bruchebene verlief

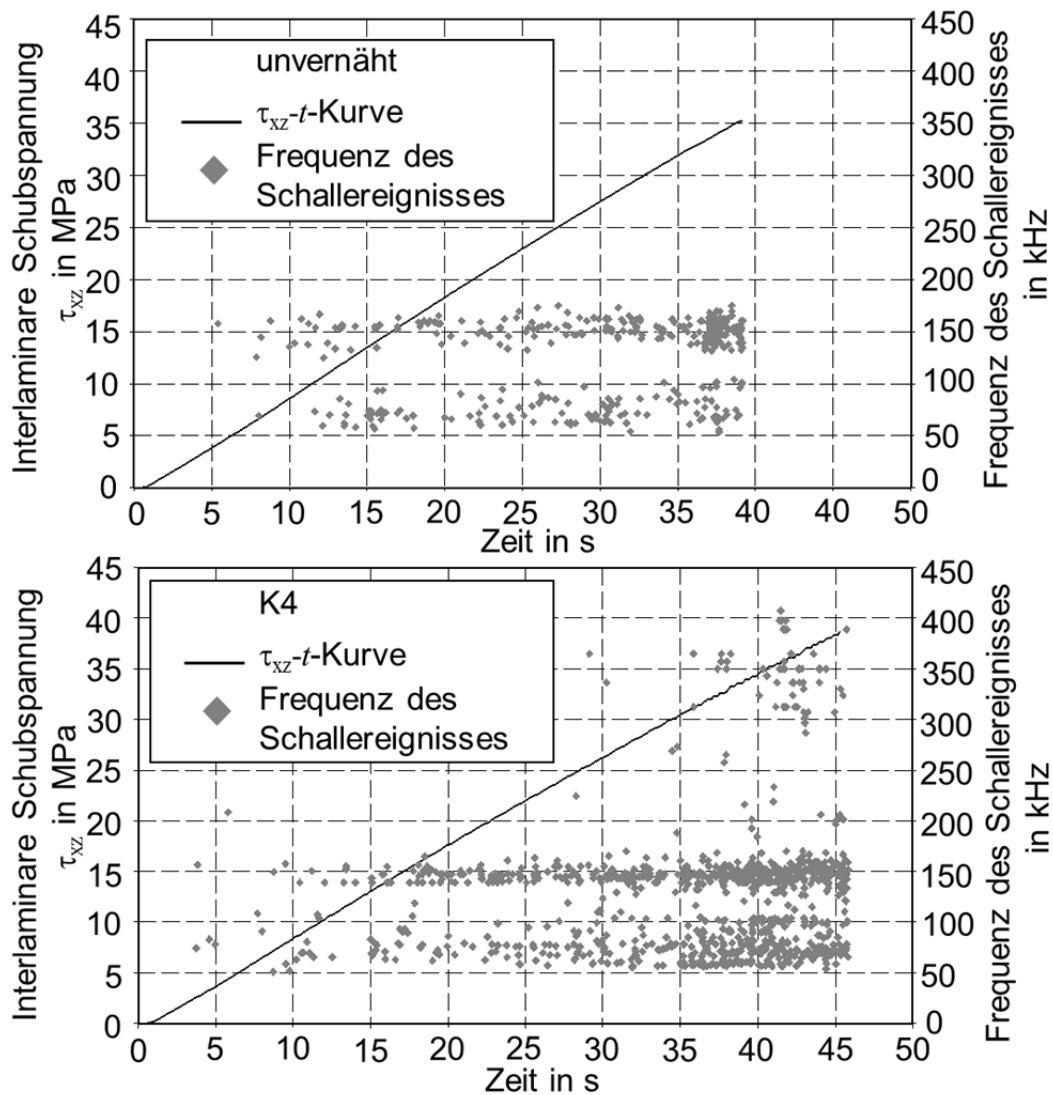


Abbildung 5-24: Interlaminare Schubspannungs-Zeit-Verhalten von unvernagten und strukturell vernagten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten einschließlich Frequenzen der Schallereignisse aus SEA-Messung

als glatte Fläche von beiden Kerbgrunden ausgehend. Bei den strukturell vernagten MAG-Laminaten war ein Fadenzug nicht zu erkennen, d. h. die Nähgarne versagten durch Scherbruch in der Delaminationsebene. Ein zweistufiges Versagensverhalten, wie in [113] beschrieben, mit zunächst auftretenden Delaminationen, jedoch weiterer Kraftübertragung durch die Nähgarne und schließlich deren Versagen wurde nicht festgestellt.



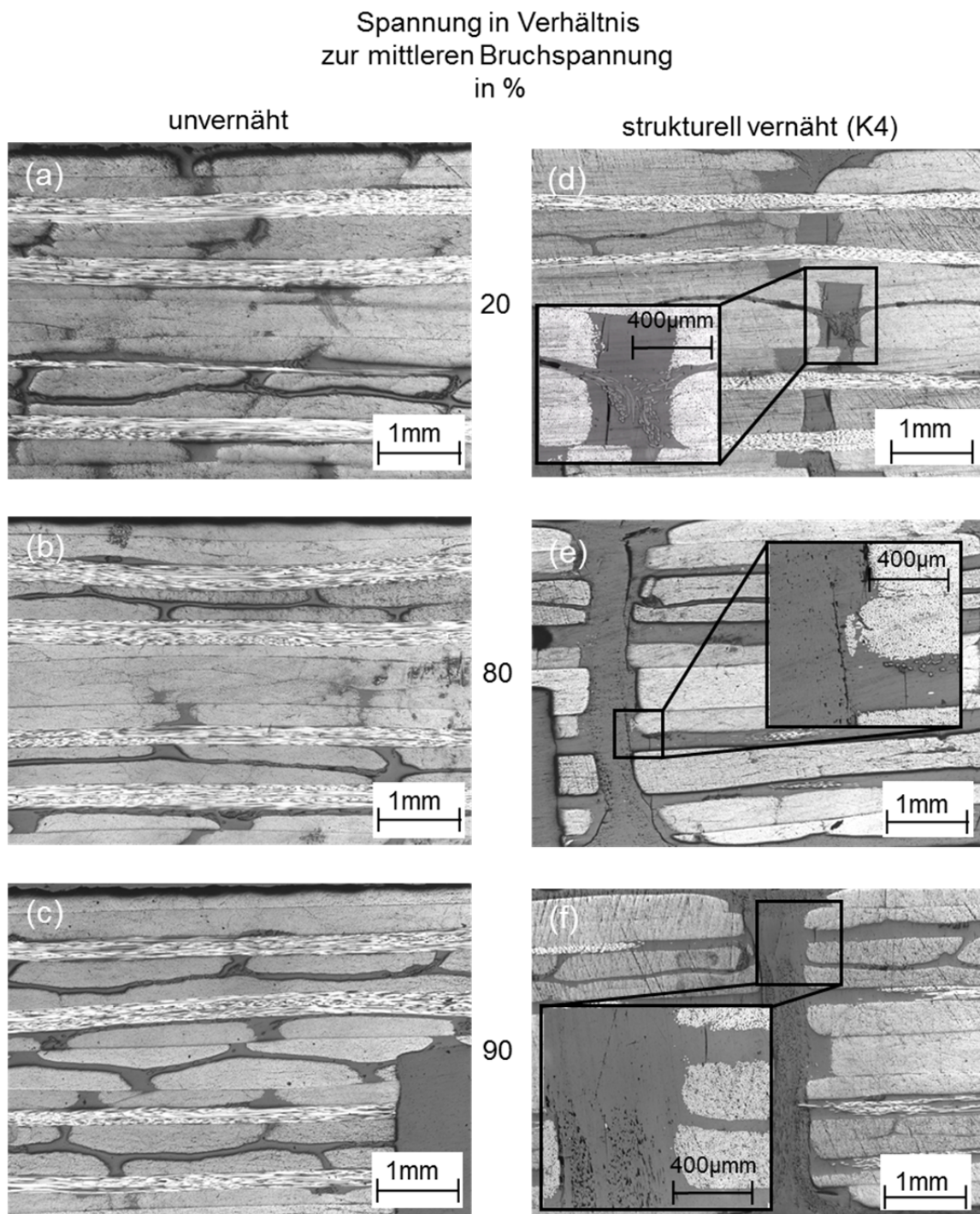


Abbildung 5-25: Schliffbildaufnahmen von unvernähten und strukturell vernähten Schubprobekörpern (K4) bei Belastung bis 20 (a, d), 80 (b, e) und 90 % (c, f) der jeweiligen mittleren Bruchspannung

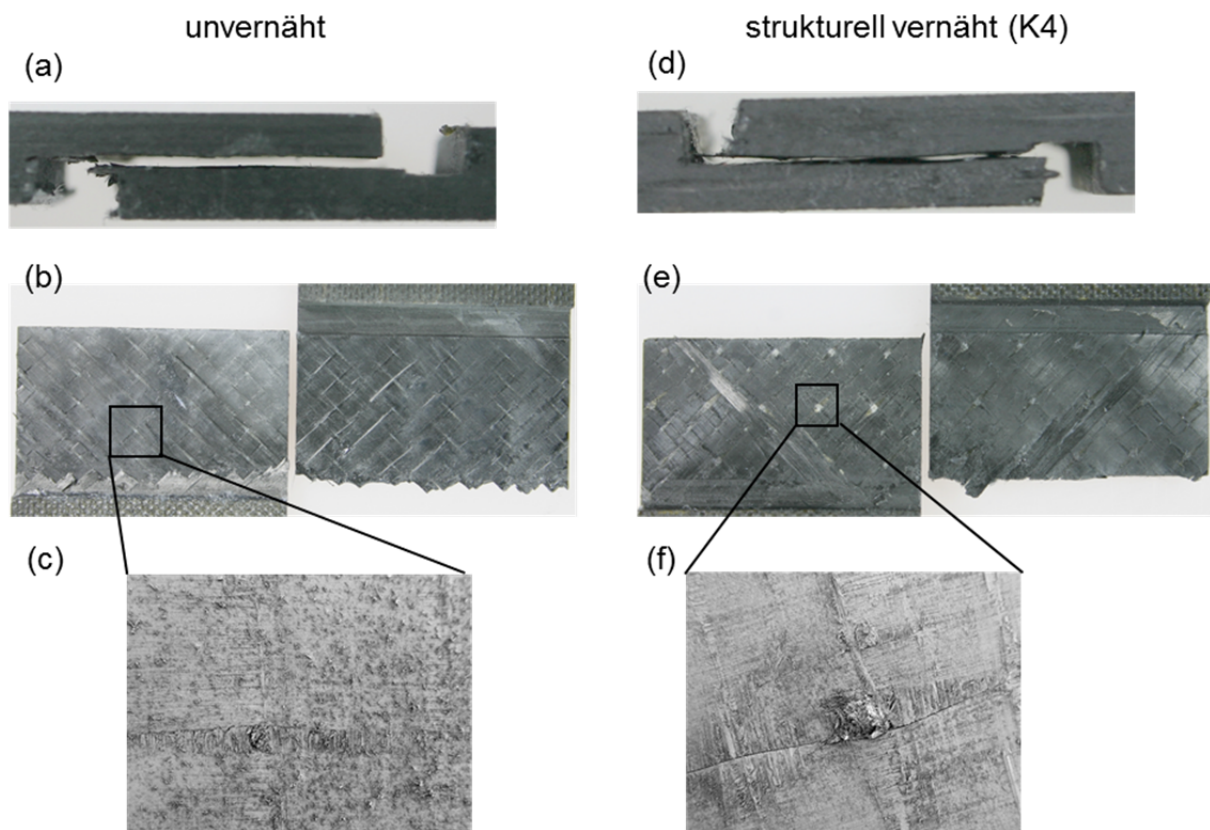


Abbildung 5-26: Bruchbilder einer unvernähten und einer strukturell vernähten Schubprobe: (a) und (d) Übersichtsaufnahme der beiden Versagensbereiche (Seitenansicht), (b) und (e) Draufsicht der Bruchflächen, (c) und (f) REM-Aufnahme (50-fache Vergrößerung) der unmittelbaren Umgebung eines MAG- (c) bzw. eines strukturellen Nähgarns (f)

### 5.8 Kerbdruckfestigkeit von MAG-Laminaten mit zentrischer runder Bohrung

Bei den experimentell bestimmten Kerbdruckfestigkeiten der unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat (Abbildung 5-27) zeigte lediglich die Konfiguration K5 eine statistisch signifikante Abnahme der Kerbdruckfestigkeit in Höhe von 11 %. Bezüglich der Kerbfaktoren, also dem Verhältnis aus Kerbdruckfestigkeit und Druckfestigkeit der jeweiligen Prüfkongfigurationen, wurde bei der Konfiguration K1 eine statistisch abgesicherte Kerbfaktorzunahme beobachtet. Bei K4 lag trotz der Steigerung des Mittelwertes um 8 % gegenüber dem unvernähten Laminat keine statistisch signifikante Zunahme des Kerbfaktors vor. Hier lagen bei beiden Prüfreiheiten (unvernäht, K4) zu große Streuungen der Kerbdruckfestigkeiten vor. Der Spannungskonzentrationsfaktor wird maßgeblich durch das Verhältnis von  $E_{x,y}^c/G_{xy}$  beeinflusst. Für die im Mittel leichte Zunahme von Kerbdruckfestigkeit und -faktor bei

K4 wird die Unterbindung von Delaminationen und der Delaminationsausbreitung vermutet. Die Reduktion des Druck-Elastizitätsmoduls und die damit einhergehende Abminderung des Spannungskonzentrationsfaktors kann in Anbetracht der Ergebnisse aus Abbildung 5-12 ausgeschlossen werden. Dagegen wird für die Konfigurationen K1, K3 und K6 die Steigerung des Kerbfaktors auch auf die signifikante Abnahme von  $E_x^c$  bzw.  $E_y^c$  zurückgeführt.

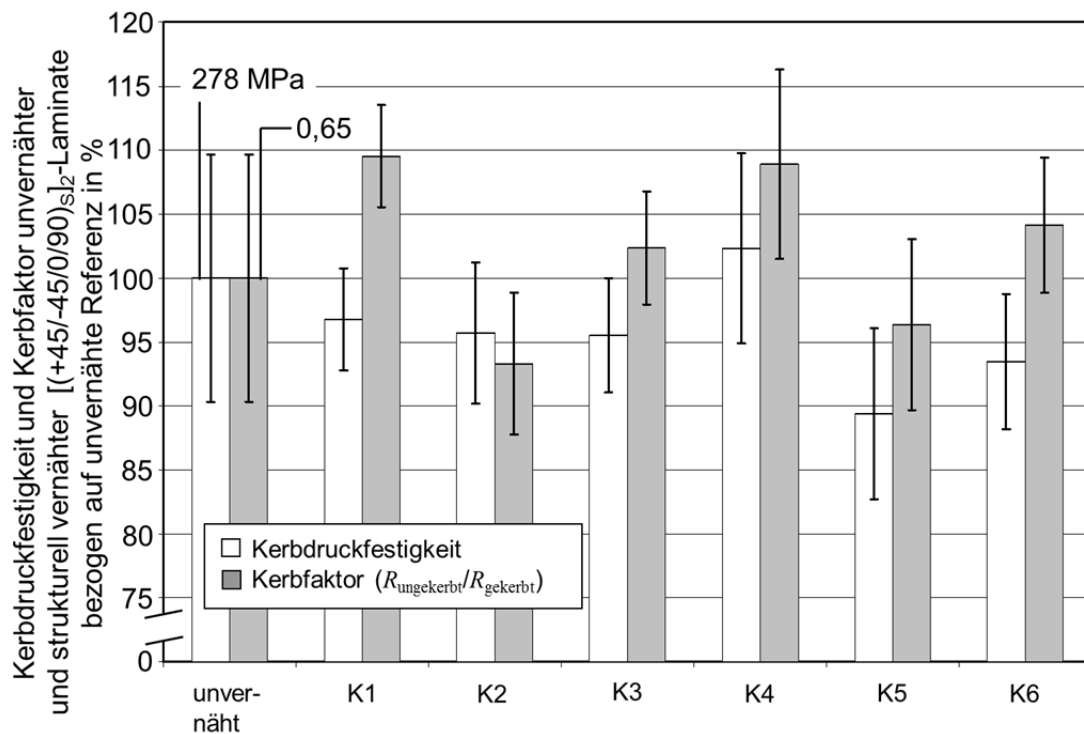


Abbildung 5-27: Experimentell ermittelte Kerbdruckfestigkeit und Kerbfaktor unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Laminat

Die Untersuchung der Schadensausbreitung nach dem Totalversagen ließ deutliche Unterschiede zwischen dem unvernähten und den strukturell vernähten MAG-Laminaten erkennen (Abbildung 5-28). Für einen unvernähten Probekörper sind drei Aufnahmen in drei unterschiedlichen Ebenen angegeben. Die Teilabbildungen (a) und (b) zeigen jeweils die Schädigungen in Ebenen zwischen dem Bohrungs- und Probekörperperrand, die Teilabbildung (c) eine Aufnahme der Mittelebene der Probe. Durch die strukturelle Vernähung wird die Ausbreitung von Delaminationen stark eingeschränkt. Teilabbildung (d) zeigt die Schadensausbreitung in der Ebene einer Nahtreihe und die Abbildung (e) die Schadensentwicklung in einer Ebene zwischen zwei Nahtreihen. In Teilabbildung (f) ist wiederum eine  $\mu$ CT-Aufnahme der Probekörpermitte dargestellt.

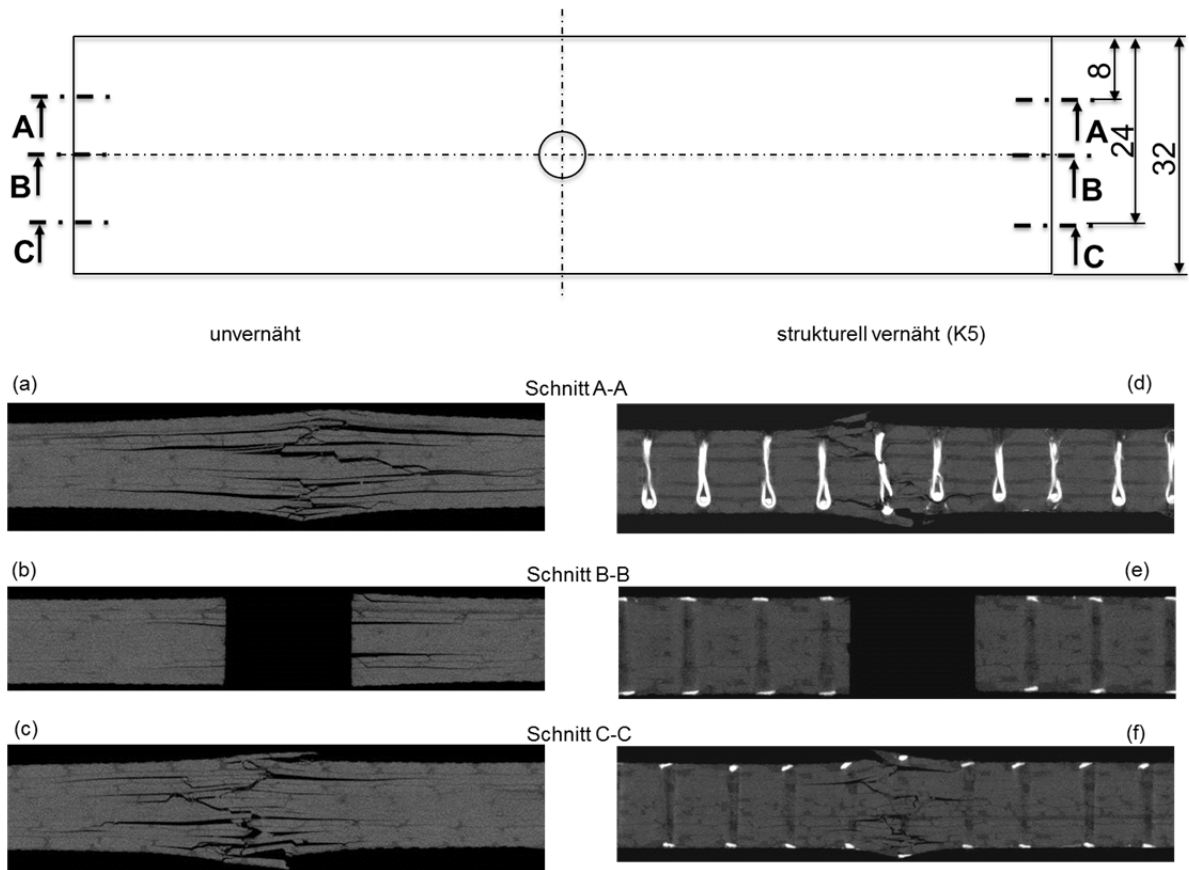


Abbildung 5-28:  $\mu$ CT-Aufnahmen einer unvernähten und einer strukturell vernähten (K5) Kerbdruckprobe

## 6 FE-EZ-Modellierung strukturell vernähter MAG-Lamine

Das in der vorliegenden Arbeit weiterentwickelte FE-EZ-Modell erlaubt, zusätzlich zu dem von Roth und Heß [129]-[140] erarbeiteten Modell, die Abschätzung von interlamina- ren Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen von unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten. Erste FE-EZ-Simulationen zeigten, dass die von Roth und Heß implementierten mikromechanischen Modelle zur Beschreibung des intralaminaren Querelastizitätsmoduls einer UD-Schicht, die auf den Gln. (4.11) und (4.12) beruhen, die Elastizitätseigenschaften senkrecht zur Laminebene deutlich unterschätzen. Aus diesem Grund wurden weitere Modelle in das FE-EZ-Modell implementiert und deren Korrelation mit den experimentellen Kennwerten untersucht. In einer Vorauswahl, die die Korrelation von FE-EZ-Abschätzung und experimentellen Kennwerten des Referenzlaminats beinhaltete, wurden die semiempirischen Modelle nach Puck, Chamis und Förster/Knappe aus den Gln. (4.13)-(4.15) als am besten geeignet erachtet, weshalb diese im Folgenden betrachtet werden. Weiterhin wurde untersucht, welchen Einfluss die Art der Belastungsrandbedingungen auf die Vorhersagegenauigkeit des FE-EZ-Modells hat. Im Rahmen der Kalibrierung des Einheitszellenmodells wurde analog zu dem von Heß [140] beschriebenen Ablauf vorgegangen, ebenso wurden die in [140] experimentell bestimmten UD-MAG-Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte verwendet (Tabelle A- im Anhang). Da der relative Faservolumengehalt des in dieser Arbeit betrachteten unvernähten quasi-isotropen MAG von dem des UD-MAG aus [140] abweicht, wurde zunächst der faserparallele  $E_{\parallel}^t$ -Modul des UD-MAG an den Modul des verwendeten quasi-isotropen MAG angepasst. Anschließend erfolgte, basierend auf der CLT, die rechnerische Anpassung des faserparallelen  $E_{\parallel}^t$ -Moduls der UD-Schicht, bis der Betrag der Abweichungen zwischen dem bestimmten und experimentellen  $E_x^t$ -Kennwert des quasi-isotropen MAG-Laminats maximal 0,1 % betrug. Über die Mikromechanik wurde aus dem angepassten  $E_{\parallel}^t$ -Modul der korrigierte Faserlängsmodul  $E_{f\parallel}$  ermittelt und der Quotient von angepasstem Modul und Ausgangswert (Datenblatt) als Korrekturfaktor definiert, mit dem die Eingangskenngrößen im FE-EZ-Modell multipliziert werden.

Bezüglich des Faserquermoduls  $E_{f\perp}$ , der maßgeblich den Querzugmodul einer UD-Schicht und damit den Zug-Elastizitätsmodul senkrecht zur Laminebene  $E_z^t$  beeinflusst, wurde ebenso verfahren. Für die drei betrachteten mikromechanischen An-

sätze wurden Korrekturfaktoren für  $E_{f\perp}$  bestimmt, so dass für das unvernährte MAG-Laminat die Abweichung zwischen experimentellem und rechnerischem  $E_z^t$ -Kennwert  $\pm 0,1$  % betrug.

Um mit dem in dieser Arbeit weiterentwickelten FE-EZ-Modell die intralaminaren Zug- und Druckfestigkeiten der betrachteten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminat abschätzen zu können, wurden die in [140] rechnerisch ermittelten UD-Zug- und Druckfestigkeitskennwerte auf den Faservolumengehalt des unvernährten quasi-isotropen Laminats umgerechnet und anschließend  $R_{\parallel}^t$  und  $R_{\parallel}^c$  einer UD-Lage iterativ angepasst, so dass die experimentellen  $R_x^t$ - und  $R_x^c$ -Werte mit einer Genauigkeit von 0,1 % rechnerisch wiedergegeben wurden. Zur Kalibrierung der Zugfestigkeitsabschätzung senkrecht zur Laminatenebene wurde auf die in [140] experimentell ermittelte Querszugfestigkeit  $R_{\perp}^t$  der UD-Lage zurückgegriffen und die Zugfestigkeit der unvernährten UD-Schicht senkrecht zur Laminatenebene abgeschätzt. Dieser Wert diente als Eingangskennwert für die Quer-Zugfestigkeit im FE-Modell des Zugprobekörpers (Abbildung 4-18). Da in den Versuchen das Totalversagen immer innerhalb der beiden mittleren UD-Lagen des  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminats auftrat, wurde der  $R_{\perp}^t$ -Wert der UD-Lage iterativ angepasst, bis die Zwischenfaserbruchanstrengungen der beiden mittleren Lagen für das unvernährte Laminat bei der Aufbringung der experimentellen Versagenslast  $1 \pm 0,01$  betrug.

## 6.1 Abschätzung von 3D-Elastizitätskenngrößen

Zur Validierung der Abschätzung von räumlichen Elastizitätskenngrößen unvernährter und strukturell vernährter MAG-Laminat mit Hilfe des weiterentwickelten FE-EZ-Modells wurden die experimentell ermittelten  $E_x^t$ - und  $E_z^t$ -Moduln heran gezogen. Dabei wurden die verschiedenen Kombinationen aus mikromechanischem Ansatz (Puck, Chamis, Förster/Knappe) und Randbedingungsart (VRB, PRB) hinsichtlich ihrer Vorhersagegenauigkeit bewertet. Weiterhin wurde der Einfluss der verwendeten Nähgarnkennwerte (Elastizitätsmodul und Festigkeit aus Datenblatt oder experimentell ermittelt) auf die Vorhersagegenauigkeit untersucht. Die Gegenüberstellung aus experimentell und numerisch bestimmtem intralaminarem Zug-Elastizitätsmodul unter Verwendung experimentell bestimmter Nähgarnkennwerte ist in Abbildung 6-1

dargestellt. Der Ansatz nach Chamis in Verbindung mit VRB lieferte für vier der sechs Prüfkfigurationen Vorhersagen innerhalb des experimentellen Streubandes, wobei die mittlere betragsmäßige Abweichung vom experimentellen Mittelwert bei 2 % lag. Die Verwendung von PRB resultierte in durchgehend konservativeren Abschätzungen des  $E_x^t$ - und  $E_y^t$ -Moduls, während die betragsmäßige Abweichung zwischen FE-EZ-Modell und Experiment jedoch nicht verändert wird. Die Ansätze von Förster/Knappe und Puck liefern in Kombination mit VRB fast identische Vorhersagen, die mittleren Abweichungen zum Chamis-Ansatz ändern sich nur unwesentlich. Bei beiden Modellansätzen liegen die numerischen Abschätzungen wiederum bei vier von sechs Konfigurationen innerhalb der experimentellen Streuung. Auch hier zeigen sich durch die Kombination mit PRB konservativere Vorhersagen, die betragsmäßigen Abweichungen für den Förster/Knappe- sowie den Puck-Ansatz liegen bei jeweils 2 %.

