

Experimentelle Charakterisierung und kontinuumsmechanische Simulation des Versagensverhaltens strukturell vernähter Faser-Kunststoff-Verbunde

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

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte

Dissertation

von

Herrn

Dipl.-Ing. (FH) Dipl.-Wirtsch.-Ing. (FH) Heiko Heß
aus Kaiserslautern

Tag der mündlichen Prüfung	14. Juli 2009
Dekan	Prof. Dr.-Ing. Siegfried Ripperger
Vorsitzender	Prof. Dr.-Ing. Martin Maier
1. Berichterstatter	Priv.-Doz. Dr.-Ing. habil. Norbert Himmel
2. Berichterstatter	Prof. Dr.-Ing. Gerhard Scharr

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	V
Nomenklatur	VII
Kurzfassung	XIII
Abstract	XV
1 Einleitung	1
2 Motivation und Zielsetzung	5
3 Stand der Forschung	7
3.1 Faser-Kunststoff-Verbunde	7
3.2 Strukturell vernähte Multiaxialgelege-(MAG-)Lamine	9
3.2.1 Einordnung	9
3.2.2 Potenziale, mechanische Eigenschaften und Anwendung.....	13
3.3 Einheitszellenmodellierung vernähter Faser-Kunststoff-Verbunde.....	22
3.4 Kontinuumsmechanische, einzelschichtbasierte Versagensanalyse von Faser-Kunststoff-Verbunden	29
3.4.1 Spannungs- und Verzerrungsanalyse.....	31
3.4.2 Bruchkriterien der unidirektionalen Schicht.....	32
3.4.3 Degradation der Elastizitätskennwerte unidirektionaler Schichten	34
3.5 Zerstörungsfreie Prüfung von Faser-Kunststoff-Verbunden	35
4 Methodik	37
4.1 Experimentelle Untersuchungen an MAG-Laminaten	37
4.1.1 MAG-Halbzeuge, strukturelles Vernähen, Laminat- und Probekörperherstellung, Versuchsplan	38
4.1.2 Quasi-statische Zug- und Druckversuche an unvernähten MAG-Laminaten.....	40
4.1.3 Quasi-statische Schubversuche an unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten	43
4.1.4 Druckfestigkeit nach Impaktbelastung unvernähter und strukturell vernähter MAG-Lamine	45
4.1.5 Scheinbare interlaminare Energiefreisetzungsrate unter Mode-1-Belastung unvernähter und strukturell vernähter MAG-Lamine.....	47
4.2 Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter MAG-Lamine	51
4.2.1 Abschätzung von Elastizitätskenngrößen vernähter Lamine, Materialeigenschaften der Einzelschicht, Bestimmung thermischer Längenausdehnungskoeffizienten vernähter Lamine	51
4.2.2 Kontinuumsmechanische Versagensanalyse	57
4.2.2.1 Spannungs- und Verzerrungsanalyse	58
4.2.2.2 Festigkeitsanalyse.....	59
4.2.2.3 Degradationsanalyse	64
4.2.2.4 Lastfälle, Randbedingungen und Belastung.....	67
4.2.3 Modelle zur Beschreibung von Faservolumengehalt, Laminatdicke und Fehlstellencharakteristik	69
4.2.4 Durchgeführte Einheitszellenanalysen.....	71

4.3	Modellierung der Druckfestigkeit nach Impaktbelastung und der interlaminaren Energiefreisetzungsrates unter Mode-1-Belastung	74
5	Experimentelle Untersuchungen an MAG-Laminaten	75
5.1	Schallemissionsanalysen zur Bestimmung des Rissbildungsbeginns	75
5.2	Ermittlung von Spannungs-Verzerrungs-Beziehungen der unidirektional verstärkten MAG-Einzelschicht	75
5.3	Zugversuche an unvernähten MAG-Laminaten.....	76
5.4	Schubversuche an unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten	80
5.5	Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter Lamine nach Impaktbelastung	85
5.6	Interlaminare Energiefreisetzungsrates unter Mode-1-Belastung unvernähter und strukturell vernähter Lamine.....	91
6	Modellierung strukturell vernähter MAG-Lamine	95
6.1	Einheitszellenmodellierung des Elastizitäts- und Versagensverhaltens	95
6.1.1	Scheiben-Zugfestigkeit	97
6.1.2	Scheiben-Druckfestigkeit	102
6.1.3	Scheiben-Schubmodul, -Schubfestigkeit und Zwischenfaserbruch-Rissbildungsbeginn unter Schubbelastung.....	104
6.1.4	Einfluss von thermisch bedingten Eigenspannungen und von werkstofflicher Nichtlinearität auf die Scheiben-Schubfestigkeit	109
6.2	Parameterstudie zum Elastizitäts- und Versagensverhalten von MAG-Laminaten	111
6.3	Parameterstudie zum Elastizitäts- und Versagensverhalten einer UD-MAG-Einzelschicht.....	115
6.4	Druckfestigkeit nach Impaktbelastung und interlaminare Energiefreisetzungsrates unter Mode-1-Belastung	117
7	Diskussion	121
8	Zusammenfassung	131
Anhang A		135
A 1	Experimentelle Charakterisierung von [A1-B-A2]-HTA-Zug- und [A1-(B/2) _S -A2] ₂ -HTA-Druck-Laminaten.....	135
A 2	Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter [A1-B-A2]-HTA-Zug- und [A1-(B/2) _S -A2] ₂ -HTA-Druck-Lamine	147
A 3	Experimentelle Untersuchungen an MAG-HTS-Laminaten	151
A 4	Rechnerische Untersuchung strukturell vernähter MAG-Lamine	163
Literaturverzeichnis		187
Liste betreuter studentischer Arbeiten.....		207
Lebenslauf.....		209

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 2004 – 2008 im Rahmen meiner Tätigkeit als Entwicklungsingenieur der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH in der Abteilung „Berechnung und Konstruktion“ auf dem Gebiet der „Bauweisenentwicklung“ an der Technischen Universität Kaiserslautern.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Priv.-Doz. Dr.-Ing. habil. Norbert Himmel für die wissenschaftliche Betreuung und Förderung meiner Arbeit sowie für die Übernahme des ersten Gutachtens. Herzlich danken möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Gerhard Scharr für die Übernahme des zweiten Gutachtens und Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Maier für die Übernahme des Vorsitzes der Promotionskommission.

Herzlich danke ich Herrn Priv.-Doz. Dr.-Ing. habil. Norbert Himmel, Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Maier und Herrn Prof. Dr.-Ing. Alois K. Schlarb für die Unterstützung meines Vorhabens als Fachhochschulabsolvent zu promovieren.

Der Institutsleitung und meinen Vorgesetzten danke ich für die gewährten Freiräume sowie für die angenehme und vertrauensvolle Zusammenarbeit. Wesentlich trug das freundschaftliche Umfeld und die kollegiale Hilfsbereitschaft am Institut zum Gelingen der vorliegenden Arbeit bei, daher gilt mein herzlicher Dank allen Mitarbeitern der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH. Persönlich möchte ich mich bei Matthias Bandler, Tatjana Chevalier, Sebastian Heimbs, Ulrich Huber, Michael Kaiser, Robert Korb, Robert Lahr, Markus Louis, Michael Magin, Tim J. Noll, Thomas Pfaff, Matthias Repsch, York C. Roth, Sebastian Schmeer, Henrik Schmidt, Thomas Schütz und Markus Steeg für die angenehme Zeit am Institut bedanken.

Mein Dank geht ebenfalls an meine Kollegin Valentine Kessler und die Kollegen Volker Disandt, Mark Dully, Holger Franz, Stefan Gabriel, Andreas Gebhard, Werner Gölzer, Karl-Heinz Hammer, Ralph Schneider und Harald Weber sowie die Studentin María J. Carrillo Muñoz und die Studenten Christian Brendamour, Marcel Christmann, Yun Huang, Stephan Klees, Jerome Korn, Pedro J. Pedreño Ruiz, Sebastian Portz, Carsten Rath, Dustin Shapi, Pascal Tritz und Jacek Zawisza für ihre fachliche Mitarbeit.

Schließlich möchte ich mich herzlichst bei meinen Eltern Anneliese und Horst Heß bedanken, die den von mir eingeschlagenen Berufsweg erst ermöglicht und von Beginn an mit aller Kraft gefördert haben. Meiner Lebensgefährtin Daniela Schäfer danke ich von ganzem Herzen für den notwendigen Rückhalt und ihre Unterstützung.

Lauterecken, im Juli 2009

Heiko Heß

Nomenklatur

Abkürzungen

2D	zweidimensional
3D	dreidimensional
5 %	Punkt, in dem die Kraft-Rissöffnungskurve von einer Ursprungsgeraden mit einer im Vergleich zum linearen Bereich der Kraft-Rissöffnungskurve um 5 % reduzierten Steigung geschnitten wird
A1	[+45/0/-45]-MAG
A2	[-45/0/+45]-MAG
AF	Aramidfaser
AM	Flächenmethode
ASTM	American Society for Testing and Materials
B	[0/90/0]-MAG
B/2	[0/90 _{0,5}]-MAG
CAI	compression after impact/Restdruckfestigkeit nach Schlagbeanspruchung
CC	compliance calibration/Nachgiebigkeits-Kalibrierungsmethode
CF	carbon fiber/Carbon- oder Kohlenstofffaser
CFK	carbon- oder kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CLT	classical laminated plate theory/Klassische Laminattheorie
CT	Computertomografie
DCB	double cantilever beam/doppelter Kragarm
DIN	Deutsches Institut für Normung
DM	Direkte Methode
DMS	Dehnungsmessstreifen
EN	Europäische Norm
EZ	Einheitszelle
Fb	Faserbruch
FE	Finite-Elemente
FEM	Finite-Elemente-Methode
FEP	Fluorethylenpropylen
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
GF	Glasfaser
HTA	high tenacity/Standard-Kohlenstofffaser
HTS	high tensile strength/Kohlenstofffaser höherer Zugfestigkeit
ISO	International Organization for Standardization
ITool	Integrated Tool for Simulation of Textile Composites
KB	konstanter Bereich der Widerstandskurve
KEX	Klammerextensometer
KOS	Koordinatensystem
KFZ	Kraftfahrzeug
LEX	Laserextensometer
LION	Laminatauslegungsprogramm (Laminate Evaluation)

(Fortsetzung nächste Seite)

Abkürzungen

MAG	Multiaxialgelege
Mb	Matrixbruch
MBT	modified beam theory/modifizierte Balken-Theorie
MCC	modified compliance calibration/modifizierte Nachgiebigkeits-Kalibrierungsmethode
Mini-TED	Miniature Trailing Edge Device/CFK-Spreizklappe
MSV	Mehrschichtverbund
NL	nichtlinear, Punkt, in dem der Verlauf der Kraft-Rissöffnungskurve nichtlinear wird
OSS	one side stitch/Stichtyp in der Einseitennähtechnik
PES	Polyester
R-Kurve	Widerstandskurve
RNL	Punkt, in dem der Verlauf der Widerstandskurve nichtlinear wird
SA	Standardabweichung
SEA	Schallemissionsanalyse
SVK	Spannungs-Verzerrungs-Kurve
TDCB	tabbed double cantilever beam/verstärkter doppelter Kragarm
UD	unidirektional
unv	unvernäht
VA	Varianzanalyse
VDI	Verein Deutscher Ingenieure
VIS	visuell erfasster Delaminationsbeginn
Zfb	Zwischenfaserbruch

Koordinatensysteme

Zeichen	Bedeutung
x, y, z	globales kartesisches Laminat-Koordinatensystem
$1, 2, 3$	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	[mm]	Risslänge

(Fortsetzung nächste Seite)

Lateinische Symbole

Zeichen	Einheit	Bedeutung
A	[Nm]; [mm ²]; [N/mm]	Fläche zwischen Belastungs- und Entlastungskurve des Kraft-Weg-Diagramms; Fehlstellenfläche; Koeffizient der Scheiben-Steifigkeitsmatrix
[A]	[N/mm]	Scheiben-Steifigkeitsmatrix
[ABD]		Steifigkeitsmatrix des kombinierten Scheiben/Platten-Elements
[ABD] ⁻¹		Nachgiebigkeitsmatrix des kombinierten Scheiben/Platten-Elements
B	[N]	Koeffizient der Koppel-Steifigkeitsmatrix
[B]	[N]	Koppel-Steifigkeitsmatrix
c	[-]	Kosinusfunktion
C	[1]	Faktor der Spannungsüberhöhung
cs	[-]	Referenz-Koordinatensystem
D	[Nmm]	Koeffizient der Platten-Steifigkeitsmatrix
[D]	[Nmm]	Platten-Steifigkeitsmatrix
e	[1]	freier Parameter der modifizierten Ramberg-Osgood-Gleichung
E	[MPa]	Elastizitätsmodul
f_E	[1]	Werkstoffanstrengung
F	[N]	Kraft
G	[MPa]; [J/m ²]	Schubmodul; interlaminare Energiefreisetzungsrate
GF	[tex]	Garnfeinheit, Garnstärke, Titer
l	[mm]; [mm]	Länge; Fehlstellenlänge
M	[N]	Schnittmoment
n	[1]	Anzahl
N	[N/mm]	Schnittkraft
NR	[°]	Nährichtung
p	[mm]; [1]	Stichlänge; werkstoffspezifischer Neigungsparameter
PR	[°]	Prüfrichtung
R	[MPa]	Festigkeit
R^2	[1]	Bestimmtheitsmaß
R^A	[MPa]	Bruchwiderstand der Wirkebene
RD	[tex·cm ⁻²]	z -Verstärkungsdichte
RF	[°]	Rissfortschrittsrichtung
s	[mm]; [1]; [-]	Teilung, Nahtabstand; Sinusfunktion; Einheitszellenfläche
[S]		Nachgiebigkeitsmatrix
[\bar{S}]		transformierte Nachgiebigkeitsmatrix
t	[mm]	Dicke
T	[°C]	Temperatur
[T]		Transformationsmatrix
u	[mm]	Verschiebung
w	[mm]; [mm]; [1]	Probenbreite; Fehlstellenbreite; Gewichtungsfaktor
x	[mm], [mm ²]; [mm], [mm ²]	Variable; Konstante der Parabelgleichung

Griechische Zeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
α	[°]; [$10^{-6}/K$]	Faserorientierungswinkel; thermischer Längenausdehnungskoeffizient
γ	[%]	Schiebung
Δ	[1]	Delta
ε	[%]	Normaldehnung
κ	[%/mm]	Krümmung
φ	[%]	Faservolumengehalt
ν	[1]	Querkontraktionszahl
θ	[°]	Winkel zwischen 2- und n-Richtung
σ	[MPa]	Normalspannung
σ_p	[MPa]	freier Parameter der modifizierten Ramberg-Osgood-Gleichung
σ_1	[MPa]	maximale Hauptnormalspannung
τ	[MPa]	Schubspannung
ξ_p	[1]	freier Parameter der modifizierten Ramberg-Osgood-Gleichung
ψ	[°]	Winkel zwischen τ_{n1} und τ_{nt}

Hochgestellte Indizes

Zeichen	Bedeutung
A	action plane/Wirkebene
c	compression/Druckbeanspruchung
t	tension/Zugbeanspruchung

Tiefgestellte Indizes

Zeichen	Bedeutung
	parallel zur Faserrichtung
⊥	quer zur Faserrichtung in und normal zur Schichtebene
ψ	ψ -Richtung
0	Ursprungswert; Bezug auf Neutralebene
0°	0°
1	parallel zur Faserrichtung; Konstante 1
1C	Mode-1-Belastung zur Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrates unvernähter FKV
1R	Mode-1-Belastung zur Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Energiefreisetzungsrates vernähter FKV
2	quer zur Faserrichtung in der Schichtebene; Konstante 2; Wiederholung der Schichtung

(Fortsetzung nächste Seite)

Tiefgestellte Indizes

Zeichen	Bedeutung
3	quer zur Faserrichtung normal zur Schichtebene
16	16 Schichten
[A1-B-A2]	[A1-B-A2]-HTA-Laminat, Lagenaufbau [+45/0/-45/0/90] _S
[A1-(B/2) _S -A2]	[A1-(B/2) _S -A2]-HTS-Laminat, Lagenaufbau [+45/0/-45/0/90 _{0,5}] _S
[A1-(B/2) _S -A2] ₂	[A1-(B/2) _S -A2] ₂ -HTA-Laminat, Lagenaufbau [+45/0/-45/0/90 _{0,5}] _{S2}
deg	degradiert
<i>E</i>	effort/Werkstoffanstrengung
Exp	Experiment
f	Faser
fp	fracture plane/Bezug auf Bruchebene
<i>GF</i>	Garnfeinheit, Garnstärke, Titer
<i>i</i>	Variable
<i>j</i>	Variable
korrr	korrigiert, angepasst
m	Matrix
<i>min</i>	Minimum
n	quer zur Faserrichtung normal zur Schnitt- oder Bruchebene
<i>p</i>	Stichlänge; freier Parameter der modifizierten Ramberg-Osgood-Gleichung
<i>PR</i>	Prüfrichtung
<i>s</i>	Teilung, Nahtabstand
S	symmetrisch
t	quer zur Faserrichtung in Schnitt- oder Bruchebene
therm	thermisch
unvernäht	unvernähtes Laminat
ult	ultimativ, zum Bruch führend
vernäht	vernähtes Laminat
<i>x, y, z</i>	Achsen des globalen Koordinatensystems

Mathematische Symbole

Zeichen	Bedeutung
$ x $	Betrag von x
\bar{x}	Mittelwert von x
1-SA	einfache Standardabweichung

Kurzfassung

Das Vernähen von trockenen Faserhalbzeugen im Vorfeld der Harzinjektion bietet vielfältige Möglichkeiten, um gewichts- und kostenoptimierte Faser-Kunststoff-Verbund-Bauteile komplexer Geometrie herzustellen. Zur Stabilisierung der Fasernordnung, insbesondere aber zur Erhöhung der Impaktbeständigkeit und Schadenstoleranz derartiger Strukturen können flächige Halbzeuge durch strukturelles Vernähen verstärkt werden, wodurch die Aufnahme komplexer dreidimensionaler Belastungen ermöglicht wird. Allerdings kann Vernähen in Laminatdickenrichtung die mechanischen Scheibeneigenschaften des Verbunds in der Laminebene auch reduzieren, was auf Fehlstellen (Reinharzgebiete) und Faserondulationen, verursacht durch das Nähgarn, zurückzuführen ist.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden daher, aufbauend auf Ergebnissen scheinenzug- und -druckbelasteter Faser-Kunststoff-Verbunde, kohlenstofffaserverstärkte Multi-axialgelege-(MAG-)Lamine strukturell vernäht und eine breit angelegte experimentelle Parameterstudie zum Einfluss unterschiedlicher Nähkonfigurationen auf Scheiben-Schubmodul und -festigkeit sowie zusätzlich auf die Restdruckfestigkeit nach Impaktbelastung (CAI-Festigkeit) und die scheinbare interlaminare Energiefreisetzungsrate G_{1R} unter Mode-1-Belastung durchgeführt. Neben Stichrichtung, Garnfeinheit, Teilung (Abstand zwischen zwei parallelen Nähten) und Stichlänge wurde die Belastungsrichtung (Rissfortschrittsrichtung im Falle von G_{1R}) als Parameter definiert, systematisch variiert und hinsichtlich ihrer statistischen Signifikanz auf das experimentelle Ergebnis untersucht. In der Mehrzahl der Fälle wurden der Schubmodul und die Schubfestigkeit im Vergleich zum unvernähten Laminat um bis zu 22 % reduziert. Bei einigen Nähkonfigurationen ließen sich aber auch keine Änderung oder sogar eine geringfügige Steigerung des Schubmoduls im Vergleich zum unvernähten Laminat feststellen. Demgegenüber konnten die CAI-Festigkeit und G_{1R} durch strukturelles Vernähen maximal um 48 % bzw. um den Faktor 5 erhöht werden. Während die Scheibenschubeigenschaften und G_{1R} dominierend von der Garnfeinheit beeinflusst werden, wird die CAI-Festigkeit vorwiegend durch die Wahl der Stichdichte bestimmt, wobei der Einfluss von Garnfeinheit und Stichdichte auf die untersuchten Kennwerte gegenläufig ausgeprägt ist. Ein Anstieg dieser Parameter führt zu Absenkungen der Scheibeneigenschaften, gleichzeitig aber auch zu Steigerungen von CAI-Festigkeit

und G_{IR} . Allerdings kann durch die Wahl geeigneter Nähkonfigurationen ein Kompromiss zwischen beiden Effekten gefunden werden.

Die Realisierung der Nähtechnik im Industriemaßstab kann allerdings nur dann erfolgen, wenn Werkstoffeigenschaften günstig und schnell, d. h. mit minimalem experimentellen Aufwand, abgeschätzt werden können. Zur Simulation des Festigkeitsverhaltens in der Laminebene, das in der Strukturauslegung neben dem elastischen Verhalten häufig maßgeblich ist, wurde daher, aufbauend auf einem parametrisch gesteuerten Finite-Elemente-Einheitszellenmodell, ein Modul zur kontinuumsmechanischen Versagensanalyse (Spannungs-, Verzerrungs-, Festigkeits- und Degradationsanalyse) entwickelt. In Abhängigkeit der jeweiligen Parametereinstellung können komplexe Einheitszellen mit Fehlstellen und Faserondulationsgebieten modelliert werden. Die iterative, einzelschichtbasierte Versagensanalyse ermöglicht die Abschätzung von Festigkeitskennwerten unvernähter und strukturell vernähter MAG-Lamine unter Scheibenbelastung (Zug, Druck und Schub). Zur Bewertung der Werkstoffanstrengung für Faserbruch wurde das Maximalspannungs-Kriterium, für Zwischenfaserbruch das Wirkebenenkriterium von Puck für den dreidimensionalen Spannungszustand implementiert. Das Nachversagensverhalten wird kontinuumsmechanisch durch Steifigkeitsdegradation nach einem für den dreidimensionalen Spannungszustand modifizierten Chiu-Modell abgebildet. Die nichtlineare Versagensanalyse erlaubt die Berechnung des Schädigungsverhaltens infolge von Zwischenfaserbruch, die Vorhersage des Totalversagens und des ebenen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens sowie die Berücksichtigung thermisch bedingter Eigenspannungen und werkstofflicher Nichtlinearitäten.

Alternativ zur Einheitszellenmodellierung wurde für den Konstrukteur in der Vorauslegung oder den Anwender in der Verarbeitungstechnik die Möglichkeit geschaffen, Scheibeneigenschaften strukturell verstärkter Lamine mit nahezu beliebigem Schichtaufbau und Nähmuster durch die Verwendung von Kennwerten vernähter, unidirektionaler MAG-Einzelschichten in Verbindung mit analytischen Laminatanalysenprogrammen konservativ abzuschätzen. Zur Vorhersage mit verbesserter Genauigkeit sollte allerdings auf das Finite-Elemente-Einheitszellenmodell zurückgegriffen werden.

Abstract

Stitching of dry semi-finished fiber products prior to the resin infusion offers the potential for weight and cost reductions in complex composite (fiber reinforced plastic) structures. The insertion of local through-thickness reinforcements into dry preforms by stitching provides a possibility to stabilize fibers in the demanded orientation and to particularly improve the mechanical performance perpendicular to the laminate plane (out-of-plane). Three-dimensional stress states can be carried by stitching yarns, leading to increased impact resistance and damage tolerance. On the other hand, the 3D reinforcement induces dislocations of the in-plane fibers, which causes the formation of voids (resin pockets) in the stitch vicinity after resin infusion possibly reducing the in-plane properties of the laminate, such as stiffness and strength.

Based on results under in-plane tension and compression loading, a broad experimental study on the influence of varying stitching configurations on the in-plane shear modulus and strength as well as on the compression after impact (CAI) strength and apparent mode 1 energy release rate G_{1R} of non-crimp fabric (NCF) carbon fiber/epoxy laminates is presented in this thesis. The direction of stitching, thread diameter, spacing and pitch length as well as the direction of testing (which may be interpreted as direction of crack propagation in the case of G_{1R}) were varied and their effect on the experimental results was evaluated statistically. In some cases, no changes or a slight shear modulus increase could be found compared to the unstitched laminate, whereas in most cases reductions of modulus and strength up to 22 % were observed. In contrast, the CAI strength and G_{1R} could be improved up to 48 % or by a factor of 5, respectively. The in-plane properties and G_{1R} are mainly controlled by the thread diameter, while the stitch density shows a significant influence on the CAI strength. Thereby, stitching affects the mechanical properties both in positive and negative directions. Increasing the thread diameter and the stitch density leads to a decrease of the in-plane properties and to an improvement of the CAI strength and G_{1R} . With a proper selection of the stitching configuration a compromise between both effects can be found.

Stitching technology on an industrial scale can only be realized if material characteristics can be estimated economically and fast with a minimum of experiments. In

structural design strength characteristics are often relevant beside the elastic behavior. Therefore, a finite element model was developed to estimate the in-plane strength of structurally stitched laminates based on a representative unit cell approach. The parametric model is capable to generate complex unit cells taking voids and regions with disturbed fiber orientations into account. The non-linear, continuum mechanics based failure analysis includes stress and strain analysis, fracture analysis and degradation analysis of structurally stitched laminates under in-plane loading (tension, compression and shear). Moreover, the damage state caused by inter-fiber failure, the total failure as well as the in-plane stress-strain behavior can be calculated taking thermal stresses and physical non-linearities into account. For fiber failure the maximum stress criterion, for inter-fiber failure Puck's action plane criterion for 3D stress state are used to estimate the stress exposure. Post-failure behavior is modeled by stiffness degradation according to a Chiu model which was modified for 3D stress states.

Besides the unit cell model a method is provided to predict in-plane properties of structurally stitched laminates conservatively for application in an early design stage or in processing technology. For this purpose, the material characteristics of structurally stitched NCF single layers are allocated which can be used in combination with laminate analysis tools to estimate composite materials within a wide variety of lay-ups and stitching configurations. Nevertheless, to achieve a higher accuracy in the prediction, the application of the unit cell model should be preferred.

1 Einleitung

Die Anwendung und Weiterentwicklung von Leichtbaustrukturen ist für die Luft- und Raumfahrt, die Transport- und die Automobilindustrie von enormer Bedeutung, um einerseits durch Gewichtsreduktion oder Erhöhung der Nutzlast die Umweltbelastungen zu verringern und andererseits den gestiegenen Sicherheits- und Komfortbedürfnissen zu genügen. Durch Leichtbaustrukturen aus faserverstärkten Kunststoffen, verbunden mit einer multifunktionalen Bauweise und einer hohen Integrationstiefe, können neben gewichtsoptimierten auch kostengünstige Lösungen erzielt werden. Besonders kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) eignen sich für Anwendungen, bei denen sehr hohe gewichtsspezifische Eigenschaften wie Festigkeit und Steifigkeit gefordert werden, wodurch gegenüber Aluminiumbauweisen Masseinsparungen von bis zu 30 % realisiert werden können ([1] – [6]).

Vor diesem Hintergrund ist der gewichtsbezogene Anteil von Faser-Kunststoff-Verbund-(FKV-)Bauteilen am Strukturgewicht ziviler Flugzeuge seit Mitte der 60er Jahre exponentiell gestiegen, siehe Abb. 1.1. Gegenwärtig nehmen FKV- Anwendungen im Airbus A380 wie z. B. Tragflügelnasenteile und -rippen, Landeklappen, Lande-

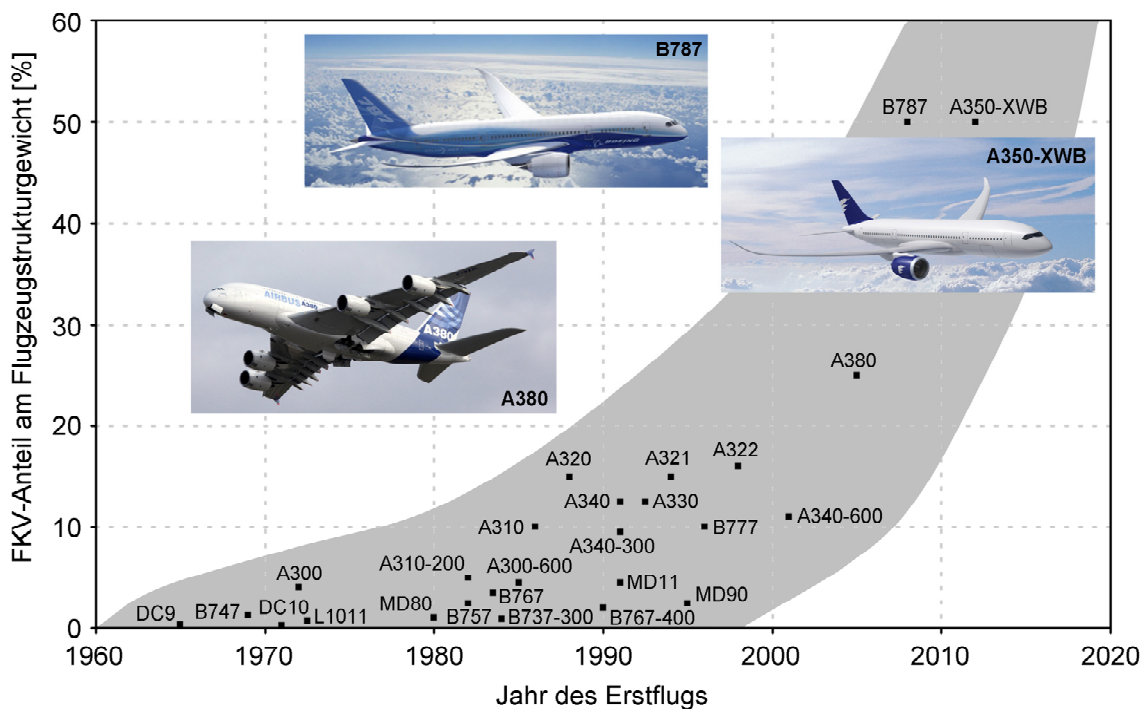


Abb. 1.1: Anteil von FKV-Bauteilen am Strukturgewicht ziviler Flugzeuge ([2] und [7] – [11])

klappenträger, Tragflügel-Mittelstück (Center Wing Box), Fensterrahmen, Fußbodenquerträger, hintere Druckkalotte, der nicht druckbeaufschlagte hintere Teil des Rumpfes (Sektion 19) und das Seitenleitwerk etwa 25 % des Strukturgewichts ein [12]. Erstmals soll dieser Anteil mit dem Boeing 787 Dreamliner und dem Airbus A350 XWB auf 50 % gesteigert werden, was unter anderem durch innovative Rumpf- und Tragflügelbauweisen in Faserverbundtechnologie (vgl. Abb. 1.2) erreicht werden soll [12]. Auch zukünftig wird weiterhin eine Steigerung des FKV-Anteils am Strukturgewicht angestrebt; [16], [17]. Gleichzeitig sollen durch neuartige FKV-Bauweisen neben Gewichts- auch bis zu 40-prozentige Kostenreduktionen gegenüber Aluminiumreferenzstrukturen realisiert werden [3]. Voraussetzung dafür ist die Integration von Komponenten und Funktionen in der Struktur sowie die Minimierung der Herstell-



Abb. 1.2: CFK-Flugzeugstrukturen: (a) Flugzeugnase und (b) Rumpfsegment Boeing 787 [13], [14], (c) Center Wing Box und (d) Sektion 19 Airbus A380 [15], (e) Studie einer Flügelunterschale [4]

kosten, unter anderem durch einen gesteigerten Automatisierungsgrad, in der FKV-Fertigung.

Für geometrisch komplexe FKV-Komponenten, wie Landeklappenträger (z. B. A380 [18]) oder Lasteinleitungsbauweisen (z. B. Lasteinleitungsrippe einer Landeklappe) sowie für gekrümmte, kleinflächige FKV-Bauteile¹, wie beispielsweise die hintere Druckkalotte des A380 oder das Druckschott für einen Fahrwerksschacht [19], rückt die Entwicklung trockener Faservorformlinge (Preformen) aus textilen Halbzeugen und deren Verarbeitung mittels Harzinjektionsverfahren zunehmend in den Vordergrund. In diesem Zusammenhang bietet die Nähtechnik vielfältige Möglichkeiten, beispielsweise um multiaxiale Faseranordnungen zu stabilisieren oder um Faserhalbzeuge vorzukonfektionieren, d. h. untereinander endkonturnah zu fixieren und zu kompaktieren. Vorkonfektionierte Sub-Preformen können wiederum durch Vernähen miteinander oder auch mit anderen textilen Halbzeugen zu geometrisch komplexen Preformen verbunden werden. Weiterhin können lokale Verstärkungen, Schaumkerne und metallische Lasteinleitungselemente eingearbeitet werden ([5], [6], [20] und [21], vgl. Abb. 1.3).

Einen wesentlichen Vorteil bietet das strukturelle Vernähen trockener Faserhalbzeuge in Dickenrichtung (siehe Abb. 1.3), wodurch nach der Harzinjektion die Lamineigenschaften senkrecht zur Laminebene erheblich gesteigert werden können. So stellte sich heraus, dass die Delaminationsausbreitung in vernähten Laminaten stark eingeschränkt wird. Experimentelle Untersuchungen an kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen unter Mode-1- und Mode-2-Belastung ergaben eine um bis zu 32-fach höhere Energiefreisetzungsrates gegenüber unvernähten Verbunden; [24] – [27]. An impaktbeanspruchten, vernähten FKV-Schalenstrukturen wurde im Vergleich zu unvernähten Laminaten eine verringerte Schadensfläche ([28], [29]), eine verringerte Ausbreitung von Delaminationen [30] und eine um bis zu 1,5-fach höhere Restdruckfestigkeit ([31], [32]) beobachtet. Allerdings verursacht das eingebrachte Nähgarn eine Störung der Fasern (Fehlstellen) in den FKV-Einzelschichten und beeinträchtigt damit die mechanischen Eigenschaften *innerhalb* der Laminebene (Scheibeneigenschaften) mehr oder weniger [33].

¹ Im Gegensatz zu großflächigen Schalenstrukturen wie Rumpfssegmente oder Flügelschalen

Strukturelles Vernähen lässt sich in der industriellen Anwendung nur dann umsetzen, wenn leistungsfähige und zuverlässige Simulationswerkzeuge vorhanden sind, die schon in einem sehr frühen Entwicklungsstadium eine Abschätzung optimaler Näh- und Werkstoffkonfigurationen sowie der erzielbaren Laminateneigenschaften ohne langwierige und kostenintensive experimentelle Untersuchungen erlauben. Eine besondere Herausforderung dabei stellt die realitätsnahe Versagensanalyse vernähter FKV dar. Die Festigkeitsvorhersage selbst einfachster, dünnwandiger und ebener FKV-Strukturen unter einachsiger Belastung (ebene und homogene Spannungsverteilung) ist mit einem beträchtlichen Rechenaufwand verbunden, der die Möglichkeiten derzeit kommerziell erhältlicher Laminatanalyse- und Finite-Elemente-Programme weit übersteigt.

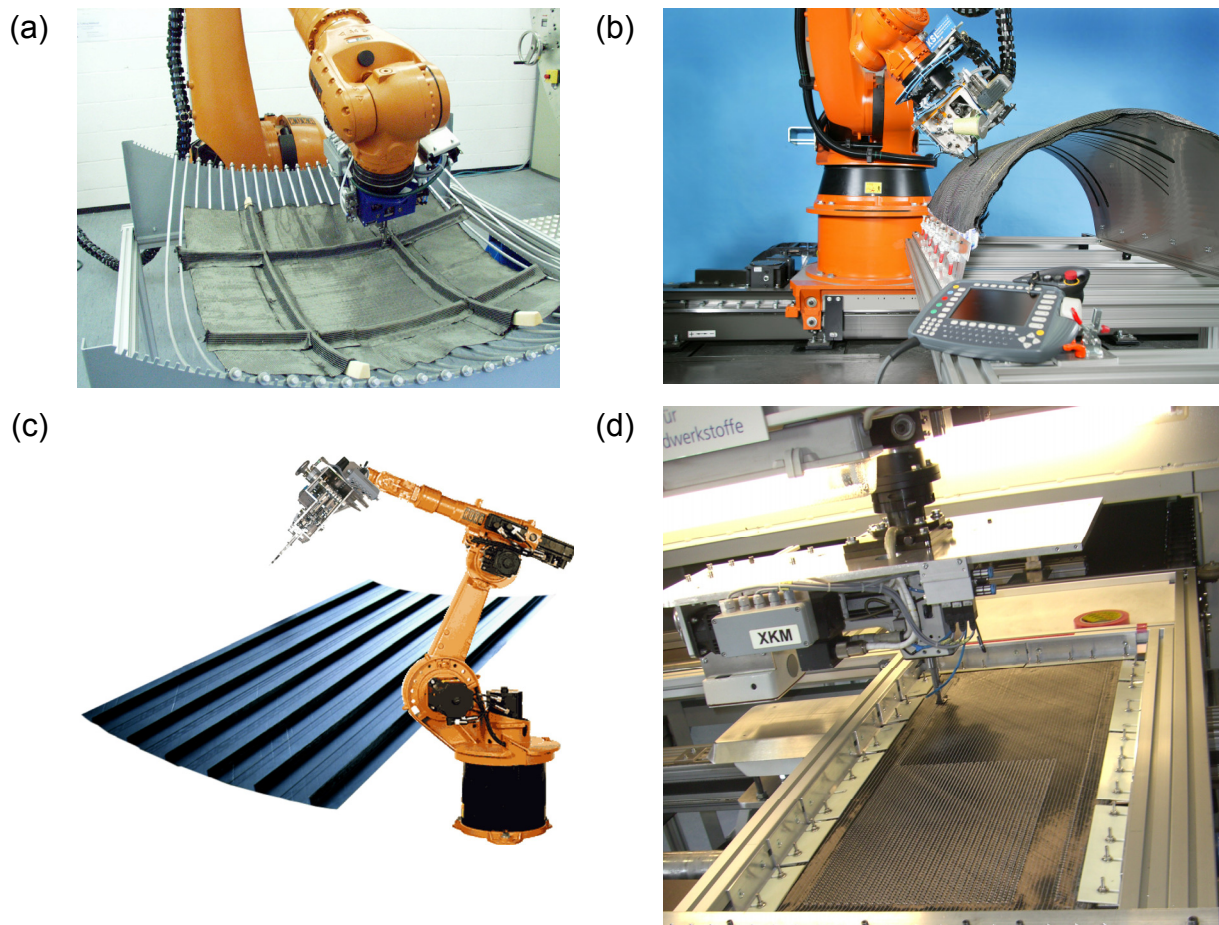


Abb. 1.3: Vernähen von CFK-Strukturen: (a, b) Preformherstellung mit Handhabungsautomaten ([21], [22]), (c, d) strukturelles Nähen, (c) Annähen von Stringern auf impactgefährdeter Außenschale [23], (d) linear geführtes Vernähen flächiger Halbzeuge (Institut für Verbundwerkstoffe GmbH)

2 Motivation und Zielsetzung

Zur wirtschaftlichen Produktion komplexer FKV-Strukturen bietet die Nähtechnik vielseitige Möglichkeiten, um Faseranordnungen und Preformen vor der Harzinjektion automatisiert zu stabilisieren. Insbesondere aber werden flächige Halbzeuge zur Erhöhung der mechanischen Eigenschaften in Laminatdickenrichtung strukturell vernäht. Dadurch können komplexe dreidimensionale Belastungen aufgenommen und gewichts- und kostenoptimierte Lösungen entwickelt werden. Gleichzeitig können durch Verstärkungen in Dickenrichtung die mechanischen Eigenschaften in der Laminatenebene aber auch reduziert werden, wofür hauptsächlich Fehlstellen infolge von Faserumlenkungen verantwortlich gemacht werden. Allerdings fehlen ausreichend breit angelegte, experimentelle Studien, die systematisch den Einfluss von unterschiedlichen Nähkonfigurationen sowohl auf Steifigkeits- und Festigkeitseigenschaften bei Scheibenschubbeanspruchung als auch auf Kennwerte in Dickenrichtung (Energiefreisetzungsrates und Impaktbeständigkeit) untersuchen und quantifizieren.

Das Ziel der Arbeit war daher, aufbauend auf Ergebnissen zug- und druckbelasteter FKV [16] die Beeinflussung des Werkstoffverhaltens schubbelasteter kohlenstofffaserverstärkter Multiaxialgelege-Lamine durch strukturelles Vernähen zu untersuchen, um optimale Nähkonfigurationen im Hinblick auf bestmögliche intralaminare Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte und gleichzeitige Eigenschaftssteigerung in Dickenrichtung abzuleiten. Dazu sollten Schubversuche an unvernähten und vernähten Laminaten durchgeführt sowie die Restdruckfestigkeit nach Impaktbelastung und die interlaminare Energiefreisetzungsrates unter Mode-1-Belastung bestimmt werden. Als Parameter wurden die Stichrichtung, die Garnfeinheit, das Nähmuster als Funktion von Teilung und Stichlänge sowie die Belastungsrichtung (Rissfortschrittsrichtung im Falle der Energiefreisetzungsrates) definiert, systematisch variiert und hinsichtlich ihrer statistischen Signifikanz auf das experimentelle Ergebnis untersucht.

Die Realisierung innovativer Technologien, wie strukturelles Nähen von trockenen Faserpreformen in Verbindung mit Harzinjektionstechniken, kann im industriellen Maßstab allerdings nur erfolgen, wenn eine verlässliche Simulation der Werkstoffeigenschaften ohne zeit- und kostenintensive experimentelle Charakterisierung möglich ist. Aufgrund dessen war eine weitere Zielsetzung die Entwicklung eines Finite-Elemente-Modells, mit dem das Versagensverhalten vernähter FKV in der Laminat-

ebene abgeschätzt werden kann. Das Modell sollte auf einer in Abhängigkeit von Laminataufbau, Faservolumengehalt, Nähkonfiguration und Fehlstellenausbildung parametrisch gesteuerten Einheitszelle zur Berechnung des Scheiben-Elastizitätsverhaltens vernähter Lamine [16] aufbauen und eine kontinuumsmechanische Versagensanalyse (Spannungs-, Verzerrungs-, Festigkeits- und Degradationsanalyse) unter ebener Zug-, Druck- und Schubbelastung ermöglichen. Um die zur Finite-Elemente-Analyse benötigten Eigenschaften der unidirektional verstärkten Einzelschicht bereitzustellen, sollte deren Spannungs-Dehnungs-Verhalten experimentell charakterisiert werden. Die Verifizierung der Berechnungen sollte anhand der Versuchsergebnisse unter Normal- [16] und Schubbelastung (Elastizitätskennwerte und Festigkeitskennwerte infolge von Faser- und Zwischenfaserbruch) erfolgen. Mit dem Einheitszellenmodell sollte eine experimentell gesicherte Basis erarbeitet werden, um zukünftig in der Auslegung verlässliche Aussagen zum Einfluss von Nähkonfigurationen auf das ebene Elastizitäts- und Versagensverhalten treffen zu können.

Wesentliche Eingangskenngrößen der Einheitszellenmodellierung sind die Fehlstellengeometrie, die Laminatdicke und der Faservolumengehalt, die direkt von der verwendeten Nähkonfiguration abhängen. Um Parameterstudien durchzuführen und Experimente teilweise zu ersetzen, sollten daher auf Messergebnissen basierende Modelle entwickelt werden, die Aussagen über zu erwartende Volumengehalte, Dicken und Fehlstellenausbildungen liefern. Auf Grundlage dieser Modelle sollte eine Parameterstudie zur Auswahl optimaler Nähkonfigurationen hinsichtlich der geringstmöglichen Reduktion von Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerten erfolgen. Um den Einfluss dieser Nähkonfigurationen auf Eigenschaften in Laminatdickenrichtung bewerten zu können, sollten aus den experimentellen Ergebnissen der Restdruckfestigkeit nach Impaktbelastung und der Energiefreisetzungsrates empirische Modelle abgeleitet werden, die eine Abschätzung der Kennwerte in Dickenrichtung zulassen. Um dem Konstrukteur in der Vorauslegung oder dem Anwender in der Verarbeitungstechnik Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte strukturell verstärkter Lamine mit nahezu beliebigem Aufbau zur Verfügung zu stellen, sollte eine weitere Parameterstudie an vernähten Einzelschichten durchgeführt und deren Scheibeneigenschaften für eine Vielzahl von Nähkonfigurationen bestimmt werden. Anschließend können diese in Laminatanalyseprogrammen zur näherungsweisen Ermittlung der Laminatsteifigkeit und -festigkeit weiterverarbeitet werden.

3 Stand der Forschung

3.1 Faser-Kunststoff-Verbunde

Faser-Kunststoff-Verbunde sind Konstruktionen, die aus mindestens zwei werkstofflich miteinander verbundenen Einzelkomponenten bestehen, wobei deren wesentliche Eigenschaften vorteilhaft kombiniert werden, um im Verbund ein deutlich überlegenes Eigenschaftsprofil im Vergleich zu den Einzelkomponenten zu erzielen. Innerhalb des FKV erfüllen die Komponenten unterschiedliche Aufgaben. Die hochfesten Fasern (z. B. Glas- (GF), Aramid- (AF) und Kohlenstofffaser (CF)) übernehmen die anliegenden mechanischen Lasten und sorgen für die nötige Steifigkeit und Festigkeit des Verbunds, während die Polymermatrix die eingeleiteten Lasten auf die Faser überträgt und faserstützende und -schützende Funktionen übernimmt. Charakteristische Fasern, Matrices und ihre Eigenschaften sind beispielsweise in [34] bis [36] aufgeführt.

Für die Anwendung in Hochleistungs-Faser-Kunststoff-Verbunden zeichnen sich insbesondere Kohlenstofffasern aufgrund ihrer herausragenden Eigenschaften, wie beispielsweise hohe Steifigkeit und Festigkeit parallel zur Faserlängsrichtung, exzellente Ermüdungsfestigkeit, thermische Stabilität, keine Feuchtigkeitsaufnahme und Beständigkeit in korrosiven Medien, aus. Strukturbedingt haben Kohlenstofffasern anisotrope Eigenschaften.

Faser-Kunststoff-Verbunde besitzen aufgrund ihrer besonderen mechanischen Eigenschaften, wie der hohen Steifigkeit und Festigkeit sowie der geringen Dichte, wesentliche Vorteile gegenüber den klassischen metallischen Konstruktionswerkstoffen. Häufig werden Leichtbaustrukturen durch mehrachsige mechanische Belastungen beansprucht. Um das Potenzial von FKV im Sinne des Grads der Werkstoffausnutzung voll auszuschöpfen, müssen die lasttragenden Fasern im Verbund möglichst parallel zu den äußeren Beanspruchungen (Faserorientierung) angeordnet werden. Erfolgt dies durch getrenntes Stapeln mehrerer Einzelschichten mit unterschiedlicher Faserorientierung, so entsteht ein Mehrschichtverbund (MSV) oder Laminat. Im Gegensatz zu metallischen Konstruktionswerkstoffen ist bei FKV die Laminatkonstruktion also nicht nur hinsichtlich der Wanddicke zu dimensionieren. Um das Leichtbaupotenzial voll auszuschöpfen, müssen vielmehr die schichtbezogenen Volumenanteile

le von Faser und Matrix, die Faserorientierung, die relativen Einzelschichtdicken und die Reihenfolgen der Schichten in Dickenrichtung optimiert werden.

Bei der mathematischen Formulierung des MSV mit Hilfe der „Klassischen Laminattheorie“ (CLT) oder der „Netztheorie“ geht man schichtenweise vor (siehe beispielsweise [34] – [38]), wobei das MSV-Werkstoffgesetz aus den Werkstoffgesetzen der Einzelschichten rechnerisch ermittelt wird. Das Grundelement eines MSV bildet also die unidirektional faserverstärkte Einzelschicht (UD-Schicht), die mechanisch ein transversal-isotropes Verhalten zeigt. Idealerweise verlaufen alle Fasern innerhalb einer UD-Schicht gerade und parallel zueinander. Sie sind gleichmäßig über den Querschnitt verteilt und haften ideal an der Matrix. Das Zusammenwirken von Fasern und Matrix auf Faser/Matrix-Ebene wird durch die „Mikromechanik“ beschrieben. Mesomechanisch wird die UD-Schicht als homogenes Kontinuum mit unendlich fein in der Matrix „verschmierten“ Fasern aufgefasst. Eine detaillierte Beschreibung der mechanischen Eigenschaften der faserverstärkten Einzelschicht sind beispielsweise in [34] bis [37] zu finden.

Unidirektionale und multidirektionale Lamine (Ausnahme MSV mit in der Ebene richtungsunabhängiger, quasi-isotroper Laminatkonstruktion) zeigen aufgrund ihres Aufbaus richtungsabhängiges Verhalten in den mechanischen und physikalischen (z. B. Wärmeleitung, thermische Längenausdehnung) Eigenschaften, was die gezielte Einstellung des Eigenschaftsprofils von FKV im Herstellungsprozess ermöglicht. Es erschließen sich Anwendungen in Industriebranchen, bei denen neben Leichtbau Eigenschaften wie die freie Formgestaltung, Korrosions- und Medienbeständigkeit, Verschleißfestigkeit, Fähigkeit zur Energieaufnahme, hohe Werkstoffdämpfung, geringe Wärmeausdehnung, optimale Werkstoffausnutzung, gute Isolationseigenschaften (elektrisch, thermisch, akustisch) oder gute elektrische Leitfähigkeit zum Tragen kommen. Der Einsatz von faserverstärkten Kunststoffen ist neben der Luft- und Raumfahrt sowie dem Fahrzeugbau prädestiniert im Boots- und Schiffsbau, im Maschinenbau, im Apparate- und Rohrleitungsbau, in der Elektrotechnik, im Bauwesen, in der Medizintechnik sowie im Sportgerätebau ([6], [34], [39] – [47]).

3.2 Strukturell vernähte Multiaxialgelege-(MAG-)Lamine

3.2.1 Einordnung

Ein Ansatz zur wirtschaftlichen Herstellung von FKV-Strukturen mit komplexer Geometrie (z. B. Spante, Rippen, Stringer, Beschläge, Fensterrahmen, Krafffahrzeug-Bodengruppe) ist der Einsatz textiler Faserhalbzeuge mit ebener oder räumlicher Faseranordnung (2D-Gewebe, 2D-Geflechte, Gestricke und Gewirke, 3D-Gewebe, 3D-Geflechte; vgl. Abb. 3.1), die in der Regel über Preformtechniken (Binder-, Nähetechnik, Z-Pinning) und Harzinjektionsverfahren zum Verbundwerkstoff weiter verarbeitet werden ([5], [6], [20], [52] – [65]). Im Vergleich zur etablierten Prepreg²/Autoklav-Technik

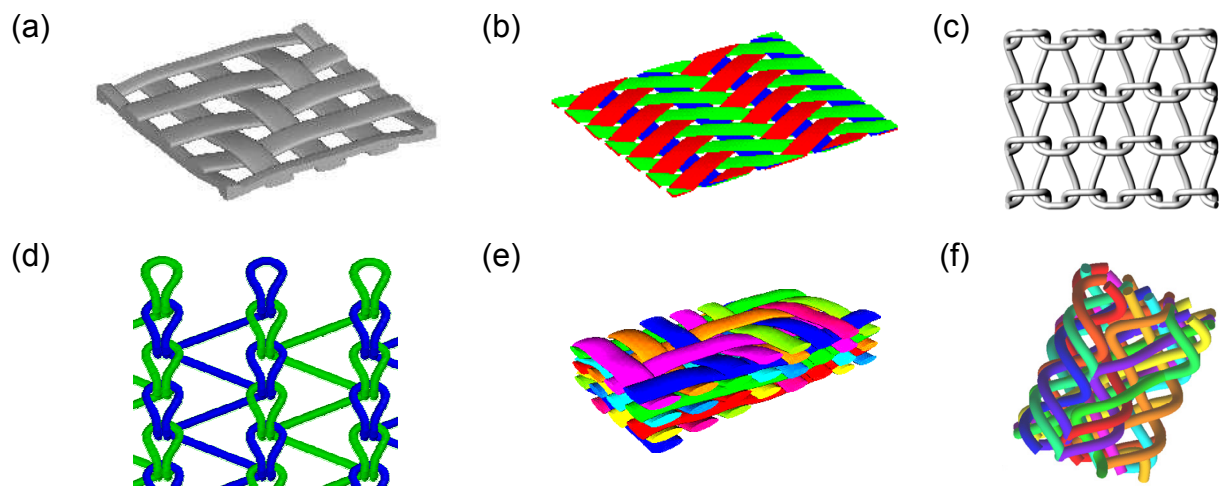


Abb. 3.1: Beispiele textiler Faserarchitekturen: (a, b) 2D-Gewebe, 2D-Triaxialgeflecht [48], (c) Gestrick [49], (d) Gewirk [50], (e) 3D-Gewebe [48], (f) 3D-Geflecht [51]

nologie liegen die Kostenvorteile unter anderem in günstigeren Halbzeugen, vereinfachter Lagerhaltung sowie im erhöhten Automatisierungsgrad durch die Verwendung vorkonfektionierter Preformen (Faservorformlinge). Allerdings ist bei derartig verstärkten Verbunden aufgrund einer potentiell höheren Porosität, von Faserumlenkungen verursacht durch den textiltechnischen Herstellungsprozess (z. B. Verschlaufungen, Maschen) und einer schwierigeren Reproduzierbarkeit der Faserarchitektur mit einer deutlichen Beeinträchtigung der mechanischen Scheibeneigenschaften zu rechnen; [66], [67]. Demgegenüber bietet die Nähetechnik die Möglichkeit,

² Prepregs (preimpregnated) sind flächige, mit Matrix vorimprägnierte Faserbündel oder -halbzeuge

großflächige, textile Multiaxialgelege-(MAG-)Halbzeuge zu fertigen (siehe Abb. 3.2), die für den Einsatz im Flugzeug-, Fahrzeug- und Maschinenbau mit ähnlichen Eigenschaften und reproduzierbarer Qualität geeignet erscheinen (vgl. Abb. 3.3 a und b; [5], [6], [68] – [73]). Bei MAG sind die Faserrovings schichtweise übereinander abgelegt, sodass, im Gegensatz zu konventionellen Geweben, Geflechtem und Gestriicken, Verschlaufungen vermieden werden, welche die mechanische Leistungsfähigkeit des Laminats in der Ebene deutlich reduzieren können. Diese Halbzeugform, die sich mit Faserorientierungen von 0° und $\pm 20^\circ$ bis $\pm 90^\circ$ herstellen lässt, ist aufgrund einer mechanischen, chemischen oder thermischen Fixierung der Rovings bei der Weiterverarbeitung vergleichsweise einfach zu handhaben. Am weitesten verbreitet ist das mechanische Fixieren durch Vernähen (meist mit Hilfe eines feinen, nicht strukturellen Polyester-(PES-)Garns) auf einer Kettenwirkmaschine (Abb. 3.2; [76] – [79]). In Abhängigkeit der Garnfeinheit verursacht die Fixierung eine lokale Umlen-

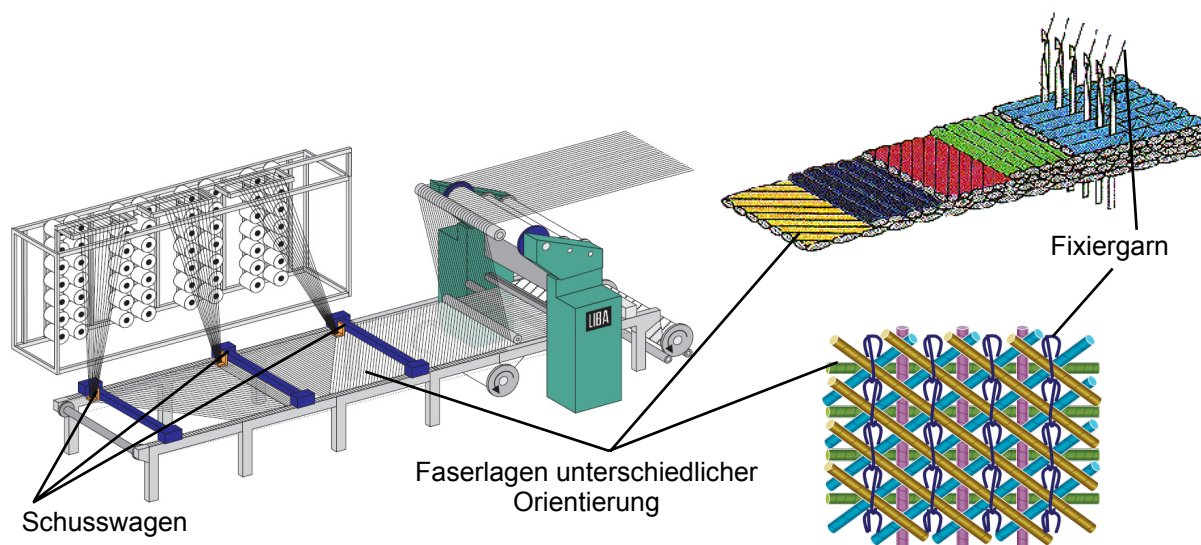


Abb. 3.2: Herstellung von Multiaxialgelegen: Kettenwirkmaschine mit multiaxialem Schusseintragsystem und Fixierung von MAG-Rovings [54], [74], [75]

kung der Rovings von ihrer idealen Ausrichtung in der Schichtebene [80], was nach der Harzinjektion in der Stichumgebung zur Ausbildung von Reinharzgebieten im Verbund führt. Signifikante Einflüsse dieser Effekte auf die Zugfestigkeit der untersuchten Laminats konnten nicht beobachtet werden; [71], [81] – [83]. Im Vergleich zu Laminaten aus Prepreghalbzeugen ist bei MAG-Laminaten jedoch mit Abminderungen der Druckfestigkeit um 15 – 18 % zu rechnen [84]. Zwischenzeitlich konnte

an MAG-Laminaten, die mit zähmodifizierenden Additiven versehen waren, gezeigt werden, dass sich die Druckfestigkeit gegenüber Prepreglaminaten sogar um mehr als 10 % steigern lässt [1]. Sjögren und Edgren stellten bei einem Vergleich von CF-MAG-Laminaten fest, dass unterschiedliche Nähmuster der MAG-Fixierung nur einen geringen oder keinen Effekt auf die Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte der betrachteten Laminat unter Zug- und Druckbelastung haben [84].

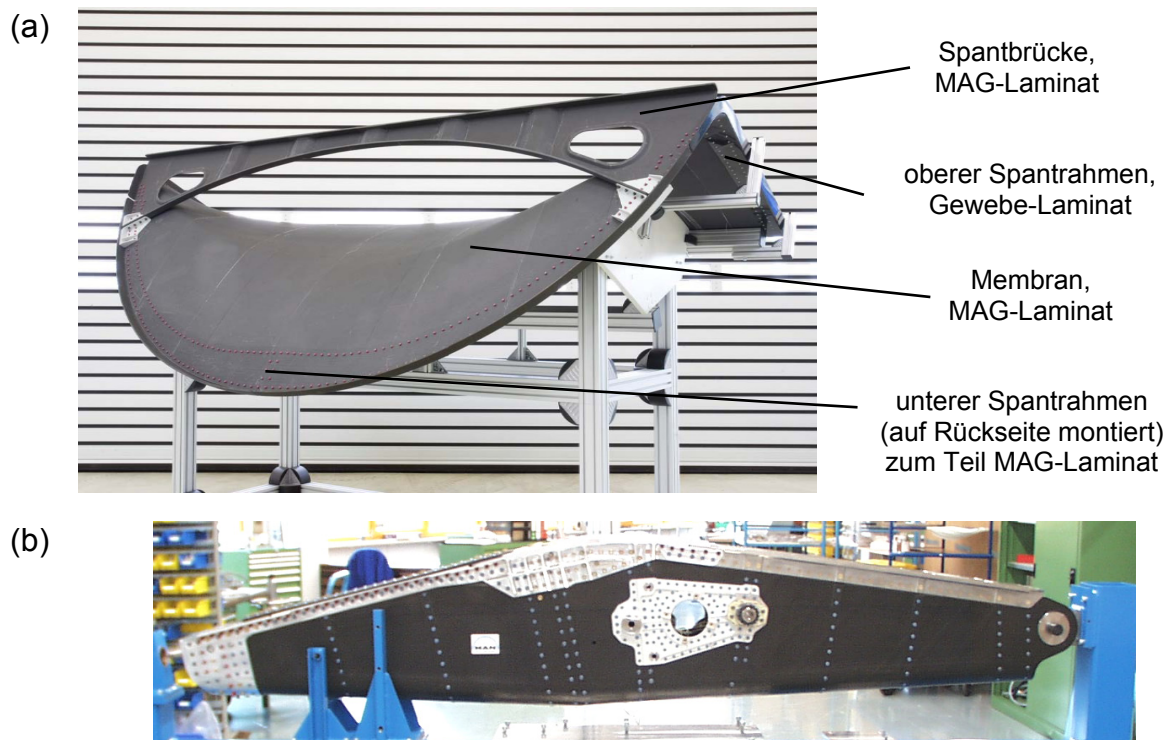


Abb. 3.3: Beispiele für Multiaxialgelege-Anwendungen im Flugzeugbau: (a) CFK-Druckschott für Hauptfahrwerksschacht [19] und (b) CFK-Landeklappenträger mit Aluminium-Komponenten [15]

Ein weites Anwendungsfeld für das Vernähen trockener Faserhalbzeuge ergibt sich im Zusammenhang mit der Preformtechnologie, die eine wirtschaftliche, automatisierbare sowie nahezu abfallfreie Herstellung integraler FKV-Bauteile ermöglicht; [5], [20], [85] – [90]. Zur Erzeugung einer endkonturnahen, dreidimensionalen Verstärkungsarchitektur, in der die Fasern belastungsgerecht angeordnet sind, wird in der Regel eine mehrstufige Vorgehensweise gewählt. Zunächst werden flächige Faserhalbzeuge durch Vernähen untereinander positionsgenau fixiert. Diese sogenannten Sub-Preformen werden durch Nähen miteinander oder auch mit anderen textilen 2D- und 3D-Halbzeugen zu geometrisch komplexen Preformen verbunden, wodurch in der Fügezone Kraftschluss erzielt wird [5]. Darüber hinaus können durch Vernähen

Preformen kompaktiert, Funktionselemente, wie z. B. Stringer, Schaumkerne, Kräfteinleitungs- und Verbindungselemente integriert ([91] – [94]) und lokal belastungsgerecht orientierte UD-Verstärkungs-Rovings (Faserbündel) appliziert werden (Tailored Fibre Placement; [95] – [98]). In [99] wurde gezeigt, dass strukturelles Annähen von Kräfteinleitungen auch auf Sandwichstrukturen übertragbar ist. Ein einstufiges Preforming hingegen kann beispielsweise durch 3D-Flechtverfahren realisiert werden, womit nahezu beliebige Querschnittsformen und -änderungen entlang der Preformlängsachse (z. B. offene und geschlossene Profile) möglich sind. 3D-Geflechte werden daher häufig für Versteifungselemente wie Stringer, Spante und Fensterrahmen eingesetzt; [52], [58] – [61].

3D-Faserhalbzeuge eignen sich allerdings nicht für FKV-Bauteile, bei denen eine gezielte, lokale Steigerung der Out-of-plane-Eigenschaften (z. B. Reduktion der Delaminationsausbreitung nach Impaktbeanspruchung) und gleichzeitig eine hohe mechanische Leistungsfähigkeit *innerhalb* der Laminebene (In-plane) gefordert werden. In einer Reihe von Studien wurde gezeigt, dass in diesem Zusammenhang das strukturelle Vernähen von Halbzeugen in Dickenrichtung³ mit Textilgarnen aus Glas-, Aramid- oder Kohlenstofffaser vorteilhaft ist; [24] – [33], [52], [60]. Dabei werden Nähverfahren angewandt, bei denen das Halbzeug von nur einer oder von zwei Seiten (Ein- bzw. Zweiseitennähetechnik) zugänglich sein muss. Die Einseitennähetechnik ermöglicht das Vernähen komplexer 3D-Preformen mit einem Handhabungsautomaten ([21] – [23]), wobei unterschiedliche Stichtypen eingesetzt werden: Blind-, OSS[®]- (One-Side-Stitch)- und Zweifadenkettenstich ([5], [100], [101]). In Verbindung mit der Zweiseitennähetechnik sind der Ein-, Zweifadenkettenstich und der Doppelstepstich gebräuchlich ([6], [76]). Vor- und Nachteile der unterschiedlichen Stichtypen und deren Stichbildung sind in [6], [76], [100] und [102] dargestellt.

Ein alternatives Verfahren zum Einbringen eines strukturellen Garns in Faserhalbzeuge stellt Tufting dar, das sich vom Nähen insofern unterscheidet, als dass die eingebrachten Fäden nicht miteinander verkreuzt oder verkettet werden. Beim Tufting wird das Verstärkungsgarn im Faserhalbzeug eingeklemmt, sodass beim Herausziehen der Nadel eine Schlaufe des Garns aufgrund von Reibung im Halbzeug ver-

³ Damit ist hier und im Folgenden das Vernähen des trockenen Faserhalbzeugs mit nachträglicher Harzinjektion gemeint.

bleibt. Als Folge können nur geringe Fügekräfte aufgenommen und Faserstrukturen nicht kompaktiert werden ([5], [6], [102]).

Lokale 3D-Verstärkungen in Bauteilen und Fügestellen (z. B. Stringer-, Spant-Haut-Verbindung) können neben der Verwendung von textilen Garnen auch durch Einbringen von Z-Pins (Versteifungselemente aus Metall oder FKV) realisiert werden. Beim Z-Pinning werden die Versteifungselemente mit einem Ultraschallrüttler in einem mehrschrittigen Verfahren in die zu verstärkende Struktur (z. B. trockene Faserhalbzeuge, nicht ausgehärtete Prepreglamine, Sandwichstrukturen) eingetrieben; [52], [103] – [107]. Alternativ besteht die Möglichkeit, Z-Pins durch Druckbeaufschlagung einzudrücken [108]. Ein Vergleich zwischen Z-Pinning und strukturellem Vernähen von CFK-Laminaten ergab für die untersuchten Verstärkungswerkstoffe eine größere Reduktion der Delaminationsausbreitung unter Mode-1- und Mode-2-Belastung durch Z-Pins aus CFK [109]. Nachteilig beim Z-Pinning sind der aufwändige und damit kostenintensive Verstärkungsprozess sowie die Gefahr des Herauslösen der Versteifungselemente aus trockenen Faserhalbzeugen bei der Weiterverarbeitung.

Eine Möglichkeit zur Realisierung von 3D-Verstärkungen ohne das Einbringen zusätzlicher struktureller Elemente, wie Nähgarne oder Z-Pins, eröffnet die Zanchor-Technologie; [110], [111]. Dabei werden trockene MAG unter Einsatz spezieller Nadeln derart lokal vernadelt, dass In-plane-Fasern aus der Ebene heraus über mehrere Einzellagen in Dickenrichtung orientiert werden. Dadurch konnten Restruckfestigkeit und Delaminationsfläche nach Impaktbelastung gesteigert bzw. reduziert sowie die Energiefreisetzungsrates unter Mode-1-Belastung erhöht werden. Allerdings fällt die Steigerung der Energiefreisetzungsrates im Vergleich zu vernähten Strukturen moderat aus. Darüber hinaus wird die Scheiben-Zugfestigkeit infolge von Faserbrüchen der In-plane-Fasern, verursacht durch die Vernadelung, reduziert [110].

3.2.2 Potenziale, mechanische Eigenschaften und Anwendung

Seit Anfang der 1980er Jahre wird der Einfluss von strukturellem Vernähen auf die mechanischen Eigenschaften von FKV-Laminaten, FKV-Verbindungsstellen (z. B. T-Verbindung) und Lasteinleitungs-Bauweisen für FKV-Strukturen (z. B. vernähte metallische Kraffteinleitungselemente, 3D-Verstärkung von Bohrungsrandern [94]) untersucht. Ein erhebliches Steigerungspotenzial konnte im Hinblick auf die Lamineigenschaften in Verstärkungsrichtung nachgewiesen werden. So stellte sich heraus,

dass die Delaminationsausbreitung durch Vernähen stark eingeschränkt wird. Experimentelle Untersuchungen an CFK-Laminaten unter Mode-1-Belastung ergaben unter Verwendung eines 660-tex-GF-Garns (tex ist die Einheit der Garnfeinheit, die das Verhältnis zwischen Garnmasse und -länge angibt, wobei ein tex einer Masse von einem Gramm pro 1000 Meter entspricht) und 2,5 Stichen je Quadratzentimeter maximal bis zu 32-fach höhere Energiefreisetzungsraten G_{1R} (G_{1R} kann im Falle des unvernähten Laminats als G_{1C} interpretiert werden) im Vergleich zum unvernähten Laminat; [24], [52]. Die Steigerung hängt im Wesentlichen von dem verwendeten Nähgarn (Nähgarntyp und -feinheit) und der Stichdichte (Stichanzahl bezogen auf die vernähte Fläche) ab, wobei neben einer größeren Garnfeinheit auch eine höhere Stichdichte zu einer gesteigerten Energiefreisetzungsrates führt. Darüber hinaus haben Wood et al. festgestellt, dass bei identischer Stichdichte die geometrische Anordnung der Stiche zueinander einen Effekt auf die Energiefreisetzungsrates hat. So konnte, je nach Stichmuster, eine 3,3- bis 4,5-fache Steigerung im Vergleich zum unvernähten Laminat erzielt werden [26]. Nähgarne aus CF und AF reduzieren Delaminationswachstum unter Mode-1-Belastung deutlich stärker als Polyester-, Polyamid- oder Sisal-Garne, während der Effekt von GF-Nähgarnen dazwischen liegt; [24], [31], [112] – [117]. Der Nachteil von CF- und AF-Garnen im Vergleich zu GF-Nähgarnen ist der hohe Preis und die teilweise eingeschränkte Vernähbarkeit (CF-Garn). Das Vernähen mit GF-Garnen erscheint als sinnvolle Alternative, mit der 2,5- bis 8,2-fache Steigerungen der Energiefreisetzungsrates bei zweckmäßiger Wahl von Garnfeinheit (136 tex) und Stichdichte (0,8 bzw. 7,0 cm⁻²) erreicht werden können [24]. Auch unter Mode-2-Belastung kann der Delaminationswiderstand G_{2R} durch strukturelles Vernähen gesteigert werden. Allerdings fällt diese Erhöhung im Vergleich zur Mode-1-Belastung moderater aus. So wird in Abhängigkeit von Nähgarn und Stichdichte maximal eine 9-fache Steigerung (178-tex-AF-Garn, 10 Stiche/cm²), im ungünstigsten Fall aber auch eine fünfprozentige Reduktion (20-tex-AF-Garn, 3 Stiche/cm²) von G_{2R} erzielt; [27], [52], [114], [115], [118].

In einer Vielzahl von Untersuchungen an FKV-Schalenstrukturen (z. B. [27] – [31], [52], [86], [114], [115], [117], [119] – [124]) wurde festgestellt, dass durch strukturelles Vernähen die Ausbreitung von Delaminationen nach Impaktbelastung reduziert werden kann, wobei die Impaktenergie eine maßgebliche Rolle spielt. Bei Energien kleiner oder gleich 2 J/mm bezogen auf die Laminatdicke konnte weder eine verring-

erte Schadensfläche noch eine reduzierte Delaminationsausbreitung oder eine höhere Restruckfestigkeit (Compression after Impact, CAI) beobachtet werden. Ab 3 bis 5 J/mm nimmt der Effekt des zusätzlich in Dickenrichtung eingebrachten Nähgarns zu ([30], [52]). Im Vergleich zum unvernähten Laminat konnte eine um bis zu 40 % reduzierte Schadensfläche (glasfaserverstärkter Kunststoff vernäht mit GF-Garn und 3,1 Stiche/cm², Impaktenergie 22,5 J (7,5 J/mm) [29] und mit AF-Garn vernähter CFK, 4,0 Stiche/cm², Impaktenergien 30 J (7,4 J/mm) und 35 J (8,4 J/mm) [119]) eine verringerte Delaminationsausbreitung [30] und eine maximal 50 % höhere CAI-Festigkeit (CFK, CF-Garn, 11 Stiche/cm², Impaktenergie 10,7 J (2,5 J/mm) [32]) nachgewiesen werden. Mit steigender Stichdichte und Nähgarnfeinheit nehmen die positiven Effekte der 3D-Verstärkung zu; [30], [32], [52], [122]. Liu [30] stellte fest, dass unterschiedliche Stichanordnungen bei identischer Stichdichte keinen signifikanten Effekt auf die Ausbreitung der Schadensfläche haben. Der Einfluss unterschiedlicher Nähgarnmaterialien auf die CAI-Festigkeit scheint für Garne mit ähnlicher Festigkeit und einer ausreichend Steifigkeit (GF, AF, CF) nicht signifikant zu sein [121]. Jegley [125] konnte durch strukturelles Vernähen von T-Versteifungen an eine FKV-Platte nach Impaktbelastung eine Erhöhung der maximal ertragbaren Last um bis zu 30 % im Vergleich zur unvernähten Referenzplatte erzielen.

Weiterhin können durch 3D-Vernähen beispielsweise die ballistischen Impakteigenschaften (Reduktion der Schadensfläche, Erhöhung der Energieaufnahme; [52], [126], [127]) und die Schadenstoleranz bei Druckwellenbelastung nach Explosionen (Reduktion der Delaminationsfläche [52]) im Vergleich zum unvernähten Laminat verbessert werden. Auch steigt die Schlagzähigkeit ([128], [129]), die interlaminare Scherfestigkeit ([52], [86], [92], [117], [130]), die Druckfestigkeit gekerbter [32] und die Zugfestigkeit randvernähter Probekörper [88], die Energieaufnahme unter einachsiger Zugbeanspruchung in Dickenrichtung [131] sowie die gewichtsspezifische Energieaufnahme bei Crashbelastung [86] durch strukturelles Vernähen. Weitere Potenziale sind die Reduktion der Kriechneigung [52] und der Delaminationsneigung am freien Rand [129].

Weiland [132] untersuchte die Möglichkeit, die Schubspannungsspitzen an den Nutkanten quasi-isotroper FKV-Zugscherproben durch Vernähen (Einseitennähtechnik) unter unterschiedlichen Winkeln zur Laminebene zu minimieren und damit eine Steigerung des interlaminaren Schubmoduls zu erreichen. Dabei stellte er fest, dass

das Vernähen senkrecht zur Laminebene den Schubmodul im Vergleich zu unvernähten Probekörpern nicht beeinflusst. Eine gewisse Erhöhung von Schubmodul und -festigkeit ergab sich lediglich für Proben, bei denen die Nähfäden unter einem Winkel von 45° so eingebracht wurden, dass diese infolge der äußeren Last zugbelastet waren.

Die Verbindungs- und Lasteinleitungsproblematik in Faserverbundstrukturen besteht im Wesentlichen darin, die auftretenden Kräfte so in die Fügeteile und die lasttragenden Fasern einzuleiten, dass die Matrix oder gegebenenfalls auch der Klebstoff als schwächstes Glied der Kette (geringe Festigkeit) nicht überbeansprucht werden. Eine wesentliche Verbesserung der Festigkeit von geklebten oder im Harzinjektionsverfahren hergestellten Verbindungen kann durch zusätzliches Einbringen eines Nähgarns in Dickenrichtung erzielt werden. An vernähten, einschnittigen Verbindungen wurde unter statischer Belastung eine Steigerung der Verbindungsfestigkeit um bis zu 70 % ([52], [92], [133]) und bei zyklischer Last eine maximal fünffach höhere Lebensdauer im Vergleich zu unvernähten Proben ([52], [134]) festgestellt. Die Potenziale der Nähtechnik wurden beispielsweise auch beim Fügen von FKV-Versteifungselementen (T-, J- und Y-Versteifung) auf FKV-Häuten demonstriert; [52], [53], [64], [65], [86], [125], [135] – [138]. Strukturelles Vernähen kann selbst gegenüber Bolzen-, Niet-, und Schraubverbindungen vorteilhaft sein, da zum Einen Masse eingespart werden kann und zum Anderen in der Fügezone eine gleichmäßigere Spannungsverteilung im Gegensatz zu der am Bohrungsrand konzentriert vorliegenden Spannung herrscht [53]. Das Einbringen von zusätzlichen Nähfäden im Randbereich von Ausschnitten (z. B. Bohrungen und Löcher) reduziert die Delaminationsneigung und die Kerbempfindlichkeit; [23], [86], [94]. Die Integration metallischer Lasteinleitungselemente in monolithische Strukturen und Sandwichbauweisen durch Vernähen führte unter einachsiger Belastung der Lasteinleitungselemente in Dickenrichtung zu einer bis zu vierfachen Steigerung der Maximalkraft; [91], [94], [99], [139], [140].