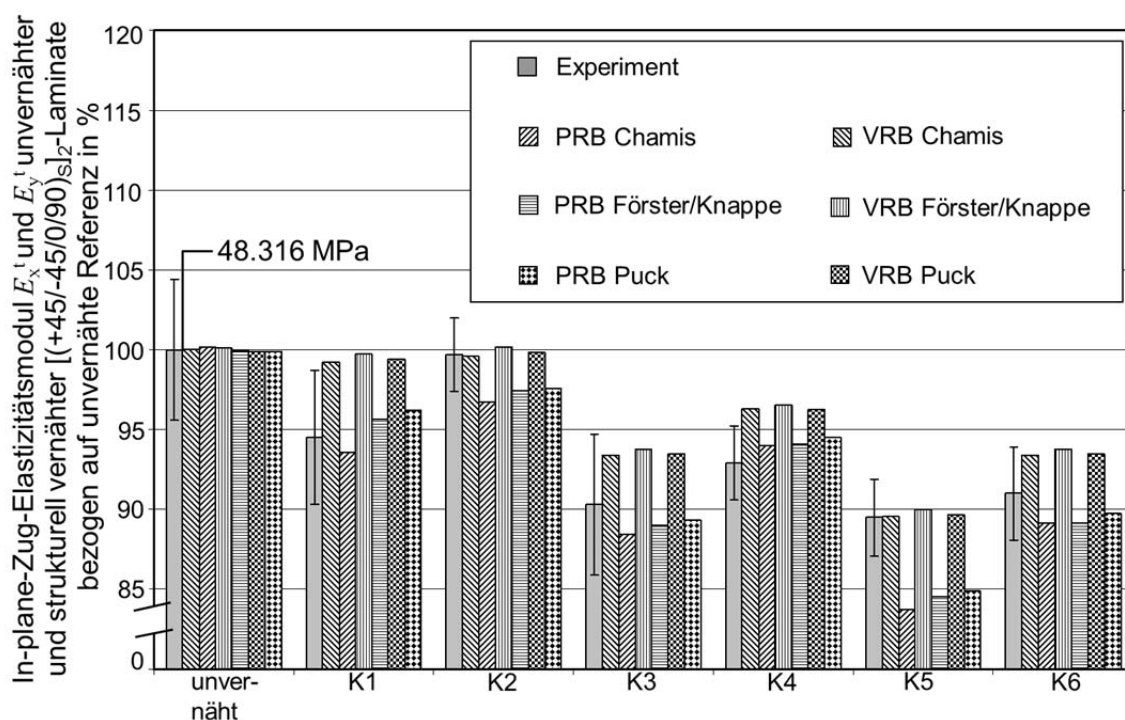


Abbildung 6-1: Vergleich zwischen experimentell ermitteltem und rechnerisch abgeschätztem intralaminarem Zug-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat

Abbildung 6-2 zeigt den Vergleich zwischen dem abgeschätzten und experimentell bestimmten  $E_z^t$ -Modul. Hier ergibt sich mit dem Chamis-Ansatz in Kombination mit VRB nur für eine der Nähkonfigurationen eine Vorhersage innerhalb der experimentellen Streuung. Die betragsmäßige Abweichung von den experimentellen Werten

liegt im Mittel bei 7 %. Die Vorhersagegenauigkeit wird durch die Anwendung von PRB weiter verschlechtert, der numerische Wert liegt bei jeder Konfiguration unterhalb des Streubandes und die mittlere Abweichung steigt auf 9 %. Die beiden anderen Ansätze liefern bessere Vorhersagegenauigkeiten. Sowohl für den Ansatz nach Förster/Knappe als auch für das Puck-Modell, kombiniert mit VRB, liegt in vier von fünf Fällen der berechnete Wert innerhalb der Streuung. Die mittleren Abweichungen betragen jeweils 5 %, die Vorhersage ist generell konservativ. Wie zuvor für das Chamis-Modell beschrieben nimmt auch hier durch die Anwendung periodischer Randbedingungen die Vorhersagegüte ab, folglich steigen die mittleren betragsmäßigen Abweichungen auf 7 (Förster/Knappe) und 6 % (Puck).

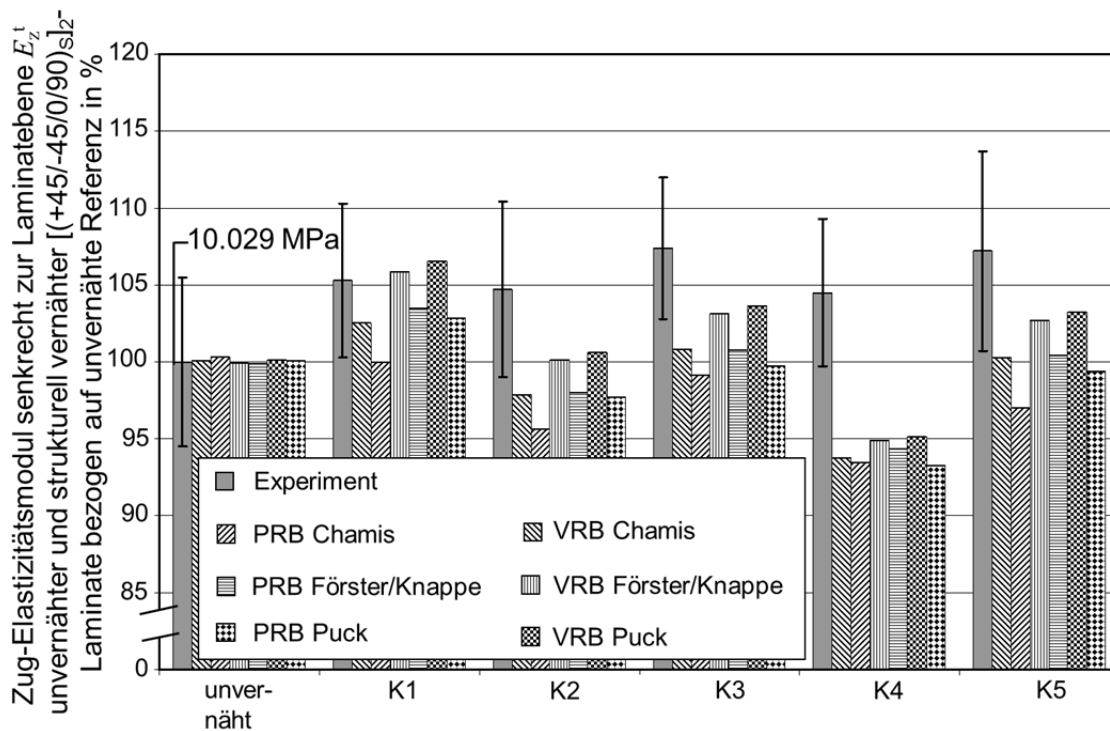


Abbildung 6-2: Vergleich zwischen experimentell ermitteltem und rechnerisch abgeschätztem interlaminarem Zug-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Lamine (Verwendung experimenteller Garnkennwerte)

Für die Konfiguration K4 wird der experimentell bestimmte  $E_z^t$ -Wert von allen mikro-mechanischen Ansätzen deutlich unterschätzt, die Abweichungen lagen im Mittel bei etwa 10 %. Hier wurde zunächst vermutet, dass die bei K4 größten Reinharzgebiete aller Konfigurationen in der Umgebung der Fehlstelle zu großen Faserpackungsdichten führen, die im FE-EZ-Modell theoretische Faservolumenanteile von über 70 % verursachen. Da diese durch das Modell nicht zugelassen werden, wäre die rechner-



rische Querkzugsteifigkeit somit niedriger als in der Realität. Bei detaillierter Untersuchung der im FE-EZ-Modell berechneten Parameter wurde diese Vermutung jedoch nicht bestätigt. Desweiteren wurde untersucht, ob die Verwendung des im Datenblatt des Nähgarns angegebenen Elastizitätsmoduls zu besseren Übereinstimmungen führt. Auch hier zeigte sich, dass dieser Effekt die Abweichungen nicht erklären kann. Letztendlich konnte die Ursache für die bei K4 aufgetretenen Diskrepanzen zwischen Modell und Experiment nicht identifiziert werden.

Aufgrund der vorgestellten Ergebnisse wurde der Ansatz von Förster/Knappe in Verbindung mit Verschiebungsrandbedingungen als am besten geeignet zur Abschätzung mechanischer Elastizitätskenngrößen strukturell vernähter MAG-Lamine angesehen. Bei der Vorhersage des  $E_x^t$ -Moduls ergab sich im Mittel die kleinste betragsmäßige Abweichung zu den experimentellen Werten. Bezogen auf die  $E_z^t$ -Vorhersage lieferte der Puck-Ansatz kombiniert mit VRB minimal kleinere mittlere betragsmäßige Abweichungen. Allerdings musste im Rahmen der Kalibrierung die größte Anpassung des  $E_{f,\perp}$ -Moduls vorgenommen werden. Die im Folgenden dargestellten numerisch abgeschätzten mechanischen Kenngrößen wurden deshalb mit dem Förster/Knappe-Ansatz und VRB ermittelt.

Der Einfluss der mechanischen Eigenschaften des Nähgarns auf die Abschätzung des  $E_z^t$ -Moduls ist in Abbildung 6-3 dargestellt. In den FE-EZ-Simulationen wurden die experimentell ermittelten Zug-Elastizitätsmoduln der Garne sowie die im Datenblatt des Herstellers angegebenen Kennwerte verwendet und die Ergebnisse den experimentell gewonnenen  $E_z^t$ -Werten gegenüber gestellt. Da innerhalb der Garnprüfungen generell eine Abnahme des Zug-Elastizitätsmoduls infolge des Nähprozesses festgestellt wurde, liegen bei jeder Konfiguration die mittels Datenblattkenngrößen abgeschätzten interlaminaren  $E_z^t$ -Moduln der  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Lamine zwischen 0,2 (unvernäht) und 0,8 % (K4) über denen, die mit Hilfe experimenteller Garnkennwerte ermittelt wurden. Dies erscheint schlüssig, da für einen 68-tex-Oberfaden, der mit einer Stichlänge von 3,3 mm vernäht wurde (K1), die kleinste Abminderung des Garn-Zug-Elastizitätsmoduls und für einen 136-tex-Oberfaden bei einer Stichlänge von 5 mm (K4) die größte Abnahme der Garnzugsteifigkeit festgestellt wurde (Abbildung 5-6 und Abbildung 5-7). Insgesamt betrachtet ist die Auswirkung der unterschiedlichen Nähgarneigenschaften jedoch vernachlässigbar. Die mittlere be-

tragsmäßige Abweichung gegenüber den experimentellen Kennwerten nimmt durch die Verwendung der Datenblattkennwerte sogar etwas ab.

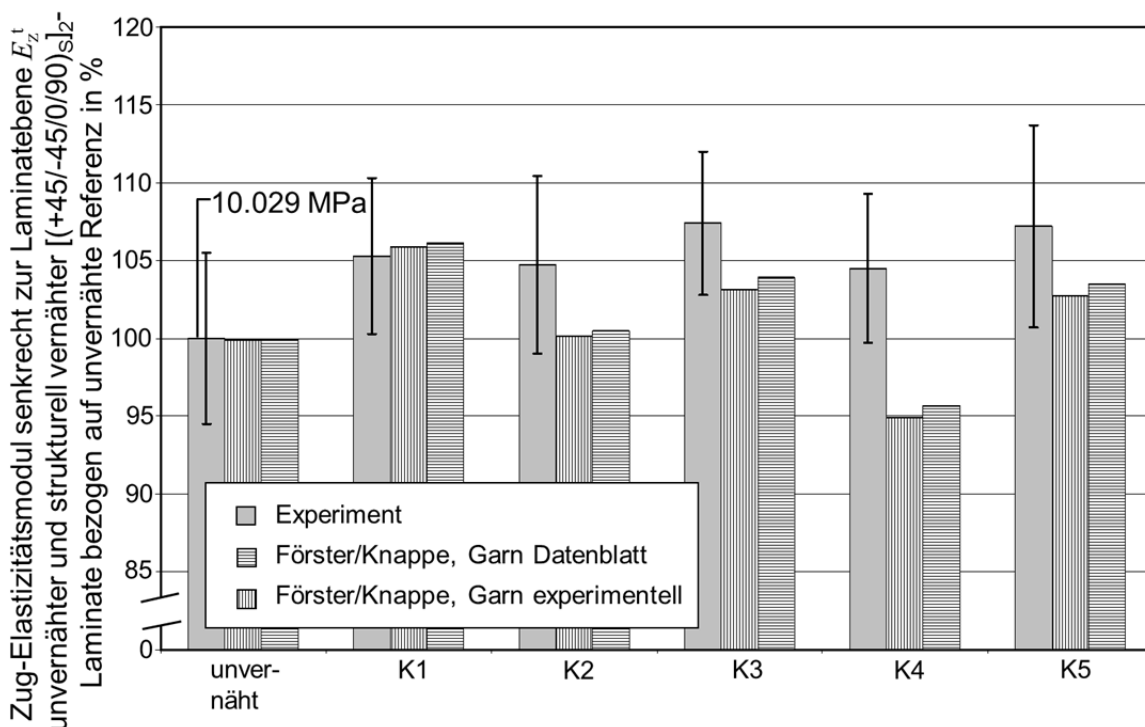


Abbildung 6-3: Einfluss des Elastizitätsmoduls des Nähgarns auf die Abschätzung des interlaminaren Zug-Elastizitätsmoduls unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Lamine

## 6.2 Intralaminare Zug- und -Druckfestigkeit

In Abbildung 6-4 ist der Vergleich der experimentell ermittelten und rechnerisch abgeschätzten intralaminaren Zugfestigkeitskennwerte der unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Lamine dargestellt. Analog zu [140] wurde die äußere Belastung, die Faserbruchversagen ( $f_{e,fb} \geq 1$ ) innerhalb einer UD-Schicht bewirkt, als maximale Belastbarkeit des Gesamtlaminats interpretiert. Mit dem FE-EZ-Modell konnten die Festigkeitskennwerte in guter Übereinstimmung mit dem Experiment abgeschätzt werden. Für drei Konfigurationen lag die numerische Vorhersage innerhalb der experimentellen Streuung. Die mittlere betragsmäßige Abweichung betrug ungefähr 4 %. Bis auf die Konfiguration K3 wurden bei allen anderen Konfigurationen konservative Vorhersagen erzielt. Die größte Unterschätzung wurde mit etwa 7 % bei der Konfiguration K5 beobachtet. Die mittels FE-EZ-Modell abgeschätzten Druckfestigkeiten der unvernähten und strukturell vernähten MAG-Lamine und deren ex-

perimentell bestimmte Werte können anhand Abbildung 6-5 verglichen werden. Bei drei Konfigurationen wurden Festigkeiten innerhalb des experimentellen Streubandes vorhergesagt. Für die Hälfte der Konfigurationen ergaben sich konservative Vorhersagen. Die größte Unterschätzung lag bei K3 mit 11 % vor, bei K6 wurde die Druckfestigkeit vom FE-EZ-Modell um 3 % überschätzt. Die betragsmäßige mittlere Abweichung zwischen Simulation und Experiment betrug 5 %. Analog zu [140] wurde festgestellt, dass für die strukturellen Nähkonfigurationen (K1-K6) eine Anpassung der faserparallelen Druckfestigkeit der UD-Schicht vorgenommen werden muss, da ansonsten die experimentellen Druckfestigkeitskennwerte der strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminat im Mittel um 31 % unterschätzt würden. Um die in Abbildung 6-5 dargestellte Übereinstimmung zu erzielen, musste  $R_{||}^c$  daher mit dem Faktor 1,45 multipliziert werden. Als mögliche Ursachen für die Abweichungen zwischen FE-EZ-Modellierung und Experiment wurde in [140] auf die Stützwirkung der Nähgarne hingewiesen, die sowohl das intra- als auch interlaminaire Schubknicken der Kohlenstofffasern behindern.

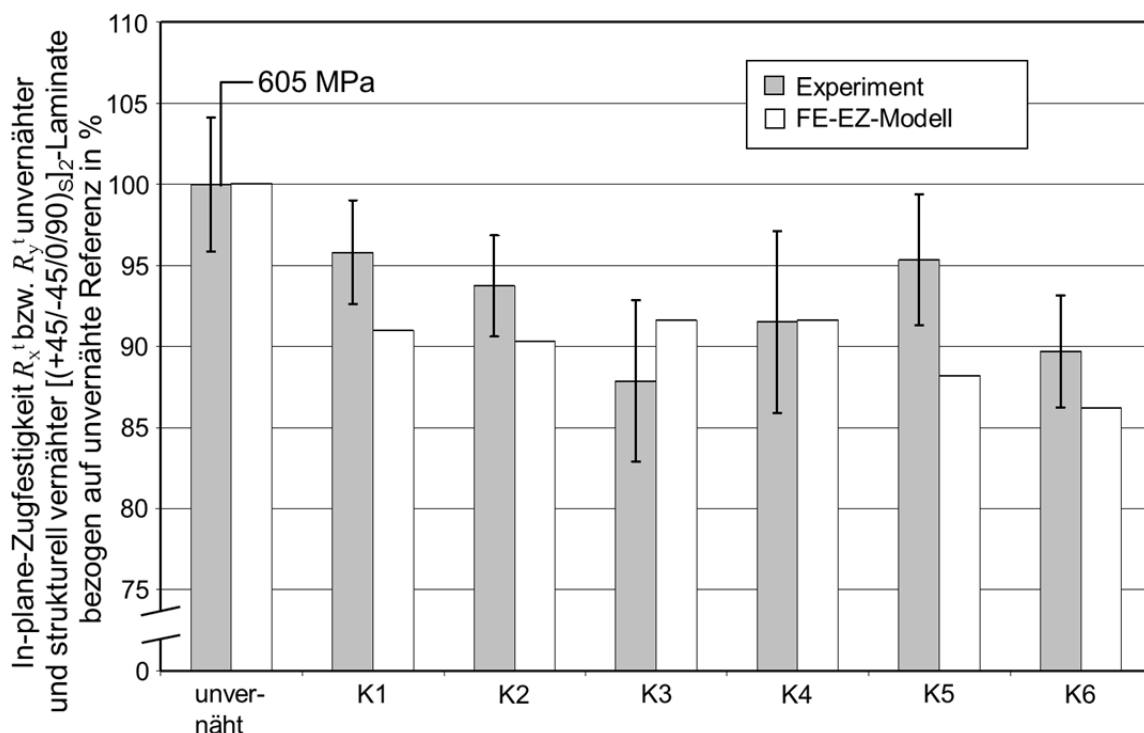


Abbildung 6-4: Vergleich zwischen experimentell ermittelter und rechnerisch abgeschätzter intralaminarer Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminat

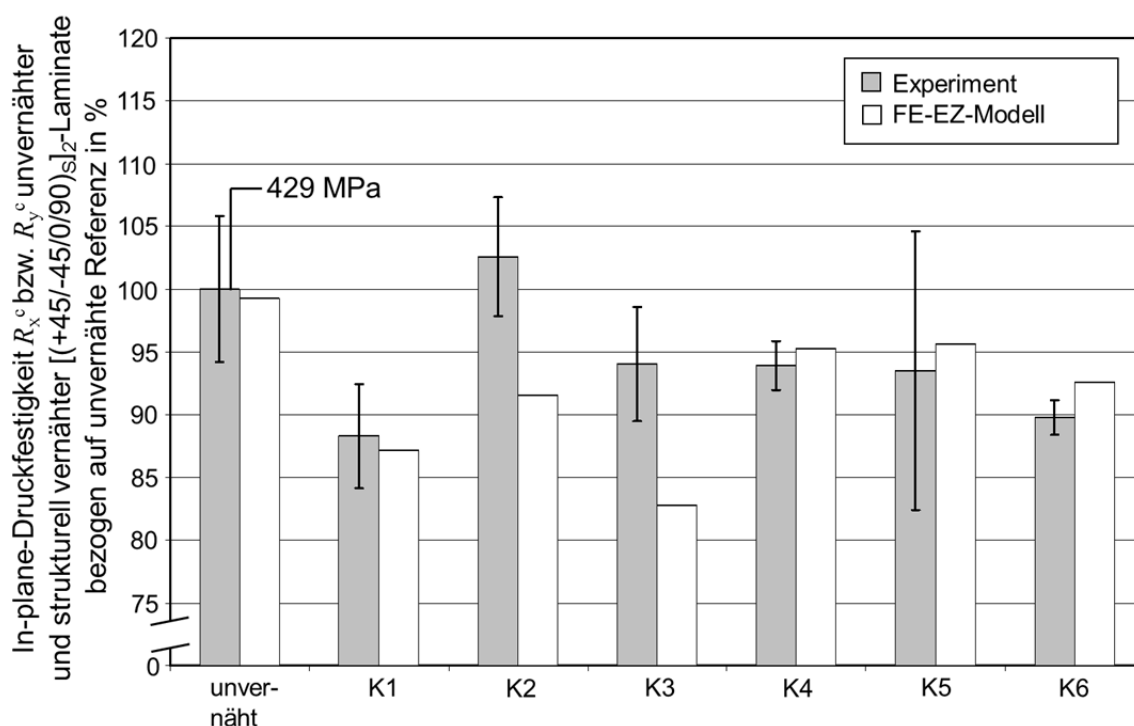


Abbildung 6-5: Vergleich zwischen experimentell ermittelter und rechnerisch abgeschätzter intralaminarer Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat

Die mit Hilfe des FE-EZ-Modells bestimmten Dehnungen bei Zfb-Initiierung unter einer intralaminaren Zugbelastung sind in Tabelle 6-1 für die verschiedenen Nähkonfigurationen zusammengefasst. Beim unvernähten Laminat lag die experimentell ermittelte Dehnung bei  $0,44 \pm 0,09$  % und  $0,51 \pm 0,08$  % (1. bzw. 10. Schallereignis). Somit liegt der numerisch abgeschätzte Rissbildungsbeginn (0,54 %) innerhalb der experimentellen Streuung. Bei der strukturellen Vernähung mit K3 wurde beim 1. und 10. Schallereignis eine Dehnung von  $0,16 \pm 0,09$  bzw.  $0,41 \pm 0,04$  % ermittelt. Obwohl vermutet wurde, dass die ersten Schallereignisse nicht auf die Entstehung von Zfb zurückzuführen sind, bestätigte die Simulation die Annahme, dass durch die strukturelle Vernähung bei einer intralaminaren Zugbelastung Zfb früher (bei einer Dehnung von 0,32 %) induziert werden. Auch für alle anderen Nähkonfigurationen wurde im Vergleich zum unvernähten Laminat die Zfb-Initiierung früher prognostiziert. Die in Tabelle 6-1 dargestellten Dehnungswerte liegen bis zu 50 % (K1) unter denen des unvernähten Referenzmaterials. Somit kann davon ausgegangen werden, dass durch die strukturelle Vernähung eines MAG-Laminats bei einer intralaminaren Zugbelastung das Dehnungsniveau für die Zfb-Initiierung reduziert wird.

Tabelle 6-1: Rechnerisch und experimentell ermittelte intralaminare Zugdehnung für Zfb-Initiierung von unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminaten

Konfiguration	Dehnung $\varepsilon_x^f$ und $\varepsilon_y^f$ bei 1. und 10. Schallereignis (Experiment)	Dehnung $\varepsilon_x^f$ und $\varepsilon_y^f$ bei Zfb-Initiierung (FE-EZ-Modell)
unvernäht	$0,44 \pm 0,09$ ; $0,51 \pm 0,08$	0,54
K1	-	0,27
K2	-	0,30
K3	$0,16 \pm 0,09$ ; $0,41 \pm 0,04$	0,32
K4	-	0,29
K5	-	0,32
K6	-	0,37

### 6.3 Interlaminare Zugfestigkeit

In Abbildung 6-6 ist exemplarisch das mittels FE-EZ-Modell vorhergesagte Versagensverhalten von in Dickenrichtung zugbelasteten strukturell vernähten Laminaten dargestellt. Hierzu wurde die vierte UD-Lage ( $90^\circ$ -Schicht) der Konfiguration K2 innerhalb des FE-EZ-Modells abgebildet und mit einer Verschiebung in  $z$ -Richtung beaufschlagt, die in der Bruchdehnung  $\varepsilon_{z,ult}^f = 0,45\%$  resultiert. Im Rahmen der Festigkeitsanalyse wurde die Bruchwinkelverteilung und Zfb-Anstrengung im Gelegebereich, das Verhältnis aus Hauptnormalspannung und Zugfestigkeit für Reinharzgebiet und Nähgarn sowie die vorhergesagte Schädigungsform ermittelt. Bezüglich der Bruchwinkel werden aufgrund der aufgebrachten Belastung ausschließlich Bruchebenen unter einem Winkel von  $\pm 90^\circ$  prognostiziert. Die Zfb-Anstrengung ist an der Grenzfläche zwischen Reinharzgebiet und Gelege am höchsten. An der breitesten Stelle des Reinharzgebietes ist die Umlagerung der in Dickenrichtung aufgebrachten Spannung in das modellierte Nähgarn durch zu erkennen (leichter Abfall der Zfb-Anstrengung). Insgesamt ist die Höhe der Zfb-Anstrengung über den gesamten Gelegebereich sehr homogen verteilt. Betrachtet man das Verhältnis aus Hauptnormalspannung und Zugfestigkeit für das Reinharzgebiet und das E-Glas-Garn, so fällt auf, dass die Garnzugfestigkeit nur zu etwa 40 % ausgenutzt wird. Dies bedeutet, dass das Totalversagen des strukturell vernähten Laminats vorhergesagt wird, bevor die Zugfestigkeit des Garns voll ausgenutzt wird. Als Schädigungsform im Gelegebe-

reich wird, wie durch die einachsige Querkzugbelastung zu erwarten, Mode-A-Zfb vorhergesagt. Nach dem Eintritt des Erstversagens breiten sich die Zfb vom Rand des Reinharzgebietes über das gesamte Gelegegebiet aus. Noch intakte Elemente versagen durch die Spannungsumlagerung aus den degradierten Elementen (s. letzte Degradationsschleife), so dass, wie auch im Experiment beobachtet, ein plötzliches Versagen vorhergesagt wird.