Das zusätzliche Einbringen eines Nähgarns in Laminatdickenrichtung verursacht jedoch innerhalb der Einzelschichten des Verbundes Störungen der ursprünglichen Faserorientierung, was in der Umgebung des Einstichs nach der Harzinjektion zur Ausbildung von Reinharzgebieten führt. Diese Reinharzgebiete wirken wie Fehlstellen und können die Scheibeneigenschaften, wie Steifigkeit und Festigkeit, erheblich beeinflussen. In [21], [33], [52], [92] und [141] bis [143] wurde gezeigt, dass strukturell

vernähte FKV-Lamine gegenüber unvernähten Laminen im Allgemeinen um 10 bis 20 % reduzierte Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte unter Zug-, Druck und Biegebelastung besitzen [53], auch wenn einige vernähte Lamine keine Änderungen aufweisen und es günstigstenfalls sogar zu moderaten Steigerungen der mechanischen Eigenschaften kommt. Unklar ist, inwiefern die Stichdichte die Scheibeneigenschaften beeinflusst. Für eine Stichdichte von 1 cm^{-2} ergab sich beispielsweise im Vergleich zum unvernähten Laminat sowohl ein um über 30 % geringerer als auch ein um annähernd 40 % höherer Scheiben-Zugelastizitätsmodul. Für die Zugfestigkeit wurde bei gleicher Stichdichte sowohl eine etwa 20-prozentige Steigerung als auch eine Reduktion von über 60 % festgestellt. Unter Druck- und Biegebelastung konnte kein signifikanter Einfluss der Stichdichte identifiziert werden; [21], [52]. Aufgrund dieser mehrdeutigen Ergebnisse folgt, dass die alleinige Betrachtung der Stichdichte nicht ausreicht, um alle Einflüsse des Vernähens auf den jeweiligen Kennwert zu erfassen [16]. Allerdings fehlten ausreichend breit angelegte, experimentelle Studien, die systematisch den Einfluss einzelner Faktoren des Nähprozesses auf die Steifigkeits- und Festigkeitseigenschaften innerhalb der Laminebene untersuchen und quantifizieren.

Zur Bereitstellung einer geeigneten und ausreichenden experimentellen Grundlage wurde von Roth ([16], [144] – [148]) der Einfluss des strukturellen Vernähens auf Scheiben-Elastizitätsmodul und -festigkeit vernähter und unvernähter FKV-Lamine unter einachsiger Zug- und Druckbelastung untersucht, wobei die Garnfeinheit, die Stichrichtung, das Stichmuster und die Belastungsrichtung variiert wurden. Für die Zugversuche wurden als textile Halbzeuge die für die deutsche Luftfahrt entwickelten, sogenannten A1-, B- und A2-Kohlenstofffaser⁴-MAG (Lagenaufbau [+45/0/-45], [0/90/0] bzw. [-45/0/+45]; vgl. Anhang A 1 Tabelle A 1) der Firma Saertex Wagener GmbH & Co. KG in der Ablegefolge A1-B-A2 für 9-lagige, zur Gelegemittlebene symmetrische Preformen verwendet [145]. Zur Untersuchung druckbelasteter Lamine wurde ein Laminat mit doppelter Dicke betrachtet. Allerdings wurde die ursprüngliche [0/90/0]-Schichtung des B-MAG in zwei B/2-MAG mit einem [0/90_{0,5}]-Aufbau aufgeteilt, bei welchen der Anteil der 90°-Fasern im Vergleich zum ursprünglichen Gelege halbiert wurde (vgl. Tabelle A 1). Damit wurden durch eine zur Mittele-

⁴ Standard-Kohlenstofffasertyp HTA

bene symmetrische Anordnung zweier B/2-MAG gleiche Faseranteile und -orientierungen wie beim B-MAG realisiert (im Folgenden mit $(B/2)_S$ gekennzeichnet) und ein 20-lagiger $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -Aufbau hergestellt; [149] – [151]. Sowohl der $[A1-B-A2]$ - als auch der $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -MAG-Aufbau wurden hauptsächlich für eine parallel zur x -Richtung wirkende Belastung sowie für eine Scheiben-Schubbelastung ausgelegt. Daher sind etwa 45 % aller Fasern parallel zu x (0°) und jeweils circa 22,5 % parallel zur $+45^\circ$ - und -45° -Richtung angeordnet, wohingegen nur annähernd 10 % parallel zu y (90°) verlaufen. Als Folge zeigten die Lamine bei Normalbelastung parallel und senkrecht zur x -Richtung ein deutlich richtungsabhängiges Verhalten.

Zur Herstellung vernähter Lamine wurden die $[A1-B-A2]$ - und $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -HTA-Gelege im trockenen Zustand senkrecht zur Laminebene mit einem modifizierten Doppelstepstich über die Gesamtdicke der Fasergelege strukturell vernäht. Zum Vernähen wurde ein E-Glas-Oberfaden mit einer Garnfeinheit von 68 tex (2×34 tex) oder von 136 tex (2×68 tex) sowie ein 68-tex-E-Glas-Unterfaden verwendet. Die Gelege wurden mit einer Teilung (Abstand zwischen zwei parallelen Nähten) und einer Stichlänge von jeweils 3,3 mm oder 5,0 mm in x - und y -Richtung vernäht, so dass sich vier unterschiedliche Stichmuster mit den Stichdichten 4,00, 6,06 und $9,18 \text{ cm}^{-2}$ ergaben. Die Fasergelege wurden im Vakuuminfusionsverfahren mit dem in der Luftfahrtindustrie zugelassenen Epoxidharzsystem RTM6 injiziert und entsprechend den Herstellerangaben ausgehärtet; Angaben zu Laminatdicken und Faservolumengehalten siehe Anhang A 1, Tabelle A 2. Bei den Zug- und Druckprüfungen wurden, wie in Tabelle 3.1 angegeben, insgesamt 32 unterschiedliche Parameterkonfigurationen (Prüfrichtung PR , Nährichtung NR , Garnfeinheit GF , Teilung s und Stichlänge p) geprüft [16]. Die Experimente wurden, in Anlehnung an die in Tabelle A 3, Anhang A 1 genannten Normen, auf servohydraulischen Prüfmaschinen der Firma Schenck bis zum Bruch der Probe durchgeführt. Die Prüfkraften wurden mit Kraftmessdosen aufgenommen, die zur Bestimmung der Zug- und Druck-Elastizitätsmoduln (Sekantenmodul zwischen 10 % und 50 % der Bruchspannung) benötigten Dehnungen der Probekörper wurden mit einem Klammerextensometer oder mit Dehnungsmessstreifen gemessen. Da die in [16] aufgeführten experimentellen Ergebnisse die Grundlage für weitergehende Betrachtungen bilden, sind der Zug-Elastizitätsmodul, die Zugfestigkeit, der Druck-Elastizitätsmodul und die Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter Lamine in Anhang A 1, Tabelle A 4 bis Tabelle A 7

zusammenfassend in Form von Mittelwert und Standardabweichung (SA) dargestellt. Zur Darstellung des Einflusses des Vernähens von MAG-Laminaten in Dickenrichtung wurden die Ergebnisse (Mittelwert und Standardabweichung) für die vernähten MAG-Lamine auch auf den zugehörigen Referenzwert der unvernähten Laminatkonfiguration (jeweils 100 %) bezogen [16].

Tabelle 3.1: Experimentell untersuchte Parameterkonfigurationen strukturell vernähter MAG-Lamine

Parameterkonfiguration	Prüfrichtung <i>PR</i>	Nährichtung <i>NR</i>	Garnfeinheit <i>GF</i> [tex]	Teilung <i>s</i> [mm]	Stichlänge <i>p</i> [mm]	Parameterkonfiguration	Prüfrichtung <i>PR</i>	Nährichtung <i>NR</i>	Garnfeinheit <i>GF</i> [tex]	Teilung <i>s</i> [mm]	Stichlänge <i>p</i> [mm]
K 1	<i>x</i>	<i>x</i>	68	5,0	5,0	K 17	<i>y</i>	<i>x</i>	68	5,0	5,0
K 2	<i>x</i>	<i>x</i>	68	5,0	3,3	K 18	<i>y</i>	<i>x</i>	68	5,0	3,3
K 3	<i>x</i>	<i>x</i>	68	3,3	5,0	K 19	<i>y</i>	<i>x</i>	68	3,3	5,0
K 4	<i>x</i>	<i>x</i>	68	3,3	3,3	K 20	<i>y</i>	<i>x</i>	68	3,3	3,3
K 5	<i>x</i>	<i>x</i>	136	5,0	5,0	K 21	<i>y</i>	<i>x</i>	136	5,0	5,0
K 6	<i>x</i>	<i>x</i>	136	5,0	3,3	K 22	<i>y</i>	<i>x</i>	136	5,0	3,3
K 7	<i>x</i>	<i>x</i>	136	3,3	5,0	K 23	<i>y</i>	<i>x</i>	136	3,3	5,0
K 8	<i>x</i>	<i>x</i>	136	3,3	3,3	K 24	<i>y</i>	<i>x</i>	136	3,3	3,3
K 9	<i>x</i>	<i>y</i>	68	5,0	5,0	K 25	<i>y</i>	<i>y</i>	68	5,0	5,0
K 10	<i>x</i>	<i>y</i>	68	5,0	3,3	K 26	<i>y</i>	<i>y</i>	68	5,0	3,3
K 11	<i>x</i>	<i>y</i>	68	3,3	5,0	K 27	<i>y</i>	<i>y</i>	68	3,3	5,0
K 12	<i>x</i>	<i>y</i>	68	3,3	3,3	K 28	<i>y</i>	<i>y</i>	68	3,3	3,3
K 13	<i>x</i>	<i>y</i>	136	5,0	5,0	K 29	<i>y</i>	<i>y</i>	136	5,0	5,0
K 14	<i>x</i>	<i>y</i>	136	5,0	3,3	K 30	<i>y</i>	<i>y</i>	136	5,0	3,3
K 15	<i>x</i>	<i>y</i>	136	3,3	5,0	K 31	<i>y</i>	<i>y</i>	136	3,3	5,0
K 16	<i>x</i>	<i>y</i>	136	3,3	3,3	K 32	<i>y</i>	<i>y</i>	136	3,3	3,3

Die Auswertung der quasistatischen, einachsigen Zugversuche an Flachproben ([A1-B-A2]-HTA-Laminat) ergab im Vergleich zum unvernähten Laminat eine zum Teil erhebliche Reduzierung von Zug-Elastizitätsmodul und Zugfestigkeit. Insbesondere die Verwendung des 136-tex-Oberfadens verursacht eine deutliche Verringerung des Zugmoduls in Höhe von bis zu 29 % (Parameterkonfiguration K 24). Mit Ausnahme von K 7 und K 15 wurde festgestellt, dass ein 136-tex-Nähgarn eine größere Absenkung des Elastizitätsmoduls als ein Garn mit 68 tex verursacht. Für K 26 wurde eine geringe Steigerung des Zug-Elastizitätsmoduls um 4 % ermittelt. Im Gegensatz dazu konnte bei K 25 kein Einfluss des Vernähens auf den Zug-Elastizitätsmodul nachgewiesen werden [145]. Eine maximale Absenkung der Zugfestigkeit von 36 % ergab sich für die Parameterkonfiguration K 14. Eine drei- und vierprozentige Festigkeitssteigerung wurde bei K 25 bzw. K 26 festgestellt. Auch im Hinblick auf die Zugfestigkeit verursacht ein 136-tex-Oberfaden eine tendenziell höhere Reduktion als ein 68-

tex-Garn (Ausnahmen: K 29, K 30 und K 31). Andererseits konnten bei K 4, K 18 und K 27 nachweisbare Änderungen der Zugfestigkeit nicht ermittelt werden [16].

Der Mittelwert des experimentell ermittelten Scheiben-Druck-Elastizitätsmoduls der vernähten $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -HTA-Laminats lag bei vielen Nähkonfigurationen innerhalb des Streubands des Druckmoduls des unvernähten Laminats (z. B. K 12, K 26, K 30 und K 31). Daraus wird deutlich, dass dieser Kennwert durch zusätzliches Vernähen, je nach Nähkonfiguration, erhöht, reduziert oder auch nicht nachweisbar beeinflusst wird, ein eindeutiger Trend konnte aber nicht beobachtet werden [150]. Durch das Vernähen mit einem 136-tex-Garn ergab sich in einigen Fällen eine Steigerung des Druckmoduls um bis zu 22 % (K 5) bzw. eine Abminderung um maximal 11 % (K 23). Hinsichtlich der Druckfestigkeit strukturell vernähter Laminats zeigte sich bei allen in x -Richtung geprüften Konfigurationen (K 1 – K 16) eine teilweise deutliche Reduktion um bis zu 31 % (K 14 und K 16). Dieser Trend konnte für die Belastung parallel zur y -Richtung (K 17 – K 32) nicht bestätigt werden, wo sowohl Steigerungen (bis zu 14 %, K 18) als auch Abminderungen (bis zu 17 %, K 22) sowie keine Beeinflussung der Druckfestigkeit festgestellt wurden. Mit Ausnahme der Konfiguration K 30 ergab sich im Vergleich zum unvernähten Laminat bei Verwendung eines 136-tex-Garns immer eine Reduktion der Druckfestigkeit [16].

Eine auf der Grundlage der verfügbaren Messwerte vorgenommene Varianzanalyse ([16], [144]) zeigte, dass der Einfluss der Garnfeinheit auf Scheiben-Zugelastizitätsmodul und -Zugfestigkeit sowie die Druckfestigkeit des Laminats signifikant ist, wobei die Verwendung eines dickeren Nähgarns im Oberfaden eine größere Abminderung der Kennwerte bewirkt. Mit den experimentellen Untersuchungen wurde belegt, dass das strukturelle Vernähen teilweise zu einer erheblichen Reduktion der In-plane-Eigenschaften führen, eine Abminderung bei geeigneter Wahl der Nähkonfiguration aber auch vermieden werden kann.

Für die teilweise deutlich reduzierten Kennwerte vernähter Laminats werden weniger lokale Faserbrüche als vielmehr das seitliche Verdrängen der Faseroberflächen (Ondulationen) in den Einzellagen des Laminats verantwortlich gemacht; siehe Abb. 3.4 a. Zur Untersuchung der sich durch das Vernähen in den Einzellagen der $[A1-B-A2]$ - und $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -HTA-Laminats einstellenden Fehlstellen wurden daher in jeder Einzellage für vier nebeneinander angeordnete Fehlstellen Schliffbilder parallel zur Laminatschichtebene (xy -Ebene) angefertigt und ausgewertet (Mittelwerte und Standardab-

weichungen der gemessenen Fehlstellenflächen A und -breiten w siehe Anhang A 1, Tabelle A 8 und Tabelle A 9, [149]). Hinsichtlich der Prüfrichtung wurde keine Unterscheidung vorgenommen, d. h. die Fehlstellenausprägung von K 1 ist äquivalent zu K 17, K 2 zu K 18 ... und K 16 zu K 32. Da es bei der Schlibbildanalyse des Drucklaminats nicht möglich war, die aufeinander liegenden Fehlstellen der 90° -Lagen der beiden $[B/2]_S$ -MAG sowie die Reinharzgebiete der in der Laminatmitte angeordneten $+45^\circ$ -Lagen grafisch aufzulösen, wurden diese zusammengefasst. Beispielhaft zeigt das in Abb. 3.4 b dargestellte Schlibbild innerhalb von Schicht 3 eines $[A1-B-A2]$ -HTA-Verbunds (-45° -Lage) Fehlstellen aufgrund des Vernähens mit einem 68-tex-Nähgarn sowie infolge der MAG-Stabilisierung. Eine Varianzanalyse zur Untersuchung des Einflusses der verschiedenen Nahtparameter auf die Fehlstellenausbildung ergab einen deutlichen Einfluss von Garnfeinheit, Stichrichtung und Stichmuster abhängig von der Anordnung der jeweiligen Lage im Laminat. Weiterhin wurde festgestellt, dass durch die jeweilige Nähkonfiguration lediglich die Fehlstellenfläche und -breite signifikant beeinflusst werden, nicht aber ihre Länge; [16], [149].

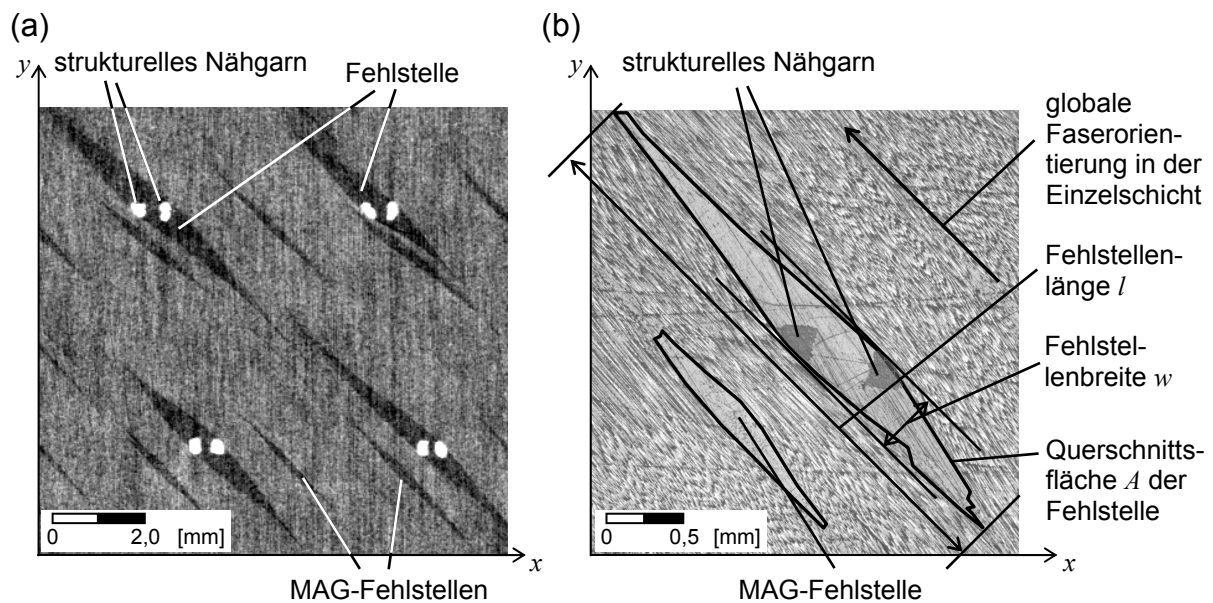


Abb. 3.4: (a) Mikro-Computertomografie-Aufnahme (6-fache Vergrößerung) und (b) Schlibbild (20-fache Vergrößerung) parallel zur Laminatenebene in Schicht 3 (-45° -Lage) eines CF-Laminats (HTS-Faser höherer Festigkeit) mit $[+45/0/-45/0/90_{0,5}]_S$ -Schichtung bzw. eines $[A1-B-A2]$ -HTA-Laminats mit Fehlstellen aufgrund strukturellem Vernähen mit einem 68-tex-Nähgarn (E-Glas) sowie infolge MAG-Stabilisierung

Demgegenüber war bislang noch nicht untersucht worden, welche Auswirkungen das strukturelle Vernähen multiaxialer Fasergelege auf dessen Steifigkeits- und Festig-

keitseigenschaften unter intralaminarer Schubbelastung hat. Hierzu fehlen experimentelle Untersuchungen, die den Einfluss einzelner Nahtparameter auf diese Kennwerte systematisch untersuchen und quantifizieren.

Aufgrund der erheblichen Potenziale des strukturellen Vernähens, auch in Verbindung mit der Preformtechnologie, wurde in einer Vielzahl von Untersuchungen in der Luftfahrt-, in der Automobilindustrie und im Maschinenbau die Realisierbarkeit von 3D-Vernähungen demonstriert, siehe Abb. 3.5. Im Bereich des Flugzeugbaus wurde 3D-Vernähen beispielsweise zur Verstärkung von CFK-Schanierschlaufen, mit denen eine Zusatzklappe⁵ an die hintere Flügelkante angebunden wird [152], zur Verbindung von T-Versteifungselementen auf impaktgefährdeten Außenhäuten ([23], [60]) und in Flügel- und Rumpfkomponten von Verkehrsflugzeugen (großflächig vernähte und versteifte Schalen ohne und mit Ausschnitten; [54], [136]) erfolgreich eingesetzt. Auch zur Herstellung von Spanten (L-Z-Profil [86]), CFK-Unterstützungsarmen für Türen von Verkehrsflugzeugen [153] und eines Rumpfschalenteils für den Eurofighter (Preformtechnik und Annähen von Spanten [86]) wurde die Nähetechnik angewendet. In einem aktuellen Forschungsprojekt innerhalb des Luftfahrtforschungsprogramms III wird eine CFK-Rippe zur Lasteinleitung in eine Landeklappen durch Vernähen in Dickenrichtung lokal verstärkt [154]. An einem Hardtop-Dachsegment für ein BMW-Cabriolet [85] und einem Kraftfahrzeug-(KFZ-)Unterboden [86] konnte die Nähetechnik auch für automobiler Anwendungen beispielhaft umgesetzt werden. Vernähte CFK-Maschinenbaukomponenten sind z. B. eine Linearachse [20] und ein Lüfterrad [76]. Serienmäßig werden die Druckkalotte des Airbus A380 [60], der obere Längsträger für den Rahmens des Eurocopter NH90 ([18], [155]), ein Verkleidungsteil (gekrümmte Sandwichstruktur) eines Geschäftsflugzeugs (Israel Aircraft Industries) [156] und Crashelemente des Mercedes SLR [60] in Dickenrichtung vernäht.

3.3 Einheitszellenmodellierung vernähter Faser-Kunststoff-Verbunde

Zur Vorhersage mechanischer Kennwerte von textilverstärkten FKV-Strukturen für die Vordimensionierung existieren in ihrer Leistungsfähigkeit meist nur eingeschränkte analytische Ansätze und Finite-Elemente-(FE-)Modelle; [16], [157]. Der Mangel dieser Ansätze liegt zum Einen in der Schwierigkeit der Modellbildung aufgrund der oft

⁵ CFK-Spreizklappe, sogenannte Mini-TED (Miniature Trailing Edge Device)

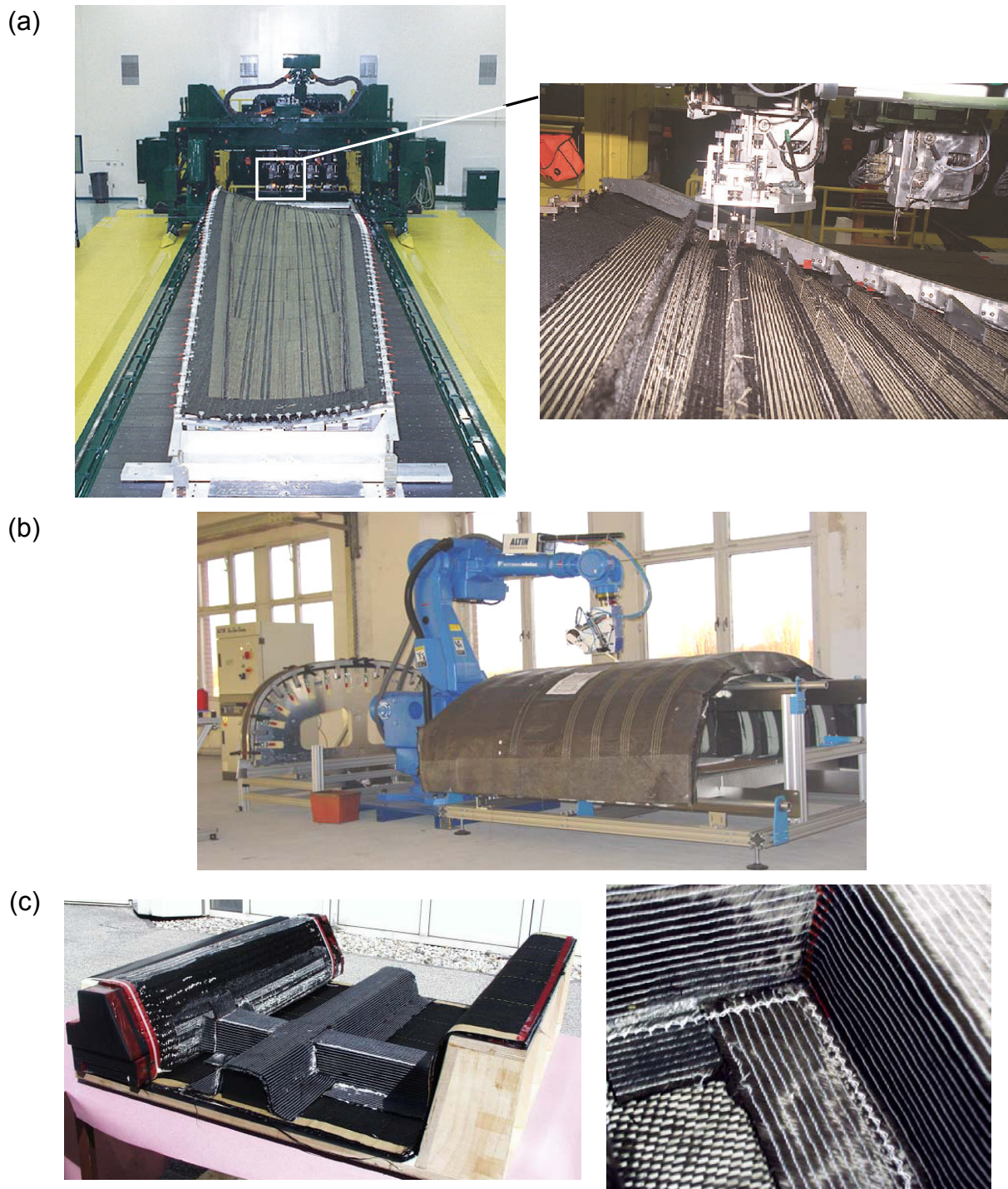


Abb. 3.5: Beispiele zum 3D-Vernähen von Faserpreformen im Flugzeug- (a, b) und Automobilbau (c): (a) strukturell vernähte Flügelhaut (links) und Aufnahmen von Versteifungen (rechts) [136], (b) Vernähen von Spanten mit Rumpfschalenteil (Eurofighter) [86], (c) Preform einer KFZ-Bodengruppe ohne Nähte (links) und nach dem Vernähen (rechts) [86]

komplexen Faserarchitektur und der damit verbundenen Vielzahl an zu betrachtenden Parametern sowie infolge von Fertigungsschwankungen begründet. Zum Anderen fehlt meist eine ausreichende experimentelle Grundlage, um die Ansätze zu veri-

fizieren [158]. Zur Abschätzung mechanischer Steifigkeits- und Festigkeitskenngrößen kann in diesen Modellen eine auf der Mesoskala (Abbildung der textilen Verstärkungsarchitektur, nicht aber der Einzelfasern) basierende repräsentative Einheitszelle (EZ) definiert werden; [66], [157], [159]. Die Modellierung von 2D-Geweben und -Geflechten wird in [160] – [167] bzw. in [168] und [169] behandelt, wohingegen Gewirke in [170] und [171] diskutiert werden. In [172] bis [174] wird die Abbildung von 3D-Geweben, in [51] und [175] von 3D-Geflechten betrachtet. Ansätze zur Abschätzung mechanischer Eigenschaften von MAG-Laminaten werden in [5] und in [176] bis [179] dargestellt. Das wohl am weitesten entwickelte Werkzeug zur Berechnung textilverstärkter FKV-Laminat ist ein Softwarepaket der Katholischen Universität Leuven. Dieses setzt sich bislang aus den Bausteinen WiseTex zur Abbildung der textilen Faserarchitektur, LamTex zur Modellierung der Laminatstruktur, FETex und MeshTex zur Konvertierung der WiseTex-Geometrie in eine Finite-Elemente-Umgebung, TexComp zur Abschätzung mechanischer Eigenschaften, FlowTex und Celper zur Vorhersage von Permeabilitätskennwerten sowie VRTex zur Überführung der WiseTex-Geometrie in eine virtuelle Realität zusammen. Diese Werkzeuge können für die Berechnung von 2D- und 3D-Geweben, 2D-Biaxial- und -Triaxial-Geflechten sowie MAG angewendet werden; [180] – [182]. Einen noch weiterreichenden Ansatz hat das Forschungsprojekt ITOOL (Integrated Tool for Simulation of Textile Composites) zum Ziel. Aus bereits bestehenden, kommerziell erhältlichen Komponenten, wie beispielsweise von der Katholischen Universität Leuven, soll in Verbindung mit weiteren Berechnungswerkzeugen eine integrierte Gesamtlösung zur Prozess- und Struktursimulation von faserverstärkten FKV-Strukturen unter statischer und kurzzeitdynamischer Belastung entlang der gesamten Entwicklungskette realisiert werden; [158], [183], [184].

Erste Ansätze, die mechanischen Eigenschaften eines strukturell vernähten FKV-Werkstoffs mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode (FEM) abzuschätzen, werden in [185] bis [189] beschrieben. Allerdings ist es mit diesen Modellen nicht möglich, die durch den Nähprozess hervorgerufene Beeinflussung der Scheibeneigenschaften strukturell vernähter Faserverbundlaminat für die Vorauslegung zuverlässig vorherzusagen. Fragestellungen etwa, welche Auswirkung die Änderung von Nähkonfigurationen, wie z. B. die Erhöhung der Garnfeinheit, der Teilung oder der Stichlänge auf den Elastizitäts- oder Schubmodul des Laminats hat, können allenfalls nach zeit- und

kostenaufwändigen, experimentellen Untersuchungen beantwortet werden. Für die umfassende Modellierung ist es erforderlich, eine Vielzahl von Parametern, wie Nähgarneigenschaften, Stichtichte und -muster (Teilung und Stichtlänge), zu berücksichtigen [16].

Vor diesem Hintergrund wurde in [16], basierend auf dem Finite-Elemente-Programm ANSYS[®], ein linear-elastisches Modell für eine repräsentative Einheitszelle zur Abschätzung des Elastizitätsverhaltens strukturell vernähter Laminats aus den Elementen der Nachgiebigkeitsmatrix entwickelt (Abb. 3.6). Die Generierung der EZ erfolgte unter Berücksichtigung der Anzahl, Dicke und Orientierung der Einzellagen des Laminats, der Nahtparameter Garnfeinheit, Stichtichtung, Stichtlänge und Teilung (implizit über die Fläche und Breite der dadurch verursachten Fehlstellen) sowie der Belastungsrichtung (vgl. Tabelle 3.1).

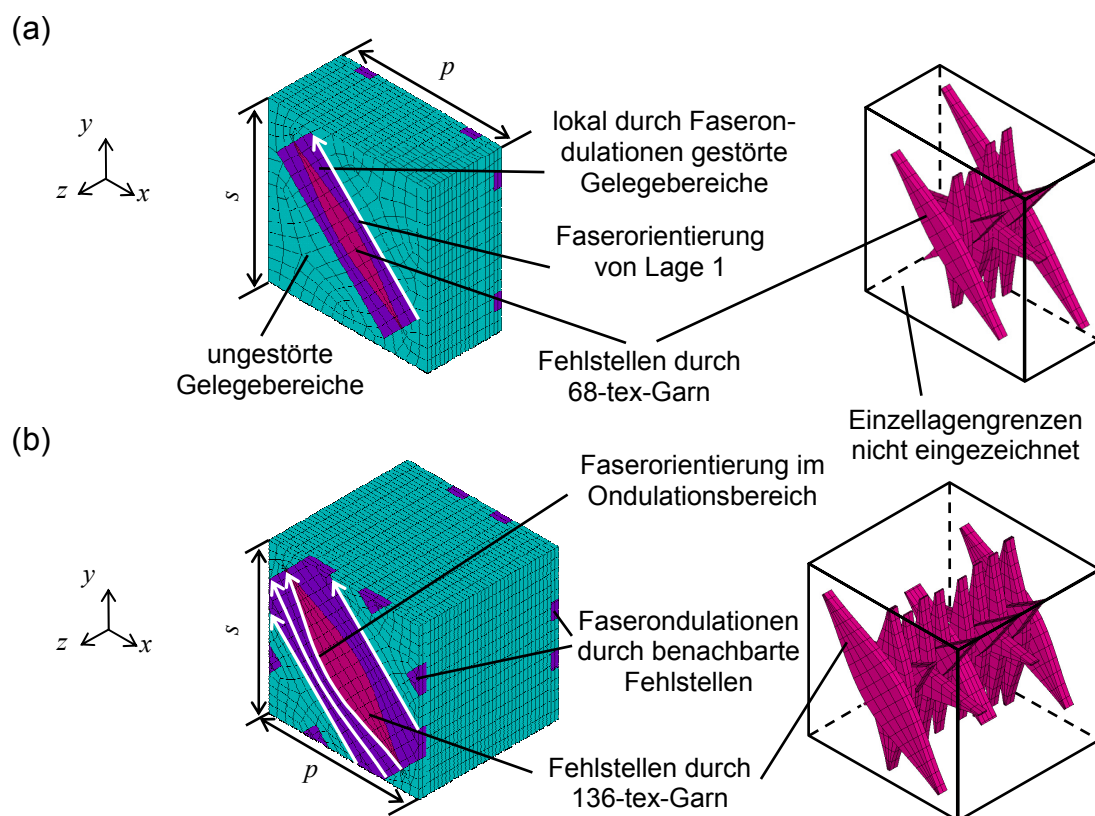


Abb. 3.6: Finite-Elemente-Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter Laminats: (a) [A1-B-A2]-HTA-Zuglaminat (Konfiguration K 9 und K 25: Oberfaden 68 tex, Nährichtung parallel y , Teilung und Stichtlänge 5,0 mm), (b) [A1-(B/2)_s-A2]₂-HTA-Drucklaminat (K 9 und K 25) [149]

Die durch strukturelles Vernähen entstehende Fehlstelle ist mit ihrer langen Halbachse parallel zur Orientierung der Einzelschicht im Zentrum der Einheitszelle ange-

ordnet (vgl. Abb. 3.6). Ihre Geometrie in der xy -Ebene wird entweder anhand der Ergebnisse von Schliffbilduntersuchungen (siehe Tabelle A 8 und Tabelle A 9; [149]) oder mit Hilfe eines aus diesen Beobachtungen abgeleiteten Modells in Abhängigkeit der Faserorientierung der jeweiligen Einzellage und deren Anordnung in Laminatdickenrichtung vorgegeben. Da lediglich die Fehlstellenfläche und -breite signifikant durch die jeweilige Nähkonfiguration beeinflusst werden, nicht aber ihre Länge, wird diese in der EZ-Modellierung aus den beiden anderen Größen ermittelt. Durch das Vernähen in Dickenrichtung verursachte Schwankungen, welche die Größe und die Geometrie der Querschnittsfläche der Fehlstelle beeinflussen (Änderungen in Fadenspannung, Nähfußanpresskraft, Verknotungslage, mögliches Zusammentreffen von Nähgarn und Fixiergarn, Verwendung verschiedener Nadelstärken) werden über die Ergebnisse der Schliffbildanalysen indirekt berücksichtigt und in das Einheitszellenmodell abgebildet.

Für die praktische Anwendung des EZ-Modells erschien die detaillierte Fehlstellencharakterisierung eines beliebigen Laminats für alle Nähkonfigurationen mit Hilfe von Schliffbildern in allen Einzellagen aufgrund des hohen Zeitaufwands ungeeignet. Basierend auf den beobachteten Ergebnissen der Schliffbilduntersuchungen wurde daher ein analytisches Modell entwickelt, mit dem die Fehlstellenausbildung (Fläche, Breite und Orientierung) in Laminatdickenrichtung abgeschätzt werden kann [16]. Die Orientierung der Fehlstelle entspricht dabei der Faserrichtung der jeweiligen Einzellage, wohingegen die Fläche und die Breite der Fehlstelle unter Berücksichtigung der jeweiligen Einstellungen von Nährichtung, Garnfeinheit, Teilung und Stichelänge über einen quadratischen zur Mittelebene des Laminats symmetrischen Polynomansatz in der Laminatdickenkoordinate abgeschätzt werden [16]. Auf diese Weise lässt sich der Aufwand beispielsweise auf die Herstellung und Auswertung von jeweils einer Schliffprobe an zwei geeigneten Stützstellen in Laminatdickenrichtung einschränken, gegebenenfalls können Schliffbilduntersuchungen auch komplett vermieden werden. Da die Fehlstellen bei allen bisher untersuchten Schliffproben ohne Ausnahme vollständig mit Harz ausgefüllt waren (Reinharzgebiete), werden diesen Gebieten in der EZ-Analyse die mechanischen Kennwerte des eingesetzten Matrixsystems zugeordnet, während der Einfluss des Nähgarns bei Betrachtung von Scheibeneigenschaften wegen des im Vergleich zum Reinharzgebiet geringen Flächenanteils vernachlässigt wird.

Die Elastizitätskenngrößen für die gestörten und ungestörten Bereiche innerhalb der Einzellagen des Verbunds wurden über einen mikromechanischen Ansatz für einen idealen Verbund aus parallel oder in Reihe geschalteten, transversal isotropen Fasern in einer isotropen Matrix zusammen mit dem zugehörigen Faservolumengehalt, abgeschätzt. Zusätzlich wird Querdehnungsbehinderung in der homogenen UD-Einzelschicht angenommen [16]. Das Elastizitätsverhalten vernähter MAG-Laminat wird im EZ-Modell entsprechend den Annahmen der klassischen Laminattheorie abgeschätzt. Daraus folgt, dass die EZ als Kombination aus einem Scheiben- und einem Plattenelement aufgefasst wird und das mechanische Verhalten der EZ dem erweiterten Hooke'schen Gesetz für ein geschichtetes, multidirektionales Laminat mit der globalen Steifigkeitsmatrix $[ABD]$ genügt. Durch Aufbringen von sechs Einheitsverzerrungslastfällen ($\varepsilon_x^0 = 1, \varepsilon_y^0 = \gamma_{xy}^0 = \kappa_x^0 = \kappa_y^0 = \kappa_{xy}^0 = 0; \dots; \varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \gamma_{xy}^0 = \kappa_x^0 = \kappa_y^0 = 0, \kappa_{xy}^0 = 1$) können über die Auswertung der resultierenden Schnittkräfte N_x, N_y, N_{xy} und Schnittmomente M_x, M_y, M_{xy} die Koeffizienten der Steifigkeitsmatrix $[ABD]$ der Einheitszelle bestimmt werden, siehe Anhang A 2, Gl. (A 1) und Tabelle A 10. Hierfür werden, wie in Tabelle A 11, Anhang A 2 beschrieben, jedem Einheitslastfall entsprechend Randbedingungen in Form von Verschiebungen auf die Flächen der Einheitszelle aufgebracht. Die Scheiben-Elastizitätsmoduln E_x und E_y bei Scheiben-Zug- und -Druckbelastung, der Schubmodul G_{xy} und die Querkontraktionszahl ν_{xy} strukturell vernähter Laminat ergeben sich aus den Koeffizienten der Nachgiebigkeitsmatrix $[ABD]^{-1}$ und der Laminatdicke t nach den Gln. (A 2) – (A 6) in Anhang A 2.

Bei der EZ-Analyse des Elastizitätsverhaltens vernähter MAG-Zug- und -Drucklaminat ergab sich unter Zugrundelegung der Ergebnisse der Schliiffbilduntersuchungen eine über alle Versuche gemittelte, betragsmäßige Abweichung in Höhe von etwa 6 % im Vergleich zum Experiment, andererseits waren vereinzelt aber auch Abweichungen um bis zu 22 % zu beobachten [150]. Bei der Anwendung des quadratischen Fehlstellenmodells war eine vertretbare Verschlechterung der Übereinstimmung zwischen Rechnung und Experiment zu beobachten (mittlere betragsmäßige Abweichung etwa 6 %, maximale Abweichung um bis zu 25 %). Damit wurde gezeigt, dass mit Hilfe des entwickelten EZ-Modells das Elastizitätsverhalten vernähter MAG-Laminat unter Scheiben-Zug- und -Druckbelastung in Abhängigkeit der untersuchten Nähkonfiguration abgeschätzt werden kann [149]. Für die Praxisanwendung

eröffnet das EZ-Modell die Möglichkeit, ohne aufwändige experimentelle Untersuchungen die Auswirkung beliebiger Konfigurationen von Garnfeinheit, Stichlänge und Teilung auf das Scheiben-Elastizitätsverhalten vernähter Lamine abzuschätzen und daraus Vorschläge zum Vernähen im Hinblick auf möglichst geringe Abweichungen gegenüber dem unvernähten Laminat zu definieren [16].

3.4 Kontinuumsmechanische, einzelschichtbasierte Versagensanalyse von Faser-Kunststoff-Verbunden

Endlosfaserverstärkte FKV weisen gegenüber metallischen Werkstoffen aufgrund ihrer Inhomogenität und Anisotropie ein spezifisches und komplexes Versagensverhalten auf. Die Versagensanalyse von FKV-Strukturen kann makroskopisch auf der Laminat- oder Einzelschichtebene sowie mikroskopisch auf der Faser/Matrix-Ebene erfolgen. Die Ansätze auf der Faser/Matrix-Ebene sind für die Strukturdimensionierung allerdings eher ungeeignet, da sie auf mikroskopisch kleine Dimensionen beschränkt sind und die Kenntnis der Faser/Matrix-Anordnung voraussetzen, die exakt jedoch nicht vorhersagbar ist. Demgegenüber können auf der Laminebene die für FKV maßgeblichen Schädigungsformen Faserbruch (Fb) und Zwischenfaserbruch (Zfb) nur unzureichend beschrieben werden. In den letzten Jahrzehnten hat sich daher die kontinuumsmechanisch basierte, schichtenweise Festigkeitsbewertung der homogenisierten UD-Schicht als ingenieurmäßig sinnvolle Herangehensweise zur Versagensanalyse multidirektional verstärkter Lamine entwickelt [34].

Als Faserbruch wird das Zerreißen oder Brechen von Fasern in Folge einer faserparallelen Zugspannung σ_1 bezeichnet, während bei einer σ_1 -Druckbeanspruchung die Tragfähigkeit der UD-Schicht durch Schubknicken der Fasern begrenzt wird. Makroskopische Auswirkungen, wie das Versagen der gesamten UD-Schicht, treten allerdings erst bei nahezu gleichzeitigem Versagen von Faserbündeln aus Hunderten von Einzelfasern auf. Da Fb bei sehr hohen Belastungen auftritt, ist diese Schädigungsform in einer Struktur selten durch Spannungsumlagerungen verkräftbar, sondern führt zu erheblichen Sekundärschäden, wie Zfb und Fb, in den Nachbarschichten sowie zu Delaminationen und zum Versagen des gesamten Laminats [34]. Im Allgemeinen wird daher der Eintritt von Fb in einer Einzelschicht als Bruchgrenze des Laminats angesehen, obwohl in einigen Fällen noch eine gewisse Resttragfähigkeit erhalten bleibt [190].

Zwischenfaserbrüche sind Risse in der UD-Schicht, die teils als Adhäsivbrüche in der Faser/Matrix-Grenzfläche, teils als Kohäsivbrüche in der Matrix parallel zur Faserlängsrichtung verlaufen. Sie können aufgrund der sehr niedrigen Querfestigkeitskennwerte R_{\perp}^t , R_{\perp}^c , $R_{\perp||}$ und $R_{\perp\perp}$ (siehe Abb. 3.8) bereits bei geringen Belastungen auftreten. Zfb werden durch Querdzug- und -druckbeanspruchung sowie durch Quer/Längs- und Quer/Quer-Schubbeanspruchung initiiert. Sie führen in der betroffenen Schicht zu einem sukzessiven Steifigkeitsverlust. Unter Quer-Druck- oder Quer/Quer-Schubbelastung fallen die Wirkebenen der im Versuch aufgetragenen Beanspruchung nicht mit der Bruchebene zusammen, weshalb, wie in Abb. 3.9 dargestellt, der Bruch in einer zur Belastungsrichtung schrägen Bruchebene auftritt [190].

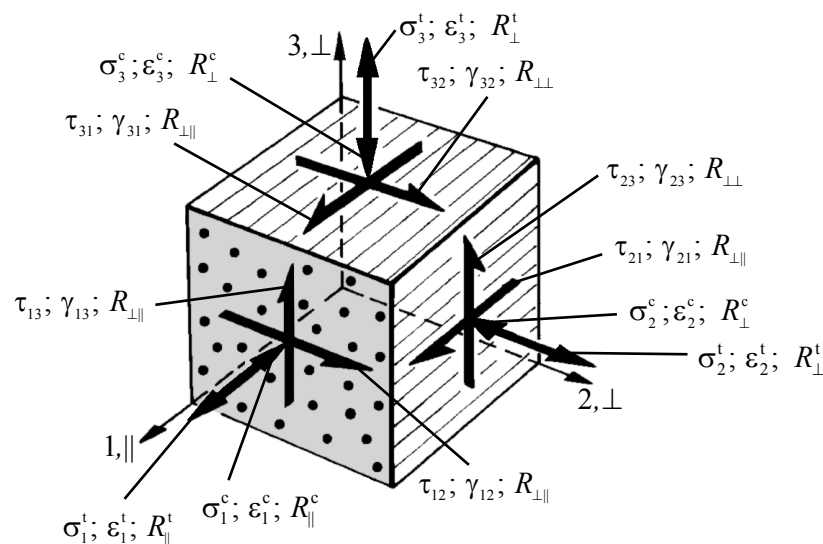


Abb. 3.8: Räumlicher Spannungs- und Verzerrungszustand an einem UD-Element sowie korrespondierende Festigkeitskennwerte im natürlichen Koordinatensystem; bei Normalbeanspruchung müssen Zug- und Druckbeanspruchungen (Index t bzw. c) unterschieden werden

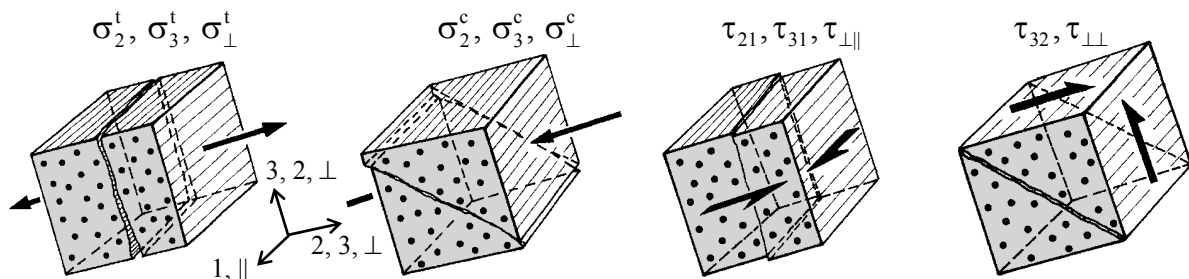


Abb. 3.9: Zwischenfaserbrüche infolge (σ_2^t, σ_3^t) -, (σ_2^c, σ_3^c) -, (τ_{21}, τ_{31}) - und (τ_{32}) -Beanspruchung (in Anlehnung an [190])

Bei einem unidirektional faserverstärkten Laminat entspricht das Erstversagen (first ply failure) unabhängig von den Schädigungsformen F_b oder Z_{fb} dem Totalversagen (last ply failure) des Laminats. Im MSV führt das Erstversagen einer Schicht in der Regel nicht zum Totalversagen, da häufig zuerst Z_{fb} auftritt. Nach der Rissbildung findet eine Spannungsumlagerung in die intakten Nachbarschichten statt, sodass weitere Laststeigerungen möglich sind. Zur vollständigen Versagensanalyse und zur Beschreibung der Spannungs-Verzerrungs-Kurve eines multidirektional verstärkten FKV-Laminats (vgl. Abb. 3.10 für ein kohlenstofffaserverstärktes $[-45/90/+45/90/0_{0,5}]_S$ -MAG-Laminat unter zügiger, einachsiger Zugbelastung) auf Grundlage der Kontinuumsmechanik werden nach Puck [190] drei Bausteine benötigt:

- a) die präzise Analyse der Spannungen und Verzerrungen im Laminat infolge der äußeren Belastung;
- b) ein geeignetes, spannungsbasiertes Bruchkriterium zur Bewertung der sich daraus ergebenden Werkstoffanstrengung und zur Vorhersage der möglichen Versagensformen;
- c) ein an die jeweilige Versagensform angepasstes Degradationsmodell zur Werkstoffbeschreibung nach dem Eintritt von Schädigungen, die nicht direkt zum Totalversagen führen.

3.4.1 Spannungs- und Verzerrungsanalyse

Für eine zuverlässige Versagensanalyse von FKV-Strukturen werden möglichst präzise ermittelte Einzelschichtspannungen benötigt. Eine besondere Schwierigkeit besteht darin, dass unidirektional faserverstärkte Polymere, wie in Abb. 3.11 für kohlenstofffaserverstärkten Kunststoff dargestellt, bei einachsiger Belastung parallel zu den natürlichen Koordinatenrichtungen zum Teil deutlich nichtlineares Verhalten zeigen; siehe $(\tau_{21} - \gamma_{21})$ - und $(\sigma_2 - \varepsilon_2)$ -Kurven. Weiterhin ist eine Unstetigkeit des faserparallelen Zug- und Druck-Elastizitätsmoduls im Koordinatenursprung der $(\sigma_1 - \varepsilon_1)$ -Kurven möglich. Daraus folgt, dass unter Verwendung konstanter Tangenten- oder Sekantenmoduln die Spannungen und Verzerrungen teilweise nicht ausreichend genau ermittelt werden können. Beispielsweise führt die Verwendung des Tangentenmoduls im Koordinatenursprung aufgrund überhöhter Spannungen oftmals zur vorzeitigen Vorhersage von Z_{fb} -Versagen, während gleichzeitig die realen Verzerrungen unterschätzt werden.

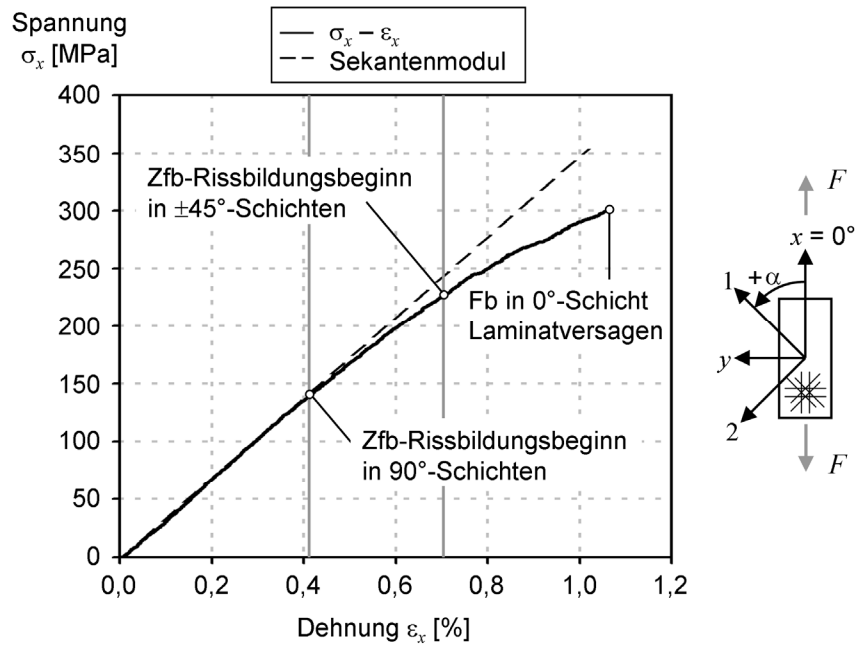


Abb. 3.10: Experimentell ermittelter Spannungs-Dehnungs-Verlauf eines $[-45/90/+45/90/0_{0,5}]_S$ -MAG-Laminats (HTS-CF) unter zügiger, einachsiger Zugbelastung bis zum Totalversagen

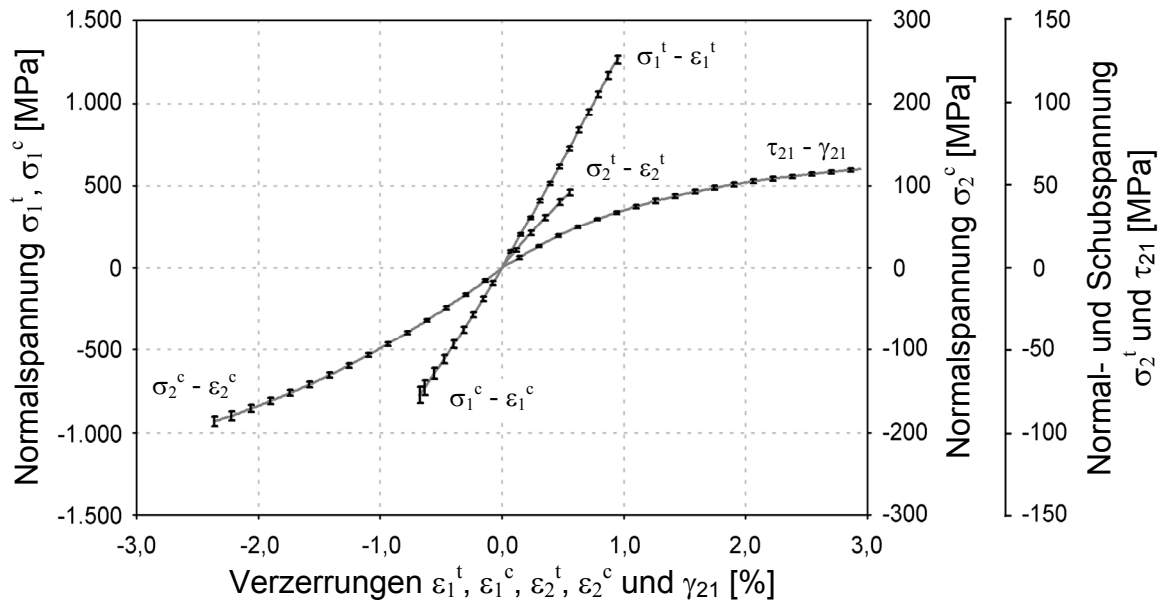


Abb. 3.11: Spannungs-Verzerrungs-Beziehungen (arithmetisch gemittelt) einer unidirektionalen, mit PES-Garn stabilisierten MAG-Einzelschicht (HTS-CF, ebener Spannungszustand, zügige, einachsige Belastung im natürlichen Koordinatensystem)

3.4.2 Bruchkriterien der unidirektionalen Schicht

Für FKV-Laminats wurden unterschiedlichste Bruchkriterien entwickelt, immer wieder modifiziert und neueren wissenschaftlichen Erkenntnissen angepasst. Allgemein kön-

nen pauschale (auch globale) und differenzierende Kriterien unterschieden werden. Differenzierende Bruchkriterien wiederum werden ohne und mit Spannungsinteraktionen verwendet.

Zwar ermöglichen alle Bruchkriterien die Vorhersage des Erstversagens einer Einzelschicht, allerdings bieten Pauschalkriterien (Norris [191], Tsai-Hill [192], Tsai-Wu [193]) dem Konstrukteur keine Information darüber, welche Spannungs- oder Dehnungskomponente das Versagen auslöst. Nur mit Hilfe von differenzierenden Kriterien ist es möglich, die bei FKV grundsätzlich unterschiedlichen Versagensformen F_b und Z_{fb} zu unterscheiden, denen im Dimensionierungsprozess durch spezifische konstruktive Maßnahmen bei der Laminatgestaltung begegnet werden muss. Weiterhin ist die F_b - und die Z_{fb} -Festigkeit des FKV-Werkstoffs teilweise deutlich von mehrachsigen Spannungszuständen (Interaktion) abhängig ([34], [190] und [194]), welche in Bruchkriterien ohne Interaktion, wie dem Maximalspannungs- oder dem Maximaldehnungs-Kriterium [36], nicht berücksichtigt werden. Die Unterscheidung der Versagensformen und die Betrachtung von Spannungsinteraktionen ermöglichen nur differenzierende Bruchkriterien mit Interaktion (Hashin [195], Puck [190]).

Die Anstrengung f_E beschreibt, wie stark ein FKV-Werkstoff bei einer gegebenen Spannung oder Spannungscombination im Vergleich zur maximal ertragbaren Beanspruchung ausgelastet ist. Bei $f_E = 1$ wird F_b oder Z_{fb} der betreffenden Einzelschicht vorhergesagt. Anstrengungen mit $f_E < 1$ führen rechnerisch nicht zum Bruch, bei Anstrengungen über 1 ist die Bruchgrenze gegen F_b oder Z_{fb} überschritten.

Die Werkstoffanstrengung bei F_b kann am einfachsten mit Hilfe des Maximalspannungs- oder des Maximaldehnungs-Kriteriums bewertet werden. Weiterhin können die nichtlinearen F_b -Kriterien von Hashin [195], Yamada-Sun [196] und Puck [190] herangezogen werden. Die wohl wichtigsten Kriterien zur Abschätzung von Z_{fb} -Versagen wurden von Hashin [195] und Puck [190] entwickelt. Der Fortschritt des wirkebenenbezogenen Kriteriums von Puck gegenüber alternativen Formulierungen ist die physikalische Betrachtung des Bruchgeschehens auf der wahrscheinlichen Bruchfläche, wobei die Werkstoffanstrengung aus den Spannungskomponenten in der Bruchfläche berechnet wird. Gleichzeitig werden der Winkel der Bruchebene bestimmt sowie unterschiedliche Bruchmoden differenziert. Das wirkebenenbezogene Kriterium von Puck gilt nicht nur für den Sonderfall des ebenen Spannungszustands, sondern auch für den räumlichen, dreidimensionalen Spannungszustand.

In den Jahren 1994 bis 2004 wurden in einer internationalen Vergleichsstudie zur Versagensanalyse (World-Wide Failure Exercise) 19 unterschiedliche Theorien zur Festigkeitsvorhersage an 14 Laminatkonfigurationen mit experimentellen Ergebnissen verglichen; [197] – [199]. Aus den Ergebnissen wurde deutlich, dass eine realitätsnahe Festigkeitsvorhersage selbst einfachster FKV-Lamine (Prüfkörper mit homogener Spannungsverteilung) mit einem beträchtlichen Rechenaufwand verbunden ist, der die Möglichkeiten derzeit kommerziell erhältlicher Finite-Elemente-Programme weit übersteigt. Die Versagensanalyse von Puck und Schürmann, die auf dem Fb- und Zfb-Kriterium von Puck basiert, schnitt bei der Vergleichsstudie sehr gut ab und lieferte für Schalenstrukturen vernünftige Übereinstimmungen mit den experimentellen Ergebnissen; [190], [200] – [202]. Weiterhin wurde das wirkebenenbezogene Kriterium in der VDI-Richtlinie 2014, Blatt 3 [203] verankert und zur Auslegung von FKV-Strukturen empfohlen.

3.4.3 Degradation der Elastizitätskennwerte unidirektionaler Schichten

Wie bereits ausgeführt, führt der Eintritt erster Risse (verursacht durch Zfb) innerhalb einer UD-Schicht eines multidirektional faserverstärkten Laminats in der Regel nicht zum Totalversagen des Gesamtlaminats. Diese unterkritische Rissbildung kann diskret oder verschmiert modelliert werden. Für Strukturanalysen ist die diskrete Methode, d. h. die möglichst exakte Abbildung der lokalen Realität, aufgrund ihrer Komplexität und der teilweise nicht vorhersagbaren Vorgänge auf Faser/Matrix-Ebene nicht anwendbar. So können weder die lokal unterschiedlichen Faser/Matrix-Anordnungen innerhalb einer Einzelschicht noch die Versagensmechanismen der Grenzschicht genau vorhergesagt werden. Bei praxisorientierten Anwendungen hat sich die Beschreibung der Rissbildung durch Verschmieren auf der makroskopischen Schichtebene mit Hilfe von Degradationsmodellen bewährt. Diese bilden die nicht kritischen Zfb kontinuumsmechanisch über abgeminderte Elastizitätskenngrößen (Steifigkeitsdegradation) ab und ermöglichen weiterhin eine gewisse Resttragfähigkeit der rissbehafteten Einzelschicht. Auf diese Weise ändern sich, neben der Spannungsverteilung innerhalb des Gesamtlaminats, auch dessen Werkstoffgesetz und die Strukturverformung. Die Degradationsanalyse erlaubt die Konstruktion von Laminaten mit einer Sicherheitsreserve, beispielsweise gegenüber unvorhersehbaren Belastungsspitzen, somit können Bauteile zuverlässig eingeschätzt werden können. Möglicherweise

sind Zfb in Bauteilen, wie Antriebswellen oder Behältern mit Innenlinern, tolerierbar, was aber im Bauteilversuch nachzuweisen ist.

Im Rahmen der Degradationsanalyse sind die Elastizitätskennwerte in Abhängigkeit des Bruchkriteriums und der vorhergesagten Zfb-Versagensform unterschiedlich zu degradieren ([34], [190], [200] und [204]). Zur Beschreibung der Höhe der Steifigkeitsdegradation wurden unterschiedliche Abminderungsfunktionen von Puck [190], Hahn/Tsai [205], Petit/Waddoups [205], Nahas [205] und Chiu [206] entwickelt. Schürmann schlägt die iterative Degradation der jeweiligen Elastizitätskenngrößen der Gestalt vor, dass die Werkstoffanstrengung f_E den Wert 1 in der von Zfb betroffenen Schicht nicht überschreitet ([34], [200]). In der praktischen Anwendung erfordert die Beschreibung des Nachversagens nach Hahn/Tsai, Petit/Waddoups, Nahas, Puck und Schürmann einen erheblichen Rechenaufwand. Das Chiu-Modell hingegen ist aufgrund der mathematisch einfachen Formulierung (konstanter Abminderungsfaktor für $f_E \geq 1$) ohne Weiteres auch in Kombination mit nichtlinearen Spannungs-Verzerrungs-Beziehung in Finite-Elemente-Umgebungen implementierbar. Das Modell führt zu einer konservativen Festigkeitsabschätzung, da durch die vorgenommene Steifigkeitsdegradation eine nahezu vollständige Umlagerung der Spannungen in die Nachbarschichten erfolgt.

3.5 Zerstörungsfreie Prüfung von Faser-Kunststoff-Verbunden

Eine wichtige Voraussetzung zum Einsatz von Hochleistungs-FKV-Strukturen, bei denen Sicherheit und Zuverlässigkeit eine entscheidende Rolle spielen, ist das Erkennen und Bewerten fertigungs- und beanspruchungsbedingter Fehler und Schäden (Poren, Lunker, Festkörpereinschlüsse, Faserondulationen, fehlende Faserrovings, Zfb und Delaminationen; [18], [207] – [209]). Zur Schadensdetektion bieten sich insbesondere zerstörungsfreie Prüfverfahren, wie Ultraschallprüfung, Thermografie, Shearografie, Speckle-Interferometrie, Röntgenprüfung, Computertomografie und Schallemissionsanalyse ([18], [207] – [213]), an, da im Falle unkritischer Schäden die betroffene FKV-Struktur eingesetzt oder weiterverwendet werden kann.

Schon bei relativ geringen Belastungen können in FKV erste Schäden in Form von Zfb eintreten, vgl. Abb. 3.10. Puck gibt für multidirektional aufgebaute FKV als Grenzwert für das Eintreten unkritischer Zfb 10 % der zum Totalversagen führenden

Last an, der damit deutlich unterhalb der Belastungsgrenzen hochbeanspruchter Leichtbaustrukturen liegt [190]. Eine zerstörungsfreie Methode zur Zfb-Erkennung, aber auch zur Identifikation von Delaminationen, ist die Röntgenprüfung; [30], [81] – [83], [214]. Ein neuartiges, der herkömmlichen Röntgentechnologie überlegenes Verfahren ist die Mikro-Computertomografie (Mikro-CT), die eine dreidimensionale Visualisierung von Reinharzgebieten, Lunkern, Zwischenfaserbrüchen und Delaminationen ermöglicht. Anwendung und Einsatzgrenzen der Mikro-CT werden in [212], [215] und [216] beschrieben. Zur Prüfung von FKV-Strukturen mit großen Abmessungen (z. B. Seitenleitwerksschale, Landeklappen) werden in der Fertigung und bei Kontrollen im Flugbetrieb häufig Ultraschallverfahren eingesetzt, mit denen u. a. Delaminationen erkannt, Zfb allerdings nur schwer identifiziert werden können; [114], [119], [124], [126], [127], [207]. Ein Überblick über die Einsatzmöglichkeiten der Thermografie, der Shearografie und der Speckle-Interferometrie wird in [207] bis [211] und in [217] gegeben.

Während der Belastungsdauer können Schädigungsausbildungen im Innern von FKV-Strukturen mit Hilfe der Schallemissionsanalyse (SEA) nachgewiesen und lokalisiert werden; [218] – [222]. In diskontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen ermöglicht die SEA die Differenzierung von Matrixbrüchen, Faser/Matrix-Grenzschichtversagen und Faserbrüchen; [223] – [226]. In [81] bis [83] und [227] bis [229] wurde gezeigt, dass mit Hilfe der SEA der Zfb-Rissbildungsbeginn in textilverstärkten FKV-Laminaten (u. a. MAG- und Triaxialgeflecht-Aufbau) detektiert werden kann.

4 Methodik

4.1 Experimentelle Untersuchungen an MAG-Laminaten

Zur Untersuchung des Einflusses des strukturellen Vernähens auf die intralaminare Schubsteifigkeit und -festigkeit sowie auf Out-of-plane-Eigenschaften wurden Schubversuche an unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten durchgeführt sowie die Restdruckfestigkeit nach Impaktbelastung (CAI) und die scheinbare interlaminaire Energiefreisetzungsrates $G_{IC, IR}$ unter Mode-1-Belastung bestimmt. Um die Vergleichbarkeit der Experimente mit den in [16] vorliegenden Ergebnissen zu gewährleisten, wurde ein dem [A1-B-A2]-HTA-Verbund entsprechender Laminataufbau gewählt und wiederum, wie in Tabelle 3.1 angegeben, die Garnfeinheit, die Stichrichtung, die Teilung, die Stichlänge und die Prüfrichtung (im Falle der Mode-1-Belastung wird der Rissfortschritt parallel zur x - oder y -Richtung untersucht) variiert (Parameterkonfiguration K 1 – K 32). Die ermittelten Ergebnisse der Einzelversuche jeder Versuchsreihe wurden mit dem Ausreißertest nach Nalimov [230] bewertet. Anschließend wurden aus den gültigen Kennwerten Mittelwerte und Standardabweichungen berechnet. Zur Beantwortung der Frage, welche Parametereinstellung mit einer definierten Wahrscheinlichkeit die geringst- bzw. die größtmögliche Änderung des Schubmoduls, der Schubfestigkeit, der Restdruckfestigkeit und der Energiefreisetzungsrates im Vergleich zum unvernähten Laminat verursacht, wurden mit den gültigen Einzelergebnissen jeder Versuchsreihe Varianzanalysen durchgeführt (detaillierte Informationen zur Varianzanalyse siehe [16], [231] und [232]). Strukturell unvernähte MAG-Laminat wurden unter Zug- und Schubbelastung experimentell charakterisiert und das Spannungs-Dehnungs-Verhalten der unidirektional verstärkten MAG-Einzelschicht wurde ermittelt (Zug-, Druck- und Schubversuche), um zum Einen die FE-Einheitszelle zu kalibrieren und zum Anderen fundierte Anhaltswerte für die zur rechnerischen Betrachtung multidirektional verstärkter MAG-Laminat benötigten Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen der unidirektionalen MAG-Schicht bereitzustellen. Zur Verifikation und Bewertung des mit Hilfe des FE-Einheitszellenmodells abgeschätzten Zfb-Rissbildungsbeginns wurde die Schädigungsinitiierung im Innern der Probekörper durch Schallemissionsanalysen, Lichtmikroskopaufnahmen und Röntgenuntersuchungen an zug- und schubbelasteten MAG-Laminaten experimentell erfasst.

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

Die Spezifikationen der verwendeten Kohlenstofffaser-MAG nach den Angaben des Halbzeuglieferanten (Fa. Saertex GmbH & Co. KG) sind in Tabelle 4.1 zusammengestellt. Um die Übertragbarkeit zu den in [16] erarbeiteten Ergebnissen sicherzustellen, sollten aus A1-, B- und A2-Kohlenstofffaser-MAG und RTM6 unvernähte und

Tabelle 4.1: Spezifikationen der verwendeten HTS-Kohlenstofffaser-MAG

		Einheit	MAG-Typ; Herstellerbezeichnung			
			A1; S32CY35K- 00822- 01270-26400	B/2; V97590- 00430- T2540- 000000	A2; S32CY35K- 00823- 01270-26400	UD; V98566 -00290- 01270- 000000
Anzahl an Einzelschichten		[1]	3	2	3	1
Faserorientierung		[°]	+45/0/-45	0/90	-45/0/+45	90
Flächengewicht		[g/m ²]	267/283/267	283/138	267/283/267	289
MAG-Nähbindung	Typ		Franse	Trikot/Franse	Franse	Franse
	Stichlänge	[mm]	2,6	2,6	2,6	2,6
	Teilung	[mm]	5,1	5,1	5,1	5,1
Kohlenstoff-faserroving	Typ		HTS	HTS	HTS	HTS
	Filamentanzahl	[x1.000]	12/12/12	12/12	12/12/12	12
MAG-Nähfaden	Typ		PES	PES	PES	PES
	Feinheit	[dtex]	76	48	76	76
	Flächengewicht	[g/m ²]	6	4	6	6

strukturell in Dickenrichtung vernähte [A1-B-A2]-Lamine hergestellt werden. Diesbezüglich ergaben sich von Seiten des Halbzeuglieferanten zwei Änderungen: Die ursprüngliche [0/90/0]-Schichtung des B-MAG wurde in zwei symmetrisch angeordnete (B/2)_S-MAG mit einer [0/90_{0,5}]_S-Schichtung und halbierten 90°-Faseranteilen aufgeteilt (vgl. Tabelle 4.1) und somit ein 10-lagiger [A1-(B/2)_S-A2]-MAG-Aufbau realisiert. Weiterhin wurde die Kohlenstofffasertypen HTA durch HTS ersetzt, die in Faserichtung einen knapp 1 % höheren Elastizitätsmodul und eine etwa 9 % höhere Festigkeit besitzt. Aufgrund von Fertigungslimitationen bei der MAG-Herstellung musste für die experimentelle Charakterisierung der unidirektional verstärkten MAG-Einzelschicht auf eine durch Nähfäden stabilisierte 90°-Schicht (Rovingablage senkrecht zur Fertigungsrichtung) zurückgegriffen werden. Zum Vergleich der mechanischen

Eigenschaften des UD-MAG mit Kennwerten der A1-, A2- und B/2-Faserhalbzeugen wurde ein der $[A1-(B/2)_S-A2]$ -Schichtung entsprechender Lagenaufbau aus UD-MAG, im Folgenden mit $[A1-(B/2)_S-A2]$ -UD-MAG bezeichnet, realisiert.

Die trockenen $[A1-(B/2)_S-A2]$ -Gelege wurden senkrecht zur Laminebene mit einem modifizierten Doppelsteppstich (siehe Abb. 4.1) über die Gesamtgelegedicke strukturell vernäht, wofür ein E-Glas-Oberfaden mit einer Garnfeinheit von 68 tex (2×34 tex mit 150 Drehungen/Meter) oder von 136 tex (2×68 tex mit 150 Drehungen/Meter) sowie ein 68-tex-E-Glas-Unterfaden verwendet wurde. Die Nahtteilung und die Stichlänge waren wiederum jeweils 3,3 oder 5,0 mm, wodurch sich vier Stichmuster mit drei Stichdichten ergaben (vgl. Kapitel 3.2.2 und Abb. 4.2). Zur Angabe der in

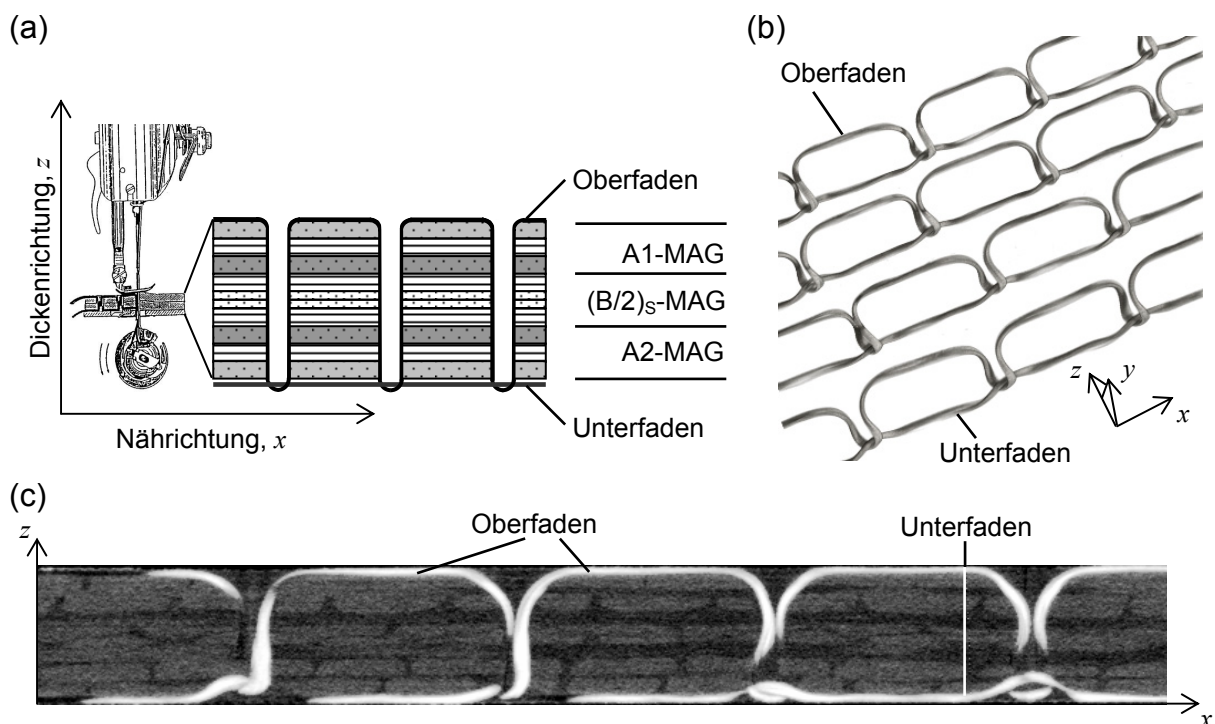
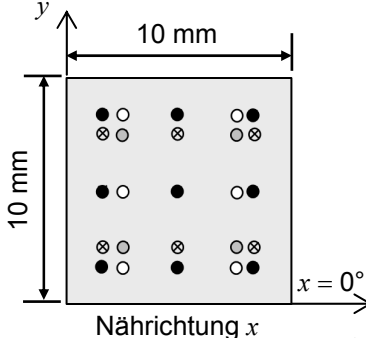


Abb. 4.1: Mit modifiziertem Doppelsteppstich strukturell vernähte $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminat: (a) schematische Darstellung, (b) und (c) Mikro-CT-Aufnahmen (Konfiguration K 1: Oberfaden 68 tex, Nährichtung parallel x , Teilung und Stichlänge 5,0 mm)

Dickenrichtung eingebrachten Menge an Verstärkungsgarn wird die in [16] eingeführte z -Verstärkungsdichte RD verwendet, die als Maß für die flächenbezogene Garnfeinheit [$\text{tex} \cdot \text{cm}^{-2}$] zu interpretieren ist. Für den modifizierten Doppelsteppstich errechnet sie sich aus dem doppelten Produkt der Stichdichte [cm^{-2}] und der Garnfeinheit [tex], da der Oberfaden in einem Stich zweifach eingebracht wird (Abb. 4.1 und Abb. 4.2).