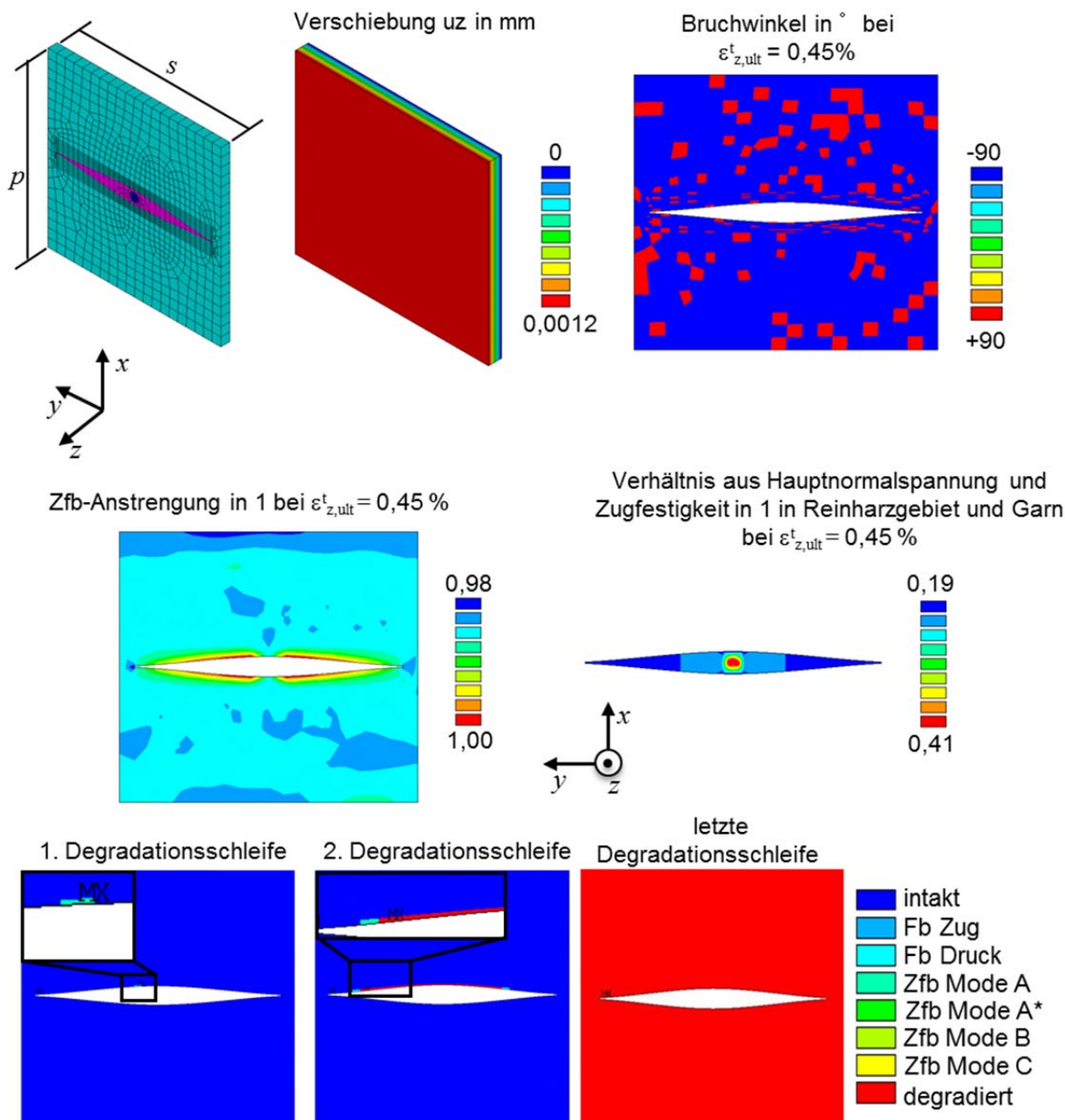


Abbildung 6-6: FE-EZ-Modellierung des Versagensverhaltens einer zugbelasteten 90°-Schicht eines  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminats (Nähkonfiguration K2)

Abbildung 6-7 zeigt den Vergleich zwischen experimentell ermittelter und mit Hilfe des FE-Probekörpermodells (Abbildung 4-18) abgeschätzter interlaminarer Zugfestigkeit  $R_z^I$  der unvernähten und strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat.

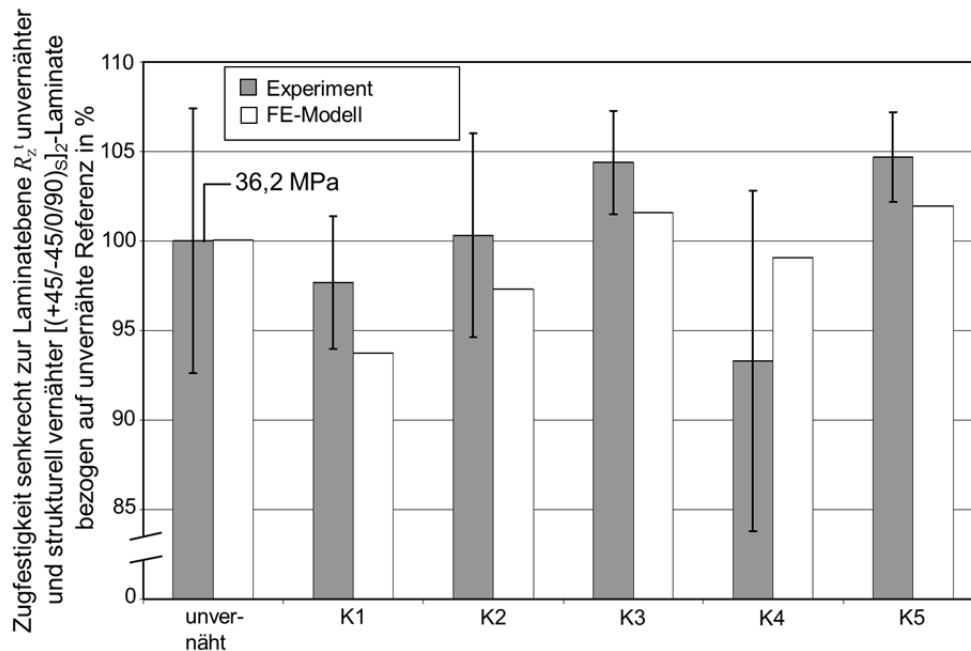


Abbildung 6-7: Vergleich zwischen experimentell ermittelter und rechnerisch abgeschätzter interlaminarer Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_s]_2$ -Laminat

Dem FE-Probekörpermodell wurden die mit dem FE-EZ-Modell ermittelten Kennwerte der UD-Schicht (Tabelle A-) zugrunde gelegt. Die durchgeführten Experimente können durch die Kopplung von FE-EZ-Modell und FE-Probekörpermodell gut wiedergegeben werden. Bei drei von fünf Konfigurationen liegt die numerische Vorhersage innerhalb der experimentellen Streuung. Die mittlere betragsmäßige Abweichung zwischen Experiment und numerischer Abschätzung liegt bei 4 %. Bei der Konfiguration K4 wird die Festigkeit um 6 % überschätzt. Die übrigen Simulationen lieferten konservative Vorhersagen, wobei die größte Unterschätzung bei K1 mit etwa 4 % festgestellt wurde.

In Abbildung 6-8 sind die Verteilungen der Zfb-Anstrengungen sowie deren Maximalwerte in den Einzellagen des FE-Probekörpermodells aus Abbildung 4-18 für ein strukturell vernähtes Laminat der Konfiguration K2 bei der Maximalbelastung ( $f_{e,Zfb,max}=1$ ) dargestellt. Versagen wird an den Eckpunkten der Schichten 8 und 9 vorhergesagt. Die Darstellung verdeutlicht, dass diese beiden Schichten, verglichen mit den äußeren Schichten, durch die Einkerbung stärker belastet werden.

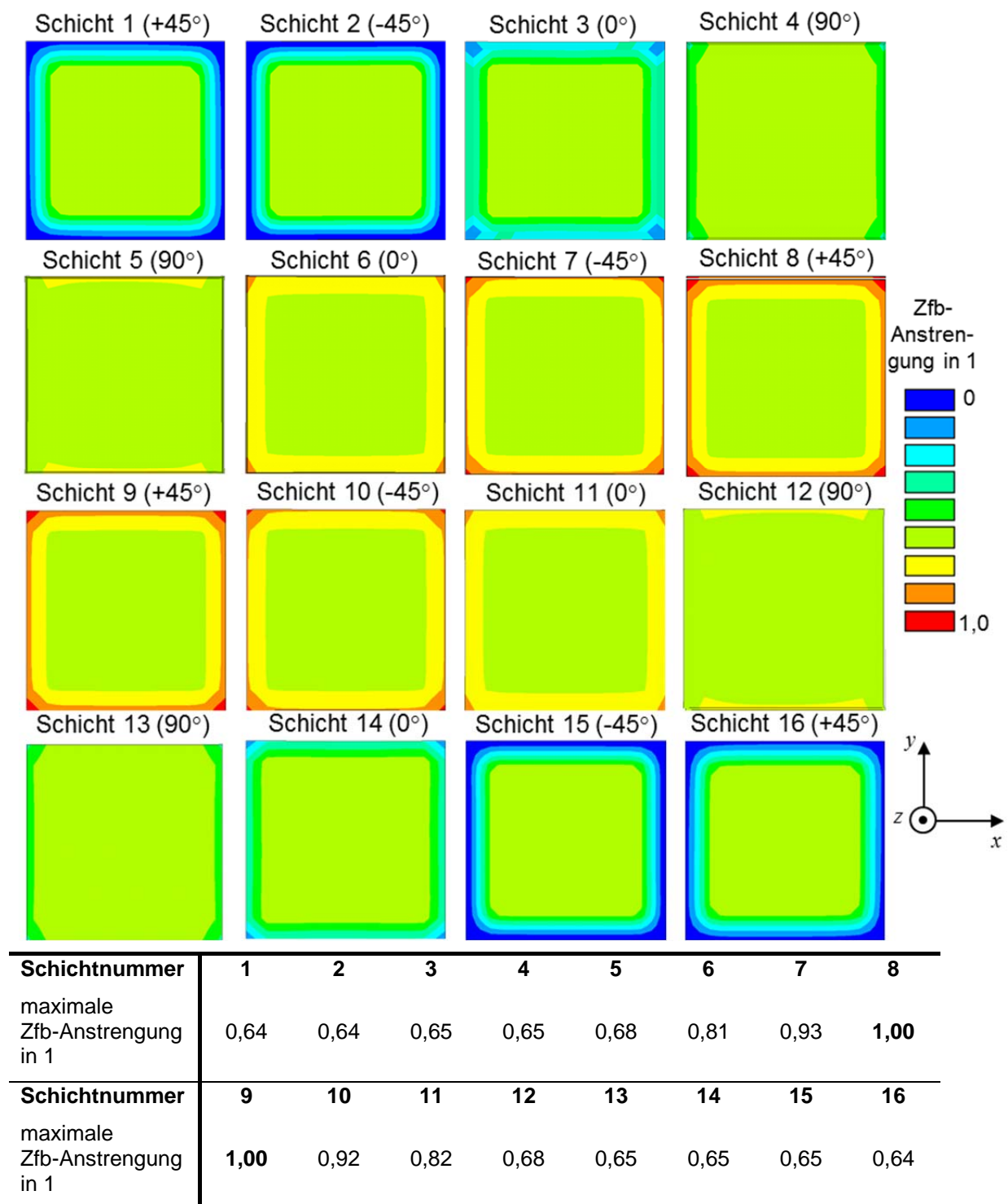


Abbildung 6-8: Verteilung der Zfb-Anstrengung in den UD-Einzelschichten eines strukturell vernähten Laminats (K2) bei maximaler Zugbelastung senkrecht zur Laminebene



#### 6.4 Parameterstudie an strukturell vernähter UD-Schicht

Die Ergebnisse der in Tabelle 4-10 erläuterten Parameterstudie zur Abschätzung der interlaminaren Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte einer strukturell vernähten UD-Schicht sind in Abbildung 6-9 und Abbildung 6-10 exemplarisch sowie ausführlich im Anhang (Abbildung A- bis Abbildung A-10) für drei verschiedene Garnfeinheiten (17, 68 und 136 tex) zusammengefasst. Dabei zeigen die beiden folgenden Diagramme den Einfluss von Stichlänge, Teilung, Garnfeinheit und Reinharzgebietfläche auf den Zug-Elastizitätsmodul und die Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene. Mit steigender Teilung und Stichlänge, d.h. sinkender  $z$ -Verstärkungsdichte, nimmt der interlaminare Zug-Elastizitätsmodul ab, bei maximaler Stichlänge und Teilung strebt er gegen den Kennwert der unvernähten Referenz (Abbildung 6-9). Logischerweise sind für steigende Garnfeinheiten die Kurven bei gleicher Reinharzgebietfläche in Richtung höherer  $E_3^t$ -Werte verschoben. Scheinbar führen aber auch größere Reinharzgebiete zu größeren E-Modul-Steigerungen, da durch die Verdrängung der Inplane-Fasern der Faservolumengehalt in einer UD-Schicht gesteigert wird. Andererseits wurde in der Parameterstudie die gleichzeitige Dickenänderung der UD-Schicht durch den Nähprozess, die wiederum eine Abnahme des Faservolumengehaltes bewirkt, vernachlässigt. Die Steigerung des  $E_3^t$ -Moduls würde dadurch insgesamt etwas geringer ausfallen, das tendenzielle Verhalten wird jedoch durch Abbildung 6-9 korrekt wiedergegeben.

Der Einfluss von Stichlänge, Teilung, Garnfeinheit und Reinharzgebietfläche auf die interlaminare Zugfestigkeit  $R_3^t$  ist komplexer (Abbildung 6-10). Verursacht ein Nähgarn ein kleines Reinharzgebiet ( $A_{harz} = 0,75 \text{ mm}^2$ ), so ist bei einem engen Stichmuster (Stichlänge und Nahtabstand 3,3 mm) und einer mittleren bis großen Garnfeinheit (68-136 tex) eine Steigerung von  $R_3^t$  möglich, da in diesem Fall der negative Einfluss des Reinharzgebietes durch das Garn kompensiert werden kann. Steigen Stichlänge und Teilung ( $s, p > 6,7 \text{ mm}$ ), wird selbst bei großer Garnfeinheit eine Abminderung der Festigkeit abgeschätzt. In diesem Fall ist die  $z$ -Verstärkungsdichte zu gering, um den negativen Einfluss des Reinharzgebietes auszugleichen. Wird in einer UD-Schicht ein großes Reinharzgebiet verursacht ( $A_{harz} = 2,5 \text{ mm}^2$ ), so kann weder mit einem engen Stichmuster noch mit einer großen Garnfeinheit oder deren

Kombination die interlaminaire Festigkeit gesteigert werden. Hier führen große  $z$ -Verstärkungsdichten sogar zu größeren Reduktionen der Festigkeit.

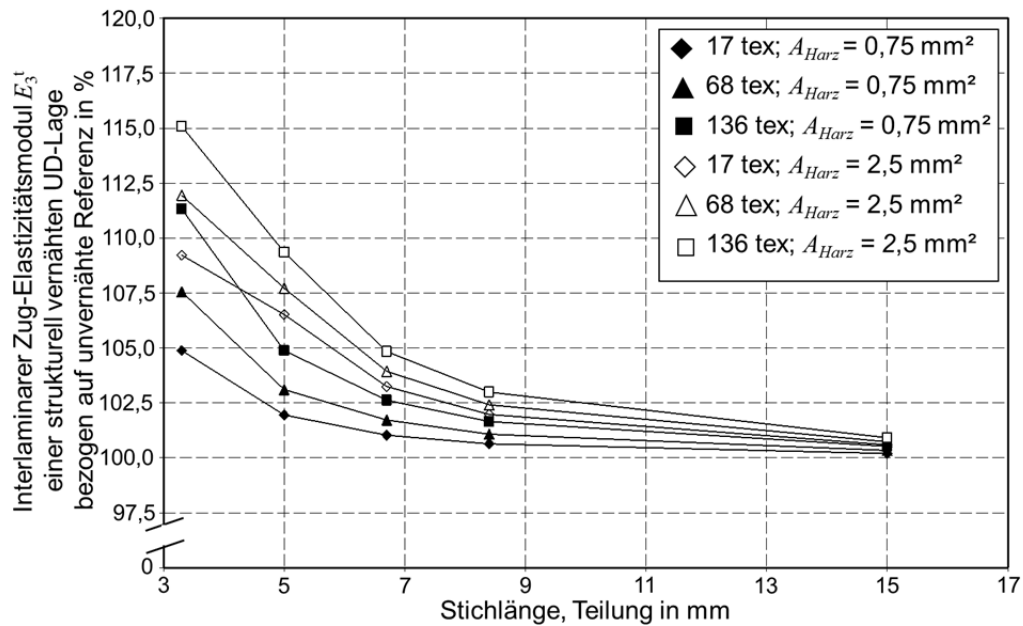


Abbildung 6-9: Einfluss von Garnfeinheit, Nahtabstand, Teilung und Reinharzgebietfläche auf rechnerischen interlaminares Zug-Elastizitätsmodul einer strukturell vernähten UD-Einzelschicht

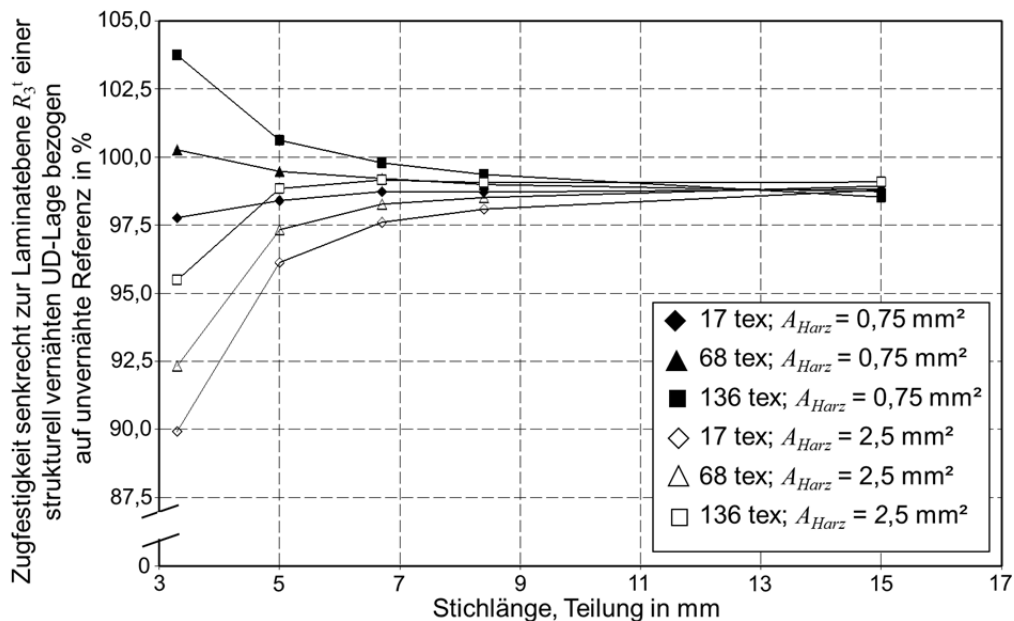


Abbildung 6-10: Einfluss von Garnfeinheit, Nahtabstand, Teilung und Reinharzgebietfläche auf rechnerische interlaminares Zugfestigkeit einer strukturell vernähten UD-Einzelschicht

## 7 Diskussion

Die an strukturell vernähten  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten durchgeführten experimentellen Untersuchungen zeigten, dass die Ausbildung der Reinharzgebiete, die Abminderung des Faservolumengehaltes und damit auch die Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte in unterschiedlicher Weise von den Nähparametern Stichlänge, Teilung, Garnfeinheit und Stichrichtung beeinflusst werden.

Die Vermessung der Reinharzgebiete mittels  $\mu$ CT-Untersuchungen machte deutlich, dass sowohl steigende Garnfeinheiten als auch wachsende Stichlängen (K2, K4) zu größeren Reinharzgebieten führen. Eine mögliche Ursache für die Vergrößerung der Harzgebiete bei der Erhöhung der Stichlänge und gleichbleibender Garnfeinheit ist die stärkere Auslenkung der intralaminaren Fasern durch die höhere Garnspannung, die durch den steigenden Transportweg zwischen zwei Einstichpunkten induziert wird. Die Abnahme des Faservolumengehaltes durch die verschiedenen Nähkonfigurationen wurde bezogen auf die jeweilige  $z$ -Verstärkungsdichte untersucht. Hier zeigte sich, dass eine niedrige Garnfeinheit in Verbindung mit einer niedrigen Stichdichte (K2) die kleinste Faservolumengehaltsabminderung relativ zur  $z$ -Verstärkungsdichte herbei führt (Abbildung 5-3). Aus diesen Ergebnissen wird ersichtlich, dass die gleichzeitige Realisierung von kleinen Reinharzgebieten, hoher  $z$ -Verstärkungsdichte und geringer Faservolumengehaltsabnahme relativ zur  $z$ -Verstärkungsdichte nicht mit einer Nähkonfiguration zu erreichen ist. Als Kompromiss können die Konfigurationen K3 und K5 gesehen werden, da bei diesen Nähparametereinstellungen mittelgroße Reinharzgebiete, verglichen mit den anderen betrachteten Nähkonfigurationen, verursacht wurden (Abbildung 5-1). Auch die Abminderung des Faservolumengehaltes bezogen auf die  $z$ -Verstärkungsdichte lag bei K3 und K5 im Vergleich zu den anderen Konfigurationen im Mittel (Abbildung 5-3).

Die durchgeführten Zugversuche an den E-Glas-Garnen zeigten teilweise deutliche Abminderungen der Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte durch den Nähprozess, bei einer Stichlänge von 5 mm und einer Garnfeinheit von 136 tex wurden für den Oberfaden Elastizitäts- und Festigkeitsabminderungen in Höhe von 22 bzw. 42 % gegenüber dem Referenzgarn ermittelt. Bei den experimentellen Ergebnissen ist zu beachten, dass die Entfernung der Garne aus dem Gelege trotz großer Sorgfalt zusätzliche Schädigungen verursacht haben kann. Auch der Bruch einzelner Garnfilamente

und die daraus resultierende Abnahme des lasttragenden Garnquerschnitts konnte nicht berücksichtigt werden. Daraus folgen konservative Versuchs- und Simulationsergebnisse.

Das erarbeitete Prüfkonzept zur Bestimmung der interlaminaren Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften lieferte reproduzierbare Kennwerte. Zur Validierung der an den strukturell vernähten Laminaten ermittelten Elastizitätsmoduln liegt in der Literatur noch eine unzureichende Datenbasis vor. Jedoch zeigen die Ergebnisse des unvernähten Referenzmaterials gute Übereinstimmungen mit vorliegenden interlaminaren Zug-Elastizitätsmoduln von vergleichbaren MAG-Laminaten ([84], [91]). Die Nichtlinearität der Spannungs-Dehnungs-Kurven ist bei K1 und K4 am stärksten ausgeprägt. Als Ursachen kommen prinzipiell verschiedene Effekte in Betracht: große Reinharzgebiete, eine geringe  $z$ -Verstärkungsdichte oder eine große Abnahme des Faservolumengehaltes durch den Nähprozess. Die Reinharzgebiete sind jedoch bei K1, verglichen mit den anderen Konfigurationen, am kleinsten. Die  $z$ -Verstärkungsdichte und die Faservolumengehaltsabnahme sind bei K1 und K4 in etwa gleich groß, beide Kenngrößen liegen im Durchschnitt aller betrachteten Konfigurationen. Bezieht man jedoch die Abnahme des Faservolumengehaltes auf die  $z$ -Verstärkungsdichte, so werden bei K1 und K4 die Maximalwerte aller Konfigurationen erreicht (Abbildung 5-3). Dies bedeutet, dass der stärkere Einfluss der nicht-linearen Matrixeigenschaften bei K1 und K4 am wenigsten durch die Nähgarne kompensiert wird, was dafür spricht, dass die Spannungs-Dehnungs-Kurven die am stärksten ausgeprägten Nichtlinearitäten aufweisen.

Bei der Bestimmung der Querkontraktionszahlen zeigte sich, dass die sich einstellenden Dehnungen im Bereich der Messgenauigkeit des optischen Messsystems waren. Dennoch lagen die ermittelten Querkontraktionszahlen für das Referenzlaminat im Bereich der wenigen vorliegenden Literaturdaten vergleichbarer Werkstoffe ([84], [91]). Eine Möglichkeit der Optimierung des Versuchskonzeptes wird in der Verwendung von Objektiven mit einem höheren Auflösungsvermögen gesehen. Auch die gleichzeitige Bestimmung beider Querkontraktionszahlen  $\nu_{xz}$  und  $\nu_{yz}$  in einem Versuch würde eine Verbesserung des Versuchsablaufes darstellen. Dies kann durch die Verwendung eines zweiten optischen Messsystems erfolgen, was allerdings einen enormen Kostenfaktor darstellt. Alternativ könnte die Strahlenaufteilung eines Systems mittels Spiegeln angedacht werden.

Die interlaminare Zugfestigkeit des Referenzlaminats lag in der Größenordnung, die auch in der Literatur für ähnliche MAG-Laminats angegeben wird ([81], [91]). Die Ergebnisse der Zugprüfungen senkrecht zur Laminatenebene deuten darauf hin, dass das wirkliche Potenzial der strukturellen Vernähung bei interlaminaren Belastungen erst nach dem Eintreten erster Schädigungen im Laminat zum Tragen kommt, wie beispielsweise in Bezug auf die scheinbaren Energiefreisetzungsraten unter Mode-I- und Mode-II-Belastung ([19], [23], [25], [26], [29] und [140]). Für keine der untersuchten Konfigurationen konnte eine statistisch abgesicherte Festigkeitssteigerung gegenüber der Referenz gemessen werden. Die Festigkeitsabnahme bei K4 führt zu der Vermutung, dass die strukturelle Vernähung die zunächst in das Laminat eingebrachten negativen Effekte nicht kompensieren kann. Wie zuvor beschrieben war die Faservolumengehaltsabnahme relativ zur  $z$ -Verstärkungsdichte gegenüber den anderen Nähkonfigurationen am höchsten. Soll also durch die strukturelle Vernähung zumindest eine Abnahme der interlaminaren Festigkeit vermieden werden, so ist eine Vernähung mit K4 nicht zu empfehlen. Die verwendete Probekörpergeometrie ermöglichte eine Abschätzung des Potenzials der strukturellen Vernähung bezüglich der Steigerung der interlaminaren Festigkeit. Durch die Einkerbung versagten die Probekörper zuverlässig im kleinsten Querschnitt. Dies bedeutet jedoch auch, dass der gemessene Kennwert die Festigkeit in der Laminatmitte, d.h. in den beiden mittleren UD-Schichten, darstellt. Allerdings kann davon ausgegangen werden, dass, aufgrund der variierenden Abmessungen der Reinharzgebiete über der Laminatdicke (Abbildung 5-1), jede Einzelschicht eine andere interlaminare Festigkeit aufweist, diese sollte von der Laminatmitte zu den äußeren Schichten abnehmen.

Die interlaminaren Schubfestigkeitskennwerte des Referenzmaterials zeigten gute Übereinstimmungen mit den Kennwerten vergleichbarer Laminats aus anderen Publikationen [91]. Die statistisch signifikanten Festigkeitssteigerungen bei 4 von 6 Nähkonfigurationen bestätigen die in [103]-[105] vorgestellten Untersuchungsergebnisse. Die dort beobachtete Tendenz, dass größere Stichlängen zu größeren Steigerungen der interlaminaren Schubfestigkeit führen, konnte durch Experimente der vorliegenden Arbeit validiert werden. Die geringste  $z$ -Verstärkungsdichte führte zur maximalen Festigkeitssteigerung gegenüber dem Referenzlaminat. Es wird vermutet, dass die zum Totalversagen führenden Delaminationen dabei effektiv unterbunden werden und gleichzeitig die in das Gelege eingebrachten Defekte minimal sind. Bei hohen  $z$ -

Verstärkungsdichten ist davon auszugehen, dass die eigentlich bessere interlamina-re Spannungsübertragung zum Teil wieder durch den höheren Anteil an Reinharzgebieten, Faserumlenkungen und –brüchen abgemindert wird. Die in [102] und [106] veröffentlichten negativen Auswirkungen der strukturellen Vernähung auf die interlamina-re Schubfestigkeit belegen, dass diese Thematik noch Raum für weiteren Forschungsbedarf bietet.

Steigerungen der intralaminaren Kerbdruckfestigkeit durch die strukturelle Vernähung gegenüber der Referenz konnten bei den betrachteten Nähkonfigurationen nicht beobachtet werden. Lediglich bei K1 ergaben die Experimente eine signifikante Steigerung des Kerbfaktors. Dieser Effekt lässt sich jedoch nur bedingt in realen Strukturen nutzen: Für K1 liegt zwar ein besseres Verhältnis zwischen Kerbdruckfestigkeit und Druckfestigkeit, verglichen mit dem unvernähten Laminat, vor, jedoch wurde die Druckfestigkeit durch die Vernähung um 12 % reduziert (Abbildung 5-13).

Im Rahmen der mit Hilfe von Schlifffbildaufnahmen,  $\mu$ CT-Untersuchungen und versuchsbegleitender SEA-Messungen durchgeführten Versuche zur Schadensentwicklung wurde die Interpretation der Ergebnisse durch die bereits vorliegenden Schäden der unbelasteten vernähten Lamine und teilweise durch Reibeinflüsse zwischen Probekörper und Versuchsvorrichtung erschwert. Trotzdem konnten Unterschiede vor allem hinsichtlich der mittels SEA bestimmten Frequenzen der Schallereignisse festgestellt werden. Hier zeigten die strukturell vernähten Lamine bei intralaminarer Zugbelastung deutlich mehr Schallereignisse im Bereich zwischen 300 und 400 kHz, was auf den Bruch einzelner Faser- oder Garnfilamente vor dem Totalversagen hindeutet. Die Zugversuche senkrecht zur Lamineebene ließen eine eindeutige Zuordnung von SEA-Frequenzbereichen zum Versagen des Nähgarns zu, da hier ausschließlich bei strukturell vernähten Proben Schallereignisse mit Frequenzen zwischen 300 und 400 kHz beobachtet wurden. Diese Ergebnisse wurden durch die ILS-Versuche bestätigt. Auch dort zeigten sich lediglich bei den strukturell vernähten Laminen Schallereignisse mit Frequenzen im Bereich von 300 und 400 kHz, die gegen Versuchsende auftraten.

Bei den vorgestellten SEA-Ergebnissen ist die Verstärkungscharakteristik der verwendeten Mikrofone zu berücksichtigen, die die Frequenzanteile eines SEA-Schallereignisses im Bereich von 150 kHz maximal verstärkt. Beim zeitgleichen Auftreten eines Zwischenfaser- und eines Garnbruchs weist das Messsystem beide Schädi-

gungsphänomene einem SEA-Schallereignis zu. Jedoch werden die typischen Frequenzanteile des Zfb stärker verstärkt, sodass in der Wavelet-Analyse das Schallereignis als Zfb gedeutet wird. Somit ist zu vermuten, dass in den SEA-Diagrammen einige Schallereignisse, die bei etwa 150 kHz dargestellt sind, auch Frequenzanteile zwischen 300 und 400 kHz enthalten. Dies ändert jedoch wenig an der grundsätzlichen Aussage der SEA-Ergebnisse. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Wavelet-Analyse aus [67] könnte dahingehend optimiert werden, dass zur Erzeugung des dreidimensionalen Wavelet-Diagramms (Zeit, Frequenz des Schallereignisses, Wavelet-Koeffizient) auch die Verstärkungscharakteristik des verwendeten Mikrofons berücksichtigt wird.

Das weiterentwickelte FE-EZ-Modell erlaubt die Abschätzung von intra- und interlaminaren Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen strukturell vernähter MAG-Lamine. Der Anwender kann zwischen verschiedenen mikromechanischen Modellen zur Abschätzung der Elastizitätseigenschaften einer UD-Schicht auswählen. Weiterhin besteht die Möglichkeit, die Einheitslastfälle zur Bestimmung der Elastizitätskonstanten über Verschiebungsrandbedingungen oder periodische Randbedingungen aufzubringen. Letztere stellen hinsichtlich der Implementierung in die verwendete APDL-Skriptsprache einen geringeren Programmieraufwand dar, auch die Rechenzeit konnte gegenüber Verschiebungsrandbedingungen verkürzt werden. Allerdings zeigte der Vergleich von experimentell ermittelten und mittels FE-EZ-Modell abgeschätzten intra- und interlaminaren Zug-Elastizitätsmoduln eine bessere Vorhersagegüte bei der Verwendung von VRB. Von den betrachteten mikromechanischen Modellen erscheint der Ansatz nach Förster/Knappe als am besten geeignet. FE-EZ-Analysen, die entweder die experimentell ermittelten oder die im Herstellerdatenblatt angegebenen Nähgarnkennwerte verwendeten, verdeutlichten, dass die Auswirkung auf den abgeschätzten interlaminaren Zug-Elastizitätsmodul unter 1 % betragen. Es wird bei dem weiterentwickelten FE-EZ-Modell daher die Kombination aus VRB, dem mikromechanischen Ansatz nach Förster/Knappe und Nähgarnkennwerten nach Datenblatt zur Modellierung strukturell vernähter MAG-Lamine empfohlen. Die FE-EZ-Modellierung sagte bei einer intralaminaren Zugbelastung Zfb ab einer Dehnung von 0,54 % voraus, womit die Abschätzung im experimentellen Streubereich liegt. In den Experimenten war der Dehnungsbereich für die Zfb-Initiierung des untersuchten strukturell vernähten Laminats (K3) aufgrund der bereits vorliegenden Risse nicht

exakt zu bestimmen. Da allerdings im Rahmen der FE-Modellierung ein Wert von 0,32 % abgeschätzt wurde, wird die Vermutung bestätigt, dass durch die Einbringung der 3D-Verstärkung die Zfb-Bildung früher eintritt. Auch die an den restlichen Konfigurationen durchgeführten FE-EZ-Analysen sagten ein geringeres Zfb-Initiierungsniveau im Vergleich zur unvernähten Referenz voraus. Sollen demnach strukturelle Vernähungen in Strukturbauteilen, beispielsweise in der Luftfahrt, eingesetzt werden, dann ist dieser Effekt bei der Auslegung bzw. der Festlegung zulässiger Dehnungsgrenzen zu berücksichtigen.

Zur Validierung der interlaminaren Festigkeitsabschätzung war die Modellierung des Gesamtlaminats nicht sinnvoll, da durch die Probekörpergeometrie das Versagen immer in der Laminatmitte eingeleitet wurde. Die FE-EZ-Modellierung des Gesamtlaminats sagte jedoch stets ein Versagen in den äußeren Lagen voraus, da dort die größten Reinharzgebiete vorliegen. Aus diesem Grund wurde ein zweites FE-Modell, das den Probekörper abbildet, verwendet. Diesem wurden für die einzelnen UD-Schichten Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte zugewiesen, die mit Hilfe des FE-EZ-Modells ermittelt wurden. Durch die Kombination beider FE-Modelle konnten die experimentell gemessenen interlaminaren Zugfestigkeitskennwerte gut wiedergegeben werden. Die mit dem FE-EZ-Modell analysierte Spannungsverteilung innerhalb einer strukturell vernähten UD-Schicht bestätigte die aus den Experimenten gewonnene Vermutung, dass das Potenzial der strukturellen Vernähung bei einer statischen Belastung senkrecht zur Laminebene nicht ausgenutzt wird. Beim Anliegen einer äußeren Dehnung, die zum Zfb-Versagen und damit zum Laminatversagen führt, wurde die Nähgarnfestigkeit lediglich um etwa 40 % ausgenutzt (K2).

Einen Überblick hinsichtlich günstiger und ungünstiger Nähkonfigurationen im Bezug auf die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Materialkennwerte liefert Tabelle 7-1. Hier sind für den jeweiligen Kennwert die Konfigurationen aufgeführt, die die größte oder kleinste Abnahme bzw. Zunahme zur Folge hatten. Die Angaben in den Klammern zeigen zusätzlich die jeweilige zweitbeste Konfiguration auf. Obwohl keine Konfiguration hinsichtlich aller Kennwerte positive Effekte hervorruft, lassen sich dennoch Empfehlungen ableiten. Anhand der Ergebnisse dieser Arbeit sollte auf die Konfiguration K4 verzichtet werden. Obwohl der Scheibendruckmodul und die Kerbdruckfestigkeit im Mittel leicht steigen, wurde insbesondere die Festigkeit in Dickenrichtung reduziert, wodurch das eigentliche Ziel des zusätzlichen Fertigungsschrittes, nämlich



die Verbesserung der Eigenschaften in Dickenrichtung, verfehlt wird. Auch die Konfiguration K1 ist eher zu vermeiden. Bei keinem der untersuchten interlaminaren Kennwerte lag sie unter den besten Konfigurationen, während die kritische intralaminare Druckfestigkeit bezogen auf die Referenz maximal reduziert wurde. Die Konfiguration K2 verursachte insgesamt betrachtet geringe Abminderungen der intralaminaren Kennwerte und lag hinsichtlich der Festigkeit und Steifigkeit senkrecht zur Laminebene zwischen den restlichen Nähkonfigurationen. Allerdings konnte die interlaminare Schubfestigkeit maximal um 11 % gesteigert werden. Da jedoch hier die geringste  $z$ -Verstärkungsdichte vorliegt, ist bezüglich bruchmechanischer Kenngrößen, wie der scheinbaren Energiefreisetzungsrate unter Mode-I-Belastung ( $G_{IR}$ ), deren relativ moderate Verbesserung durch K2 in Betracht zu ziehen [140]. Wenn bei einer Struktur im Hinblick auf die intralaminaren Kennwerte ausreichend hohe Reservefaktoren vorhanden sind, die eine strukturelle Vernähung mit einer hohen  $z$ -Verstärkungsdichte, wie bei K3, erlauben, so ist diese Konfiguration zu bevorzugen. Neben den in Tabelle 7-1 dargestellten maximalen Steigerungen der Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte senkrecht zur Laminebene wäre bei K3 auch von einer maximalen Erhöhung des  $G_{IR}$ -Wertes auszugehen [140].

Tabelle 7-1: Beeinflussung von intra- und interlaminaren Kennwerten von  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Laminaten durch strukturelle Nähkonfigurationen

Kennwert	größte Abnahme/geringste Zunahme verglichen mit unvernähter Referenz in %	schlechteste (zweit-schlechteste) Konfiguration	kleinste Abnahme/größte Zunahme verglichen mit unvernähter Referenz in %	beste (zweitbeste) Konfiguration
intralaminarer Zugmodul	-11	K5	-1	K2 (K1)
intralaminare Zugfestigkeit	-12	K3	-4	K1 (K4)
intralaminarer Druckmodul	-8	K1 (K3)	+3	K4 (K2)
intralaminare Druckfestigkeit	-12	K1 (K6)	+3	K2 (K3)
intralaminare Kerbdruckfestigkeit	-11	K5 (K6)	+2	K4 (K1)
interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul	+4	K4 (K2)	+8	K3 (K5)
interlaminare Zugfestigkeit	-12	K4 (K1)	+4	K3 (K5)
interlaminare Schubfestigkeit	+5	K5 (K6)	+11	K2 (K3)

## 8 Zusammenfassung

Die Nähtechnik stellt eine flexibel einsetzbare und gut automatisierbare Technik dar, die im Zusammenhang mit der Verwendung trockener Faservorformlinge die Fertigung komplexer FKV-Strukturen durch die Harzinfiltrationstechnik erlaubt. Insbesondere die Schadenstoleranz und die Impaktbeständigkeit können durch die Einbringung struktureller Nähgarne wesentlich gesteigert werden, was in zahlreichen Forschungsarbeiten dokumentiert wurde. Allerdings werden durch die Verstärkung in Dickenrichtung sowohl die intralaminaren als auch die interlaminaren Eigenschaften beeinflusst. Um einen vermehrten Einsatz der strukturellen Vernähung in der Praxis, insbesondere in dickwandigen Strukturbereichen mit dreidimensionalen Spannungszuständen, zu ermöglichen, sind dreidimensionale FE-Analysen notwendig. Hier sind dem Konstrukteur auch fundierte Kenngrößen in Laminatdickenrichtung zur Verfügung zu stellen.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden quasi-isotrope  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine strukturell vernäht, wobei durch die Variation von Stichlänge, Teilung, Garnfeinheit und Prüfrichtung sechs unterschiedliche Konfigurationen realisiert wurden. Die durch den Nähprozess in den UD-Einzelschichten verursachten Reinharzgebiete wurden mit Hilfe computertomographischer Aufnahmen vermessen. Weiterhin wurde der Einfluss der strukturellen Vernähung auf den relativen Faservolumengehalt durch Wiegen charakterisiert. Durch Zugversuche an E-Glas-Garnen konnte der Einfluss des Nähprozesses auf die Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften der Garne untersucht werden. Die mechanischen Eigenschaften erfuhren durch den Nähprozess Reduktionen des Zug-Elastizitätsmoduls und der Zugfestigkeit von bis zu 22 bzw. 42 %. Die intralaminaren Zug- und -Druckversuche ergaben Abminderungen des Elastizitätsmoduls um maximal 11 bzw. 8 %. Die Festigkeitskennwerte wurden maximal um 12 % reduziert.

Zur Bestimmung von Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen senkrecht zur Laminatenebene existieren für unvernähte FKV-Lamine zahlreiche Arbeiten, die jedoch von dem Standardisierungsgrad der intralaminaren Kennwertbestimmung weit entfernt sind. Dagegen wurden wenige Arbeiten gefunden, die sich der Bestimmung interlaminarer Kennwerte bei 3D-verstärkten FKV-Laminaten widmen. Aus diesem Grund wurde ein Versuchskonzept erarbeitet, welches mit zwei unterschiedlichen Probekör-

pergeometrien die experimentelle Bestimmung von Zug-Elastizitätsmodul und Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene an strukturell vernähten Laminaten erlaubt. Durch die strukturelle Vernähung wurde der Elastizitätsmodul senkrecht zur Laminebene generell gesteigert, die maximale Zunahme betrug bei den untersuchten Laminaten 8 %. Die Festigkeit in Dickenrichtung kann durch die strukturelle Vernähung um 4 % gesteigert, jedoch auch signifikant um 12 % reduziert werden.

Für die interlaminare Schubfestigkeit wurden infolge der Vernähung Verbesserungen bis zu 11 % beobachtet. Die Kerbdruckfestigkeit konnte durch die strukturelle Vernähung im Allgemeinen nicht gesteigert werden, die maximale Abminderung betrug etwa 11 %; für den Kerbfaktor ergaben sich Zunahmen um bis zu 9 %. Schallemissionsanalysen im Rahmen von intralaminaren und interlaminaren Zugversuchen sowie bei interlaminarer Schubbelastung zeigten Unterschiede hinsichtlich des Schädigungsverhaltens von unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten. Bei intralaminarer Zugbelastung traten beim strukturell vernähten MAG-Laminat erste Schallereignisse früher als bei der unvernähten Referenz auf. Weiterhin wiesen die strukturell vernähten Lamine aufgrund der eingebrachten E-Glas-Garne Schallereignisse mit höheren Frequenzen auf.

Um im Rahmen des Auslegungsprozesses von FKV-Strukturen Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte für strukturell vernähte MAG-Lamine bereit stellen zu können, wurde ein Finite-Elemente-basiertes Einheitszellenmodell zur Vorhersage von intralaminaren Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen aufgegriffen [140] und erweitert. Mit Hilfe des erweiterten Modells können nun auch interlaminare Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen abgeschätzt werden. Das Modell wurde im Rahmen der Arbeit zur Vorhersage von In- und Out-of-plane-Zug-Elastizitätsmoduln unvernähter und strukturell vernähter MAG-Lamine kalibriert und anhand von Experimenten validiert. Hier zeigte sich speziell für den Zug-Elastizitätsmodul der UD-Einzelschicht senkrecht zur Laminebene ein deutlicher Einfluss der Randbedingungsart und des verwendeten mikromechanischen Modells. Die Verwendung von periodischen Randbedingungen führte zu schlechteren Vorhersagen, weshalb deren Verwendung mit dem entwickelten Modell nicht zu empfehlen ist. Die besten Übereinstimmungen mit experimentellen Kennwerten konnten mit Verschiebungsrandbedingungen und mit dem semiempirischen Mikromechanikmodell von Förster/Knappe erzielt werden. Für den intralaminaren Zug-Elastizitätsmodul wurde eine mittlere Abweichung von den expe-

rimentellen Ergebnissen in Höhe von 2 % ermittelt, die größte Überschätzung betrug 5 %. Der Vergleich zwischen experimentellen und rechnerisch abgeschätzten intralaminaren Zug- und Druckfestigkeiten lieferte im Mittel Abweichungen von 4 und 5 %. Die mittlere Abweichung bei den Elastizitätsmoduln in Dickenrichtung lag bei 5 %, hier betrug die größte Differenz in Form einer Unterschätzung 9 %. Um Zugfestigkeitskennwerte senkrecht zur Laminebene abschätzen zu können, wurde das von Heß [140] entwickelte Festigkeitsmodul erweitert. Mit Hilfe eines FE-Probekörpermodells, das den gesamten Probekörper abbildet, konnte die Festigkeitsabschätzung senkrecht zur Laminebene validiert werden, wobei im Mittel Abweichungen zu den experimentellen Ergebnissen von etwa 4 % vorlagen.

Weiterentwicklungsmöglichkeiten des Modells werden beispielsweise in der Implementierung einer interlaminaren Schubfestigkeitsvorhersage gesehen. Um künftig bei der Auswahl einer geeigneten strukturellen Nähkonfiguration praxisorientiert vorgehen zu können, sind die Modelle zur Vorhersage von Faservolumengehalt und Reinharzgebieten [140] eingehend zu validieren. Durch die Einbettung dieser Vorhersagen in das Einheitszellenmodell und die anschließende Kopplung an Optimierungsalgorithmen würde dem Konstrukteur die Möglichkeit eröffnet, bei der Auswahl einer strukturellen Vernähung die experimentellen Untersuchungen zu reduzieren.

## Anhang

## A 1 Experimentelle Charakterisierung von UD-MAG- und MAG-Laminaten

Tabelle A-1 Mechanische Eigenschaften UD-MAG [140]

Bezeichnung, Aufbau	Prüfrichtung (SVK)	$n$	Elastizitäts- und Schubmodul	$n$	Festigkeit
			in MPa		
[0] <sub>16</sub> -UD-MAG	0° ( $\sigma_1^t - \varepsilon_1^t$ )	6	130.196 ± 1.728	8	1.376 ± 78
[90] <sub>16</sub> -UD-MAG	90° ( $\sigma_2^t - \varepsilon_2^t$ )	10	8.661 ± 339	11	45 ± 15
[0] <sub>16</sub> -UD-MAG	0° ( $\sigma_1^c - \varepsilon_1^c$ )	8	119.559 ± 5.464	4	829 ± 2
[90] <sub>16</sub> -UD-MAG	90° ( $\sigma_2^c - \varepsilon_2^c$ )	7	10.813 ± 408	7	196 ± 1
[(+45 <sub>2</sub> /-45 <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> ] <sub>S</sub> -Laminat aus UD-MAG	$x$ ( $\tau_{21} - \gamma_{21}$ )	11	4.131 ± 145	11	60 ± 1

SVK Spannungs-Verzerrungs-Kurve  
 $n$  Anzahl gültiger Probekörper  
 $t, c$  einachsige Zug-/Druckbelastung  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert einfache Standardabweichung

Tabelle A-2: Laminatdicke und relativer Faservolumengehalt unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Laminat

Konfiguration	Laminatdicke in mm	relativer Faservolumengehalt in 1
unvernäht	4,318	0,585
K1	4,503	0,545
K2	4,406	0,563
K3	4,806	0,528
K4	4,621	0,545
K5	4,811	0,517
K6	4,877	0,526

Tabelle A-3: Intralaminarer Zug-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Laminat unter einachsiger Zugbelastung

Konfiguration	$n$	Zug-Elastizitätsmodul in MPa	relativer Zug- Elastizitätsmodul in %
unvernäht	6	48.316 ± 2.129	100 ± 4,4
K1	6	45.642 ± 1.928	94 ± 4,2

Tabelle A-3 (Fortsetzung)

Konfiguration	<i>n</i>	Zug-Elastizitätsmodul in MPa	relativer Zug- Elastizitätsmodul in %
K2	6	48.195 ± 1.122	99 ± 2,3
K3	6	43.610 ± 1.900	90 ± 4,4
K4	6	44.882 ± 1.041	93 ± 2,3
K5	6	43.227 ± 1.021	89 ± 2,4
K6	6	43.974 ± 1.296	91 ± 2,9

*n* Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A-4: Intralaminare Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Lamine unter einachsiger Zugbelastung

Konfiguration	<i>n</i>	Zugfestigkeit in MPa	relative Zug- festigkeit in %
unvernäht	6	590 ± 25	100 ± 4,3
K1	6	579 ± 18	98 ± 3,0
K2	6	567 ± 28	96 ± 4,9
K3	6	531 ± 30	90 ± 5,6
K4	6	553 ± 22	94 ± 4,0
K5	6	569 ± 20	96 ± 3,5
K6	6	542 ± 20	92 ± 3,7

*n* Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A-5: Intralaminarer Druck-Elastizitätsmodul unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Lamine unter einachsiger Druckbelastung

Konfiguration	<i>n</i>	Druck-Elastizitätsmodul in MPa	relativer Druck- elastizitätsmodul in %
unvernäht	6	43.800 ± 2.135	100 ± 4,9
K1	5	39.964 ± 1.515	91 ± 3,8
K2	5	44.106 ± 1.257	101 ± 2,8
K3	6	40.396 ± 1.504	92 ± 3,7
K4	6	45.103 ± 2.339	103 ± 3,7
K5	6	40.445 ± 1.888	92 ± 4,7
K6	6	41.045 ± 3.810	94 ± 9,0

*n* Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A-6: Intralaminare Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine unter einachsiger Druckbelastung

Konfiguration	$n$	Druckfestigkeit in MPa	relative Druckfestigkeit in %
unvernäht	6	429 ± 25	100 ± 5,8
K1	5	379 ± 18	97 ± 4,7
K2	5	440 ± 20	103 ± 4,6
K3	6	404 ± 8	94 ± 1,9
K4	6	403 ± 45	94 ± 11,0
K5	6	398 ± 6	93 ± 1,4
K6	6	385 ± 23	89 ± 5,9

$n$  Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A-7: Zug-Elastizitätsmodul senkrecht zur Laminebene unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine unter einachsiger Zugbelastung

Konfiguration	$n$	Zug-Elastizitätsmodul senkrecht zur Laminebene in MPa	relativer Zugelastizitätsmodul senkrecht zur Laminebene in %
unvernäht	9	10.029 ± 562	100 ± 5,5
K1	10	10.564 ± 540	105 ± 5,0
K2	10	10.505 ± 608	105 ± 5,7
K3	9	10.768 ± 507	107 ± 4,6
K4	10	10.484 ± 511	105 ± 4,8
K5	8	10.748 ± 714	107 ± 6,5

$n$  Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A-8: Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene unvernähter und strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine unter einachsiger Zugbelastung

Konfiguration	$n$	Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene in MPa	relative Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene in %
unvernäht	10	36,2 ± 2,6	100 ± 7,4
K1	8	35,2 ± 1,2	97 ± 3,7

Tabelle A-8 (Fortsetzung)

Konfiguration	$n$	Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene in MPa	relative Zugfestigkeit senkrecht zur Laminebene in %
K2	8	37,0 ± 0,9	102 ± 2,5
K3	12	37,6 ± 1,0	104 ± 2,9
K4	9	32,0 ± 3	88 ± 9,5
K5	8	37,7 ± 0,9	104 ± 2,5

$n$  Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A-9: Interlaminare Schubfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Lamine unter einachsiger Schubbelastung

Konfiguration	$n$	Interlaminare Schubfestigkeit in MPa	Relative interlaminare Schubfestigkeit in %
unvernäht	9	36,4 ± 2,2	100 ± 6,0
K1	10	38,9 ± 3,1	107 ± 7,9
K2	8	40,2 ± 2,3	111 ± 5,7
K3	8	39,8 ± 1,6	110 ± 4,1
K4	8	38,8 ± 1,7	107 ± 4,5
K5	8	38,1 ± 2,2	105 ± 5,7
K6	9	38,1 ± 2,2	105 ± 5,7

$n$  Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A- 10: Kerbdruckfestigkeit und Kerbfaktor unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Lamine mit zentrischer Bohrung unter einachsiger Druckbelastung

Konfiguration	$n$	Druckfestigkeit in MPa	relative Druckfestigkeit in %	Kerbfaktor $R_{\text{gekerbt}}/R_{\text{ungekerbt}}$ in 1	relativer Kerbfaktor in %
unvernäht	10	278 ± 27	100 ± 10	0,647 ± 0,063	100 ± 9,7
K1	8	269 ± 11	97 ± 4	0,709 ± 0,028	109 ± 4,0
K2	9	266 ± 15	96 ± 6	0,604 ± 0,033	93 ± 5,5
K3	9	265 ± 12	96 ± 4	0,662 ± 0,030	102 ± 4,2
K4	7	284 ± 21	102 ± 7	0,705 ± 0,052	108 ± 7,4
K5	6	248 ± 17	89 ± 7	0,624 ± 0,042	96 ± 6,7



Tabelle A-10 (Fortsetzung)

Konfiguration	$n$	Druckfestigkeit in MPa	relative Druckfestigkeit in %	Kerbfaktor $R_{\text{gekerbt}}/R_{\text{ungekerbt}}$ in 1	relativer Kerbfaktor in %
K6	9	259 ± 14	93 ± 5	0,674 ± 0,036	104 ± 5,3

$n$  Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A-11: Mittelwert und Standardabweichung ( $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$ ) der mittels  $\mu$ CT vermessenen Reinharzgebietflächen strukturell vernähter  $[(+45/-45/0/90)_S]_2$ -Lamine

Schichtnummer; -orientierung in °	Reinharzgebietfläche in mm <sup>2</sup>				
	K1	K2	K3	K4	K5
1; +45	1,54 ± 0,46	2,28 ± 0,64	2,02 ± 0,52	3,02 ± 0,54	2,48 ± 0,81
2; -45	1,09 ± 0,24	1,83 ± 0,50	1,66 ± 0,33	3,13 ± 0,84	1,71 ± 0,49
3; 0	1,06 ± 0,14	1,31 ± 0,33	1,69 ± 0,40	2,63 ± 0,89	1,41 ± 0,34
4; 90	0,54 ± 0,13	0,98 ± 0,47	0,98 ± 0,25	1,29 ± 0,44	1,19 ± 0,21
5; 90	0,51 ± 0,10	0,79 ± 0,32	0,97 ± 0,22	1,15 ± 0,28	1,07 ± 0,20
6; 0	0,89 ± 0,17	1,18 ± 0,18	1,26 ± 0,22	1,80 ± 0,26	1,30 ± 0,23
7; -45	0,70 ± 0,15	0,88 ± 0,14	1,13 ± 0,21	1,38 ± 0,21	1,19 ± 0,19
8; 45	0,60 ± 0,08	0,86 ± 0,22	1,15 ± 0,14	1,09 ± 0,17	0,90 ± 0,12
9; 45	0,60 ± 0,11	0,85 ± 0,21	1,18 ± 0,20	1,11 ± 0,21	0,92 ± 0,17
10; -45	0,69 ± 0,13	0,82 ± 0,17	1,01 ± 0,16	1,27 ± 0,27	1,25 ± 0,25
11; 0	0,93 ± 0,17	1,12 ± 0,22	1,53 ± 0,21	1,85 ± 0,23	1,01 ± 0,20
12; 90	0,50 ± 0,12	0,66 ± 0,11	1,03 ± 0,15	1,00 ± 0,19	1,29 ± 0,19
13; 90	0,45 ± 0,11	0,92 ± 0,37	1,02 ± 0,25	1,23 ± 0,38	1,52 ± 0,25
14; 0	1,82 ± 0,41	2,32 ± 0,43	2,16 ± 0,4	3,24 ± 0,79	1,18 ± 0,19
15; -45	1,25 ± 0,50	1,46 ± 0,38	1,59 ± 0,38	2,76 ± 0,85	2,21 ± 0,38
16; 45	2,48 ± 0,30	3,27 ± 0,61	2,57 ± 0,40	3,67 ± 0,70	2,50 ± 0,44