Garnfeinheit [tex]		68		136	
Teilung s [mm]		5,0	3,3	5,0	3,3
Stichlänge p [mm]	5,0	4,00 ○ ; 544	6,06 ○ ; 824	4,00 ○ ; 1.088	6,06 ○ ; 1.648
	3,3	6,06 ⊗ ; 824	9,18 ● ; 1.249	6,06 ⊗ ; 1.648	9,18 ● ; 2.498
		Stichdichte [cm ⁻²]; z -Verstärkungsdichte RD [tex·cm ⁻²]			

Abb. 4.2: Stichmuster, Stichdichte und z -Verstärkungsdichte RD strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine

Die Fasergelege wurden im Vakuuminfusionsverfahren mit RTM6 imprägniert, das unmittelbar im Anschluss daran entsprechend den Herstellerangaben ausgehärtet wurde. Die Faservolumengehalte wurden anhand der Massenanteile ermittelt (vgl. Tabelle A 12 und Tabelle A 13, Anhang A 3) und mit dem Kalzinierungsverfahren nach DIN EN ISO 1172 unter Berücksichtigung von Glühverlusten sowie durch Schliffbildauswertung stichprobenartig überprüft. Die Herstellung der Probekörper erfolgte mit Hilfe einer wassergekühlten Diamantsäge.

Die Zug-, Druck-, Schub-, CAI- und $G_{IC, 1R}$ -Versuche wurden in Anlehnung an die in Tabelle 4.2 aufgeführten Normen auf servohydraulischen Prüfmaschinen der Firma Schenck durchgeführt. Die Zug-, Druck-, und Schubprobekörper wurden bis zum Bruch belastet, um neben Elastizitätsgrößen auch Aussagen zur Festigkeit ableiten zu können. Die Prüfkräfte wurden mit Kraftmessdosen aufgenommen. Die zur Bestimmung der Elastizitätskenngrößen benötigten Verformungen der Probekörper wurden mit Dehnungsmessstreifen (DMS) oder berührungslos mit einer CCD-Kamera, einem Laser- oder Videoextensometer gemessen. Bei der Ermittlung der Restdruckfestigkeit wurden keine Verformungen aufgenommen. Die zur Berechnung der scheinbaren interlaminaren Energiefreisetzungsrates benötigten Verformungen und Risslängen wurden mit einer CCD-Kamera berührungslos erfasst.

4.1.2 Quasi-statische Zug- und Druckversuche an unvernähten MAG-Laminaten

Die Messergebnisse der quasi-statischen Zug- und Druckversuche an unvernähten [0]₁₆⁻, [90]₁₆⁻, [A1-(B/2)_S-A2]-UD-MAG-Laminaten und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten bzw. [0]₁₆⁻ und [90]₁₆⁻UD-MAG-Laminaten wurden zu Spannungs-Dehnungs-Diagrammen weiterverarbeitet, indem die aufgenommenen Kräfte auf den Anfangsquerschnitt

Tabelle 4.2: Angaben zur Zug-, Druck-, Schub-, CAI- und $G_{IC, IR}$ -Prüfung unvernähter und strukturell vernähter MAG-HTS-Laminat

Bezeichnung, Aufbau	Prüfrichtung (SVK bzw. Prüfmethode)	Prüfnorm	Prüfmaschine (Prüfgeschwindigkeit [mm/min])	Probekörperlänge, -breite, freie Probekörperlänge [mm], [mm], [mm]	Verformungsmessung (Richtung)
[0] ₁₆ -UD-MAG unvernäht	0° ($\sigma_1^t - \varepsilon_1^t$)	DIN EN ISO 527-4	PSA100N (1,0)	250, 25, 150	LEX (0° und 90°)
[90] ₁₆ -UD-MAG unvernäht	90° ($\sigma_2^t - \varepsilon_2^t$)	DIN EN ISO 2597	PL10N (0,5)	250, 25, 150	VEX (90°)
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat unvernäht	x ($\sigma_x^t - \varepsilon_x^t$) und y ($\sigma_y^t - \varepsilon_y^t$)	DIN EN ISO 527-4	PSA100N (1,0)	250, 25, 150	LEX (x und y)
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat aus UD-MAG unvernäht					
[0] ₁₆ -UD-MAG unvernäht	0° ($\sigma_1^c - \varepsilon_1^c$)	DIN EN ISO 14126 Methode B, IITRI-Verfahren	PL100N (1,0)	110, 10, 10	DMS (0°)
[90] ₁₆ -UD-MAG unvernäht	90° ($\sigma_2^c - \varepsilon_2^c$)			110, 20, 10	DMS (90°)
[(+45 ₂ /-45 ₂) ₂]-Laminat aus UD-MAG unvernäht	x ($\tau_{21} - \gamma_{21}$)	DIN EN ISO 14129	PL40N (2,0)	250, 25, 150	VEX (x und y)
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat unvernäht und strukturell vernäht	x ($\tau_{xy} - \gamma_{xy}$) und y ($\tau_{yx} - \gamma_{yx}$)	ASTM D 4255 Methode B, modifizierte Probekörpergeometrie	PSA250N (2,0)	80, 120, 80	CCD-Kamera
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat unvernäht und strukturell vernäht	x und y (CAI)	DIN EN 6038, ASTM D 7136, ASTM D 7137, modifizierte Prüfvorrichtung	PL100N (1,0)	150, 100, 100	-
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat unvernäht und strukturell vernäht	z ($G_{IC, IR}$, x^* und y^*)	DIN EN 6033, ASTM D 5528, modifizierter Probekörper	PL10N (2,0)	250, 25, 225	CCD-Kamera
SVK	Spannungs-Verzerrungs-Kurve				
^{t, c}	einachsige Scheiben-Zug-/Druckbelastung				
LEX/VEX	Laser-/Videoextensometer				
*	Richtung des Rissfortschritts unter Mode-1-Belastung				

schnitt des Probekörpers bezogen und über der zugehörigen Dehnung aufgetragen wurden. Der Zug- und Druck-Elastizitätsmodul $E_i^{t,c}$ wurde als Sekantenmodul aus

dem Quotienten der Spannungsdifferenz (Spannung bei $\pm 0,25$ % Dehnung abzüglich Spannung bei $\pm 0,05$ % Dehnung) und der entsprechenden Dehnungsdifferenz ($\pm 0,20$ %) ermittelt. Die Zug- und Druckfestigkeit $R_i^{t,c}$ entspricht jeweils der maximal ertragenen Spannung. Die Querkontraktionszahl ν_{21} des UD-MAG-Laminats wurde aus dem arithmetisch gemittelten negativen Quotienten von Quer- und Längsdehnung ε_2^t bzw. ε_1^t zwischen $\varepsilon_1^t = 0,05$ % und $\varepsilon_1^t = 0,25$ % gebildet.

Um die Initiierung von Zfb mit Hilfe der Schallemissionsanalyse zu bestimmen, wurden während der Zugversuche an [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten und an [90]₁₆-UD-MAG-Probekörpern SEA und Lichtmikroskopieuntersuchungen des freien Probenrands dehnungskorreliert durchgeführt. Bei der SEA wurden zwei Mikrofone in einem Abstand von 110 mm symmetrisch zur Probekörpermitte befestigt und die im Probekörper erzeugten Schallsignale bis zum Bruch erfasst. Durch eine geeignete Wahl der zu überschreitenden Untergrenze der Höhe der Schallamplitude und der maximal zwischen beiden Mikrofonen erlaubten Schalllaufzeit konnte die Aufnahme von Störgeräuschen (z. B. Maschinengeräusche und akustische Signale im Bereich der Probeneinspannung) weitestgehend vermieden werden. Je nach Prüfmaschine und Probekörper lag die Grenzschallamplitude zwischen 19 und 47 dB, die Schalllaufzeit zwischen 16 und 48 μ s. Zur Bestimmung der Schalllaufzeit, die sich aus dem Quotienten von zurückgelegtem Weg und Schallgeschwindigkeit des Schallsignals (Mikrofonabstand) im Probekörper errechnet, wurde zunächst die Schallgeschwindigkeit mit Hilfe eines Bleistiftminenbruchttests in Anlehnung an ASTM-Norm E 2478-06a und E 976-05 ermittelt. Dabei wurde eine Bleistiftmine auf dem Probekörper so zerbrochen, dass das daraus resultierende akustische Signal erst ein Mikrofon passieren musste, bevor es vom zweiten Mikrofon erfasst werden konnte. Aus dem zeitversetzten Ankommen des Signals an den Mikrofonen wurde dann die Schallgeschwindigkeit errechnet. Um die Interpretation der Ergebnisse der SEA zu unterstützen, wurden durch ein Lichtmikroskop Videoaufnahmen des seitlichen Probekörperrands zur Analyse der über den äußeren Querschnitt verteilten Risse hergestellt. Weiterhin wurden Röntgenbilder von [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten mit definierten Schädigungszuständen (0, 5 und 10 akustische Signale) angefertigt, wofür die Probekörper vor dem Röntgen 24 Stunden in das Kontrastmittel Diiodmethan eingelegt wurden.

4.1.3 Quasi-statische Schubversuche an unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten

Die Ermittlung der Schubspannungs-Schiebungs-Kurven ($\tau_{21} - \gamma_{21}$) erfolgte durch Zugprüfungen von Flachproben aus $\pm 45^\circ$ -UD-MAG-Laminaten in Anlehnung an die Norm DIN EN ISO 14129 (Tabelle 4.2). Die Schubspannung τ_{21} wurde aus der auf den zweifachen Probenquerschnitt bezogenen Kraft, die Schiebung γ_{21} aus der Differenz von Längs- und Querdehnung ε_x und ε_y berechnet. Der Schubmodul G_{21} wurde aus dem Verhältnis der Schubspannungsdifferenz bei $\gamma_{21} = 0,5\%$ und $\gamma_{21} = 0,1\%$ und der Differenz der zugehörigen Schiebung (0,4 %) bestimmt. Die Schubfestigkeit $R_{\perp\parallel}$ wurde der maximalen Schubspannung gleichgesetzt.

Zur experimentellen Ermittlung des Schubmoduls und der Schubfestigkeit an $[B/2]_S$ -, $[A1-A2]$ - und $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminaten wurde das Three-rail-shear-Verfahren (Abb. 4.3) ausgewählt, da es im Gegensatz zum Plate-twist-Verfahren, zum Zugversuch an 10° - oder $\pm 45^\circ$ -Laminaten oder zum Torsionsversuch an 90° -Rohrprobekörpern (vgl. ASTM D 4762-04, [233], [234]) die Bestimmung der intralaminaren Schubeigenschaften von multidirektional verstärkten Laminaten ermöglicht. Weiterhin kann der Einfluss des strukturellen Vernähens auf die Schubeigenschaften ermittelt werden, da im Gegensatz zum Iosipescu-Verfahren oder zur V-notched-rail-shear-Prüfung (ASTM D 5379/D 5379M-05, [235]) große Bereiche des Probekörpers mit einer ausreichend großen Anzahl an Stichen (mindestens 128 Stiche) schubbeansprucht

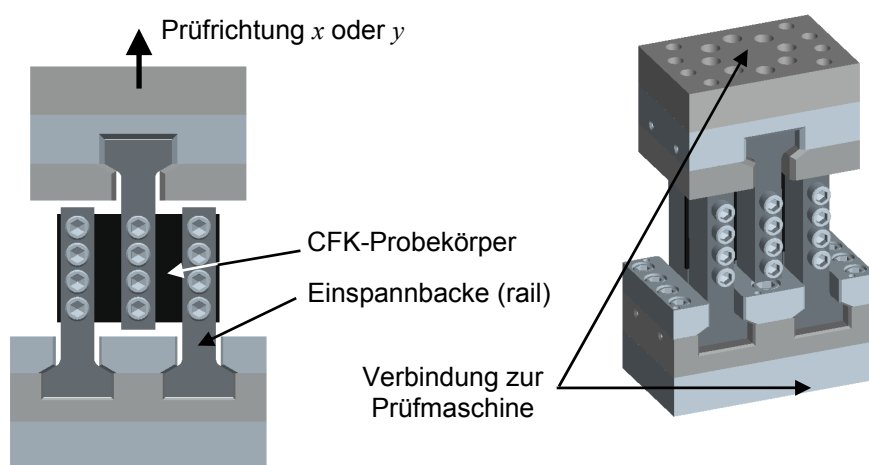


Abb. 4.3: Three-rail-shear-Prüfvorrichtung

sind. Die Probekörpergeometrie wurde in Anlehnung an die ASTM-Norm D 4255/D 4255M-01, Methode B, so festgelegt, dass im Probenbereich, in dem näherungsweise eine homogene Schubspannungsverteilung herrscht, mindestens zwei Stiche über der Probenbreite zwischen zwei Einspannbacken (rail) vorhanden sind. Daraus ergibt sich aufgrund des Maximalwerts von 5 mm für Teilung oder Stichlänge eine Breite von 20 mm, siehe Abb. 4.4 a. Die Probekörperlänge wurde auf 80 mm festgelegt. Wegen der Krafteinleitung über Reibung wurden die Probekörper mit 25 mm breiten Aufleimern versehen. Die Scheiben-Schubverzerrung γ_{ij} wurde mit einer CCD-Kamera über ein stochastisches Muster auf der Probekörperoberfläche berührungslos erfasst (Abb. 4.4 b), mit einer optischen 2D-Verformungsanalyse digitalisiert und mit der gemessenen Kraft bzw. der nominellen Scheiben-Schubspannung τ_{ij} korreliert, die der auf den zweifachen Probenquerschnitt bezogenen Prüfkraft

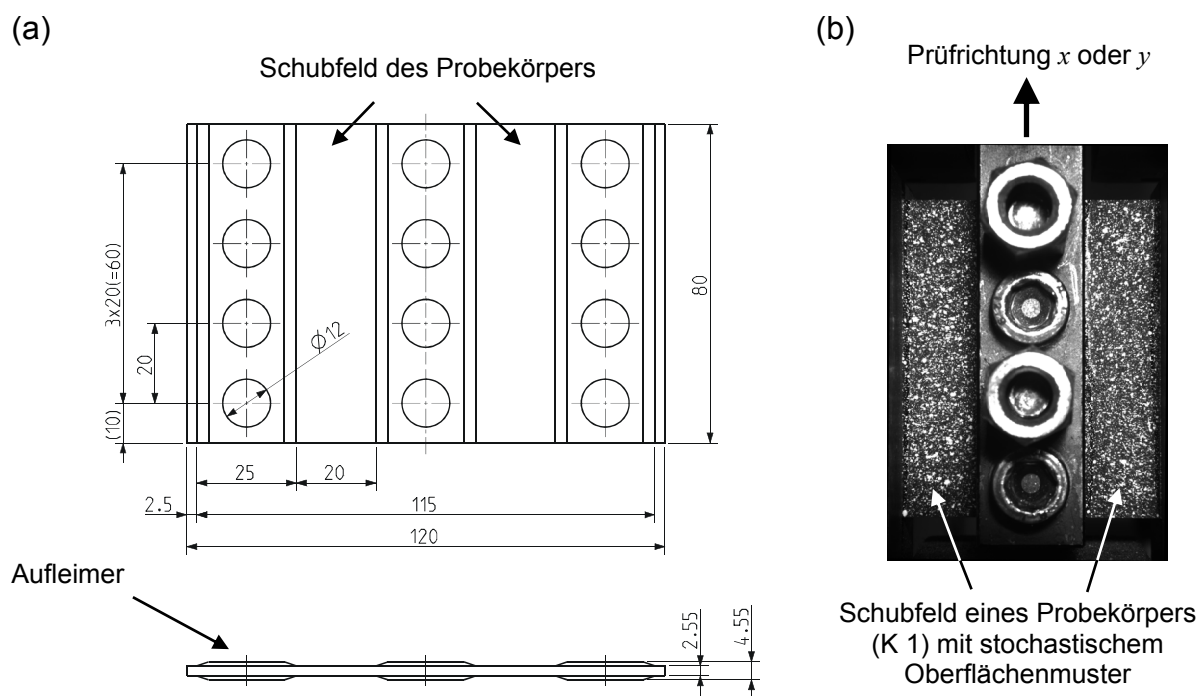


Abb. 4.4: Geometrie (a) und stochastisches Oberflächenmuster (b) des Three-rail-shear-Probekörpers

entspricht. Die bildanalytische Auswertung wurde mit Hilfe von DMS-Messungen überprüft, außerdem wurde nach ASTM-Norm sichergestellt, dass ein Beulen der Schubprobekörper ausgeschlossen werden kann. Der Sekanten-Schubmodul G_{ij} wurde zwischen $\gamma_{ij} = 0,15\%$ und $0,35\%$ ermittelt und die maximale Schubspannung als Schubfestigkeit R_{ij} ausgewertet. Versuchsbegleitend wurden an jeweils drei Pro-

bekörpern mit der gemessenen Schiebung korrelierte Schallemissionsanalysen bis zum Bruch der Probe durchgeführt. Die benötigten Mikrofone wurden auf dem Probekörper zwischen zwei Einspannbacken im Abstand von 40 mm parallel zur Prüfrichtung angebracht und die untere Schallgrenzamplitude auf 19 dB eingestellt.

4.1.4 Druckfestigkeit nach Impaktbelastung unvernähter und strukturell vernähter MAG-Laminat

Die unvernähten und strukturell vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-CAI-Probekörper wurden in einem Fallturm mit einem als Halbkugel ausgebildeten Stoßkörper (Durchmesser 16 mm) und einer Impaktenergie von 30 J nach DIN EN 6038 schlagbeansprucht. Die Festlegung der Impaktenergie erfolgte anhand von Vorversuchen an unvernähten und vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten, bei denen festzustellen war, dass Energien < 30 J (10, 15, 20 und 25 J) bei der anschließenden Restdruckfestigkeitsprüfung zu nicht erlaubten Versagensformen außerhalb des schlaggeschädigten Bereiches der Probekörper führten. Unmittelbar nach der Impaktbelastung wurde die Geometrie des Schädigungsbereiches (Fläche, Breite, Länge und Impakttiefe) auf der schlagbeanspruchten Probekörperseite (Vorderseite) mit Weißlichtprofilometrie und auf der Rückseite mit bildanalytischer Auswertung vermessen; siehe Abb. 4.5. Zur Untersuchung der Schadensfläche und der Delaminationsausbreitung

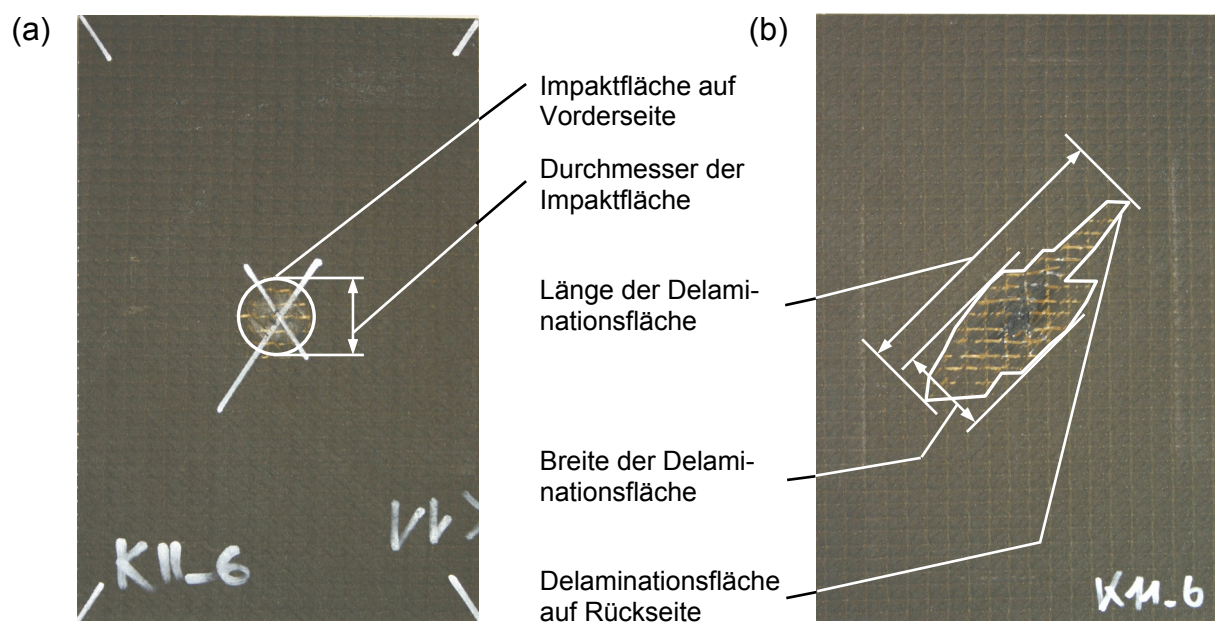


Abb. 4.5: Schlagbeanspruchter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Probekörper mit kreisförmiger Impaktfläche auf der Vorderseite und Delaminationsfläche auf der Rückseite (Konfiguration K 11)

im Laminatinneren wurden Röntgenuntersuchungen und Mikro-CT-Analysen durchgeführt. Anschließend wurden die Probekörper in einer Prüfvorrichtung nach DIN EN 6038 bis zum Bruch belastet und die Restdruckfestigkeit (Maximalkraft bezogen auf Ausgangsquerschnitt) ermittelt. Bei Vorversuchen zeigte sich allerdings, dass die [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Probekörper durch die obere Führung der Prüfvorrichtung ungünstig belastet werden und sie im Bereich der oberen Ecken versagen können. Durch die Verlängerung der oberen Führung auf 40 mm (Abb. 4.6) konnte ein Druckversagen im impactgeschädigten Probekörperbereich sichergestellt werden.

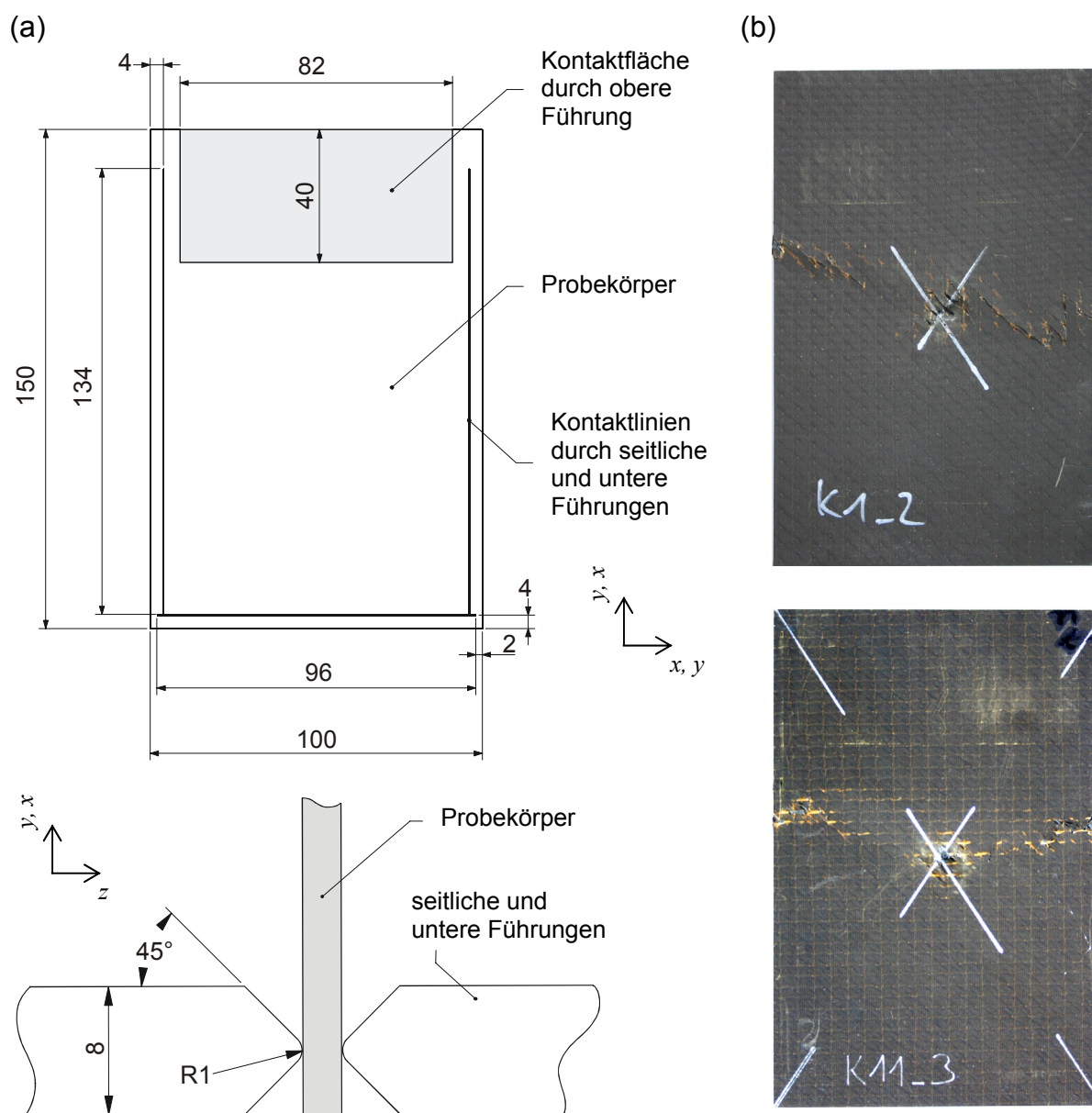


Abb. 4.6: (a) Geometrie des durch die Druckprüfvorrichtung geführten Probekörperbereichs und (b) Druckversagen des Probekörpers im Bereich der Impactschädigung (Konfiguration K 1 und K 11)

4.1.5 Scheinbare interlaminare Energiefreisetzungsrate unter Mode-1-Belastung unvernähter und strukturell vernähter MAG-Laminaten

Zur Bestimmung der interlaminaren Energiefreisetzungsrate G_{IC} von unvernähten FKV-Laminaten unter Mode-1-Belastung können beispielsweise die Normen DIN EN 6033 oder ASTM D 5528 angewandt werden. Standardmäßig werden Double-cantilever-beam-(DCB-)Probekörper eingesetzt, die zur Erzeugung eines Anrisses in der Laminatmittelebene mit einer Trennfolie versehen werden. Unter zunehmender Zugbelastung in Dickenrichtung wächst der Riss entlang der Delaminationsebene. Aus dem Risswachstum, der Rissöffnung in z -Richtung und der Prüfkraft kann die Energiefreisetzungsrate G_{IC} berechnet werden. Diese Vorgehensweise ist allerdings nicht ohne Weiteres auf strukturell vernähte Laminaten übertragbar, da die eingebrachten Verstärkungsgarne hohe Kräfte in z -Richtung aufnehmen und damit einen interlaminaren Rissfortschritt stark behindern oder nicht zulassen. Folglich wirken in den biegebelasteten Teillaminaten des Probekörpers sehr hohe Biegemomente, die ein Versagen herbeiführen können, so dass die Energiefreisetzungsrate nicht ermittelt werden kann. Ein derartiges Verhalten konnte in Vorversuchen an Probekörpern mit maximaler z -Verstärkungsdichte (Konfigurationen K 16 und K 32) bestätigt werden. Als Abhilfe wurden, wie in [26] und [236] – [238] vorgeschlagen, die [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Probekörper auf der Ober- und Unterseite mit 10 mm dicken Aluminiumverstärkungen versehen (Tabbed-double-cantilever-beam-(TDCB-)Probekörper, siehe Abb. 4.7) und damit gleichzeitig eine Verdrillung der Probekörperarme unter Biegebelastung verhindert. Gegenüber den von Chen et al. [239], [240] für vernähte Laminaten modifizierten DCB-Versuchsvorrichtungen liegen die Vorteile der TDCB-Probekörperkonfiguration in einer eher konservativen Ermittlung der Energiefreisetzungsrate, in der einfacheren experimentellen Umsetzbarkeit und in der breiteren Anwendung. Zur Herstellung der TDCB-Probekörper wurden die unvernähten und strukturell vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten vor der Harzinjektion an einer Seite des Geleges in der Mittelebene des Schichtaufbaus mit einer 25 µm dicken Fluorethylenpropylen-(FEP-)Trennfolie versehen. Nach Aushärtung und Probekörperentnahme wurden die sandgestrahlten Aluminiumverstärkungen und die Krafteinleitungselemente mit dem Klebstoff Scotch-Weld™ DP 490 nach Herstellerangaben auf den mit Sandpapier angerauhten und gereinigten CFK-Proben appliziert. Anschließend wurde zur Auswertung des Risswachstums weiße Lackfarbe sowie ein Maßstab auf einer Seite

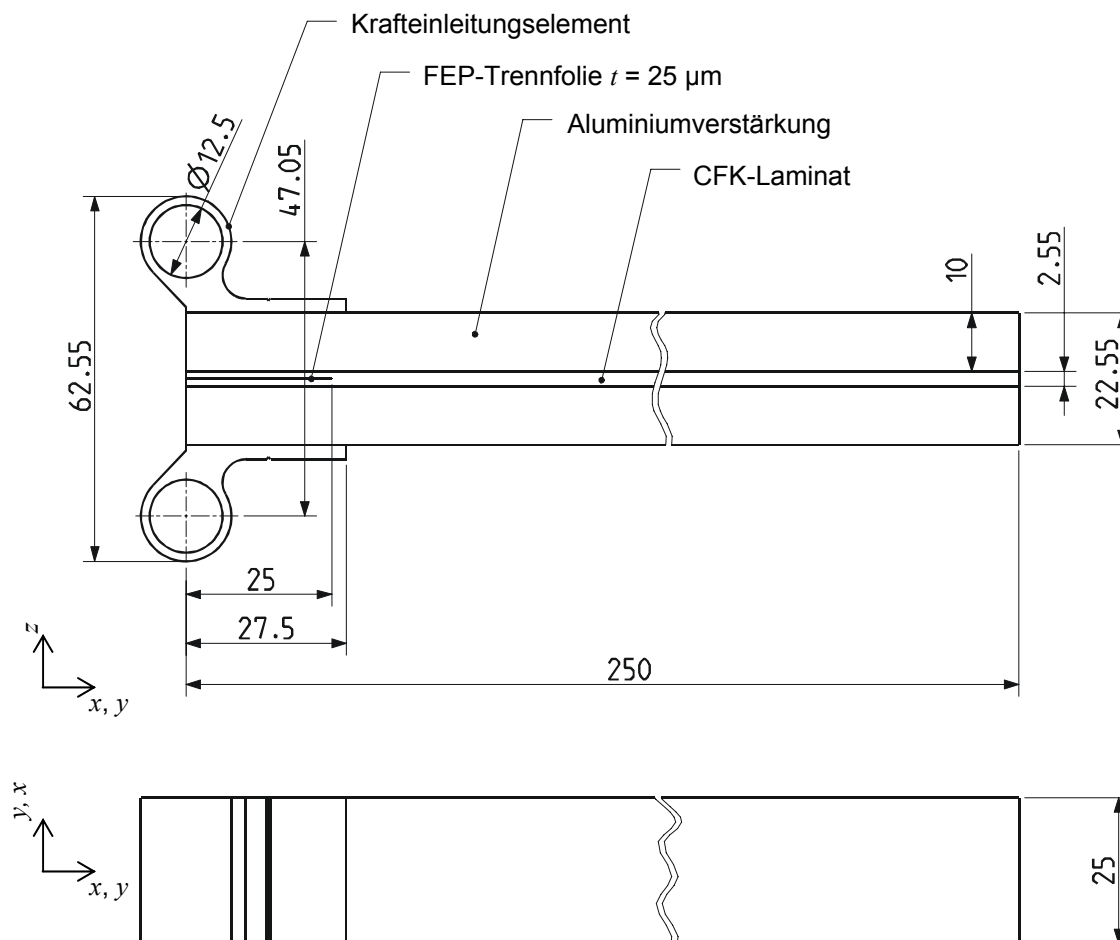


Abb. 4.7: Geometrie des TDCB-Probekörpers

des TDCB-Probekörpers aufgebracht. Die Probekörper wurden bis zu einem Risswachstum von etwa 130 mm kontinuierlich be- und anschließend entlastet. Die Rissöffnung in z -Richtung am Probekörperanfang und das Risswachstum in Probenlängsrichtung wurden mit einer CCD-Kamera berührungslos erfasst (siehe Abb. 4.8), optisch ausgewertet und mit der gemessenen Prüfkraft korreliert.

Die Bestimmung der Energiefreisetzungsrate G_{IC} von DCB-Probekörpern nach DIN EN 6033 unterscheidet sich grundsätzlich von der Vorgehensweise nach ASTM D 5528, [26] und [237]. Nach DIN wird G_{IC} in J/m^2 mit Hilfe der Flächenmethode (AM) aus der Fläche A in Nm zwischen Belastungs- und Entlastungskurve des Kraft-Traversenweg-Diagramms, der Rissfortschrittslänge Δa (Endriss- minus Anrisslänge) in mm und der Probekörperbreite w in mm als integrale Größe berechnet (vgl. Abb. 4.9).

$$G_{IC} = \frac{A}{\Delta a \cdot w} \cdot 10^6 \quad (4.1)$$

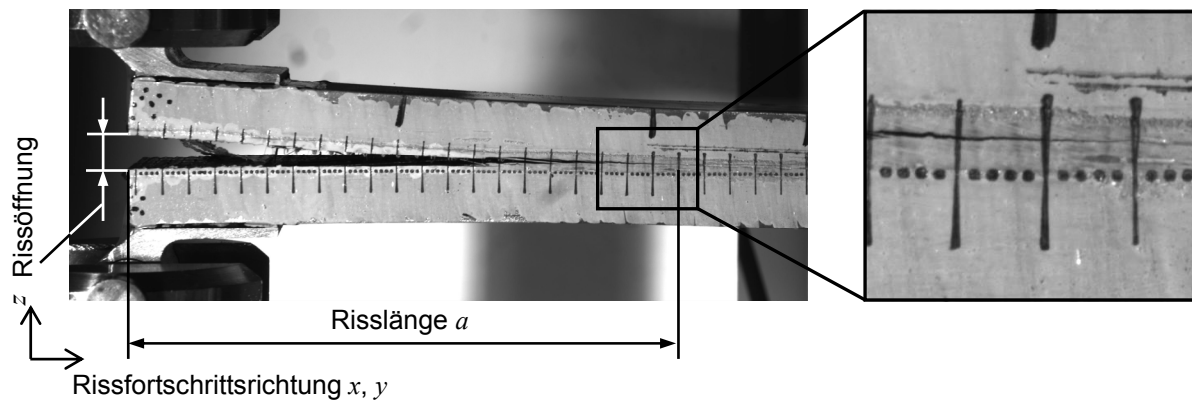


Abb. 4.8: In Prüfmaschine belasteter TDCB-Probekörper mit interlaminarem Delaminationsriss (Konfiguration K 16)

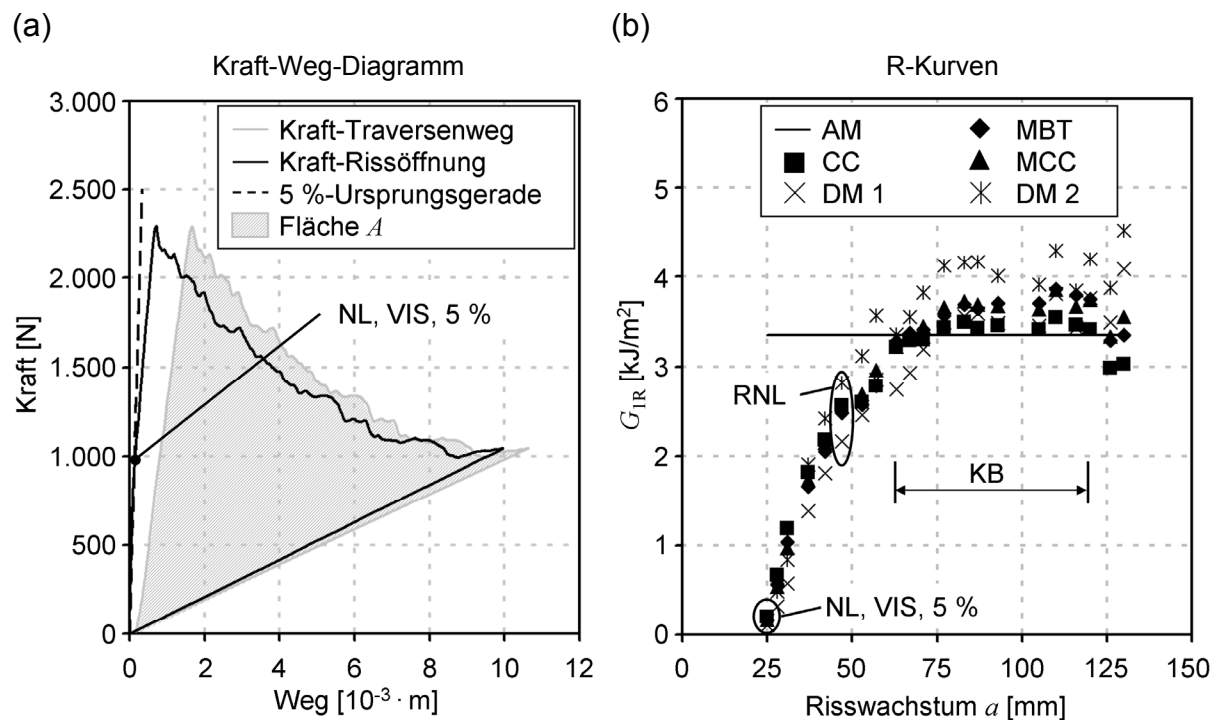


Abb. 4.9: G_{IR} -Prüfung (Konfiguration K 16): (a) Kraft-Weg-Diagramm und (b) R-Kurven ermittelt nach AM, MBT, CC, MCC, DM 1 und DM 2 sowie scheinbare interlaminare Energiefreisetzungsrate entsprechend NL, VIS, 5 %, RNL und KB

Die ASTM-Normen schlagen hingegen vor, die Energiefreisetzungsrate als Funktion der fortschreitenden Risslänge a zu ermitteln und diese in einer Widerstandskurve (R-Kurve, vgl. Abb. 4.9 b) über a aufzutragen; [26], [237]. Nach ASTM werden drei unterschiedliche G_{IC} -Anfangswerte bestimmt, und zwar in den Punkten der Kraft-Rissöffnungskurve, in denen der Verlauf der Kraft-Rissöffnungskurve nichtlinear wird (NL), der Delaminationsbeginn visuell erfasst wurde (VIS) oder die Kraft-Rissöff-

nungskurve von der Ursprungsgeraden mit einer im Vergleich zum linearen Bereich der Kraft-Rissöffnungskurve um 5 % reduzierten Steigung geschnitten wird (5 %). Liegt dieser Schnittpunkt hinter dem Maximalwert der Kraft-Rissöffnungskurve, so wird der Punkt der Maximalkraft verwendet. Für FKV mit spröder Matrix, wie beispielsweise RTM6, können alle drei Punkte zusammenfallen; vgl. Abb. 4.9. In [26] wird die Energiefreisetzungsrate bei der Risslänge angegeben, bei der der R-Kurvenverlauf nichtlinear wird (RNL). Jain et al. [237] schlagen die Bestimmung von G_{IC} und G_{IR} im annähernd konstanten Bereich der R-Kurve (KB) vor. Die Berechnung der R-Kurve für DCB-Proben kann nach ASTM mit Hilfe einer Modifizierten Balken-Theorie (MBT), einer Nachgiebigkeits-Kalibrierungsmethode (CC) und einer Modifizierten Nachgiebigkeits-Kalibrierungsmethode (MCC) erfolgen, wobei diesen Auswertemethoden im Experiment ermittelte Beziehungen zwischen der Nachgiebigkeit, d. h. dem Quotient aus Rissöffnung und Prüfkraft, und der Risslänge zugrunde gelegt werden. Für unvernähte und strukturell vernähte TDCB-Probekörper wurde von Jain et al. ([236], [237]) eine Direkte Methode (DM 1) angewandt, bei der die Nachgiebigkeit der TDCB-Proben aus der berechneten Biegesteifigkeit abgeleitet wird. Auch Wood et al. [26] haben R-Kurven für unvernähte und strukturell vernähte TDCB-Probekörper nach der Direkten Methode berechnet, allerdings wurde ein von Jain et al. mit 0,6 angegebener Korrekturfaktor zu Null gesetzt (DM 2).

Exemplarisch sind in Abb. 4.9 b für TDCB-Probekörper der Konfiguration K 16 Ergebnisse der sechs unterschiedlichen Methoden zur Ermittlung von R-Kurven (AM, MBT, CC, MCC, DM 1 und DM 2) und zusätzlich die drei möglichen Auswertestellen zur Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Energiefreisetzungsrate (NL, RNL und KB, wobei NL, VIS und 5 % zusammenfallen) dargestellt. Daraus ist zu erkennen, dass für einen Versuch bis zu 16 $G_{IC, IR}$ -Werte angegeben werden können, die im Falle der Konfiguration K 16 etwa zwischen 0,1 und 4,2 kJ/m² liegen. Dies verdeutlicht die Schwierigkeit quantitativer Vergleiche derartiger in der Literatur veröffentlichter Kennwerte.

Zur Auswertung der $G_{IC, IR}$ -Prüfungen wurden im Rahmen dieser Arbeit die Flächenmethode AM nach DIN und die Nachgiebigkeits-Kalibrierungsmethode CC nach ASTM aufgrund ihrer elementar unterschiedlichen Vorgehensweise ausgewählt, wobei beide Methoden konservative Werte in zahlenmäßig ähnlicher Größenordnung liefern. Der Vorteil beider Verfahren im Vergleich zu der scheinbar genaueren Direk-

ten Methode liegt in der Verwendung von experimentell ermittelten und nicht rechnerisch abgeschätzten oder angenommenen Abhängigkeiten und Größen, wie beispielsweise der Probekörper-Nachgiebigkeit bzw. des Korrekturfaktors (vgl. Unterschiede zwischen DM 1 und DM 2 in Abb. 4.9 b). Da der Traversenweg die Rissöffnung des Probekörpers nur unzureichend abbildet (vgl. Abb. 4.9 a), erfolgte die Flächenauswertung nach AM anhand der Kraft-Rissöffnungs-Kurve und nicht im Kraft-Traversenweg-Diagramm, wie in DIN EN 6033 vorgegeben. Für CC wurde die Energiefreisetzungsrate im annähernd konstanten Bereich der R-Kurve zwischen 60 und 120 mm Risslänge ermittelt, indem eine Regressionsgerade eingeführt und aus deren Funktionsvorschrift der $G_{IC, IR}$ -Wert für 90 mm, welcher den arithmetisch gemittelten Regressionsgeradenwerten für 60, 80, 100 und 120 mm entspricht, berechnet wurde. Demgegenüber hat das RNL-Ergebnis den Nachteil, dass es keine statistische Sicherheit enthält und somit sehr anfällig gegen Ablese- oder andere Auswertefehler, wie die fehlerhafte Festlegung des nichtlinearen R-Kurvenbereichs, ist. Die NL-, VIS- oder 5 %-Werte sind für vernähte Lamine nicht aussagekräftig, da der interlaminaire Delaminationsrissbeginn und die damit verbundene Nichtlinearität in der Kraft-Rissöffnungskurve schon bei Belastungen kleiner als die halbe Maximalkraft auftreten können, während gleichzeitig Nähfäden aber noch nicht gebrochen sind und somit weiterhin Kräfte aufnehmen und Risswachstum behindern (vgl. in Abb. 4.9 die hohe Steigung der R-Kurve im Bereich zwischen 25 und 50 mm Risslänge).

4.2 Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter MAG-Lamine

4.2.1 Abschätzung von Elastizitätskenngrößen vernähter Lamine, Materialeigenschaften der Einzelschicht, Bestimmung thermischer Längenausdehnungskoeffizienten vernähter Lamine

Zur Abschätzung des Scheiben-Elastizitätsverhaltens (Zug-, Druck- und Schubmodul, Querkontraktionszahl) unvernähter und strukturell vernähter Lamine wurde auf das FE-Einheitszellenmodell von Roth ([16], [149] bis [151]) zurückgegriffen (Abb. 4.10). Die Generierung des EZ-Modells erfolgte unter Berücksichtigung der Anzahl, Dicke und Orientierung der Lamineinzelschichten, der Stichrichtung, der Teilung, der Stichlänge, der Fehlstellenfläche und -breite (Schliffbilduntersuchungen, siehe Tabelle A 8 und Tabelle A 9, oder analytisches Fehlstellenmodell) sowie der

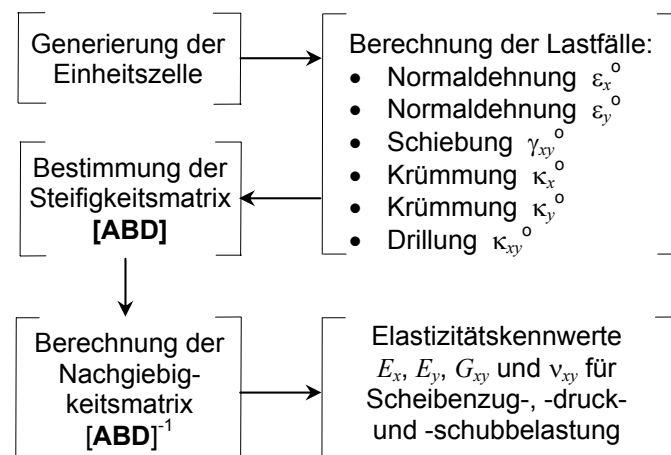


Abb. 4.10: Ablauf zur FE-basierten Bestimmung der Elastizitätskenngrößen strukturell vernähter Laminate [149]

Belastungsrichtung. Die ungestörten und gestörten Gelegebereiche sowie die Fehlstellen werden in der FE-EZ durch 20-Knoten-Volumenelemente (Solid186) mit quadratischem Verformungsansatz und anisotropen bzw. isotropen Materialeigenschaften abgebildet. Das mechanische Verhalten der Fehlstelle wird durch die Harzeigenschaften von RTM6 isotrop beschrieben. Wie bereits erläutert beeinflusst das Einbringen des strukturellen Nähgarns in Verbindung mit dem Vakuuminjektionsverfahren die Laminatdicke und den Faservolumengehalt; siehe Tabelle A 2, Tabelle A 12 und Tabelle A 13. Der Faservolumengehalt ändert sich dabei nicht nur von Nähkonfiguration zu Nähkonfiguration, sondern für eine spezifische Konfiguration auch in jeder Einzellage entsprechend der Beziehung

$$\varphi_{\text{vernäht}} = \frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}} \cdot \frac{p \cdot s}{p \cdot s - A_{\text{Fehlstelle}}} \cdot \varphi_{\text{unvernäht}}, \quad (4.2)$$

was bei der Abschätzung der Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen sowie der thermischen Längenausdehnungskoeffizienten der jeweiligen Einzelschicht zu beachten ist. In Gl. (4.2) bezeichnen $\varphi_{\text{unvernäht}}$, $\varphi_{\text{vernäht}}$, $t_{\text{unvernäht}}$ und $t_{\text{vernäht}}$ den Faservolumengehalt und die Dicke der unvernähten bzw. der strukturell vernähten Einzelschicht des Laminats, $A_{\text{Fehlstelle}}$ entspricht der im FE-EZ-Modell abgebildeten Fehlstellenfläche unter Berücksichtigung der angrenzenden Einheitszellen. Zur Korrelation der berechneten Faservolumengehalte $\varphi_{\text{vernäht}}$ mit den experimentell bestimmten Faservolumengehalten strukturell vernähter Laminate (φ_{Exp} , siehe Tabelle A 2 und Tabelle A 13) wurden die arithmetischen Mittelwerte $\bar{\varphi}_{\text{vernäht}}$ und $\bar{A}_{\text{Fehlstelle}}$ über allen Einzelschichten eines

vernähten Laminats gebildet und ein Korrekturfaktor φ_{korr} nach

$$\varphi_{\text{korr}} = \frac{\varphi_{\text{Exp}}}{\varphi_{\text{vernäht}} \cdot \frac{p \cdot s - A_{\text{Fehlstelle}}}{p \cdot s}} \quad (4.3)$$

ermittelt. Schließlich errechnet sich der korrigierte Faseranteil $\varphi_{\text{vernäht, korr}}$ für jede Einzelschicht aus

$$\varphi_{\text{vernäht, korr}} = \varphi_{\text{vernäht}} \cdot \varphi_{\text{korr}} \quad (4.4)$$

Zur Vereinfachung wird der Faservolumengehalt im Einheitszellenmodell innerhalb einer Einzellage des strukturell vernähten Laminats als konstant angenommen.

Aufgrund der fehlenden experimentellen Datenbasis für die variierenden Faservolumengehalte wurden die Elastizitätskennwerte E_{\parallel}^t , E_{\perp}^t , E_{\parallel}^c , E_{\perp}^c , $G_{\perp\parallel}$, $G_{\perp\perp}$, $\nu_{\perp\parallel}$ und $\nu_{\perp\perp}$, die thermischen Längenausdehnungskoeffizienten α_{\parallel} und α_{\perp} sowie die Festigkeitskenngrößen R_{\parallel}^t , R_{\perp}^t , R_{\parallel}^c , R_{\perp}^c und $R_{\perp\parallel}$ der ungestörten und gestörten Gelegeteile der Einzellagen durch mikromechanische Ansätze ([36], [38]) abgeschätzt und teilweise mit im Versuch ermittelten Kenngrößen und dem Faservolumenanteil φ_{Exp} der UD-MAG-Einzelschicht über Korrekturterme (Index korr) korreliert. In den mikromechanischen Modellen zur Berechnung der Elastizitätskennwerte wird ein idealer Verbund aus parallel bzw. in Reihe geschalteten, transversal isotropen Fasern (Index f) in einer isotropen Matrix (Index m) angenommen. Die Richtungen parallel und senkrecht zur Faser werden mit \parallel bzw. \perp indiziert; Faser- und Matrixkennwerte sind im Anhang A 4, Tabelle A 28 angegeben. Der faserparallele Zug- und Druck-Elastizitätsmodul E_{\parallel}^t und E_{\parallel}^c wird mit dem Korrekturterm $E_{\parallel, \text{korr}}^{t,c}$ aus

$$E_{\parallel}^{t,c} = [E_{f, \parallel} \cdot \varphi + (1 - \varphi) \cdot E_m] \cdot E_{\parallel, \text{korr}}^{t,c} \quad (4.5)$$

mit

$$\varphi = \varphi_{\text{vernäht, korr}} \quad (4.6)$$

und

$$E_{\parallel, \text{korr}}^{t,c} = \frac{E_{\parallel, \varphi_{\text{Exp}}}^{t,c}}{E_{f, \parallel} \cdot \varphi_{\text{Exp}} + (1 - \varphi_{\text{Exp}}) \cdot E_m} \quad (4.7)$$

abgeschätzt.

Senkrecht zur Faserrichtung gilt für die korrigierten Moduln E_{\perp}^t und E_{\perp}^c :

$$E_{\perp}^{t,c} = \frac{E_m \cdot E_{f,\perp}}{\varphi \cdot E_m + (1-\varphi) \cdot E_{f,\perp}} \cdot E_{\perp,korr}^{t,c} \quad (4.8)$$

mit

$$E_{\perp,korr}^{t,c} = \frac{E_{\perp,\varphi_{Exp}}^{t,c} \cdot [\varphi_{Exp} \cdot E_m + (1-\varphi_{Exp}) \cdot E_{f,\perp}]}{E_m \cdot E_{f,\perp}} \quad (4.9)$$

Der Schubmodul $G_{\perp\parallel}$ wird aus

$$G_{\perp\parallel} = \frac{G_m \cdot G_{f,\perp\parallel}}{G_m \cdot \varphi + G_{f,\perp\parallel} \cdot (1-\varphi)} \cdot G_{\perp\parallel,korr} \quad (4.10)$$

mit

$$G_m = \frac{E_m}{2 \cdot (1 + \nu_m)} \quad (4.11)$$

und

$$G_{\perp\parallel,korr} = \frac{G_{\perp\parallel,\varphi_{Exp}} \cdot [G_m \cdot \varphi_{Exp} + G_{f,\perp\parallel} \cdot (1-\varphi_{Exp})]}{G_m \cdot G_{f,\perp\parallel}} \quad (4.12)$$

bestimmt und angepasst.

Der Schubmodul $G_{\perp\perp}$, die Querkontraktionszahlen $\nu_{\perp\perp}$ und $\nu_{\perp\parallel}$ sowie die thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_{\parallel} und α_{\perp} werden aufgrund fehlender experimenteller Daten nicht über Korrekturterme modifiziert:

$$G_{\perp\perp} = \frac{E_{\perp}}{2 \cdot (1 + \nu_{\perp\perp})} \quad (4.13)$$

$$\nu_{\perp\perp} = \nu_{f,\perp\parallel} \cdot \varphi + (1-\varphi) \cdot \nu_m \cdot \frac{\left(1 + \nu_m - \nu_{\perp\parallel} \cdot \frac{E_m}{E_{\parallel}}\right)}{\left(1 - \nu_m^2 + \nu_m \cdot \nu_{\perp\parallel} \cdot \frac{E_m}{E_{\parallel}}\right)} \quad (4.14)$$

$$\nu_{\perp\parallel} = \nu_{f,\perp\parallel} \cdot \varphi + (1-\varphi) \cdot \nu_m \quad (4.15)$$

$$\alpha_{\parallel} = \frac{\alpha_{f,\parallel} \cdot E_{f,\parallel} \cdot \varphi + \alpha_m \cdot E_m \cdot (1-\varphi)}{E_{f,\parallel} \cdot \varphi + E_m \cdot (1-\varphi)} \quad (4.16)$$

$$\alpha_{\perp} = \alpha_{f,\perp} \cdot \varphi + \alpha_m \cdot (1-\varphi) + \alpha_{f,\perp} \cdot \nu_{f,\perp\parallel} \cdot \varphi + \alpha_m \cdot \nu_m \cdot (1-\varphi) - [\nu_{f,\perp\parallel} \cdot \varphi + \nu_m \cdot (1-\varphi)] \cdot \alpha_{\parallel} \quad (4.17)$$

Die Zug- und Druckfestigkeit R_{\parallel}^t und R_{\parallel}^c parallel zur Faserrichtung

$$R_{\parallel}^t = [E_{f,\parallel} \cdot \varphi + (1 - \varphi) \cdot E_m] \cdot \varepsilon_{\min} \cdot R_{\parallel,\text{korr}}^t \quad (4.18)$$

$$R_{\parallel}^c = \frac{[E_{f,\parallel} \cdot \varphi + (1 - \varphi) \cdot E_m] \cdot \left(1 - \varphi^{\frac{1}{3}}\right) \cdot \varepsilon_{\min}}{v_{\perp\parallel} \cdot \varphi + (1 - \varphi) \cdot v_m} + R_{\parallel,\text{korr}}^c \quad (4.19)$$

werden aus dem Minimum der Faserbruchdehnung $\varepsilon_{f,\parallel,\text{ult}}^t$ unter Zugbelastung bzw. aus der Bruchdehnung ε_m der Matrix

$$\varepsilon_{\min} = \min\{\varepsilon_{f,\parallel,\text{ult}}^t, \varepsilon_m\} \quad (4.20)$$

und den Korrekturtermen

$$R_{\parallel,\text{korr}}^t = \frac{R_{\parallel,\varphi_{\text{Exp}}}^t}{[E_{f,\parallel} \cdot \varphi_{\text{Exp}} + (1 - \varphi_{\text{Exp}}) \cdot E_m] \cdot \varepsilon_{\min}} \quad (4.21)$$

$$R_{\parallel,\text{korr}}^c = R_{\parallel,\varphi_{\text{Exp}}}^c - \frac{[E_{f,\parallel} \cdot \varphi_{\text{Exp}} + (1 - \varphi_{\text{Exp}}) \cdot E_m] \cdot \left(1 - \varphi_{\text{Exp}}^{\frac{1}{3}}\right) \cdot \varepsilon_{\min}}{v_{\perp\parallel} \cdot \varphi_{\text{Exp}} + (1 - \varphi_{\text{Exp}}) \cdot v_m} \quad (4.22)$$

abgeschätzt. Dabei wird der erhöhte Faservolumengehalt in unmittelbarer Umgebung des Einstichs und die daraus folgende Steigerung der Festigkeit parallel zur Faserrichtung durch eine Erhöhung des Faservolumengehalts um das 1,4-fache abgebildet. Jedoch erscheint es sinnvoll, den maximal zulässigen Fasergehalt auf 70 % zu begrenzen, da der bei hexagonaler Faserpackung theoretisch mögliche Maximalwert von 91 % praktisch nicht erreicht werden kann.

Die Festigkeit R_{\perp}^t und R_{\perp}^c senkrecht zur Faserrichtung wird nach

$$R_{\perp}^t = \left[1 + (\varphi - \sqrt{\varphi}) \cdot \left(1 - \frac{E_m}{E_{f,\perp}}\right)\right] \cdot R_{\perp,\text{min}}^t + R_{\perp,\text{korr}}^t \quad (4.23)$$

und

$$R_{\perp}^c = \left[1 + (\varphi - \sqrt{\varphi}) \cdot \left(1 - \frac{E_m}{E_{f,\perp}}\right)\right] \cdot R_{\perp,\text{min}}^c \cdot C + R_{\perp,\text{korr}}^c \quad (4.24)$$

mit

$$R_{\perp,\text{min}}^{t,c} = \min\{R_{f,\perp}^{t,c}, R_m\} \quad , \quad (4.25)$$

$$R_{\perp,\text{korr}}^t = R_{\perp,\varphi_{\text{Exp}}}^t - \left[1 + (\varphi_{\text{Exp}} - \sqrt{\varphi_{\text{Exp}}}) \cdot \left(1 - \frac{E_m}{E_{f,\perp}}\right)\right] \cdot R_{\perp,\text{min}}^t \quad , \quad (4.26)$$

$$R_{\perp, \text{korr}}^c = R_{\perp, \varphi_{\text{Exp}}}^c - \left[1 + \left(\varphi_{\text{Exp}} - \sqrt{\varphi_{\text{Exp}}} \right) \cdot \left(1 - \frac{E_m}{E_{f, \perp}} \right) \right] \cdot R_{\perp, \text{min}}^c \cdot C \quad (4.27)$$

und

$$C = 1 - \left(\frac{0,02}{(1 - \varphi) \cdot \pi} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (4.28)$$

abgeschätzt, wobei $R_{\perp, \text{min}}^{t,c}$ das Minimum der Faserquerfestigkeit $R_{f, \perp}^{t,c}$ unter Zug- bzw. Druckbelastung oder der Matrixfestigkeit R_m ist. Der Faktor C beschreibt pauschal eine Spannungsüberhöhung infolge von Poren mit einem Volumenanteil von 0,5 %.

Die Schubfestigkeit $R_{\perp||}$ wird aus

$$R_{\perp||} = \left[1 + \left(\varphi - \sqrt{\varphi} \right) \cdot \left(1 - \frac{G_m}{G_{f, \perp||}} \right) \right] \cdot R_{\perp||, \text{min}} \cdot C + R_{\perp||, \text{korr}} \quad (4.29)$$

mit

$$R_{\perp||, \text{min}} = \min \left\{ R_{f, \perp||}, R_{m, 21} \right\} \quad (4.30)$$

und

$$R_{\perp||, \text{korr}} = R_{\perp||, \varphi_{\text{Exp}}} - \left[1 + \left(\varphi_{\text{Exp}} - \sqrt{\varphi_{\text{Exp}}} \right) \cdot \left(1 - \frac{G_m}{G_{f, \perp||}} \right) \right] \cdot R_{\perp||, \text{min}} \cdot C \quad (4.31)$$

bestimmt, in denen $R_{\perp||, \text{min}}$ das Minimum der Faser- oder der Matrixschubfestigkeit $R_{f, \perp||}$ bzw. $R_{m, 21}$ angibt.

Zur Abschätzung der thermischen Längenausdehnungskoeffizienten α_x , α_y und α_{xy} unvernähter und strukturell vernähter Lamine wurde das EZ-Modell um einen Temperaturlastfall erweitert. Durch das Aufbringen einer Temperaturdifferenz ΔT von 100 K auf alle Elemente des Einheitszellenmodells (Gelegebereiche und Fehlstelle) und einer Sperrung aller Laminatverzerrungen und -wölbungen

$$\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \gamma_{xy}^0 = \kappa_x^0 = \kappa_y^0 = \kappa_{xy}^0 = 0$$

können über die Auswertung der resultierenden thermischen Schnittkräfte N_x , N_y , N_{xy} und Schnittmomente M_x , M_y , M_{xy} (Index therm) sowie mit der zuvor ermittelten Nachgiebigkeitsmatrix $[\mathbf{ABD}]^{-1}$ die scheinbaren thermischen Verzerrungen und Wölbungen

$\vec{\varepsilon}_{\text{therm}}^0$ und $\vec{\kappa}_{\text{therm}}^0$ berechnet werden:

$$\left\{ \begin{array}{c} \vec{\varepsilon}_{\text{therm}}^0 \\ \vec{\kappa}_{\text{therm}}^0 \end{array} \right\} = [\mathbf{ABD}]^{-1} \cdot \left\{ \begin{array}{c} \vec{N}_{\text{therm}} \\ \vec{M}_{\text{therm}} \end{array} \right\} \quad (4.32)$$

Die Sperrung der Verzerrungen erfolgte durch zu Null setzen der Verschiebungen u_x und u_y an den Einheitszellenflächen s_1, s_2 bzw. s_3, s_4 ; siehe Abb. 4.11. Zur Sperrung des translatorischen Freiheitsgrades in z -Richtung wurde ein Knoten (Koordinate $x = y = z = 0$ im Koordinatensystem $cs1$ gegen Verschiebung in z -Richtung gesperrt ($u_z = 0$). Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_x, α_y und α_{xy} des Laminats ergeben sich dann zu:

$$\alpha_x = \frac{\varepsilon_{x,therm}^0}{\Delta T}, \quad \alpha_y = \frac{\varepsilon_{y,therm}^0}{\Delta T}, \quad \alpha_{xy} = \frac{\varepsilon_{xy,therm}^0}{\Delta T} \quad . \quad (4.33)$$

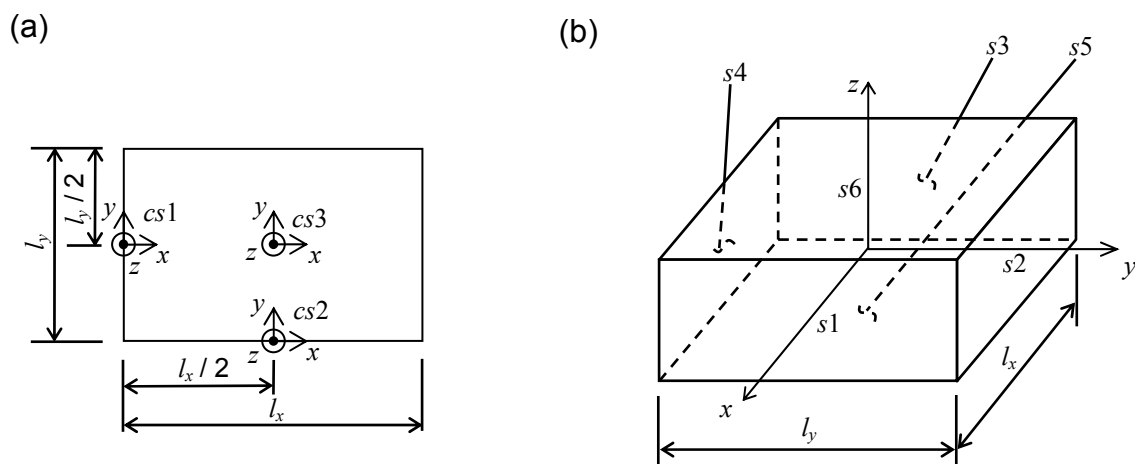


Abb. 4.11: Längen l_x und l_y , Referenz-Koordinatensysteme $cs1, cs2$ und $cs3$ (a) und Flächen s_1 bis s_6 zur Definition der Randbedingungen an Einheitszellenflächen (b)

4.2.2 Kontinuumsmechanische Versagensanalyse

Wie bereits bei der Betrachtung des Stands der Technik ausgeführt, erfordert eine werkstoffgerechte, einzelschichtbasierte Versagensanalyse von FKV-Bauteilen drei Bausteine, nämlich eine Spannungs- und Verzerrungs-, eine Festigkeits- sowie eine Degradationsanalyse. Die Versagensanalyse von in Dickenrichtung verstärkten MAG-Laminaten, in denen dreidimensionale Spannungszustände herrschen, macht die Anwendung der FEM auf Basis von Volumenelementen unumgänglich. Aufgrund des Fehlens geeigneter Berechnungsmodule zur Versagensanalyse in kommerziell erhältlichen FE-Programmsystemen wurde, basierend auf der FE-EZ von Roth ([16], [149] bis [151]), ein nichtlineares Analysemodul auf der Grundlage der Kontinuumsmechanik in der Umgebung des FE-Programmsystems ANSYS[®] entwickelt; [245] bis [247]. Die iterative Einzelschicht-Versagensanalyse (Abb. 4.12) ermöglicht die Fes-

tigkeitsvorhersage und die Abschätzung von Spannungs-Verzerrungs-Diagrammen unvernährter und strukturell vernährter MAG-Lamine unter Scheiben-Zug-, -Druck- und -Schubbelastung unter Berücksichtigung thermisch bedingter Eigenspannungen und werkstofflicher Nichtlinearitäten.

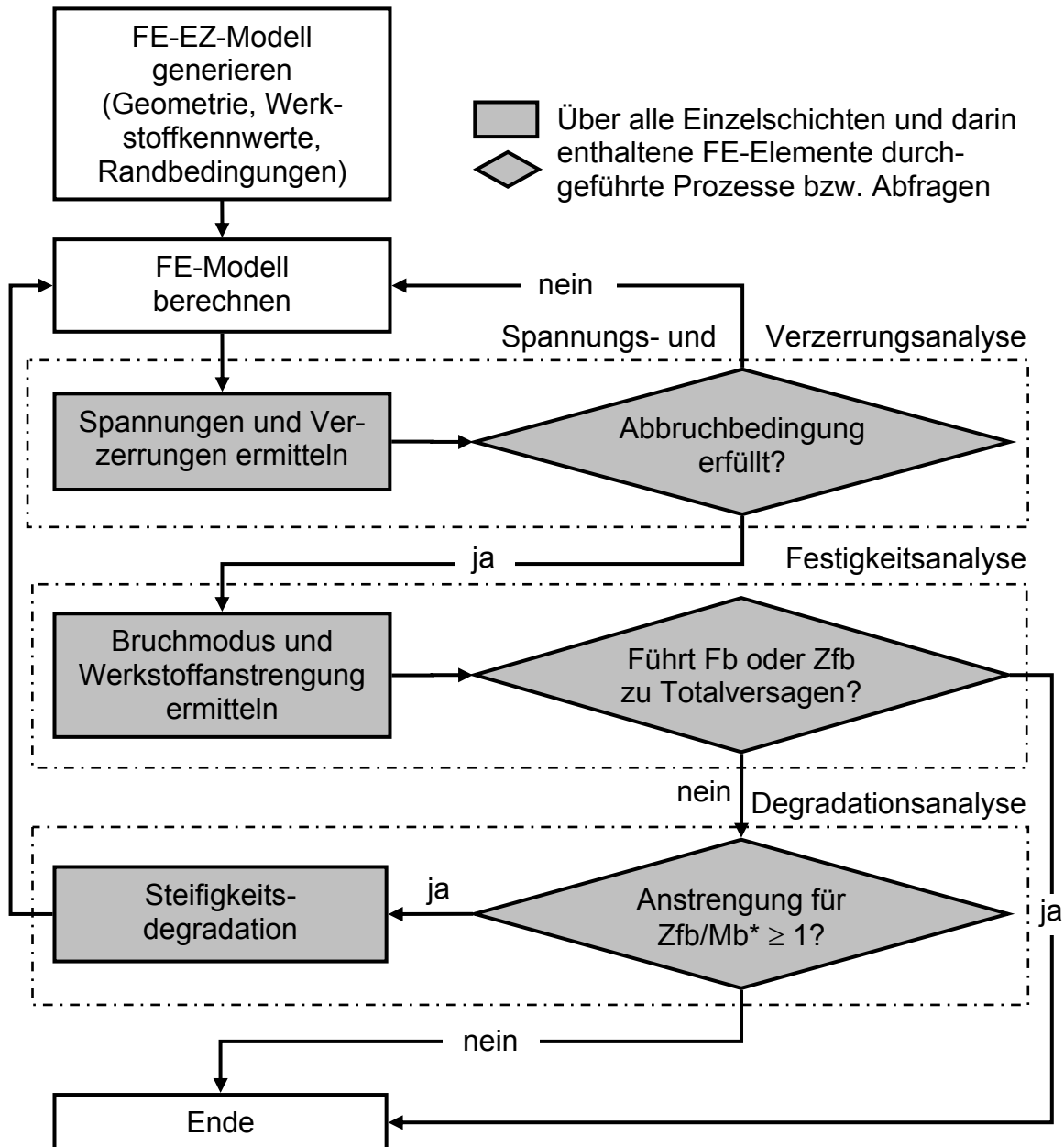


Abb. 4.12: In die FE-Umgebung integrierter Ablauf der einzelschichtbasierten Versagensanalyse mit den Modulen Spannungs- und Verzerrungs-, Festigkeits- und Degradationsanalyse (*Mb = Matrixbruch in der Fehlstelle)

4.2.2.1 Spannungs- und Verzerrungsanalyse

Zur Berücksichtigung nichtlinearer Spannungs-Verzerrungs-Beziehungen wird, wie in [190] und [241] vorgeschlagen, der sich im ungestörten und gestörten Gelegebereich

einstellende Spannungszustand mittels Sekantenmodul-Iterationstechnik berechnet. Hierzu werden die experimentell ermittelten $(\sigma_1^t - \varepsilon_1^t)$ -, $(\sigma_1^c - \varepsilon_1^c)$ -, $(\sigma_2^t - \varepsilon_2^t)$ -, $(\sigma_2^c - \varepsilon_2^c)$ - und $(\tau_{21} - \gamma_{21})$ -Kurven der UD-MAG-Einzelschicht einer für Faser-Kunststoff-Verbunde modifizierten Ramberg-Osgood-Gleichung ([194], [241]) über

$$\varepsilon_{ij}(\sigma_{ij}) = \frac{\sigma_{ij}}{E_{ij,0}} + \xi_p \left(\frac{\sigma}{\sigma_p} \right)^e \quad (4.34)$$

mathematisch formuliert. In Gl. (4.34) bezeichnet $E_{ij,0}$ die Steigung der Werkstoffkurve im Koordinatenursprung, mit den Parametern ξ_p , σ_p und e kann der Kurvenverlauf an die experimentellen Ergebnisse angepasst werden. Die iterative Ermittlung der Einzelschichtspannungen erfolgt für jede Spannungskomponente σ_{ij} . Zunächst wird das FE-EZ-Modell mit dem Ursprungs-Tangentenmodul $E_{ij}(0)$ berechnet und in jedem Element die Spannungskomponente $\sigma_{ij}(1)$ ermittelt. Durch Einsetzen von $\sigma_{ij}(1)$ in die Ramberg-Osgood-Gleichung erhält man die zu dieser Spannung gehörende Verzerrung $\varepsilon_{ij}(1)$. Der Sekantenmodul $E_{ij}(1)$ wird aus dem Quotienten von $\sigma_{ij}(1)$ und $\varepsilon_{ij}(1)$ ermittelt und dient als Eingangsgröße für den nächsten Iterationsschritt, der die Spannung $\sigma_{ij}(2)$, die Verzerrung $\varepsilon_{ij}(2)$ und den Sekantenmodul $E_{ij}(2)$ liefert. Die Iteration wird abgebrochen, wenn der Unterschied zwischen der berechneten und der vorgegebenen Spannung kleiner oder gleich 1 % ist.

4.2.2.2 Festigkeitsanalyse

Zur Festigkeitsanalyse wurden differenzierende Bruchkriterien ausgewählt, die für die zu betrachtenden Gelegebereiche in den Einzellagen der FE-EZ eine Unterscheidung sowohl der elementaren Bruchmoden Fb und Zfb als auch unkritischer und kritischer Zfb-Versagensformen zulassen. Im Fehlstellenbereich ermöglichen sie die Anstrengungsbewertung gegen Matrixbruch (Mb). Für die Auswertung und Interpretation der Ergebnisse werden die Werkstoffanstrengungen für Fb, Zfb und Mb sowie bei Zfb der jeweilige Bruchmodus und Bruchwinkel tabellarisch und grafisch aufbereitet.

Faserbruch Zur Abschätzung der Faserbruchanstrengung im ungestörten und gestörten Gelegebereich der jeweils betrachteten Einzellage wurde das Maximalspannungs-Kriterium implementiert:

$$\sigma_1 > 0: \quad f_E = \frac{\sigma_1}{R_{\parallel}^t} \quad (4.35)$$

$$\sigma_1 \leq 0: \quad f_E = \frac{|\sigma_1|}{R_{\parallel}^c} \quad (4.36)$$

Kritische Faserbruchanstregungen f_E größer oder gleich Eins führen zum Abbruch der Festigkeits- und Degradationsanalyse, da die maximale Beanspruchbarkeit des Laminats, also die Laminatfestigkeit erreicht ist.

Zwischenfaserbruch Zur Bewertung von Zfb in ungestörten und gestörten Gelegebereichen wird das Wirkebenenkriterium von Puck [190] für den dreidimensionalen Spannungszustand verwendet. Dazu müssen in einem ersten Schritt die faserparallele Bruchebene und die auf ihr wirkenden Spannungen bestimmt werden, die zur maximalen Werkstoffanstregung führen. Da die Bruchebene zunächst unbekannt ist, werden, wie in Abb. 4.13 dargestellt, die Zfb auslösenden Spannungen σ_n , τ_{nt} und τ_{nl} für alle möglichen Bruchwinkel θ zwischen -90° und $+90^\circ$ durch eine Transformation der Einzelschichtspannungen σ_2 , σ_3 , τ_{32} , τ_{31} und τ_{21} nach

$$\begin{Bmatrix} \sigma_n \\ \tau_{nt} \\ \tau_{nl} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 2cs & 0 & 0 \\ -sc & sc & (c^2 - s^2) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & s & c \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{21} \end{Bmatrix} \quad \text{mit } c = \cos\theta \text{ und } s = \sin\theta \quad (4.37)$$

errechnet. Dabei stellt σ_n die Quer-Zug- oder -Druckspannung normal zur Bruchebene, τ_{nt} die Quer/Quer-Schubspannung und τ_{nl} die Quer/Längs-Schubspannung dar.