Tabelle A-12: Mittelwert und Standardabweichung ( $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$ ) der mittels  $\mu$ CT ermittelten Reinharzgebietbreiten strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>S</sub>]<sub>2</sub>-Lamine

Schicht- nummer; -orientierung in °	Reinharzgebietbreite in mm				
	K1	K2	K3	K4	K5
1; +45	0,57 ± 0,11	0,77 ± 0,15	0,78 ± 0,18	0,87 ± 0,14	0,83 ± 0,21
2; -45	0,46 ± 0,07	0,66 ± 0,13	0,72 ± 0,12	0,90 ± 0,15	0,61 ± 0,11
3; 0	0,40 ± 0,06	0,44 ± 0,09	0,54 ± 0,10	0,69 ± 0,18	0,54 ± 0,09
4; 90	0,27 ± 0,04	0,36 ± 0,11	0,46 ± 0,07	0,47 ± 0,09	0,48 ± 0,06
5; 90	0,27 ± 0,04	0,35 ± 0,09	0,46 ± 0,09	0,42 ± 0,06	0,42 ± 0,07
6; 0	0,36 ± 0,06	0,41 ± 0,05	0,46 ± 0,08	0,49 ± 0,07	0,49 ± 0,07
7; -45	0,34 ± 0,05	0,38 ± 0,07	0,53 ± 0,09	0,50 ± 0,05	0,49 ± 0,06
8; 45	0,26 ± 0,04	0,35 ± 0,08	0,46 ± 0,07	0,41 ± 0,04	0,37 ± 0,04
9; 45	0,24 ± 0,04	0,32 ± 0,05	0,48 ± 0,08	0,42 ± 0,05	0,39 ± 0,06
10; -45	0,30 ± 0,04	0,33 ± 0,07	0,48 ± 0,06	0,45 ± 0,07	0,49 ± 0,04
11; 0	0,34 ± 0,05	0,39 ± 0,06	0,51 ± 0,08	0,50 ± 0,05	0,44 ± 0,04
12; 90	0,25 ± 0,04	0,30 ± 0,10	0,45 ± 0,07	0,40 ± 0,05	0,55 ± 0,07
13; 90	0,25 ± 0,04	0,38 ± 0,10	0,46 ± 0,10	0,45 ± 0,10	0,61 ± 0,07
14; 0	0,64 ± 0,11	0,64 ± 0,10	0,73 ± 0,15	0,87 ± 0,18	0,46 ± 0,06
15; -45	0,52 ± 0,16	0,53 ± 0,11	0,65 ± 0,14	0,89 ± 0,16	0,75 ± 0,07
16; 45	0,85 ± 0,07	0,89 ± 0,11	0,94 ± 0,06	1,08 ± 0,15	0,83 ± 0,11

## A 2 Experimentelle Charakterisierung von E-Glas-Garnen

Tabelle A-13: Zug-Elastizitätsmodul und Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter 68-tex-E-Glas-Garne

Konfiguration	<i>n</i>	Zug-Elastizitätsmodul in MPa	relativer Zug-Elastizitätsmodul in %	Zugfestigkeit in MPa	Relative Zugfestigkeit in %
unvernäht	7	69.339 ± 4.907	100 ± 7	1.363 ± 81	100 ± 6
Oberfaden bei p=3,3 mm	9	67.685 ± 4.106	98 ± 6	1.019 ± 120	75 ± 12
Unterfaden bei p=3,3 mm	9	68.337 ± 5.295	99 ± 8	1.154 ± 131	85 ± 11
Oberfaden bei p=5,0 mm	9	56.926 ± 1.243	82 ± 2	748 ± 43	55 ± 6
Unterfaden bei p=5,0 mm	6	61.211 ± 4.954	88 ± 8	881 ± 150	65 ± 17

$n$  Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung  
 $p$  Stichtlänge

Tabelle A-14: Zug-Elastizitätsmodul und Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter 136-tex-E-Glas-Garne

Konfiguration	<i>n</i>	Zug-elastizitätsmodul in MPa	relativer Zug-elastizitätsmodul in %	Zugfestigkeit in MPa	Relative Zugfestigkeit in %
unvernäht	11	70.564 ± 2.369	100 ± 3	1.333 ± 77	100 ± 6
Oberfaden bei p=3,3 mm	8	65.089 ± 9.191	92 ± 14	993 ± 114	74 ± 11
Unterfaden bei p=3,3 mm	3	65.479 ± 4.332	93 ± 7	1.095 ± 139	82 ± 13
Oberfaden bei p=5,0 mm	8	54.875 ± 4.731	78 ± 9	770 ± 90	42 ± 12
Unterfaden bei p=5,0 mm	6	59.909 ± 3.424	85 ± 6	788 ± 116	59 ± 15

$n$  Anzahl gültiger Probekörper  
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$  Mittelwert ± einfache Standardabweichung  
 $p$  Stichtlänge

### A 3 FE-Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter MAG-Laminat

Tabelle A-15: Verschiebungsrandbedingungen zur Vorhersage von räumlichen Elastizitätskennwerten

Lastfall	KOS/ Ursprung	Fläche	Verschiebungsrandbedingungen an Einheitszellenflächen
$\varepsilon_x^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 = \gamma_{xy}^0 = 0$ $\gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = \kappa_x^0 = 0$ $\kappa_y^0 = \kappa_z^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$ $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS1 $x = -\frac{l_x}{2}$ , $y = z = 0$	$A^+, A^-$ $B^+, B^-$ $C^+, C^-$	$u_x(x=0) = 0, u_x(x=l_x) = \varepsilon_x$ $u_y = u_z = 0$ $u_x(x) = \varepsilon_x \cdot x, u_y = u_z = 0$
$\varepsilon_y^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_z^0 = \gamma_{xy}^0 = 0$ $\gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = \kappa_x^0 = 0$ $\kappa_y^0 = \kappa_z^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$ $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS2 $y = -\frac{l_y}{2}$ , $x = z = 0$	$B^+, B^-$ $A^+, A^-$ $C^+, C^-$	$u_y(y=0) = 0, u_y(y=l_y) = \varepsilon_y$ $u_x = u_z = 0$ $u_y(y) = \varepsilon_y \cdot y, u_x = u_z = 0$
$\varepsilon_z^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \gamma_{xy}^0 = 0$ $\gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = \kappa_x^0 = 0$ $\kappa_y^0 = \kappa_z^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$ $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS3 $z = -\frac{l_z}{2}$ , $x = y = 0$	$A^+, A^-$ $B^+, B^-$ $C^+, C^-$	$u_z(z) = \varepsilon_z \cdot z, u_x = u_y = 0$ $u_z(z=0) = 0, u_z(z=l_z) = \varepsilon_z$ $u_x = u_y = 0$
$\gamma_{xy}^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 = 0$ $\gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = \kappa_x^0 = 0$ $\kappa_y^0 = \kappa_z^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$ $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS4 $y = y = z = 0$	$A^+, A^-$ $B^+, B^-$ $C^+, C^-$	$u_{x,y}(y, x) = (y, x) \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right), u_z = 0$ $u_z = 0$
$\gamma_{xz}^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 = 0$ $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{yz}^0 = \kappa_x^0 = 0$ $\kappa_y^0 = \kappa_z^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$ $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS4 $y = y = z = 0$	$A^+, A^-$ $C^+, C^-$ $B^+, B^-$	$u_{x,z}(x, z) = (x, z) \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xz}}{2}\right), u_y = 0$ $u_y(x, y, z) = 0$
$\gamma_{yz}^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 = 0$ $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \kappa_x^0 = 0$ $\kappa_y^0 = \kappa_z^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$ $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS4 $x = y = z = 0$	$B^+, B^-$ $C^+, C^-$ $A^+, A^-$	$u_{y,z}(y, z) = (y, z) \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{yz}}{2}\right), u_x = 0$ $u_x(x, y, z) = 0$
$\kappa_x^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 = 0$ $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = 0$ $\kappa_y^0 = \kappa_z^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$ $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS4 $x = y = z = 0$	$A^+, A^-$ $B^+, B^-$ $C^+, C^-$	$u_x(x, z) = \frac{2 \cdot z \cdot \tan\left(\frac{l_x \cdot \kappa_x}{2}\right)}{l_x} \cdot x, u_z\left(z=0 \cup x = \pm \frac{l_x}{2}\right) = 0, u_y = 0$

Tabelle A-15 (Fortsetzung)

Lastfall	KOS/ Ursprung	Fläche	Verschiebungsrandbedingungen an Einheitszellenflächen
$\kappa_y^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 = 0$ , $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = 0$ , $\kappa_x^0 = \kappa_z^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$ , $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS4 $x = y = z = 0$	$A^+, A^-$ , $B^+, B^-$ , $C^+, C^-$	$u_y(x, y, z) = \frac{2 \cdot z \cdot \tan\left(\frac{l_y \cdot \kappa_y}{2}\right)}{l_x} \cdot y$ , $u_z\left(z = 0 \cup y = \pm \frac{l_y}{2}\right) = 0$ , $u_x = 0$
$\kappa_z^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 = 0$ , $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = 0$ , $\kappa_x^0 = \kappa_y^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$ , $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS4 $x = y = z = 0$	$A^+, A^-$ , $B^+, B^-$ , $C^+, C^-$	$u_y(x, y, z) = \frac{2 \cdot x \cdot \tan\left(\frac{l_y \cdot \kappa_z}{2}\right)}{l_x} \cdot y$ , $u_z\left(y = 0 \cup x = \pm \frac{l_x}{2}\right) = 0$ , $u_x = 0$
		$A^+, A^-$ , $B^+, B^-$	$u_x(x, z) = \left[ x - r_{xz} \cdot \cos\left(\alpha_{xz} \cdot \operatorname{sgn}(x) + \frac{\kappa_{xy}}{4 \cdot l_y}\right) \right] \cdot \operatorname{sgn}(x) \cdot \operatorname{sgn}(z) \cdot \frac{2 \cdot y}{l_y}$ $u_y(y, z) = \left[ y - r_{yz} \cdot \cos\left(\alpha_{yz} \cdot \operatorname{sgn}(y) + \frac{\kappa_{xy}}{4 \cdot l_x}\right) \right] \cdot \operatorname{sgn}(y) \cdot \operatorname{sgn}(z) \cdot \frac{2 \cdot x}{l_x}$
		$B^+, B^-$	$u_z(x, y, z) = \left[ z \cdot \operatorname{sgn}(x) \cdot \operatorname{sgn}(z) - r_{xz} \cdot \sin\left(\alpha_{xz} \cdot \operatorname{sgn}(x) + \frac{\kappa_{xy}}{4 \cdot l_y}\right) \right] \cdot \frac{2 \cdot y}{l_y}$
$\kappa_{xy}^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 = 0$ , $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = 0$ , $\kappa_x^0 = \kappa_y^0 = \kappa_z^0 = 0$ , $\kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS4 $x = y = z = 0$	$A^+, A^-$	$u_z(x, y, z) = \left[ z \cdot \operatorname{sgn}(y) \cdot \operatorname{sgn}(z) - r_{yz} \cdot \sin\left(\alpha_{yz} \cdot \operatorname{sgn}(y) + \frac{\kappa_{xy}}{4 \cdot l_x}\right) \right] \cdot \frac{2 \cdot x}{l_x}$
		$x = z = 0 \wedge$ $y = \pm \frac{l_y}{2}$	$u_y(x, y, z) = 0$
		$x = z = 0 \wedge$ $x = \pm \frac{l_x}{2}$	$u_x(x, y, z) = 0$
			wobei $\alpha_{xz}(x, z) = \arccos\left(\frac{x}{r_{xz}}\right)$ , $\alpha_{yz}(y, z) = \arccos\left(\frac{y}{r_{yz}}\right)$ , $r_{xz}(x, z) = \sqrt{x^2 + z^2}$ , $r_{yz}(y, z) = \sqrt{y^2 + z^2}$
$\kappa_{xz}^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 = 0$ , $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = 0$ , $\kappa_x^0 = \kappa_y^0 = \kappa_z^0 = 0$ , $\kappa_{xy}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS4 $x = y = z = 0$	$A^+, A^-$ , $C^+, C^-$	$u_x(x, y) = \left[ x - r_{xy} \cdot \cos\left(\alpha_{xy} \cdot \operatorname{sgn}(x) + \frac{\kappa_{xz}}{4 \cdot l_y}\right) \right] \cdot \operatorname{sgn}(x) \cdot \operatorname{sgn}(y) \cdot \frac{2 \cdot y}{l_y}$ $u_z(y, z) = \left[ y - r_{yz} \cdot \cos\left(\alpha_{yz} \cdot \operatorname{sgn}(y) + \frac{\kappa_{xz}}{4 \cdot l_x}\right) \right] \cdot \operatorname{sgn}(y) \cdot \operatorname{sgn}(z) \cdot \frac{2 \cdot x}{l_x}$
		$C^+, C^-$	$u_y(x, y, z) = \left[ y \cdot \operatorname{sgn}(x) \cdot \operatorname{sgn}(y) - r_{xy} \cdot \sin\left(\alpha_{xy} \cdot \operatorname{sgn}(y) + \frac{\kappa_{xz}}{4 \cdot l_z}\right) \right] \cdot \frac{2 \cdot z}{l_z}$
		$A^+, A^-$	$u_y(x, y, z) = \left[ y \cdot \operatorname{sgn}(z) \cdot \operatorname{sgn}(y) - r_{yz} \cdot \sin\left(\alpha_{yz} \cdot \operatorname{sgn}(z) + \frac{\kappa_{xz}}{4 \cdot l_x}\right) \right] \cdot \frac{2 \cdot x}{l_x}$

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A-15 (Fortsetzung)

Lastfall	KOS/ Ursprung	Fläche	Verschiebungsrandbedingungen an Einheitszellenflächen
$\kappa_{xz}^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 =$ $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 =$ $\kappa_x^0 = \kappa_y^0 = \kappa_z^0 =$ $\kappa_{xy}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	KOS4	$x = y = 0 \square$ $z = \pm \frac{l_z}{2}$	$u_z(x, y, z) = 0$
		$y = z = 0 \wedge$ $x = \pm \frac{l_x}{2}$	$u_x(x, y, z) = 0$
wobei $\alpha_{xy}(x, y) = \arccos\left(\frac{x}{r_{xy}}\right)$ , $\alpha_{yz}(y, z) = \arccos\left(\frac{y}{r_{yz}}\right)$ , $r_{xy}(x, z) = \sqrt{x^2 + y^2}$ , $r_{yz}(y, z) = \sqrt{y^2 + z^2}$			
$\kappa_{yz}^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 =$ $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 =$ $\kappa_x^0 = \kappa_y^0 = \kappa_z^0 =$ $\kappa_{xy}^0 = \kappa_{xz}^0 = 0$	KOS4	$B^+, B,$ $C^+, C$	$u_y(x, z) = \left[ x - r_{xy} \cdot \cos\left(\alpha_{xy} \cdot \operatorname{sgn}(x) + \frac{\kappa_{yz}}{4 \cdot l_y}\right) \right] \cdot \operatorname{sgn}(x) \cdot \operatorname{sgn}(z) \cdot \frac{2 \cdot y}{l_y}$ $u_z(x, y) = \left[ x - r_{xz} \cdot \cos\left(\alpha_{xz} \cdot \operatorname{sgn}(x) + \frac{\kappa_{yz}}{4 \cdot l_z}\right) \right] \cdot \operatorname{sgn}(x) \cdot \operatorname{sgn}(y) \cdot \frac{2 \cdot z}{l_z}$
		$C^+, C$	$u_y(x, y, z) = \left[ x \cdot \operatorname{sgn}(z) \cdot \operatorname{sgn}(x) - r_{xz} \cdot \sin\left(\alpha_{xz} \cdot \operatorname{sgn}(x) + \frac{\kappa_{xz}}{4 \cdot l_y}\right) \right] \cdot \frac{2 \cdot y}{l_y}$
		$B^+, B$	$u_y(x, y, z) = \left[ x \cdot \operatorname{sgn}(x) \cdot \operatorname{sgn}(y) - r_{xy} \cdot \sin\left(\alpha_{xy} \cdot \operatorname{sgn}(z) + \frac{\kappa_{xz}}{4 \cdot l_z}\right) \right] \cdot \frac{2 \cdot z}{l_z}$
		$x = y = 0 \square$ $z = \pm \frac{l_z}{2}$	$u_z(x, y, z) = 0$
		$x = z = 0 \square$ $y = \pm \frac{l_y}{2}$	$u_y(x, y, z) = 0$
wobei $\alpha_{xy}(x, y) = \arccos\left(\frac{x}{r_{xy}}\right)$ , $\alpha_{xz}(x, z) = \arccos\left(\frac{x}{r_{xz}}\right)$ , $r_{xy}(x, z) = \sqrt{x^2 + y^2}$ , $r_{xz}(x, z) = \sqrt{x^2 + z^2}$			

Tabelle A-16: Periodische Randbedingungen zur Vorhersage von räumlichen Elastizitätskonstanten

Lastfall	Masterknoten/ Position	Fläche	Constraint equations
$\varepsilon_x^0=1\%$ , $\varepsilon_y^0=\varepsilon_z^0=\gamma_{xy}^0=$ $\gamma_{xz}^0=\gamma_{yz}^0=\kappa_x^0=\kappa_y^0=\kappa_z^0=$ $\kappa_{xy}^0=\kappa_{xz}^0=\kappa_{yz}^0=0$	$MN1 /$ $x_1 = \frac{l_x}{2} + 1 \wedge x_2 = x_3 = 0$	$A^+, A^-$	$u_{x_1,k}^{A^+} - u_{x_1,k}^{A^-} = \varepsilon_x^0 \cdot (x_1^{A^+} - x_1^{A^-})$
		$B^+, B^-$	$u_{x_2,m}^{B^+} - u_{x_2,m}^{B^-} = 0$
		$C^+, C^-$	$u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,m}^{C^-} = 0$
$\varepsilon_y^0=1\%$ , $\varepsilon_x^0=\varepsilon_z^0=\gamma_{xy}^0=$ $\gamma_{xz}^0=\gamma_{yz}^0=\kappa_x^0=\kappa_y^0=$ $\kappa_z^0=\kappa_{xy}^0=\kappa_{xz}^0=\kappa_{yz}^0=0$	$MN1 /$ $x_2 = \frac{l_y}{2} + 1 \wedge x_1 = x_3 = 0$	$B^+, B^-$	$u_{x_2,l}^{B^+} - u_{x_2,l}^{B^-} = \varepsilon_y^0 \cdot (x_2^{B^+} - x_2^{B^-})$
		$A^+, A^-$	$u_{x_1,k}^{A^+} - u_{x_1,k}^{A^-} = 0$
		$C^+, C^-$	$u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,m}^{C^-} = 0$
$\varepsilon_z^0=1\%$ , $\varepsilon_x^0=\varepsilon_y^0=\gamma_{xy}^0=$ $\gamma_{xz}^0=\gamma_{yz}^0=\kappa_x^0=\kappa_y^0=$ $\kappa_z^0=\kappa_{xy}^0=\kappa_{xz}^0=\kappa_{yz}^0=0$	$MN1 /$ $x_3 = \frac{l_z}{2} + 1 \wedge x_1 = x_2 = 0$	$C^+, C^-$	$u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,m}^{C^-} = \varepsilon_z^0 \cdot (x_3^{C^+} - x_3^{C^-})$
		$A^+, A^-$	$u_{x_1,k}^{A^+} - u_{x_1,k}^{A^-} = 0$
		$B^+, B^-$	$u_{x_2,m}^{B^+} - u_{x_2,m}^{B^-} = 0$
$\gamma_{xy}^0=1\%$ , $\varepsilon_x^0=\varepsilon_y^0=\varepsilon_z^0=$ $\gamma_{xz}^0=\gamma_{yz}^0=\kappa_x^0=\kappa_y^0=\kappa_z^0=$ $\kappa_{xy}^0=\kappa_{xz}^0=\kappa_{yz}^0=0$	$MN1 /$ $x_1 = \frac{l_x}{2} + 1 \wedge x_2 = x_3 = 0$ $MN2 /$ $x_2 = \frac{l_y}{2} + 1 \wedge x_1 = x_3 = 0$	$A^+, A^-$	$u_{x_1,k}^{A^+} - u_{x_1,k}^{A^-} = \gamma_{xy}^0 \cdot (x_1^{A^+} - x_1^{A^-})$
		$B^+, B^-$	$u_{x_2,l}^{B^+} - u_{x_2,l}^{B^-} = \gamma_{xy}^0 \cdot (x_2^{B^+} - x_2^{B^-})$
		$C^+, C^-$	$u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,m}^{C^-} = 0$  $u_{x_1,MN1}^{A^+} - u_{x_2,MN2}^{B^+} = 0$
$\gamma_{xz}^0=1\%$ , $\varepsilon_x^0=\varepsilon_y^0=\varepsilon_z^0=$ $\gamma_{xy}^0=\gamma_{yz}^0=\kappa_x^0=\kappa_y^0=\kappa_z^0=$ $\kappa_{xy}^0=\kappa_{xz}^0=\kappa_{yz}^0=0$	$MN1 /$ $x_1 = \frac{l_x}{2} + 1 \wedge x_2 = x_3 = 0$ $MN2 /$ $x_3 = \frac{l_z}{2} + 1 \wedge x_1 = x_2 = 0$	$A^+, A^-$	$u_{x_1,k}^{A^+} - u_{x_1,k}^{A^-} = \gamma_{xz}^0 \cdot (x_1^{A^+} - x_1^{A^-})$
		$C^+, C^-$	$u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,m}^{C^-} = \gamma_{xz}^0 \cdot (x_3^{C^+} - x_3^{C^-})$
		$B^+, B^-$	$u_{x_2,l}^{B^+} - u_{x_2,l}^{B^-} = 0$  $u_{x_1,MN1}^{A^+} - u_{x_3,MN2}^{C^+} = 0$
$\gamma_{yz}^0=1\%$ , $\varepsilon_x^0=\varepsilon_y^0=\varepsilon_z^0=$ $\gamma_{xy}^0=\gamma_{xz}^0=\kappa_x^0=\kappa_y^0=\kappa_z^0=$ $\kappa_{xy}^0=\kappa_{xz}^0=\kappa_{yz}^0=0$	$MN1 /$ $x_2 = \frac{l_y}{2} + 1 \wedge x_1 = x_3 = 0$ $MN2 /$ $x_3 = \frac{l_z}{2} + 1 \wedge x_1 = x_2 = 0$	$B^+, B^-$	$u_{x_2,l}^{B^+} - u_{x_2,l}^{B^-} = \gamma_{yz}^0 \cdot (x_2^{B^+} - x_2^{B^-})$
		$C^+, C^-$	$u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,m}^{C^-} = \gamma_{yz}^0 \cdot (x_3^{C^+} - x_3^{C^-})$
		$A^+, A^-$	$u_{x_1,k}^{A^+} - u_{x_1,k}^{A^-} = 0$  $u_{x_2,MN1}^{B^+} - u_{x_3,MN2}^{C^+} = 0$

Tabelle A-16 (Fortsetzung)

Lastfall	Masterknoten/ Position	Fläche	Constraint equations
$\kappa_x^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 =$ $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = \kappa_y^0 = \kappa_z^0 =$ $= \kappa_{xy}^0 = \kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	MN1 / $x_1 = \frac{l_x}{2} + 1 \wedge x_2 = x_3 = 0$	$A^+$	$u_{x_1,k}^{A^+} - u_{x_1,MN1}^{A^+} = 0$ , $u_{x_2,k}^{A^+} - u_{x_2,MN1}^{A^+} = 0$ $u_{x_3,k}^{A^+} - u_{x_3,MN1}^{A^+} = 0$
		$A^-$	$u_{x_1,k}^{A^-} - u_{x_1,MN1}^{A^-} = 0$ , $u_{x_2,k}^{A^-} - u_{x_2,MN1}^{A^-} = 0$ $u_{x_3,k}^{A^-} - u_{x_3,MN1}^{A^-} = 0$
	MN2 / $x_1 = \frac{l_x}{2} - 1 \wedge x_2 = x_3 = 0$	$C^+, C^-$	$u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,m}^{C^-} = 0$ $rot_{x_3,MN1}^{A^+} - rot_{x_3,MN2}^{A^-} = \kappa_x^0$ $u_{x_1,MN1}^{A^+} - u_{x_1,MN2}^{A^-} = 0$ $u_{x_2,MN1}^{A^+} - u_{x_2,MN2}^{A^-} = 0$ $u_{x_3,MN1}^{A^+} - u_{x_3,MN2}^{A^-} = 0$
$\kappa_y^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 =$ $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = \kappa_x^0 = \kappa_z^0 =$ $= \kappa_{xy}^0 = \kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	MN1 / $x_2 = \frac{l_y}{2} + 1 \wedge x_1 = x_3 = 0$	$B^+$	$u_{x_1,l}^{B^+} - u_{x_1,MN1}^{B^+} = 0$ , $u_{x_2,l}^{B^+} - u_{x_2,MN1}^{B^+} = 0$ $u_{x_3,l}^{B^+} - u_{x_3,MN1}^{B^+} = 0$
		$B^-$	$u_{x_1,l}^{B^-} - u_{x_1,MN1}^{B^-} = 0$ , $u_{x_2,l}^{B^-} - u_{x_2,MN1}^{B^-} = 0$ $u_{x_3,l}^{B^-} - u_{x_3,MN1}^{B^-} = 0$
	MN2 / $x_2 = \frac{l_y}{2} - 1 \wedge x_1 = x_3 = 0$	$C^+, C^-$	$u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,m}^{C^-} = 0$ $rot_{x_1,MN1}^{C^+} - rot_{x_1,MN2}^{C^-} = \kappa_y^0$ $u_{x_1,MN1}^{C^+} - u_{x_1,MN2}^{C^-} = 0$ $u_{x_2,MN1}^{C^+} - u_{x_2,MN2}^{C^-} = 0$ $u_{x_3,MN1}^{C^+} - u_{x_3,MN2}^{C^-} = 0$
$\kappa_z^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 =$ $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = \kappa_x^0 = \kappa_y^0 =$ $= \kappa_{xy}^0 = \kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	MN1 / $x_3 = \frac{l_z}{2} + 1 \wedge x_1 = x_2 = 0$	$C^+$	$u_{x_1,m}^{C^+} - u_{x_1,MN1}^{C^+} = 0$ , $u_{x_2,m}^{C^+} - u_{x_2,MN1}^{C^+} = 0$ $u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,MN1}^{C^+} = 0$
		$C^-$	$u_{x_1,l}^{B^-} - u_{x_1,MN1}^{B^-} = 0$ , $u_{x_2,l}^{B^-} - u_{x_2,MN1}^{B^-} = 0$ $u_{x_3,l}^{B^-} - u_{x_3,MN1}^{B^-} = 0$ $rot_{x_2,MN1}^{B^+} - rot_{x_2,MN2}^{B^-} = \kappa_z^0$ $u_{x_2,MN1}^{B^+} - u_{x_2,MN2}^{B^-} = 0$ $u_{x_2,MN1}^{B^+} - u_{x_2,MN2}^{B^-} = 0$ $u_{x_2,MN1}^{B^+} - u_{x_2,MN2}^{B^-} = 0$
	MN2 / $x_3 = \frac{l_z}{2} - 1 \wedge x_1 = x_2 = 0$		
$\kappa_{xy}^0 = 1 \%$ , $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \varepsilon_z^0 =$ $\gamma_{xy}^0 = \gamma_{xz}^0 = \gamma_{yz}^0 = \kappa_x^0 =$ $\kappa_y^0 = \kappa_z^0 = \kappa_{xz}^0 = \kappa_{yz}^0 = 0$	MN1 / $x_1 = \frac{l_x}{2} + 1 \wedge x_2 = x_3 = 0$	$A^+, A^-$	$rot_{x_1,k}^{A^+} - rot_{x_1,k}^{A^-} = \kappa_{xy}^0 \cdot (x_1^{A^+} - x_1^{A^-})$
		$A^+$	$u_{x_1,k}^{A^+} - u_{x_1,MN1}^{A^+} = 0$ , $u_{x_2,k}^{A^+} - u_{x_2,MN1}^{A^+} = 0$ $u_{x_3,k}^{A^+} - u_{x_3,MN1}^{A^+} = 0$
	MN2 / $x_2 = \frac{l_y}{2} + 1 \wedge x_1 = x_3 = 0$	$A^-$	$u_{x_1,k}^{A^-} - u_{x_1,MN1}^{A^-} = 0$ , $u_{x_2,k}^{A^-} - u_{x_2,MN1}^{A^-} = 0$ $u_{x_3,k}^{A^-} - u_{x_3,MN1}^{A^-} = 0$



Tabelle A-16 (Fortsetzung)

Lastfall	Masterknoten/ Position	Fläche	Constraint equations
		$A^-$	$u_{x_1,k}^{A^-} - u_{x_1,MN1}^{A^-} = 0, u_{x_2,k}^{A^-} - u_{x_2,MN1}^{A^-} = 0$ $u_{x_3,k}^{A^-} - u_{x_3,MN1}^{A^-} = 0$
		$B^+, B^-$	$rot_{x_2,l}^{B^+} - rot_{x_2,l}^{B^-} = \kappa_{xy}^o \cdot (x_2^{B^+} - x_2^{B^-})$
		$B^+$	$u_{x_1,l}^{B^+} - u_{x_1,MN1}^{B^+} = 0, u_{x_2,l}^{B^+} - u_{x_2,MN1}^{B^+} = 0$ $u_{x_3,l}^{B^+} - u_{x_3,MN1}^{B^+} = 0$
		$B^-$	$u_{x_1,l}^{B^-} - u_{x_1,MN1}^{B^-} = 0, u_{x_2,l}^{B^-} - u_{x_2,MN1}^{B^-} = 0$ $u_{x_3,l}^{B^-} - u_{x_3,MN1}^{B^-} = 0$ $rot_{x_1,MN1}^{A^+} - rot_{x_2,MN2}^{B^+} = 0$
		$A^+, A^-$	$rot_{x_1,k}^{A^+} - rot_{x_1,k}^{A^-} = \kappa_{xz}^o \cdot (x_1^{A^+} - x_1^{A^-})$
		$A^+$	$u_{x_1,k}^{A^+} - u_{x_1,MN1}^{A^+} = 0, u_{x_2,k}^{A^+} - u_{x_2,MN1}^{A^+} = 0$ $u_{x_3,k}^{A^+} - u_{x_3,MN1}^{A^+} = 0$
		$A^-$	$u_{x_1,k}^{A^-} - u_{x_1,MN1}^{A^-} = 0, u_{x_2,k}^{A^-} - u_{x_2,MN1}^{A^-} = 0$ $u_{x_3,k}^{A^-} - u_{x_3,MN1}^{A^-} = 0$
	$MN1 /$	$C^+, C^-$	$rot_{x_3,m}^{C^+} - rot_{x_3,m}^{C^-} = \kappa_{xz}^o \cdot (x_3^{C^+} - x_3^{C^-})$
$\gamma_{xz}^o = 1 \%$ , $\epsilon_x^o = \epsilon_y^o = \epsilon_z^o =$	$x_2 = \frac{l_y}{2} + 1 \wedge x_1 = x_3 = 0$	$C^+$	$u_{x_1,m}^{C^+} - u_{x_1,MN1}^{C^+} = 0, u_{x_2,m}^{C^+} - u_{x_2,MN1}^{C^+} = 0$ $u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,MN1}^{C^+} = 0$
$\gamma_{xy}^o = \gamma_{yz}^o = \kappa_x^o = \kappa_y^o = \kappa_z^o =$	$MN2 /$	$C^-$	$u_{x_1,l}^{B^-} - u_{x_1,MN1}^{B^-} = 0, u_{x_2,l}^{B^-} - u_{x_2,MN1}^{B^-} = 0$ $u_{x_3,l}^{B^-} - u_{x_3,MN1}^{B^-} = 0$ $rot_{x_1,MN1}^{A^+} - rot_{x_3,MN2}^{C^+} = 0$ $rot_{x_1,MN1}^{A^+} - rot_{x_3,MN2}^{C^+} = 0$
$\kappa_{xy}^o = \kappa_{xz}^o = \kappa_z^o = 0$	$x_3 = \frac{l_z}{2} + 1 \wedge x_1 = x_2 = 0$		
		$B^+, B^-$	$rot_{x_2,l}^{B^+} - rot_{x_2,l}^{B^-} = \kappa_{xy}^o \cdot (x_2^{B^+} - x_2^{B^-})$
		$B^+$	$u_{x_1,l}^{B^+} - u_{x_1,MN1}^{B^+} = 0, u_{x_2,l}^{B^+} - u_{x_2,MN1}^{B^+} = 0$ $u_{x_3,l}^{B^+} - u_{x_3,MN1}^{B^+} = 0$
	$MN1 /$	$B^-$	$u_{x_1,l}^{B^-} - u_{x_1,MN1}^{B^-} = 0, u_{x_2,l}^{B^-} - u_{x_2,MN1}^{B^-} = 0$ $u_{x_3,l}^{B^-} - u_{x_3,MN1}^{B^-} = 0$
$\kappa_{yz}^o = 1 \%$ , $\epsilon_x^o = \epsilon_y^o = \epsilon_z^o =$	$x_2 = \frac{l_y}{2} + 1 \wedge x_1 = x_3 = 0$	$C^+, C^-$	$rot_{x_3,m}^{C^+} - rot_{x_3,m}^{C^-} = \kappa_{xz}^o \cdot (x_3^{C^+} - x_3^{C^-})$
$\gamma_{xy}^o = \gamma_{xz}^o = \gamma_{yz}^o = \kappa_x^o = \kappa_y^o =$	$MN2 /$	$C^+$	$u_{x_1,m}^{C^+} - u_{x_1,MN1}^{C^+} = 0, u_{x_2,m}^{C^+} - u_{x_2,MN1}^{C^+} = 0$ $u_{x_3,m}^{C^+} - u_{x_3,MN1}^{C^+} = 0$
$= \kappa_z^o =$	$x_3 = \frac{l_z}{2} + 1 \wedge x_1 = x_2 = 0$	$C^-$	$u_{x_1,l}^{B^-} - u_{x_1,MN1}^{B^-} = 0, u_{x_2,l}^{B^-} - u_{x_2,MN1}^{B^-} = 0$ $u_{x_3,l}^{B^-} - u_{x_3,MN1}^{B^-} = 0$ $rot_{x_2,MN1}^{B^+} - rot_{x_3,MN2}^{C^+} = 0$
$\kappa_{xy}^o = \kappa_{xz}^o = 0$			

Tabelle A-17: Korrekturfaktoren für UD-Festigkeitskenngrößen strukturell vernähter MAG-Lamine nach [140]

$$\varphi_{\text{vernäht}} = \frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}} \cdot \frac{p \cdot s}{p \cdot s - A_{\text{FehlStelle}}} \cdot \varphi_{\text{unvernäht}} \quad (\text{A.1})$$

$$\varphi_{\text{korr}} = \frac{\varphi_{\text{Exp}}}{\varphi_{\text{vernäht}} \cdot \frac{p \cdot s - A_{\text{FehlStelle}}}{p \cdot s}} \quad (\text{A.2})$$

$$\varphi_{\text{vernäht, korr}} = \varphi_{\text{vernäht}} \cdot \varphi_{\text{korr}} \quad (\text{A.3})$$

$$R_{\parallel, \text{korr}}^t = \frac{R_{\parallel, \varphi_{\text{Exp}}}^t}{\left[ E_{f, \parallel} \cdot \varphi_{\text{Exp}} + (1 - \varphi_{\text{Exp}}) \cdot E_m \right] \cdot \varepsilon_{\text{min}}} \quad (\text{A.4})$$

$$R_{\parallel, \text{korr}}^c = R_{\parallel, \varphi_{\text{Exp}}}^c - \frac{\left[ E_{f, \parallel} \cdot \varphi_{\text{Exp}} + (1 - \varphi_{\text{Exp}}) \cdot E_m \right] \cdot \left( 1 - \varphi_{\text{Exp}}^{\frac{1}{3}} \right) \cdot \varepsilon_{\text{min}}}{v_{\perp \parallel} \cdot \varphi_{\text{Exp}} + (1 - \varphi_{\text{Exp}}) \cdot v_m} \quad (\text{A.5})$$

$$R_{\perp, \text{korr}}^t = R_{\perp, \varphi_{\text{Exp}}}^t - \left[ 1 + \left( \varphi_{\text{Exp}} - \sqrt{\varphi_{\text{Exp}}} \right) \cdot \left( 1 - \frac{E_m}{E_{f, \perp}} \right) \right] \cdot R_{\perp, \text{min}}^t \quad (\text{A.6})$$

$$R_{\perp, \text{korr}}^c = R_{\perp, \varphi_{\text{Exp}}}^c - \left[ 1 + \left( \varphi_{\text{Exp}} - \sqrt{\varphi_{\text{Exp}}} \right) \cdot \left( 1 - \frac{E_m}{E_{f, \perp}} \right) \right] \cdot R_{\perp, \text{min}}^c \cdot C \quad (\text{A.7})$$

$$R_{\perp \parallel, \text{korr}} = R_{\perp \parallel, \varphi_{\text{Exp}}} - \left[ 1 + \left( \varphi_{\text{Exp}} - \sqrt{\varphi_{\text{Exp}}} \right) \cdot \left( 1 - \frac{G_m}{G_{f, \perp \parallel}} \right) \right] \cdot R_{\perp \parallel, \text{min}} \cdot C \quad (\text{A.8})$$

Tabelle A-18: Mit FE-EZ-Modell abgeschätzte UD-StEIFigkeits- und Festigkeitskennwerte der Einzellagen unvernähter und strukturell vernähter [(+45/-45/0/90)<sub>s</sub>]<sub>2</sub>-Lamine

Konfiguration	Nr. UD-Schicht in 1	$E_3^t$ in MPa	$R_3^t$ in MPa	
K1	unvernäht	1	8.923	49,12
		1	10.429	47,26
		2	10.140	48,11
		3	9.880	48,56
		4	9.602	48,86
		5	9.578	48,99
		6	9.936	48,42
	7	9.772	48,70	

Tabelle A-18 (Fortsetzung)

Konfiguration	Nr. UD-Schicht in 1	$E'_3$ in MPa	$R'_3$ in MPa
	8	9.667	48,81
	9	9.673	48,76
	10	9.754	48,74
	11	9.847	48,56
	12	9.587	48,93
	13	9.534	49,02
	14	10.962	46,18
	15	10.485	47,59
	16	11.354	45,68
	1	10.129	47,84
	2	9.941	48,13
	3	10.129	47,84
	4	9.489	48,60
	5	9.568	48,63
	6	9.701	48,46
	7	9.597	48,60
K2	8	9.592	48,56
	9	9.588	48,62
	10	9.578	48,50
	11	9.681	48,52
	12	9.527	48,67
	13	9.611	48,61
	14	10.105	47,85
	15	9.801	48,28
	16	10.567	47,26
	1	10.319	47,46
	2	9.918	48,21
	3	9.755	48,49
	4	9.404	49,25
	5	9.398	49,31
K3	6	9.530	48,94
	7	9.509	49,04
	8	9.487	49,11
	9	9.404	49,25
	10	9.426	49,23
	11	9.671	48,73

Tabelle A-18 (Fortsetzung)

Konfiguration	Nr. UD-Schicht in 1	$E'_3$ in MPa	$R'_3$ in MPa
	12	9.427	49,20
	13	9.425	49,23
	14	10.180	47,17
	15	9.828	48,24
	16	10.708	46,73
	1	9.609	47,33
	2	9.649	47,25
	3	9.442	47,63
	4	9.070	48,25
	5	9.031	48,24
	6	9.219	48,02
	7	9.095	48,24
K4	8	9.015	48,26
	9	9.020	48,32
	10	9.063	48,32
	11	9.235	47,97
	12	8.990	48,30
	13	9.053	48,21
	14	9.663	47,01
	15	9.539	47,44
	16	9.876	46,88
	1	10.459	49,32
	2	9.832	48,34
	3	9.643	48,71
	4	9.504	49,04
	5	9.415	49,23
	6	9.557	48,92
	7	9.510	49,03
K5	8	9.546	49,32
	9	9.498	49,40
	10	9.537	48,96
	11	9.400	49,23
	12	9.593	48,81
	13	9.748	48,51
	14	9.487	49,08

Tabelle A-18 (Fortsetzung)

Konfiguration	Nr. UD-Schicht in 1	$E'_3$ in MPa	$R'_3$ in MPa
	15	10.215	46,95
	16	10.469	47,08

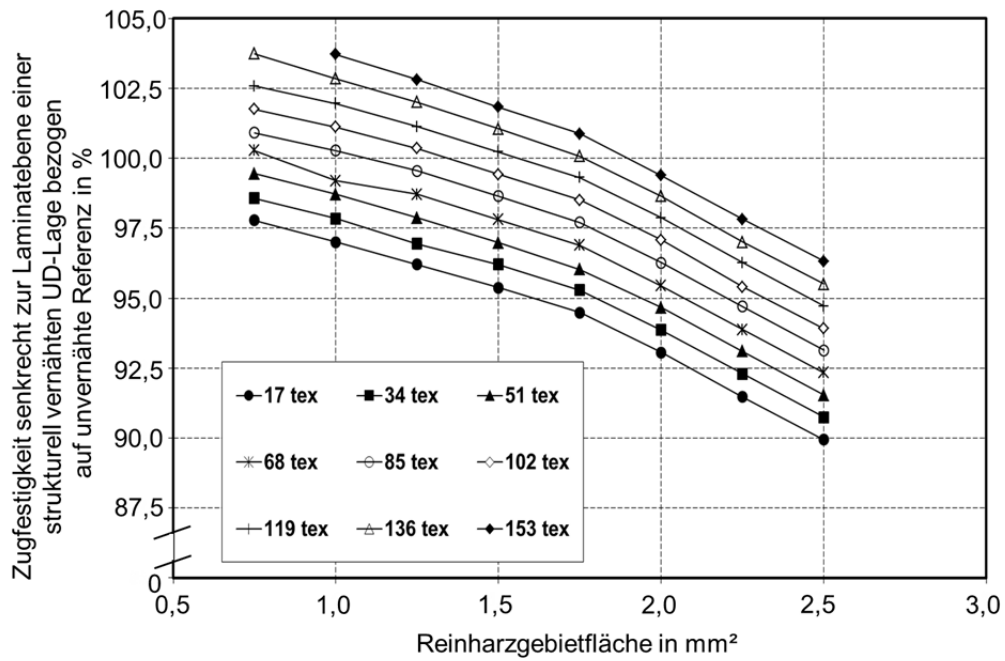


Abbildung A-1: Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 3,3 mm) bezogen auf unvernähte Referenz

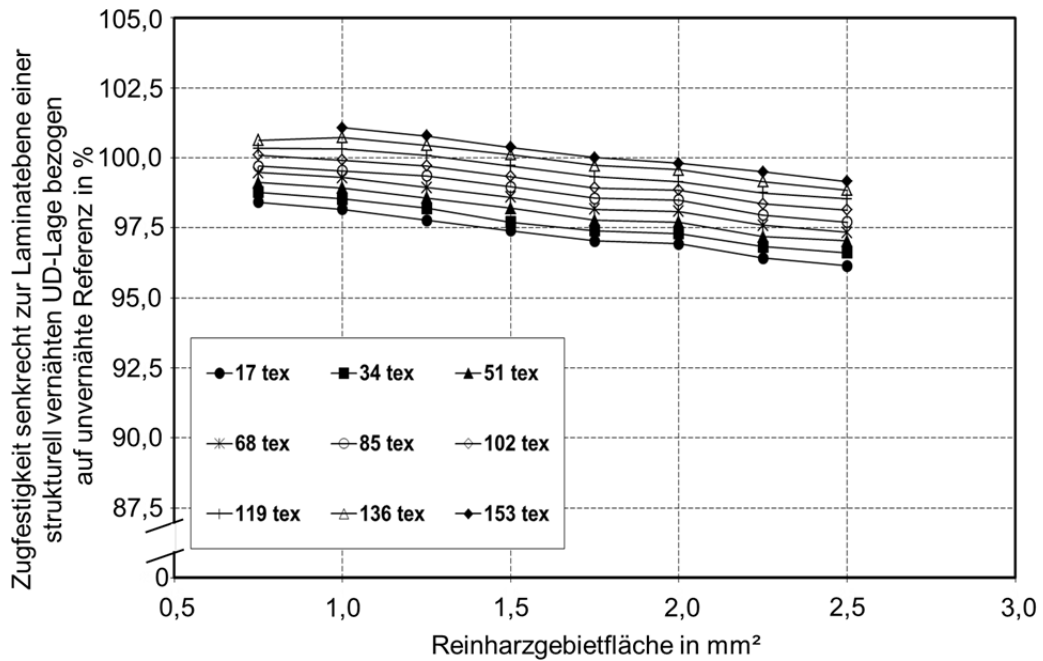


Abbildung A-2: Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 5,0 mm) bezogen auf unvernähte Referenz

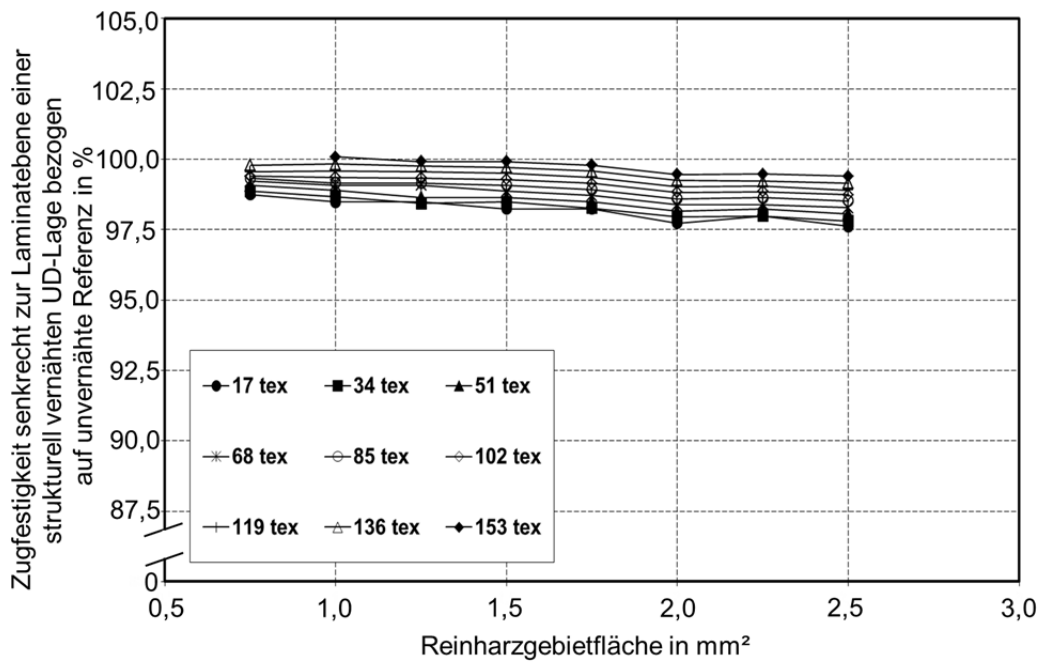


Abbildung A-3: Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 6,7 mm) bezogen auf unvernähte Referenz

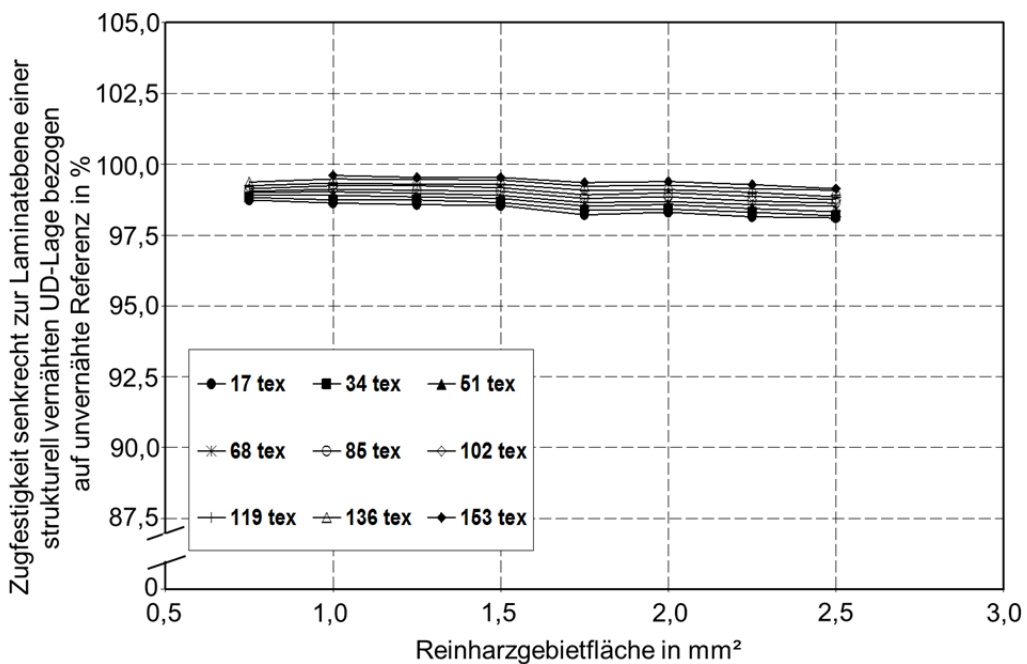


Abbildung A-4: Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 8,4 mm) bezogen auf unvernähte Referenz

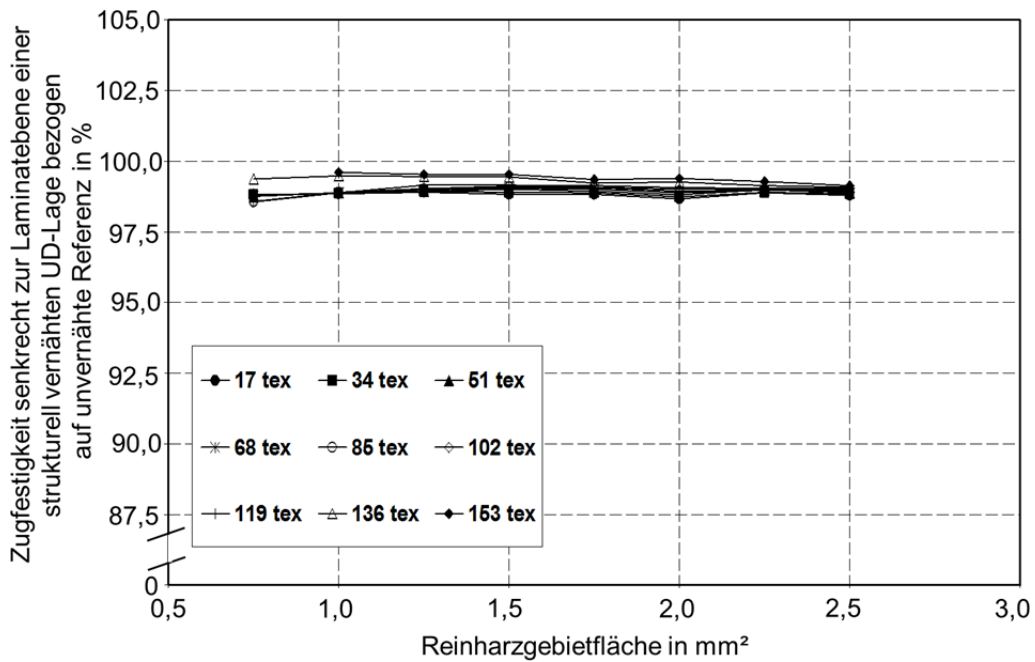


Abbildung A-5: Interlaminare Zugfestigkeit der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 15,0 mm) bezogen auf unvernähte Referenz

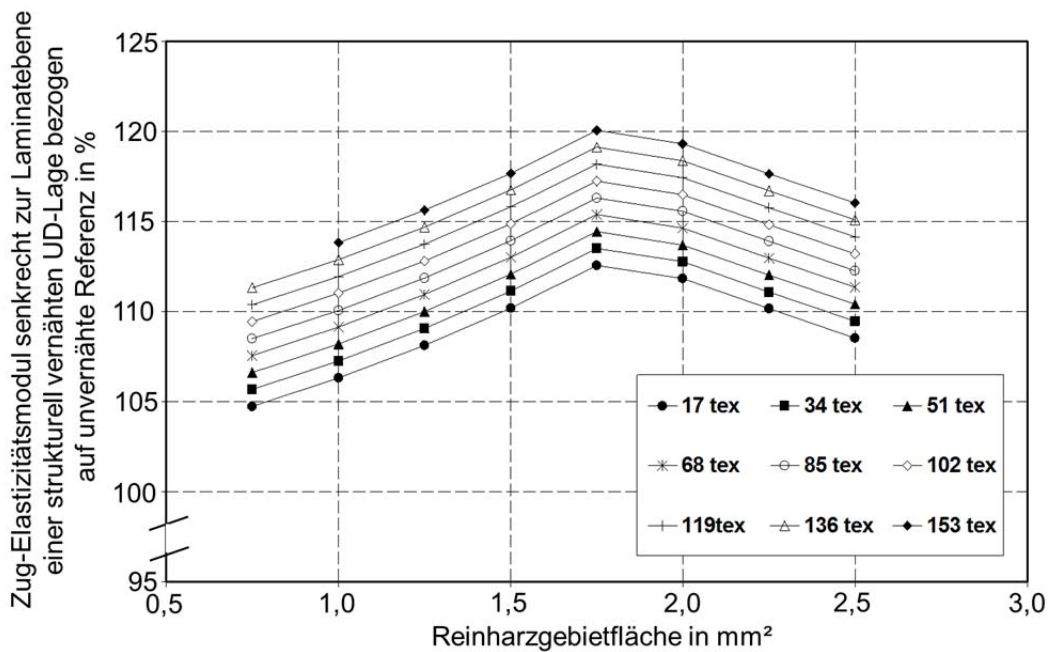


Abbildung A-6: Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 3,3 mm) bezogen auf unvernähte Referenz