Zur Berechnung der Werkstoffanstregung werden die auf der Wirkebene auftretenden Spannungen σ_n^t oder σ_n^c , τ_{nt} und τ_{nl} mit den zugehörigen, wirkebenenbezogenen Bruchwiderständen R_{\perp}^t bzw. R_{\perp}^c , $R_{\perp\perp}^A$ und $R_{\perp\parallel}$ in Beziehung gesetzt. Dabei differenziert das Zfb-Kriterium grundsätzlich zwischen einer rissfördernden Quer-Zugspannung $\sigma_n \geq 0$ und einer risshemmenden Quer-Druckspannung $\sigma_n < 0$:

$$\sigma_n \geq 0: \quad \sqrt{\left[\left(\frac{1}{R_{\perp}^t} - \frac{p_{\perp\psi}^t}{R_{\perp\psi}^A} \right) \cdot \sigma_n \right]^2 + \left(\frac{\tau_{nt}}{R_{\perp\perp}^A} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{nl}}{R_{\perp\parallel}} \right)^2} + \frac{p_{\perp\psi}^t}{R_{\perp\psi}^A} \cdot \sigma_n = f_E \quad (4.38)$$

$$\sigma_n < 0: \quad \sqrt{\left(\frac{\tau_{nt}}{R_{\perp\perp}^A}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{nl}}{R_{\perp\parallel}}\right)^2 + \left(\frac{p_{\perp\psi}^c}{R_{\perp\psi}^A} \cdot \sigma_n\right)^2} + \frac{p_{\perp\psi}^c}{R_{\perp\psi}^A} \cdot \sigma_n = f_E \quad (4.39)$$

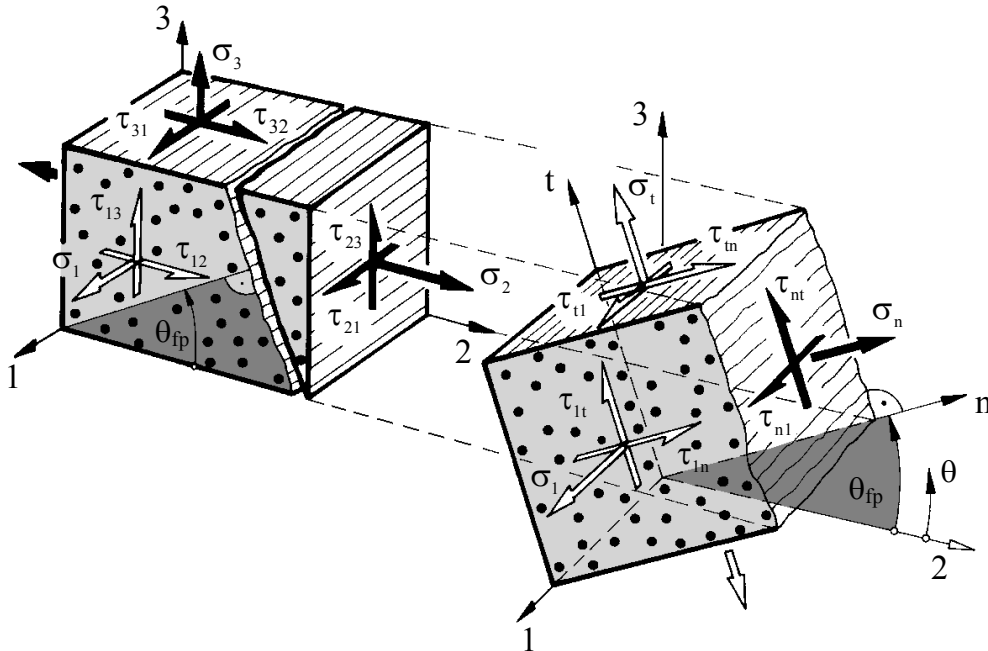


Abb. 4.13: Bestimmung von faserparalleler Bruchebene und Bruchwinkel θ_{fp} durch Transformation der Einzelschichtspannungen σ_2 , σ_3 , τ_{32} , τ_{31} und τ_{21} in die Zfb auslösenden Spannungen σ_n , τ_{nt} und τ_{nl} [190]

Zur Vermeidung von Unstetigkeiten beim Übergang von Quer-Zug- auf Quer-Druckspannungen (siehe Abb. 4.14 und Abb. 4.15) sind in den Gln. (4.38) und (4.39) werkstoffspezifische Neigungsparameter $p_{\perp\psi}^t$ und $p_{\perp\psi}^c$ in Abhängigkeit vom Bruchwiderstand der Wirkebene $R_{\perp\psi}^A$ formuliert:

$$\frac{p_{\perp\psi}^{t,c}}{R_{\perp\psi}^A} = \frac{p_{\perp\perp}^{t,c}}{R_{\perp\perp}^A} \cdot \cos^2\psi + \frac{p_{\perp\parallel}^{t,c}}{R_{\perp\parallel}} \cdot \sin^2\psi \quad (4.40)$$

$$\cos^2\psi = 1 - \sin^2\psi = \frac{\tau_{nt}^2}{\tau_{nt}^2 + \tau_{nl}^2} \quad (4.41)$$

Die in Gl. (4.40) zusätzlich benötigten Neigungsparameter $p_{\perp\parallel}^t$ und $p_{\perp\parallel}^c$ sind experimentell zu ermitteln. Falls keine experimentellen Größen verfügbar sind, empfiehlt Puck, bei CFK die Zahlenwerte 0,35 bzw. 0,30 zu verwenden. Die Parameter $p_{\perp\perp}^c$ und $p_{\perp\perp}^t$ werden entsprechend

$$p_{\perp\perp}^t = p_{\perp\perp}^c = \frac{1}{2} \cdot \left(\sqrt{1 + 2 \cdot p_{\perp\parallel}^c \cdot \frac{R_{\perp}^c}{R_{\perp\parallel}^c}} - 1 \right) \quad (4.42)$$

bestimmt [242]. Weiterhin gilt für den Wirkebenen-Bruchwiderstand $R_{\perp\perp}^A$

$$R_{\perp\perp}^A = \frac{R_{\perp}^c}{2 \cdot (1 + p_{\perp\perp}^c)} \quad (4.43)$$

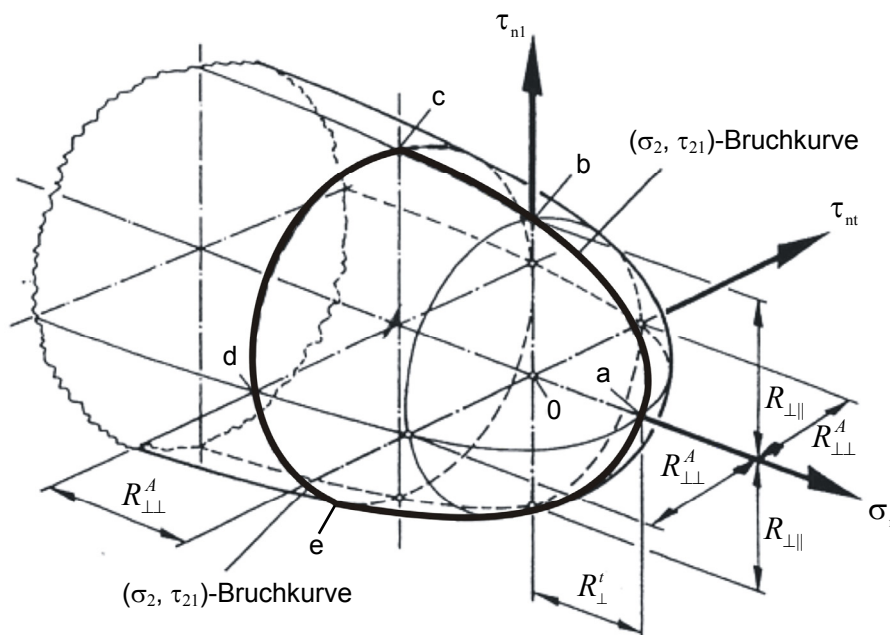


Abb. 4.14: Master-Bruchkörper für $\sigma_1 = 0$ mit Bruchflächen und Bruchkurven im $(\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl})$ -Spannungsraum für das Wirkebenenkriterium von Puck [200]. Für den ebenen Spannungszustand ($\sigma_n = \sigma_2, \tau_{nl} = \tau_{21}$) folgt die (σ_2, τ_{21}) -Bruchkurve den Linien von a nach e.

In Abb. 4.14 werden die wirkebenenbezogenen Bruchbedingungen, Gln. (4.38) und (4.39), für $\sigma_1 = 0$ als Bruchgrenzflächen ($f_E = 1$) im $(\sigma_n, \tau_{nt}, \tau_{nl})$ -Spannungsraum dargestellt, wodurch sich der Master-Bruchkörper mit Bruchflächen und Bruchkurven ergibt. Aufgrund der in der Wirkebene hervorgerufenen Spannungskombinationen lassen sich vier Zfb-Moden A, A*, B und C unterscheiden. Mode A wird durch eine Quer-Zugspannung $\sigma_n > 0$, eine Quer/Längs-Schubspannung $\tau_{nl} \neq 0$ oder eine Kombination dieser beiden Spannungskomponenten hervorgerufen. Wirkt zusätzlich eine von Null verschiedene Quer/Quer-Schubspannung τ_{nt} , so wird der Zfb als Mode A* klassifiziert. Die durch Mode A und A* entstehenden Risse öffnen sich umso mehr, je größer σ_n im Verhältnis zu τ_{nl} und τ_{nt} ist, wodurch die Rissufer spannungsfrei werden. Mode B unterscheidet sich von Mode A dadurch, dass neben der bruchverursachen-

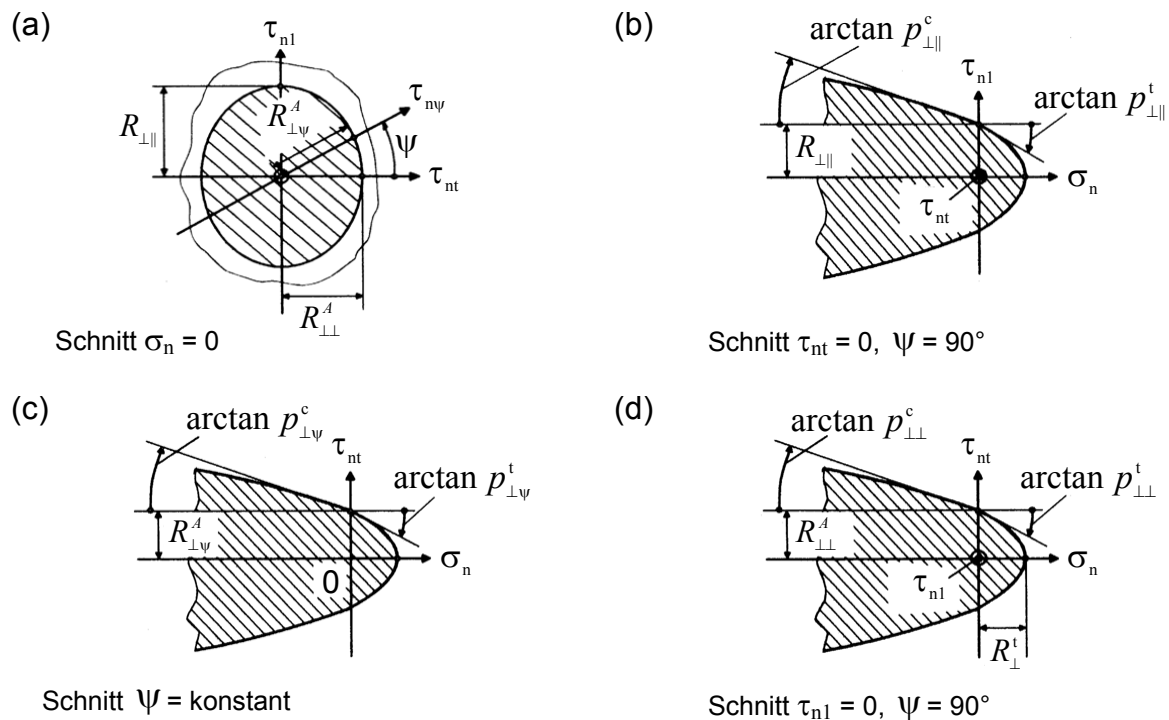


Abb. 4.15: Definition des Bruchwiderstandes der Wirkebene $R_{\perp\psi}^A$ und der Gradienten $p_{\perp\parallel}^{t,c}$, $p_{\perp\psi}^{t,c}$ und $p_{\perp\perp}^{t,c}$ wie in den Gln. (4.38) bis (4.43) angegeben [203]

den Quer/Längs-Schubspannung $\tau_{n\parallel} \neq 0$ eine Quer-Druckspannung $\sigma_n < 0$ auftritt. Diese behindert den Bruch mit anwachsender Höhe durch die so genannte „innere Reibung“ zunehmend, sodass sich die Rissufer nicht öffnen können. Im Gegensatz zu den bisher beschriebenen unkritischen Zfb-Moden A, A* und B beschreibt Mode C Zwischenfaserbrüche mit um θ_{fp} geneigten Bruchebenen und eine zusätzlich zur Quer/Längs-Schubspannung $\tau_{n\parallel} \neq 0$ und zur Quer-Druckspannung σ_n wirkende Quer/Quer-Schubspannung $\tau_{n\perp} \neq 0$, die aufgrund der Keilwirkung Sprengkräfte in Laminatdickenrichtung verursachen und zum Totalversagen des Laminats führen kann. Allerdings ist nach Puck ([190], [201]) davon auszugehen, dass Totalversagen erst infolge einer relativ großen Dicke der betroffenen Einzelschicht sowie durch große Bruchwinkel $\pm 30^\circ$ bis $\pm 45^\circ$ und Anstrengungen $f_E \geq 1,25$ verursacht wird. Für den ebenen $(\sigma_1, \sigma_2, \tau_{21})$ -Spannungszustand sind in Abb. 4.16 die Zfb-Bedingungen, Gln. (4.38) und (4.39), in Verbindung mit dem Maximalspannungs-Kriterium für Fb, Gln. (4.35) und (4.36), als Bruchgrenzflächen (so genannte Pucksche Bruchzigarre) dargestellt. Bei der Anwendung auf räumliche Spannungszustände bietet das Wirkebenenkriterium von Puck weiterhin die Möglichkeit der Delaminationsanalyse, da die Bestim-

mung des Bruchwinkels die Differenzierung zwischen intra- und interlaminarem Versagen ermöglicht. Bei Bruchwinkeln $\theta_{fp} \neq \pm 90^\circ$ bilden sich intralaminare Zfb, während bei $\theta_{fp} = \pm 90^\circ$ interlaminarer Bruch, also Delamination, eintreten kann.

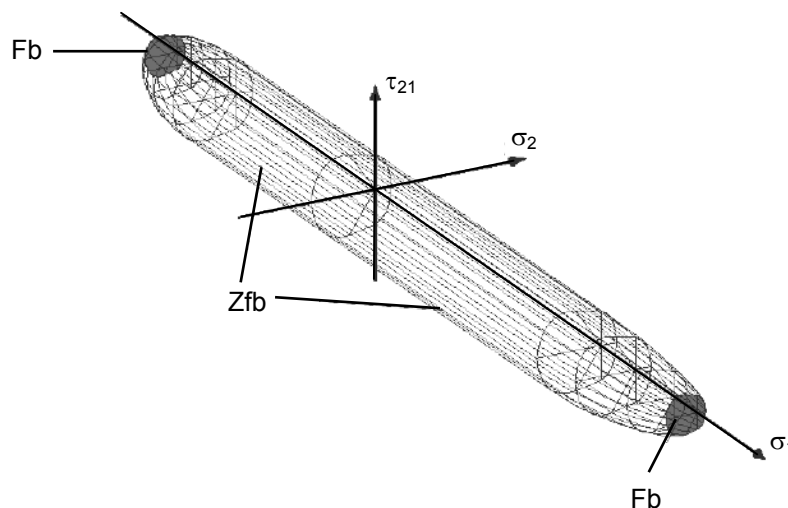


Abb. 4.16: Darstellung der Bruchgrenzflächen (Fb und Zfb) für den Spezialfall des ebenen $(\sigma_1, \sigma_2, \tau_{21})$ -Spannungszustands [243]

Matrixbruch Die Anstrengung der Matrix im Fehlstellenbereich wird mit Hilfe der maximalen Hauptnormalspannung σ_1 und der Matrixfestigkeit R_m nach

$$f_E = \frac{|\sigma_1|}{R_m} \quad (4.44)$$

bewertet.

4.2.2.3 Degradationsanalyse

Das Nachbruchverhalten infolge von nicht zum Totalversagen führenden Zwischenfaserbrüchen und von Matrixbrüchen wird kontinuumsmechanisch durch „Verschmieren“ abgebildet. Für kritische und überkritische Werkstoffanstrengungen erfolgt hierzu eine Degradation der Elementsteifigkeit.

Zwischenfaserbruch Zur Beschreibung unkritischer Mode-A-, -A*, -B- und -C-Zwischenfaserbrüche in ungestörten und gestörten Gelegebereichen wurde das Degradationsmodell von Chiu [206] an das Wirkebenenkriterium von Puck angepasst. Dieses Degradationsmodell beschreibt Versagensvorgänge für kritische Werkstoffanstrengungen $f_E \geq 1$ bezogen auf die faserparallele Bruchebene über eine Ab-

minderung der Elastizitätskennwerte $E_{n, \text{deg}}$, $G_{n1, \text{deg}}$, $G_{t1, \text{deg}}$ und $G_{nt, \text{deg}}$ auf einen Restwert; [245] bis [247]. Die Vorteile dieses Modells liegen in der einfachen Umsetzbarkeit in Rechenalgorithmen in Verbindung mit der Spannungsanalyse bei physikalisch nichtlinearen Spannungs-Verzerrungs-Beziehungen und dem relativ geringen Rechenzeitbedarf. Eine derartige Steifigkeitsdegradation führt zu einer nahezu vollständigen Umlagerung der Spannungen der durch Zfb versagten Elemente in Nachbarlemente innerhalb der Einzelschicht und in Nachbarschichten und damit zu einer konservativen Vorhersage. Vorteilhaft ist weiterhin, dass zur Beschreibung des Nachbruchverhaltens keine zusätzlichen Werkstoffinformationen benötigt werden. Nachteilig ist, dass die unmittelbare Steifigkeitsabminderung eine sprunghafte Änderung des Spannungs-Verzerrungs-Verhaltens des betroffenen Elements zur Folge hat, was bei der Simulation unvernähter Laminat zu Unstetigkeiten in Spannungs-Dehnungs-Kurven führen kann.

Bei Modus-A- und Modus-A*-Zfb werden infolge von Quer-Zugspannungen $\sigma_n > 0$, Quer/Längs- oder Quer/Quer-Schubspannung $\tau_{n1} \neq 0$ bzw. $\tau_{nt} \neq 0$ sich öffnende Risse erzeugt, sodass die den Bruch verursachenden Spannungen über die Rissufer hinweg nicht mehr übertragen werden können. Jedoch bleibt zwischen benachbarten Rissen eine gewisse Tragfähigkeit des Werkstoffs vorhanden, was durch eine Reststeifigkeit ungleich Null abgebildet wird. Die Höhe des Quer-Elastizitätsmoduls und der Schubmoduln wird in Abhängigkeit der zum Zeitpunkt des Bruchs ($f_E = 1$) vorliegenden Moduln mit

$$\begin{pmatrix} E_{n, \text{deg}} \\ G_{n1, \text{deg}} \\ G_{t1, \text{deg}} \\ G_{nt, \text{deg}} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0,03 \cdot E_n \\ 0,67 \cdot G_{n1} \\ 0,67 \cdot G_{t1} \\ 0,67 \cdot G_{nt} \end{pmatrix} \quad (4.45)$$

festgelegt, wohingegen Querkontraktionszahlen durch Zfb unbeeinflusst bleiben ([34], [204], [245] – [247]).

Bei Eintritt eines Modus-B-Zfb oder eines unkritischen Modus-C-Zfb bildet sich aufgrund der Querdruckspannung ein „überdrückter“ Riss aus. Daher ist die Übertragung von Querdruckspannungen auch nach Zfb-Eintritt möglich, die von Schubspannungen aber weiterhin unterbunden [34]. Folglich sind in diesem Fall nur die Schubmoduln entsprechend

$$\begin{pmatrix} E_{n,\text{deg}} \\ G_{n1,\text{deg}} \\ G_{t1,\text{deg}} \\ G_{nt,\text{deg}} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} E_n \\ 0,67 \cdot G_{n1} \\ 0,67 \cdot G_{t1} \\ 0,67 \cdot G_{nt} \end{pmatrix} \quad (4.46)$$

abzumindern ([245] – [247]). Mit dem Eintritt kritischer Modus-C-Zfb wird Totalversagen angenommen, die Festigkeitsgrenze des Laminats ist erreicht und die Festigkeitsanalyse wird beendet.

Nach Abminderung der auf die faserparallele Bruchebene bezogenen Elastizitätskenngrößen, wie in den Gln. (4.45) und (4.46) angegeben, werden die degradierten Koeffizienten der Nachgiebigkeitsmatrix $[\overline{\mathbf{S}}_{\text{deg}}]$ mit Hilfe von

$$[\mathbf{S}_{\text{deg}}] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{1n}}{E_n} & -\frac{\nu_{1t}}{E_t} & 0 & 0 & 0 \\ & \frac{1}{E_{n,\text{deg}}} & -\frac{\nu_{nt}}{E_t} & 0 & 0 & 0 \\ & & \frac{1}{E_t} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{1}{G_{nt,\text{deg}}} & 0 & 0 \\ & \text{symm.} & & & \frac{1}{G_{t1,\text{deg}}} & 0 \\ & & & & & \frac{1}{G_{n1,\text{deg}}} \end{bmatrix} \quad (4.47)$$

ermittelt und vom (1, n, t)-Bezugssystem der Bruchfläche in das (1, 2, 3)-Koordinatensystem der Einzelschicht entsprechend

$$[\overline{\mathbf{S}}_{\text{deg}}] = [\mathbf{T}]^T \cdot [\mathbf{S}_{\text{deg}}] \cdot [\mathbf{T}] \quad (4.48)$$

mit

$$[\mathbf{T}] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & c^2 & s^2 & 2cs & 0 & 0 \\ 0 & s^2 & c^2 & -2cs & 0 & 0 \\ 0 & cs & -cs & (c^2 - s^2) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c & -s \\ 0 & 0 & 0 & 0 & s & c \end{bmatrix} \quad (4.49)$$

und

$$c = \cos(-\theta_{\text{fp}}), \quad s = \sin(-\theta_{\text{fp}})$$

transformiert. Aus den Koeffizienten der transformierten Nachgiebigkeitsmatrix

$\boxed{\mathbf{S}_{\text{deg}}}$ werden die abgeminderten Elastizitätskenngrößen der UD-Einzelschicht bestimmt und den entsprechenden Finiten Elementen zugewiesen.

Matrixbruch Die Abbildung von Matrixbruch ($f_E \geq 1$) erfolgt, wie die von unkritischen Zfb, kontinuumsmechanisch über die Anwendung des Degrada-tionsmodells nach Chiu. Unter der Annahme, dass infolge von Matrixrissen eine Resttragfähigkeit im Harz nicht erhalten bleibt, werden alle Elastizitätskenngrößen ($E_1, E_2, E_3, G_{21}, G_{31}, G_{32}, \nu_{21}, \nu_{31}, \nu_{32}$) des entsprechenden Elements mit dem Faktor 0,01 multipliziert, um numerische Stabilität zu gewährleisten.

4.2.2.4 Lastfälle, Randbedingungen und Belastung

Die Lastfälle und Randbedingungen zur Abschätzung der Festigkeit unvernähter und strukturell vernähter MAG-Lamine unter Scheiben-Zug-, -Druck- und -Schubbelastung in x - oder y -Richtung sind in Tabelle 4.3 und Abb. 4.11 beschrieben. Ausgehend von einem Startwert $\varepsilon_{x, \text{ult}}^{\text{t,c}} = \pm 0,01$ oder $\varepsilon_{y, \text{ult}}^{\text{t,c}} = \pm 0,01$ wird unter Zug- oder Druckbelastung die Dehnung solange erhöht oder verringert, bis in der durchgeführten Versagensanalyse ein Faserbruch- ($f_E = 1$) oder Modus-C-Zwischenfaserbruch-Versagen ($f_E = 1,25$) mit einer Genauigkeit von $\pm 0,5\%$ vorhersagt wird. Die Zug- oder Druckfestigkeit $R_x^{\text{t,c}}$ oder $R_y^{\text{t,c}}$ wird aus der Summe der Beträge aller auf den Flächen s_1 und s_3 bzw. s_2 und s_4 wirkenden Knotenkräften geteilt durch die Größe der jeweiligen Flächen errechnet. Die Schubfestigkeit R_{xy} wird nach der gleichen Vorgehensweise ermittelt, wobei der Startwert $\gamma_{xy, \text{ult}} = 0,02$ beträgt und aufgrund der Schubbelastung in den Bezugsrichtungen x und y identische Randbedingungen verwendet werden. R_{xy} wird aus dem arithmetischen Mittel der Beträge der flächenbezogenen Knotenkräfte auf s_1, s_2, s_3 und s_4 bestimmt.

Für einen multidirektional aufgebauten Schichtverbund unter Temperaturbelastung stellt sich eine thermische Gesamtverzerrung entsprechend den Längenausdehnungskoeffizienten α_x, α_y , und α_{xy} ein. Da die thermischen Dehnungen der UD-Einzelschichten im Verbund behindert werden, entstehen in einzelnen Schichten des Laminats thermisch bedingte Eigenspannungen, die den Eintritt von Zfb und Fb beein-

Tabelle 4.3: An Einheitszellenflächen, entsprechend der Lastfälle aufgebrauchte Verschiebungen u_x , u_y und u_z (Referenz-Koordinatensystem (KOS) cs , Länge l und Fläche s , siehe Abb. 4.11), ohne und mit Berücksichtigung thermischer Eigenspannungen

Lastrichtung	Lastfall	KOS	Fläche/ Koordinate	Verschiebungsrandbedingungen an Einheitszellenflächen	
x	$\varepsilon_x = \varepsilon_{x,ult}^{t,c}$	cs1	s1, s2, s3, s4	$u_x(x) = \varepsilon_x \cdot x$, $u_y(y) = \varepsilon_y \cdot y$	
	$\varepsilon_y = -\varepsilon_{x,ult}^{t,c} \cdot \nu_{yx}$		$x = y = z = 0$	$u_z(x, y, z) = 0$	
y	$\varepsilon_y = \varepsilon_{y,ult}^{t,c}$	cs2	s1, s2, s3, s4	$u_y(y) = \varepsilon_y \cdot y$, $u_x(x) = \varepsilon_x \cdot x$	
	$\varepsilon_x = -\varepsilon_{y,ult}^{t,c} \cdot \nu_{yx}$		$x = y = z = 0$	$u_z(x, y, z) = 0$	
x, y	$\gamma_{xy} = \gamma_{xy,ult}$	cs3	s1, s2, s3, s4	$u_{x,y}(y, x) = (y, x) \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right)$	
			$x = y = z = 0$	$u_z(x, y, z) = 0$	
x	ΔT ,	cs3	s1, s2, s3, s4	$u_x(x, y) = \varepsilon_x \cdot x + y \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right)$,	
	$\varepsilon_x = \varepsilon_{x,ult}^{t,c} + \varepsilon_{x,therm}$,				
	$\varepsilon_y = -\varepsilon_{x,ult}^{t,c} \cdot \nu_{yx} + \varepsilon_{y,therm}$,				$u_y(y, x) = \varepsilon_y \cdot y + x \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right)$
	$\gamma_{xy} = \gamma_{xy,therm}$ mit				
	$\varepsilon_{ij,therm} = \alpha_{ij} \cdot \Delta T$		$x = y = z = 0$	$u_z(x, y, z) = 0$	
y	ΔT ,	cs3	s1, s2, s3, s4	$u_y(y, x) = \varepsilon_y \cdot y + x \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right)$,	
	$\varepsilon_y = \varepsilon_{y,ult}^{t,c} + \varepsilon_{y,therm}$,				
	$\varepsilon_x = -\varepsilon_{y,ult}^{t,c} \cdot \nu_{yx} + \varepsilon_{x,therm}$,				$u_x(x, y) = \varepsilon_x \cdot x + y \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right)$
	$\gamma_{xy} = \gamma_{xy,therm}$ mit				
	$\varepsilon_{ij,therm} = \alpha_{ij} \cdot \Delta T$		$x = y = z = 0$	$u_z(x, y, z) = 0$	
x, y	ΔT ,	cs3	s1, s2, s3, s4	$u_x(x, y) = y \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right) + \varepsilon_x \cdot x$,	
	$\gamma_{xy} = \gamma_{xy,ult} + \gamma_{xy,therm}$,				
	$\varepsilon_x = \varepsilon_{x,therm}$,				$u_y(y, x) = x \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right) + \varepsilon_y \cdot y$
	$\varepsilon_y = \varepsilon_{y,therm}$ mit				
	$\varepsilon_{ij,therm} = \alpha_{ij} \cdot \Delta T$		$x = y = z = 0$	$u_z(x, y, z) = 0$	

flussen können. Die bei der Aushärtung ($T = +180$ °C) der Probekörperplatten induzierten Eigenspannungen können aber weder experimentell noch analytisch abgesichert ermittelt werden. Daher erscheint es unter dem Gesichtspunkt des wahrscheinlich geringsten Fehlers sinnvoll, zur Berücksichtigung thermischer Eigenspannungen die Hälfte der Temperaturdifferenz zwischen Aushärtetemperatur und Raumtemperatur ($\Delta T = -80$ °C) anzunehmen und auf alle Elemente des Einheitszellenmodells (Gelegebereiche und Fehlstelle) aufzubringen. Zur Versagensanalyse müssen die mechanischen Scheibenverzerrungen $\varepsilon_{x,ult}^{t,c}$, $\varepsilon_{y,ult}^{t,c}$ und $\gamma_{xy,ult}$ mit den sich frei einstel-

lenden thermischen Scheibenverzerrungen des MAG-Laminats $\varepsilon_{x,therm}$, $\varepsilon_{y,therm}$ und $\varepsilon_{xy,therm}$ erweitert werden (vgl. Tabelle 4.3). Aufgrund der Betrachtung von in Dickenrichtung symmetrischen Laminataufbauten und nahezu symmetrischen Fehlstellenverläufen (Breite und Fläche der Fehlstellen) erscheint es zulässig, thermisch bedingte Plattenverzerrungen zu vernachlässigen.

4.2.3 Modelle zur Beschreibung von Faservolumengehalt, Laminatdicke und Fehlstellencharakteristik

Strukturelles Vernähen verursacht in Abhängigkeit der Nähkonfiguration im Vergleich zum unvernähten Laminat Änderungen des Faservolumengehalts und der Laminatdicke sowie Faserondulationen und Fehlstellen, die für die Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften verantwortlich gemacht werden. Für die praktische Anwendung des EZ-Modells ist die detaillierte Charakterisierung von Faservolumengehalt, Laminatdicke und Fehlstellenausbildung aufgrund des damit verbundenen hohen Zeit- und Kostenaufwands nicht möglich oder ungeeignet. Vor diesem Hintergrund wurden die in [16] entwickelten Modelle zur Beschreibung der Fehlstellencharakteristik erweitert, um, basierend auf Messergebnissen der [A1-B-A2]-HTA-, [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA- und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine, Abschätzungen über entsprechend zu erwartende Kenngrößen treffen zu können.

Zunächst werden die drei untersuchten Laminattypen getrennt betrachtet. Die gesuchte Kenngröße x (Faservolumengehalt oder Laminatdicke) kann unter Berücksichtigung der jeweiligen Einstellungen von Nährichtung, Garnfeinheit, Teilung und Stichlänge aus Gewichtungsfaktoren w_i und dem arithmetischen Mittel \bar{x} aller zugehörigen Messwerte abgeschätzt werden:

$$x = w_{NR} \cdot w_{GF} \cdot w_s \cdot w_p \cdot \bar{x} \quad (4.50)$$

mit

$$w_{NR} = 1 + \frac{\overline{x_{0^\circ}} - \overline{x_{90^\circ}}}{(\overline{x_{0^\circ}} - \overline{x_{90^\circ}}) \cdot x} \cdot \left(NR - \frac{0^\circ + 90^\circ}{2} \right) \quad (4.51)$$

$$w_{GF} = 1 + \frac{\overline{x_{136 \text{ tex}}} - \overline{x_{68 \text{ tex}}}}{(\overline{x_{136 \text{ tex}}} - \overline{x_{68 \text{ tex}}}) \cdot x} \cdot \left(GF - \frac{136 \text{ tex} + 68 \text{ tex}}{2} \right) \quad (4.52)$$

$$w_s = 1 + \frac{\overline{x_{5,0 \text{ mm}}} - \overline{x_{3,3 \text{ mm}}}}{(\overline{x_{5,0 \text{ mm}}} - \overline{x_{3,3 \text{ mm}}}) \cdot x} \cdot \left(s - \frac{5,0 \text{ mm} + 3,3 \text{ mm}}{2} \right) \quad (4.53)$$

$$w_p = 1 + \frac{\overline{x_{5,0\text{mm}}} - \overline{x_{3,3\text{mm}}}}{(\overline{x_{5,0\text{mm}}} - \overline{x_{3,3\text{mm}}}) \cdot \overline{x}} \cdot \left(p - \frac{5,0\text{mm} + 3,3\text{mm}}{2} \right), \quad (4.54)$$

wobei $\overline{x_i}$ den Mittelwert aus allen vorliegenden Messergebnissen zur jeweiligen Parameterkonfiguration (Nährichtung, Garnfeinheit, Teilung und Stichlänge) darstellt.

Durch die Gewichtungsfaktoren w_i werden alle Messergebnisse eines Laminataufbaus gemäß der spezifischen Einstellung eines Parameters aufgeteilt und damit der direkte Einfluss eines isolierten Parameters ermittelt. Anhand der linearen Interpolation zwischen den experimentell untersuchten Einstellungen (Klammerausdrücke in Gl. (4.51) bis (4.54)) kann der Effekt beliebiger Parametereinstellungen auf Faservolumengehalt oder Laminatdicke vorhergesagt werden. Zur Durchführung von Parameterstudien mit beliebigen Nähgarnmaterialien (z. B. CF, AF oder PES) kann die Garnfeinheit des zu untersuchenden Garns über dessen Dichte ρ_{beliebig} auf die Feinheit eines Glasfasergarns GF_{beliebig} mit identischem Durchmesser nach

$$GF_{\text{beliebig}} = \frac{GF_{\text{Glasfaser}} \cdot \rho_{\text{beliebig}}}{\rho_{\text{Glasfaser}}} \quad (4.55)$$

umgerechnet und in Gl. (4.52) verwendet werden.

Die mit Gl. (4.50) abgeschätzte Kenngröße x bezieht sich allerdings lediglich auf einen [A1-B-A2]-HTA-, [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA- oder einen [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Schichtaufbau. Um durch strukturelles Vernähen verursachte Faservolumengehalts- und Dickenänderungen auch für Lamine mit unterschiedlicher Einzelschichtanzahl und Laminatdicke vorherzusagen, wurden die Modellergebnisse der drei experimentell untersuchten Laminattypen rechnerisch verknüpft. Dabei wurde angenommen, dass die Kenngröße x eines [A1-B-A2]-HTA- und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminats bei identischer Parametereinstellung aufgrund des vergleichbaren Aufbaus durch den arithmetischen Mittelwert $\overline{x_{[A1-B-A2],[A1-(B/2)_S-A2]}}$ abgeschätzt werden kann. Dieser Mittelwert unterscheidet sich allerdings deutlich von den Modellergebnissen $x_{[A1-(B/2)_S-A2]_2}$ des [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Aufbaus, wofür die unterschiedliche Vorkomprimierung der trockenen Faserhalbzeuge durch das Einbringen eines strukturellen Nähgarns im Vergleich zum unvernähten MAG verantwortlich gemacht wird. Zum Vernähen der [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Halbzeuge sind aufgrund der etwa doppelten Dicke verglichen mit den [A1-B-A2]-HTA- und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Schichtungen höhere Nähkräfte erforderlich, die

zu einer stärkeren Vorkomprimierung im trockenen Zustand und nach der Harzinfusion zu unterschiedlichen Faservolumengehalts- und Dickenänderungen führen [16]. Daher wurde zur Modellierung beliebig dicker Lamine zwischen $\bar{x}_{[A1-B-A2],[A1-(B/2)_S-A2]}$ und $x_{[A1-(B/2)_S-A2]_2}$ linear über der Laminatdicke t interpoliert:

$$x(t) = \left(\bar{x}_{[A1-B-A2],[A1-(B/2)_S-A2]} - x_{[A1-(B/2)_S-A2]_2} \right) \cdot \frac{t - t_{[A1-(B/2)_S-A2]_2}}{t_{[A1-B-A2],[A1-(B/2)_S-A2]} - t_{[A1-(B/2)_S-A2]_2}} + x_{[A1-(B/2)_S-A2]_2} \quad (4.56)$$

Zur Abschätzung der Fehlstellenfläche und -breite wurde auf die experimentellen Ergebnisse der Schlibbilduntersuchungen an [A1-B-A2]-HTA- und [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Laminaten (Tabelle A 8 und Tabelle A 9) zurückgegriffen, wobei angenommen wurde, dass sich diese beiden Kenngrößen über einen zur Mittelebene des Laminats symmetrischen, quadratischen Polynomansatz in der Laminatdickenkoordinate z beschreiben lassen [16]:

$$x(z) = x_1 \cdot \left(z - \frac{t}{2} \right)^2 + x_2 \quad (4.57)$$

Die Konstanten x_1 und x_2 können wiederum in Abhängigkeit der jeweiligen Nähkonfiguration und des Nähgarnmaterials mit Hilfe der Gln. (4.50) bis (4.54) abgeschätzt werden. Zur Beschreibung des Verlaufs der Fehlstellengeometrie wurden die Konstanten \bar{x}_1 und \bar{x}_2 (Basis: Gesamtheit aller Messwerte) bzw. \bar{x}_{1i} und \bar{x}_{2i} (Basis: Messwerte der Parameterkonfiguration i) der Gleichung (4.57) mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate aus der entsprechenden Datenbasis der Messwerte ermittelt. Da angenommen wurde, dass sich die Fehlstellen in strukturell vernähten [A1-B-A2]-HTA- und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten ähnlich ausprägen, wurde auf eine Schlibbilduntersuchung der HTS-Lamine verzichtet. Wie oben bereits ausgeführt, wurde zur Abschätzung der Fehlstellenfläche und -breite beliebig dicker Lamine eine lineare Interpolation der Konstanten x_1 und x_2 zwischen den Modellergebnissen des [A1-B-A2]-HTA- und des [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Verbunds angewandt; vgl. Gl. (4.56).

4.2.4 Durchgeführte Einheitszellenanalysen

Zur vollständigen Validierung der EZ-Modellierung des Elastizitätsverhaltens strukturell vernähter Lamine wurde der intralaminare Schubmodul für die experimentell untersuchten unvernähten und strukturell vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine

(K 1 – K 32) berechnet. Weiterhin wurde die Scheiben-Zug-, Druck- und Schubfestigkeit (Zfb- und Fb-Beginn) von [A1-B-A2]-HTA-, [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA- bzw. [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten rechnerisch abgeschätzt und anhand der vorliegenden experimentellen Ergebnisse verifiziert. Zur Reduzierung des Rechenaufwands wurde der Einfluss der Streuung der Messwerte von Fehlstellenfläche und -breite auf die Zug- bzw. Schubfestigkeit für 12 mittels statistischer Versuchsplanung ausgewählte [A1-B-A2]-HTA-Lamine und 8 [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine (Plackett-Burman-Plan: K 3, K 5, K 6, K 10, K 12, K 15, K 18, K 19, K 24, K 25, K 29 und K 32 bzw. Teilfaktorplan: K 1, K 4, K 6, K 7, K 10, K 11, K 13 und K 16) untersucht. Für diese Kennwerte und Nähkonfigurationen wurde auch die Anwendbarkeit des analytischen Fehlstellenmodells zur Modellierung der Fehlstellenausbildung überprüft. Weiterhin wurde die Beeinflussung des Schubversagens durch die Berücksichtigung thermisch bedingter Eigenspannungen und werkstofflicher Nichtlinearität betrachtet.

Für experimentell nicht betrachtete Konfigurationen wurde der Einfluss von Nährichtung, Garnfeinheit, Teilung und Stichlänge auf Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen von *z*-verstärkten MAG-Laminaten mit Hilfe des EZ-Modells untersucht (vgl. Tabelle 4.4). Diese Untersuchung sollte die Ableitung von Richtlinien für die Auswahl von Nähkonfigurationen im Hinblick auf eine möglichst geringe Beeinflussung der ebenen Scheibeneigenschaften im Vergleich zum unvernähten Laminat ermöglichen. Dazu wurden zunächst Faservolumengehalt, Laminatdicke und Fehlstellengeometrie in Abhängigkeit der jeweiligen Konfiguration mit Hilfe der analytischen Modelle abgeschätzt. Da sich aus der Varianzanalyse der experimentellen Ergebnisse bei Zug-, Druck- und Schubbelastung ergab, dass die Beeinflussung der Lamineigenschaften in erster Linie durch einen einzelnen Nahtparameter im Gegensatz zu Wechselwirkungen mehrerer Parameter statistisch signifikant ist, wurden Wechselwirkungen nicht betrachtet.

Um dem Konstrukteur in der Vorauslegung Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte für strukturell vernähte Lamine mit beliebigem Lagenaufbau zur Verfügung stellen zu können, wurden über eine Parameterstudie Elastizitäts- und Schubmoduln sowie Festigkeiten ($E_1^{t,c}$, $E_2^{t,c}$, G_{21} bzw. $R_1^{t,c}$, $R_2^{t,c}$, R_{21}) der vernähten UD-Schicht berechnet. Dazu wurde die Fehlstellengeometrie der betrachteten Laminatkonfigurationen analytisch abgeschätzt, deren Mittelwerte über der Laminatdicke gebildet und fünf repräsentative Geometrien ausgewählt; siehe Tabelle 4.5 und Tabelle 4.6. Somit können

In-plane-Kennwerte für vernähte UD-Einzelschichten, für eine Vielzahl von Laminat- und Nähkonfigurationen bereitgestellt und Laminatsteifigkeits- und Festigkeitskennwerte mit Hilfe der CLT abgeschätzt werden.

Tabelle 4.4: Parameter zur rechnerischen Untersuchung der Beeinflussung von Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerten von MAG-Laminaten durch strukturelles Vernähen

Bezeichnung, Aufbau	Laminatdicke	Nährichtung	Garnfeinheit	Teilung	Stichlänge	Anzahl betrachteter Konfigurationen	berechnete Kennwerte
	[mm]	[°]	[tex]	[mm]	[mm]	[1]	
[A1-B-A2]-HTA-Laminat	2,71	0 ^{1,2} , 90	17, 34, 51, 68 ^{1,2} , 85, 102, 119, 136	3,30 ¹ ; 4,15; 5,00 ²	3,30 ¹ ; 4,15; 5,00 ²	24	E_x^t , R_x^t
[A1-(B/2) _s -A2]-HTS-Laminat	2,55	0 ^{1,2} , 90	17, 34, 51, 68 ^{1,2} , 85, 102, 119, 136	3,30 ¹ ; 4,15; 5,00 ²	3,30 ¹ ; 4,15; 5,00 ²	24	G_{xy} , R_{xy}
[-45/0/+45/90] _s -HTS-Laminat	2,05	0 ^{1,2} , 90	17, 34, 51, 68 ^{1,2} , 85, 102, 119, 136	3,30 ¹ ; 4,15; 5,00 ²	3,30 ¹ ; 4,15; 5,00 ²	24	E_x^t , G_{xy} , R_x^t , R_{xy}
[-45/0/+45/90] _s -HTS-Laminat	4,10	0 ^{1,2} , 90	17, 34, 51, 68 ^{1,2} , 85, 102, 119, 136	3,30 ¹ ; 4,15; 5,00 ²	3,30 ¹ ; 4,15; 5,00 ²	24	E_x^t , G_{xy} , R_x^t , R_{xy}

1 Basislegekonfiguration 1: NR parallel x, GF 68 tex, s und p jeweils 3,30 mm, Belastungsrichtung parallel x)

2 Basislegekonfiguration 2: NR parallel x, GF 68 tex, s und p jeweils 5,00 mm, Belastungsrichtung parallel x)

Tabelle 4.5: Parameter zur analytischen Untersuchung von Faservolumengehalt, Laminatdickenverhältnis und Fehlstellengeometrie (Mittelwert der Fehlstellenflächen und -breiten) strukturell vernähter MAG-Lamine

Bezeichnung	Laminatdicke	Garnfeinheit	Teilung	Stichlänge	Anzahl betrachteter Konfigurationen	berechnete Größen
	[mm]	[tex]	[mm]	[mm]	[1]	
19-lagiges MAG-Laminat	2				96	$\varphi_{\text{vernäht}}$,
	3	17, 34,	3,3; 5,0;	3,3; 5,0;	96	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$,
	4	68, 102,	6,6; 10,0	6,6; 10,0	96	$\frac{t_{\text{vernäht}}}{\bar{A}}$,
	5	136, 170			96	\bar{w}

Tabelle 4.6: Parameter zur rechnerischen Untersuchung der Beeinflussung von Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerten der UD-Schicht durch strukturelles Vernähen

Bezeichnung	Teilung	Stichlänge	Fehlstellenbreite; -fläche	Anzahl betrachteter Konfigurationen	berechnete Kennwerte
	[mm]	[mm]	[mm]; [mm ²]	[1]	
UD-Schicht	3,3; 5,0; 6,6; 10,0	3,3; 5,0; 6,6; 10,0	0,2; 0,4	16	$E_1^{t,c}, E_2^{t,c},$ $G_{21},$ $R_1^{t,c}, R_2^{t,c},$ R_{21}
			0,6; 1,5	16	
			0,9; 2,6	16	
			1,3; 3,6	16	
			1,6; 4,7	16	

4.3 Modellierung der Druckfestigkeit nach Impaktbelastung und der interlaminaren Energiefreisetzungsrates unter Mode-1-Belastung

Basierend auf experimentellen Ergebnissen wurde ein empirisches Modell entwickelt, das die Abschätzung der Druckfestigkeit nach Impaktbelastung und der Energiefreisetzungsrates G_{IR} von strukturell vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten ermöglicht. Zur Vorhersage der CAI-Festigkeit oder der Energiefreisetzungsrates wurde wiederum ein Ansatz über Gewichtungsfaktoren gewählt, bei dem die gesuchte Kenngröße x in Abhängigkeit der Parameter Prüf- und Nährichtung, Garnfeinheit, Teilung und Stichlänge sowie dem Mittelwert aller Messwerte \bar{x} , gemäß (4.51) – (4.54) mit Hilfe der Gleichungen

$$x = w_{PR} \cdot w_{NR} \cdot w_{GF} \cdot w_s \cdot w_p \cdot \bar{x} \quad (4.58)$$

$$w_{PR} = 1 + \frac{\bar{x}_{0^\circ} - \bar{x}_{90^\circ}}{(0^\circ - 90^\circ) \cdot \bar{x}} \cdot \left(PR - \frac{0^\circ + 90^\circ}{2} \right) \quad (4.59)$$

ermittelt werden kann, wobei \bar{x}_i den Mittelwert aus allen vorliegenden Messergebnissen zur jeweiligen Parameterkonfiguration darstellt.

5 Experimentelle Untersuchungen an MAG-Laminaten

5.1 Schallemissionsanalysen zur Bestimmung des Rissbildungsbeginns

Der Rissbildungsbeginn (Initiierung von Zfb) unvernähter und strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten unter Scheiben-Schubbelastung wurde mit Hilfe der SEA bestimmt. Die Methode der SEA zur Erfassung von Zfb wurde an zugbelasteten [90]₁₆-UD-MAG-Probekörpern und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten verifiziert. Hierfür wurden während der Versuche dehnungskorreliert SEA und Lichtmikroskopieuntersuchungen des freien Probenrands durchgeführt und von [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten mit definierten Schädigungszuständen (0, 5 und 10 akustische Signale) zusätzlich Röntgenbilder angefertigt.

Bei der Querszugprüfung der UD-MAG-Laminaten, wo das Gesamtversagen des Laminats mit der Bildung erster Zfb zusammenfällt, wurde festgestellt, dass die Probekörper zwischen dem 4. und 10. Schallereignis versagten. Aufgrund dieses Ergebnisses wurde der Dehnungsbereich zwischen dem 1. und 10. Schallereignis als Unter- bzw. Obergrenze für die Zfb-Initiierung in multidirektional verstärkten Laminaten festgelegt. Die Bestimmung des Zfb-Rissbildungsbeginns durch die SEA konnte für die untersuchten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten anhand der durchgeführten Lichtmikroskopie- und Röntgenuntersuchungen bestätigt werden. So waren auf Lichtmikroskopieaufnahmen erste Zfb zwischen dem 1. und 10. Schallereignis und auf Röntgenbildern beim 5. oder 10. erfassten akustischen Signal zu erkennen.

5.2 Ermittlung von Spannungs-Verzerrungs-Beziehungen der unidirektional verstärkten MAG-Einzelschicht

Zur rechnerischen Betrachtung strukturell vernähter MAG-Laminaten werden die Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen der unidirektional verstärkten MAG-Einzelschicht benötigt; siehe Tabelle 5.1. Um diese bereitzustellen, wurde das Spannungs-Dehnungs-Verhalten der UD-MAG-Schicht, wie in Tabelle 4.2 angegeben und in Kapitel 4.1.2 und 4.1.3 beschrieben, experimentell untersucht und ausgewertet.

Tabelle 5.2 enthält eine Zusammenstellung der Elastizitätsmoduln, Festigkeitskennwerte und der Dehnung bei Zfb-Rissbildungsbeginn der UD-MAG-Laminaten unter zügiger, einachsiger Zug- und Druckbelastung. Die angegebene Anzahl gültiger Probe-

körper kann zwischen Modul und Festigkeit variieren, da jeweils für beide Kennwerte Ausreißertests durchgeführt wurden. Die Querkontraktionszahl ν_{21} wurde zu $0,35 \pm 0,03$ ermittelt. Die arithmetisch gemittelten Spannungs-Verzerrungs-Kurven der UD-MAG-Einzelschicht für Scheibenbelastung sind in Abb. 3.11 dargestellt. Zu beobachten war eine sehr gute Übereinstimmung der Ergebnisse der verschiedenen Messungen, was sich anhand der an den jeweiligen Stützpunkten eingetragenen Streubalken einschätzen lässt. Die Zug-Spannungs-Dehnungs-Kurve weist eine leicht progressive Nichtlinearität auf. Demgegenüber zeigen die übrigen Spannungs-Verzerrungs-Kurven einen zum Teil deutlich degressiven Verlauf; vgl. $(\sigma_2^c - \varepsilon_2^c)$ - und $(\tau_{21} - \gamma_{21})$ -Kurve. Als Grundlage für die FE-Berechnung wurde jede Mittelwertkurve mathematisch mit Hilfe der modifizierten Ramberg-Osgood-Gleichung (4.34) beschrieben. Für den Parameter $E_{ij,0}$ wurden die Elastizitätsmoduln entsprechend Tabelle 5.2 verwendet, während die Parameter ξ_p , σ_p und e auf Basis der Mittelwertkurven nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate bestimmt wurden; siehe Tabelle 5.3. Die sehr gute Übereinstimmung der modellierten Spannungs-Verzerrungs-Kurven mit den experimentellen Mittelwertkurven wird durch ein Bestimmtheitsmaß (R^2) von nahezu Eins belegt.

Tabelle 5.1: Gegenüberstellung der zur FE-Versagensanalyse benötigten, experimentell ermittelten Werkstoffkennwerte und -kurven

zur FE-Versagensanalyse benötigte Werkstoffkennwerte und -kurven	experimentell ermittelte Werkstoffkennwerte und -kurven
$E_1^{t,c}; \sigma_1^{t,c} - \varepsilon_1^{t,c}$	$E_{\parallel}^{t,c}; \sigma_1^{t,c} - \varepsilon_1^{t,c}$
$E_2^{t,c}, E_3^{t,c}; \sigma_2^{t,c} - \varepsilon_2^{t,c}, \sigma_3^{t,c} - \varepsilon_3^{t,c}$	$E_{\perp}^{t,c}; \sigma_2^{t,c} - \varepsilon_2^{t,c}$
$G_{21}, G_{31}, G_{32}; \tau_{21} - \gamma_{21}, \tau_{31} - \gamma_{31}, \tau_{32} - \gamma_{32}$	$G_{\perp\parallel}; \tau_{21} - \gamma_{21}$
$\nu_{21}, \nu_{31}, \nu_{32}$	ν_{21}
$R_{\parallel}^{t,c}$	$R_{\parallel}^{t,c}$
$R_{\perp}^{t,c}$	$R_{\perp}^{t,c}$
$R_{\perp\parallel}$	$R_{\perp\parallel}$

5.3 Zugversuche an unvernähten MAG-Laminaten

Um zu überprüfen, ob die experimentell ermittelten Eigenschaften der UD-MAG-Einzelschicht (siehe Kapitel 5.2) zur Beschreibung des mechanischen Verhaltens von [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten verwendet werden können, wurden einachsige Zug-

prüfungen an $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS- und $[A1-(B/2)_S-A2]$ -UD-MAG-Laminaten in x - und y -Richtung durchgeführt; siehe Tabelle 4.2. In Tabelle 5.4 sind für beide Laminaten der Zugmodul, die Zugfestigkeit und die Dehnung bei Zfb-Rissbildungsbeginn (1. und 10. Schallereignis) zusammenfassend angegeben.

Tabelle 5.2: Elastizitäts- und Schubmodul, Festigkeit und Dehnung bei Zfb-Rissbildungsbeginn (1. und 10. Zfb) des unvernähten UD-MAG-Laminats unter zügiger, einachsiger Zug- und Druckbelastung

Bezeichnung, Aufbau	Prüfrichtung (SVK)	n	Elastizitäts- und Schubmodul	n	Festigkeit	Dehnung bei 1. und 10. Zfb; Grenzschall- amplitude
			[MPa]			
$[0]_{16}$ -UD-MAG	$0^\circ (\sigma_1^t - \varepsilon_1^t)$	6	130.196 ± 1.728	8	1.376 ± 78	-
$[90]_{16}$ -UD-MAG	$90^\circ (\sigma_2^t - \varepsilon_2^t)$	10	8.661 ± 339	11	45 ± 15	$0,46 \pm 0,12,$ $0,53 \pm 0,11;$ 23
$[0]_{16}$ -UD-MAG	$0^\circ (\sigma_1^c - \varepsilon_1^c)$	8	119.559 ± 5.464	4	829 ± 2	-
$[90]_{16}$ -UD-MAG	$90^\circ (\sigma_2^c - \varepsilon_2^c)$	7	10.813 ± 408	7	196 ± 1	-
$[(+45_2/-45_2)_2]_S$ -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 Scheiben-Zug-/Druckbelastung
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$ Mittelwert \pm einfache Standardabweichung

Tabelle 5.3: Funktionsparameter der modifizierten Ramberg-Osgood-Gleichung (4.34) der UD-MAG-Einzelschicht

Bezeichnung, Aufbau	Prüfrichtung (SVK)	Parameter			Bestimmtheitsmaß R^2
		ξ_p	σ_p	e	
$[0]_{16}$ -UD-MAG	$0^\circ (\sigma_1^t - \varepsilon_1^t)$	$-1,48 \cdot 10^{-10}$	50,16	4,42	1,00
$[90]_{16}$ -UD-MAG	$90^\circ (\sigma_2^t - \varepsilon_2^t)$	$2,31 \cdot 10^{-4}$	45,41	4,64	1,00
$[0]_{16}$ -UD-MAG	$0^\circ (\sigma_1^c - \varepsilon_1^c)$	$3,00 \cdot 10^{-9}$	45,41	4,06	1,00
$[90]_{16}$ -UD-MAG	$90^\circ (\sigma_2^c - \varepsilon_2^c)$	$2,24 \cdot 10^{-5}$	45,41	4,06	1,00
$[(+45_2/-45_2)_2]_S$ -Laminat aus UD-MAG	$x (\tau_{21} - \gamma_{21})$	$4,24 \cdot 10^{-3}$	45,48	4,43	1,00

SVK Spannungs-Verzerrungs-Kurve
 t, c einachsige Scheiben-Zug-/Druckbelastung

Bei den $(\sigma_x^t - \varepsilon_x^t)$ - und $(\sigma_y^t - \varepsilon_y^t)$ -Kurven der untersuchten MAG-Laminaten war eine nichtlineare Charakteristik zu beobachten, die auf die Bildung und Ausbreitung von Zfb vornehmlich in den nicht lastparallel orientierten Schichten zurückzuführen ist. In

Tabelle 5.4: Elastizitätsmodul, Festigkeit und Zfb-Rissbildungsbeginn (Dehnung bei 1. und 10. Zfb) unvernählter MAG-HTS-Laminaten unter zügiger, einachsiger Zugbelastung

Bezeichnung, Aufbau	Prüfrichtung (SVK)	<i>n</i>	Elastizitäts- modul	<i>n</i>	Festigkeit	Dehnung bei 1. und 10. Zfb; Grenzschall- amplitude
		[1]	[MPa]	[1]	[MPa]	[%],[%]; [dB]
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat	<i>x</i> ($\sigma_x - \epsilon_x$)	8	67.698 ± 2.923	7	1.069 ± 21	0,56 ± 0,01, 0,67 ± 0,02; 46
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat aus UD-MAG		5	60.840 ± 870	6	734 ± 35	0,51 ± 0,06, 0,63 ± 0,07; 42
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat	<i>y</i> ($\sigma_y - \epsilon_y$)	7	28.277 ± 1.053	5	289 ± 5	0,55 ± 0,04, 0,63 ± 0,02; 47
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat aus UD-MAG		8	26.909 ± 1.446	6	236 ± 12	0,46 ± 0,06, 0,57 ± 0,05; 47
SVK	Spannungs-Verzerrungs-Kurve					
<i>n</i>	Anzahl gültiger Probekörper					
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$	Mittelwert ± einfache Standardabweichung					

Abb. 5.1 ist beispielhaft ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm einer [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Probe bei Zugbelastung parallel zur *x*-Richtung dargestellt, in welches die Schallamplituden, die Anzahl der Schallereignisse und die Dehnungen beim 1. und 10. Schallereignis eingetragen sind. Über dem Diagramm ist eine Momentanaufnahme der Lichtmikroskopuntersuchung bei einer Dehnung innerhalb des Bereichs der Zfb-Rissinitiierung dargestellt. Erste, mit Hilfe der SEA erfasste Zfb wurden im Dehnungsbereich zwischen 0,57 und 0,66 % erzeugt. Anhand der Lichtmikroskopaufnahme ist zu erkennen, dass innerhalb dieses Bereichs auch der erste optisch erkennbare Zfb in der 90°-Schicht auftrat. Ab einer Dehnung von etwa 0,8 % ist aufgrund des starken Anstiegs der akustischen Aktivität und des Abweichens der Spannungs-Dehnungs-Kurve vom linearen Verlauf auf eine erhöhte Rissbildung im Innern der Probe zu schließen.

Zum Vergleich der Elastizitätsmoduln und Festigkeitskennwerte der [A1-(B/2)_S-A2]-Laminaten (Tabelle 5.4) wurden E-Modul, Festigkeit und die entsprechende Streuung des aus UD-MAG hergestellten Laminats über die Mikromechanik und das analytische Berechnungswerkzeug LION⁶ auf den Faservolumengehalt des [A1-(B/2)_S-A2]-

⁶ LION (Laminate Evaluation) ermöglicht die Berechnung der Laminatfestigkeit durch die Anwendung der CLT und eine kontinuumsmechanische, einzelschichtbasierte Versagensanalyse [244], wobei F_b und Z_{fb} durch das Maximal-Spannungs-Kriterium bzw. das Wirkebenenkriterium von Puck für den ebenen Spannungszustand bewertet werden

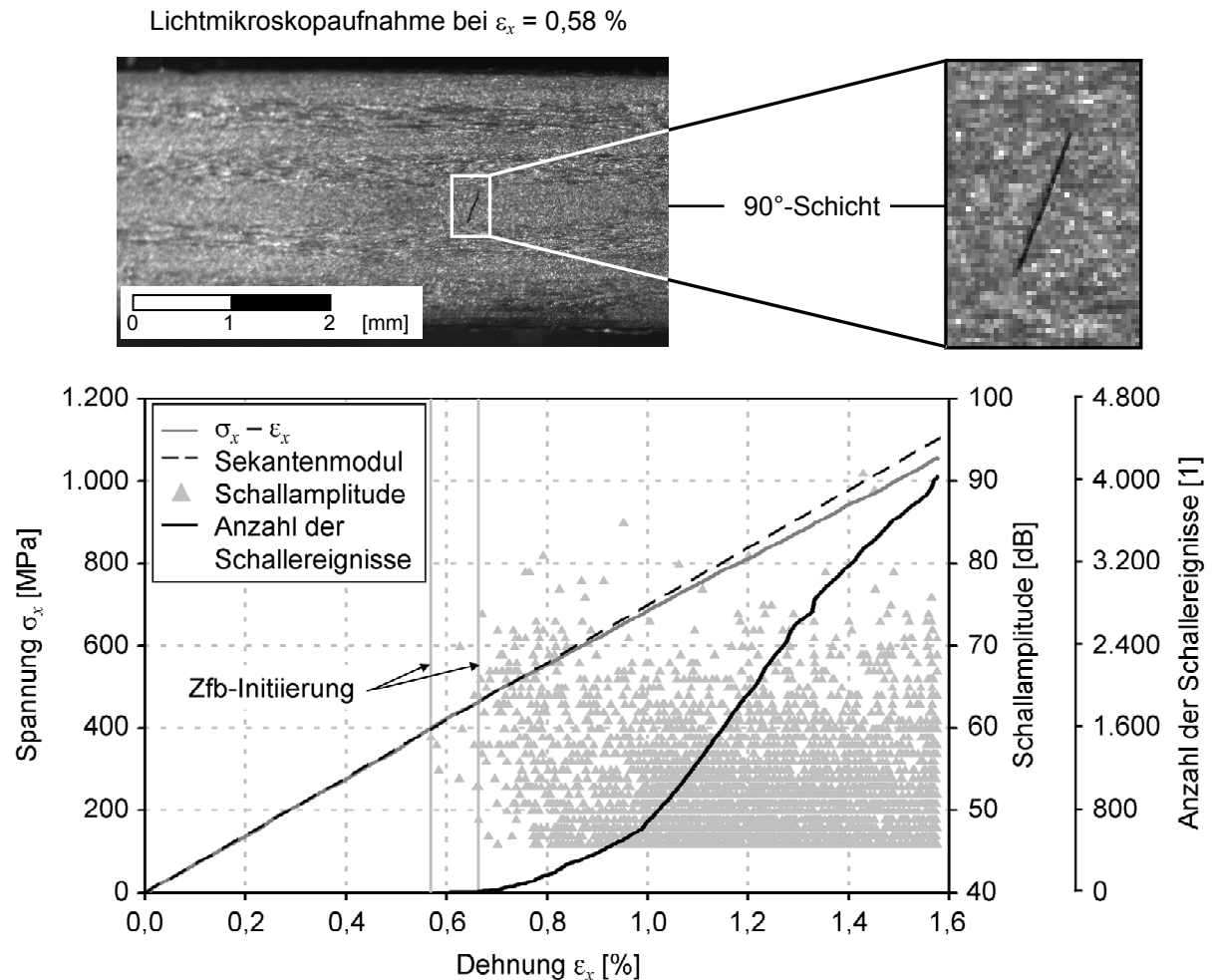


Abb. 5.1: Spannungs-Dehnungs-Verhalten einer [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Probe unter zügiger, einachsiger Zugbelastung parallel zur x -Richtung einschließlich versuchsbegleitender Schallemissionsmessung und Lichtmikroskopuntersuchung am freien Probenrand (Momentaufnahme mit hervorgehobenem Zfb) sowie daraus abgeleiteter Dehnungsbereich für Zfb-Initiierung

Laminats (57 %) umgerechnet; vgl. Gl. (4.5) bis (4.12) und (4.18) bis (4.31). Für die Prüfrichtung x ergab sich damit ein Zug-E-Modul und eine einfache Standardabweichung von 63.056 MPa bzw. 902 MPa sowie eine Zugfestigkeit von 805 ± 39 MPa, für die Richtung y ein Modul von 30.061 ± 1.615 MPa und eine Festigkeit von 256 ± 13 MPa. Ein t- und ein F-Test zum Vergleich der Mittelwerte bzw. der Varianzen der beiden [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminats für die Richtung x ergab, dass sich der Zug-E-Modul, dessen Varianz und die Zugfestigkeit mit einer statistischen Sicherheit von 99 % signifikant voneinander unterscheiden. Demgegenüber ist statistisch kein Unterschied der Varianzen der Festigkeit erkennbar. Für die Richtung y unterscheiden sich die Mittelwerte des Moduls und die Varianzen der Festigkeit mit einer statis-

tischen Sicherheit von 95 %. Die Zugfestigkeiten weichen mit 99 % statistisch sicher ab, wohingegen ein Unterschied der Varianzen des Moduls nicht feststellbar ist. Die Abweichungen der Zugmoduln und -festigkeiten beider Laminatarten können auf die unterschiedliche textile Konfiguration der 0°, ±45°- und 90°-Einzelschichten in den A1-, B/2- und A2-Gelegen im Vergleich zu den UD-MAG-Gelegen zurückgeführt werden (vgl. Abb. 5.2 – Abb. 5.5). Zur Verbesserung der Vorhersagegüte von mechanischen Kennwerten unvernähter und strukturell vernähter MAG-Laminatarten mit Hilfe des FE-EZ-Modells ist daher zu folgern, dass die experimentell ermittelten Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen der UD-MAG-Einzelschicht neben dem Fasertyp (HTS oder HTA) auch an den Gelegeaufbau und die Prüfrichtung angepasst werden müssen.

5.4 Schubversuche an unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminaten

Zur Kalibrierung der FE-EZ wurden unvernähte [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminatarten mit dem Three-rail-shear-Verfahren unter Scheiben-Schubbelastung geprüft (Prüfrichtung x und y , siehe Tabelle 4.2) und versuchsbegleitende SEA, wie in Kapitel 4.1.3 beschrieben, durchgeführt. Abb. 5.6 zeigt ein beispielhaft ausgewähltes Ergebnis der Schubprüfung am unvernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat bei Belastung in x -Richtung. Die mit Hilfe der SEA ermittelte Zfb-Rissbildung beginnt im Schiebungsbereich zwischen 0,24 und 0,91 % (1. bzw. 10. Schallereignis). Etwa in der Mitte dieses Bereichs weicht die Schubspannungs-Schiebungs-Kurve vom linearen Verlauf ab, und die Akustikaktivität nimmt zu.

Die Auswertung des Schubmoduls strukturell vernähter Probekörper ergab im Vergleich zum unvernähten Laminat eine zum Teil deutliche Reduktion in Höhe von bis zu 15 % (K 5). Im Gegensatz dazu konnte bei K 1, K 18 – K 20, K 25, K 28 und K 29 kein Einfluss des Vernähens auf den intralaminaren Schubmodul nachgewiesen werden. Aus mechanischer Sicht ist der Schubmodul (wie auch die Schubfestigkeit) unabhängig von der Belastungsrichtung, was für das unvernähte [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat bestätigt wurde, bei dem keine statistische Signifikanz der Prüfrichtung (F- und t-Test, Wahrscheinlichkeit jeweils 95 %) festzustellen war. Dahingegen unterscheiden sich 11 von 16 Nähkonfigurationen (K 1 im Vergleich zu K 17, K 2 zu K 18, usw.) statistisch (t-Test, Wahrscheinlichkeit 95 %) hinsichtlich der Belastungsrichtung. Eine Varianzanalyse (VA), die für ein Signifikanzniveau von 95 % mit allen Ein-

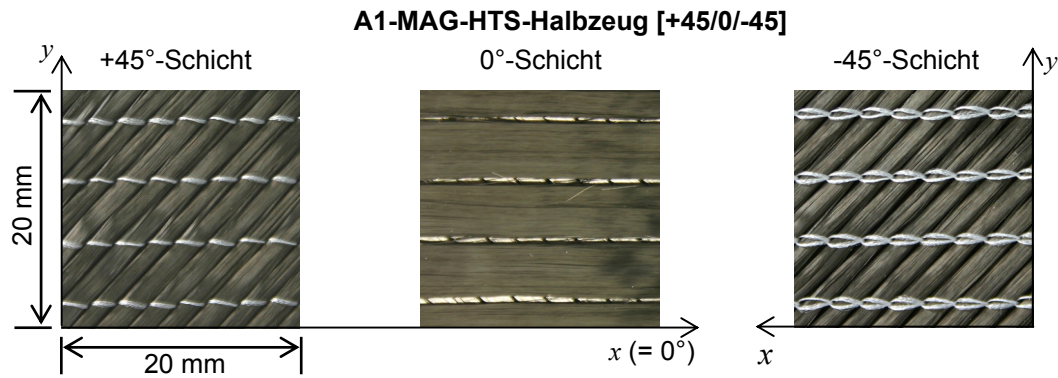


Abb. 5.2: links Draufsicht auf +45°-Schicht, Mitte 0°-Schicht mit entferntem MAG-Garn (Draufsicht) und rechts -45°-Schicht (Ansicht von unten)

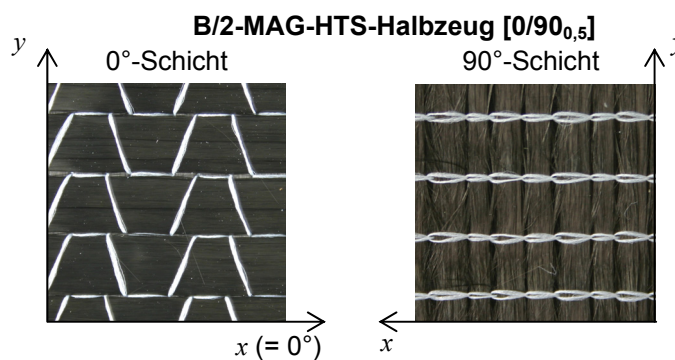


Abb. 5.3: links 0°-Schicht (Draufsicht), rechts 90°-Schicht (Ansicht von unten)

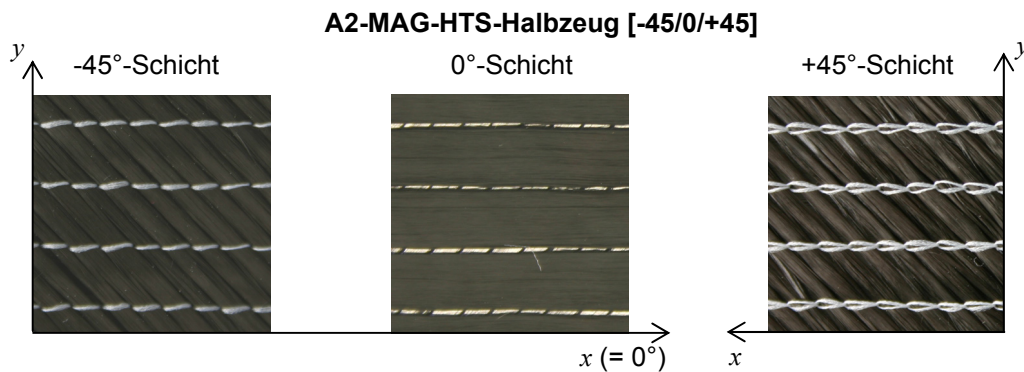


Abb. 5.4: links -45°-Schicht (Draufsicht), Mitte 0°-Schicht (Draufsicht, MAG-Garn entfernt) und rechts +45°-Schicht (Ansicht von unten)

UD-MAG-HTS-Halbzeug [90]

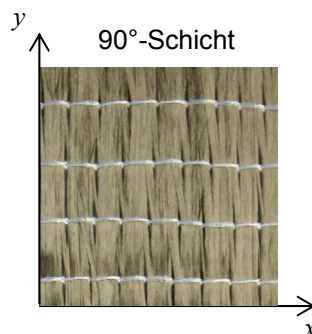


Abb. 5.5: 90°-UD-MAG-Halbzeug (Draufsicht)

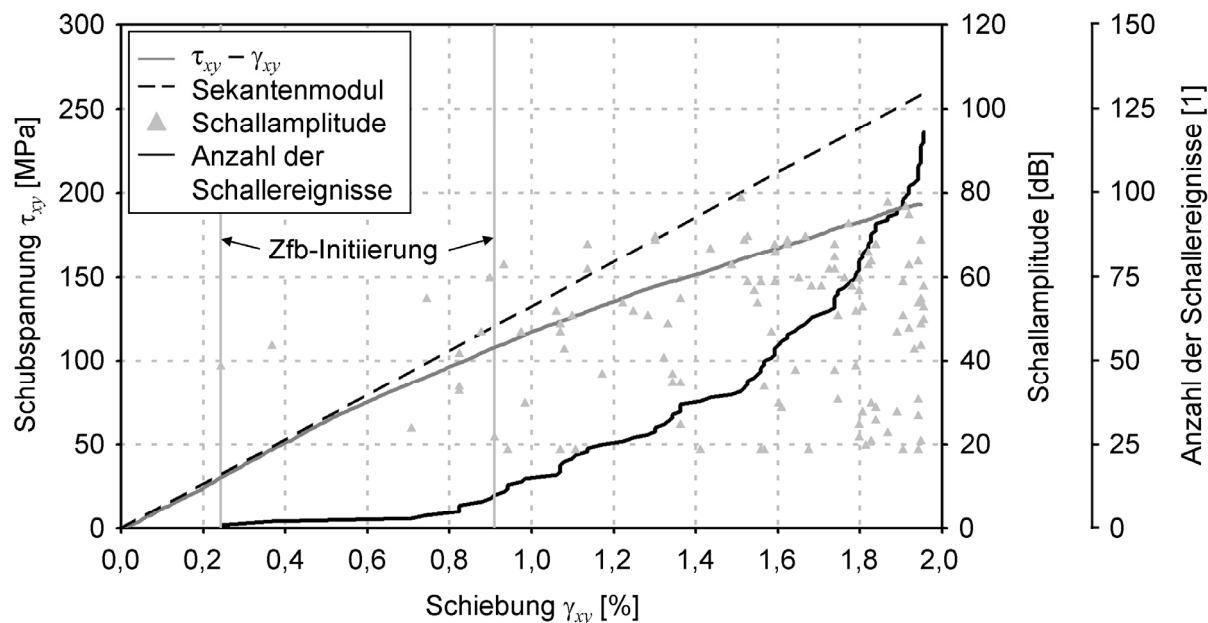


Abb. 5.6: Schubspannungs-Schiebungs-Verhalten einer unvernähten $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Probe unter zügiger Three-rail-Schubbelastung parallel zur x -Richtung einschließlich versuchsbegleitender Schallemissionsanalyse und daraus abgeleitetem Schiebungsbereich für Zfb-Initiierung

zelergebnissen der vernähten Laminaten (bezogen auf den Referenzwert der unvernähten Laminaten in Prüfrichtung x bzw. y , 180 Probekörper) durchgeführt wurde, bestätigt, dass die Belastungsrichtung den Scheiben-Schubmodul vernähter Laminaten mit einem Anteil von 23 % am deutlichsten beeinflusst, wobei sich in y -Richtung im Vergleich zur x -Richtung im Mittel ein um etwa 8 % höherer Modul ergab. An zweiter Stelle der VA steht die Garnfeinheit in Wechselwirkung mit der Nährichtung (5 % Anteil) und an dritter die Garnfeinheit ohne Wechselwirkung (4 % Anteil), wobei das 136-tex-Garn tendenziell eine größere Absenkung des Schubmoduls als das Garn mit 68 tex verursacht. Auffällig ist ein großer Wiederholungsfehler in Höhe von 56 %, der auf eine relativ große Streuung im System schließen lässt. Nahezu identische Ergebnisse ergaben sich bei einer VA (Signifikanzniveau 95 %), die für die Absolutwerte des Schubmoduls durchgeführt wurde (Belastungsrichtung 27 % Anteil, Wechselwirkung aus Garnfeinheit und Nährichtung 5 % Anteil, Garnfeinheit 4 % Anteil, Wiederholungsfehler 56 %). Bei der Auswertung der VA wird hier und im Folgenden auf die Aufführung von viert- und schlechter platzierten Parametern verzichtet, da diese nur einen geringen Einfluss auf den untersuchten Kennwert haben.

Strukturelles Vernähen reduziert die Schubfestigkeit ohne Ausnahme. Maximal ergab sich eine Reduktion in Höhe von 22 % für K 8 und minimal in Höhe von 9 % für K 17.

Die Verwendung eines 136-tex-Oberfadens hat dabei eine höhere Reduktion als ein 68-tex-Garn zur Folge (Ausnahmen K 14 und K 15). Eine VA mit einem Signifikanzniveau von 95 % über die vorhandenen 175 Einzelergebnisse bestätigte die Garnfeinheit als maßgeblichen Parameter mit einem Anteil von 8 % und einem Wiederholungsfehler von 67 %, gefolgt von der Näh- und Belastungsrichtung mit 6 bzw. 4 %. Der Einfluss des strukturellen Nähens auf Schubmodul und Schubfestigkeit von $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminaten ist in Abb. 5.7 in Abhängigkeit der z -Verstärkungsdichte und der Prüfrichtung dargestellt. Dabei werden die Kenngrößen der vernähten Probekörper (Mittelwert und SA) auf den zugehörigen Referenzwert des unvernähten Laminats bezogen. Tendenziell nehmen beide Kenngrößen mit zunehmender z -Verstärkungsdichte ab, wobei die Schubfestigkeit im Vergleich zum Modul stärker reduziert wird. Trotz großer experimenteller Streubreiten ist festzustellen, dass in Prüfrichtung x und durch die Verwendung eines 136-tex-Garns beide Größen stärker abgemindert werden als in Prüfrichtung y bzw. durch Vernähen mit einem 68-tex-Garn.

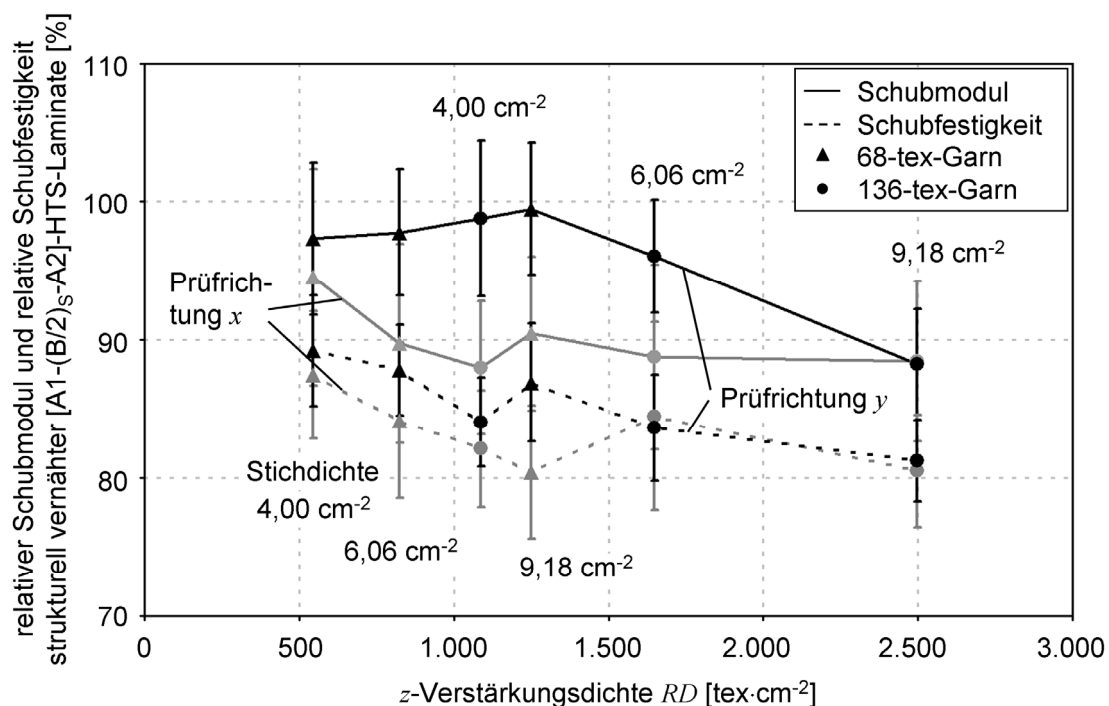


Abb. 5.7: Schubmodul und Schubfestigkeit strukturell vernähter $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminats in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Prüfrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

Aufgrund der sehr großen Standardabweichungen der gemessenen Schiebungen zwischen 25 und 85 % beim ersten, durch die SEA erfassten Zfb (vgl. Abb. 5.8), wurde auf eine weitere statistische Auswertung dieser Ergebnisse verzichtet. Die an-

gegebene Schiebung beim 1. Zfb sollte daher als unterste Grenze angesehen werden, ab der mit Zfb-Rissbildung zu rechnen ist. Die Auswertung der Schiebung beim 10. Zfb zeigt neben einer wesentlich geringeren Streuung, dass das strukturelle Vernähen den Zfb-Rissbildungsbeginn unter Schubbelastung um bis zu 40 % (K 21), im Vergleich zum unvernähten Laminat, reduzieren kann. Andererseits wurde für K 3 und K 25 eine Steigerung von 7 % bzw. 6 %, bei K 12 und K 22 keine wesentliche Beeinflussung festgestellt. Die durchgeführte VA (Signifikanzniveau 95 %, 96 Einzelergebnisse, 67 % Wiederholungsfehler) ergab einen maximalen Einfluss der Garnfeinheit mit einem Anteil von 21 %, wobei die Rissbildung bei Verwendung des 136-tex-Oberfadens tendenziell bei geringeren Schiebungen beginnt als bei einem 68-tex-Garn (vgl. Abb. 5.8). Den zweitgrößten Effekt hat die Stichlänge gefolgt von einer Wechselwirkung aus Stichlänge, Nährichtung und Teilung mit einem Anteil von 6 bzw. 5 %. Die detaillierten Ergebnisse der Schubprüfungen (Schubmodul und Schubfestigkeit sowie Zfb-Rissbildungsbeginn unter Schubbelastung) sind für die unvernähten und die strukturell vernähten Laminare (K 1 – K 32) in Form von Mittelwert und Standardabweichung im Anhang A 3, in Tabelle A 14 – Tabelle A 16 sowohl absolut als auch auf die Referenzgrößen des unvernähten Laminats bezogen aufgeführt.

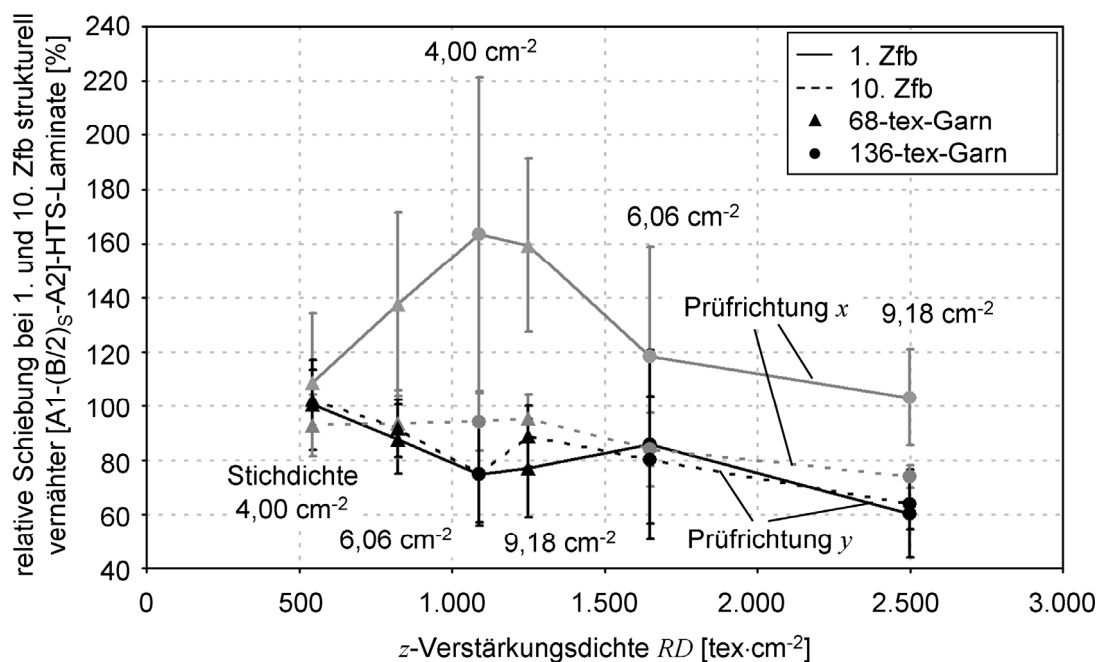


Abb. 5.8: Schiebung bei 1. und 10. Zfb strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminare in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Prüfrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

5.5 Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter Lamine nach Impaktbelastung

Um die Potenziale der strukturellen 3D-Verstärkung aufzuzeigen und eine ausreichende experimentelle Datenbasis bereitzustellen, wurde die Druckfestigkeit nach einer Impaktbeanspruchung von 30 J (ca. 12 J/mm) gemessen, wobei wiederum die Garnfeinheit, die Stichrichtung, das Stichmuster und die Belastungsrichtung variiert (K 1 – K 32) und die Ergebnisse mit dem unvernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat verglichen wurden. Dabei zeigte sich, dass strukturelles Vernähen zu einer Steigerung der CAI-Festigkeit im Vergleich zum unvernähten Laminat von bis zu 48 % (K 28, K 32) führt. Lediglich bei K 13 war eine leichte Reduktion in Höhe von 3 % und bei K 14 keine signifikante Änderung der Restdruckfestigkeit festzustellen. Die CAI-Festigkeit wird mit einem Anteil von 56 % (VA, Signifikanzniveau 95 %, 143 Einzelergebnisse, Wiederholungsfehler 30 %) im Wesentlichen durch die Prüfrichtung beeinflusst, wobei in y -Richtung die höheren Steigerungen, im Mittel 37 ± 14 %, zu erzielen sind (vgl. Abb. 5.9), während in Richtung x der mittlere Anstieg 10 ± 9 % beträgt. Mit 5 bzw. 2 % Anteil haben die Teilung sowie die Stichdichte den zweit- und drittgrößten Effekt. Ein signifikanter Einfluss der Garnfeinheit auf die Restdruckfestigkeit konnte nicht beobachtet werden. Zur Veranschaulichung dieser Ergebnisse wird in Abb. 5.9 die CAI-Festigkeit, bezogen auf die Referenzgröße des unvernähten Laminats, über der z -Verstärkungsdichte dargestellt. Bei beiden Prüfrichtungen nimmt die gemittelte Restdruckfestigkeit mit steigender z -Verstärkungsdichte tendenziell zu. Dies ist allerdings eher auf die Steigerung der Stichdichte als auf die Erhöhung der Garnfeinheit zurückzuführen. Beispielsweise sind die Mittelwerte der CAI-Festigkeit bei der maximalen Stichdichte von $9,18 \text{ cm}^{-2}$ für das 68-tex- und das doppelt so dicke 136-tex-Garn ($RD = 1.249 \text{ tex}\cdot\text{cm}^{-2}$ bzw. $2.498 \text{ tex}\cdot\text{cm}^{-2}$) für die jeweilige Prüfrichtung nahezu identisch.

Die Geometrie des Schädigungsbereiches auf der Vorderseite (Fläche und Impakttiefe) und der Rückseite (Fläche, Breite und Länge) sind in Abb. 5.10, Abb. 5.11 und Abb. 5.14 – Abb. 5.16 über der z -Verstärkungsdichte aufgetragen. Die Auswertung der Weißlichtprofilometrie-Aufnahmen der Probenvorderseiten ergab sowohl bei den unvernähten als auch bei den strukturell vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten eine kreisrunde Ausprägung des Impakt Schadens und damit eine direkte mathema-

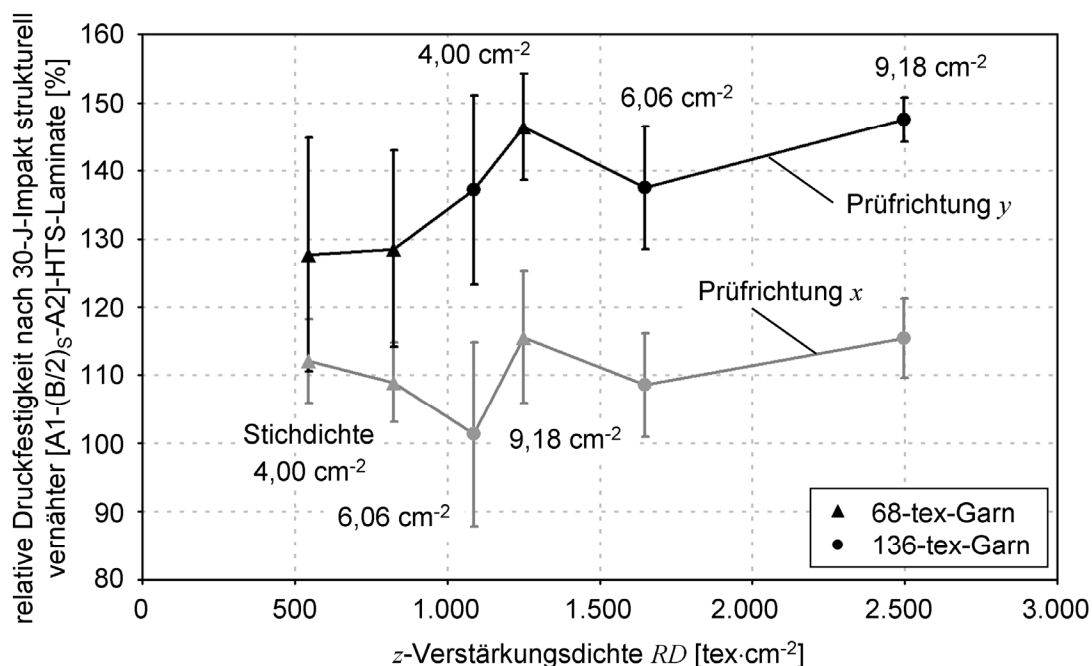


Abb. 5.9: Druckfestigkeit nach Impaktbelastung mit 30 J strukturell vernähter $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminats in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Prüfrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

tische Abhängigkeit zwischen Fläche und Durchmesser; siehe auch Abb. 4.5. Der Mittelwert der Schadensfläche vernähter Probekörper lag bei der Mehrzahl der Nähkonfigurationen innerhalb des Streubands des unvernähten Laminats (Ausnahmen K 6, K 10, K 21, K 22, K 26, K 27 und K 30 – K 32). Die Impaktfläche vernähter Laminats ist im Vergleich zum unvernähten Laminat, je nach Konfiguration, größer, kleiner oder auch gleich groß. Ein eindeutiger Trend konnte aber nicht beobachtet werden, was durch die VA mit einem Wiederholungsfehler von 97 % (Signifikanzniveau 95 %, 135 Einzelergebnisse) bestätigt wird; siehe auch Abb. 5.10.

Hinsichtlich der Impakttiefe (Abb. 5.11) war zu beobachten, dass diese durch die z -Verstärkung bei Prüfrichtung x (Probekörperausrichtung bei Entnahme aus Probenplatten parallel x) um bis zu 19 % (K 11) reduziert, bei einigen Konfigurationen K 4, K 6 und K 10 aber auch nicht beeinflusst wird. Bei Drehung der Probekörperausrichtung um 90° (Prüfrichtung y) wird die Impakttiefe um bis zu 44 % (K 30) erhöht, wobei keine Veränderung bei K 25 festgestellt wurde; vgl. Abb. 5.11. Die durchgeführte VA (Signifikanzniveau 95 %, 131 Einzelergebnisse, Wiederholungsfehler 40 %) bestätigt die Prüfrichtung mit einem 45 %-Anteil als maßgeblichen Einflussfaktor, wohingegen die Effekte weiterer Parametereinstellungen einen Anteil von kleiner oder gleich 3 %

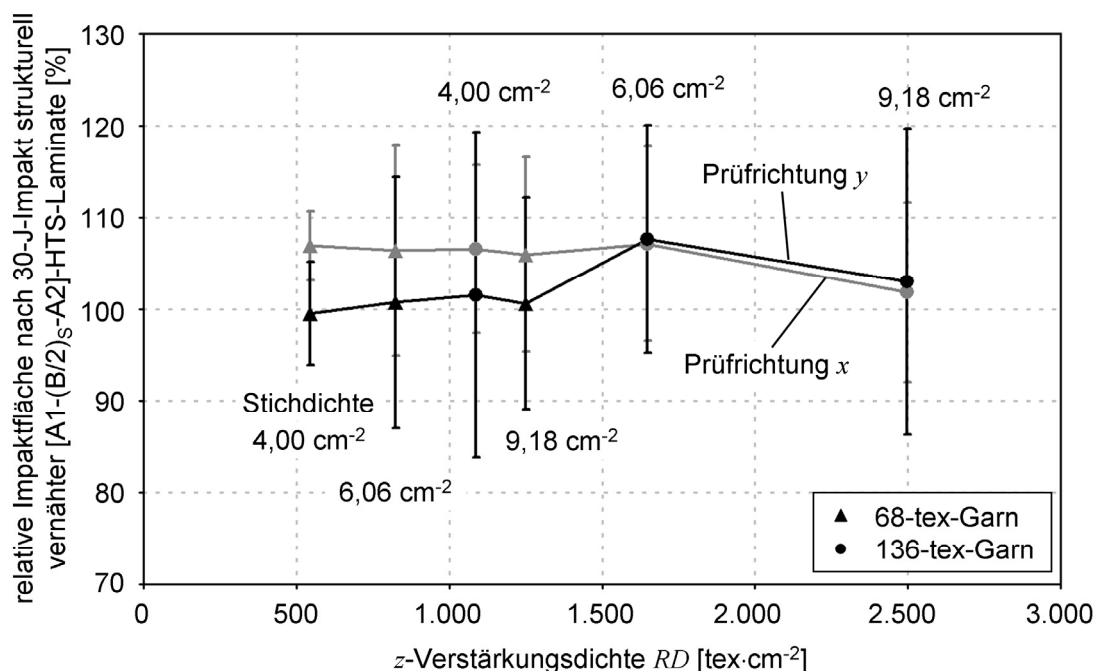


Abb. 5.10: Impactfläche nach Impactbelastung mit 30 J strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminare in Abhängigkeit von z-Verstärkungsdichte und Prüfrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

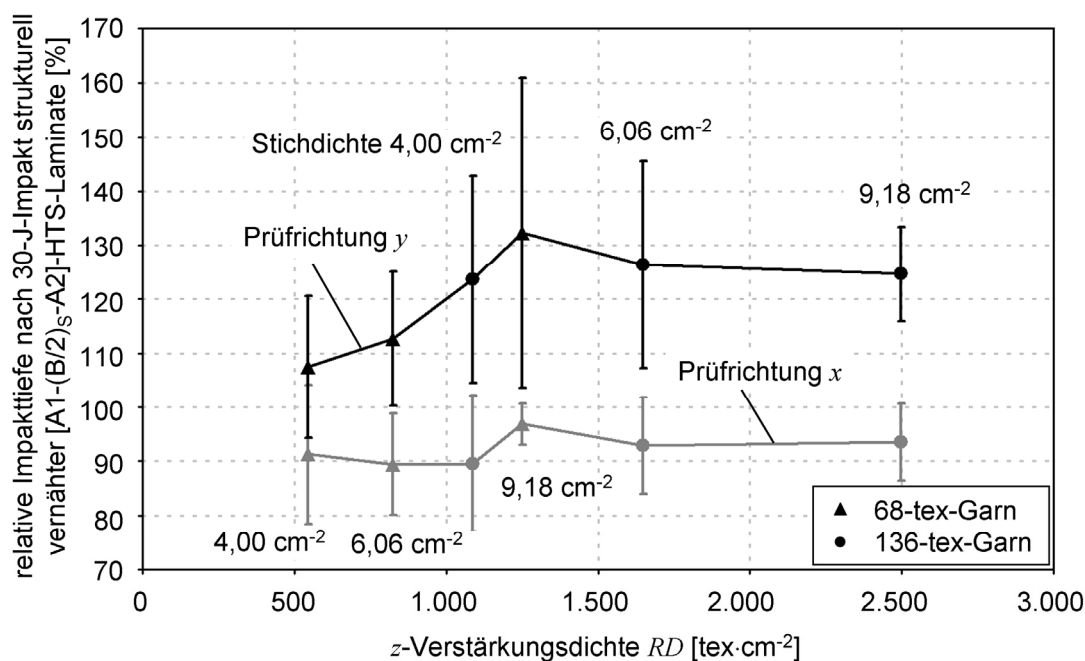


Abb. 5.11: Impacttiefe nach Impactbelastung mit 30 J strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminare in Abhängigkeit von z-Verstärkungsdichte und Prüfrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

haben. Die Auswertung der Vorderseite (Fläche und Impacttiefe) der impactbeanspruchten Probekörper zeigt, dass die Impactfläche und -tiefe durch strukturelles Vernähen beeinflusst werden kann. Die gemessenen Größen und die jeweilige Para-

metereinstellung können allerdings nicht mit der CAI-Festigkeit korreliert werden. Die Prüfrichtung hat zwar sowohl auf die Restdruckfestigkeit als auch auf die Impakttiefe einen signifikanten Einfluss, allerdings wird die Festigkeit in beiden Prüfrichtungen gesteigert, wohingegen die Impakttiefe in Prüfrichtung x reduziert, in Prüfrichtung y aber gesteigert wird. Auch konnte weder für die Fläche noch für die Tiefe der Impakt-schädigung ein Effekt der Stichdichte nachgewiesen werden.

Die Röntgenbilder und die CT-Untersuchungen zeigten im Innern der schlagbeanspruchten, vernähten Probekörper Schädigungsbereiche, die ähnlich groß waren wie die, die auf der Rückseite von außen sichtbar waren; vgl. Abb. 5.12 und Abb. 5.13. Die Schadensflächen auf der Probenrückseite nehmen durch die eingebrachte 3D-Verstärkung im Vergleich zum unvernähten Laminat ausnahmslos ab (Abb. 5.14), wobei die Verwendung eines 136-tex-Garns zu einer größeren Reduktion der Fläche führt als ein Nähgarn mit einer Garnfeinheit von 68 tex (Ausnahmen K 16 und K 31). Bei K 24 bildet sich ein minimaler Schlagschaden in Höhe von 28 % (Referenz unvernähtes Laminat) aus. Die geringste Reduktion des geschädigten Bereichs (26 %) war bei K 25 zu beobachten. Den bedeutensten Einfluss auf die Schadensfläche hat die Garnfeinheit (Anteil 18 %, Signifikanzniveau der VA 95 %, 114 Einzelergebnisse, Wiederholungsfehler 46 %), gefolgt von Stichlänge, Teilung und einer Wechselwirkung aus Prüfrichtung und Stichdichte (Anteil jeweils 5 %).

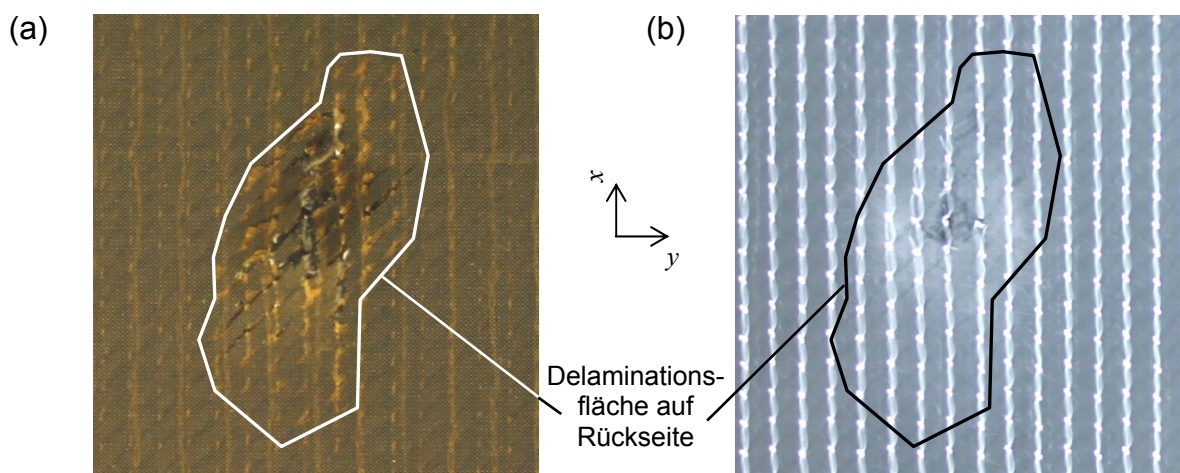


Abb. 5.12: Fotografie (a) der Rückseite und Röntgenbild (b, projiziert in negative z -Richtung) eines impaktbeanspruchten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Probekörpers mit Delaminationsfläche (Konfiguration K 8)

Die vermessenen Längen der Schadensbereiche auf der Probenrückseite zeigen eine den Flächen entsprechende Tendenz; Abb. 5.15. Strukturelles Vernähen reduziert

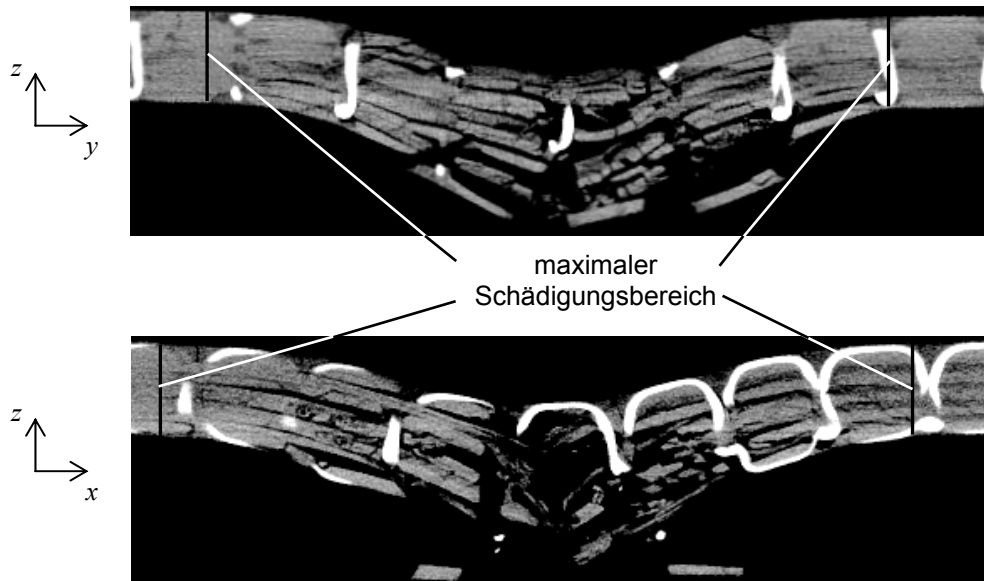


Abb. 5.13: Mikro-CT-Aufnahmen eines impactbeanspruchten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Probekörpers (Konfiguration K 8)

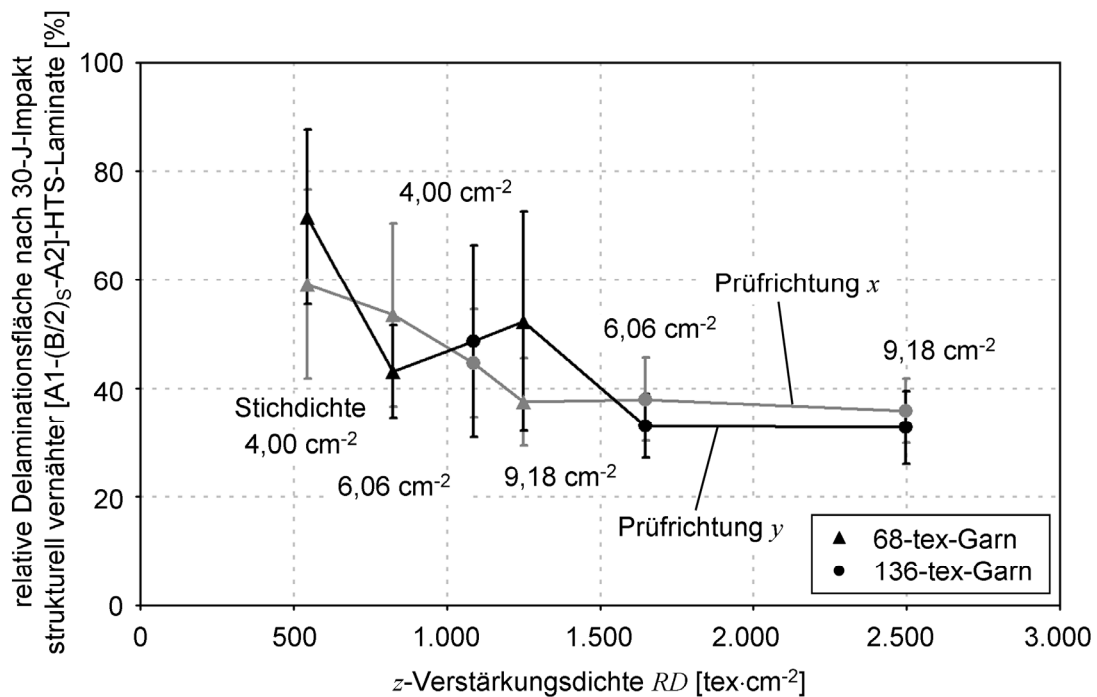


Abb. 5.14: Delaminationsfläche auf der Rückseite strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminare in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Prüfrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats) nach Impactbelastung mit 30 J

die Schadenslänge, wobei der Effekt des stärkeren Garns tendenziell größer ist. Die maximale Länge beträgt 88 % (K 11) der Schadenslänge des unvernähten Probekörpers, die minimale 26 % (K 24). Als Parameter mit dem größten Einfluss (VA, Signifikanzniveau 95 %, 109 Einzelergebnisse, Wiederholungsfehler 31 %) wurde die

Nähgarnfeinheit mit einem Anteil von 19 % identifiziert. Den zweit- und den drittgrößten Effekt haben die Nährichtung bzw. die Teilung (jeweils 6 % Anteil).

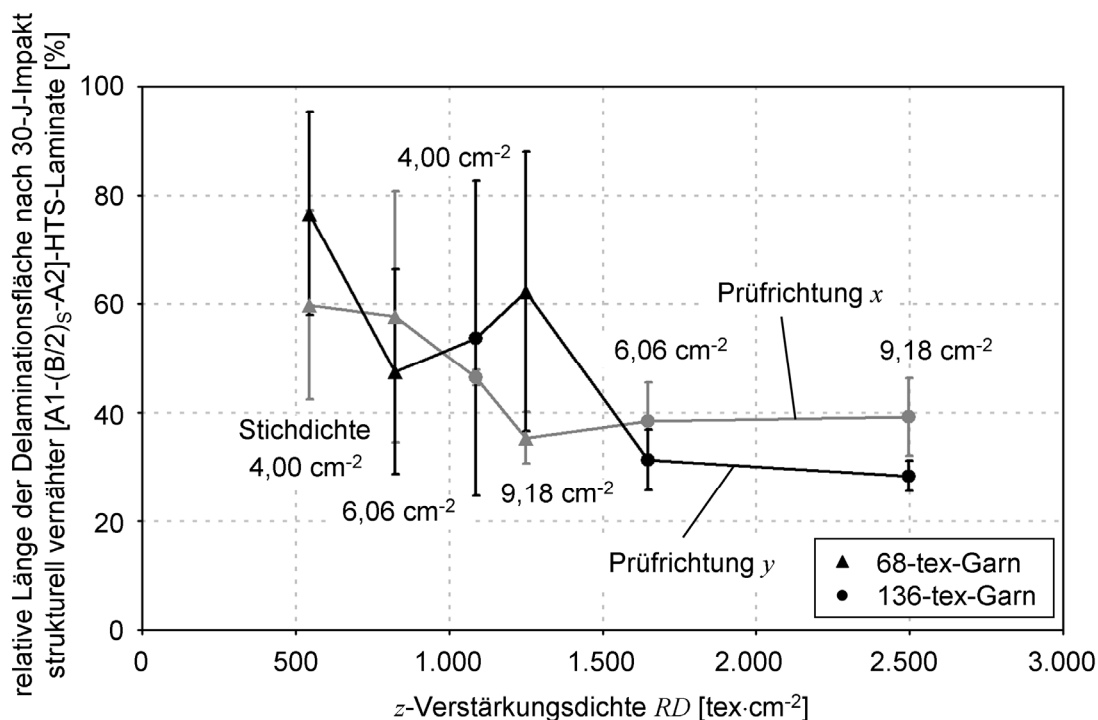


Abb. 5.15: Länge der Delaminationsfläche auf der Rückseite strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminare in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Prüfrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats) nach Impactbelastung mit 30 J

Im Gegensatz zu Fläche und Länge wird die Schadensbreite (Abb. 5.16) durch strukturelles Vernähen tendenziell erhöht. Mit einem Wiederholungsfehler von 79 % (VA, Signifikanzniveau 95 %, 111 Einzelergebnisse), der auf die großen Streuungen im System zurückzuführen ist, wurde die Nährichtung mit einem Anteil von 8 % als maßgeblicher Parameter identifiziert. An zweiter und dritter Stelle stehen die Wechselwirkungen aus Prüf-, Nährichtung und Teilung (5 % Anteil) bzw. aus Nährichtung und Teilung (4 % Anteil).

Die Einflüsse der Parametereinstellungen auf die Schadensgeometrie der Delaminationsfläche (Fläche, Breite und Länge auf der Probekörperückseite) können nicht mit den Ergebnissen der CAI-Festigkeit in Übereinstimmung gebracht werden. Eine mit steigender z -Verstärkungsdichte zunehmende Restdruckfestigkeit kann zwar mit einer abnehmenden Fläche und Länge korreliert werden, signifikante Effekte der Prüfrichtung und der Stichdichte auf Delaminationsfläche, -länge und -breite konnten hingegen nicht nachgewiesen werden. Diese Ergebnisse zeigen, dass bei strukturell

vernähten Laminaten von der Ausprägung eines Impaktschadens nicht unmittelbar auf die zu erwartende Restdruckfestigkeit geschlossen werden kann. Im Anhang A 3, Tabelle A 17 – Tabelle A 22, sind die ausführlichen Ergebnisse der CAI-Prüfungen (Restdruckfestigkeit und Schadensgeometrie) für die unvernähten und die strukturell vernähten Lamine (K 1 – K 32) angegeben.

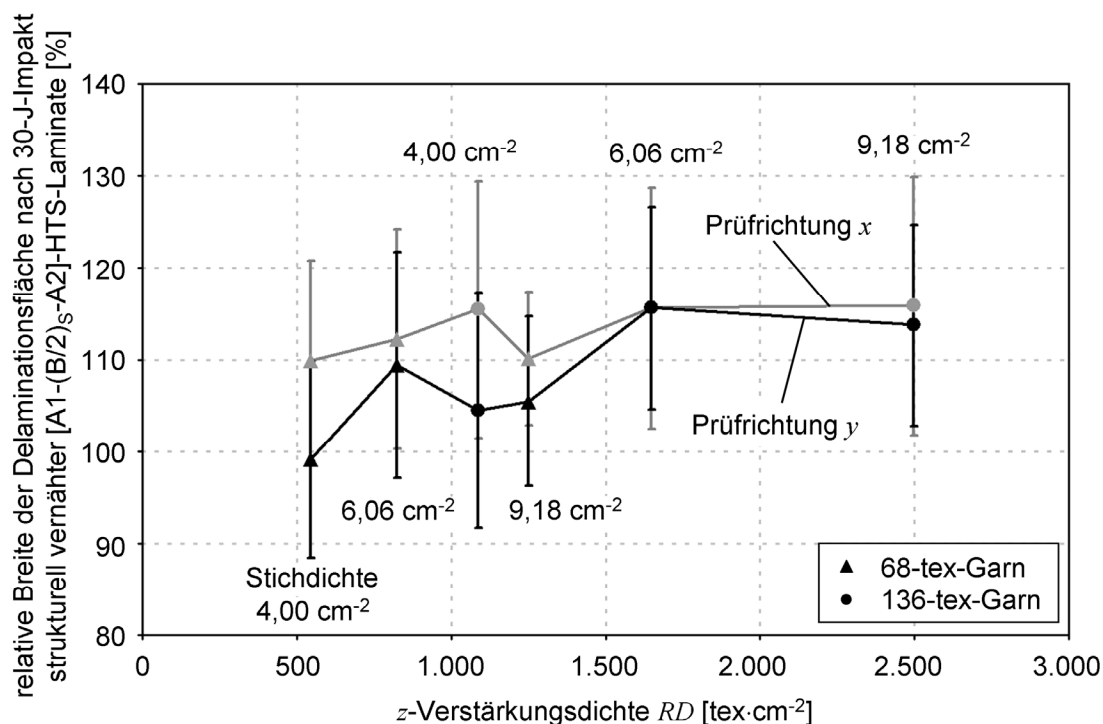


Abb. 5.16: Breite der Delaminationsfläche auf der Rückseite strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Prüfrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats) nach Impaktbelastung mit 30 J

5.6 Interlaminare Energiefreisetzungsrate unter Mode-1-Belastung unvernähter und strukturell vernähter Lamine

Das Einbringen einer 3D-Verstärkung kann die interlaminare Rissausbreitung behindern. Zur Untersuchung dieses Effekts wurde die scheinbare Energiefreisetzungsrate G_{IR} von strukturell vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten unter Mode-1-Belastung ermittelt und mit Ergebnissen von unverstärkten Laminaten (G_{IC}) verglichen. Bereits unter geringer Zugbelastung in Laminatdickenrichtung (z -Richtung) wächst, ausgehend vom eingebrachten Anriss, der Riss in der xy -Ebene (Delaminationsebene) teils in der Matrix, teils in der Faser/Matrix-Grenzfläche entlang der x - bzw. y -Richtung. Die Lasten werden von den delaminierten Bereichen sukzessive in Nähgarne umgelagert, die Nähfäden werden „aktiviert“. Prüfkraft, Rissöffnung in z -Richtung und Riss-

länge in x - bzw. y -Richtung steigen an, bis die Tragfähigkeit der ersten Stichreihe und damit die maximal ertragbare Kraft erreicht ist. Mit dem Versagen der ersten Stichreihe nimmt die Prüfkraft schlagartig ab (siehe Abb. 4.9), Rissöffnung und -länge nehmen zu und weitere Nähfäden werden „aktiviert“, wodurch die Kraft wieder leicht ansteigen kann. Mit dem Erreichen der Tragfähigkeit der zweiten Stichreihe fällt die Prüfkraft zunächst wieder schlagartig ab. Risswachstum, Nähfadenaktivierung gefolgt von moderatem Kraftanstieg, Fadenversagen und Kraftabfall wiederholen sich. Zusätzlich zu dem beschriebenen Versagensverhalten entstehen vereinzelt Faserbrücken zwischen Schichten gleicher Orientierung, wenn der Rissfortschritt parallel zur Faserorientierung erfolgt; siehe Abb. 5.17. Im Falle der $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminat sind dies die 90° -Schichten der $(B/2)_S$ -MAG bei einem Rissfortschritt in y -Richtung (K 17 – K 32).

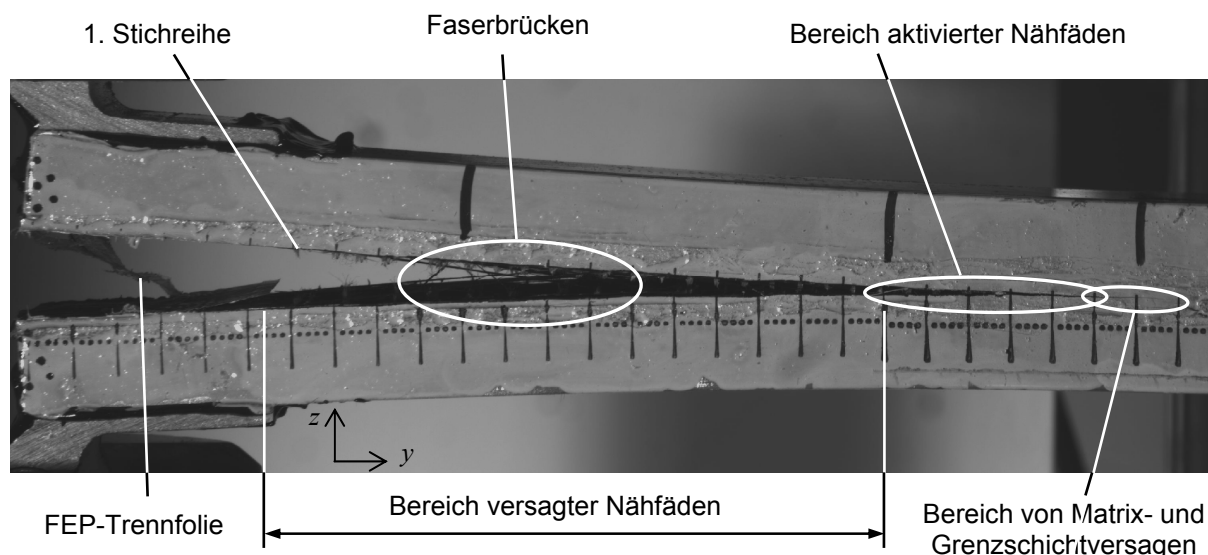


Abb. 5.17: G_{IR} -Prüfung mit interlaminarem Delaminationsriss, versagten und aktivierten Nähfäden sowie Faserbrücken (Konfiguration K 32)

Die Auswertung der $G_{IC, IR}$ -Prüfung erfolgte im Rahmen dieser Arbeit nach der Flächenmethode (AM) und der Nachgiebigkeits-Kalibrierungsmethode (CC). Auf eine ausführliche Diskussion der CC-Ergebnisse wird an dieser Stelle verzichtet, da sie einerseits lediglich einen Vergleich mit entsprechender Literatur ermöglichen sollen. Andererseits bewegen sich die Energiefreisetzungsraten nach AM und CC auf ähnlichem Niveau, wobei die Flächenmethode die konservativeren Werte liefert; siehe Abb. 5.18. Durch strukturelles Vernähen wird die Energiefreisetzungsrate zum Teil erheblich gesteigert. Insbesondere die Verwendung des 136-tex-Oberfadens führt, in

Verbindung mit der maximalen Stichanzahl, bis zu einer dreifachen Erhöhung von G_{IR} bei Rissfortschritt in x -Richtung (K 16). In Richtung y kann im Vergleich zum unvernähten Laminat sogar eine Steigerung von G_{IR} bis zu einem Faktor von fünf erzielt werden (K 32). Abb. 5.18 veranschaulicht den Einfluss von z -Verstärkungsdichte und Richtung des Rissfortschritts auf die scheinbare Energiefreisetzungsrates. Durch Erhöhung der z -Verstärkungsdichte kann G_{IR} deutlich gesteigert werden, wobei das Steigerungspotenzial beim Rissfortschritt in y -Richtung deutlich höher ist. Die VA (Signifikanzniveau 95 %, 146 Einzelergebnisse, Wiederholungsfehler 4 %) bestätigt die Garnfeinheit mit einem Anteil von 34 % als den maßgeblichen Einflussparameter, gefolgt von der Rissfortschrittsrichtung (30 %) und der Stichlänge (10 %). Drei weitere Varianzanalysen, die für die Gesamtheit der absoluten G_{IR} -Kennwerte sowie für Rissfortschrittsrichtung x und y getrennt durchgeführt wurden, ergaben einen Einfluss der Garnstärke von über 53 % gefolgt von Teilung und Stichlänge mit Anteilen größer gleich 11 %. Bei der Betrachtung aller absoluten Messwerte konnte für die Rissfortschrittsrichtung kein signifikanter Einfluss festgestellt werden. Die unterschiedlichen Ergebnisse der VA unter Berücksichtigung relativer oder absoluter Kennwerte ist darauf zurückzuführen, dass sich die Absolutwerte der unvernähten Referenzen für beide Rissfortschrittsrichtungen deutlich unterscheiden, während die absoluten G_{IR} -Werte der vernähten Lamine auf ähnlich hohem Niveau liegen.

Neben der Energiefreisetzungsrates wurde auch der Einfluss der 3D-Verstärkung auf die ertragene Maximalkraft untersucht; siehe Abb. 5.19. Auffällig ist, dass die beim unvernähten Laminat in Rissfortschrittsrichtung y gemessene Maximalkraft trotz geringerer Biegesteifigkeit höher als in x -Richtung ist. Zurückgeführt werden kann dies auf Faserbrücken in den 90° -Schichten der $(B/2)_S$ -MAG. Strukturelles Vernähen führt tendenziell zu einem Kraftanstieg, der mit zunehmender z -Verstärkungsdichte gesteigert werden kann. Mit Ausnahme von K 29 ergab ein 136-tex-Oberfaden im Vergleich zum 68-tex-Garn eine höhere Maximalkraft. Bezogen auf das unvernähte Laminat konnten bei Rissfortschritt in x -Richtung höhere Kraftsteigerungen bis maximal 80 % (K 16) erreicht werden als beim Rissfortschritt in y -Richtung (maximale Erhöhung 47 % bei K 24). Mit einem Anteil von 24 % weist die VA (Signifikanzniveau 95 %, 143 Einzelergebnisse, Wiederholungsfehler 6 %) der Rissfortschrittsrichtung den größten Einfluss zu. An zweiter und dritter Stelle stehen Teilung (21 %) und Garnfeinheit (17 %). Eine direkte Korrelation zwischen der ertragbaren Maximalkraft

und der Energiefreisetzungsrate ist nicht möglich. Beide Größen steigen zwar mit größer werdender z -Verstärkungsdichte an, allerdings wirkt sich die Rissfortschrittsrichtung gegensätzlich auf den jeweiligen Kennwert aus. Die detaillierten Ergebnisse der G_{IR} -Prüfungen sind im Anhang A 3, in Tabelle A 23 – Tabelle A 25 angegeben.

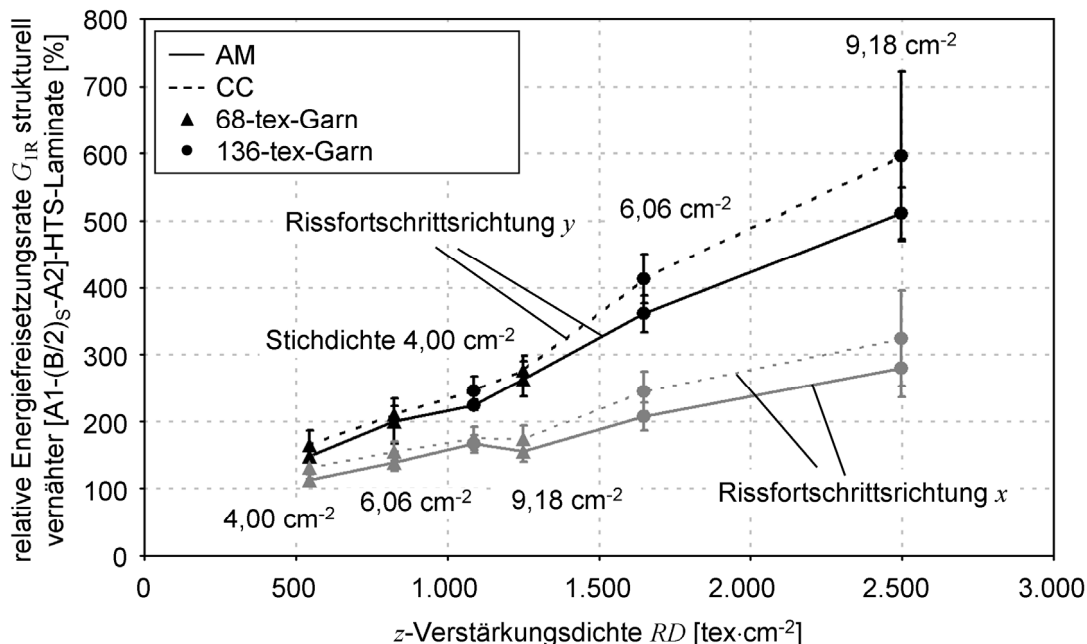


Abb. 5.18: Energiefreisetzungsrate G_{IR} nach Flächenmethode AM und Nachgiebigkeits-Kalibrierungsmethode CC strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminats in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Rissfortschrittsrichtung (bezogen auf Referenz des unvernähten Laminats)

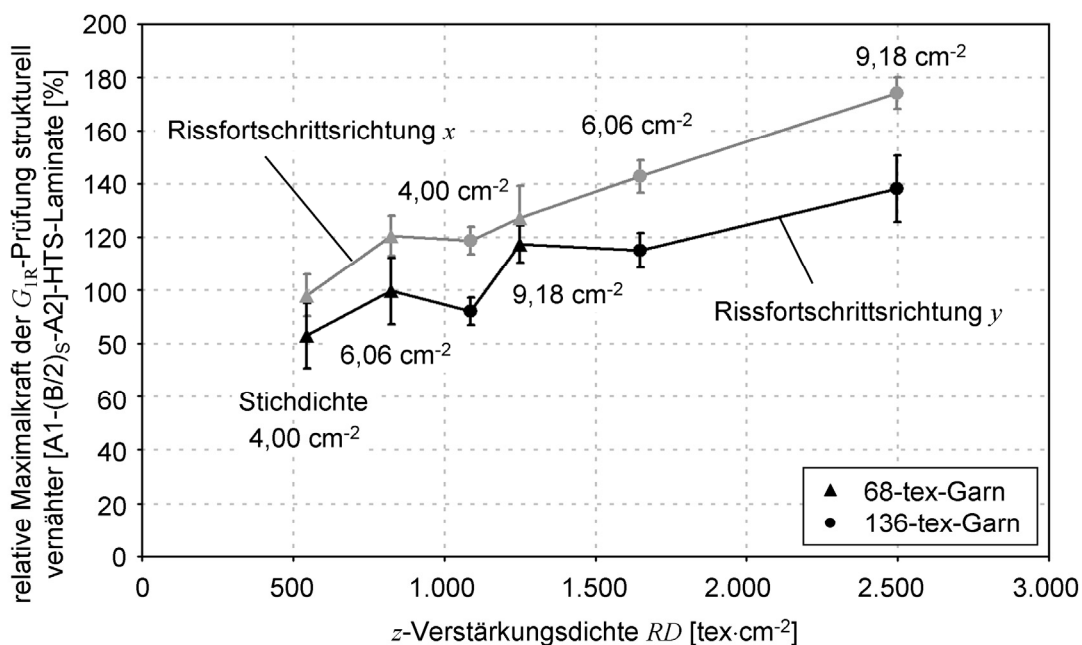


Abb. 5.19: Maximalkraft der G_{IR} -Prüfung strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminats in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Rissfortschrittsrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

6 Modellierung strukturell vernähter MAG-Lamine

6.1 Einheitszellenmodellierung des Elastizitäts- und Versagensverhaltens

Das entwickelte FE-EZ-Modell ermöglicht die Abschätzung von Elastizitäts- und Festigkeitskennwerten von unvernähten und strukturell vernähten MAG-Laminen unter Scheiben-Zug- ([245] – [247]), -Druck- und -Schubbelastung. Die Berechnung der Laminatfestigkeit basiert dabei auf einer iterativen Einzelschicht-Versagensanalyse, womit sowohl das Schädigungsverhalten infolge von Z_{fb} und M_b und der Ort des eintretenden Totalversagens als auch das ebene Spannungs-Dehnungs-Verhalten strukturell vernähter Lamine simuliert werden kann. Die Auswertung des Zug-, Druck- und Schubversagensverhaltens ergab, dass M_b nur vereinzelt im Bereich der Spitzen der Fehlstelle auftritt. Es ist davon auszugehen, dass die Ursache hierfür eine numerische Singularität infolge des Steifigkeitssprungs zwischen Gelege- und Fehlstellenbereich ist. Da der Einfluss von M_b auf die Gesamtfestigkeit des Laminats aber vernachlässigbar ist, wird im Folgenden auf die Darstellung dieser Schädigungsform verzichtet.

Der Kalibrierung des EZ-Modells (Abb. 6.1) wurden die Ergebnisse der experimentellen Charakterisierung der strukturell unvernähten UD-MAG-Einzelschicht (Sekantenmodul und Festigkeit) zugrunde gelegt. Um repräsentative Elastizitäts- und Festigkeitskenngrößen für die Einheitszellenmodellierung unvernähter und strukturell vernähter MAG-Lamine festzulegen, wurden die UD-MAG-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte auf die Faservolumengehalte φ der unvernähten [A1-B-A2]-, [A1-A2]- und [B]₂-HTA-Lamine unter Scheiben-Zugbelastung, der unvernähten [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Lamine unter Scheiben-Druckbelastung und der unvernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine unter Scheiben-Schubbelastung umgerechnet; vgl. Gl. (4.5) bis (4.12) und (4.18) bis (4.31). Mit den umgerechneten Kennwerten wurden anschließend Modul und Festigkeit der entsprechenden MAG-Lamine unter Zug-, Druck- und Schubbelastung für beide Prüfrichtungen (sog. Eingangs-E-Modul und Eingangsfestigkeit) mit Hilfe des Laminatanalyseprogramms LION ermittelt und mit den Ergebnissen aus dem Zug-, Druck- und Schubversuch (Tabelle 5.4, Tabelle A 4 – Tabelle A 7, Tabelle A 14, Tabelle A 15 und Tabelle A 29, Anhang A) verglichen.

Je nach Laminat und Belastung ergaben sich beim Modul und bei der Festigkeit Abweichungen zwischen -7 und +22 % (siehe Tabelle 6.1) bzw. zwischen -41 und +2 %. Durch eine Sensitivitätsanalyse wurde festgestellt, dass die Scheiben-Elastizi-

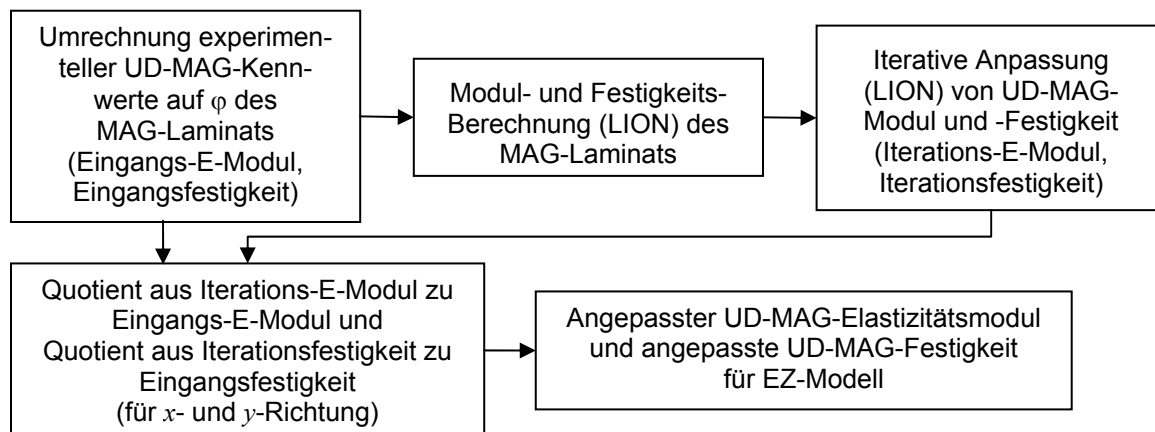


Abb. 6.1: Vorgehen zur Ermittlung repräsentativer UD-MAG-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte zur Einheitszellenmodellierung

Tabelle 6.1: Modul- und Festigkeitsabweichung zwischen Berechnung und Experiment sowie Quotient aus Ausgangs- und Iterationskennwert unvernähter MAG-HTA- und -HTS-Laminat

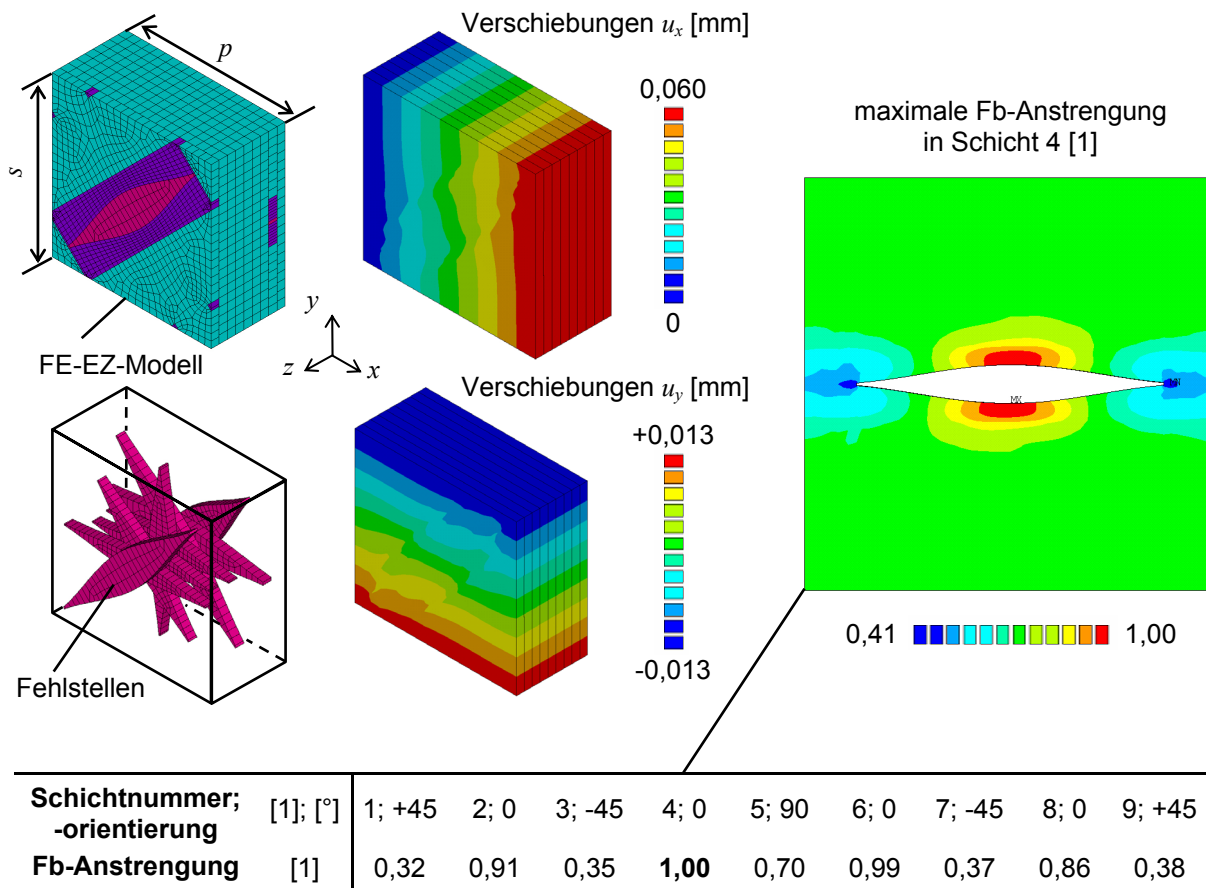
Bezeichnung, Aufbau	Prüfrichtung (Spannungs-Verzerrungs-Kurve)	Abweichung des Moduls zwischen Berechnung und Experiment	Quotient (Mittelwert) aus Ausgangs- und Iterations-E-Modul	Abweichung der Festigkeit zwischen Berechnung und Experiment	Quotient (Mittelwert) aus Ausgangs- und Iterations-Festigkeit
		[%]		[%]	
[B] ₂ -HTA-Laminat		-7		-12	
[A1-A2]-HTA-Laminat	$x (\sigma_x^t - \varepsilon_x^t)$	-6	1,07	-26	1,25
[A1-B-A2]-HTA-Laminat		-5		-20	
[B] ₂ -HTA-Laminat		0		-10	
[A1-A2]-HTA-Laminat	$y (\sigma_y^t - \varepsilon_y^t)$	1	0,97	-	1,08
[A1-B-A2]-HTA-Laminat		6		-5	
[A1-(B/2) _S -A2] ₂ -HTA-Laminat	$x (\sigma_x^c - \varepsilon_x^c)$	3	0,96	-41	1,60
[A1-(B/2) _S -A2] ₂ -HTA-Laminat	$y (\sigma_y^c - \varepsilon_y^c)$	3		-36	
[A1-(B/2) _S -A2]-HTS-Laminat	$x (\tau_{xy} - \gamma_{xy})$	21	0,78	-4	1,07
[A1-(B/2) _S -A2]-HTS-Laminat	$y (\tau_{yx} - \gamma_{yx})$	22		-10	

t, c einachsige Scheiben-Zug-/Druckbelastung

täts- und -Festigkeitseigenschaften der multidirektional verstärkten MAG-Laminatensignifikant nur vom Elastizitätsmodul und der Festigkeit der UD-MAG-Einzelschicht parallel zur Faserrichtung beeinflusst werden. Daher wurden E-Modul und Festigkeit der UD-MAG-Einzelschicht für jedes der geprüften multidirektionalen MAG-Laminatens und für beide Prüfrichtungen iterativ angepasst (sog. Iterations-E-Modul bzw. Iterations-Festigkeit), bis das experimentelle Ergebnis mit einer Genauigkeit von 0,1 % rechnerisch reproduziert wurde. Schließlich wurde für jedes Laminat und jede Belastungsrichtung der Quotient aus Ausgangs- und Iterations-E-Modul bzw. Ausgangs- und Iterationsfestigkeit gebildet und mit dem entsprechenden Eingangskennwert multipliziert. Für die zugbelasteten [A1-B-A2]-, [A1-A2]- und [B]₂-HTA-Laminatens wurden, wie in Tabelle 6.1 angegeben, für die x - und y -Richtung arithmetische Mittelwerte berechnet. Zur Kennwertanpassung der druckbelasteten [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Laminatens und der schubbelasteten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminatens musste hinsichtlich der Prüfrichtung keine Unterscheidung vorgenommen werden. Im Folgenden sind der EZ-Modellierung, soweit nicht anders angegeben, lineare Spannungs-Verzerrungs-Beziehungen zugrunde gelegt.

6.1.1 Scheiben-Zugfestigkeit

Das mit dem FE-EZ-Modell rechnerisch abgeschätzte Versagensverhalten strukturell vernähter Laminatens wird am Beispiel der Konfiguration K 1 exemplarisch dargestellt. Abb. 6.2 zeigt das EZ-Modell mit der Darstellung von Fehlstellen, die für eine iterativ ermittelte Bruchdehnung von $\varepsilon_{x, \text{ult}}^t = 0,012$ aufgebrachten Verschiebungen u_x und u_y entsprechend den Randbedingungen aus Tabelle 4.3, die Fb-Anstrengungen und deren Maximum (fett hervorgehoben, siehe Tabelle) sowie die Schädigungsformen im Gelege. Nach abgeschlossener FE-Versagensanalyse erreicht die maximale Fb-Anstrengung ($\sigma_1 > 0$) im Bereich der größten Fehlstellenausprägung von Schicht 4 (Orientierung in Belastungsrichtung x) den Wert 1,00, was definitionsgemäß als Laminatensversagen zu interpretieren ist. In den übrigen parallel zur Prüfrichtung orientierten Einzelschichten liegt die Fb-Anstrengung zwischen 0,86 und 0,99. Die Höhe der Fb-Anstrengung hängt dabei vom Versagensverhalten angrenzender Nachbarschichten und von der Geometrie der Fehlstelle ab. So stellen sich in Schicht 4 und Schicht 6, die eine ähnliche Fehlstellengeometrie besitzen, die höchsten Anstrengungen (1,00 bzw. 0,99) ein, da in der zwischenliegenden 90°-Schicht der größte



vorhergesagte Schädigungsformen im Gelegebereich eines strukturell vernähten MAG-Laminats

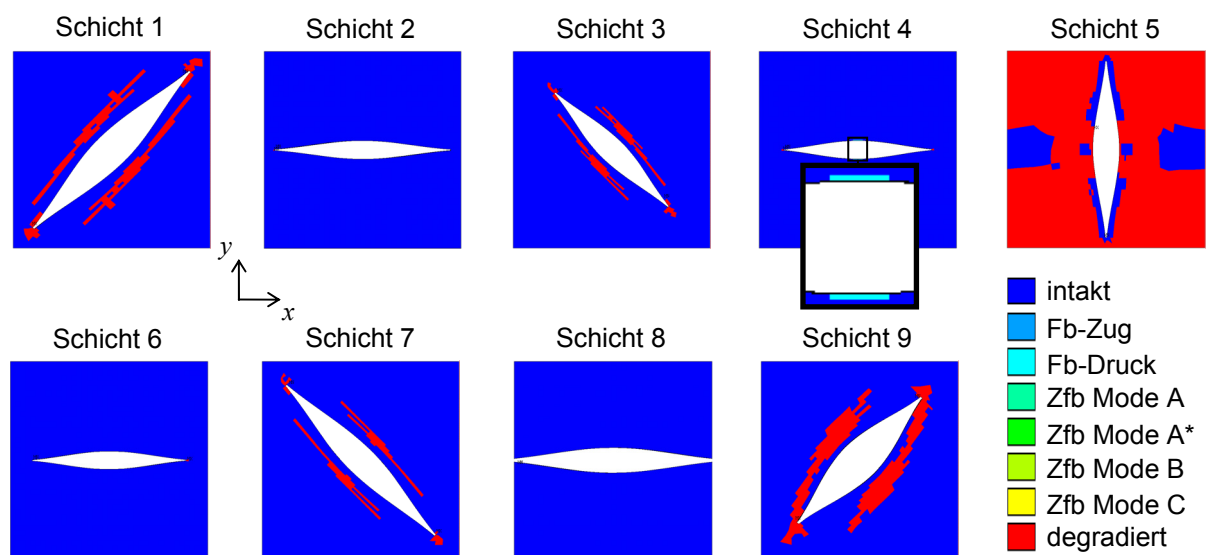


Abb. 6.2: FE-EZ-Modellierung des Versagensverhaltens strukturell vernähter [A1-B-A2]-HTA-Laminat am Beispiel der Konfiguration K 1 (Prüf- und Nährichtung parallel x , Oberfaden 68 tex, Teilung und Stichelänge 5,0 mm): EZ-Modell, Verschiebungen u_x und u_y , Fb-Anstrengungen sowie Schädigungsformen im Gele

Zfb-Schädigungsbereich berechnet und somit frei werdende Quer-Zugspannungen aus Schicht 5 hauptsächlich in die vierte und die sechste Schicht als Längs-Zugspannungen umgelagert wurden. Im Vergleich zu Schicht 5 waren die Schädigungsausprägungen infolge von Zfb in den $\pm 45^\circ$ -Schichten und die daraus resultierende Spannungsumlagerung in die Nachbarschichten geringer, wodurch sich in Schicht 2 und Schicht 8 um etwa 10 % niedrigere Fb-Anstrengungen als in der vierten und der sechsten Schicht ergaben. In der 90° -Schicht beträgt die Fb-Anstrengung etwa zwei Drittel und in den $\pm 45^\circ$ -Schichten rund ein Drittel des Maximums. Vereinzelt werden in den 0° -Schichten Zfb infolge von numerischen Singularitäten im Bereich der Fehlstellenspitzen vorhergesagt, die allerdings keinen Einfluss auf die Berechnung der Laminatfestigkeit haben. Nach Auswertung der auf die EZ-Flächen bezogenen Knotenkräfte ergibt sich für K 1 eine rechnerische Zugfestigkeit von 775 MPa, die um etwa 2 % niedriger als das experimentelle Ergebnis (788 ± 29 MPa) ist.

Zur Darstellung des Einflusses des strukturellen Vernähens auf die Scheiben-Zugfestigkeit von [A1-B-A2]-HTA-Laminaten werden im Folgenden alle Ergebnisse für die vernähten HTA-Laminat auf den zugehörigen Referenzwert der unvernähten Laminatkonfiguration bezogen. Die in Abb. 6.3 dargestellten experimentellen Ergebnisse (weiße Balken) dienten als Validierungsgrundlage für das zur Versagensanalyse entwickelte EZ-Modell. Die Ergebnisse der FE-Rechnungen (graue Balken) zeigen, dass die Zugfestigkeit der unvernähten Laminat und deren Beeinflussung durch Vernähen in Dickenrichtung nachgebildet werden kann. Von den berechneten Festigkeitskennwerten liegen etwa die Hälfte der Kennwerte (unvernähte und 16 vernähte Laminat) innerhalb des Streubereichs der zugehörigen Zugversuche. Für die Belastungsrichtung x ist die rechnerische Zugfestigkeit bei sieben Nähkonfigurationen niedriger als der im Experiment ermittelte Mittelwert, bei drei Konfigurationen und dem unvernähten Laminat etwa gleich sowie bei sechs höher. Die höchste Unterschätzung der Festigkeit in Höhe von etwa 18 % ergab sich für K 9, die höchste Überschätzung von etwa 27 % für K 14, die allerdings immer noch am Rand des relativ großen Streubands des Experiments liegt. Für die Belastungsrichtung y hingegen unterschätzt die FE-EZ in der Mehrzahl der Fälle den Versuch. Die Quer-Zugfestigkeit des Laminats wurde für K 21 mit rund 16 % am höchsten überschätzt bzw. für K 22 um rund 10 % am höchsten unterschätzt. Über alle Konfigurationen gemittelt ergibt sich eine betragsmäßige Abweichung der Rechnung in Höhe von etwa 7 % im

Vergleich zum Experiment.

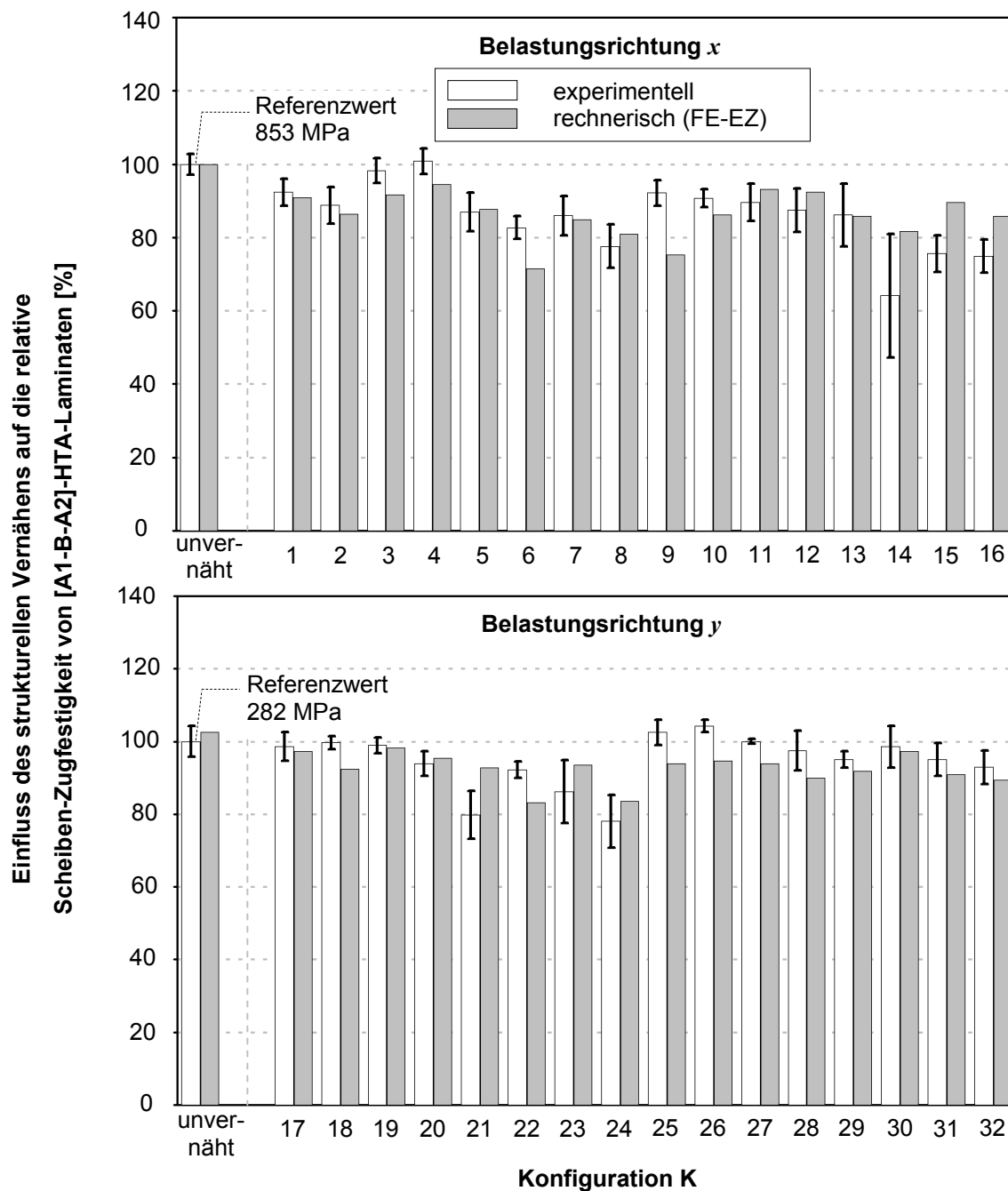


Abb. 6.3: Experimentell und rechnerisch ermittelte Scheiben-Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [A1-B-A2]-HTA-Laminat

In Abb. 6.4 wird für K 1 und K 17 die rechnerisch ermittelte $(\sigma_x^t - \varepsilon_x^t)$ - bzw. $(\sigma_y^t - \varepsilon_y^t)$ -Kurve den Mittelwertkurven aus experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt. Im Rahmen der numerischen Versagensanalyse wurde ein bi-linearer Verlauf, der durch einen Stützpunkt bei Zfb-Rissbildungsbeginn und einen Endpunkt definiert ist, sowie ein auf mehreren Stützpunkten beruhender Kurvenverlauf berechnet. Der Anfangspunkt beider rechnerisch ermittelten Kurven ist durch eine Dehnung und eine

Spannung gleich Null definiert. Für jeden Punkt mit einer von Null verschiedenen Dehnung muss dabei eine Versagensanalyse durchgeführt werden. Die rechnerisch ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven zeigen bei einer leichten Unterschätzung von Festigkeit und Bruchdehnung eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Mittelwertkurven. Für K 1 liegen die Rechenergebnisse über dem gesamten Kurvenverlauf innerhalb der experimentellen Streubreiten. Die bi-lineare und die aus mehreren Stützpunkten gebildete Kurve sind nahezu deckungsgleich. Für beide Modell-Kurven entspricht das bei Bruchdehnung abgeschätzte Versagensverhalten den Ergebnissen in Abb. 6.2. Bei K 17 werden die Spannungen im Dehnungsbereich zwischen etwa 0,2 und 0,6 % geringfügig überschätzt, was hauptsächlich auf einen leicht überhöhten Anfangs-Elastizitätsmodul zurückgeführt werden kann. Im Vergleich zu der aus elf Punkten berechneten Kurve gibt der bi-lineare Kurvenverlauf die experimentelle Mittelwertkurve besser wieder, wobei im Kurven-Endpunkt das abgeschätzte Versagensverhalten identisch ist. Die für vernähte [A1-B-A2]-HTA-Laminat charakteristischen Ergebnisse von K 1 und K 17 zeigen, dass das Spannungs-Dehnungs-Verhalten rechnerisch durch eine bi-lineare Modell-Kurve abbildbar ist und die Berechnung weiterer Stützpunkte verzichtbar sein kann.