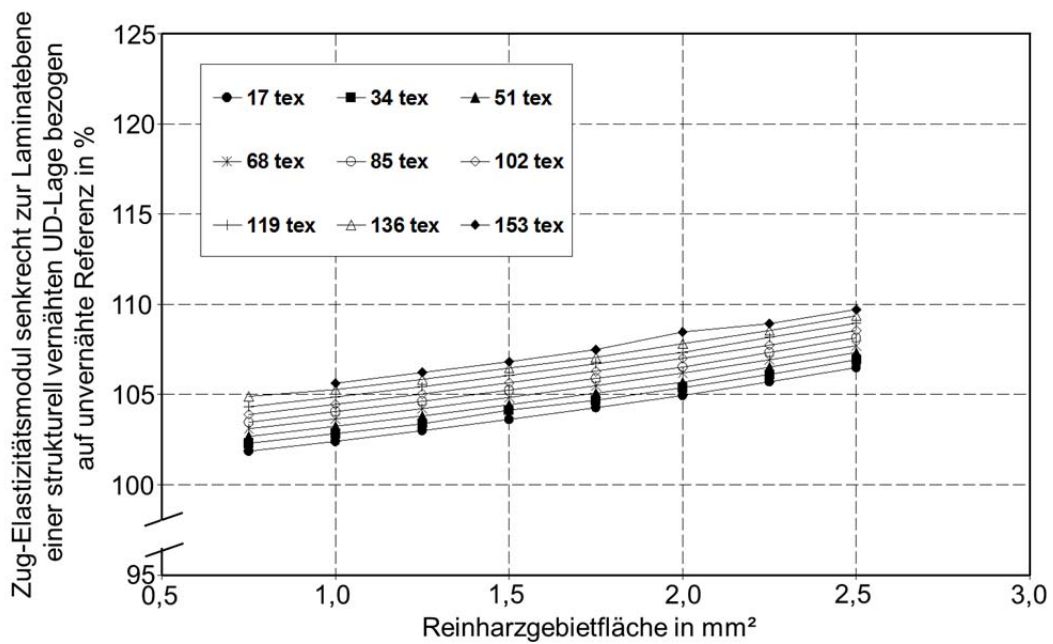


Abbildung A-7: Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 5,0 mm) bezogen auf unvernähte Referenz

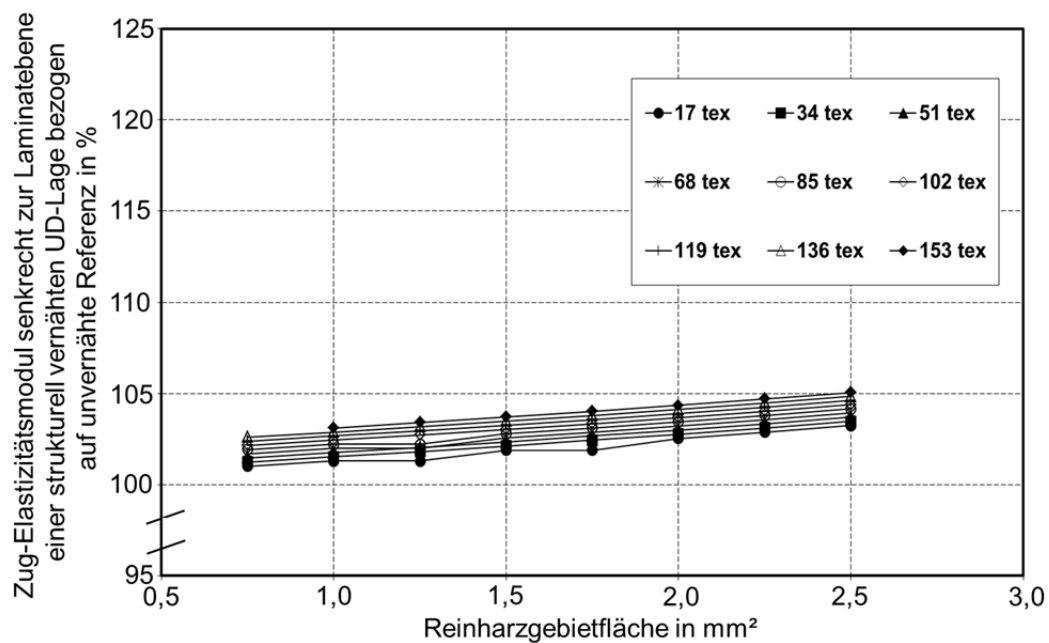


Abbildung A-8: Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 6,7 mm) bezogen auf unvernähte Referenz

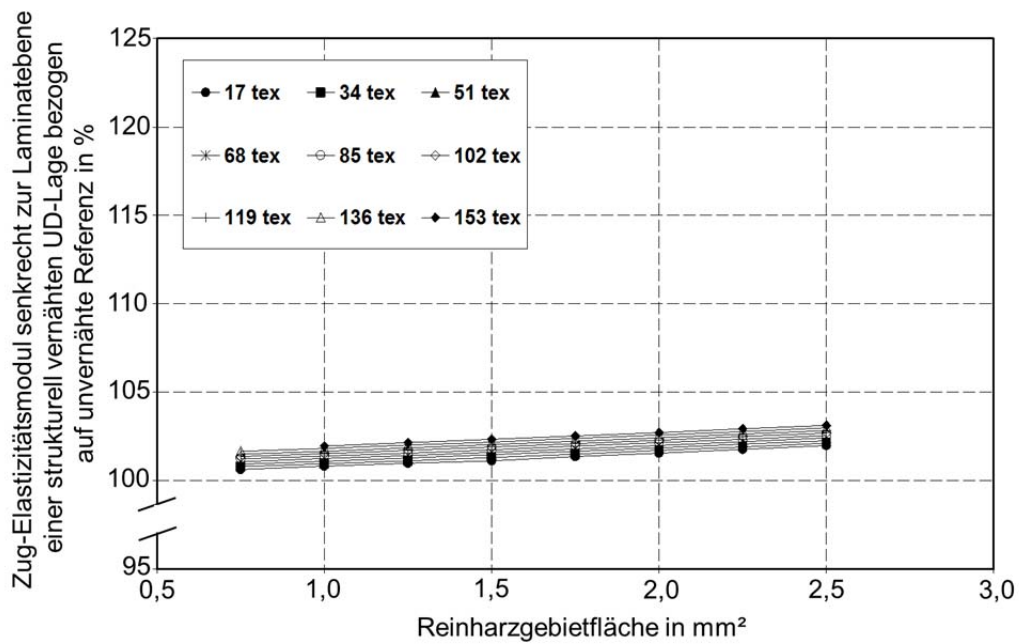


Abbildung A-9: Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 8,4 mm) bezogen auf unvernähte Referenz

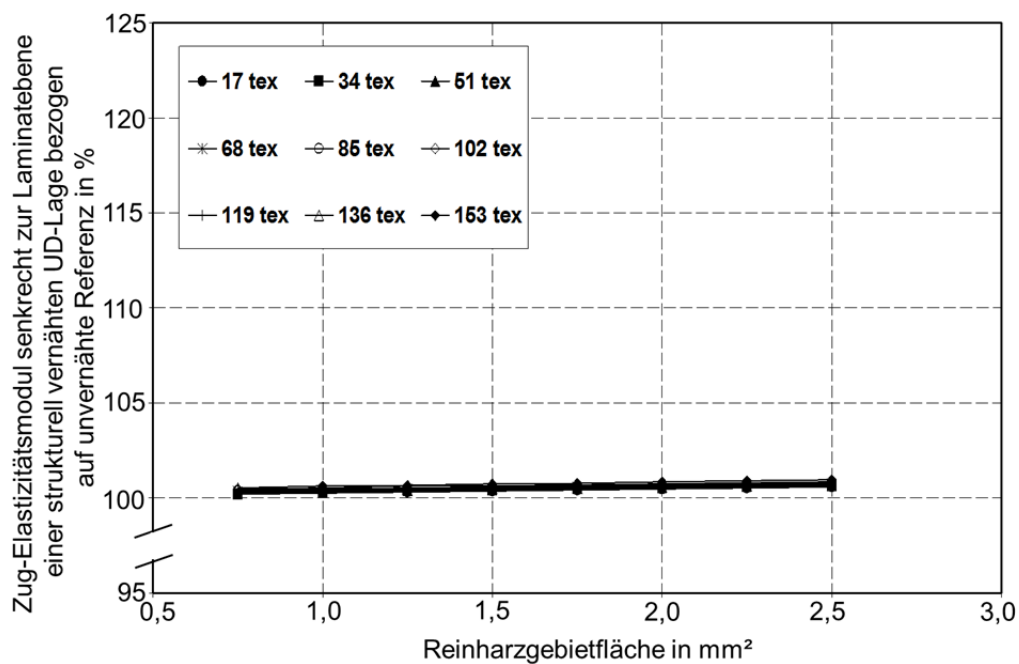


Abbildung A-10: Interlaminarer Zug-Elastizitätsmodul der strukturell vernähten CFK-Schicht (Nahtabstand und Teilung 15,0 mm) bezogen auf unvernähte Referenz

## Literaturverzeichnis

- [1] Hawk, J.: The Boeing 787 Dreamliner: More than an Airplane. In: Proceedings "Aircraft Noise and Emissions Reduction Symposium" 2005, Monterey, USA, May 24-26.
- [2] Hellard, G.: Composites in Airbus – A Long Story of Innovations and Experiences, EDS Global Investor Forum 2008, Seville, January 17-18.
- [3] Beral, B.: A350XWB Structures: A major step forward for composite applications. In: Proceedings SAMPE SETEC 2008, September 18-19, Augsburg.
- [4] Schmachtenberg, E.: Faserverbundkunststoffe – Stand der Technik und erreichbarer Fortschritt. 22. Internationales Kunststofftechnisches Kolloquium des IKV, Aachen, 10.-12. März, 2004.
- [5] Michaeli, W., Huybrechts, D., Wegener, M.: Dimensionieren mit Faserverbundwerkstoffen. Einführung und praktische Hilfen. Carl Hanser Verlag, München, Wien, 1995.
- [6] Schürmann, H.: Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 2005.
- [7] Beaumont, B.: Vision der Luftfahrtindustrie für CFK. Bayern Innovativ Cluster Treff, Rosenheim, 04. Februar, 2010.
- [8] Velicki, A.: Blended Wing Body Structural Concept Development. In: Proceedings "Royal Aeronautical Society – 1<sup>st</sup> Aircraft Structural Design Conference", 2008, Liverpool, UK, October 14-16.
- [9] Velicki, A.: Damage Arrest Design Approach Using Stitched Composites. In: Proceedings "Royal Aeronautical Society - 2<sup>nd</sup> Annual Structural Design Conference", 2010, London, UK, October 26-28.
- [10] Middendorf, P., Weimer, C.: (Teil-) Automatisierte Fertigungskonzepte für zukünftige Faserverbundstrukturen im Hubschrauberbau, 1. Augsburger Produktionstechnik-Kolloquium, 18. Mai, 2011.
- [11] Torstrick, T., Meyer, M., Wiedemann, M.: Endkonturnahe Fertigung von CFK-Bauteilen in hoher Stückzahl, 1. Augsburger Produktionstechnik-Kolloquium, 18. Mai, 2011.
- [12] Schneeberger, M., Spanner, H., Weimer, C.: CFK-Spante in Prepreg und VAP-Bauweise, Technisch-Wissenschaftliches Seminar „Hochleistungsstrukturen im Flugzeugbau“, 24. Oktober 2007, Universität der Bundeswehr, München.
- [13] Weimer, C.: Preform-engineering: applied sewing technologies to incorporate part and process functions into dry reinforcements. Composite Science and Technology, 63 (2003), S. 2089-2098.
- [14] Berret, F., Anduze, M., Nardari, C.: Metal inserts in structural composite materials manufactured by RTM. Composites: Part A, 39 (1998), S. 693-700.
- [15] Great Britain, Dept. of Trade and Industry: HYBRIDMAT 4: advances in the manufacture of 3-D preform reinforcement for advanced structural composites

- in aerospace – a mission to the USA, Pera on behalf of the Department of Trade and Industry, 2006.
- [16] Havar, T., Middendorf, P., Spenninger, G., Göttinger, M., Schmidt, H.: New Composite load introduction rib for high lift devices. SAMPE SETEC 2008, September 18-19, Augsburg.
- [17] Hufenbach, W.: Textile Verbundbauweise und Fertigungstechnologien für Leichtbaustrukturen des Maschinen- und Fahrzeugbaus. SDV – Die Medien AG, 2007.
- [18] Neitzel, M., Mitschang, P.: Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung. München : Hanser, 2004.
- [19] Dransfield, K., Baillie, C., Mai, Y.-W.: Improving the delamination resistance of CFRP by stitching – a review. Composites Science and Technology, 50 (1994), S. 305-317.
- [20] Weimer, C.: Zur nähtechnischen Konfektionierung von textilen Verstärkungsstrukturen für Faser-Kunststoff-Verbunde. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2006 (IVW-Schriftenreihe Bd. 31), Kaiserslautern, Technische Universität Kaiserslautern, Dissertationsschrift. – ISBN 3-934930-27-1.
- [21] Molnár, P.: Stitching Technique Supported Preform Technology for Manufacturing Fiber Reinforced Composites. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2006 (IVW-Schriftenreihe Bd. 74), Kaiserslautern, Technische Universität Kaiserslautern, Dissertationsschrift. – ISBN 3-934930-70-4.
- [22] N.N.: <http://ctc-gmbh.com/technologien/vorformen/>, 15.10.2011 – Internet.
- [23] Tong, L.; Mouritz, A. P.; Bannister, M. K.: 3D Fibre Reinforced Polymer Composites. Amsterdam: 2002.
- [24] Mouritz, A.P., Bannister, M. K., Falzon, P.J., Leong, K.H.: Review of applications for advanced three-dimensional fibre textile composites. Composites: Part A, 30 (1999), S. 1445-1461.
- [25] Mouritz, A.P., Leong, K.H., Herszberg, I.: A review of the effect of stitching on the intralaminar mechanical properties of fibre-reinforced polymer composites. Composites: Part A, 28 (1997), S. 979-991.
- [26] Mouritz, A.P., Cox, B.N.: A Mechanistic approach to the properties of stitched laminates. Composites: Part A, 31, (2000), S. 1-27.
- [27] Mouritz, A.P., Cox, B.N.: A mechanistic interpretation of the comparative intralaminar mechanical properties of 3D woven, stitched and pinned composites. Composites: Part A, 41 (2010), S. 709-728.
- [28] Mouritz, A. P.; Jain, L. K.: Further Validation of the Jain and Mai Models for Interlaminar Fracture of Stitched Composites. Composites Science and Technology, 59 (1999), S. 1653–1662.
- [29] Jain, L. K., Dransfield, K. A., Mai, Y.-W.: On the Effect of Stitching in CFRPs : II : Mode II Delamination Toughness. Composites Science and Technology, 58 (1998), S. 829–837.

- [30] Liu, D.: Delamination Resistance in Stitched and Unstitched Composite Plates Subjected to Impact Loading. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 9 (1990), S. 59–69.
- [31] Iwahori, Y., Horikawa, S., Yamamoto, M., Ishikawa, T., Fukuda, H.: CFRP Strengths Improvement by Carbon Fiber Stitching. In: Proceedings „49th International SAMPE Symposium“, Long Beach, CA, USA, May 16 – 20, 2004, – CD-Rom.
- [32] Cartiè, D.D.R., Dell’Anno, G., Poulin, E., Partridge, I.K.: 3D reinforcement of stiffener-to-skin T-joints by Z-pinning and tufting. *Engineering Fracture Mechanics*, 73 (2006) S. 2532-2540.
- [33] Greenhalgh, E., Hiley, M.: The assessment of novel materials and processes for the impact tolerant design of stiffened composite aerospace structures. *Composites: Part A*, 34 (2003), S. 151-161.
- [34] Miravete, A.: 3-D textile reinforcements in composite materials. Woodhead Publishing Ltd., Cambridge, England, 1999.
- [35] Juhasz, J.: Ein neues physikalisches Versagenskriterium für schwach 3D-verstärkte Faserverbundlaminate. Braunschweig, Universität, Dissertationschrift.
- [36] An innovative aircraft structure with advanced stitched preforms using an RTM process. *JEC Composites Magazine*, 63 (2011), S. 58.
- [37] Siemetzki, M., Zimmermann, K., Middendorf, P.: Ultra-Thick Laminates – chances and limitations. In: Proceedings ICCM-17 17<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials, July 27-31, Edinburgh, 2009.
- [38] Weyrauch, F., Llopart, L., Strachauer, F.: An innovative approach on modular joints for carbon fibre reinforced structures. In: Proceedings ICCM-17 17<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials, July 27-31, Edinburgh, 2009.
- [39] Weiland, F., Weimer, C., Katsiropoulos, C.V., Pantelakis, S.G., Asareh, M., Cartiè, D.D.R., Mills, A.R., Skordos, A.A., Dufort, L., De Luca, P., Pickett, A.K.: Manufacture of a rotorblade pitch horn using novel binder yarn fabric. In: Proceedings ICCM-17 17<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials, July 27-31, Edinburgh, 2009.
- [40] Washburn, T.: Airframe Drag/Weight Reduction Technologies. Green Aviation Summit, September 8-9, NASA Research Center, Moffet Field, CA, USA, 2010.
- [41] Henning, K. (Hrsg.), Gries, T., Flachskampf, P.: Wirtschaftliche Herstellung von Faserverbundbauteilen mit Hilfe automatisiert hergestellter textiler Preforms: AutoPreforms. 2008, – Abschlussbericht, AiF-Vorhaben, Förderkennzeichen: 14420 N, <http://www.ifu.rwth-aachen.de/downloads/Abschlussbericht.pdf>, 21.04.08, – Internet.
- [42] French, D.M.: Composite suspension arm for an armoured fighting vehicle. In: Proceedings ICCM-17 17<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials, July 27-31, Edinburgh, 2009.

- [43] Zhao, M.: Nähen als Montageverfahren textiler Preforms und Wirkungen der Nähte auf lokale mechanische Eigenschaften thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe. Technische Universität Dresden, Dissertationsschrift, 2007.
- [44] QVA-Z10-46-12 - Bestimmung des Laminatfaseranteils von gehärteten Faserverbunden, Ausgabe 2, 2004.
- [45] ASTM D 2256 - Standard Test Method for Tensile Properties of Yarns by the Single-Strand Method, West Conshohocken, 2007.
- [46] ISO 3341 - Textile glass - Yarns - Determination of breaking force and breaking elongation, Genf, 2000.
- [47] Jesse, F.: Tragverhalten von Filamentgarnen in zementgebundener Matrix. Technische Universität Dresden, 2004, Dissertationsschrift.
- [48] Abdkader, A.: Charakterisierung und Modellierung der Eigenschaften von AR-Glasfilamentgarnen für die Betonbewehrung. Technische Universität Dresden, Dissertationsschrift 2004.
- [49] Banholzer, B.: Bond behaviour of a multifilament yarn embedded in a cementitious matrix. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Dissertationsschrift, 2004.
- [50] Dransfield, A. D., Jain, L. K., Mai, Y.-W.: On the effects of stitching in CFRPs - Mode I delamination toughness. *Composites Science and Technology*, 58 (1998), S. 815-827.
- [51] Al-Masri, A., Wulfhorst, B.: Mechanische Charakterisierung textiler Strukturen für den Einsatz in textilbewehrtem Beton. In: Hegger, J. (Hrsg.): *Textilbeton – 1. Fachkolloquium der Sonderforschungsbereiche 528 und 532*, Mies-van-der-Rohe-Straße 1, 52074 Aachen: Eigenverlag, 15.-16. Februar 2001, S. 58-70.
- [52] Abdkader, A., Offerman, P.: Textile Werkstoffe und Flächengebilde zur bautechnischen Verstärkung und Instandsetzung: Teil 3: Deformationskennwerte von AR-Glasfilamentgarnen. *Technische Textilien*, 45 (2002), Nr. 1, S. 21-23.
- [53] Mitschang, P., Ogale, A., Schlimbach, J., Weyrauch, F., Weimer, C.: Preform Technology: a Necessary Requirement for Quality Controlled LCM-Process. *Polymers & Polymer Composites*, 11 (2003), S. 605-622.
- [54] Requena, G., Fiedler, G., Seiser, B., Degischer, P., Michiel, de M., Buslaps, T.: 3D-Quantification of the distribution of continuous fibres in unidirectionally reinforced composites. *Composites: Part A*, 40 (2009), S. 152-163.
- [55] Haßler, U., Müller, A., Khabta, M., Hanke, R.: Erkennung von Mikrorissen in CFK-Proben mittels CT. Industrielle Computertomographie Tagung, 27-29, September 2010, Wels, Austria.
- [56] Schell, J.S.U., Renggli, M., Lenthe, van G.H., Miller, R., Ermanni, P.: Micro-computed tomography determination of glass fibre reinforced polymer meso-structure. *Composites Science and Technology*, 66 (2006), S. 2016-2022.
- [57] Lomow, S.V., Perie, G., Ivanov, D.S., Verpoest, I., Marsal, D.: Modelling three-dimensional fabrics and three-dimensional reinforced composites: challenges and solutions. *Textile Research Journal*, 81 (2011), S. 28-41.

- [58] Barré, S., Benzeggagh, M.L.: On the use of acoustic emission to investigate damage mechanisms in glass-fibre-reinforced polypropylene. *Composites Science and Technology* 52 (1994), S. 369-376.
- [59] Xingmin, Z., Xiong, Y.: Investigation of damage mechanisms in self-reinforced polyethylene composites by acoustic emission. *Composites Science and Technology*, 66 (2006), S. 444-449.
- [60] Woo, S.-C., Choi, N.-S.: Analysis of fracture process in single edge-notched laminated composites based on the high amplitude acoustic emission events. *Composites Science and Technology*, 67 (2007), S. 1451-1458.
- [61] Giordano, M., Calabro, A., Esposito, C., D'Amore, A., Nicolais, L.: An acoustic emission characterization of the failure modes in polymer-composite materials. *Composites Science and Technology*, 58 (1998), S. 1923-1928.
- [62] Ni, Q.-Q., Iwamoto, M.: Wavelet transform of acoustic emission signals in failure of model composites. *Engineering fracture mechanics*, 69 (2002), S. 717-728.
- [63] Groot de, P.J., Wijnen, P.A.M., Janssen, R.B.F.: Real-time frequency determination of acoustic emission for different fracture mechanisms in carbon/epoxy composites. *Composites Science and Technology*, 55 (1995), S. 405-412.
- [64] Bohse, J.: Acoustic emission characteristics of micro-failure processes in polymer blends and composites. *Composites Science and Technology*, 60 (2000), S.1213-1226.
- [65] Ramirez-Jimenez, C.R., Papadakis, N., Reynolds, N., Gan, T.H., Purnell, P., Pharaoh, M.: Identification of failure modes in glass/polypropylene composites by means of the primary frequency content of the acoustic emission event. *Composites Science and Technology*, 64 (2004), S. 1819-1827.
- [66] Loutas, T.H., Kostopoulos, V., Ramirez-Jimenez, C.R., Pharaoh, M.: Damage evolution in center-holed glass/polyester composites under quasi-static loading using time/frequency analysis of acoustic emission monitored waveforms. *Composites Science and Technology*, 66 (2006), S. 1366-1375.
- [67] Zukov, H.: Schallemissionsanalyse zyklisch vorbelasteter Kohlenstoff-Faser-Verbunde, IVW-Bericht 10-028, 2010.
- [68] Pagano, N.J., Soni, S.R.: Strength Analysis of Composite Turbine Blades. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 7 (1988), S. 558-581.
- [69] Mespoulet. S.: Through-thickness Test Methods for Laminated Composites. Centre for Composite Materials, Imperial College, London University, UK, PhD Thesis, 1998.
- [70] Daniel, I.M., Ishai, O.: *Engineering Mechanics of Composite Materials*, Oxford University Press, New York.
- [71] Lagace, P.A., Weems, D.B.A.: Through-thickness strength specimen for composites. In: Chamis C.C. (ed.), *In: Test methods and design allowables for fibrous composites: second volume*. ASTM STP 1003, American Society for Testing and Materials, 1989, S. 197-207.

- [72] Jackson, W.C., Martin R.H.: An interlaminar tensile strength specimen, In: Camponeschi, E. T. Jr. (ed.), In: Composite Materials: Testing and Design (Eleventh Volume). ASTM STP 2006, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, S. 218-238.
- [73] Mespoulet, S. Hodginson, J.M., Matthews, F.L., Hitchings, D., Robinson, P.: A novel test method to determine the through-thickness tensile properties of long fibre reinforced composites. In Proceedings, ECCM7, 1996, S. 131-137.
- [74] Ruiz, C., Cui, G.Y.; Through-thickness strength of fibre-reinforced polymer matrix composite laminates. In: Proceedings, ECCM7, 1996, S. 139-144.
- [75] Lodeiro, M.J., Broughton, W.R., Sims, G.D.: Understanding the limitations of through-thickness test methods. *Plastics, Rubber and Composites*, 28 (1999), S. 416-424.
- [76] Karkkainen, R.L., Sankar, B.V., Tzeng, J.T.: A direct micromechanical approach toward the development of quadratic stress gradient failure criteria for textile composites. *Journal of Composite Materials*, 41 (2007), S. 1917-1937.
- [77] Daniel, I.M.: *Composite Materials: Testing and Design.*, ASTM, Special Technical Publication STP787, 1981.
- [78] Ferguson, R.F., Hinton, M.J., Hiley, M.J.: Determining the through-thickness properties of FRP materials. *Composites Science and Technology*, 58 (1998) S. 1411-1420.
- [79] Shaw, R.M., Sims, G.D.: Through-Thickness Tensile Testing of Polymer Matrix Composites. Measurement Note funded by the United Kingdom Department of trade and industry, NPL Materials Centre National Physical Laboratory Hampton Road Teddington Middlesex TW11 0LW, 2004.
- [80] Hodginson, J.M., Turner, S., Matthews, F.L., Godwin, E.W., Broughton, W.R., Robinson, P., Hogg, P.J., Bibo A., Curtis, P.T., Pritchard, G., Soutis, C., Wolstenholme, L.C., Sims, G.D.: *Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites*. 1. Auflage, Woodhead Publishing Limited, 2000.
- [81] Roy, K., Kim, R.Y.: Interlaminar normal stiffness and strength of thick orthotropic laminates: an experimental study. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 13 (1994), S. 880-894.
- [82] Shivakumar, K.N., Allen, H.G., Avva, A.S.: Interlaminar tension strength of Graphite/Epoxy Composite Laminates. *American Institute of Aeronautics and Astronautics Journal*, 32 (1994), S. 1478-1484.
- [83] Daniel, I.M., Luo, J.J., Schubel, P.M.: Three-dimensional characterization of textile composites. *Composites Part B: Engineering*, 39 (2008), S. 13-19.
- [84] Nielsen, A.S., Ibsen, J., Thomson, O.T.: Through-thickness tensile and compressive properties of stitched CFRP composites. *Key Engineering Materials Vols*, 221-222 (2002), S. 97-108.
- [85] Nielsen, A.S.: *Design Basis for Transition Zone in Integrally Hat-Stiffened RTM-Skin for Primary Aircraft Structures*. Aalborg University, Denmark, PhD Thesis, 2003.