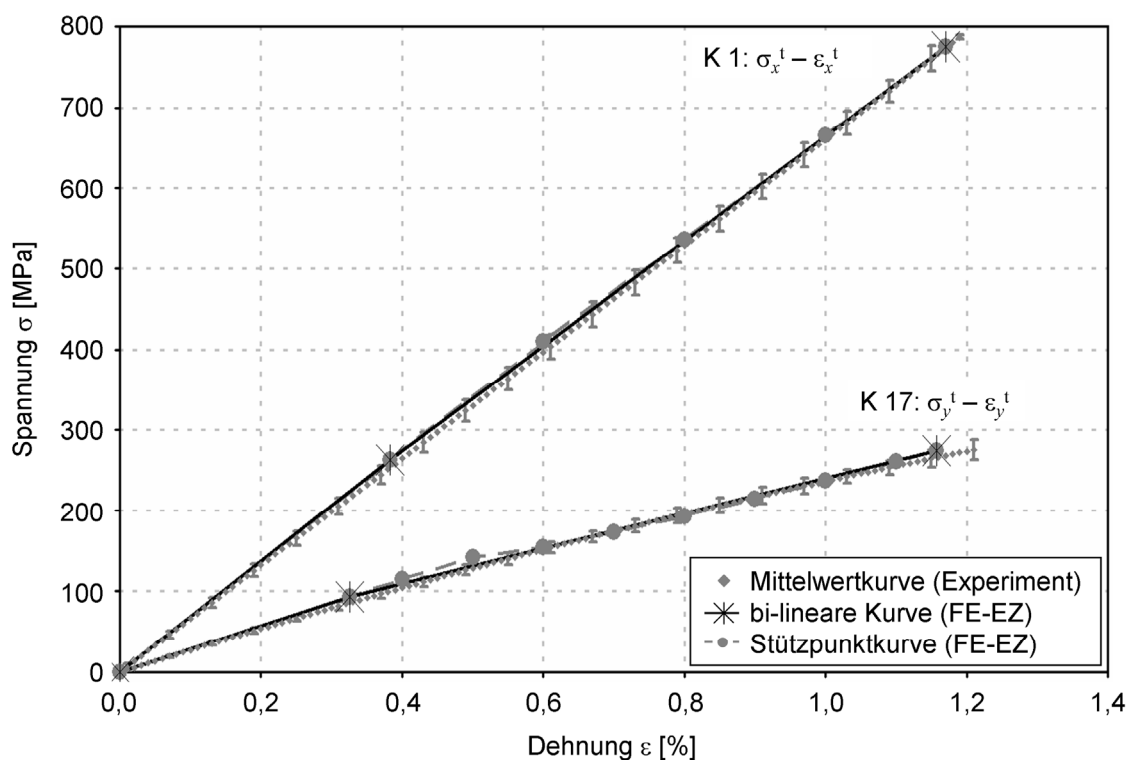


Abb. 6.4: Experimentell und rechnerisch ermittelte Spannungs-Dehnungs-Kurven von strukturell vernähten [A1-B-A2]-HTA-Laminaten (K 1 und K 17) unter zügiger, einachsiger Zugbelastung bis zum Totalversagen

6.1.2 Scheiben-Druckfestigkeit

Die experimentellen Ergebnisse der Scheiben-Druckfestigkeit unvernähter und in Dickenrichtung verstärkter $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -HTA-Laminat können mit der FE-EZ-Modell basierten Versagensanalyse ausreichend gut nachgebildet werden (Abb. 6.5). Für 18 Konfigurationen (unvernähte und 16 vernähte Laminat) liegt die rechnerisch abgeschätzte Festigkeit im Bereich des Streubands des experimentellen Ergebnisses, die

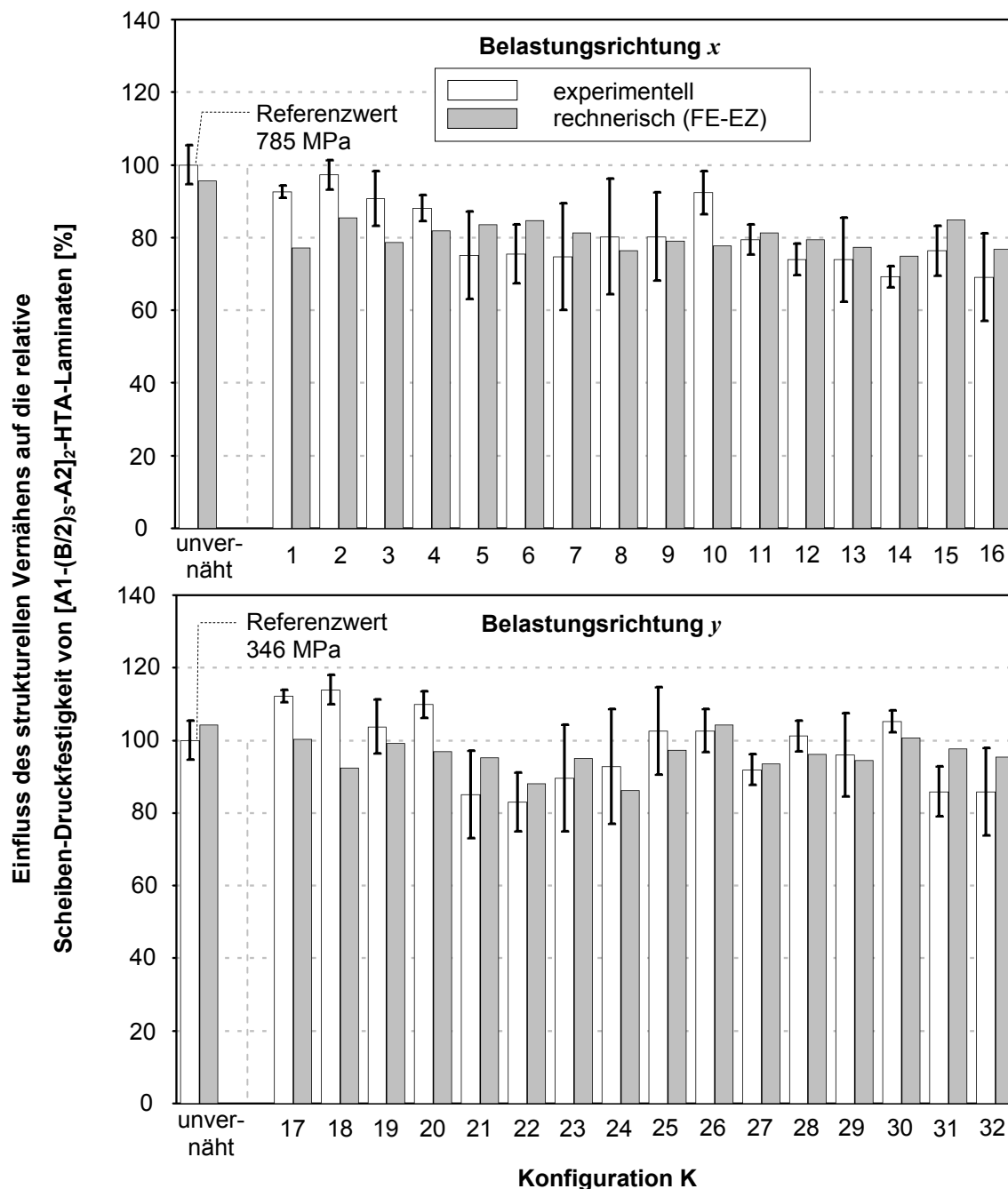


Abb. 6.5: Experimentell und rechnerisch ermittelte Scheiben-Druckfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -HTA-Laminat

mittlere betragsmäßige Abweichung über alle Konfigurationen beträgt etwa 8 %. Unter Druckbelastung in x -Richtung unterschätzt das EZ-Modell die Festigkeit für sieben Konfigurationen, während sie für neun Nähkonfigurationen überschätzt wird. Die maximale Über- und Unterschätzung der Druckfestigkeit ergab sich mit etwa 12 % bei K 6 bzw. 17 % bei K 1. Im Vergleich zur experimentellen Druckfestigkeit wird für Vernähen mit dem 68-tex-Garn eine zu geringe (Ausnahme K 11, K 12) und für den 136-tex-Oberfaden eine zu hohe Festigkeit (Ausnahme K 8) berechnet. Auch in Belastungsrichtung y bestätigt sich die Tendenz der berechneten Druckfestigkeit hinsichtlich der verwendeten Nähgarnfeinheit mit den Ausnahmen K 26 und K 27 (68-tex-Garn) sowie K 24, K 29 und K 30 (136-tex-Garn). Maximal wurde dieser Kennwert mit etwa 14 % (K 31) über- bzw. mit 19 % (K 18) unterschätzt. Die im Experiment beobachtete auffällige Festigkeitssteigerung durch strukturelles Vernähen bei K 17, K 18 und K 20 in Höhe von 10, 12 und 14 % konnte mit dem Einheitszellenmodell nicht reproduziert werden; im Gegensatz dazu unterschätzte das EZ-Modell das Experiment hier maximal um 19 %.

Zur Erzielung der vorliegenden Berechnungsergebnisse musste allerdings die experimentell ermittelte faserparallele Druckfestigkeit der UD-MAG-Schicht für die vernähten Lamine kalibriert und in Belastungsrichtung x mit dem Faktor 2,2, in y mit 2,6 multipliziert werden. In FE-Rechnungen ohne Kalibrierung zeigte sich, dass die Festigkeit unter Druckbelastung in x - und y -Richtung im Mittel um etwa 30 bzw. um nahezu 40 % unterschätzt wurde. Diese Unterschätzung der Scheiben-Druckfestigkeit kann möglicherweise mit Unterschieden zwischen dem real auftretenden Bruchgeschehen und der theoretischen Versagensanalyse erklärt werden. Einerseits werden die Fasern in der Laminebene durch das Einbringen eines Verstärkungsgarns in Dickenrichtung verdrängt, was mit der Entstehung von Faserondulationen und Reinharzgebieten verbunden ist. Andererseits wird die Packungsdichte der Fasern in der direkten Umgebung des Einstichs erhöht. Hinzu kommt eine Stützwirkung der Faservovings zwischen zwei Nahtreihen durch die Nähgarne, die möglicherweise ein frühes Schubknicken der ondulierten In-plane-Fasern infolge von Druckbelastung verhindern. Ein ähnlicher Effekt kann im Hinblick auf das Schubknicken der Fasern in Laminatdickenrichtung vermutet werden, da der MAG-Gelegeaufbau durch das Vernähen vorkomprimiert wird, wodurch eine bessere Stützwirkung der Einzelschichten untereinander realisiert und damit ein Out-of-plane-Schubknicken der Fasern behin-

dert werden könnte. Die unterschiedliche Anpassung der Druckfestigkeit der UD-MAG-Schicht in Belastungsrichtung x und y kann möglicherweise auf die größere Anzahl der Einzellagen zurückgeführt werden, auf die sich die lastparallelen Schichten in Belastungsrichtung y abstützen können (Richtung y zwei lastparallele und 18 stützende Schichten, Richtung x acht lastparallele und 12 stützende Schichten).

In der kontinuumsmechanischen FE-Versagensanalyse können diese Stützwirkungen allerdings nicht abgebildet werden. Die berücksichtigten Effekte Faserondulation und Rheinharzgebiet ergeben eine Reduktion der Laminatfestigkeit unter Druckbelastung. Auch die rechnerisch betrachtete Erhöhung der Packungsdichte hat unter Verwendung des mikromechanischen Modells nach Gl. (4.19) eine Reduktion der faserparallelen Druckfestigkeit R_{\parallel}^c der UD-Schicht und damit der abgeschätzten Druckfestigkeit des Laminats zur Folge. Daher war für die Berechnung der vernähten [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Laminat zu folgern, dass die faserparallele Druckfestigkeit kalibriert werden musste.

6.1.3 Scheiben-Schubmodul, -Schubfestigkeit und Zwischenfaserbruch-Rissbildungsbeginn unter Schubbelastung

Der Schubmodul der unvernähten und der strukturell vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat kann mit hinreichender Genauigkeit rechnerisch abgeschätzt werden. Für 20 Konfigurationen (unvernähte, 18 vernähte Laminat) liegt dieser Kennwert innerhalb der experimentellen Streuung (Abb. 6.6). Im Mittel beträgt die Abweichung zwischen Vorhersage und Experiment etwa 6 %. Für gleiche Einstellungen der Nahtparameter (K 1 und K 17, K 2 und K 18 usw.) unterscheiden sich die für die Prüfrichtungen x und y berechneten Absolutwerte des Schubmoduls nur geringfügig voneinander, da sie auf identischer Fehlstellengeometrie und ähnlichen Faservolumengehalten basieren. Die Faservolumengehalte wiederum hängen signifikant von der Nährichtung ab, so dass der Schubmodul für Belastungsrichtung y und Nährichtung x im Mittel um etwa 1 %, für Vernähen und Belastung in y -Richtung um etwa 4 % höher abgeschätzt wird als in Prüfrichtung x . Die Einheitszellenmodellierung überschätzt die experimentellen Ergebnisse in Belastungsrichtung x (Ausnahme K 1), während in Richtung y nur für sechs Nähkonfigurationen zu hohe Werte ermittelt werden. Der Schubmodul wird bei sechs Konfigurationen unterschätzt, fünfmal werden nahezu

identische Werte berechnet. Die maximale Über- und Unterschätzung beträgt etwa 16 (K 6) bzw. 5 % (K 23).

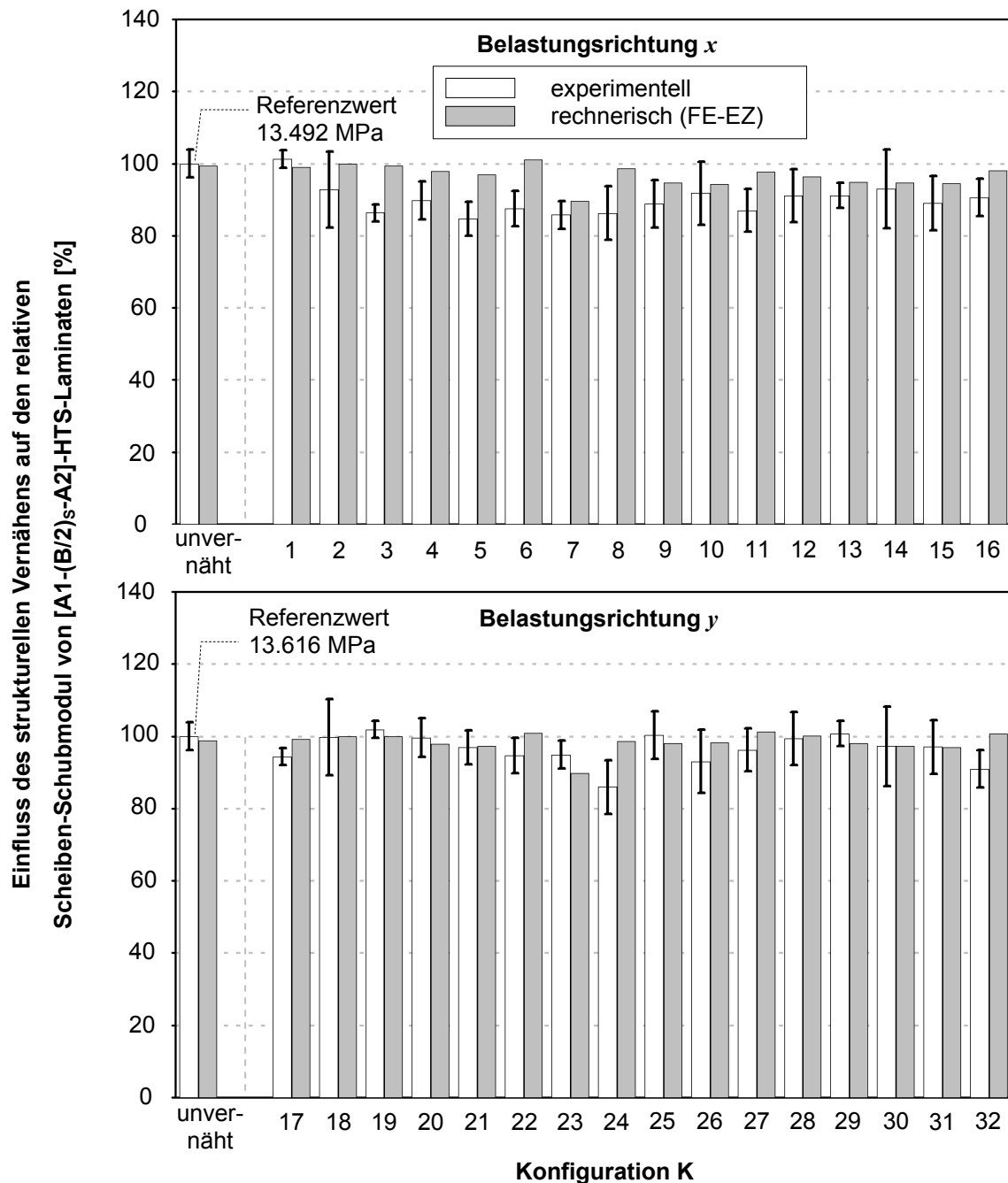


Abb. 6.6: Experimentell und rechnerisch ermittelter Scheiben-Schubmodul unvernähter und strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat

Unter Scheiben-Schubbelastung stellt sich bei der FE-Versagensanalyse unvernähter und strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat die maximale F_b -Anstrengung in den $\pm 45^\circ$ -Schichten ein, in denen eine faserparallele Druckspannung wirkt. Z_{fb} werden dagegen in den 0° - und 90° -Schichten vorhergesagt. Während in Belas-

tungsrichtung x 10 von 17 Kennwerten (ein Kennwert unvernäht, 9 vernäht) innerhalb des experimentellen Streubereichs liegen, sind es in Richtung y lediglich zwei (ein Kennwert unvernäht, einer vernäht, Abb. 6.7). Deutlich wird dieser Zusammenhang auch bei der Betrachtung der zwischen FE-EZ-Modell und Experiment vorhandenen Abweichung. In x -Richtung beträgt diese im Mittel etwa 6 %, in Richtung y hingegen 13 %, so dass sich über allen Konfigurationen eine Gesamtabweichung von etwa 9 % ergibt. Maximal weicht die rechnerisch ermittelte Festigkeit bei K 2 mit 11 %

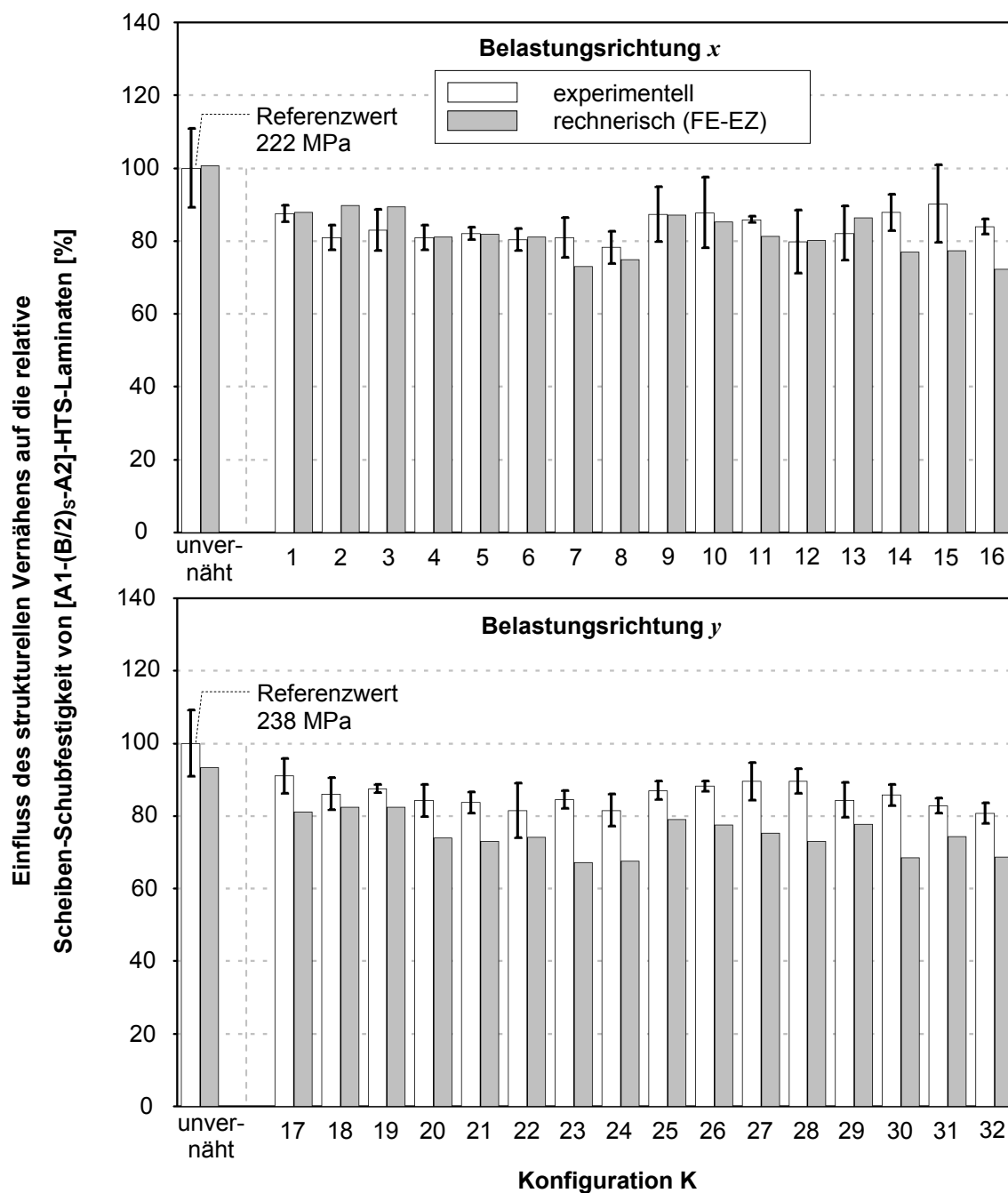


Abb. 6.7: Experimentell und rechnerisch ermittelte Scheiben-Schubfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [A1-(B/2)_s-A2]-HTS-Lamine

nach oben und bei K 23 mit etwa 20 % nach unten vom experimentellen Ergebnis ab. In Prüfrichtung x ergibt die Versagensanalyse bei sechs Nähkonfigurationen Abweichung von kleiner oder gleich 1 % zum Experiment. Für drei Konfigurationen wird dieses über-, für sieben unterschätzt. Bei Belastungsrichtung y ist die theoretisch ermittelte Festigkeit für alle Nähkonfigurationen niedriger als die experimentell ermittelte. Diese Diskrepanz ist auf die Tatsache zurückzuführen, dass die bei Belastung in y -Richtung experimentell ermittelte Schubfestigkeit im Vergleich zur x -Richtung im Mittel um 10 % höher, in der FE-Rechnung die Schubfestigkeit in y -Richtung im Mittel aber um 2 % niedriger ist. Die Abschätzung von niedrigeren Schubfestigkeiten in Belastungsrichtung y wird durch eine Absenkung der faserparallelen Druckfestigkeit aufgrund leicht erhöhter Faservolumenanteile der in y -Richtung belasteten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminats bedingt. Diese Ergebnisse zeigen, dass mit Hilfe des FE-EZ-Modells die experimentelle Schubfestigkeit in Belastungsrichtung x , die im Vergleich zur Schubfestigkeit in y -Richtung konservativer ist und daher zur Auslegung verwendet werden sollte, in guter Näherung abgeschätzt werden kann. Auch bei der Versagensanalyse unter Scheiben-Schubbelastung musste die faserparallele Druckfestigkeit der UD-Schicht aus den gleichen Gründen, wie bereits bei der Abschätzung der Druckfestigkeitskennwerte dargelegt (insbesondere Stützwirkungen, die im EZ-Modell nicht berücksichtigt werden können) kalibriert werden. Da die $\pm 45^\circ$ -Schichten, die die Hauptlast tragen theoretisch gleichartige stützende Wirkungen erfahren, wurde für beide Belastungsrichtungen ein Kalibrierungsfaktor von 1,4 gewählt.

In Abb. 6.8 sind die mittels Schallemissionsanalyse korrelierten Schiebungen bei Zfb-Rissbildungsbeginn (1. Zfb weiße Säulen, 10. Zfb schwarze Säulen) dargestellt. Als Referenzwert wurde die Schiebung beim zehnten akustischen Ereignis des unvernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminats definiert, bei der Zfb gesichert eingetreten ist. Die experimentellen Ergebnisse dienen als Validierungsgrundlage für die FE-basierte Vorhersage des ersten Zwischenfaserbruchs (graue Säulen), wobei die experimentell erfasste Schiebung als Unter- (1. Zfb) bzw. Obergrenze (10. Zfb) anzusehen ist. Mit Ausnahme von K 23 und K 24 liegen die FE-Ergebnisse oberhalb des Mittelwertes oder innerhalb des Streubereichs der Schiebung bei erstem Zfb. Des Weiteren sind die abgeschätzten Schiebungen kleiner als die Mittelwerte der Schiebung beim zehnten Zfb oder sie kommen in der experimentellen Streuung der Schiebung

des 10. Zfb zu liegen (Ausnahmen K 4, K 11, K 16, K 21 und K 30). Für 27 (unvernähte und 25 vernähte Lamine) von 34 Konfigurationen liegt der abgeschätzte Zwischenfaserbruch-Rissbildungsbeginn also zwischen dem 1. und 10. experimentell erfassten Zfb oder innerhalb des entsprechenden Streubands. Diese Ergebnisse zeigen, dass der Zfb-Rissbildungsbeginn für die unvernähten und die strukturell vernähten Lamine abgeschätzt werden kann.

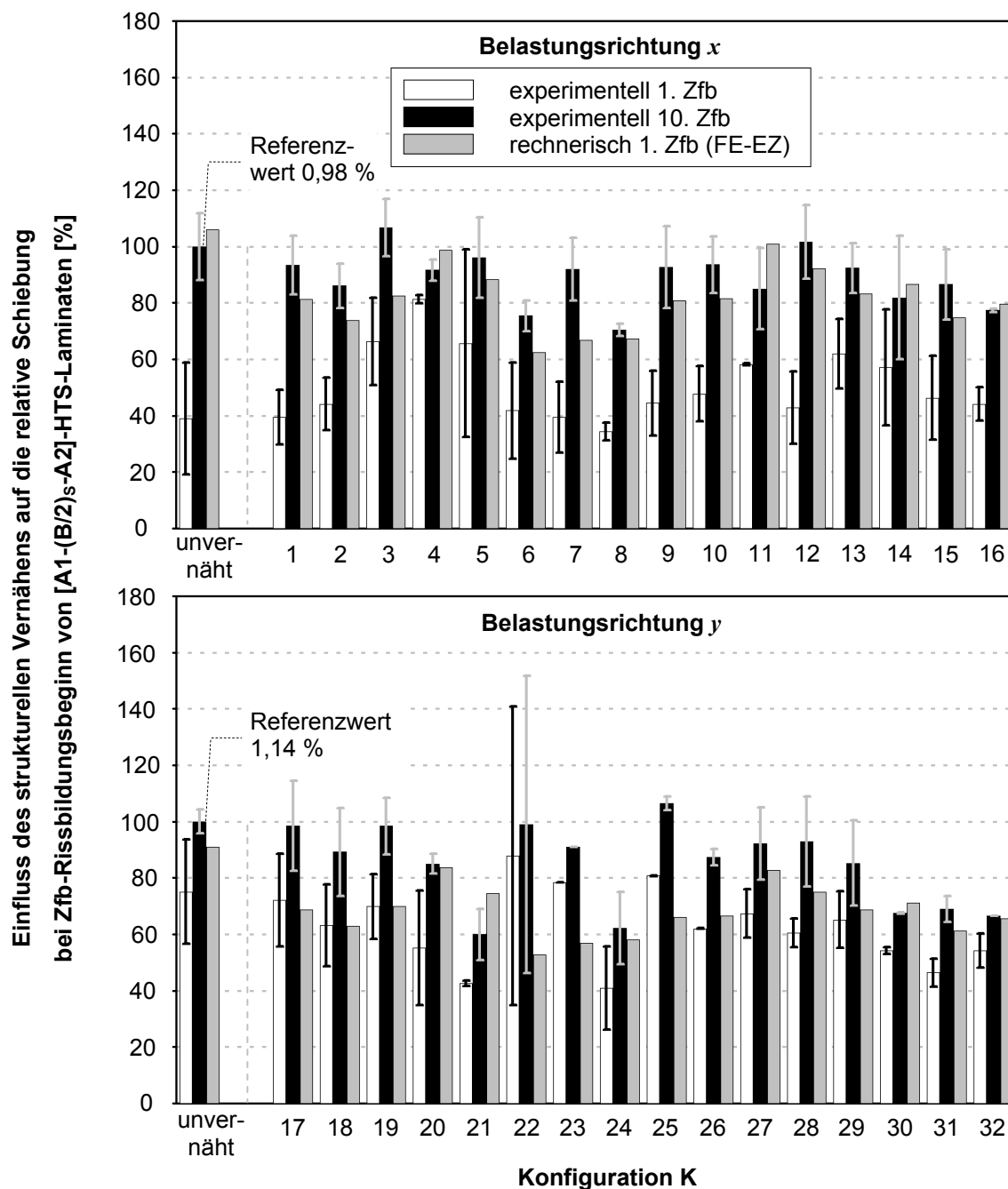


Abb. 6.8: Experimentell (1. und 10. Zfb) und rechnerisch (1. Zfb) ermittelte Schiebung bei Zfb-Rissbildungsbeginn unvernähter und strukturell vernähter [A1-(B/2)_s-A2]-HTS-Lamine

6.1.4 Einfluss von thermisch bedingten Eigenspannungen und von werkstofflicher Nichtlinearität auf die Scheiben-Schubfestigkeit

Zur Verringerung des Rechenaufwands wurden die nachfolgenden Untersuchungen auf die Betrachtung von acht Konfigurationen der Belastungsrichtung x , die nach einem Teilfaktorplan ausgewählt wurden, beschränkt. Auf die Berechnung der Schubfestigkeit in Belastungsrichtung y konnte verzichtet werden, da Nähkonfigurationen mit gleicher Nährichtung, Garnfeinheit, Teilung und Stichtlänge, also K 1 und K 17 usw. identische Fehlstellengeometrien haben und weiterhin festgestellt wurde, dass die berechnete Schubfestigkeit in Belastungsrichtung y im Mittel nur um etwa 2 % von den Kennwerten in x -Richtung abweicht. Thermische Eigenspannungen infolge einer Temperaturdifferenz von -80°C führen sowohl für das unvernähte als auch für die vernähten $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminats zu einer Unterschätzung der experimentellen Schubfestigkeit in Höhe von 4 % im Falle des unvernähten Laminats bzw. von im Mittel 12 % bei den strukturell vernähten Laminaten (Abb. 6.9). Verglichen mit den FE-Ergebnissen ohne Berücksichtigung von thermischen Eigenspannungen wird der Kennwert um 5 % (unvernäht) bzw. um 10 % (vernäht, gemittelt) niedriger abgeschätzt. Verursacht wird dies durch früheres (im Mittel um 8 % kleinere Dehnungen) und im Falle der vernähten Laminats auch vermehrtes Eintreten von Z_{fb} in den 0° - und 90° -Lagen, womit eine zunehmende Umlagerung der Lasten in die $\pm 45^\circ$ -Schichten verbunden ist. Dies wiederum führt zu einem Anstieg der F_b -Anstrengungen in den hauptlasttragenden $\pm 45^\circ$ -Schichten und damit zur Abschätzung niedriger Schubfestigkeitskennwerte. Diese Ergebnisse zeigen, dass bei der Simulation vernähter $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminats die Berücksichtigung thermisch bedingter Eigenspannungen zu einer konservativen Abschätzung von Z_{fb} -Rissbildungsbeginn und FB sowie zu einer schlechteren Übereinstimmung der Schubfestigkeit zwischen FE-Berechnung und Experiment führt.

Um den Einfluss der werkstofflichen Nichtlinearität auf das Festigkeitsverhalten vernähter Laminats zu untersuchen, bietet sich die Betrachtung der schubbelasteten $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminats an. Unter Schubbelastung wirken in den Einzelschichten dieser Laminats zum Teil erhebliche Längszug-, Längsdruck-, Querkzug-, Querkdruck- und Schubspannungen, so dass alle Nichtlinearitäten im Spannungs-Verzerrungs-Verhalten der UD-Schicht (siehe Abb. 3.10 und Tabelle 5.3) zum Tragen kommen können. Die Zugrundelegung des nichtlinearen Werkstoffverhaltens bei der Be-

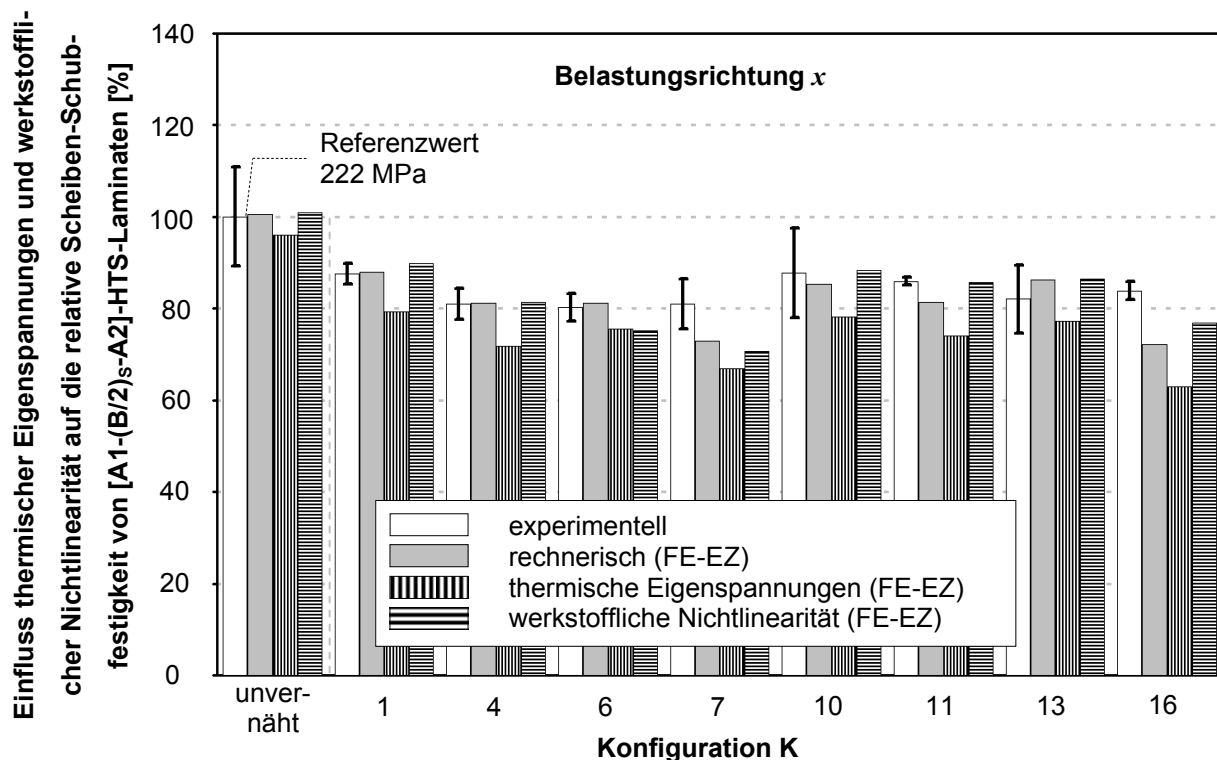


Abb. 6.9: Einfluss thermischer Eigenspannungen und werkstofflicher Nichtlinearität auf die rechnerisch ermittelte Scheiben-Schubfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [A1-(B/2)_s-A2]-HTS-Laminat

rechnung der Schubfestigkeit ergab im Vergleich zum Experiment eine mittlere Abweichung von 5 % und einen maximalen Unterschied von 13 % (K 7). In den nachfolgenden Betrachtungen werden die FE-Ergebnisse, die mit Hilfe von nichtlinearen Werkstoffkurven erzielt wurden, mit den Berechnungsergebnissen verglichen, denen lineares Werkstoffverhalten zugrunde liegt. Bei Berücksichtigung von werkstofflicher Nichtlinearität wurde die Schubfestigkeit um maximal 7 % über- und unterschätzt oder in gleicher Höhe berechnet; eine klare Tendenz ist nicht erkennbar. Vermutlich können diese Ergebnisse mit dem stark degressiven Verlauf der $(\sigma_2^c - \varepsilon_2^c)$ - und $(\tau_{21} - \gamma_{21})$ -Kurven und den damit verbundenen Effekten auf das Spannungs- und Verformungsverhalten der MAG-Laminat begründet werden. Einerseits werden Spannungen von den 0°- und 90°-Schichten in die lastparallelen $\pm 45^\circ$ -Schichten umgelagert, was dort zu höheren Fb-Anstrengungen führt. Andererseits verschiebt sich der Zfb-Rissbildungsbeginn zu im Mittel um 31 % größeren Schiebungen. Gleichzeitig treten in den 0°- und 90°-Schichten weniger Zfb auf, wodurch es zu geringeren Spannungsumlagerungen und zu einer Senkung der Fb-Anstrengung in den $\pm 45^\circ$ -Schichten kommt. Zusätzlich nimmt die Gesamtsteifigkeit des Laminats, die hauptsächlich

durch die Steifigkeit der Schichten mit lastparalleler Faserorientierung bestimmt wird, aufgrund der degressiven $(\sigma_1^c - \varepsilon_1^c)$ -Kurve ab; demgegenüber ist der Einfluss der leichten Progression der $(\sigma_1^t - \varepsilon_1^t)$ -Kurve vernachlässigbar. Da sich die beschriebenen Effekte überlagern, kann es zu Über- und Unterschätzungen der Schubfestigkeit kommen oder auch dazu führen, dass diese nicht beeinflusst wird. Durch die Berücksichtigung der werkstofflichen Nichtlinearität kann für die untersuchten Laminaten im Vergleich zu linearem Werkstoffverhalten im Mittel keine verbesserte Übereinstimmung zwischen Simulation und Versuch erzielt werden. Da der Rechenaufwand aber um etwa den Faktor 20 steigt, erscheint es zweckmäßiger, bei der Versagensanalyse von $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminaten lineare Werkstoffkurven zu verwenden.

6.2 Parameterstudie zum Elastizitäts- und Versagensverhalten von MAG-Laminaten

Zur Ableitung von Richtlinien für die Auswahl von Nähkonfigurationen, die zu einer möglichst geringen Reduktion von Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerten führen, wurden jeweils 24 Konfigurationen für $[A1-B-A2]$ -HTA- und $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminaten rechnerisch untersucht; siehe Tabelle 4.4. Da für eine Vielzahl von Anwendungen in der Praxis Laminaten mit einem richtungsunabhängigen Aufbau eingesetzt werden, wurden zusätzlich zwei quasiisotrope Schichtaufbauten mit einer Laminatdicke von 2,05 und 4,10 mm betrachtet. Auf die Kennwertermittlung unter Zug- und Druckbelastung in y -Richtung bzw. in x - und y -Richtung wurde verzichtet. Einerseits sollte das $[A1-B-A2]$ -HTA-Laminat in x -Richtung beansprucht werden und der quasiisotrope Aufbau keine Eigenschaftsänderungen zwischen beiden Richtungen zeigen, andererseits können die untersuchten Laminaten aufgrund ihrer geringen Dicke nur geringe Druckbelastungen ertragen und sollten daher vorzugsweise nur auf Zug beansprucht werden.

Für die experimentell nicht betrachteten Parameterkonfigurationen mussten zunächst Faservolumengehalt, Laminatdicke und Fehlstellengeometrie (Breite, Fläche) unter Verwendung der in Kapitel 4.2.3 beschriebenen Modelle abgeschätzt werden. Die Modelle wurden anhand von Messergebnissen validiert, die für die in Dickenrichtung verstärkten $[A1-B-A2]$ -HTA-, $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -HTA- und $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminaten vorlagen. In Abb. 6.10 sind die rechnerisch ermittelten Größen Faservolumengehalt und Dickenverhältnis $t_{\text{unvernäht}}/t_{\text{vernäht}}$ des unvernähten und vernähten Laminats

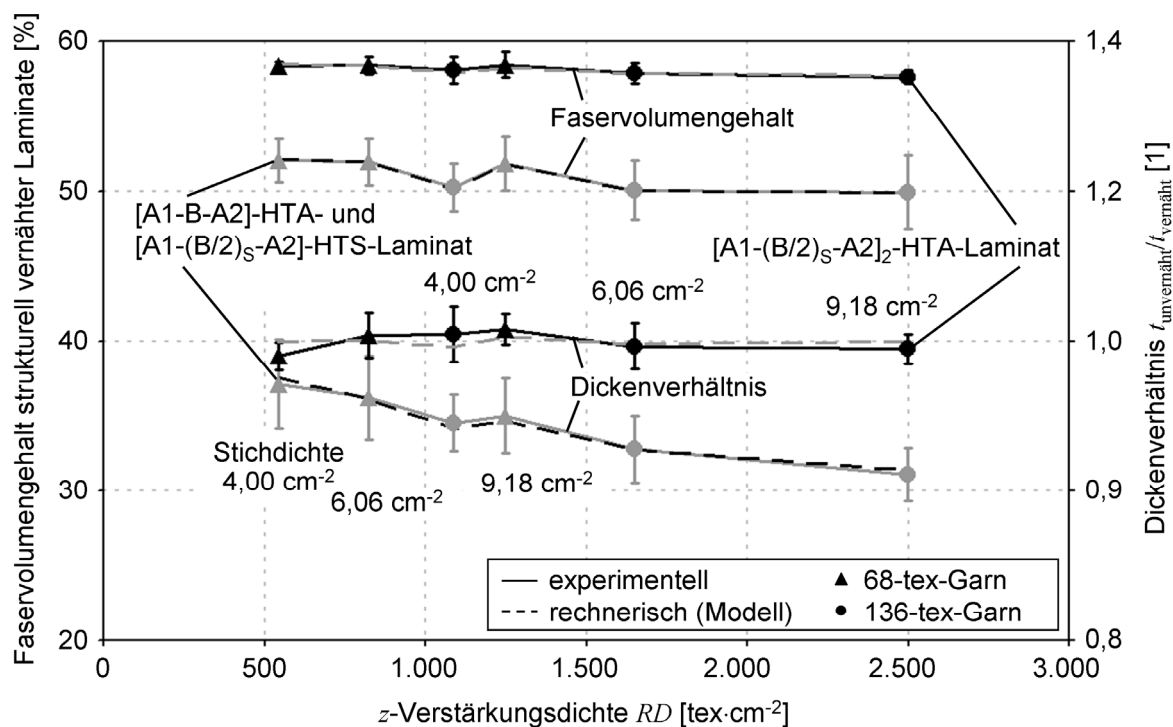


Abb. 6.10: Faservolumengehalt und Dickenverhältnis strukturell vernähter [A1-B-A2]-HTA-, [A1-(B/2)_S-A2]-HTS- und [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Lamine in Abhängigkeit der z -Verstärkungsdichte

über der z -Verstärkungsdichte im Vergleich zum Messergebnis dargestellt. Es ist zu erkennen, dass beide Modelle eine sehr gute Übereinstimmung mit den gemessenen Größen zeigen. Die Auswertung der einzelnen Lamine und Nähkonfigurationen ergab für den Faservolumengehalt und das Dickenverhältnis eine maximale Abweichung zwischen etwa 1 und 2 %.

Für ein 2,05 und ein 4,10 mm dickes Laminat ist in Abb. 6.11 und Abb. 6.12 die nach Gl. (4.57) parabelförmig über der Laminatdickenkoordinate z abgeschätzte Fehlstellenfläche A und -breite w für Vernähen mit einem 34- und einem 136-tex-Glasoberfaden (Nährichtung x , Teilung und Stichlänge 5 mm) abgebildet. Zusätzlich wurden die über alle Nähkonfigurationen gebildeten Mittelwerte und Standardabweichungen der in der Dickenmitte der Einzelschichten gemessenen Fehlstellenflächen und -breiten für die [A1-B-A2]- und [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Laminataufbauten sowie die aus der Gesamtheit dieser Messwerte ermittelte Parabel dargestellt. Die zur Modellierung verwendeten Konstanten des Polynomansatzes \bar{x}_1 und \bar{x}_2 (Basis Gesamtheit aller Messwerte) bzw. \bar{x}_{1i} und \bar{x}_{2i} (Basis Messwerte der Paramtereinstellung i) sind in Tabelle A 30, Anhang A 4 aufgeführt. Anhand der Parabelverläufe für die 2,05 und

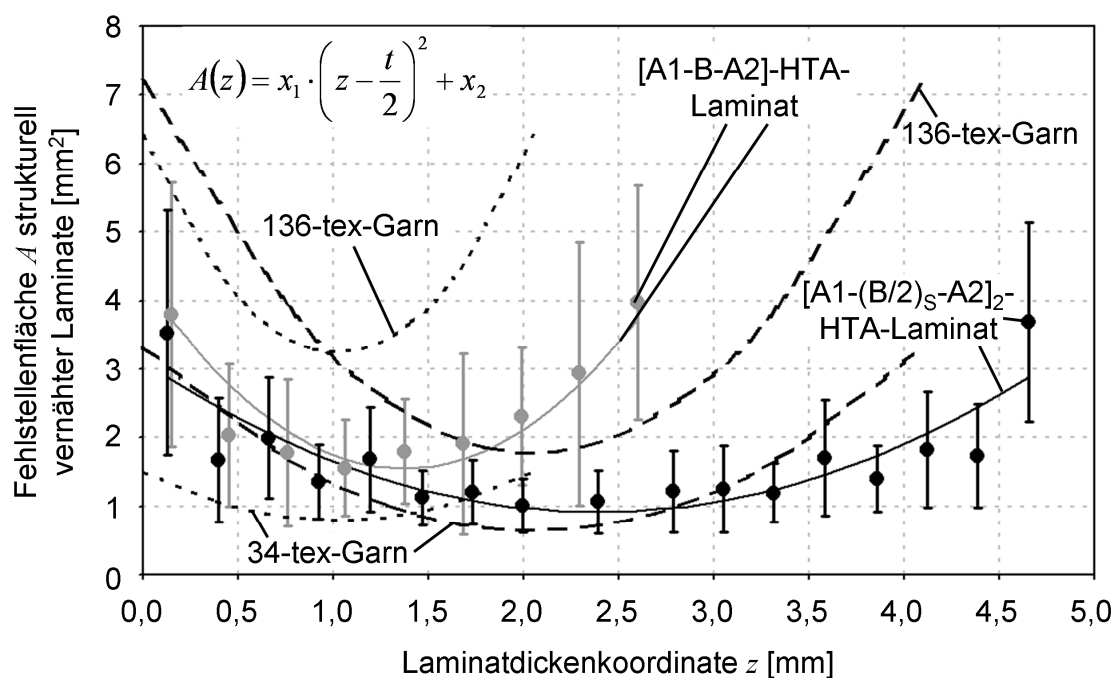


Abb. 6.11: Experimentell und rechnerisch ermittelte Fehlstellenfläche strukturell vernähter Laminat

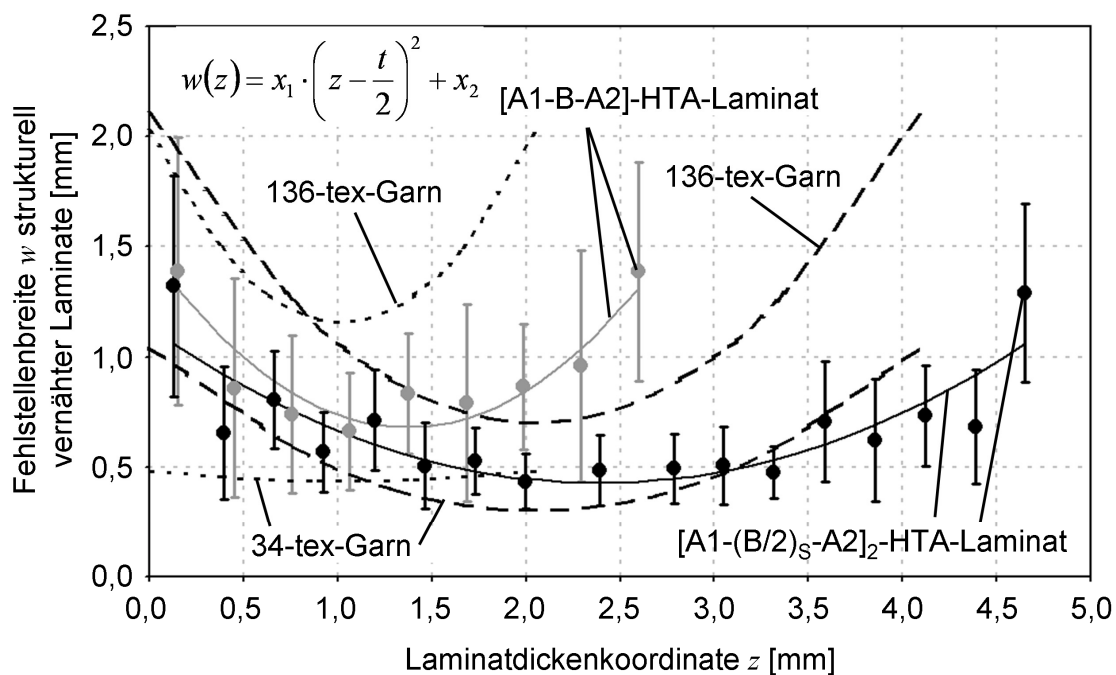


Abb. 6.12: Experimentell und rechnerisch ermittelte Fehlstellenbreite strukturell vernähter Laminat

4,10 mm dicken Laminat ist zu erwarten, dass ein 136-tex-Garn, im Vergleich zu einem Nähgarn mit 34 tex, die Fehlstellenflächen und -breiten etwa um den Faktor 4 steigert. Eine Erhöhung der Laminatdicke führt in den äußeren Laminatschichten zu

einer Vergrößerung der Fehlstellengeometrie, während zur Laminatmitte hin Fläche und Breite abnehmen.

In Tabelle A 31, Anhang A 4 sind für die rechnerisch betrachteten Laminat- und Nähkonfigurationen jeweils die ersten drei Nähkonfigurationen angegeben, bei denen eine minimale Reduktion oder maximale Steigerung bzw. eine maximale Abminderung oder minimale Erhöhung der aufgeführten Laminatkennwerte zu erwarten ist. Die Angabe von drei Alternativen ermöglicht die Auswahl einer Nähkonfiguration hinsichtlich der Anwendung, da sich nicht jedes Nähgut beliebig verstärken lässt. Die Auswertung der für die [A1-B-A2]-HTA- bzw. [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine abgeschätzten Kennwerte zeigt, dass bei geeigneter Nähkonfiguration eine Reduktion des Elastizitäts- und Schubmoduls vermieden ($NR = 0^\circ$, $GF = 17 \text{ tex}$, $s = p = 5,0 \text{ mm}$ bzw. $NR = 0^\circ$, $GF = 68 \text{ tex}$, $s = p = 3,3 \text{ mm}$) und eine Absenkung der Zug- und der Schubfestigkeit auf 5 bzw. 6 % beschränkt werden kann ($NR = 0^\circ$, $GF = 68 \text{ tex}$, $s = 5,0 \text{ mm}$, $p = 3,3 \text{ mm}$). Auch für das 2,05 mm dicke quasiisotrope Laminat ist zu erwarten, dass eine Verminderung des Schubmoduls verhindert ($NR = 0^\circ$, $GF = 102 \text{ tex}$, $s = p = 3,3 \text{ mm}$) sowie Zugmodul, Zug- und Schubfestigkeit auf 93, 95 bzw. 92 % im Vergleich zur unvernähten Referenz eingestellt werden können ($NR = 0^\circ$, $GF = 17 \text{ tex}$, $s = p = 5,0 \text{ mm}$ oder $NR = 0^\circ$, $GF = 68 \text{ tex}$, $s = 5,0 \text{ mm}$, $p = 3,3 \text{ mm}$ bzw. $NR = 90^\circ$, $GF = 68 \text{ tex}$, $s = p = 3,3 \text{ mm}$). Die Analyse des dickeren quasiisotropen Aufbaus ergab sogar eine maximale Steigerung des Schubmoduls um 8 % ($NR = 0^\circ$, $GF = 85 \text{ tex}$, $s = p = 3,3 \text{ mm}$) oder eine leichte Erhöhung des Zugmoduls um 2 % ($NR = 0^\circ$, $GF = 68 \text{ tex}$, $s = 5,0 \text{ mm}$, $p = 3,3 \text{ mm}$). Im günstigsten Fall ist eine Reduktion von Zug- und Schubfestigkeit um lediglich 6 bzw. 13 % zu erwarten ($NR = 0^\circ$, $GF = 68 \text{ tex}$, $s = 5,0 \text{ mm}$, $p = 3,3 \text{ mm}$ bzw. $NR = 90^\circ$, $GF = 68 \text{ tex}$, $s = p = 5,0 \text{ mm}$). Die im Vergleich zum dünneren Laminat erhöhten Elastizitäts- und verringerten Schubfestigkeitskennwerte sind auf die Abschätzung von höheren Faservolumengehalten für den 4,10 mm dicken Aufbau zurückzuführen; vgl. Fasergehalte der [A1-B-A2]- und [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Lamine in Abb. 6.10.

Erfordert ein Belastungszustand einer strukturell vernähten Struktur eine Auslegung hinsichtlich eines zu maximierenden Kennwertes, beispielsweise des Zugmoduls, so können die optimalen Nähkonfigurationen direkt aus Tabelle A 31 entnommen werden. Weiterhin ist ersichtlich, welche Nähkonfigurationen unbedingt zu vermeiden sind. In Tabelle A 32, Anhang A 4 wurden optimierte Parameterkonfigurationen abge-

leitet, wenn gleichzeitig mehrere Kennwerte der Zug- und der Schubmodul oder die Zug- und die Schubfestigkeit zu maximieren sind. Hierzu wurde für jeden Kennwert eine Rangliste von Platz 1 bis 24 erstellt, wobei Platz 1 einer minimalen Reduktion bzw. einer maximalen Steigerung entspricht. Anschließend wurde entsprechend der betrachteten Kennwertkombination (z. B. Zug- und Schubmodul) der Mittelwert der zugehörigen Platzierungen gebildet. Es ist zu erwarten, dass die Nähkonfiguration, für die der kleinste Mittelwert berechnet wurde, die gemeinsam betrachteten Kennwerte am wenigsten stark reduziert oder am meisten steigert. Aufgrund des vergleichbaren Aufbaus werden die [A1-B-A2]-HTA- und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine gemeinsam betrachtet. Unter Berücksichtigung aller Berechnungsergebnisse (Zug-, Schubmodul, und Zug-, Schubfestigkeit) hat sich sowohl für die orthotropen [A1-B-A2]-HTA- bzw. [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine als auch für die quasiisotropen Aufbauten das Vernähen in x -Richtung mit einem 68-tex-Garn, einer Teilung von 5,0 mm und einer Stichlänge von 3,3 mm als die Nähkonfiguration gezeigt, für die maximale Scheiben-Steifigkeits- und -Festigkeitskennwerte zu erwarten sind. Dagegen wurden für strukturelles Nähen mit einem 136-tex-Garn in Richtung x und einer Teilung sowie einer Stichlänge von 3,3 mm maximal reduzierte In-plane-Kennwerte abgeschätzt.

6.3 Parameterstudie zum Elastizitäts- und Versagensverhalten einer UD-MAG-Einzelschicht

Ziel der Parameterstudie war es, dem Konstrukteur in der Vorauslegung Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte von strukturell vernähten UD-Schichten zur Verfügung zu stellen, die es ihm ermöglichen, Elastizitäts- und Festigkeitseigenschaften vernähter Lamine mit beliebigem Lagenaufbau mit Hilfe von Laminatanalyseprogrammen abzuschätzen. Hierfür mussten in einem ersten Schritt repräsentative Fehlstellengeometrien, die der UD-Schicht in der Parameterstudie zugrunde gelegt werden sollten, festgelegt werden. Da sich die Geometrie der Fehlstellen in Abhängigkeit der Nähkonfiguration und der Laminatdicke über der Dickenkoordinate ändert, wurde die Fehlstellengeometrie für 96 Nähkonfigurationen und vier Laminatdicken analytisch abgeschätzt und anschließend Mittelwerte für jede der insgesamt 384 Konfigurationen aus Fehlstellenfläche und -breite über der Dickenkoordinate gebildet; siehe Anhang A 4, Tabelle A 33. Neben der Fehlstellenausprägung wurden auch der Faservolumengehalt und das Dickenverhältnis für die betrachteten Konfigurationen

berechnet. Um den Rechenaufwand für die Parameterstudie zu reduzieren, wurden auf Basis der 384 Fehlstellengeometrien fünf Kombinationen aus Breite und Fläche festgelegt, sodass eine minimale bis maximale Geometrie berücksichtigt wurde. Die kleinste und größte Breite und Fläche betragen 0,2 mm bzw. 0,4 mm² bzw. 1,6 mm und 4,7 mm². Zwischen der minimalen und maximalen Größe wurden jeweils drei weitere Werte definiert, so dass sich zwischen aufeinanderfolgenden Werten gleiche Abstände ergaben (vgl. Tabelle 4.6). Die fünf Kombinationen aus Breite und Fläche dienten als Grundlage zur Berechnung von Elastizitäts- und Festigkeitskennwerten von strukturell vernähten UD-Schichten ($E_1^{t,c}$, $E_2^{t,c}$, G_{21} , $R_1^{t,c}$, $R_2^{t,c}$, R_{21} , siehe Anhang A 4, Abb. A 1 – Abb. A 24).

Die abgeschätzten UD-Kennwerte werden durch strukturelles Vernähen im Vergleich zur unvernähten Einzelschicht im Allgemeinen reduziert, wobei eine steigende Fehlstellengröße höhere Abminderungen verursacht. Eine Ausnahme bildet der Schubmodul G_{21} , der teilweise erhöht wird. Dafür werden Faserumlenkungen zur $\pm 45^\circ$ -Richtung verantwortlich gemacht, die insbesondere bei großen Fehlstellenabmessungen auftreten. In der Regel führt Vernähen mit kleinen Stichdichten im Vergleich zu kleinen Stichlängen und Nahtabständen zu einer geringeren Reduktion.

Zur Abschätzung der In-plane-Kennwerte von vernähten, beliebig geschichteten Laminaten muss zunächst die mittlere Fehlstellenfläche und -breite in Abhängigkeit der gewünschten Laminatdicke und Nähkonfiguration aus Tabelle A 33 abgelesen werden. Anschließend können die benötigten UD-Kennwerte entsprechend der Fehlstellengeometrie und der Nähkonfiguration aus den Abb. A 1 – Abb. A 24 entnommen werden, wobei dort die Kennwerte jeweils im Vergleich zur unvernähten Referenz angegeben sind. Um bei der Berechnung der UD-Kennwerte Effekte veränderlicher Faservolumengehalte und Laminatdicken auszuschließen, wurde für alle Konfigurationen ein Faservolumengehalt von 53 % und ein Laminatdickenverhältnis von 0,97 angenommen. Daher müssen die aus Abb. A 1 – Abb. A 24 gewonnenen Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte noch hinsichtlich des in Tabelle A 33 aufgeführten Faservolumengehalts und des Dickenverhältnisses linear angepasst werden. Anschließend werden die abgeschätzten UD-Kennwerte, die sich auf die Referenzgrößen des unvernähten Laminats beziehen, mit den Kennwerten des Referenzlaminats multipliziert. In einem letzten Schritt können Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte von Laminaten mit beliebiger Schichtung sowie für unterschiedliche Kohlenstofffaser-

typen und Harzsysteme mit Hilfe der CLT oder von Laminatanalyseprogrammen wie LION abgeschätzt werden. Über die Umrechnung der Garnfeinheit ist neben Glasfaser-Nähgarnen auch die Betrachtung anderer Garnmaterialien möglich.

Unter Verwendung der beschriebenen Vorgehensweise können auch In-plane-Kennwerte von nahezu beliebig vernähten oder durch Z-Pinning verstärkten Strukturen nach dem Vermessen der Fehlstellengeometrie an einer Laminatoberfläche abgeschätzt werden. Da in den äußeren Schichten erfahrungsgemäß die größten Fehlstellenabmessungen auftreten, führt dies in der Regel zu einer eher konservativen Annahme der Laminatkennwerte. Zusätzlich wurden in den Abb. A 1 – Abb. A 24 die aus Fehlstellenfläche und -breite nach Gl. (6.1) berechnete Länge l angegeben, da sich in der Praxis Fehlstellenlänge und -breite einfacher messen lassen als die Fehlstellenfläche.

$$l = \frac{2 \cdot A}{w} \quad (6.1)$$

Diese Vorgehensweise wurde anhand der experimentell ermittelten Elastizitäts- und Festigkeitskennwerte für jeweils 16 ausgewählte Parameterkonfigurationen der [A1-B-A2]-HTA-, [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA- und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat (K 3, K 5, K 6, K 10, K 12, K 15, K 18, K 19, K 24, K 25, K 29 und K 32) validiert. Dabei wurden Zug- und Schubmodul sowie Zug- und Schubfestigkeit im Vergleich zum Experiment immer im Mittel um 17, 17, 26 bzw. 22 % unterschätzt. Lediglich bei Druckmodul und -festigkeit kam es vereinzelt zu Überschätzungen von maximal 5 bzw. 11 %, die im Falle des Moduls innerhalb der experimentellen Streuung liegen. Im Mittel weichen die Schätzwerte für Modul und Festigkeit um 7 bzw. 12 % vom Druckversuch ab. Die beschriebene Vorgehensweise führt also in der Regel zu einer konservativen Abschätzung der Kennwerte strukturell vernähter Laminat.

6.4 Druckfestigkeit nach Impaktbelastung und interlaminare Energiefreisetzungsrates unter Mode-1-Belastung

Die CAI-Festigkeit und Energiefreisetzungsrates G_{1R} von strukturell vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten, die mit Hilfe der in Kapitel 4.3 beschriebenen Modelle abgeschätzt wurden, werden in Abb. 6.13 und Abb. 6.14 den experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt. Von den abgeschätzten CAI-Kennwerten liegen 24 Konfigurationen innerhalb der experimentellen Streuung. Die mittlere Abweichung zu den Ver-

suchsergebnissen beträgt etwa 4 %. Die maximale Über- bzw. Unterschätzung in Höhe von 17 und 9 % ergab sich für K 18 bzw. K 9.

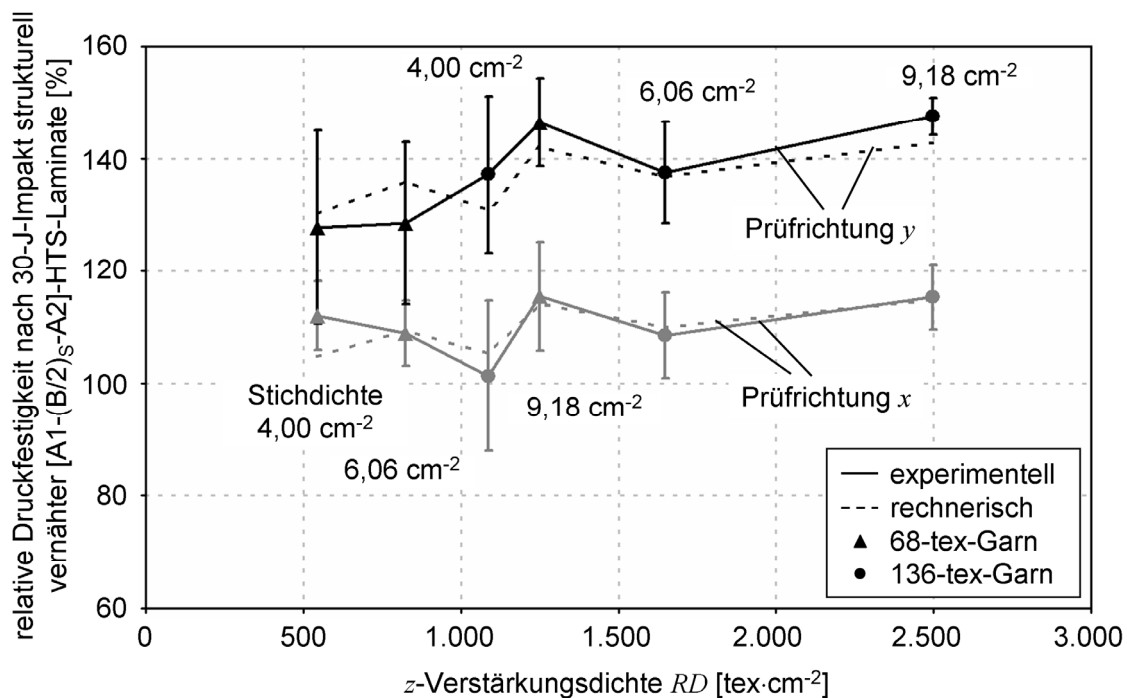


Abb. 6.13: Experimentell und rechnerisch ermittelte CAI-Festigkeit strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Prüfrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

Ein Vergleich der Energiefreisetzungsraten zeigt, dass 18 berechnete Kennwerte im Streubereich der Experimente liegen, wobei die Modellergebnisse im Mittel um 7 % abweichen. Eine maximale Überschätzung von G_{1R} in Höhe von 18 % wurde bei K 29 und eine maximale Unterschätzung in Höhe von 17 % bei K 9 festgestellt. Die dargestellten Ergebnisse zeigen, dass die Modelle zur Abschätzung der CAI-Festigkeit und der Energiefreisetzungsraten die Versuchsergebnisse mit einer guten Übereinstimmung wiedergeben (Einzelergebnisse für K 1 – K 32 siehe Anhang A 4, Tabelle A 34 und Tabelle A 35).

Um Nähkonfigurationen im Hinblick auf eine möglichst hohe Steigerung von CAI-Festigkeit und Mode-1-Energiefreisetzungsraten auszuwählen, wurden unter Zugrundelegung des [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminats jeweils 24 Konfigurationen rechnerisch untersucht. Da die Ergebnisse zusammen mit den Laminat-Scheibeneigenschaften bewertet werden sollen, wurde auf die Nähkonfigurationen, wie in Tabelle 4.4 angegeben, zurückgegriffen. Durch Vernähen mit einem Nähgarn der Feinheit 136 tex

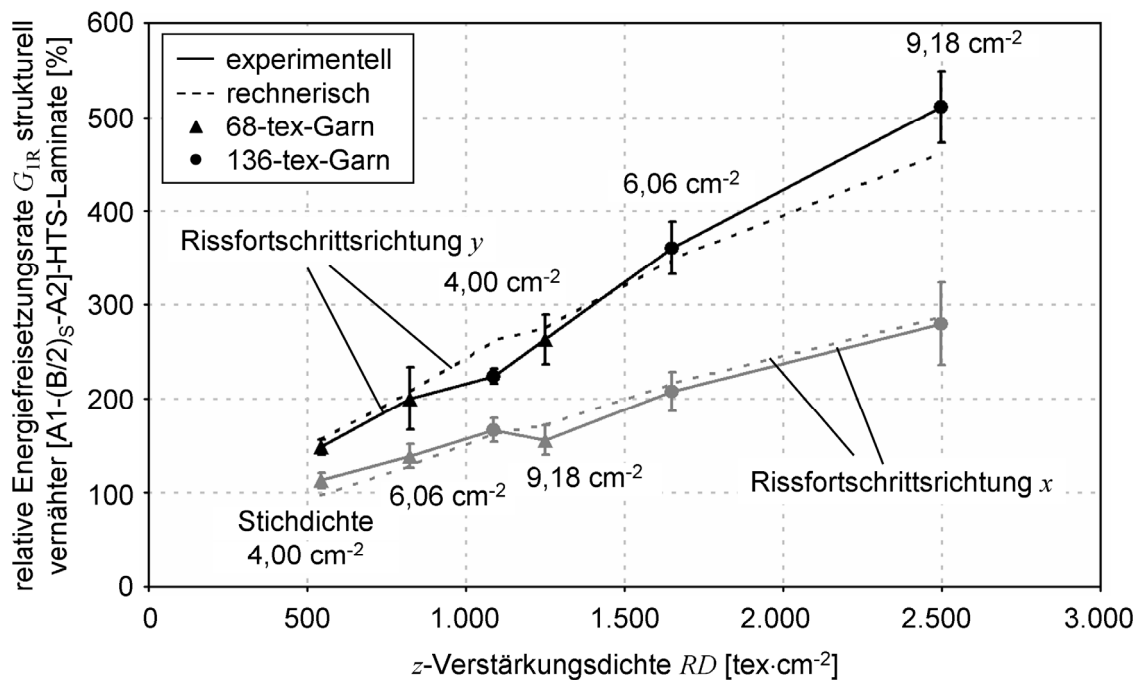


Abb. 6.14: Experimentell und rechnerisch ermittelte Energiefreisetzungsrate G_{IR} strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine in Abhängigkeit von z -Verstärkungsdichte und Rissfortschrittsrichtung (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

in Richtung x unter Verwendung einer Teilung und einer Stichlänge von 3,3 mm ist zu erwarten, dass für die beiden Out-of-plane-Kennwerte Restdruckfestigkeit und Energiefreisetzungsrate Steigerungen in Höhe von bis zu 16 bzw. 183 % erzielt werden können. Bei ungünstiger Nähkonfiguration (Nährichtung parallel x , Garnfeinheit 17 tex, Teilung und Stichlänge jeweils 5,0 mm) ergibt sich im Vergleich zur unvernähten Referenz eine um 5 % höhere CAI-Festigkeit, während der Wert für G_{IR} um 63 % niedriger abgeschätzt wird. Die ersten drei Nähkonfigurationen, die rechnerisch zu maximalen Steigerungen und Abminderungen oder minimalen Erhöhungen von CAI-Festigkeit und Energiefreisetzungsrate führen, sind in Tabelle A 36, Anhang A 4 aufgeführt. In Tabelle A 37, Anhang A 4 sind die Ergebnisse bei gleichzeitiger Bewertung beider Kennwerte ($R_{x,30J} \wedge G_{IR}$) angegeben.

7 Diskussion

Die experimentellen Untersuchungen zeigten, dass strukturell vernähte $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Lamine unter Schubbelastung im Mittel um 7 bzw. 15 % und maximal um 15 bzw. 22 % reduzierte Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte im Vergleich zum unvernähten Laminat besitzen, obwohl für einige in Dickenrichtung verstärkte Lamine keine Änderung des Schubmoduls festgestellt wurde und es günstigstenfalls sogar zu geringfügigen Steigerungen kommt. Aufgrund einer fehlenden Datenbasis können die ermittelten Scheiben-Schubeigenschaften nicht direkt mit Literaturkennwerten validiert werden. Ein Vergleich der Scheiben-Schub- mit -Zug- und -Druckeigenschaften von $[A1-B-A2]$ -HTA- und $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -HTA-Laminaten ergab ähnlich große Reduktionen oder Steigerungen von Modul und Festigkeit im Vergleich zum unvernähten Laminat. Auch internationale Forschungsarbeiten zeigten für strukturell vernähte FKV-Lamine im Allgemeinen um 10 bis 20 % reduzierte In-plane-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte unter Zug-, Druck- und Biegebelastung; [21], [33], [52], [53], [92] und [141] bis [143].

Obwohl bei den unvernähten $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminaten ein statistisch signifikanter Einfluss der Prüfrichtung (F- und t-Test) auf Schubmodul und -festigkeit nicht festzustellen war, ergab sich bei den vernähten Laminaten bei Belastung in y -Richtung im Vergleich zur x -Richtung im Mittel ein um etwa 8 % höherer Modul und eine um 10 % gesteigerte Festigkeit. Die arithmetischen Mittel beider Kennwerte unterscheiden sich statistisch signifikant (t-Test) für 11 von 16 Nähkonfigurationen hinsichtlich der Belastungsrichtung. Auch wenn die Ursache dafür unklar ist, belegt dies, dass bei mit der selben Nähkonfiguration vernähten Laminaten für senkrecht aufeinander stehende Belastungsrichtungen statistisch signifikant unterschiedliche Werte für Schubmodul und Schubfestigkeit im Experiment ermittelt werden können. Daher ist zu folgern, dass die Versuche zur Bestimmung von Schubkennwerten vernähter Lamine in beiden Belastungsrichtungen durchzuführen sind. Da aus mechanischer Sicht jedoch jeweils nur ein richtungsunabhängiger Kennwert anzugeben ist, erscheint es sinnvoll, für eine Bauteilauslegung die niedrigeren Zahlenwerte zu wählen. Im Vergleich zum unvernähten $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminat wird die Restdruckfestigkeit nach Impaktbelastung (30 J, ca. 12 J/mm) in x - und y -Richtung durch das Einbringen eines Nähgarns in Dickenrichtung im Mittel um 10 bzw. 37 % und maxi-

mal um 21 bzw. 48 % erhöht. Verglichen mit einer in der Literatur [32] für eine andere Versuchskonfiguration angegebenen maximalen Erhöhung der CAI-Festigkeit von 50 % (CFK, CF-Nähgarn, 11 Stiche/cm², Impaktenergie 10,7 J, 2,5 J/mm) liegen die für die Stichdichte von 9,18 Stiche/cm² in y -Richtung ermittelten Werte auf einem ähnlichen Niveau (K 20 45 %, K 24 47 %, K 28 und K 32 48 %). Allerdings waren derartige Steigerungen bei Belastung parallel zur Vorzugsrichtung des [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Aufbaus (x) nicht zu beobachten.

Die Ursache für dieses Verhalten ist vermutlich in der Behinderung der Schadensausbreitung durch das eingebrachte Nähgarn zu sehen. Bei vernähten Laminaten ist der Schlagschaden trichterförmig über der Laminatdicke ausgeprägt; vgl. Abb. 5.12 und Abb. 5.13. Während im Zentrum des Impakts alle Laminatschichten zerstört sind, sind im Randbereich hauptsächlich die äußeren, zur Rückseite (nicht schlagbeanspruchte Probekörperseite) hin angeordneten +45°-, 0°- und -45°-Lagen durch Faserbruch, Zwischenfaserbruch und Delaminationen betroffen (vgl. Abb. 7.1). Demgegenüber ist die in der Laminatmitte angeordnete 90°-Schicht im Randbereich des Schlagschadens vollständig unversehrt. Bei einer Druckbelastung in Richtung x bedeutet dies, dass eine der vier parallel zur Last orientierten 0°-Schichten in einem größeren Bereich geschädigt ist. Bei Belastung in y -Richtung hingegen ist die 90°-La-

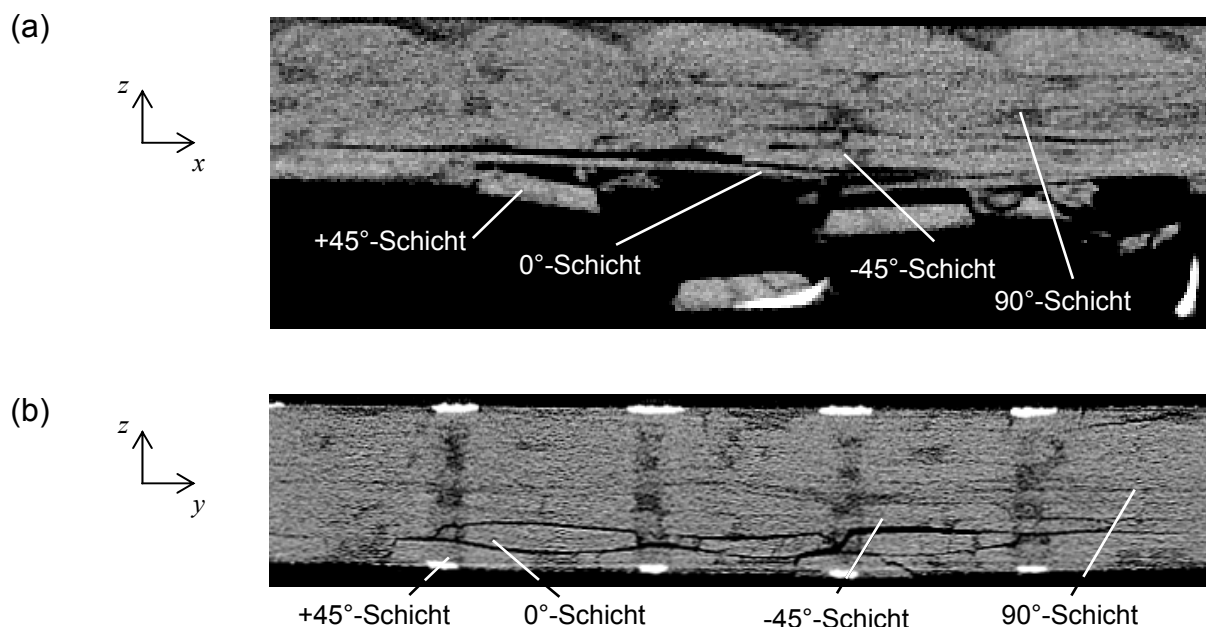


Abb. 7.1: Mikro-CT-Aufnahmen im Randbereich des Schlagschadens vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Probekörper mit Faserbruch, Zwischenfaserbruch und Delaminationen: (a) Konfiguration K 8 (Belastungsrichtung x) und (b) Konfiguration K 24 (Belastungsrichtung y)

ge lediglich im Impaktzentrum zerstört. Dies gilt nicht für das unvernähte Laminat, in dem Schäden in der 90°-Schicht auch noch in weiterer Entfernung zur Impaktstelle festgestellt wurden. Daraus folgt, dass, auf die unverstärkte Referenz bezogen, durch strukturelles Vernähen größere Steigerungen der Restdruckfestigkeit in Belastungsrichtung y als in Richtung x erzielt werden. Wie in [32] für strukturell vernähte CFK-Lamine festgestellt, nimmt die CAI-Festigkeit auch bei [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten mit steigender Stichdichte zu.

Hinsichtlich des Schädigungsbereichs auf der Rückseite der untersuchten Probekörper ergab sich eine Reduktion der Schadensfläche und -länge von bis über 70 % im Vergleich zum unvernähten Laminat, wobei die Verwendung eines 136-tex-Garns zu maximalen Abminderungen führt. Dies bestätigt die Ergebnisse in [29], [30] und [119], wo bei GFK- und CFK-Laminaten, die mit Glas- bzw. Aramidgarnen strukturell vernäht waren, eine um bis zu 40 % reduzierte Schadensfläche und -länge nachgewiesen wurde. Allerdings war bei den [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten ein leichter Anstieg der Delaminationsbreite zu verzeichnen, der auf Überbrückungseffekte infolge der Kraftaufnahme durch das Nähgarn und deren Weiterleitung in umliegende Laminatbereiche zurückzuführen ist. Soll bei diesen Laminaten eine möglichst hohe CAI-Festigkeit in Verbindung mit einem kleinen Schädigungsbereich erzielt werden, empfiehlt sich, wie auch in [30], [32], [52] und [122] für andere FKV nachgewiesen, die Verwendung von großen Stichdichten und Nähgarnfeinheiten.

Durch strukturelles Vernähen kann die scheinbare interlaminare Energiefreisetzungsrate G_{IR} unter Mode-1-Belastung im Vergleich zur unverstärkten Referenz zum Teil erheblich gesteigert werden. Im Mittel beträgt die Steigerung in den untersuchten Rissfortschrittsrichtungen x und y 76 bzw. 183 %. Bei Betrachtung der experimentellen Mittelwerte fällt auf, dass die Mode-1-Energiefreisetzungsrate des unvernähten Laminats in y -Richtung um 42 % niedriger ist als in Richtung x . Dahingegen liegen die G_{IR} -Werte für die strukturell vernähten Lamine in y - und x -Richtung auf ähnlichem Niveau, was durch einen Unterschied von nur 7 % zwischen den Mittelwerten in beiden Rissfortschrittsrichtungen deutlich wird, wobei in Richtung y tendenziell niedrigere Kennwerte ermittelt wurden. Folglich kann strukturelles Vernähen die Richtungsabhängigkeit eines Laminataufbaus im Hinblick auf die Energiefreisetzungsrate reduzieren, was auch durch eine Varianzanalyse, die für die Absolutwerte der Energiefreisetzungsrate durchgeführt wurde, bestätigt werden konnte (vgl. Kapitel 5.6).

Die höheren prozentualen Steigerungen von G_{1R} in Richtung y sind also auf den in dieser Richtung geringeren Mittelwert der unverstärkten Referenz zurückzuführen.

Bei Verwendung eines 136-tex-Oberfadens in Verbindung mit der höchsten Stichdichte konnte maximal eine 2,9- und 5,4-fache Energiefreisetzungsrates in x - bzw. y -Richtung ermittelt werden. Im Vergleich dazu wurde in [24] bei ähnlichen Stichdichten von einer 2,5- bis 8,2-fachen Steigerung der Energiefreisetzungsrates (136-tex-Glasfasergarn, Stichdichte 0,8 bzw. 7,0 cm⁻²) und in [26] von 3,3- bis 4,5-fachen Steigerungen unter Einsatz eines 167-tex-Vectran[®]-Garns (flüssigkristallines Polymer mit einer Zugfestigkeit von 3.200 MPa) berichtet. Allerdings ist ein Vergleich mit in der Literatur veröffentlichten G_{1R} -Kennwerten selbst für identische FKV und Nähkonfigurationen schwierig, da für die Auswertung eines Versuchs bis zu 16 unterschiedliche Zahlenwerte (6 Methoden und bis zu drei Auswertestellen; vgl. Kapitel 4.1.5) angegeben werden können, die zusätzlich noch wesentlich von der Art des Probekörpers (DCB oder TDCB) und des verwendeten Versuchsaufbaus abhängen.

Die an den HTA- und HTS-MAG-Laminaten ermittelten experimentellen Ergebnisse wurden mit Hilfe von Varianzanalysen (Signifikanzniveau 95 %) daraufhin untersucht, welche Parameter (Prüf- bzw. Rissfortschrittsrichtung, Nährichtung, Garnfeinheit, Teilung und Stichlänge) die Out-of-plane-Eigenschaften CAI-Festigkeit und G_{1R} sowie die In-plane-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte unter Zug-, Druck- und Schubbelastung signifikant beeinflussen. Zusammenfassend sind in Tabelle A 26, Anhang A 3 die Parameter und Wechselwirkungen aufgeführt, für die die größten Effekte auf die jeweilige Lamineigenschaft festgestellt wurden. Die Auswertung dieser Ergebnisse ergab, dass die Garnfeinheit der Parameter ist, der die Laminatkennwerte am deutlichsten beeinflusst. Sie hat den größten Effekt auf Zugmodul, Zug- und Schubfestigkeit sowie auf die Energiefreisetzungsrates, auf Druckfestigkeit und Schubmodul hat sie den zweit- bzw. drittgrößten Einfluss. Auch der Druckmodul wird durch die Garnfeinheit, allerdings in Wechselwirkung mit weiteren Parametern, beeinflusst. Lediglich die CAI-Festigkeit ist von der Garnfeinheit nicht signifikant abhängig. Die Auswertung der einzelnen Lamineigenschaften zeigt, dass ein 136-tex-Oberfaden zu hohen Energiefreisetzungsrates führt, was allerdings mit großen Abminderungen der Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte verbunden sein kann; vgl. Tabelle 7.1. Demgegenüber ist die Reduktion der In-plane-Eigenschaften durch die Verwendung eines 68-tex-Garns, mit dem Nachteil niedrigerer G_{1R} -Werte, zu minimieren.

Tabelle 7.1: Qualitativer Einfluss von Nährichtung, Garnfeinheit, Teilung, Stichlänge und Stichdichte auf In-plane- und Out-of-plane-Kennwerte von MAG-Laminaten

Einstellung	Nährichtung		Garnfeinheit	Teilung	Stichlänge	Stichdichte
	<i>x</i>	<i>y</i>	steigend	steigend	steigend	steigend
Scheiben-Zugmodul ¹	0	0	--	0	0	0
Scheiben-Zugfestigkeit ¹	0	0	--	0	0	0
Scheiben-Druckmodul ²	0	0	0	+	0	0
Scheiben-Druckfestigkeit ²	-	+	--	0	0	0
Scheiben-Schubmodul ³	0	0	-	0	0	0
Scheiben-Schubfestigkeit ³	-	+	-	0	0	0
CAI-Festigkeit ³	0	0	0	-	0	+
Energiefreisetzungsrates ³	0	0	++	-	-	+

--	negativer Einfluss
0	kein Einfluss
++	positiver Einfluss
¹	[A1-B-A2]-HTA-Laminat [16]
²	[A1-(B/2) _S -A2] ₂ -HTA-Laminat [16]
³	[A1-(B/2) _S -A2]-HTS-Laminat

Darüber hinaus ist festzustellen, dass fast alle Laminatkennwerte durch die Prüfrichtung selbst oder in Wechselwirkung mit ihr beeinflusst werden (signifikant Druckmodul und -festigkeit, Schubmodul sowie CAI-Festigkeit), obwohl die Grundlage der Varianzanalysen, die für alle untersuchten Kennwerte aufgeführt sind, die auf die unvernähten Referenzen bezogenen Ergebnisse waren. Da alle Referenzkennwerte für die betrachteten Belastungs- und Rissfortschrittsrichtungen jeweils 100 % betragen, wurde die Anisotropie der untersuchten Lamine in den Varianzanalysen somit nicht betrachtet. Dies belegt, dass komplexe Wechselwirkungen zwischen Nahtparametern, MAG-Halbzeugen und der Prüfrichtung bzw. Rissfortschrittsrichtung die Laminatkennwerte beeinflussen, deren Zusammenwirken aber noch nicht in allen Details geklärt ist. Zusätzlich sind in Tabelle A 26 die ersten drei Parameterkonfigurationen angegeben, die zu minimalen Reduktionen oder maximalen Steigerungen bzw. maximalen Abminderungen oder minimalen Erhöhungen führen. Dies ermöglicht die Auswahl einer optimalen Nähkonfiguration, wenn ein einzelner Kennwert, beispielsweise die Energiefreisetzungsrates, maximiert werden soll.

Um Richtlinien für die Auswahl optimaler Nähkonfigurationen hinsichtlich bestmöglicher Lamineigenschaften in der Ebene und in Dickenrichtung abzuleiten, wurde, wie in Tabelle A 27, Anhang A 3 angegeben, der Einfluss des strukturellen Vernähens auf unterschiedliche Kennwertkombinationen untersucht. Aufgrund der Ver-

gleichbarkeit der HTA- und HTS-MAG-Laminare und identischer Nähkonfigurationen erfolgte eine Betrachtung aller experimenteller Ergebnisse. Dazu wurde für E_x^t , E_y^t , E_x^c , E_y^c , G_{xy} , G_{yx} , R_x^t , R_y^t , R_x^c , R_y^c , R_{xy} , R_{yx} , $R_{x,30J}$, $R_{y,30J}$, $G_{1R,x}$ und $G_{1R,y}$ jeweils eine Rangliste erstellt. Anschließend wurden aus den Platzierungen Mittelwerte entsprechend der in Tabelle A 27, Anhang A 3 betrachteten Kennwertkombinationen gebildet. Um unabhängig von der Belastungs- bzw. Rissfortschrittsrichtung optimale Nähkonfigurationen, zu finden wurde zwischen K 1 und K 17 usw. gemittelt. Zur gemeinsamen Betrachtung von In-plane- und Out-of-plane-Eigenschaften erfolgte die Mittelwertbildung zunächst getrennt für beide Kennwertgruppen und anschließend mit der angegebenen Gewichtung. Zusätzlich ist in Tabelle A 27 für jede Lamineigenschaft bezogen auf die unvernähte Referenz der jeweils niedrigste experimentelle Wert für die Belastungs- oder Rissfortschrittsrichtung x und y aufgeführt.

Durch die Verwendung von K 10, K 9 und K 2 können bestmögliche Scheibeneigenschaften erzielt werden, wohingegen K 6, K 8 und K 16 unbedingt vermieden werden sollten. Hier zeigt sich ein Dilemma, denn bei K 6, K 8 und K 16 wurden wiederum maximal gesteigerte CAI-Festigkeiten und Energiefreisetzungsraten ermittelt. Durch die Wahl von K 4, K 9, K 10, K 12 und K 15 kann bei gleicher Gewichtung ein Kompromiss zwischen moderater Abminderung der Scheibenkennwerte und wünschenswerter Steigerung der Out-of-plane-Eigenschaften gefunden werden. Um beim Einsatz der Nähtechnik zur Herstellung von Preformen möglichst hohe In-plane-Kennwerte (daher zweifache Wichtung), gleichzeitig aber auch eine Steigerung der CAI-Festigkeit und der Energiefreisetzungsraten zu erreichen, bieten sich wiederum K 2, K 9, und K 10 an. Sollen möglichst hohe CAI-Festigkeiten und G_{1R} -Werte erzielt werden, so empfiehlt sich die Verwendung von K 4, K 8 und K 16.

Die gegenläufigen Effekte der strukturellen z -Verstärkung werden auch bei der rechnerisch durchgeführten Parameterstudie zum In-plane- und Out-of-plane-Verhalten von [A1-B-A2]-HTA- und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten deutlich. Für Garnfeinheiten, für die minimale Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte zu erwarten sind (102, 119 und 136 tex, $NR = 0^\circ$, $s = p = 3,30$ mm), werden maximale CAI-Festigkeiten und Energiefreisetzungsraten abgeschätzt (vgl. Tabelle A 32, Tabelle A 36 und Tabelle A 37 Anhang A 4). Optimale Scheibeneigenschaften werden für Nähkonfigurationen berechnet, für die lediglich eine Steigerung der Energiefreisetzungsraten von bis zu 41 % erwartet wird ($NR = 0^\circ$, $GF = 68$ tex, $s = 5,00$ mm, $p = 3,30$ mm oder

$NR = 0^\circ$, $GF = 68 \text{ tex}$, $s = 3,30 \text{ mm}$, $p = 4,15 \text{ mm}$ bzw. $NR = 0^\circ$, $GF = 51 \text{ tex}$, $s = p = 3,30 \text{ mm}$), wohingegen das maximale rechnerische Steigerungspotenzial bei 183 % liegt. Im Hinblick auf die Restdruckfestigkeit wird für diese Nähkonfigurationen eine Erhöhung um bis zu 15 % abgeschätzt, maximal wäre eine Steigerung in Höhe von 16 % möglich.

Die Ergebnisse der Berechnungen zeigen, dass das entwickelte FE-EZ-Modell die Abschätzung von Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerten sowie die Simulation des ebenen Spannungs-Dehnungs-Verhalten unvernährter und strukturell vernährter MAG-Laminat unter Zug-, Druck- und Schubbelastung ermöglicht. Im Vergleich zum experimentellen Ergebnis ergaben sich bei der FE-Rechnung über alle Konfigurationen gemittelte betragsmäßige Abweichungen in Höhe von weniger als 9 % für Zug-, Druck- und Schubfestigkeit sowie Schubmodul. Da insbesondere bei den Festigkeitskennwerten vereinzelt aber auch Unterschiede bis zu 27 % zwischen Modell und Experiment festgestellt wurden, wurde der Einfluss der Streuungen von Fehlstellenfläche und -breite auf die Zug- und Schubfestigkeit untersucht. Dazu wurden die aus Schliffbilduntersuchungen gewonnenen Mittelwerte der beiden Größen (Tabelle A 8 und Tabelle A 9, Anhang A 1) jeweils um die einfache Standardabweichung erniedrigt oder erhöht, um der Einheitszellenmodellierung eine minimale bzw. maximale Fehlstellenausprägung zugrunde zu legen. Zum Vergleich und zur Validierung des analytischen Fehlstellenmodells erfolgte weiterhin die Implementierung der abgeschätzten Fehlstellenausprägung (Fläche und Breite) in die FE-EZ. Zur Verringerung des Rechenaufwands wurden die Untersuchungen für den [A1-B-A2]-HTA-Aufbau mittels Plackett-Burman-Versuchsplan auf 12 Konfigurationen reduziert. Aus den bekannten Gründen genügte bei den [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten die Betrachtung von acht Nähkonfigurationen.

Unter Zugrundelegung der minimalen Fehlstellenfläche und -breite (siehe Abb. 7.2 und Abb. 7.3) ergab sich verglichen mit der mittleren Fehlstellengeometrie eine Erhöhung der Zug- sowie der Schubfestigkeit von im Mittel 4 %. Erwartungsgemäß wurde bei maximaler Fehlstellengeometrie eine reduzierte Zug- und Schubfestigkeit berechnet, die im Mittel um bis zu 4 % niedriger als bei der Mittelwertgeometrie waren. Für maximale Fehlstellen wurden gleich hohe oder kleinere Festigkeiten als für minimale und gemittelte Geometrien mit Ausnahme der Schubfestigkeitskennwerte von K 13 bzw. K 16 abgeschätzt. Dies bestätigt die Ergebnisse der Parameterstudie an der

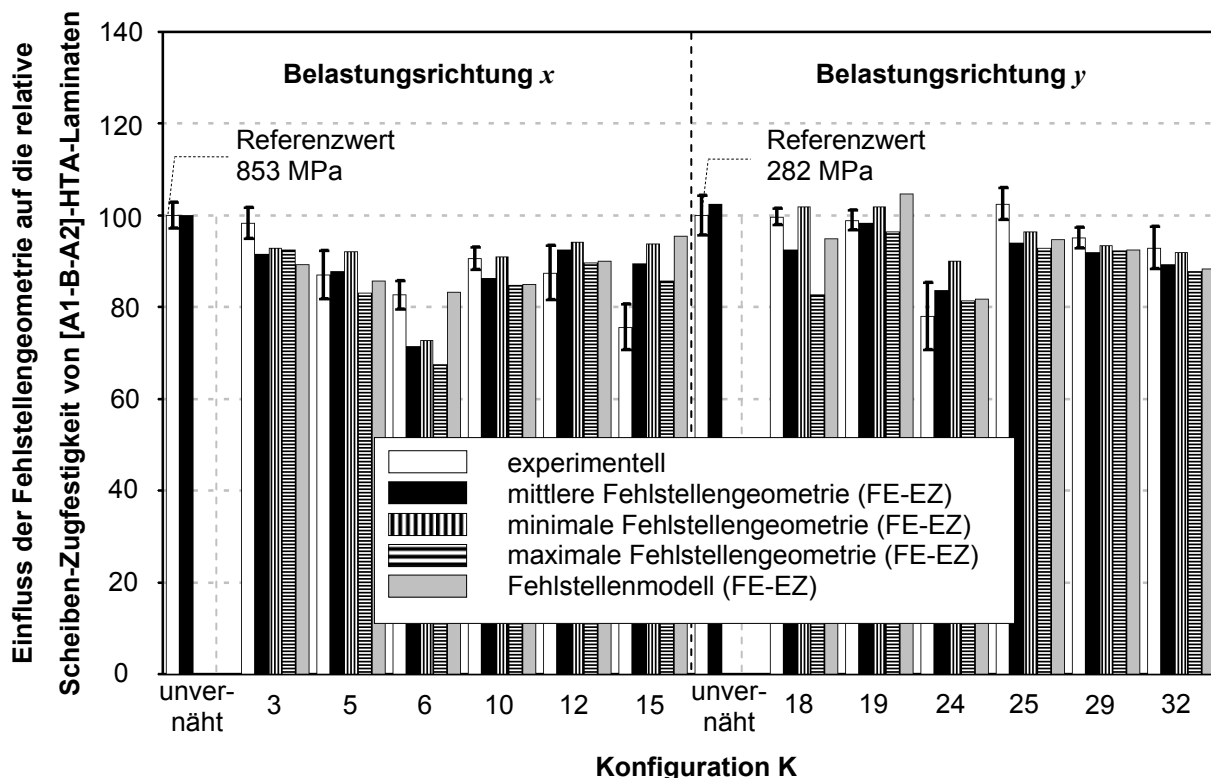


Abb. 7.2: Einfluss der Fehlstellengeometrie auf die Scheiben-Zugfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [A1-B-A2]-HTA-Lamine

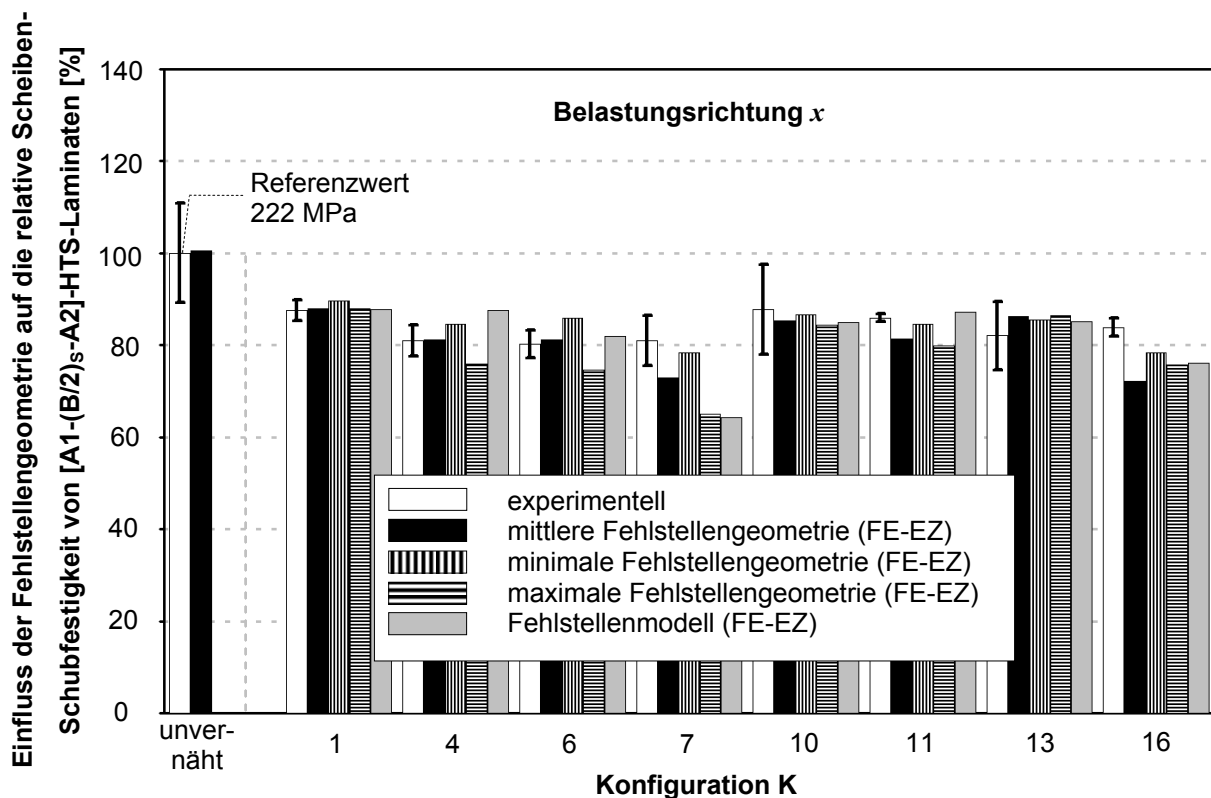


Abb. 7.3: Einfluss der Fehlstellengeometrie auf die Scheiben-Schubfestigkeit unvernähter und strukturell vernähter [A1-(B/2)_s-A2]-HTS-Lamine

UD-MAG-Einzelschicht, wo mit einem Anstieg von Fehlstellenfläche und -breite auch eine Kennwertreduktion zu verzeichnen war.

Ein Vergleich der experimentellen Mittelwerte und Streuungen für Zug- und Schubfestigkeit mit den Berechnungsergebnissen (Festigkeitsbereich der zwischen den Ergebnissen für minimale und maximale Fehlstellengeometrie liegt) zeigt bei 14 von 20 Kennwerten eine Überschneidung beider Bereiche. Für die Konfigurationen, bei denen relativ große Abweichungen zwischen FE-Modell (Fehlstellenmittelwerte) und Experiment ermittelt wurden (z. B. Zugfestigkeit bei K 6 und K 15), liegen die experimentellen Ergebnisse allerdings dennoch außerhalb des Bereichs, der durch die minimale und maximale Fehlstellengeometrie begrenzt wird. Verantwortlich dafür könnte die Verwendung nicht repräsentativer Fehlstellengeometrien sein, da aufgrund von vier Messwerten je Einzelschicht die statistische Sicherheit als niedrig einzuschätzen ist.

Die Implementierung der über das analytische Modell abgeschätzten Fehlstellenabmessungen führte im Mittel zu einer 6-prozentigen Abweichung der FE-Berechnung im Vergleich zur experimentell ermittelten Zug- und Schubfestigkeit (vgl. Abb. 7.2 und Abb. 7.3). Diese Abweichung liegt in der gleichen Größenordnung, wie die mittleren Unterschiede zwischen Experiment und FE-EZ-Modell unter Zugrundelegung der gemittelten Fehlstellengeometrie (vgl. auch Kapitel 6.1.1 und 6.1.3). Für die Mehrzahl der rechnerisch ermittelten Zug- und Schubfestigkeitskennwerte befinden sich die FE-Ergebnisse, die über die Implementierung des Fehlstellenmodells abgeschätzt wurden, zwischen den Festigkeitskennwerten, die bei minimaler und maximaler Abmessung der Fehlstelle berechnet wurden. Diese Ergebnisse bestätigen die Eignung des analytischen Modells zur Beschreibung der Fehlstellengeometrie innerhalb der EZ-Modellierung. Die Implementierung der Mittelwerte für Fehlstellenfläche und -breite hat gegenüber dem analytischen Modell den Nachteil, dass das arithmetische Mittel mit niedriger statistischer Sicherheit berechnet wurde, dem Fehlstellenmodell aber die Gesamtheit aller Messergebnisse zugrunde liegt und es somit statistisch eine größere Sicherheit gegen fehlerbehaftete Werte (nicht repräsentative Fehlstellen, Ausreißer, Mess- und Auswertefehler) bietet. Aufgrund der sehr guten Übereinstimmung zwischen experimentell ermittelter Zugfestigkeit und FE-Ergebnis (unter Zugrundelegung des Fehlstellenmodells) ist daher zu folgern, dass die Messwerte der Fehlstellengeometrie für K 6 fehlerbehaftet sein könnten. Bei K 15 hingegen ist

eher ein Fehler bei der experimentellen Bestimmung der Zugfestigkeit anzunehmen, da die unterschiedlichen FE-Berechnungsergebnisse auf ähnlichem Niveau liegen. Eine Alternative zur Abschätzung von Laminat-Steifigkeiten und -Festigkeiten bietet die Vorgehensweise über die Ermittlung der Kennwerte der strukturell vernähten UD-Einzelschicht und deren anschließender Implementierung in Laminatanalyseprogramme. Diese Methode ermöglicht im Rahmen der Vorauslegung die Vorhersage konservativer Laminatkennwerte für eine Vielzahl von Verstärkungsfasern, textilen Faserarchitekturen und z -Verstärkungen (MAG-Herstellung, Preforming, strukturelles Nähen, Tufting, Z-Pinning), falls durch die Verstärkung ähnliche Fehlstellenkonfigurationen, wie in Abb. 3.4 dargestellt, verursacht werden. Aus den im Rahmen der durchgeführten Arbeiten gemachten Erfahrungen ist es im Sinne einer verbesserten Übereinstimmung zwischen Experiment und Rechnung jedoch empfehlenswert, zur Kennwertabschätzung und zu einer detaillierteren Versagensanalyse strukturell vernähter MAG-Lamine auf das FE-EZ-Modell zurückzugreifen.

8 Zusammenfassung

Um komplexe Faser-Kunststoff-Verbund-Bauteile wirtschaftlich herzustellen, bietet das Vernähen von trockenen Faserhalbzeugen im Vorfeld der Harzinjektion vielfältige Möglichkeiten. Insbesondere aber zum Einbringen lokaler Verstärkungen in Laminatdickenrichtung kann strukturelles Nähen mit dem Ziel der Verbesserung mechanischer Out-of-plane-Eigenschaften (Impaktbeständigkeit und Schadenstoleranz) angewendet werden. Allerdings können diese Verstärkungen das Elastizitäts- und Festigkeitsverhalten des Verbunds in der Laminebene beeinflussen und dort zu Kennwertreduktionen führen. Für die Änderung der In-plane-Eigenschaften werden in erster Linie Faserondulationen im Stichbereich und Reinharzgebiete, die durch das Nähgarn verursacht werden und wie Fehlstellen wirken, verantwortlich gemacht.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Lamine (kohlenstofffaserverstärkte MAG-Lamine) strukturell vernäht, wobei die Nährichtung, Garnfeinheit, Teilung und die Stichlänge variiert wurden, um deren Einfluss auf Scheibenschubmodul und -festigkeit im Vergleich zum unverstärkten Laminat zu ermitteln und zu quantifizieren. Um die Potenziale des strukturellen Vernähens im Hinblick auf die Steigerung von Out-of-plane-Eigenschaften zu untersuchen, wurden an unvernähten und strukturell vernähten $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Laminen die Restdruckfestigkeit nach Impaktbelastung (CAI-Festigkeit) und die scheinbare interlaminare Energiefreisetzungsrates unter Mode-1-Belastung ermittelt. Die experimentellen Untersuchungen wurden für zwei Belastungs- bzw. Rissfortschrittsrichtungen im Falle der Energiefreisetzungsrates durchgeführt. Die Auswertung der an strukturell vernähten Probekörpern gemessenen Ergebnisse ergab im Mittel einen um 7 % reduzierten Schubmodul sowie eine um 15 % abgeminderte Schubfestigkeit im Vergleich zum unvernähten Referenzlaminat. Bei geeigneter Wahl der Nähkonfiguration kann die Reduktion des Schubmoduls vermieden und günstigstenfalls sogar eine geringfügige Erhöhung erzielt werden. Die CAI-Festigkeit wurde in Belastungsrichtung x im Mittel um 10 %, in y -Richtung um 37 % erhöht. Durch das Einbringen eines strukturellen Nähgarns in Dickenrichtung konnte ein erheblicher Anstieg der Energiefreisetzungsrates erreicht werden, der bei Rissfortschritt in x - und y -Richtung im Mittel 76 bzw. 183 % betrug.

Varianzanalysen ergaben, dass die Garnfeinheit teilweise in Wechselwirkung mit weiteren Einstellungen den größten Einfluss auf In-plane- und Out-of-plane-Eigenschaften (ausgenommen CAI-Festigkeit) hat, wobei dieser allerdings gegenläufig ausgeprägt ist. Ein Anstieg der Garnfeinheit beeinflusst die In-plane-Eigenschaften negativ, die Energiefreisetzungsrates hingegen positiv. Darüber hinaus konnte festgestellt werden, dass sich in beiden Prüf- bzw. Rissfortschrittsrichtungen unterschiedlich hohe Abminderungen oder Steigerungen der untersuchten Kennwerte im Vergleich zum unvernähten Laminat ergeben. Bei der Betrachtung aller Nähkonfigurationen und Werkstoffkennwerte stellte sich heraus, dass durch die Wahl von K 10, K 4, K 9, K 12 und K 15 ein Kompromiss zwischen einer moderaten Absenkung der Scheibenkennwerte und einer wünschenswerten Steigerung der Out-of-plane-Eigenschaften gefunden werden kann.

Aufgrund des Fehlens geeigneter rechnerischer Ansätze zur Abschätzung des In-plane-Festigkeitsverhaltens von in Dickenrichtung verstärkten Laminaten wurde, basierend auf einem Finite-Elemente-Einheitszellen-Modell zur Berechnung von Scheiben-Elastizitätskennwerten [149], ein Programm zur Versagensvorhersage strukturell vernähter MAG-Laminat entwickelt. Das Programm beinhaltet Module zur Spannungs-, Verzerrungs-, Festigkeits- und Degradationsanalyse. In Abhängigkeit der jeweiligen Nähkonfiguration können komplexe Einheitszellen mit Reinharzgebieten und Faserondulationsbereichen modelliert werden. Die iterative, kontinuumsmechanische und einzelschichtbasierte Versagensanalyse ermöglicht die Berechnung von Festigkeitskennwerten unvernähter und strukturell vernähter MAG-Laminat unter Scheiben-Zug-, -Druck- und -Schubbelastung. Dabei kann sowohl das Schädigungsverhalten als auch das ebene Spannungs-Dehnungs-Verhalten simuliert sowie thermisch bedingte Eigenspannungen und werkstoffliche Nichtlinearitäten berücksichtigt werden. Zur Bewertung der Werkstoffanstrengung wurde für Faserbruch das Maximalspannungs-Kriterium, für Zwischenfaserbruch das Wirkebenenkriterium von Puck (dreidimensionaler Spannungszustand) und für Matrixbruch das Haupt-Normal-Spannungs-Kriterium implementiert. Das Nachversagensverhalten wurde über Steifigkeitsdegradation mit Hilfe eines für den dreidimensionalen Spannungszustand modifizierten Chiu-Modells abgebildet.

Die Validierung des FE-EZ-Modells erfolgte mit experimentellen Ergebnissen für den Modul, die Festigkeit und den Zwischenfaserbruch-Rissbildungsbeginn unter Schei-

ben-Schubbelastung sowie für die Zug- und Druckfestigkeit vernähter und unvernähter $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-, $[A1-B-A2]$ -HTA- bzw. $[A1-(B/2)_S-A2]_2$ -HTA-Lamine. Für eine Vielzahl von Konfigurationen lag das rechnerische Ergebnis innerhalb des Streubereichs des Experiments. Die gute Übereinstimmung zwischen Berechnung und Versuch wird auch durch die mittlere Abweichung in Höhe von maximal 9 % der rechnerisch abgeschätzten Kennwerte (Schubmodul, Zug-, Druck- und Schubfestigkeit) im Vergleich zum experimentellen Ergebnis verdeutlicht. Vereinzelt kam es allerdings auch zu Unterschieden von bis zu 27 %. Aus den im Rahmen der Arbeit gemachten Erfahrungen zeigte sich, dass die Berücksichtigung von thermisch bedingten Eigenspannungen und werkstofflichen Nichtlinearitäten für die betrachteten Lamine und Werkstoffkennwerte nicht zu einer verbesserten Übereinstimmung zwischen FE-Simulation und Versuchsergebnis, aber zu einem um bis zu 20-fach höheren Rechenaufwand führt. Daher wurde bei den durchgeführten Versagensanalysen strukturell vernähter Lamine auf eine Berücksichtigung beider Effekte verzichtet.

Wesentliche Eingangskenngrößen des FE-EZ-Modells sind Laminatdicke, Faservolumengehalt sowie Fehlstellenbreite und -fläche in allen Einzellagen, die experimentell zu charakterisieren sind. Für die praktische Anwendung, für Parameterstudien oder den teilweisen Ersatz von Experimenten erscheint die detaillierte Erfassung dieser Größen für alle Parameterkonfigurationen aufgrund des hohen Zeitaufwands oder fehlender Daten ungeeignet. Daher wurden, basierend auf den vorliegenden Messergebnissen, Modelle erarbeitet und weiterentwickelt, die realistische Abschätzungen über zu erwartende Fehlstellengeometrien, Volumengehalte und Laminatdicken liefern. Die Verifizierung der Modelle erfolgte durch den direkten Vergleich mit experimentellen Ergebnissen sowie durch die Berechnung von Scheiben-Zug- und -Schubfestigkeit mit Hilfe der EZ-Modellierung. Eine rechnerische Parameterstudie zur Ableitung von Nähkonfigurationen mit bestmöglichen In-plane-Eigenschaften ergab, dass durch strukturelles Vernähen mit einem 68-tex-Garn bei einer Teilung von 5,0 mm und einer Stichlänge von 3,3 mm in x -Richtung maximale Scheiben-Steifigkeits- und -Festigkeitskennwerte erwartet werden können. Zur Abschätzung der Out-of-plane-Eigenschaften der in der rechnerischen Parameterstudie untersuchten $[A1-(B/2)_S-A2]$ -HTS-Lamine wurden empirische Modelle, basierend auf den Versuchsergebnissen der CAI-Festigkeit und der Mode-1-Energiefreisetzungsrates abgeleitet.

Es zeigte sich, dass bei der Nähkonfiguration, für die bestmögliche Scheiben-Eigenschaften berechnet wurden, lediglich eine 9- bzw. 28-prozentige Verbesserung der Restdruckfestigkeit bzw. der Energiefreisetzungsrates erreicht werden kann.

In der Vorauslegung bietet die Kennwertermittlung der strukturell vernähten UD-Einzelschicht und deren anschließende Implementierung in ein Laminatanalyseprogramm eine Alternative zur EZ-Modellierung, um konservative Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte z -verstärkter Lamine mit beliebigem Schichtaufbau und Verstärkungsmuster abzuschätzen. Zur Kennwertabschätzung und detaillierteren Versagensanalyse von strukturell vernähten Laminaten sollte allerdings auf das FE-EZ-Modell zurückgegriffen werden.

Die erarbeiteten experimentellen Ergebnisse in Verbindung mit den entwickelten Modellen eröffnen die Möglichkeit, ohne aufwändige experimentelle Untersuchungen die Auswirkung vielfältiger Konfigurationen von Garnfeinheit, Stichlänge und Teilung auf In-plane- und Out-of-plane-Kennwerte strukturell vernähter Lamine abzuschätzen und in mechanischer Hinsicht vorteilhafte Nähkonfigurationen festzulegen.

Anhang A

A 1 Experimentelle Charakterisierung von [A1-B-A2]-HTA-Zug- und [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Druck-Laminaten

Tabelle A 1: Spezifikationen der verwendeten HTA-Kohlenstofffaser-MAG [149]

		Einheit	MAG-Typ; Herstellerbezeichnung			
			A1; S32CY350- 00829- 01270- 264000	B; S32CB680- 00840- 01270- 264000	B/2	A2; S32CY350- 00828- 01270- 264000
Anzahl an Einzelschichten		[1]	3	3	2	3
Faserorientierung		[°]	+45/0/-45	0/90/0	0/90	-45/0/+45
Flächengewicht		[g/m ²]	267/284/267	284/276/284	284/138	267/284/267
MAG-Nähbindung		Typ	Franse	Trikot/ Franse	Trikot/ Franse	Franse
		Stichlänge [mm]	2,6	2,6	2,6	2,6
		Teilung [mm]	5,1	5,1	5,1	5,1
Kohlenstoff-faserroving		Typ	HTA	HTA	HTA	HTA
		Filament-anzahl [x1.000]	12/12/12	12/6/12	12/12	12/12/12
MAG-Nähfaden		Typ	PES	PES	PES	PES
		Feinheit [dtex]	76	76	48	76
		Flächengewicht [g/m ²]	6	12	4	6

Tabelle A 2: Laminatdicke und Faservolumengehalt unvernähter und strukturell vernähter Zug- und Druck-MAG-Laminat [149]

	[A1-B-A2]-HTA-Laminat		[A1-(B/2) _S -A2] ₂ -HTA-Laminat	
	Laminat-dicke [mm]	Faservolumengehalt [1]	Laminat-dicke [mm]	Faservolumengehalt [1]
unv _x	2,71	0,52	4,80	0,56
K 1	2,70	0,51	4,90	0,59
K 2	2,80	0,51	4,90	0,59
K 3	2,82	0,50	4,81	0,57
K 4	2,83	0,50	4,81	0,57
K 5	2,88	0,48	4,69	0,59
K 6	2,94	0,48	4,78	0,59
K 7	2,87	0,48	4,88	0,58
K 8	2,96	0,48	4,89	0,58
K 9	2,82	0,51	4,86	0,59
K 10	2,79	0,51	4,74	0,59
K 11	2,85	0,51	4,66	0,59
K 12	2,82	0,51	4,70	0,59
K 13	2,91	0,49	4,73	0,58
K 14	2,95	0,49	4,76	0,58
K 15	3,00	0,47	4,93	0,58
K 16	3,00	0,47	4,78	0,58

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 2 (Fortsetzung)

	[A1-B-A2]-HTA-Laminat		[A1-(B/2) _s -A2] ₂ -HTA-Laminat	
	Laminat- dicke [mm]	Faservolu- mengehalt [1]	Laminat- dicke [mm]	Faservolu- mengehalt [1]
unv _y	2,78	0,52	4,76	0,57
K 17	2,90	0,50	4,75	0,58
K 18	2,85	0,50	4,76	0,58
K 19	2,89	0,50	4,80	0,58
K 20	2,95	0,50	4,75	0,58
K 21	2,90	0,50	4,85	0,57
K 22	2,90	0,50	4,84	0,57
K 23	2,94	0,48	4,69	0,58
K 24	3,03	0,48	4,76	0,58
K 25	2,69	0,53	4,80	0,58
K 26	2,71	0,53	4,71	0,58
K 27	2,79	0,51	4,71	0,59
K 28	2,81	0,51	4,71	0,59
K 29	2,85	0,50	4,76	0,59
K 30	2,85	0,50	4,70	0,59
K 31	3,01	0,47	4,79	0,57
K 32	2,94	0,47	4,79	0,57
unv	unvernähtes Laminat (Index <i>x, y</i> gibt Belastungsrichtung an)			

Tabelle A 3: Angaben zur Zug- und Druckprüfung unvernähter und strukturell vernähter MAG-HTA-Lamine ([16], [148])

Bezeichnung, Aufbau	Belastungsart, -richtung (Prüfnorm)	Prüf- maschine (Prüfge- schwin- digkeit [mm/min])	Probekörper- länge, -breite, freie Probe- körperlänge [mm]	Dehnungs- messung (Richtung)
[B] ₂ -Laminat unvernäht [A1-A2]-Laminat unvernäht [A1-B-A2]-Laminat unvernäht und strukturell vernäht	Scheiben-Zug, <i>x</i> und <i>y</i> (QVA-Z10-46-34, QVA-Z10-46-35, QVA-Z10-46-36)	PL100N (2,0)	150, 20, 50	KEX (<i>x</i> und <i>y</i>)
[A1-(B/2) _s -A2] ₂ -Laminat unvernäht und strukturell vernäht	Scheiben-Druck, <i>x</i> und <i>y</i> (ASTM D3410, IITRI-Verfahren, Methode B)	PL100N (2,0)	150, 20, 10	DMS (<i>x</i> und <i>y</i>)
KEX	Klammerextensometer			
DMS	Dehnungsmessstreifen			

Tabelle A 4: Zug-Elastizitätsmodul unvernährter und strukturell vernährter [A1-B-A2]-HTA-Laminaten unter zügiger, einachsiger Zugbelastung [16]

	<i>n</i>	Zug-Elastizitäts- modul	relativer Zug- Elastizitäts- modul		<i>n</i>	Zug-Elastizitäts- modul	relativer Zug- Elastizitäts- modul
	[1]	[MPa]	[%]		[1]	[MPa]	[%]
unv _x	6	71.472 ± 3.015	100 ± 4	unv _y	5	29.139 ± 1.122	100 ± 4
K 1	4	65.782 ± 2.086	92 ± 3	K 17	4	25.625 ± 1.479	88 ± 5
K 2	4	63.903 ± 1.351	89 ± 2	K 18	4	27.713 ± 1.011	95 ± 4
K 3	3	63.880 ± 1.983	89 ± 3	K 19	4	25.615 ± 1.618	88 ± 6
K 4	4	66.174 ± 1.748	93 ± 2	K 20	3	24.897 ± 2.620	85 ± 9
K 5	3	61.702 ± 1.398	86 ± 2	K 21	4	25.145 ± 1.112	86 ± 4
K 6	4	61.501 ± 2.629	86 ± 4	K 22	4	25.740 ± 1.262	88 ± 4
K 7	4	67.376 ± 1.608	94 ± 2	K 23	4	24.959 ± 1.347	86 ± 5
K 8	4	61.761 ± 1.437	86 ± 2	K 24	3	20.695 ± 1.043	71 ± 4
K 9	3	66.205 ± 2.962	93 ± 4	K 25	4	29.230 ± 1.147	100 ± 4
K 10	4	68.707 ± 2.837	96 ± 4	K 26	4	30.271 ± 1.179	104 ± 4
K 11	3	63.959 ± 2.058	90 ± 3	K 27	4	27.080 ± 1.102	93 ± 4
K 12	4	68.080 ± 5.455	95 ± 8	K 28	4	26.313 ± 1.658	90 ± 6
K 13	4	63.455 ± 3.316	89 ± 5	K 29	4	25.929 ± 1.061	89 ± 4
K 14	4	54.624 ± 2.034	76 ± 3	K 30	3	24.244 ± 977	83 ± 3
K 15	4	70.534 ± 7.338	99 ± 10	K 31	4	26.713 ± 1.090	98 ± 4
K 16	4	60.771 ± 1.103	85 ± 2	K 32	4	25.929 ± 1.981	89 ± 7

unv unvernährtes Laminat (Index *x*, *y* gibt Richtung der Zugbelastung an)
n Anzahl gültiger Probekörper
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$ Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A 5: Zugfestigkeit unvernährter und strukturell vernährter [A1-B-A2]-HTA-Laminaten unter zügiger, einachsiger Zugbelastung [16]

	<i>n</i>	Zugfestigkeit	relative Zugfestigkeit		<i>n</i>	Zugfestigkeit	relative Zugfestigkeit
	[1]	[MPa]	[%]		[1]	[MPa]	[%]
unv _x	6	853 ± 24	100 ± 3	unv _y	5	282 ± 12	100 ± 4
K 1	4	788 ± 29	92 ± 4	K 17	4	278 ± 11	99 ± 4
K 2	4	757 ± 38	89 ± 5	K 18	4	281 ± 5	100 ± 2
K 3	4	838 ± 28	98 ± 3	K 19	4	279 ± 6	99 ± 2
K 4	4	860 ± 30	101 ± 4	K 20	3	265 ± 9	94 ± 3
K 5	3	742 ± 39	87 ± 5	K 21	4	225 ± 15	80 ± 5
K 6	3	705 ± 22	83 ± 3	K 22	4	260 ± 6	92 ± 2
K 7	4	733 ± 39	86 ± 5	K 23	4	243 ± 21	86 ± 8
K 8	4	662 ± 39	78 ± 5	K 24	4	220 ± 16	78 ± 6
K 9	4	786 ± 27	92 ± 3	K 25	4	289 ± 10	103 ± 4
K 10	4	773 ± 19	91 ± 2	K 26	4	294 ± 5	104 ± 2
K 11	4	764 ± 39	90 ± 5	K 27	4	282 ± 2	100 ± 1
K 12	4	746 ± 44	87 ± 5	K 28	4	275 ± 15	97 ± 5
K 13	2	735 ± 63	86 ± 7	K 29	4	268 ± 6	95 ± 2
K 14	4	547 ± 92	64 ± 11	K 30	4	278 ± 16	99 ± 6
K 15	4	645 ± 32	76 ± 4	K 31	4	268 ± 12	95 ± 4

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 5 (Fortsetzung)

n	Zugfestigkeit	relative Zugfestigkeit	n	Zugfestigkeit	relative Zugfestigkeit		
[1]	[MPa]	[%]	[1]	[MPa]	[%]		
K 16	4	639 ± 29	75 ± 4	K 32	4	262 ± 12	93 ± 4
unv	unvernährtes Laminat (Index x, y gibt Richtung der Zugbelastung an)						
n	Anzahl gültiger Probekörper						
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$	Mittelwert ± einfache Standardabweichung						

Tabelle A 6: Druck-Elastizitätsmodul unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Laminat unter zügiger, einachsiger Druckbelastung [16]

n	Druck-Elastizitätsmodul	relativer Druck-Elastizitätsmodul	n	Druck-Elastizitätsmodul	relativer Druck-Elastizitätsmodul		
[1]	[MPa]	[%]	[1]	[MPa]	[%]		
unv _x	7	64.599 ± 2541	100 ± 4	unv _y	7	31.905 ± 1.291	100 ± 4
K 1	4	61.724 ± 656	95 ± 1	K 17	4	34.570 ± 1.979	108 ± 6
K 2	4	66.022 ± 4.080	102 ± 6	K 18	3	33.836 ± 4.720	106 ± 15
K 3	3	62.597 ± 2.540	97 ± 4	K 19	4	30.907 ± 1.325	97 ± 4
K 4	4	63.292 ± 3.055	98 ± 5	K 20	4	29.801 ± 2.780	93 ± 9
K 5	4	78.541 ± 3.710	122 ± 6	K 21	4	29.215 ± 3.441	92 ± 11
K 6	3	73.573 ± 5.553	114 ± 9	K 22	4	28.907 ± 3.873	91 ± 21
K 7	4	65.218 ± 4.748	101 ± 7	K 23	3	28.397 ± 139	89 ± 0
K 8	4	67.484 ± 3.016	105 ± 5	K 24	4	32.623 ± 2.167	102 ± 7
K 9	4	72.305 ± 5.466	112 ± 9	K 25	4	30.835 ± 837	97 ± 3
K 10	3	71.466 ± 1.348	111 ± 2	K 26	4	32.439 ± 1.262	102 ± 4
K 11	3	65.806 ± 2.288	102 ± 4	K 27	3	28.646 ± 1.048	90 ± 3
K 12	3	64.105 ± 5.834	99 ± 9	K 28	4	29.855 ± 2.075	94 ± 7
K 13	4	60.369 ± 3.224	94 ± 5	K 29	2	30.413 ± 1.333	95 ± 4
K 14	3	63.589 ± 3.161	98 ± 5	K 30	4	31.820 ± 1.233	100 ± 4
K 15	4	67.207 ± 3.447	104 ± 5	K 31	4	31.969 ± 1.937	100 ± 6
K 16	3	69.291 ± 2.385	107 ± 4	K 32	4	29.394 ± 1.611	92 ± 5
unv	unvernährtes Laminat (Index x, y gibt Richtung der Druckbelastung an)						
n	Anzahl gültiger Probekörper						
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$	Mittelwert ± einfache Standardabweichung						

Tabelle A 7: Druckfestigkeit unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Laminat unter zügiger, einachsiger Druckbelastung [16]

n	Druckfestigkeit	relative Druckfestigkeit	n	Druckfestigkeit	relative Druckfestigkeit		
[1]	[MPa]	[%]	[1]	[MPa]	[%]		
unv _x	7	785 ± 42	100 ± 5	unv _y	7	346 ± 14	100 ± 4
K 1	4	727 ± 12	93 ± 2	K 17	4	388 ± 17	112 ± 5
K 2	4	763 ± 31	97 ± 4	K 18	3	394 ± 27	114 ± 8
K 3	4	712 ± 53	91 ± 7	K 19	4	359 ± 18	104 ± 5
K 4	4	691 ± 25	88 ± 3	K 20	4	380 ± 13	110 ± 4
K 5	4	589 ± 71	75 ± 9	K 21	4	294 ± 29	85 ± 8

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 7 (Fortsetzung)

	<i>n</i>	Druckfestigkeit	relative Druckfestigkeit		<i>n</i>	Druckfestigkeit	relative Druckfestigkeit
	[1]	[MPa]	[%]		[1]	[MPa]	[%]
K 6	4	592 ± 48	75 ± 6	K 22	4	287 ± 13	83 ± 4
K 7	4	586 ± 86	75 ± 11	K 23	4	310 ± 20	90 ± 6
K 8	4	630 ± 100	80 ± 13	K 24	4	321 ± 23	93 ± 7
K 9	4	630 ± 76	80 ± 10	K 25	4	355 ± 29	103 ± 8
K 10	3	725 ± 43	92 ± 6	K 26	4	355 ± 21	102 ± 6
K 11	3	623 ± 26	79 ± 3	K 27	3	318 ± 2	92 ± 1
K 12	4	581 ± 25	74 ± 3	K 28	3	350 ± 5	101 ± 1,
K 13	4	580 ± 67	74 ± 9	K 29	2	332 ± 43	96 ± 13
K 14	3	543 ± 16	69 ± 2	K 30	4	364 ± 41	105 ± 12
K 15	4	599 ± 41	76 ± 5	K 31	4	297 ± 48	86 ± 14
K 16	3	542 ± 65	69 ± 8	K 32	4	297 ± 54	86 ± 16
unv		unvernähtes Laminat (Index <i>x</i> , <i>y</i> gibt Richtung der Druckbelastung an)					
<i>n</i>		Anzahl gültiger Probekörper					
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$		Mittelwert ± einfache Standardabweichung					

Tabelle A 8: Mittelwert und Standardabweichung ($\bar{x} \pm 1 \cdot SA$) der aus Schlifffbilduntersuchungen gemessenen Fehlstellenflächen und -breiten strukturell vernähter [A1-B-A2]-HTA-Lamine ([149])

Schichtnummer; -orientierung [1]; [°]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstel- lenbreite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]
Parameterkonfiguration								
	K 1, K 17		K 2, K 18		K 3, K 19		K 4, K 20	
1; +45	0,88 ± 0,33	2,91 ± 1,63	1,20 ± 0,05	4,05 ± 0,74	0,65 ± 0,19	1,57 ± 0,56	1,09 ± 0,08	3,69 ± 0,78
2; 0	0,48 ± 0,12	1,26 ± 0,31	0,40 ± 0,07	1,14 ± 0,41	0,37 ± 0,03	0,79 ± 0,08	0,31 ± 0,02	0,63 ± 0,09
3; -45	0,63 ± 0,29	1,51 ± 0,99	0,58 ± 0,25	1,64 ± 1,04	0,38 ± 0,06	0,85 ± 0,18	0,53 ± 0,19	1,54 ± 0,71
4; 0	0,35 ± 0,04	0,94 ± 0,06	0,64 ± 0,34	1,22 ± 0,34	0,36 ± 0,02	0,75 ± 0,14	0,36 ± 0,14	1,08 ± 0,71
5; 90	0,66 ± 0,18	1,74 ± 0,83	0,71 ± 0,32	0,59 ± 0,10	0,47 ± 0,12	0,92 ± 0,24	0,50 ± 0,09	1,00 ± 0,19
6; 0	0,47 ± 0,22	1,07 ± 0,54	1,13 ± 0,68	1,67 ± 0,10	0,40 ± 0,06	0,88 ± 0,27	0,62 ± 0,32	1,15 ± 0,59
7; -45	0,73 ± 0,16	2,30 ± 0,40	0,70 ± 0,17	1,95 ± 0,47	0,65 ± 0,11	1,72 ± 0,35	0,73 ± 0,05	2,00 ± 0,22
8; 0	0,65 ± 0,13	2,10 ± 0,54	0,74 ± 0,23	2,28 ± 0,78	0,68 ± 0,10	1,82 ± 0,31	0,66 ± 0,05	2,00 ± 0,26
9; +45	1,01 ± 0,15	2,65 ± 0,45	1,45 ± 0,08	4,21 ± 0,83	0,98 ± 0,19	2,86 ± 0,97	1,35 ± 0,17	3,12 ± 0,80
Parameterkonfiguration								
	K 5, K 21		K 6, K 22		K 7, K 23		K 8, K 24	
1; +45	2,35 ± 0,24	7,55 ± 0,51	2,41 ± 0,52	5,48 ± 1,22	2,11 ± 0,54	4,72 ± 1,24	1,60 ± 0,18	3,44 ± 0,47
2; 0	0,74 ± 0,09	2,50 ± 0,33	2,35 ± 0,11	4,18 ± 0,67	0,68 ± 0,05	1,63 ± 0,21	0,78 ± 0,04	1,84 ± 0,45
3; -45	1,20 ± 0,13	3,28 ± 0,36	1,11 ± 0,20	2,85 ± 0,76	1,53 ± 0,14	4,09 ± 0,62	1,15 ± 0,25	2,48 ± 0,75
4; 0	1,21 ± 0,31	3,06 ± 0,61	0,80 ± 0,04	1,85 ± 0,30	0,85 ± 0,20	1,93 ± 0,44	0,74 ± 0,07	1,69 ± 0,31
5; 90	1,04 ± 0,12	2,54 ± 0,41	1,09 ± 0,10	2,57 ± 0,38	1,24 ± 0,09	2,91 ± 0,39	1,07 ± 0,16	2,22 ± 0,37
6; 0	1,15 ± 0,42	3,30 ± 0,35	2,07 ± 0,17	5,95 ± 0,39	0,89 ± 0,15	2,84 ± 0,64	0,92 ± 0,14	2,36 ± 0,53
7; -45	1,38 ± 0,14	4,91 ± 0,96	1,31 ± 0,12	3,41 ± 0,40	1,26 ± 0,05	3,39 ± 0,11	1,14 ± 0,10	2,64 ± 0,21
8; 0	1,22 ± 0,11	6,12 ± 0,53	2,35 ± 0,11	7,02 ± 0,52	1,02 ± 0,08	4,78 ± 1,22	1,90 ± 0,13	5,51 ± 0,33
9; +45	2,02 ± 0,62	5,44 ± 2,15	1,95 ± 0,24	6,11 ± 1,01	2,55 ± 0,05	7,90 ± 1,03	1,92 ± 0,40	4,34 ± 1,03

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 8 (Fortsetzung)

Schichtnummer; -orientierung [1]; [°]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstel- lenbreite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]
Parameterkonfiguration								
	K 9, K 25		K 10, K 26		K 11, K 27		K 12, K 28	
1; +45	0,76 ± 0,05	2,14 ± 0,25	0,56 ± 0,10	1,35 ± 0,38	0,87 ± 0,22	2,55 ± 0,76	1,01 ± 0,09	1,01 ± 0,08
2; 0	0,71 ± 0,08	1,49 ± 0,12	0,54 ± 0,11	1,42 ± 0,36	0,92 ± 0,09	1,83 ± 0,33	0,86 ± 0,10	1,99 ± 0,36
3; -45	0,47 ± 0,13	0,94 ± 0,16	0,39 ± 0,09	0,70 ± 0,06	0,54 ± 0,06	1,15 ± 0,17	0,47 ± 0,08	0,90 ± 0,14
4; 0	0,96 ± 0,23	1,87 ± 1,02	0,33 ± 0,04	0,67 ± 0,17	0,54 ± 0,12	1,35 ± 0,25	0,44 ± 0,03	0,85 ± 0,12
5; 90	0,63 ± 0,12	1,41 ± 0,19	0,41 ± 0,12	0,85 ± 0,21	0,87 ± 0,08	2,50 ± 0,34	0,74 ± 0,20	1,47 ± 0,47
6; 0	0,45 ± 0,10	1,13 ± 0,33	0,58 ± 0,42	1,06 ± 0,49	0,63 ± 0,29	1,36 ± 0,56	0,38 ± 0,03	0,85 ± 0,13
7; -45	0,58 ± 0,12	1,65 ± 0,34	0,55 ± 0,24	1,46 ± 1,43	0,62 ± 0,04	1,65 ± 0,23	0,64 ± 0,03	1,42 ± 0,15
8; 0	0,55 ± 0,03	1,45 ± 0,18	0,41 ± 0,12	1,01 ± 0,34	0,97 ± 0,05	3,23 ± 0,99	0,46 ± 0,05	1,00 ± 0,11
9; +45	0,77 ± 0,23	2,81 ± 1,36	0,78 ± 0,02	2,67 ± 0,29	0,99 ± 0,09	3,15 ± 0,52	0,84 ± 0,03	2,22 ± 0,32
Parameterkonfiguration								
	K 13, K 29		K 14, K 30		K 15, K 31		K 16, K 32	
1; +45	1,59 ± 0,23	5,18 ± 0,75	1,55 ± 0,3	4,72 ± 1,12	2,05 ± 0,13	6,11 ± 0,50	1,58 ± 0,19	4,32 ± 0,72
2; 0	1,30 ± 0,27	3,66 ± 1,17	1,06 ± 0,04	2,64 ± 0,17	1,21 ± 0,03	3,12 ± 0,27	1,03 ± 0,10	2,38 ± 0,33
3; -45	0,86 ± 0,17	2,09 ± 0,30	0,65 ± 0,07	1,36 ± 0,09	0,72 ± 0,04	1,58 ± 0,16	0,62 ± 0,07	1,21 ± 0,23
4; 0	0,80 ± 0,09	2,00 ± 0,33	0,64 ± 0,06	1,68 ± 0,46	0,93 ± 0,08	2,57 ± 0,36	0,63 ± 0,09	1,36 ± 0,17
5; 90	1,00 ± 0,12	2,15 ± 0,56	0,93 ± 0,01	1,91 ± 0,21	1,00 ± 0,04	2,09 ± 0,30	0,98 ± 0,05	1,87 ± 0,11
6; 0	0,84 ± 0,05	2,31 ± 0,19	0,63 ± 0,04	1,42 ± 0,10	0,94 ± 0,09	2,11 ± 0,31	0,56 ± 0,09	1,05 ± 0,14
7; -45	0,94 ± 0,10	2,64 ± 0,46	0,87 ± 0,02	1,97 ± 0,19	0,89 ± 0,03	2,02 ± 0,18	0,85 ± 0,03	1,82 ± 0,12
8; 0	1,10 ± 0,15	3,15 ± 0,52	0,90 ± 0,12	1,70 ± 0,14	1,07 ± 0,20	2,36 ± 0,53	0,65 ± 0,08	1,36 ± 0,22
9; +45	1,58 ± 0,14	4,87 ± 0,38	1,39 ± 0,13	4,04 ± 0,68	1,56 ± 0,09	4,64 ± 0,31	1,07 ± 0,10	2,59 ± 0,06

Tabelle A 9: Mittelwert und Standardabweichung ($\bar{x} \pm 1 \cdot SA$) der aus Schlifffbilduntersuchungen gemessenen Fehlstellenflächen und -breiten strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Lamine ([149])

Schichtnummer; -orientierung [1]; [°]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstel- lenbreite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]
	K 1, K 17		K 2, K 18		K 3, K 19		K 4, K 20	
1; +45	1,74 ± 0,29	4,69 ± 0,67	1,47 ± 0,25	3,97 ± 0,98	2,41 ± 0,29	5,73 ± 1,38	1,30 ± 0,12	0,61 ± 0,08
2; 0	0,68 ± 0,07	1,94 ± 0,25	0,63 ± 0,09	1,93 ± 0,18	0,47 ± 0,03	1,10 ± 0,09	0,42 ± 0,02	1,01 ± 0,08
3; -45	0,99 ± 0,01	2,96 ± 0,19	0,74 ± 0,10	2,02 ± 0,40	1,09 ± 0,17	2,47 ± 0,58	0,77 ± 0,07	1,76 ± 0,31
4; 0	0,66 ± 0,07	1,80 ± 0,33	0,66 ± 0,07	1,64 ± 0,19	0,45 ± 0,14	1,24 ± 0,49	0,42 ± 0,08	0,93 ± 0,22
5; 90	0,61 ± 0,14	1,55 ± 0,64	0,57 ± 0,17	1,49 ± 0,53	0,81 ± 0,11	1,44 ± 0,48	0,64 ± 0,04	1,57 ± 0,19
6; 0	0,51 ± 0,12	1,47 ± 0,45	0,52 ± 0,11	1,34 ± 0,31	0,30 ± 0,02	0,71 ± 0,13	0,31 ± 0,01	0,52 ± 0,05
7; -45	0,33 ± 0,02	0,74 ± 0,12	0,41 ± 0,19	0,72 ± 0,23	0,52 ± 0,05	1,20 ± 0,11	0,39 ± 0,04	0,73 ± 0,05
8; 0	0,35 ± 0,03	0,98 ± 0,26	0,36 ± 0,02	0,89 ± 0,15	0,33 ± 0,01	0,59 ± 0,13	0,39 ± 0,04	0,84 ± 0,18
9; +45	0,54 ± 0,09	1,16 ± 0,39	0,39 ± 0,07	0,90 ± 0,24	0,48 ± 0,10	0,93 ± 0,12	0,34 ± 0,01	0,65 ± 0,04
10; +45	0,54 ± 0,09	1,16 ± 0,39	0,39 ± 0,07	0,90 ± 0,24	0,48 ± 0,10	0,93 ± 0,12	0,34 ± 0,01	0,65 ± 0,04
11; 0	0,46 ± 0,16	1,22 ± 0,90	0,37 ± 0,02	0,85 ± 0,05	0,47 ± 0,05	0,94 ± 0,10	0,38 ± 0,04	0,76 ± 0,07
12; -45	0,44 ± 0,07	1,37 ± 0,33	0,34 ± 0,03	0,81 ± 0,11	0,43 ± 0,08	0,79 ± 0,11	0,28 ± 0,03	0,49 ± 0,11
13; 0	0,40 ± 0,07	1,24 ± 0,32	0,37 ± 0,04	0,98 ± 0,14	0,46 ± 0,10	0,92 ± 0,25	0,38 ± 0,02	0,86 ± 0,08
14; 90	0,54 ± 0,08	1,46 ± 0,36	0,65 ± 0,17	1,68 ± 0,14	0,90 ± -	2,36 ± 0,18	0,37 ± 0,04	0,77 ± 0,18
15; 0	1,59 ± 0,14	1,80 ± 0,33	0,51 ± 0,09	1,36 ± 0,11	0,49 ± 0,09	1,03 ± 0,30	0,55 ± 0,05	1,32 ± 0,25
16; -45	0,68 ± 0,16	1,85 ± 0,51	0,74 ± 0,10	2,02 ± 0,40	1,00 ± 0,13	2,41 ± 0,55	0,41 ± 0,04	0,83 ± 0,19
17; 0	0,37 ± 0,01	1,08 ± 0,09	0,46 ± 0,06	1,17 ± 0,24	0,57 ± 0,09	1,16 ± 0,04	0,57 ± 0,05	1,29 ± 0,33
18; +45	1,31 ± 0,26	4,53 ± 0,71	1,43 ± 0,30	4,41 ± 1,42	1,98 ± 0,23	5,51 ± 0,69	1,03 ± 0,25	2,24 ± 0,68

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 9 (Fortsetzung)

Schichtnummer; -orientierung [1]; [°]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstel- lenbreite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]
	K 5, K 21		K 6, K 22		K 7, K 23		K 8, K 24	
1; +45	1,72 ± 0,30	5,53 ± 0,96	1,65 ± 0,17	6,32 ± 0,95	1,22 ± 0,25	2,95 ± 0,75	1,14 ± 0,16	2,50 ± 0,68
2; 0	0,45 ± 0,10	1,21 ± 0,12	0,47 ± 0,04	1,42 ± 0,21	0,41 ± 0,01	0,86 ± 0,18	0,43 ± 0,07	0,92 ± 0,15
3; -45	1,18 ± 0,13	4,05 ± 0,64	1,11 ± 0,04	3,15 ± 0,13	0,90 ± 0,05	2,14 ± 0,17	0,74 ± 0,06	1,70 ± 0,35
4; 0	0,55 ± 0,06	1,60 ± 0,15	0,57 ± 0,04	1,66 ± 0,17	0,44 ± 0,04	1,08 ± 0,08	0,47 ± 0,06	0,96 ± 0,15
5; 90	1,18 ± 0,03	3,23 ± 0,53	1,12 ± 0,07	2,81 ± 0,17	0,89 ± 0,16	2,30 ± 0,59	0,95 ± 0,14	2,04 ± 0,39
6; 0	0,45 ± 0,02	1,45 ± 0,20	0,90 ± 0,28	1,45 ± 0,10	0,43 ± 0,09	0,92 ± 0,27	0,64 ± 0,11	1,59 ± 0,24
7; -45	0,67 ± 0,08	1,97 ± 0,18	0,59 ± 0,02	1,81 ± 0,23	0,75 ± 0,04	1,64 ± 0,18	0,55 ± 0,05	1,31 ± 0,20
8; 0	0,58 ± 0,10	1,74 ± 0,31	0,42 ± 0,04	1,21 ± 0,10	0,45 ± 0,03	1,11 ± 0,51	0,47 ± 0,08	1,02 ± 0,17
9; +45	0,67 ± 0,05	1,76 ± 0,25	0,60 ± 0,15	1,64 ± 0,52	0,70 ± 0,01	1,39 ± 0,13	0,54 ± 0,08	1,13 ± 0,37
10; +45	0,67 ± 0,05	1,76 ± 0,25	0,60 ± 0,15	1,64 ± 0,52	0,70 ± 0,01	1,39 ± 0,13	0,54 ± 0,08	1,13 ± 0,37
11; 0	0,70 ± 0,08	2,20 ± 0,37	0,76 ± 0,08	2,03 ± 0,45	0,68 ± 0,02	2,27 ± 0,16	0,35 ± 0,03	0,71 ± 0,14
12; -45	0,56 ± 0,10	1,63 ± 0,28	0,80 ± 0,21	2,60 ± 0,92	0,49 ± 0,05	1,09 ± 0,24	0,50 ± 0,04	1,25 ± 0,09
13; 0	0,50 ± 0,08	1,59 ± 0,28	0,73 ± 0,04	2,29 ± 0,40	0,49 ± 0,04	1,26 ± 0,15	0,52 ± 0,04	1,20 ± 0,15
14; 90	1,08 ± 0,08	3,01 ± 0,47	1,11 ± 0,13	2,95 ± 0,58	1,23 ± 0,11	3,41 ± 0,29	0,88 ± 0,25	1,80 ± 0,60
15; 0	0,53 ± 0,05	1,84 ± 0,20	0,46 ± 0,20	1,30 ± 0,78	0,47 ± 0,03	1,49 ± 0,14	0,53 ± 0,04	1,16 ± 0,18
16; -45	1,04 ± 0,09	3,30 ± 0,65	1,18 ± 0,06	3,47 ± 0,35	0,85 ± 0,07	2,03 ± 0,25	0,71 ± 0,11	2,04 ± 0,49
17; 0	0,51 ± 0,03	1,51 ± 0,11	0,42 ± 0,05	1,13 ± 0,17	0,54 ± 0,14	1,50 ± 0,43	0,37 ± 0,05	0,92 ± 0,11
18; +45	1,75 ± 0,22	4,35 ± 0,38	1,60 ± 0,19	4,96 ± 0,73	1,66 ± 0,10	5,04 ± 0,30	1,30 ± 0,28	3,76 ± 1,13

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 9 (Fortsetzung)

Schichtnummer; -orientierung [1]; [°]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstel- lenbreite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]
	K 9, K 25		K 10, K 26		K 11, K 27		K 12, K 28	
1; +45	1,11 ± -	3,77 ± 0,43	0,95 ± 0,15	2,18 ± 0,16	0,70 ± 0,09	1,86 ± 0,32	0,44 ± 0,09	0,95 ± 0,19
2; 0	1,30 ± 0,11	3,86 ± 0,53	0,37 ± 0,03	0,83 ± 0,10	0,57 ± 0,06	1,40 ± 0,29	0,50 ± 0,03	1,30 ± 0,08
3; -45	0,90 ± 0,14	2,42 ± 0,34	0,52 ± 0,03	1,11 ± 0,17	0,56 ± 0,08	1,20 ± 0,29	0,42 ± 0,05	0,77 ± 0,11
4; 0	0,79 ± 0,22	2,27 ± 0,80	0,33 ± 0,03	0,83 ± 0,18	0,84 ± 0,38	1,83 ± 0,94	0,31 ± 0,03	0,67 ± 0,09
5; 90	0,58 ± 0,12	1,20 ± 0,29	0,65 ± 0,03	1,40 ± 0,22	0,43 ± 0,03	1,02 ± 0,11	0,49 ± 0,01	1,16 ± 0,06
6; 0	0,41 ± 0,10	0,99 ± 0,24	0,31 ± 0,02	0,64 ± 0,03	0,71 ± 0,52	1,08 ± 0,32	0,33 ± 0,01	0,63 ± 0,11
7; -45	0,50 ± 0,11	1,06 ± 0,32	0,39 ± 0,04	0,68 ± 0,14	0,38 ± 0,02	0,87 ± 0,07	0,34 ± 0,03	0,65 ± 0,11
8; 0	0,36 ± 0,06	0,78 ± 0,26	0,30 ± 0,03	0,53 ± 0,08	0,29 ± 0,03	0,71 ± 0,13	0,29 ± 0,02	0,59 ± 0,08
9; +45	0,30 ± 0,04	0,62 ± 0,09	0,31 ± 0,03	0,67 ± 0,07	0,27 ± 0,03	0,62 ± 0,12	0,28 ± 0,03	0,54 ± 0,09
10; +45	0,30 ± 0,04	0,62 ± 0,09	0,31 ± 0,03	0,67 ± 0,07	0,27 ± 0,03	0,62 ± 0,12	0,28 ± 0,03	0,54 ± 0,09
11; 0	0,39 ± 0,03	1,07 ± 0,23	0,49 ± 0,03	1,31 ± 0,14	0,33 ± 0,04	0,82 ± 0,13	0,28 ± 0,04	0,57 ± 0,16
12; -45	0,46 ± 0,01	1,21 ± 0,15	0,39 ± 0,03	1,03 ± 0,10	0,60 ± 0,08	1,37 ± 0,19	0,38 ± 0,04	0,71 ± 0,04
13; 0	0,42 ± 0,05	1,04 ± 0,12	0,35 ± 0,04	0,94 ± 0,18	0,46 ± 0,07	1,08 ± 0,20	0,35 ± 0,04	0,94 ± 0,22
14; 90	0,48 ± 0,03	1,11 ± 0,16	0,56 ± 0,16	1,24 ± 0,42	0,72 ± 0,07	1,89 ± 0,25	0,57 ± 0,05	1,17 ± 0,13
15; 0	0,38 ± 0,05	0,80 ± 0,20	0,52 ± 0,10	1,48 ± 0,41	0,88 ± 0,22	1,95 ± 0,31	0,47 ± 0,10	1,13 ± 0,33
16; -45	0,68 ± 0,08	1,67 ± 0,52	0,43 ± 0,05	0,76 ± 0,06	0,73 ± 0,14	1,78 ± 0,53	0,68 ± 0,16	1,45 ± 0,40
17; 0	1,05 ± 0,21	3,11 ± 0,71	0,83 ± 0,10	2,08 ± 0,23	0,77 ± 0,08	1,73 ± 0,11	0,68 ± 0,16	1,68 ± 0,52
18; +45	1,51 ± 0,35	5,56 ± 1,72	0,92 ± 0,13	2,37 ± 0,55	0,70 ± 0,08	1,80 ± 0,28	0,63 ± 0,09	1,69 ± 0,34

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 9 (Fortsetzung)

Schichtnummer; -orientierung [1]; [°]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstel- lenbreite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]	Fehlstellen- breite [mm]	Fehlstellen- fläche [mm ²]
	K 13, K 29		K 14, K 30		K 15, K 31		K 16, K 32	
1; +45	1,43 ± 0,10	4,59 ± 0,55	1,17 ± 0,07	3,27 ± 0,41	1,59 ± 0,45	4,70 ± 1,82	1,10 ± 0,24	2,92 ± 0,69
2; 0	1,30 ± 0,13	3,53 ± 0,39	0,88 ± 0,13	1,98 ± 0,39	0,90 ± 0,12	2,20 ± 0,49	0,70 ± 0,08	1,26 ± 0,20
3; -45	0,82 ± 0,02	1,47 ± 0,19	0,68 ± 0,06	1,52 ± 0,13	0,74 ± 0,14	1,69 ± 0,43	0,71 ± 0,04	1,49 ± 0,16
4; 0	0,74 ± 0,15	1,66 ± 0,32	0,66 ± 0,05	1,39 ± 0,14	0,56 ± 0,09	1,15 ± 0,33	0,63 ± 0,07	1,11 ± 0,19
5; 90	0,74 ± 0,17	1,94 ± 1,44	0,55 ± 0,05	1,43 ± 0,36	0,61 ± 0,11	1,26 ± 0,18	0,58 ± 0,05	1,13 ± 0,05
6; 0	0,62 ± 0,03	1,53 ± 0,13	0,61 ± 0,08	1,43 ± 0,32	0,48 ± 0,03	1,01 ± 0,12	0,56 ± 0,03	1,22 ± 0,06
7; -45	0,69 ± 0,08	1,78 ± 0,25	0,66 ± 0,07	1,40 ± 0,21	0,55 ± 0,03	1,32 ± 0,28	0,70 ± 0,06	1,41 ± 0,29
8; 0	0,63 ± 0,05	1,50 ± 0,23	0,55 ± 0,06	1,21 ± 0,28	0,51 ± 0,08	1,16 ± 0,25	0,65 ± 0,05	1,24 ± 0,33
9; +45	0,54 ± 0,04	1,15 ± 0,21	0,63 ± 0,03	1,43 ± 0,36	0,55 ± 0,14	1,45 ± 0,67	0,61 ± 0,15	1,00 ± 0,25
10; +45	0,54 ± 0,04	1,15 ± 0,21	0,63 ± 0,03	1,43 ± 0,36	0,55 ± 0,14	1,45 ± 0,67	0,61 ± 0,15	1,00 ± 0,25
11; 0	0,66 ± 0,03	1,57 ± 0,30	0,58 ± 0,07	1,17 ± 0,22	0,51 ± 0,02	1,14 ± 0,45	0,47 ± 0,08	0,80 ± 0,24
12; -45	0,69 ± 0,06	1,86 ± 0,26	0,67 ± 0,03	1,38 ± 0,71	0,65 ± 0,21	1,88 ± 0,75	0,42 ± 0,13	0,56 ± 0,10
13; 0	0,61 ± 0,10	1,56 ± 0,29	0,61 ± 0,11	1,41 ± 0,45	0,51 ± 0,04	0,99 ± 0,35	0,48 ± 0,07	0,79 ± 0,18
14; 90	0,59 ± 0,04	1,15 ± 0,35	0,51 ± 0,09	0,95 ± 0,18	0,58 ± 0,05	1,21 ± 0,25	0,53 ± 0,05	1,08 ± 0,26
15; 0	0,78 ± 0,10	2,00 ± 0,33	0,63 ± 0,07	1,38 ± 0,19	0,64 ± 0,24	1,53 ± 0,82	0,51 ± 0,03	0,82 ± 0,08
16; -45	0,79 ± 0,25	1,77 ± 0,70	0,57 ± 0,11	1,20 ± 0,31	0,74 ± 0,14	1,69 ± 0,43	0,52 ± 0,06	0,94 ± 0,08
17; 0	1,21 ± 0,08	3,37 ± 0,58	0,86 ± 0,09	2,03 ± 0,32	0,90 ± 0,12	2,20 ± 0,49	0,84 ± 0,06	1,71 ± 0,29
18; +45	1,45 ± 0,17	4,21 ± 0,63	1,18 ± 0,12	3,00 ± 0,43	1,11 ± 0,12	3,03 ± 0,45	1,08 ± 0,15	2,52 ± 0,55