- [86] Daniel, I.M., Abot, J.L., Luo, J.-J., Schubel, P.M.: Three-dimensional characterization of constitutive behavior and failure of textile composites. 11th International Conference on Fracture, Turin, March 20-25, 2005.
- [87] ASTM: D 7291/D 7291M-07 - Standard Test Method for Through-Thickness "Flatwise" Tensile Strength and Elastic Modulus of a Fiber-Reinforced Matrix Composite Material, West Conshohocken, 2007.
- [88] Hara, E., Yokozeki, T., Hatta, H., Ishikawa, T., Iwahori, Y.: Study of direct out-of-plane tensile test method for CFRP laminates with different thickness. ICCM-17 17<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials, Edinburgh, July 27-31, 2009.
- [89] Hara, E., Yokozeki, T., Hatta, H., Ishikawa, T., Iwahori, Y.: Effects of geometry and specimen size on out-of-plane tensile strength of aligned CFRP determined by direct tensile loading. *Composites: Part A*, 41 (2010), S. 1425-1433.
- [90] Hara, E., Yokozeki, T., Hatta, H., Iwahori, Y., Ishikawa, T.: CFRP laminate out-of-plane tensile modulus determined by direct loading. *Composites: Part A*, 41 (2010), S. 1538-1544.
- [91] Hartung, D.: Materialverhalten von Faserverbundwerkstoffen unter dreidimensionalen Belastungen. Forschungsbericht 2009-12, Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt (Hrsg.), Braunschweig, 2009.
- [92] Iwahori, Y., Ishikawa, T., Watanabe, N., Ito, A., Hayashi, Y., Sugimoto, S.: Experimental investigation of interlaminar mechanical properties on carbon fiber stitched CFRP laminates. *Advanced Composite Materials*, 16 (2007), S. 95-113.
- [93] Havar, T.: Beitrag zur Gestaltung und Auslegung von 3D-verstärkten Faserverbundschlaufen. Stuttgart, Universität, Dissertationsschrift, 2007.
- [94] Abot, J.L., Daniel, I.M.: Through-thickness mechanical characterization of woven composites. *Journal of Composite Materials*, 38 (2004), S. 543-553.
- [95] Koissin, V., Kustermans, J., Lomov, S.V., Verpoest, I., Van den Broucke, B., Witzel, V.: Structurally stitched NCF preforms: Quasi-static response. *Composites Science and Technology*, 69 (2009), S. 2701-2710.
- [96] Treiber, J.W.G., Cartié, D.D.R., Partridge, I.K.: Determination of bridging laws in tufted composites. In: *Proceedings 17<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials*, July 27-31, Edinburgh, 2009.
- [97] Patentschrift DE 199 32 842 B4, Kohlenstofffasernähgarn für Faser-Kunststoff-Verbund-Bauteile. Deutsches Patent- und Markenamt, Bundesrepublik Deutschland, 2004.
- [98] ASTM D 3846-08 - Standard Test Method for Intralaminar Shear Strength of Reinforced Plastics, West Conshohocken, 2007.
- [99] BS 6464 - Reinforced Plastics Pipes, Fittings and Joints for Process Plants, 1984.
- [100] BS EN ISO 14130 - Fibre-reinforced Plastic Composites – Determination of Apparent Interlaminar Shear Strength by Short Beam Test Method, 1997.

- [101] ASTM D 3846-08 - Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-notched beam method, West Conshohocken, 1997.
- [102] Jain, L.K., Mai, Y.W.: Recent work on stitching of laminated composites – theoretical analysis and experiments. In: Scott M, L., editor, Proceedings 11th International Conference on Composite Materials, 14-18 July 1997, Lancaster, Pennsylvania: Technomic Publishing, 1997, S. I-25 – I-51.
- [103] Adanur, S., Tsao, Y. P.: Stitch bonded textile structural composites, 26<sup>th</sup> International SAMPE Conference, 17-20 October 1994, S. 25-34.
- [104] Cholarakara, M. T., Jang, B. Z., Wang, C. Z.: Deformation and failure mechanisms in 3D Composites. In: Proceedings 34<sup>th</sup> International SAMPE Conference, 8-11 May 1989, S. 2153-2160.
- [105] Du, X., Xue, F., Gu, Z.: Experimental study of the effect of stitching on strength of a composite laminate. In: Proceedings International Symposium on Composite Materials and Structures, Beijing, 10-13 June 1986, Technomic, Lancaster, PA, 1986, S. 912-918.
- [106] Mouritz, A.P., Gallagher, J., Goodwin, A. A.: Flexural Strength and Interlaminar Shear Strength of Stitched GRP laminates following repeated impacts. *Composites Science and Technology*, 57 (1997), S. 509-522.
- [107] Gipple, K.L., Hoyns, D.: Measurement of the Out-of-plane shear response of Thick Section Composite Materials Using the V-Notched Beam Section. *Journal of Composite Materials*, 28(6) (1994), S. 543-572.
- [108] Shokrieh, M.M., Lessard, L.B.: An assessment of the Double-Notch Shear Test for Interlaminar Shear Characterization of a Unidirectional Graphite/Epoxy under Static and Fatigue Loading. *Applied Composite Materials*, 5 (1998), S. 289-304.
- [109] Ünal, Ö., Narottam, P.B.: Intralaminar and interlaminar shear strength of a unidirectional Hi-Nicalon fiber-reinforced ceramic matrix composite. *Ceramics International*, 28 (2002), S. 527-540.
- [110] Morton, J., Ho, H., Tsai, M.Y., Farley, G.L.: An Evaluation of the Iosipescu Specimen for Composite Materials Shear Property Measurement. *Journal of Composite Materials*, 26 (1992), S. 708-750.
- [111] Post, D., Dai, F.L., Guo, Y., Ifju, P.: Interlaminar Shear Moduli of Cross-Ply Laminates: An Experimental Analysis. *Journal of Composite Materials*, 23 (1989), S. 264-279.
- [112] Iwahori, Y., Ishikawa, T.: Improvement of interlaminar strength on CFRP laminates by carbon fiber stitching. In: Proceedings 24<sup>th</sup> International Congress of the Aeronautical Sciences ICAS 2004, Yokohama, August 29 – September 3, 2004,
- [113] Kamiya, R., Chou, T.-W.: Strength and Failure Behavior of Stitched Carbon/Epoxy Composites. *Metallurgical and materials transactions*, 31A (2000), S. 899-909.
- [114] Shekar, V., Ganga Rao, H.V.S.: Composites with 3D stitched fabrics. *International Journal of Materials and Product Technology*, 19 (2003), S. 188-199.

- [115] Lee, S., Munro, M.: Evaluation of Testing Techniques for the Iosipescu Shear Test for Advanced Composite Materials. *Journal of Composite Materials*, 24 (1990), S. 419-440.
- [116] Zhang, C., Suong, V.H., Ganesan, R.: Experimental Characterization of Interlaminar Shear Strengths of Graphite/Epoxy Laminated Composites. *Journal of Composite Materials*, 36 (2002), S. 1615-1652.
- [117] Lijun, Z., Fengpeng, Z., Xiao-Zhi, H., Bao-Zong, H.: Study on Interlaminar Shear and Damage Behavior of Carbon Fiber Composites with Short Fiber Interleaves: 1. The Comparative Test. *Advanced Materials Research Vols.*, 41-42 (2008), S. 335-340.
- [118] Ye, Y., Chen, H., Wu, J., Chan, C.M.: Interlaminar properties of composites with halloysite nanotube-toughened epoxy resin. *Composites Science and Technology*, 71 (2011), S. 717-723.
- [119] Costa, M.L., de Almeida, S.F.M., Rezende, M., C.: The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon/epoxy and carbon/bismaleimide fabric laminates. *Composites Science and Technology*, 61 (2001), S. 2101-2108.
- [120] Kim, J., Shioya, M., Kabayashi, H., Kaneko, J., Kido, M.: Mechanical properties of woven laminates and felt composites using carbon fibers. Part 2: interlaminar properties. *Composites Science and Technology*, 64 (2004), S. 2231-2238.
- [121] Suemasu, H., Takahashi, H., Ishikawa, T.: On failure mechanisms of composite laminates with an open hole subjected to compressive load. *Composites Science and Technology*, 66 (2006), S. 634-641.
- [122] Portanova, M.A., Poe, C.C., Whitcomb, J.D.: Open Hole and Postimpact Compressive Fatigue of Stitched and Unstitched Carbon-epoxy Composites. In: Glenn G.C. editor. *Composite materials: testing and design*. ASTM STP 1120, 10, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1992, S. 37-53.
- [123] Reeder, J.R.: Stitching vs. a toughened matrix: compression strength effects. *Journal of Composite Materials*, 29 (1995), S. 2464-2487.
- [124] Dow, M.B., Smith, D.L.: Damage tolerant composite materials produced by stitching carbon fabrics. In: *Proceedings 21<sup>st</sup> International SAMPE Technical Conference*, 25-28 September 1989, S. 595-605.
- [125] Han, X.P., Li, L.X., Zhu, X.P., Yue, Z.F.: Experimental study on the stitching reinforcement of composite laminates with a circular hole. *Composites Science and Technology*, 68 (2008), S. 1649-1653.
- [126] Chen, G., Cheng, X., Li, Z., Kou, C.: Hygrothermal Properties of Stitched and Unstitched Uniweave T300/QY9512 Laminates (With a Hole). *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 23 (2004), S. 1663-1671.
- [127] Tracy, G.D., Kedward, K.T.: The Characterization of Open Hole Strengths of Stitched Polymer Composite Laminate. In: *Proceedings 12<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials ICCM-12*, 1999, Paris, France, July 5-9.

- [128] Airbus Process Specification AIPS01-02-005: Preparation of Holes in Fibre Reinforced Plastic (FRP) and Mixed (FRP/Metal) Assemblies for Fastening, 2010.
- [129] Wang, X.F., Wang, X.W., Zhou, G.M., Zhou, C.W.: Multi-scale Analyses of 3D Woven Composite Based On Periodicity Boundary Conditions. *Journal of Composite Materials*, 41 (2007), S. 1773-1778.
- [130] Roth, Y.C.: Beitrag zur rechnerischen Abschätzung des Scheiben-Elastizitätsverhaltens in Dickenrichtung vernähter Faser-Kunststoff-Verbund-Laminat. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2005 (IVW-Schriftenreihe Bd. 55), Kaiserslautern, Technische Universität Kaiserslautern, Dissertationsschrift, – ISBN 3-934930-51-4.
- [131] Roth, Y. C., Himmel, N.: Modellierung des Deformationsverhaltens vernähter Hochleistungsfaserverbundstrukturen. In: Proceedings "8. Nationales Symposium SAMPE Deutschland e. V.", Kaiserslautern, 7. – 8. März, 2002.
- [132] Roth, Y. C., Himmel, N.: Stitched Non-Crimp Fabric Laminates: From Manufacturing to Intralaminar Properties. In: Proceedings "14th International Conference on Composite Materials ICCM-14", San Diego, USA, July 14 - 18, 2003.
- [133] Roth, Y. C. ; Himmel, N.: Vernähte Multiaxialgelege-Verbundwerkstoffe: Experimentelle und theoretische Untersuchung variierender Stichparameter auf das Intralaminar-Steifigkeitsverhalten. In: Proceedings "Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2002", Stuttgart, 23. – 26. September 2002.
- [134] Roth, Y. C., Himmel, N.: The Influence of Stitching on the Intralaminar Tensile Properties of Non-Crimp-Fabric Laminates. In: Proceedings "6th International Conference on Textile Composites TEXCOMP 6", Philadelphia, USA, September 11 - 13, 2002.
- [135] Roth, Y. C., Himmel, N.: Theoretical Model and Experimental Investigation on the Effect of Stitching on the Intralaminar Stiffness of CFRP. In: Proceedings "10th European Conference on Composite Materials ECCM-10", Brugge, Belgium, June 3 - 7, 2002.
- [136] Heß, H., Roth, Y.C., Himmel, N.: Elastic constants estimation of stitched NCF CFRP laminates based on a finite element unit-cell model. *Composites Science and Technology*, 67 (2007), S. 1081-1095.
- [137] Heß, H.; Himmel, N.: Finite Element Unit Cell Based Strength Prediction of Stitched CFRP Laminates. In: Proceedings "1<sup>st</sup> CEAS European Air and Space Conference", Berlin, Germany, September 10 – 13. 2007, – CD-Rom.
- [138] Heß, H.; Himmel, N.: Development of a Finite Element Unit Cell Model for Stitched CFRP Laminates. In: Proceedings "2<sup>nd</sup> International Conference 'Supply on the wings' (AIRTEC 2007)", Frankfurt/Main, Germany, October 23 – 26, 2007, – CD-Rom.
- [139] Heß, H.; Himmel, N.: Finite-Elemente-Einheitszellenmodellierung des Versagensverhaltens strukturell vernähter MAG-Laminat. In: Schlarb A, K, (Hrsg.): IVW-Kolloquium 2006 : 14. – 15. November 2006, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2006 (IVW-Schriftenreihe Bd. 68), S. 148-149.

- [140] Heß, H.: Experimentelle Charakterisierung und kontinuumsmechanische Simulation des Versagensverhaltens strukturell vernähter Faser-Kunststoff-Verbunde. Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2009 (IVW-Schriftenreihe Bd. 88), Kaiserslautern, Technische Universität Kaiserslautern, Dissertationschrift, - ISBN 3-934930-84-0.
- [141] Heß, H., Himmel, N.: Structurally stitched NCF CFRP laminates. Part 1: Experimental characterization of intralaminar and out-of-plane properties. *Composites Science and Technology*, 71 (2011), S. 549-568.
- [142] Heß, H., Himmel, N.: Structurally stitched NCF CFRP laminates. Part 2: Finite element unit cell based prediction of intralaminar properties. *Composites Science and Technology*, 71 (2011), S. 569-585.
- [143] O' Brien, T.K., Krueger, R.: Influence of Compression and Shear on the Strength of Composite Laminates with Z-Pinned Reinforcement. *Applied Composite Materials*, 13 (2006), S. 173-189.
- [144] Steeves, C.A., Fleck, N.A.: Intralaminar properties of composite laminates with through-thickness pin reinforcement. *International Journal of Solids and Structures*, 43 (2006), S. 3197-3212.
- [145] Berger, H., Sreedhar, K., Gabbert, U., Rodriguez-Ramos, R., Giunovart-Diaz, R., Otero, J.A., Bravo-Castillero, J.: An analytical and numerical approach for calculating effective material coefficients of piezoelectric fiber composites. *International Journal of Solids and Structures*, 42 (2005), S. 5692-5714.
- [146] Berger, H., Sreedhar, K., Gabbert, U., Rodriguez-Ramos, R., Bravo-Castillero, J., Giunovart-Diaz, R.: A comprehensive numerical homogenisation technique for calculating effective coefficients of uniaxial piezoelectric fibre composites. *Materials Science and Engineering A*, 412 (2005), S. 53-60.
- [147] Berger, H., Sreedhar, K., Gabbert, U., Rodriguez-Ramos, R., Bravo-Castillero, J., Giunovart-Diaz, R.: Calculation of effective coefficients for piezoelectric fiber composites based on a general numerical homogenization technique. *Composite Structures*, 71 (2005), S. 397-400.
- [148] Berger, H., Sreedhar, K., Gabbert, U., Rodriguez-Ramos, R., Bravo-Castillero, J., Giunovart-Diaz, R., Sabina, F.J., Maugin, G.A.: Unit cell models of piezoelectric fiber composites for numerical and analytical calculation of effective properties. *Smart Materials Structures*, 15 (2006) S. 451-458.
- [149] Carvelli, V., Poggi, C.: A homogenization procedure for the numerical analysis of woven fabric composites. *Composites: Part A*, 32 (2001), S. 1425-1432.
- [150] Dickinson, L.C., Farley, G.L., Hinders, M.K.: Prediction of Effective Three-Dimensional Elastic Constants of Translaminar Reinforced Composites. *Journal of Composite Materials*, 33 (1999), S. 1002-1029.
- [151] Kuo, W.-S., Pon, B.-J.: Elastic moduli and damage evolution of three-axis woven fabric composites. *Journal of Materials Science*, 32 (1997), S. 5445-5455.

- [152] Drago, A., Pindera, M.-J.: Micro-mechanical analysis of heterogeneous materials: Macroscopically homogeneous vs periodic microstructures. *Composites Science and Technology*, 67 (2007), S. 1243-1263.
- [153] Grassi, M., Zhang, X., Meo, M.: Prediction of stiffness and stresses in z-fibre reinforced composite laminates. *Composites: Part A*, 33 (2002), S. 1653-1664.
- [154] Garnich, M.R., Karami, G.: Localized Fiber Waviness and Implications for Failure in Unidirectional Composites. *Journal of Composite Materials*, 39 (2005), S. 1225-1245.
- [155] Huang, H., Talreja, R.: Effects of void geometry on elastic properties of unidirectional fiber reinforced composites. *Composites Science and Technology*, 65 (2005), S. 1964-1981.
- [156] Koissin, V., Kustermans, J., Lomov, S.V., Verpoest, I., Nakai, H., Kurashiki, T., Hamada, K., Momoji, Y., Zako, M.: Structurally stitched preforms: Experimental characterization, geometrical modelling, and FE analysis. 13<sup>th</sup> European Conference on Composite Materials (ECCM-13), Stockholm, June 2-5, 2008, CD-edition.
- [157] Nagai, K., Yokoyama, A., Maekawa, Z.-I., Hamada, H.: Strength Analysis for Three-dimensional Fiber Reinforced Composites. *Advanced Performance Materials*, 2 (1995), S. 161-176.
- [158] Schmidt, R.: Berechnung elastischer Konstanten für inhomogene Bauteile mit periodischer Struktur. 19th CAD-FEM Users' Meeting, Potsdam, October 17-19, 2001.
- [159] Verpoest, I., Lomov, S.V.: Virtual textile composites software WiseTex: Integration with micro-mechanical, permeability and structural analysis. *Composites Science and Technology*, 65 (2005), S. 2563-2574.
- [160] Xia, Z., Zhang, Y., Ellyin, F.: A unified periodical boundary conditions for representative volume elements of composites and applications. *International Journal of Solids and Structures*, 40 (2003), S. 1907-1921.
- [161] Xia, Z., Chen, Y., Ellyin, F.: A meso/micro-mechanical model for damage progression in glass-fiber/epoxy cross-ply laminates by finite-element analysis. *Composites Science and Technology*, 60 (2000), S. 1171-1179.
- [162] Kari, S., Berger, H., Gabbert, U.: Numerical evaluation of effective material properties of randomly distributed short cylindrical fibre composites. *Computational Materials Science*, 39 (2007), S. 198-204.
- [163] Kari, S., Berger, H., Rodriguez-Ramos, R., Gabbert, U.: Computational evaluation of effective material properties of composites reinforced by randomly distributed spherical particles. *Composite Structures*, 77 (2007), S. 223-231.
- [164] Li, S.: General unit cells for micromechanical analyses of unidirectional composites. *Composites: Part A*, 32 (2000), S. 815-826.
- [165] Lomov, S.V., Belov, E.B., Bischoff, T., Ghosh, S.B., Truong Chi, T., Verpoest, I.: Carbon composites based on multiaxial multiply stitched preforms. Part 1, Geometry of the preform. *Composites: Part A*, 33 (2002), S. 1171-1183.

- [166] Lomov, S.V., Perie, G., Ivanov, D.S., Verpoest, I., Marsal, D.: Modeling three-dimensional fabrics and three-dimensional reinforced composites: challenges and solutions. *Textile Research Journal*, 81 (2011), S. 28-41.
- [167] Lua, J.: Thermal-mechanical cell model for unbalanced plain weave woven fabric composites. *Composites: Part A*, 38 (2007), S. 1019-1037.
- [168] Suquet, P.: Elements of homogenization theory for inelastic solid materials. In: Sanchez-Palencia, E., Zaoui, A. (Eds.), *Homogenization Techniques for Composite Media*, Springer-Verlag, Berlin, S. 194-275.
- [169] Linde, P., Middendorf, P., van den Broucke, B., de Boer, H., Numerical Simulation of Damage Behavior of Textile Reinforced Composites in Aircraft Structures. In: Proceedings "27<sup>th</sup> International Congress of the Aeronautical Sciences", September 19-24, 2010, Nice, France.
- [170] Stellbrink, K. K. U.: *Micromechanics of Composites: Composite Properties of Fibre and Matrix Constituents*. München : Hanser, 1996.
- [171] Van den Broucke, B., Drechsler, K., Hanisch, V., Hartung, D., Ivanov, D.S., Koissin, V.E., Lomov, S.V., Middendorf, P., Miravete, A., Schouten, M., Stüve, J., Tolosana, N., Verpoest, I., Witzel, V.: Multilevel Modelling of Mechanical Properties of Tectile Composites: ITOOL Project. In: Proceedings "28<sup>th</sup> International SAMPE Europe Conference 2007", Paris, France, April 2 –4, 2007, – CD-Rom.
- [172] Van den Broucke, B., De Verdier, M., Hartung, D., Middendorf, P., Pickett, A., Angulo, D. R., Schouten, M., Teßmer, J.: Failure and Impact Modelling of Textilte Composites: ITOOL Project. In: Proceedings "28<sup>th</sup> International SAMPE Europe Conference 2007", Paris, France, April 2 – 4, 2007, – CD-Rom.
- [173] Puck, A.: *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten*, München : Hanser, 1996.
- [174] Himmel, N.: *Verbundwerkstoffbauweisen*, Kaiserslautern, Technische Universität, Vorlesungsmanuskript, 2010.
- [175] Cuntze, R.G., Freund, A.: The predictive capability of failure mode concept-based strength criteria for multidirectional laminates. *Composites Science and Technology*, 64 (2004), S. 343-377.
- [176] Cuntze, R.G., Freund, A.: The predictive capability of failure mode concept-based strength criteria for multidirectional laminates – part B. *Composites Science and Technology*, 64 (2004), S. 487-516.
- [177] Cuntze, R.G.: Efficient 3D and 2D failure conditions for UD laminae and their application within the verification of the laminate design. *Composites Science and Technology*, 66 (2006), S.1081-1096.
- [178] Soden, P.D., Kaddour, A.S., Hinton, M.J.: Recommendations for designers and researchers resulting from the world-wide failure exercise. *Composites Science and Technology*, 64 (2004), S. 589-604.
- [179] Schürmann, H., Schwarz, M., Peil, C., Magin, M.: Dünnwandige Laminate und punktuelle Biegemomente – unverträglich oder doch konstruktiv lösbar?. In:

- Proceedings Internationale AVK-TV Tagung für verstärkte Kunststoffe und Duroplastische Formmassen, 29, September 2004, Baden Baden.
- [180] Ruijter, W., Spallino, R., Hol, J.D., Entzinger, J.: Optimization of the Airbus A380 Vertical Tail Plane. In: Sixth Engineering Mechanics Symposium, 24-25 November 2003, Kerkrade.
- [181] Grubbs, F.: Procedures for detecting outlying observations in samples. *Technometrics*, 11 (1969), S. 1-21.
- [182] Stephens, M.A.: Tests based on EDF statistics. In: D'Agostino, R.B. (Ed.); Stephens, M.A. (Ed.): *Goodness-of-fit-Techniques*, New York: Marcel Dekker, 1986.
- [183] Smirnov, N.W.: On the estimation of the discrepancy between empirical curves of distribution for two independent samples. In: *Bull. Universite Moskov, Ser. Internat. Sect. A2* (1939), S. 3-19.
- [184] Bartlett, M.S.: Properties of sufficiency and statistical tests. In: *Proceedings of the Royal Statistical Society Series A* 160 (1937), S. 268-282.
- [185] Sachs, L., Hedderich, J.: *Angewandte Statistik – Methodensammlung mit R*, Springer Verlag Berlin Heidelberg New York, 2006.
- [186] Hashin, Z.: Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. *Journal of Applied Mechanics*, 47 (1980), S. 329–334.
- [187] Groot de, P.J., Wijnen, P.A.M., Janssen, R.B.F.: Real-time frequency determination of acoustic emission for different fracture mechanisms in carbon/epoxy composites. *Composites Science and Technology* 55 (1995), S. 405-412.
- [188] Owen, M.J., Middleton, V., Jones, I.A.: *Integrated design and manufacture using fibre-reinforced polymeric composites*, Woodhead Publishing Ltd., Boca Raton, Florida, USA, 2000.
- [189] AITM 1-0007 Issue 3: Determination of plain, open hole and filled hole tensile strength, Airbus S.A.S. Engineering Directorate, Blagnac, France, 2004.
- [190] AITM 1-0008 Issue 3 Determination of plain, open hole and filled hole compression strength. Airbus S.A.S. Engineering Directorate, Blagnac, France, 2004.
- [191] ASTM D3846-08: Standard Test Method for Intralaminar Shear Strength of Reinforced Plastics, West Conshohocken, 2008.



## **Eigene Veröffentlichungen**

Schmidt, H.; Himmel, N.: CFK-Landeklappenträger (NEFS) und CFK-Lasteinleitungsrippe (HIT) für eine Landeklappe. IVW-Industriekolloquium 2010, 16.-17. November 2010, Kaiserslautern.

Schmidt, H.; Himmel, N.: Einheitszellenmodellierung vernähter Multiaxialgelegelaminat. *lightweight design*, 01/2009, 48-53.

Schmidt, H.; Himmel, N.: Finite Element Unit Cell Prediction of Stiffness and Strength Properties of Structurally Stitched NCF CFRP. SEICO SAMPE Europe International Conference, Paris, March 23-25, 2009.

Havar, T. Middendorf, P., Spenninger, G., Göttinger, M., Schmidt, H.: New Composite Load Introduction Rib for high lift devices. SAMPE SETEC 2008, Augsburg, September 18-19, 2008.

## Liste betreuter studentischer Arbeiten

Kroll, D.: Experimentelle Charakterisierung der Eigenschaften strukturell vernähter Multiaxialgelege-Lamine. Studienarbeit, Kaiserslautern, Fachhochschule, 2007.

Phan Ngoc, B. L.: Entwicklung eines Rechen-Tools zur Abschätzung der mechanischen Eigenschaften von Laminaten aus Multiaxialgelegen unter Einbeziehung verschiedener Abschätzungsmethoden zum Einfluss werkstofflicher Inhomogenitäten im textilen Halbzeug. Diplomarbeit, Kaiserslautern, Technische Universität, 2008.

Knissel, F.: Entwicklung eines Versuchskonzeptes zur Beschreibung des Out-of-plane-Verhaltens von strukturell vernähten Multiaxialgelege-Laminaten. Studienarbeit, Kaiserslautern, Fachhochschule, 2011.

Alve, J.: Experimentelle Charakterisierung des interlaminaren Schubverhaltens von unvernähten und strukturell vernähten Multiaxialgelege-Laminaten. Studienarbeit, Kaiserslautern, Fachhochschule, 2011.

Schoop, G.: Experimentelle Charakterisierung der Kerbdruckfestigkeit von unvernähten und strukturell vernähten Multiaxialgelege-Laminaten. Studienarbeit, Kaiserslautern, Technische Universität, 2011