A 2 Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter [A1-B-A2]-HTA-Zug- und [A1-(B/2)_S-A2]₂-HTA-Druck-Laminaten

$$\begin{pmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{pmatrix} = \underbrace{\begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix}}_{\text{[ABD]-Steifigkeitsmatrix}} \cdot \begin{pmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \\ \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{pmatrix}^0 \quad (\text{A 1})$$

Tabelle A 10: Koeffizienten der [ABD]-Steifigkeitsmatrix in Abhängigkeit der Einheitsverzerrungen in der Elementmittelebene und resultierende Schnittkräfte/-momente (FE-Bilder zeigen die Absolutwerte des resultierenden, räumlichen Verschiebungsvektors [149])

Scheibenverzerrung in Elementmittelebene			Plattenwölbung in Elementmittelebene		
$\varepsilon_x^0 = 1\%$	$\varepsilon_y^0 = 1\%$	$\gamma_{xy}^0 = 1\%$	$\kappa_x^0 = 1\%$	$\kappa_y^0 = 1\%$	$\kappa_{xy}^0 = 1\%$
$A_{11} = \frac{N_x}{\varepsilon_x}$	$A_{12} = \frac{N_x}{\varepsilon_y}$	$A_{16} = \frac{N_x}{\gamma_{xy}}$	$B_{11} = \frac{M_x}{\kappa_x}$	$B_{12} = \frac{M_x}{\kappa_y}$	$B_{16} = \frac{M_x}{\kappa_{xy}}$
$A_{12} = \frac{N_y}{\varepsilon_x}$	$A_{22} = \frac{N_y}{\varepsilon_y}$	$A_{26} = \frac{N_y}{\gamma_{xy}}$	$B_{12} = \frac{M_y}{\kappa_x}$	$B_{22} = \frac{M_y}{\kappa_y}$	$B_{26} = \frac{M_y}{\kappa_{xy}}$
$A_{16} = \frac{N_{xy}}{\varepsilon_x}$	$A_{26} = \frac{N_{xy}}{\varepsilon_y}$	$A_{66} = \frac{N_{xy}}{\gamma_{xy}}$	$B_{16} = \frac{M_{xy}}{\kappa_x}$	$B_{26} = \frac{M_{xy}}{\kappa_y}$	$B_{66} = \frac{M_{xy}}{\kappa_{xy}}$
$B_{11} = \frac{M_x}{\varepsilon_x}$	$B_{12} = \frac{M_x}{\varepsilon_y}$	$B_{16} = \frac{M_x}{\gamma_{xy}}$	$D_{11} = \frac{M_x}{\kappa_x}$	$D_{12} = \frac{M_x}{\kappa_y}$	$D_{16} = \frac{M_x}{\kappa_{xy}}$
$B_{12} = \frac{M_y}{\varepsilon_x}$	$B_{22} = \frac{M_y}{\varepsilon_y}$	$B_{26} = \frac{M_y}{\gamma_{xy}}$	$D_{12} = \frac{M_y}{\kappa_x}$	$D_{22} = \frac{M_y}{\kappa_y}$	$D_{26} = \frac{M_y}{\kappa_{xy}}$
$B_{16} = \frac{M_{xy}}{\varepsilon_x}$	$B_{26} = \frac{M_{xy}}{\varepsilon_y}$	$B_{66} = \frac{M_{xy}}{\gamma_{xy}}$	$D_{16} = \frac{M_{xy}}{\kappa_x}$	$D_{26} = \frac{M_{xy}}{\kappa_y}$	$D_{66} = \frac{M_{xy}}{\kappa_{xy}}$

Tabelle A 11: An Einheitszellenflächen entsprechend den Einheitsverzerrungslastfällen aufgebrauchte Verschiebungen u_x , u_y und u_z (Referenz-Koordinatensystem cs , Länge l und Fläche s , siehe Abb. 4.11, [149])

Lastfall	KOS	Fläche/ Koordinate	Verschiebungsrandbedingungen an Einheitszellenflächen
$\varepsilon_x^0 = 1\%$, $\varepsilon_y^0 = \gamma_{xy}^0 = \kappa_x^0$ $= \kappa_y^0 = \kappa_{xy}^0$ $= 0$	$cs1$	$s1, s2, s3, s4$ $x = y = z = 0$	$u_x(x) = \varepsilon_x \cdot x, u_y(y) = 0$ $u_z(x, y, z) = 0$
$\varepsilon_y^0 = 1\%$, $\varepsilon_x^0 = \gamma_{xy}^0 = \kappa_x^0$ $= \kappa_y^0 = \kappa_{xy}^0$ $= 0$	$cs2$	$s1, s2, s3, s4$ $x = y = z = 0$	$u_y(y) = \varepsilon_y \cdot y, u_x(x) = 0$ $u_z(x, y, z) = 0$
$\gamma_{xy}^0 = 1\%$, $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \kappa_x^0$ $= \kappa_y^0 = \kappa_{xy}^0$ $= 0$	$cs3$	$s1, s2, s3, s4$ $x = y = z = 0$	$u_{x,y}(y, x) = (y, x) \cdot \tan\left(\frac{\gamma_{xy}}{2}\right)$ $u_z(x, y, z) = 0$
$\kappa_x^0 = 1\%$, $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \gamma_{xy}^0$ $= \kappa_y^0 = \kappa_{xy}^0$ $= 0$	$cs3$	$s1, s2, s3, s4, s5, s6$ $z = 0 \wedge y = \pm \frac{l_x}{2}$	$u_x(x, z) = \frac{2 \cdot z \cdot \tan\left(\frac{l_x \cdot \kappa_x}{2}\right)}{l_x} \cdot x$ $u_z(y, z) = 0$
$\kappa_y^0 = 1\%$, $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \gamma_{xy}^0$ $= \kappa_x^0 = \kappa_{xy}^0$ $= 0$	$cs3$	$s1, s2, s3, s4, s5, s6$ $z = 0 \wedge x = \pm \frac{l_y}{2}$	$u_y(y, z) = \frac{2 \cdot z \cdot \tan\left(\frac{l_y \cdot \kappa_y}{2}\right)}{l_y} \cdot y$ $u_z(x, z) = 0$
		$s1, s2, s3, s4$	$u_x(x, z) = \left[x - r_{xz} \cdot \cos\left(\alpha_{xz} \cdot \operatorname{sgn}(x) + \frac{\kappa_{xy}}{4 \cdot l_y}\right) \right] \cdot \operatorname{sgn}(x) \cdot \operatorname{sgn}(z) \cdot \frac{2 \cdot y}{l_y},$ $u_y(y, z) = \left[y - r_{yz} \cdot \cos\left(\alpha_{yz} \cdot \operatorname{sgn}(y) + \frac{\kappa_{xy}}{4 \cdot l_x}\right) \right] \cdot \operatorname{sgn}(y) \cdot \operatorname{sgn}(z) \cdot \frac{2 \cdot x}{l_x}$
		$s2, s4$	$u_z(x, y, z) = \left[z \cdot \operatorname{sgn}(x) \cdot \operatorname{sgn}(z) - r_{xz} \cdot \sin\left(\alpha_{xz} \cdot \operatorname{sgn}(x) + \frac{\kappa_{xy}}{4 \cdot l_y}\right) \right] \cdot \frac{2 \cdot y}{l_y}$
$\kappa_{xy}^0 = 1\%$, $\varepsilon_x^0 = \varepsilon_y^0 = \gamma_{xy}^0$ $= \kappa_x^0 = \kappa_y^0$ $= 0$	$cs3$	$s1, s3$ $x = z = 0 \wedge y = \pm \frac{l_x}{2}$ $x = z = 0 \wedge x = \pm \frac{l_y}{2}$	$u_z(x, y, z) = \left[z \cdot \operatorname{sgn}(y) \cdot \operatorname{sgn}(z) - r_{yz} \cdot \sin\left(\alpha_{yz} \cdot \operatorname{sgn}(y) + \frac{\kappa_{xy}}{4 \cdot l_x}\right) \right] \cdot \frac{2 \cdot x}{l_x}$ $u_y(x, y, z) = 0$ $u_x(x, y, z) = 0$
			wobei $\alpha_{xz}(x, z) = \arccos\left(\frac{x}{r_{xz}}\right), \alpha_{yz}(y, z) = \arccos\left(\frac{y}{r_{yz}}\right),$ $r_{xz}(x, z) = \sqrt{x^2 + z^2}, r_{yz}(y, z) = \sqrt{y^2 + z^2}$

$$[\mathbf{ABD}]^{-1} = \begin{bmatrix} [\mathbf{A}^*] & [\mathbf{B}^*] \\ [\mathbf{B}^*]^T & [\mathbf{D}^*] \end{bmatrix} \quad (\text{A } 2)$$

$$E_x = \frac{1}{A_{11}^* \cdot t} \quad (\text{A } 3)$$

$$E_y = \frac{1}{A_{22}^* \cdot t} \quad (\text{A } 4)$$

$$G_{xy} = \frac{1}{A_{66}^* \cdot t} \quad (\text{A } 5)$$

$$\nu_{xy} = -\frac{A_{12}^*}{A_{11}^*} \quad (\text{A } 6)$$

$$\nu_{yx} = -\frac{A_{21}^*}{A_{22}^*} \quad (\text{A } 7)$$

A 3 Experimentelle Untersuchungen an MAG-HTS-Laminaten

Tabelle A 12: Laminatdicke und Faservolumengehalt unvernählter UD-MAG-, [B/2]_S-, [A1-A2]- und [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine

Bezeichnung, Aufbau		Prüfrichtung (SVK, bzw. Prüfmethode)	Laminatdicke [mm]	Faservolumengehalt [1]
[0] ₁₆ -UD-MAG		0° (σ ₁ ^t - ε ₁ ^t)	4,65	0,56
[90] ₁₆ -UD-MAG		90° (σ ₂ ^t - ε ₂ ^t)	4,66	0,56
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat		x (σ _x ^t - ε _x ^t)	2,55	0,57
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat aus UD-MAG		x (σ _x ^t - ε _x ^t)	2,93	0,52
[0] ₁₆ -UD-MAG		0° (σ ₁ ^c - ε ₁ ^c)	4,65	0,56
[90] ₁₆ -UD-MAG		90° (σ ₂ ^c - ε ₂ ^c)	4,63	0,57
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat		y (σ _y ^t - ε _y ^t)	2,55	0,57
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat aus UD-MAG		y (σ _y ^t - ε _y ^t)	2,93	0,52
[+(45 ₂ /-45 ₂) ₂] _S -Laminat aus UD-MAG		x (τ ₂₁ - γ ₂₁)	4,66	0,57
[B/2] _S -Laminat		x (τ _{xy} - γ _{xy})	1,05	0,48
[A1-A2]-Laminat		x (τ _{xy} - γ _{xy})	1,61	0,60
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat		x (τ _{xy} - γ _{xy})	2,55	0,56
[B/2] _S -Laminat		y (τ _{yx} - γ _{yx})	1,04	0,49
[A1-A2]-Laminat		y (τ _{yx} - γ _{yx})	1,65	0,59
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat		y (τ _{yx} - γ _{yx})	2,54	0,57
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat		x (CAI)	2,55	0,57
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat		y (CAI)	2,55	0,57
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat		z (G _{1C} , x*)	2,73	0,56
[A1-(B/2) _S -A2]-Laminat		z (G _{1C} , y*)	2,74	0,56

SVK Spannungs-Verzerrungs-Kurve
t, c einachsige Scheiben-Zug-/Druckbelastung
* Richtung des Rissfortschritts unter Mode-1-Belastung

Tabelle A 13: Laminatdicke und Faservolumengehalt strukturell vernählter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine für Parameterkonfigurationen K 1 bis K 32

	Three-rail-shear-Probekörper		CAI-Probekörper		G _{1R} -Probekörper	
	Laminatdicke [mm]	Faservolumengehalt [1]	Laminatdicke [mm]	Faservolumengehalt [1]	Laminatdicke [mm]	Faservolumengehalt [1]
K 1	2,65	0,53	2,47	0,55	2,64	0,52
K 2	2,66	0,53	2,50	0,55	2,65	0,52
K 3	2,70	0,54	2,53	0,53	2,66	0,52
K 4	2,72	0,54	2,59	0,53	2,69	0,52
K 5	2,72	0,52	2,72	0,51	2,74	0,52
K 6	2,74	0,52	2,74	0,51	2,69	0,52
K 7	2,77	0,52	2,81	0,49	2,74	0,52
K 8	2,84	0,52	2,86	0,49	2,77	0,53

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 13 (Fortsetzung)

	Three-rail-shear- Probekörper		CAI-Probekörper		G_{IR} -Probekörper	
	Laminat- dicke	Faservolu- mengehalt	Laminat- dicke	Faservolu- mengehalt	Laminat- dicke	Faservolu- mengehalt
	[mm]	[1]	[mm]	[1]	[mm]	[1]
K 9	2,74	0,51	2,60	0,54	2,53	0,55
K 10	2,75	0,51	2,61	0,54	2,57	0,55
K 11	2,83	0,52	2,71	0,52	2,62	0,55
K 12	2,82	0,52	2,70	0,52	2,64	0,55
K 13	2,78	0,50	2,80	0,51	2,64	0,53
K 14	2,80	0,50	2,82	0,51	2,64	0,53
K 15	2,87	0,50	2,87	0,50	2,70	0,53
K 16	2,88	0,50	2,72	0,50	2,71	0,54
K 17	2,62	0,54	2,59	0,54	2,56	0,55
K 18	2,62	0,54	2,63	0,54	2,56	0,55
K 19	2,65	0,54	2,68	0,53	2,60	0,55
K 20	2,68	0,54	2,70	0,53	2,63	0,55
K 21	2,65	0,53	2,61	0,53	2,61	0,54
K 22	2,71	0,53	2,64	0,53	2,63	0,54
K 23	2,77	0,53	2,69	0,52	2,64	0,54
K 24	2,80	0,53	2,74	0,52	2,70	0,54
K 25	2,65	0,54	2,63	0,55	2,64	0,54
K 26	2,65	0,54	2,58	0,55	2,59	0,54
K 27	2,69	0,54	2,72	0,53	2,67	0,55
K 28	2,68	0,54	2,67	0,53	2,67	0,55
K 29	2,72	0,52	2,69	0,53	2,69	0,52
K 30	2,75	0,52	2,65	0,53	2,67	0,52
K 31	2,82	0,52	2,79	0,51	2,74	0,52
K 32	2,80	0,53	2,75	0,51	2,76	0,52

Tabelle A 14: Schubmodul unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat (Three-rail-shear-Belastung)

	<i>n</i>	Schubmodul	relativer Schubmodul		<i>n</i>	Schubmodul	relativer Schubmodul
	[1]	[MPa]	[%]		[1]	[MPa]	[%]
unv _{xy}	7	13.492 ± 514	100 ± 4	unv _{yx}	6	13.616 ± 605	100 ± 4
K 1	5	13.662 ± 325	101 ± 2	K 17	6	12.843 ± 670	88 ± 2
K 2	6	12.510 ± 1.314	93 ± 10	K 18	6	13.581 ± 385	100 ± 3
K 3	5	11.649 ± 274	86 ± 2	K 19	5	13.866 ± 265	102 ± 3
K 4	6	12.111 ± 648	90 ± 5	K 20	6	13.558 ± 861	100 ± 6
K 5	4	11.433 ± 540	85 ± 4	K 21	6	13.187 ± 870	97 ± 6
K 6	4	11.807 ± 579	88 ± 4	K 22	6	12.895 ± 562	95 ± 4
K 7	6	11.568 ± 449	86 ± 3	K 23	6	12.917 ± 481	95 ± 4
K 8	6	11.863 ± 449	86 ± 6	K 24	6	11.698 ± 487	86 ± 4
K 9	6	11.991 ± 793	89 ± 6	K 25	6	13.654 ± 637	100 ± 6

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 14 (Fortsetzung)

	n	Schubmodul	relativer Schubmodul		n	Schubmodul	relativer Schubmodul
	[1]	[MPa]	[%]		[1]	[MPa]	[%]
K 10	6	12.378 ± 1.077	92 ± 8	K 26	5	12.668 ± 392	93 ± 3
K 11	5	11.739 ± 701	87 ± 5	K 27	6	13.105 ± 665	96 ± 5
K 12	6	12.288 ± 897	91 ± 7	K 28	5	13.525 ± 368	99 ± 3
K 13	6	12.300 ± 427	91 ± 3	K 29	6	13.713 ± 612	101 ± 4
K 14	5	12.539 ± 1.372	93 ± 10	K 30	6	13.236 ± 547	97 ± 4
K 15	6	12.009 ± 894	89 ± 7	K 31	6	13.262 ± 660	97 ± 5
K 16	6	12.224 ± 627	91 ± 5	K 32	5	12.382 ± 364	91 ± 3
unv		unvernährtes Laminat (Index xy, yx gibt Richtung der Schubbelastung an)					
n		Anzahl gültiger Probekörper					
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$		Mittelwert ± einfache Standardabweichung					

Tabelle A 15: Schubfestigkeit unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten (Three-rail-shear-Belastung)

	n	Schubfestigkeit	relative Schubfestigkeit		n	Schubfestigkeit	relative Schubfestigkeit
	[1]	[MPa]	[%]		[1]	[MPa]	[%]
unv _{xy}	8	222 ± 24	100 ± 11	unv _{yx}	8	238 ± 22	100 ± 9
K 1	5	194 ± 4	88 ± 2	K 17	6	217 ± 10	91 ± 4
K 2	5	179 ± 6	81 ± 3	K 18	6	205 ± 9	86 ± 4
K 3	6	184 ± 10	83 ± 5	K 19	6	208 ± 2	88 ± 1
K 4	6	179 ± 6	81 ± 3	K 20	6	201 ± 9	84 ± 4
K 5	6	182 ± 3	82 ± 1	K 21	6	199 ± 6	84 ± 2
K 6	6	178 ± 5	80 ± 2	K 22	6	194 ± 15	82 ± 6
K 7	6	179 ± 10	81 ± 4	K 23	5	201 ± 5	84 ± 2
K 8	6	173 ± 8	78 ± 4	K 24	6	194 ± 9	82 ± 4
K 9	5	194 ± 15	88 ± 7	K 25	5	207 ± 5	87 ± 2
K 10	5	195 ± 19	88 ± 9	K 26	4	210 ± 3	88 ± 1
K 11	3	190 ± 2	86 ± 1	K 27	6	213 ± 11	90 ± 5
K 12	5	177 ± 15	80 ± 7	K 28	6	213 ± 7	90 ± 3
K 13	6	182 ± 14	82 ± 6	K 29	6	201 ± 10	84 ± 4
K 14	5	195 ± 10	88 ± 4	K 30	6	204 ± 6	86 ± 2
K 15	5	200 ± 21	90 ± 10	K 31	6	197 ± 4	83 ± 2
K 16	4	186 ± 4	84 ± 2	K 32	5	192 ± 5	81 ± 2
unv		unvernährtes Laminat (Index xy, yx gibt Richtung der Schubbelastung an)					
n		Anzahl gültiger Probekörper					
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$		Mittelwert ± einfache Standardabweichung					

Tabelle A 16: Schiebung bei 1. und 10. Zfb unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat (Three-rail-shear-Belastung, Grenzschallamplitude 19 dB)

	<i>n</i>	Schiebung bei 1. und 10. Zfb	relative Schiebung bei 1. und 10. Zfb		<i>n</i>	Schiebung bei 1. und 10. Zfb	relative Schiebung bei 1. und 10. Zfb
	[1]	[%], [%]	[%], [%]		[1]	[%], [%]	[%], [%]
unv _{xy}	3	0,38 ± 0,19, 0,98 ± 0,12	100 ± 51, 100 ± 12	unv _{yx}	3	0,85 ± 0,21, 1,14 ± 0,05	100 ± 25, 100 ± 4
K 1	2	0,39 ± 0,09, 0,91 ± 0,10	101 ± 25, 93 ± 10	K 17	3	0,82 ± 0,19, 1,12 ± 0,18	96 ± 22, 98 ± 16
K 2	3	0,43 ± 0,09, 0,84 ± 0,08	113 ± 24, 86 ± 8	K 18	3	0,72 ± 0,17, 1,01 ± 0,18	84 ± 19, 89 ± 16
K 3	3	0,65 ± 0,15, 1,05 ± 0,10	170 ± 40, 107 ± 10	K 19	3	0,79 ± 0,13, 1,12 ± 0,11	93 ± 15, 98 ± 10
K 4	3	0,80 ± 0,01, 0,90 ± 0,04	209 ± 4, 92 ± 4	K 20	3	0,63 ± 0,23, 0,97 ± 0,04	74 ± 27, 85 ± 3
K 5	3	0,64 ± 0,33, 0,94 ± 0,14	169 ± 85, 96 ± 14	K 21	2	0,48 ± 0,01, 0,68 ± 0,10	57 ± 1, 60 ± 9
K 6	3	0,41 ± 0,17, 0,74 ± 0,05	107 ± 44, 75 ± 5	K 22	2	1,00 ± 0,60, 1,12 ± 0,60	117 ± 71, 99 ± 53
K 7	3	0,39 ± 0,12, 0,90 ± 0,11	101 ± 32, 92 ± 11	K 23	3	0,89 ± 0,00, 1,03 ± 0,00	104 ± 0, 91 ± 0
K 8	3	0,34 ± 0,03, 0,69 ± 0,02	88 ± 8, 70 ± 2	K 24	3	0,46 ± 0,17, 0,71 ± 0,15	54 ± 20, 62 ± 13
K 9	3	0,44 ± 0,11, 0,91 ± 0,14	114 ± 29, 93 ± 15	K 25	3	0,92 ± 0,00, 1,21 ± 0,03	107 ± 0, 106 ± 3
K 10	3	0,47 ± 0,10, 0,92 ± 0,10	123 ± 25, 94 ± 10	K 26	3	0,70 ± 0,00, 0,99 ± 0,03	83 ± 0, 87 ± 3
K 11	3	0,57 ± 0,01, 0,83 ± 0,14	149 ± 1, 85 ± 14	K 27	3	0,77 ± 0,10, 1,05 ± 0,15	90 ± 11, 92 ± 13
K 12	3	0,42 ± 0,13, 0,99 ± 0,13	110 ± 33, 102 ± 13	K 28	3	0,69 ± 0,06, 1,06 ± 0,18	81 ± 7, 93 ± 16
K 13	3	0,61 ± 0,12, 0,90 ± 0,09	159 ± 32, 92 ± 9	K 29	3	0,74 ± 0,11, 0,97 ± 0,17	87 ± 13, 85 ± 15
K 14	3	0,56 ± 0,20, 0,80 ± 0,21	146 ± 53, 82 ± 22	K 30	3	0,61 ± 0,01, 0,77 ± 0,00	72 ± 1, 68 ± 0
K 15	3	0,45 ± 0,15, 0,85 ± 0,12	119 ± 38, 87 ± 12	K 31	3	0,53 ± 0,06, 0,78 ± 0,05	62 ± 7, 69 ± 5
K 16	3	0,43 ± 0,06, 0,76 ± 0,01	113 ± 15, 77 ± 1	K 32	3	0,61 ± 0,07, 0,76 ± 0,08	72 ± 8, 66 ± 7
unv		unvernährtes Laminat (Index <i>xy</i> , <i>yx</i> gibt Richtung der Schubbelastung an)					
<i>n</i>		Anzahl gültiger Probekörper					
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$		Mittelwert ± einfache Standardabweichung					

Tabelle A 17: Druckfestigkeit nach Impaktbelastung mit 30 J unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine

	<i>n</i>	Druckfestigkeit	relative Druckfestigkeit		<i>n</i>	Druckfestigkeit	relative Druckfestigkeit
	[1]	[MPa]	[%]		[1]	[MPa]	[%]
unv _x	8	192 ± 20	100 ± 10	unv _y	11	103 ± 29	100 ± 28
K 1	4	213 ± 8	111 ± 4	K 17	5	136 ± 16	132 ± 16
K 2	5	210 ± 9	109 ± 5	K 18	4	122 ± 7	119 ± 7
K 3	5	207 ± 5	108 ± 2	K 19	4	131 ± 4	127 ± 4
K 4	5	232 ± 19	121 ± 10	K 20	5	149 ± 7	145 ± 7
K 5	4	203 ± 27	106 ± 14	K 21	4	149 ± 4	145 ± 4
K 6	4	220 ± 10	114 ± 5	K 22	5	143 ± 7	139 ± 7
K 7	5	214 ± 11	111 ± 6	K 23	5	139 ± 13	135 ± 12
K 8	3	216 ± 4	112 ± 2	K 24	5	151 ± 4	147 ± 4
K 9	4	218 ± 15	114 ± 8	K 25	5	127 ± 19	123 ± 19
K 10	5	216 ± 19	112 ± 10	K 26	4	145 ± 17	141 ± 16
K 11	4	203 ± 4	106 ± 2	K 27	5	132 ± 19	128 ± 18
K 12	4	210 ± 9	109 ± 5	K 28	5	152 ± 9	148 ± 9
K 13	5	186 ± 25	97 ± 13	K 29	5	135 ± 17	131 ± 17
K 14	4	195 ± 18	102 ± 9	K 30	5	150 ± 2	146 ± 2
K 15	5	205 ± 11	107 ± 6	K 31	4	133 ± 3	129 ± 3
K 16	4	226 ± 13	118 ± 7	K 32	4	153 ± 2	148 ± 2

unv unvernährtes Laminat (Index *x, y* gibt Richtung der Druckbelastung an)

n Anzahl gültiger Probekörper

$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$ Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A 18: Impaktfläche auf der Vorderseite unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine nach Impaktbelastung mit 30 J

	<i>n</i>	Impaktfläche	relative Impaktfläche		<i>n</i>	Impaktfläche	relative Impaktfläche
	[1]	[mm ²]	[%]		[1]	[mm ²]	[%]
unv _x	5	152 ± 16	100 ± 11	unv _y	7	156 ± 9	100 ± 6
K 1	2	158 ± 1	104 ± 1	K 17	4	157 ± 10	101 ± 7
K 2	3	156 ± 3	103 ± 2	K 18	4	151 ± 12	97 ± 8
K 3	5	157 ± 29	103 ± 19	K 19	5	161 ± 10	103 ± 7
K 4	5	161 ± 8	106 ± 5	K 20	5	156 ± 25	100 ± 16
K 5	4	163 ± 13	107 ± 9	K 21	5	170 ± 24	109 ± 15
K 6	3	179 ± 7	118 ± 5	K 22	5	169 ± 14	108 ± 9
K 7	4	159 ± 9	105 ± 6	K 23	5	164 ± 26	105 ± 17
K 8	4	155 ± 13	102 ± 9	K 24	5	162 ± 41	104 ± 26
K 9	4	165 ± 6	108 ± 4	K 25	4	154 ± 8	98 ± 5
K 10	5	171 ± 10	112 ± 6	K 26	4	136 ± 30	87 ± 19
K 11	3	160 ± 6	105 ± 4	K 27	5	176 ± 12	112 ± 8
K 12	3	161 ± 28	106 ± 19	K 28	4	159 ± 1	102 ± 0
K 13	4	161 ± 17	106 ± 11	K 29	5	148 ± 29	94 ± 19
K 14	4	167 ± 19	110 ± 12	K 30	4	173 ± 5	111 ± 3
K 15	4	150 ± 14	99 ± 9	K 31	5	168 ± 27	108 ± 18

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 18 (Fortsetzung)

n	Impaktfläche	relative Impaktfläche	n	Impaktfläche	relative Impaktfläche		
[1]	[mm ²]	[%]	[1]	[mm ²]	[%]		
K 16	4	155 ± 18	102 ± 12	K 32	5	168 ± 21	107 ± 13
unv	unvernährtes Laminat (Index x, y gibt Richtung der Druckbelastung an)						
n	Anzahl gültiger Probekörper						
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$	Mittelwert ± einfache Standardabweichung						

Tabelle A 19: Impakttiefe unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat nach Impaktbelastung mit 30 J

n	Impakttiefe	relative Impakttiefe	n	Impakttiefe	relative Impakttiefe		
[1]	[mm]	[%]	[1]	[mm]	[%]		
unv _x	5	3,09 ± 0,81	100 ± 26	unv _y	5	2,41 ± 0,22	100 ± 9
K 1	2	2,91 ± 0,03	94 ± 1	K 17	4	2,79 ± 0,36	116 ± 15
K 2	4	2,78 ± 0,15	90 ± 5	K 18	4	2,76 ± 0,13	115 ± 6
K 3	4	2,68 ± 0,26	87 ± 8	K 19	5	2,72 ± 0,26	113 ± 11
K 4	4	3,03 ± 0,14	98 ± 4	K 20	5	2,92 ± 0,60	121 ± 25
K 5	4	3,00 ± 0,18	97 ± 6	K 21	5	3,21 ± 0,51	133 ± 21
K 6	3	3,03 ± 0,61	98 ± 20	K 22	4	2,89 ± 0,13	120 ± 6
K 7	4	2,92 ± 0,12	94 ± 4	K 23	5	3,05 ± 0,13	127 ± 5
K 8	4	2,82 ± 0,28	91 ± 9	K 24	4	3,16 ± 0,06	131 ± 2
K 9	4	2,78 ± 0,51	90 ± 16	K 25	4	2,39 ± 0,05	99 ± 2
K 10	5	3,05 ± 0,23	99 ± 7	K 26	4	2,57 ± 0,45	107 ± 19
K 11	4	2,51 ± 0,25	81 ± 8	K 27	4	2,81 ± 0,34	117 ± 14
K 12	2	2,94 ± 0,01	95 ± 0	K 28	5	3,45 ± 0,74	143 ± 31
K 13	4	2,54 ± 0,42	82 ± 14	K 29	5	2,75 ± 0,30	114 ± 13
K 14	3	2,79 ± 0,10	90 ± 3	K 30	5	3,47 ± 0,69	144 ± 29
K 15	4	2,77 ± 0,12	90 ± 4	K 31	5	2,74 ± 0,28	114 ± 12
K 16	3	2,99 ± 0,06	97 ± 2	K 32	4	2,85 ± 0,19	118 ± 8
unv	unvernährtes Laminat (Index x, y gibt Richtung der Druckbelastung an)						
n	Anzahl gültiger Probekörper						
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$	Mittelwert ± einfache Standardabweichung						

Tabelle A 20: Delaminationsfläche auf der Rückseite unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat nach Impaktbelastung mit 30 J

n	Delaminationsfläche	relative Delaminationsfläche	n	Delaminationsfläche	relative Delaminationsfläche		
[1]	[mm ²]	[%]	[1]	[mm ²]	[%]		
unv _x	8	2.154 ± 327	100 ± 15	unv _y	7	2.154 ± 302	100 ± 14
K 1	4	1.205 ± 328	56 ± 15	K 17	2	1.427 ± 710	66 ± 33
K 2	3	1.138 ± 449	53 ± 21	K 18	3	887 ± 61	41 ± 3
K 3	2	931 ± 0	43 ± 0	K 19	4	785 ± 27	36 ± 1
K 4	4	892 ± 183	41 ± 8	K 20	4	1.362 ± 491	63 ± 23
K 5	3	1.049 ± 280	49 ± 13	K 21	4	687 ± 31	32 ± 1
K 6	3	897 ± 247	42 ± 11	K 22	5	622 ± 93	29 ± 4

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 20 (Fortsetzung)

	n	Delaminations- fläche [mm ²]	relative Delami- nationsfläche [%]		n	Delaminations- fläche [mm ²]	relative Delami- nationsfläche [%]
	[1]				[1]		
K 7	3	835 ± 203	39 ± 9	K 23	5	701 ± 76	33 ± 4
K 8	3	783 ± 176	36 ± 8	K 24	4	596 ± 37	28 ± 2
K 9	3	1.367 ± 487	63 ± 23	K 25	4	1.599 ± 139	74 ± 6
K 10	4	1.103 ± 338	51 ± 16	K 26	3	1.250 ± 68	58 ± 3
K 11	3	1.383 ± 468	64 ± 22	K 27	4	859 ± 22	40 ± 1
K 12	3	695 ± 84	32 ± 4	K 28	4	892 ± 236	41 ± 11
K 13	3	874 ± 115	41 ± 5	K 29	5	1.337 ± 237	62 ± 11
K 14	3	707 ± 46	33 ± 2	K 30	5	667 ± 39	31 ± 2
K 15	2	839 ± 108	39 ± 5	K 31	5	855 ± 148	40 ± 7
K 16	2	757 ± 56	35 ± 3	K 32	5	792 ± 137	37 ± 6
unv		unvernährtes Laminat (Index x, y gibt Richtung der Druckbelastung an)					
n		Anzahl gültiger Probekörper					
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$		Mittelwert ± einfache Standardabweichung					

Tabelle A 21: Länge der Delaminationsfläche unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten nach Impaktbelastung mit 30 J

	n	Länge der Delaminations- fläche [mm]	relative Länge der Delamina- tionsfläche [%]		n	Länge der Delaminations- fläche [mm]	relative Länge der Delamina- tionsfläche [%]
	[1]				[1]		
unv _x	6	127 ± 12	100 ± 9	unv _y	7	132 ± 5	100 ± 4
K 1	3	67 ± 5	53 ± 4	K 17	2	89 ± 36	67 ± 27
K 2	3	74 ± 28	59 ± 22	K 18	3	54 ± 8	41 ± 6
K 3	4	49 ± 5	39 ± 4	K 19	4	51 ± 2	39 ± 1
K 4	3	48 ± 6	38 ± 5	K 20	4	96 ± 27	73 ± 20
K 5	2	60 ± 0	48 ± 0	K 21	5	39 ± 3	30 ± 2
K 6	3	53 ± 15	42 ± 12	K 22	5	36 ± 3	27 ± 2
K 7	3	47 ± 5	37 ± 4	K 23	5	40 ± 4	31 ± 3
K 8	3	51 ± 12	40 ± 10	K 24	4	35 ± 2	26 ± 2
K 9	3	85 ± 31	67 ± 25	K 25	4	108 ± 21	81 ± 16
K 10	4	77 ± 33	61 ± 26	K 26	3	108 ± 3	82 ± 2
K 11	2	112 ± 0	88 ± 0	K 27	4	47 ± 1	36 ± 1
K 12	2	40 ± 0	32 ± 0	K 28	4	68 ± 38	52 ± 29
K 13	2	57 ± 0	45 ± 0	K 29	4	111 ± 8	84 ± 6
K 14	3	42 ± 3	33 ± 2	K 30	5	39 ± 4	29 ± 3
K 15	2	55 ± 8	43 ± 6	K 31	5	50 ± 8	38 ± 6
K 16	2	48 ± 5	38 ± 4	K 32	4	41 ± 2	31 ± 1
unv		unvernährtes Laminat (Index x, y gibt Richtung der Druckbelastung an)					
n		Anzahl gültiger Probekörper					
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$		Mittelwert ± einfache Standardabweichung					

Tabelle A 22: Breite der Delaminationsfläche unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine nach Impaktbelastung mit 30 J

n	Breite der Delaminationsfläche [mm]	relative Breite der Delaminationsfläche [%]	n	Breite der Delaminationsfläche [mm]	relative Breite der Delaminationsfläche [%]		
[1]			[1]				
unv _x	8	21,9 ± 4,1	100 ± 19	unv _y	7	20,8 ± 1,8	100 ± 9
K 1	4	23,9 ± 1,5	109 ± 7	K 17	2	22,2 ± 2,6	107 ± 12
K 2	2	26,7 ± 0,1	122 ± 0	K 18	3	24,3 ± 2,7	117 ± 13
K 3	4	25,4 ± 2,2	116 ± 10	K 19	4	21,4 ± 1,6	103 ± 8
K 4	4	24,6 ± 2,0	112 ± 9	K 20	4	22,3 ± 2,4	107 ± 11
K 5	3	26,7 ± 2,8	122 ± 13	K 21	4	23,0 ± 1,5	111 ± 7
K 6	2	28,3 ± 0,2	129 ± 1	K 22	5	26,0 ± 2,1	125 ± 10
K 7	3	26,2 ± 3,7	119 ± 17	K 23	4	24,3 ± 1,4	117 ± 7
K 8	3	26,5 ± 1,5	121 ± 7	K 24	4	22,3 ± 1,2	107 ± 6
K 9	3	24,4 ± 3,7	111 ± 17	K 25	3	19,5 ± 1,5	94 ± 7
K 10	4	24,6 ± 3,0	112 ± 14	K 26	2	19,8 ± 0,2	95 ± 1
K 11	2	21,2 ± 0,3	97 ± 1	K 27	5	24,0 ± 2,3	116 ± 11
K 12	3	23,6 ± 1,0	108 ± 5	K 28	4	21,6 ± 1,6	104 ± 8
K 13	3	23,9 ± 3,1	109 ± 14	K 29	5	20,6 ± 3,0	99 ± 15
K 14	3	23,7 ± 2,6	108 ± 12	K 30	5	22,6 ± 1,6	109 ± 8
K 15	2	23,7 ± 0,0	108 ± 0	K 31	5	23,2 ± 2,6	112 ± 12
K 16	2	23,8 ± 5,0	108 ± 23	K 32	5	24,7 ± 2,4	119 ± 12
unv	unvernährtes Laminat (Index x, y gibt Richtung der Druckbelastung an)						
n	Anzahl gültiger Probekörper						
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$	Mittelwert ± einfache Standardabweichung						

Tabelle A 23: Energiefreisetzungsrates G_{IC} bzw. G_{IR} unvernährter und strukturell vernährter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine, ausgewertet nach Flächenmethode AM

n	Energiefreisetzungsrates [kJ/m ²]	relative Energiefreisetzungsrates [%]	n	Energiefreisetzungsrates [kJ/m ²]	relative Energiefreisetzungsrates [%]		
[1]			[1]				
unv _x	5	1,04 ± 0,17	100 ± 17	unv _y	7	0,60 ± 0,08	100 ± 13
K 1	5	1,13 ± 0,03	108 ± 3	K 17	5	0,86 ± 0,05	144 ± 8
K 2	3	1,52 ± 0,10	146 ± 10	K 18	6	1,17 ± 0,09	194 ± 9
K 3	5	1,37 ± 0,09	131 ± 8	K 19	5	1,23 ± 0,05	204 ± 5
K 4	5	1,50 ± 0,13	144 ± 12	K 20	6	1,66 ± 0,15	276 ± 15
K 5	5	1,80 ± 0,17	172 ± 16	K 21	5	1,34 ± 0,06	223 ± 6
K 6	4	2,28 ± 0,24	219 ± 23	K 22	6	2,11 ± 0,10	350 ± 10
K 7	6	2,07 ± 0,27	199 ± 26	K 23	5	2,34 ± 0,14	388 ± 13
K 8	3	2,71 ± 0,63	260 ± 61	K 24	3	2,89 ± 0,14	480 ± 13
K 9	5	1,23 ± 0,10	118 ± 9	K 25	4	0,93 ± 0,01	154 ± 1
K 10	5	1,45 ± 0,15	139 ± 14	K 26	5	1,23 ± 0,06	205 ± 6
K 11	5	1,47 ± 0,15	142 ± 15	K 27	4	1,19 ± 0,05	198 ± 5
K 12	5	1,74 ± 0,10	167 ± 10	K 28	4	1,47 ± 0,09	244 ± 8
K 13	5	1,67 ± 0,04	160 ± 4	K 29	3	1,35 ± 0,01	225 ± 1

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 23 (Fortsetzung)

n	Energiefreisetzungsrate	relative Energiefreisetzungsrate	n	Energiefreisetzungsrate	relative Energiefreisetzungsrate		
[1]	[kJ/m ²]	[%]	[1]	[kJ/m ²]	[%]		
K 14	3	2,09 ± 0,20	200 ± 19	K 30	4	2,21 ± 0,11	367 ± 11
K 15	5	2,22 ± 0,07	213 ± 7	K 31	5	2,06 ± 0,18	341 ± 17
K 16	4	3,06 ± 0,28	294 ± 27	K 32	3	3,26 ± 0,10	542 ± 10
unv	unvernähtes Laminat (Index x, y gibt Richtung des Rissfortschritts an)						
n	Anzahl gültiger Probekörper						
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$	Mittelwert ± einfache Standardabweichung						

Tabelle A 24: Energiefreisetzungsrate G_{IC} bzw. G_{IR} unvernähter und strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine, ausgewertet nach Nachgiebigkeits-Kalibrierungsmethode CC

n	Energiefreisetzungsrate	relative Energiefreisetzungsrate	n	Energiefreisetzungsrate	relative Energiefreisetzungsrate		
[1]	[kJ/m ²]	[%]	[1]	[kJ/m ²]	[%]		
unv _x	5	0,95 ± 0,13	100 ± 14	unv _y	6	0,57 ± 0,05	100 ± 8
K 1	6	1,20 ± 0,10	126 ± 11	K 17	5	0,92 ± 0,11	161 ± 20
K 2	3	1,57 ± 0,09	165 ± 9	K 18	6	1,18 ± 0,06	209 ± 6
K 3	5	1,47 ± 0,09	154 ± 9	K 19	5	1,19 ± 0,08	210 ± 9
K 4	5	1,53 ± 0,17	161 ± 18	K 20	6	1,63 ± 0,12	287 ± 13
K 5	4	1,67 ± 0,13	175 ± 13	K 21	4	1,31 ± 0,10	231 ± 11
K 6	4	2,51 ± 0,34	263 ± 36	K 22	6	2,21 ± 0,10	389 ± 10
K 7	5	2,12 ± 0,11	222 ± 11	K 23	6	2,47 ± 0,15	434 ± 16
K 8	3	2,82 ± 0,98	296 ± 102	K 24	4	3,29 ± 0,37	580 ± 39
K 9	5	1,22 ± 0,15	128 ± 15	K 25	5	0,96 ± 0,05	169 ± 5
K 10	4	1,36 ± 0,13	143 ± 13	K 26	5	1,23 ± 0,09	216 ± 9
K 11	5	1,54 ± 0,14	161 ± 15	K 27	4	1,17 ± 0,05	206 ± 5
K 12	5	1,77 ± 0,13	186 ± 14	K 28	4	1,48 ± 0,01	261 ± 1
K 13	6	1,66 ± 0,20	174 ± 21	K 29	3	1,50 ± 0,03	264 ± 3
K 14	3	2,44 ± 0,44	256 ± 47	K 30	5	2,41 ± 0,31	424 ± 32
K 15	5	2,32 ± 0,15	244 ± 16	K 31	5	2,31 ± 0,19	407 ± 20
K 16	3	3,34 ± 0,09	351 ± 9	K 32	4	3,48 ± 1,02	613 ± 107
unv	unvernähtes Laminat (Index x, y gibt Richtung des Rissfortschritts an)						
n	Anzahl gültiger Probekörper						
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$	Mittelwert ± einfache Standardabweichung						

Tabelle A 25: Maximalkraft der $G_{IC, IR}$ -Prüfung unvernähter und strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Lamine

n	Maximalkraft	relative Maximalkraft	n	Maximalkraft	relative Maximalkraft		
[1]	[N]	[%]	[1]	[N]	[%]		
unv _x	5	1.293 ± 95	100 ± 7	unv _y	7	1.565 ± 153	100 ± 10
K 1	5	1.196 ± 45	93 ± 3	K 17	4	1.123 ± 51	72 ± 3

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 25 (Fortsetzung)

	<i>n</i>	Maximalkraft	relative Maximalkraft		<i>n</i>	Maximalkraft	relative Maximalkraft
	[1]	[N]	[%]		[1]	[N]	[%]
K 2	3	1.515 ± 30	117 ± 2	K 18	6	1.306 ± 70	83 ± 5
K 3	5	1.456 ± 32	113 ± 2	K 19	6	1.662 ± 124	106 ± 10
K 4	5	1.542 ± 124	119 ± 10	K 20	6	1.895 ± 115	121 ± 9
K 5	4	1.497 ± 63	116 ± 5	K 21	5	1.456 ± 46	93 ± 4
K 6	3	1.784 ± 25	138 ± 2	K 22	6	1.881 ± 69	120 ± 5
K 7	4	1.793 ± 14	139 ± 1	K 23	5	1.848 ± 36	118 ± 3
K 8	3	2.200 ± 65	170 ± 5	K 24	4	2.294 ± 146	147 ± 11
K 9	4	1.360 ± 72	105 ± 6	K 25	4	1.475 ± 14	94 ± 1
K 10	5	1.621 ± 92	125 ± 7	K 26	4	1.737 ± 54	111 ± 4
K 11	4	1.642 ± 28	127 ± 2	K 27	4	1.618 ± 102	103 ± 8
K 12	5	1.750 ± 107	135 ± 8	K 28	4	1.770 ± 59	113 ± 5
K 13	6	1.560 ± 59	121 ± 5	K 29	4	1.425 ± 118	91 ± 9
K 14	3	1.846 ± 101	143 ± 8	K 30	5	1.804 ± 40	115 ± 3
K 15	5	1.925 ± 48	152 ± 4	K 31	5	1.657 ± 66	106 ± 5
K 16	4	2.321 ± 57	180 ± 4	K 32	3	1.990 ± 47	127 ± 4

unv unvernährtes Laminat (Index *x, y* gibt Richtung des Rissfortschritts an)
n Anzahl gültiger Probekörper
 $\bar{x} \pm 1 \cdot SA$ Mittelwert ± einfache Standardabweichung

Tabelle A 26: Einfluss von Nahtparametern auf In-plane- und Out-of-plane-Kennwerte von MAG-Laminaten

Bezeichnung, Aufbau	Kennwert; unvernährte Referenz	Parameter 1 – 3 mit maximalem Einfluss auf Kennwert; Einfluss des Parameters*	Parameterkonfigura- tionen 1 – 3 mit minima- ler Reduktion oder maximaler Steigerung des Kennwerts; Kennwert bezogen auf unvernährte Referenz	Parameterkonfigura- tionen 1 – 3 mit maxima- ler Reduktion oder mini- maler Steigerung des Kennwerts; Kennwert bezogen auf unvernährte Referenz
	-; [1]	-; [%]	-; [%]	-; [%]
[A1-B-A2]- HTA-Laminat	E_x^t , 71.472 MPa	<i>GF</i> ; 16 <i>GF-p</i> ; 9 <i>PR-s</i> ; 7	K 15; 99 K 10; 96 K 12; 95	K 14; 76 K 16; 85 K 6; 86, K 5; 86, K 8; 86
	E_y^t , 29.139 MPa		K 26; 104 K 25; 100 K 18; 95	K 30; 83 K 20; 85 K 23; 86, K 21; 86
	R_x^t , 853 MPa	<i>GF</i> ; 31 <i>PR</i> ; 17	K 4; 101 K 3; 98 K 1; 92, K 9; 92	K 14; 64 K 16; 75 K 15; 76
	R_y^t , 282 MPa	<i>PR-NR</i> ; 12	K 26; 104 K 25; 103 K 27; 100, K 18; 100	K 24; 78 K 21; 80 K 23; 86

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 26 (Fortsetzung)

Bezeichnung, Aufbau	Kennwert; unvernährte Referenz	Parameter 1 – 3 mit maximalem Einfluss auf Kennwert; Einfluss des Parameters*	Parameterkonfigura- tionen 1 – 3 mit minima- ler Reduktion oder maximaler Steigerung des Kennwerts; Kennwert bezogen auf unvernährte Referenz	Parameterkonfigura- tionen 1 – 3 mit maxima- ler Reduktion oder mini- maler Steigerung des Kennwerts; Kennwert bezogen auf unvernährte Referenz	
	-; [1]	-; [%]	-; [%]	-; [%]	
[A1-(B/2) _S -A2] ₂ - HTA-Laminat	E_x^c ; 64.599 MPa	<i>PR</i> ; 13 <i>PR-NR-GF</i> ; 12 <i>PR-NR-GF-S</i> ; 10	K 5; 122 K 6; 114 K 9; 112	K 13; 94 K 1; 95 K 3; 97	
	E_y^c ; 31.905 MPa		K 17; 108 K 18; 106 K 24; 102, K 26; 102	K 23; 89 K 27; 90 K 22; 91	
	R_x^c ; 785 MPa		<i>PR</i> ; 34 <i>GF</i> ; 12	K 2; 97 K 1; 93 K 10; 92	K 16; 69, K 14; 69 K 13; 74, K 12; 74
	R_y^c ; 346 MPa		<i>NR-GF</i> ; 3	K 18; 114 K 17; 112 K 20; 110	K 22; 83 K 21; 85 K 31; 86, K 32; 86
[A1-(B/2) _S -A2]- HTS-Laminat	G_{xy} ; 13.492 MPa	<i>PR</i> ; 23 <i>NR-GF</i> ; 5 <i>GF</i> ; 4	K 1; 101 K 2; 93, K 14; 93	K 5; 85 K 7; 86, K 3; 86, K 8; 86	
	R_{xy} ; 222 MPa	<i>GF</i> ; 8 <i>NR</i> ; 6 <i>PR</i> ; 4	K 15; 90 K 10; 88, K 14; 88, K 9; 88, K 1; 88	K 8; 78 K 12; 80, K 6; 80	
[A1-(B/2) _S -A2]- HTS-Laminat	$R_{x, 30J}$; 192 MPa	<i>PR</i> ; 56 <i>s</i> ; 5 <i>s-p</i> ; 2	K 4; 121 K 16; 118 K 6; 114, K 9; 114	K 13; 97 K 14; 102 K 5; 106, K 11; 106	
	$R_{y, 30J}$; 103 MPa		K 32; 148, K 28; 148 K 24; 147	K 18; 119 K 25; 125 K 19; 127	
[A1-(B/2) _S -A2]- HTS-Laminat	$G_{IR, x}$; 1,04 kJ/m ²	<i>GF</i> ; 34 <i>RF</i> ; 30 <i>p</i> ; 10	K 16; 294 K 8; 260 K 6; 220	K 1; 108 K 9; 118 K 3; 131	
	$G_{IR, y}$; 0,60 kJ/m ²		K 32; 541 K 24; 480 K 23; 388	K 17; 144 K 25; 154 K 18; 194	
*	mit Hilfe der Varianzanalyse ermittelter Anteil des Parametereinflusses am Gesamteinfluss aller Parameter				

Tabelle A 27: Einfluss von Nahtparametern auf Kennwertkombinationen von MAG-Laminaten

Parameterkonfigurationen mit maximaler Steigerung oder minimaler Reduktion der Kennwerte; Mittelwert aus Einzelplatzierungen; Minimum der Kennwerte aus x - und y -Richtung bezogen auf unvernähte Referenz* -; [1]; [%], [%], ...	Parameterkonfigurationen mit maximaler Reduktion bzw. minimaler Steigerung der Kennwerte; Mittelwert aus Einzelplatzierungen; Minimum der Kennwerte aus x - und y -Richtung bezogen auf unvernähte Referenz* -; [1]; [%], [%], ...
Kennwertkombination¹ $E^t \wedge E^c \wedge G_{xy}$ (In-plane-Elastizitätskennwerte)	
K 2; 4,8; 89, 102, 93	K 7; 11,5; 86, 89, 86
K 10; 4,8; 96, 102, 92	K 8; 11,2; 71, 102, 86
K 9; 5,2; 93, 97, 89	K 5; 10,7; 86, 92, 85
Kennwertkombination¹ $R^t \wedge R^c \wedge R_{xy}$ (In-plane-Festigkeitskennwerte)	
K 1; 3,0; 92, 93, 88	K 6; 13,3; 86, 75, 80
K 10; 3,7; 91, 92, 88	K 16; 13,2; 75, 69, 81
K 3; 4,8; 98, 91, 83	K 8; 12,5; 78, 80, 78
K 9; 4,8; 92, 80, 87	
Kennwertkombination¹ $E^t \wedge E^c \wedge G_{xy} \wedge R^t \wedge R^c \wedge R_{xy}$ (In-plane-Kennwerte)	
K 10; 4,3; 96, 102, 92, 91, 92, 88	K 6; 11,8; 86, 91,88, 86, 75, 80
K 9; 5,0; 93, 97, 89, 92, 80, 87	K 8; 11,8; 71, 102, 86, 78, 80, 78
K 2; 5,2; 89, 102, 93, 89, 97, 81	K 16; 11,7; 85, 92, 91, 75, 69, 81
Kennwertkombination¹ $R_{30J} \wedge G_{1R}$ (Out-of-plane-Kennwerte)	
K 16; 1,5; 118, 294	K 11; 13,0; 106, 142
K 8; 3,0; 112, 260	K 3; 12,8; 108, 131
K 6; 4,8; 114, 219	K 1; 12,5; 111, 108
Kennwertkombination² $E^t \wedge E^c \wedge G_{xy} \wedge R^t \wedge R^c \wedge R_{xy} \wedge R_{30J} \wedge G_{1R}$ (In- und Out-of-plane-Kennwerte)	
K 10; 5,0; 96, 102, 92, 91, 92, 88, 112, 139	K 11; 11,5; 89, 90, 87, 90, 79, 86, 106, 142
K 4; 6,5; 85, 93, 90, 94, 88, 81, 121, 144	K 13; 11,0; 89, 93, 91, 86, 74, 82, 97, 160
K 9; 7,0; 93, 97, 89, 92, 80, 87, 114, 118	K 5; 10,5; 86, 92, 85, 80, 75, 82, 106, 172
K 12; 7,0; 90, 94, 91, 87, 74, 80, 109, 167	
K 15; 7,0; 92, 100, 89, 76, 76, 83, 107, 213	
Kennwertkombination³ $E^t \wedge E^c \wedge G_{xy} \wedge R^t \wedge R^c \wedge R_{xy} \wedge R_{30J} \wedge G_{1R}$ (In- und Out-of-plane-Kennwerte)	
K 10; 3,7; 96, 102, 92, 91, 92, 88, 112, 139	K 5; 11,0; 86, 92, 85, 80, 75, 82, 106, 172
K 9; 5,3; 93, 97, 89, 92, 80, 87, 114, 118	K 6; 11,0; 86, 91,88, 86, 75, 80, 114, 219
K 2; 6,0; 89, 102, 93, 89, 97, 81, 109, 146	K 13; 11,0; 89, 93, 91, 86, 74, 82, 97, 160
	K 8; 10,7; 71, 102, 86, 78, 80, 78, 112, 260
Kennwertkombination⁴ $E^t \wedge E^c \wedge G_{xy} \wedge R^t \wedge R^c \wedge R_{xy} \wedge R_{30J} \wedge G_{1R}$ (In- und Out-of-plane-Kennwerte)	
K 16; 5,3; 85, 92, 91, 75, 69, 81, 118, 294	K 11; 13,0; 89, 90, 87, 90, 79, 86, 106, 142
K 4; 5,7; 85, 93, 90, 94, 88, 81, 121, 144	K 3; 11,7; 88, 97, 86, 98, 91, 83, 108, 131
K 8; 6,3; 71, 102, 86, 78, 80, 78, 112, 260	K 13; 11,0; 89, 93, 91, 86, 74, 82, 97, 160
<p>* Referenzwert des unvernähten Laminats siehe Tabelle A 4 – Tabelle A 7, Tabelle A 14, Tabelle A 15, Tabelle A 17 und Tabelle A 23</p> <p>1 Mittelwert aus gleichgewichteten Ranglisten</p> <p>2 Mittelwert aus gleichgewichteten Ranglisten für $E^t \wedge E^c \wedge G_{xy} \wedge R^t \wedge R^c \wedge R_{xy}$ und $R_{30J} \wedge G_{1R}$</p> <p>3 Mittelwert aus Ranglisten für $E^t \wedge E^c \wedge G_{xy} \wedge R^t \wedge R^c \wedge R_{xy}$ (doppelt gewichtet) und $R_{30J} \wedge G_{1R}$</p> <p>4 Mittelwert aus Ranglisten für $E^t \wedge E^c \wedge G_{xy} \wedge R^t \wedge R^c \wedge R_{xy}$ und $R_{30J} \wedge G_{1R}$ (doppelt gewichtet)</p>	

A 4 Rechnerische Untersuchung strukturell vernähter MAG-Lamine

Tabelle A 28: Mechanische und thermische Eigenschaften der verwendeten HTS-Kohlenstofffaser und des RTM6-Epoxidharzes

Material	Elastizitätsmodul $E_{f,\parallel}$ [GPa]	Elastizitätsmodul $E_{f,\perp}$ [GPa]	Schubmodul G_f [GPa]	Querkontraktionszahl ν_f [1]	therm. Längenausdehnungskoeff. $\alpha_{f,\parallel}$ [10 ⁻⁶ /K]	therm. Längenausdehnungskoeff. $\alpha_{f,\perp}$ [10 ⁻⁶ /K]	Faserbruchdehnung $\varepsilon_{f,\parallel,ult}$ [%]
HTS-Kohlenstofffaser (transversal isotrop)	290	28	50	0,23	-0,5	12,5	1,7
	Elastizitätsmodul E_m [MPa]	Schubmodul G_m [MPa]	Querkontraktionszahl ν_m [1]	Matrixbruchdehnung ε_m [1]	therm. Längenausdehnungskoeff. α_m [10 ⁻⁶ /K]	min. Festigkeit in \perp -Richtung $R_{\perp, \min}^{t,c} = R_m$ [MPa]	min. Schubfestigkeit $R_{\perp, \min} = R_{m, 21}$ [MPa]
RTM6 (isotrop)	2.890	1.070	0,35	3,4	50	75	43

f/m Faser-/Matrixeigenschaften
 \parallel/\perp parallel/senkrecht zur Faserlängsachse

Tabelle A 29: Faservolumengehalt, Elastizitätsmodul und Festigkeit unvernähter [B]₂- und [A1-A2]-HTA-Lamine unter zügiger, einachsiger Zugbelastung [148]

Bezeichnung, Aufbau	Prüfrichtung (SVK)	n [1]	Faservolumengehalt [1]	Zug-Elastizitätsmodul [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]
[B] ₂ -Laminat	$x (\sigma_x - \varepsilon_x)$	4	0,47	81.362 ± 3.987	877 ± 21
[A1-A2]-Laminat		4	0,55	57.914 ± 3.106	751 ± 19
[B] ₂ -Laminat	$y (\sigma_y - \varepsilon_y)$	4	0,47	40.819 ± 1.656	420 ± 24
[A1-A2]-Laminat		4	0,57	22.199 ± 895	166 ± 11
SVK	Spannungs-Verzerrungs-Kurve				
n	Anzahl gültiger Probekörper				
$\bar{x} \pm 1 \cdot SA$	Mittelwert ± einfache Standardabweichung				

Tabelle A 30: Konstanten der Parabelfunktion $x(z) = x_1 \cdot \left(z - \frac{t}{2}\right)^2 + x_2$ zur Modellierung der Fehlstellenfläche A und -breite w von vernähten HTA-Laminaten

Bezeichnung, Aufbau	Kenngröße $x(z)$	Parameter x_1	Parameter x_2	Bestimmtheitsmaß R^2
	[mm ²]; [mm ²] oder [mm]; [mm]	[1]; [1]	[mm ²]; [mm ²] oder [mm]; [mm]	[1]; [1]
[A1-B-A2]- HTA-Laminat	\overline{A}	1,443	1,549	0,86
	$\overline{A_{NR\ 0^\circ}} ; \overline{A_{NR\ 90^\circ}}$	1,623; 1,264	1,799; 1,300	0,68; 0,84
	$\overline{A_{GF\ 136\text{tex}}} ; \overline{A_{GF\ 68\text{tex}}}$	1,905; 0,982	2,045; 1,054	0,87; 0,77
	$\overline{A_{s\ 5,0\text{mm}}} ; \overline{A_{s\ 3,3\text{mm}}}$	1,548; 1,339	1,653; 1,445	0,86; 0,82
	$\overline{A_{p\ 5,0\text{mm}}} ; \overline{A_{p\ 3,3\text{mm}}}$	1,522; 1,364	1,682; 1,416	0,82; 0,88
[A1-B-A2]- HTA-Laminat	\overline{w}	0,419	0,681	0,84
	$\overline{w_{NR\ 0^\circ}} ; \overline{w_{NR\ 90^\circ}}$	0,498; 0,340	0,738; 0,623	0,73; 0,75
	$\overline{w_{GF\ 136\text{tex}}} ; \overline{w_{GF\ 68\text{tex}}}$	0,589; 0,249	0,854; 0,507	0,87; 0,68
	$\overline{w_{s\ 5,0\text{mm}}} ; \overline{w_{s\ 3,3\text{mm}}}$	0,398; 0,439	0,726; 0,635	0,84; 0,79
	$\overline{w_{p\ 5,0\text{mm}}} ; \overline{w_{p\ 3,3\text{mm}}}$	0,413; 0,425	0,692; 0,669	0,77; 0,83
[A1-(B/2) _S -A2] ₂ - HTA-Laminat	\overline{A}	0,385	0,913	0,72
	$\overline{A_{NR\ 0^\circ}} ; \overline{A_{NR\ 90^\circ}}$	0,438; 0,341	0,980; 0,835	0,52; 0,86
	$\overline{A_{GF\ 136\text{tex}}} ; \overline{A_{GF\ 68\text{tex}}}$	0,414; 0,378	1,102; 0,699	0,59; 0,82
	$\overline{A_{s\ 5,0\text{mm}}} ; \overline{A_{s\ 3,3\text{mm}}}$	0,488; 0,292	0,957; 0,856	0,73; 0,66
	$\overline{A_{p\ 5,0\text{mm}}} ; \overline{A_{p\ 3,3\text{mm}}}$	0,489; 0,287	0,930; 0,889	0,74; 0,67
[A1-(B/2) _S -A2] ₂ - HTA-Laminat	\overline{w}	0,124	0,427	0,72
	$\overline{w_{NR\ 0^\circ}} ; \overline{w_{NR\ 90^\circ}}$	0,144; 0,108	0,427; 0,421	0,49; 0,92
	$\overline{w_{GF\ 136\text{tex}}} ; \overline{w_{GF\ 68\text{tex}}}$	0,113; 0,134	0,519; 0,336	0,59; 0,80
	$\overline{w_{s\ 5,0\text{mm}}} ; \overline{w_{s\ 3,3\text{mm}}}$	0,136; 0,111	0,443; 0,411	0,75; 0,66
	$\overline{w_{p\ 5,0\text{mm}}} ; \overline{w_{p\ 3,3\text{mm}}}$	0,149; 0,098	0,434; 0,420	0,75; 0,65

Tabelle A 31: Rechnerische Untersuchung des Einflusses von Nahtparametern auf Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerte strukturell vernähter MAG-Laminat

Bezeichnung, Aufbau	Lami- nat- dicke [mm]	Kenn- wert; unver- nähte Refer- enz -; [MPa]	Parameterkonfigurationen mit minimaler Reduktion oder maximaler Steigerung des Kennwerts; Kennwert bezogen auf unvernähte Referenz	Parameterkonfigurationen mit maximaler Reduktion oder minimaler Steigerung des Kennwerts; Kennwert bezogen auf unvernähte Referenz	
			NR [°], GF [tex], s [mm], p [mm]; [%]	NR [°], GF [tex], s [mm], p [mm]; [%]	
[A1-B-A2]- HTA-Laminat	2,71	E_x^t ; 71.472	0, 17, 5,00, 5,00; 101 0, 34, 5,00, 5,00; 100 0, 68, 5,00, 5,00; 100	0, 136, 3,30, 3,30; 84 0, 119, 3,30, 3,30; 88 0, 136, 5,00, 5,00; 91	
			R_x^t ; 853	0, 68, 5,00, 3,30; 95 0, 68, 4,15, 3,30; 93 0, 68, 3,30, 3,30; 92	0, 136, 3,30, 3,30; 76 0, 119, 3,30, 3,30; 80 0, 17, 3,30, 3,30; 83
				G_{xy} ; 13.492	0, 68, 3,30, 3,30; 101 0, 85, 3,30, 3,30; 101 0, 68, 3,30, 4,15; 100
R_{xy} ; 222	0, 68, 5,00, 3,30; 93 0, 68, 3,30, 4,15; 91 0, 34, 5,00, 5,00; 91	0, 136, 3,30, 3,30; 72 0, 119, 3,30, 3,30; 77 0, 102, 3,30, 3,30; 81			
	[A1-(B/2) _S -A2]- HTS-Laminat	2,55	E_x^t ; 52.294		0, 17, 5,00, 5,00; 93 0, 34, 3,30, 3,30; 92 0, 17, 5,00, 5,00; 92
G_{xy} ; 15.259				0, 102, 3,30, 3,30; 99 0, 85, 3,30, 3,30; 99 0, 68, 3,30, 3,30; 98	90, 68, 5,00, 5,00; 93 0, 136, 3,30, 3,30; 94 90, 68, 3,30, 3,30; 95
				R_x^t ; 600	0, 68, 5,00, 3,30; 95 0, 68, 4,15, 3,30; 93 0, 68, 5,00, 4,15; 93
[-45/0/+45/90] _S - HTS-Laminat	2,05	R_{xy} ; 252	90, 68, 3,30, 3,30; 92 90, 68, 5,50, 5,50; 91 0, 68, 4,15, 5,00; 91		0, 102, 3,30, 3,30; 74 0, 136, 3,30, 3,30; 75 0, 119, 3,30, 3,30; 76
			E_x^t ; 52.294	0, 68, 5,00, 3,30; 102 0, 17, 5,00, 5,00; 101 0, 34, 5,00, 5,00; 101	0, 136, 3,30, 3,30; 90 0, 119, 3,30, 3,30; 93 0, 102, 3,30, 3,30; 95
				G_{xy} ; 15.259	0, 85, 3,30, 3,30; 108 0, 68, 3,30, 4,15; 107 0, 68, 4,15, 3,30; 107
R_x^t ; 600	0, 68, 5,00, 3,30; 94 0, 17, 3,30, 3,30; 93 0, 68, 4,15, 3,30; 91	0, 136, 3,30, 3,30; 78 0, 119, 3,30, 3,30; 81 0, 102, 3,30, 3,30; 83			
	[-45/0/+45/90] _S - HTS-Laminat	4,10	R_{xy} ; 252	90, 68, 5,50, 5,50; 87 90, 68, 3,30, 3,30; 86 0, 17, 3,30, 3,30; 81	0, 136, 3,30, 3,30; 66 0, 85, 3,30, 3,30; 68 0, 119, 5,00, 5,00; 70

Tabelle A 32: Rechnerische Untersuchung des Einflusses von Nahtparametern auf Kombinationen von Scheiben-Elastizitäts- und -Festigkeitskennwerten strukturell vernähter MAG-Laminat

Bezeichnung, Aufbau; Laminatdicke	Parameterkonfigurationen mit minimaler Reduktion oder maximaler Steigerung der Kennwerte; Mittelwert der Einzelplatzierungen; Kennwerte bezogen auf unvernähte Referenz*	Parameterkonfigurationen mit maximaler Reduktion oder minimaler Steigerung der Kennwerte; Mittelwert der Einzelplatzierungen; Kennwerte bezogen auf unvernähte Referenz*
-; [mm]	$NR [^\circ], GF [\text{tex}], s [\text{mm}], p [\text{mm}];$ [1]; [%], [%], ...	$NR [^\circ], GF [\text{tex}], s [\text{mm}], p [\text{mm}];$ [1]; [%], [%], ...
	Kennwertkombination $E_x^t \wedge G_{xy}$ (Elastizitätskennwerte)	
	0, 68, 5,00, 3,30; 6,5; 98, 99 0, 51, 3,30, 3,30; 6,5; 98, 100 0, 68, 3,30, 4,15; 7,5; 98, 100 0, 68, 3,30, 3,30; 7,5; 97, 101	0, 136, 3,30, 3,30; 24,0; 84, 92 0, 119, 3,30, 3,30; 23,0; 88, 95 0, 102, 3,30, 3,30; 18,5; 91, 98 90, 68, 5,00, 5,00; 18,5; 97, 95
[A1-B-A2]- HTA-Laminat; 2,71 und [A1-(B/2) _S -A2]- HTS-Laminat; 2,55	Kennwertkombination $R_x^t \wedge R_{xy}$ (Festigkeitskennwerte)	
	0, 68, 5,00, 3,30; 1,0; 95, 93 0, 68, 4,15, 3,30; 2,0; 93, 91 0, 51, 3,30, 3,30; 6,5; 90, 91	0, 136, 3,30, 3,30; 24,0; 76, 72 0, 119, 3,30, 3,30; 23,0; 80, 77 0, 102, 3,30, 3,30; 21,5; 85, 81 0, 17, 3,30, 3,30; 21,5; 83, 83
	Kennwertkombination $E_x^t \wedge G_{xy} \wedge R_x^t \wedge R_{xy}$ (In-plane-Kennwerte)	
	0, 68, 5,00, 3,30; 3,8; 98, 99, 95, 93 0, 68, 3,30, 4,15; 5,0; 98, 100, 93, 91 0, 51, 3,30, 3,30; 6,5; 98, 100, 92, 91	0, 136, 3,30, 3,30; 24,0; 84, 92, 76, 72 0, 119, 3,30, 3,30; 23,0; 88, 95, 80, 77 0, 102, 3,30, 3,30; 20,0; 91, 98, 85, 81
	Kennwertkombination $E_x^t \wedge G_{xy}$ (Elastizitätskennwerte)	
	0, 68, 5,00, 3,30; 6,5; 90, 97 0, 34, 3,30, 3,30; 6,5; 91, 96 0, 68, 4,15, 3,30; 6,5; 89, 97	0, 136, 3,30, 3,30; 23,5; 78, 94 90, 68, 5,00, 5,00; 19,5; 88, 93 0, 136, 5,00, 5,00; 18,5; 82, 96
	Kennwertkombination $R_x^t \wedge R_{xy}$ (Festigkeitskennwerte)	
[-45/0/+45/90] _S - HTS-Laminat; 2,05	90, 68, 3,30, 3,30; 2,5; 92, 92 0, 68, 5,00, 3,30; 5,5; 95, 87 0, 34, 3,30, 3,30; 6,5; 92, 87	0, 136, 3,30, 3,30; 23,5; 71, 75 0, 102, 3,30, 3,30; 23,0; 81, 74 0, 119, 3,30, 3,30; 22,5; 76, 76
	Kennwertkombination $E_x^t \wedge G_{xy} \wedge R_x^t \wedge R_{xy}$ (In-plane-Kennwerte)	
	0, 68, 5,00, 3,30; 6,0; 90, 97, 95, 87 0, 34, 5,00, 5,00; 6,5; 91, 96, 92, 87 0, 68, 4,15, 3,30; 8,0; 89, 97, 93, 84	0, 136, 3,30, 3,30; 23,5; 78, 94, 71, 75 0, 119, 3,30, 3,30; 19,0; 81, 96, 76, 76 0, 102, 3,30, 3,30; 16,8; 84, 99, 81, 74
	Kennwertkombination $E_x^t \wedge G_{xy}$ (Elastizitätskennwerte)	
	0, 68, 5,00, 3,30; 3,5; 102, 107 0, 68, 3,30, 4,15; 5,5; 100, 107 0, 51, 3,30, 3,30; 6,5; 100, 108	0, 136, 3,30, 3,30; 24,0; 90, 98 0, 119, 3,30, 3,30; 23,0; 93, 101 0, 102, 3,30, 3,30; 22,0; 95, 103
[-45/0/+45/90] _S - HTS-Laminat; 4,10	Kennwertkombination $R_x^t \wedge R_{xy}$ (Festigkeitskennwerte)	
	0, 17, 3,30, 3,30; 2,5; 93, 81 90, 68, 5,00, 5,00; 5,0; 89, 87 0, 17, 5,00, 5,00; 5,0; 91, 77	0, 136, 3,30, 3,30; 24,0; 78, 66 0, 85, 3,30, 3,30; 22,0; 83, 68 0, 102, 3,30, 3,30; 20,0; 83, 72

Tabelle A 32 (Fortsetzung)

Bezeichnung, Aufbau; Laminatdicke	Parameterkonfigurationen mit minimaler Reduktion oder maximaler Steigerung der Kennwerte; Mittelwert der Einzelplatzierungen; Kennwerte bezogen auf unvernähte Referenz*	Parameterkonfigurationen mit maximaler Reduktion oder minimaler Steigerung der Kennwerte; Mittelwert der Einzelplatzierungen; Kennwerte bezogen auf unvernähte Referenz*
-; [mm]	NR [°], GF [tex], s [mm], p [mm]; [1]; [%], [%], ...	NR [°], GF [tex], s [mm], p [mm]; [1]; [%], [%], ...
Kennwertkombination $E_x^t \wedge G_{xy} \wedge R_x^t \wedge R_{xy}$ (In-plane-Kennwerte)		
[-45/0/+45/90] _S - HTS-Laminat; 4,10	0, 68, 5,00, 3,30; 5,8; 102, 107, 94, 73 0, 34, 3,30, 3,30; 6,5; 100, 107, 91, 77 0, 17, 3,30, 3,30; 6,8; 100, 106, 93, 81	0, 136, 3,30, 3,30; 24,0; 90, 98, 78, 66 0, 102, 3,30, 3,30; 21,0; 95, 103, 83, 72 0, 119, 3,30, 3,30; 20,0; 93, 101, 81, 74
* Referenzwert des unvernähten Laminats siehe Tabelle A 31		

Tabelle A 33: Mittelwert der Fehlstellenbreiten \bar{w} und -flächen \bar{A} (ermittelt über 19 Laminatschichten), Faservolumengehalt $\phi_{\text{vernäht}}$ und Dickenverhältnis $t_{\text{unvernäht}}/t_{\text{vernäht}}$ strukturell vernähter Laminat

<i>p</i>	<i>s</i>	<i>GF</i>	\bar{w}	\bar{A}	$\phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	\bar{w}	\bar{A}	$\phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	Abbildung
[mm]	[mm]	[tex]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]	
Laminatdicke 2 mm							Laminatdicke 3 mm				
3,3	3,3	17	0,25	0,37	0,52	0,97	0,24	0,53	0,54	0,98	
3,3	3,3	34	0,40	0,77	0,51	0,96	0,40	0,90	0,54	0,97	
3,3	3,3	68	0,70	1,58	0,50	0,94	0,70	1,66	0,53	0,96	
3,3	3,3	102	1,00	2,38	0,49	0,91	1,00	2,41	0,52	0,94	
3,3	3,3	136	1,31	3,18	0,48	0,89	1,30	3,16	0,51	0,93	
3,3	3,3	170	1,61	3,99	0,47	0,87	1,60	3,92	0,51	0,92	
3,3	5,0	17	0,29	0,42	0,52	1,00	0,28	0,61	0,55	1,00	
3,3	5,0	34	0,45	0,88	0,52	0,99	0,44	1,05	0,54	0,99	
3,3	5,0	68	0,77	1,80	0,51	0,97	0,75	1,91	0,53	0,98	
3,3	5,0	102	1,10	2,72	0,49	0,94	1,06	2,78	0,53	0,96	Abb. A 1
3,3	5,0	136	1,42	3,65	0,48	0,92	1,37	3,64	0,52	0,95	Abb. A 5
3,3	5,0	170	1,75	4,57	0,47	0,90	1,68	4,51	0,51	0,93	Abb. A 9
3,3	6,6	17	0,32	0,46	0,53	1,03	0,31	0,69	0,55	1,02	Abb. A 13
3,3	6,6	34	0,50	0,98	0,52	1,02	0,47	1,18	0,55	1,01	Abb. A 17
3,3	6,6	68	0,84	2,01	0,51	0,99	0,79	2,15	0,54	0,99	Abb. A 21
3,3	6,6	102	1,19	3,05	0,50	0,97	1,11	3,12	0,53	0,98	
3,3	6,6	136	1,53	4,08	0,49	0,95	1,43	4,09	0,52	0,97	
3,3	6,6	170	1,88	5,12	0,48	0,93	1,75	5,06	0,51	0,95	
3,3	10,0	17	0,40	0,55	0,54	1,09	0,39	0,87	0,56	1,06	
3,3	10,0	34	0,60	1,19	0,53	1,08	0,55	1,47	0,55	1,05	
3,3	10,0	68	0,99	2,46	0,52	1,05	0,89	2,66	0,54	1,03	
3,3	10,0	102	1,38	3,74	0,51	1,03	1,23	3,85	0,53	1,02	
3,3	10,0	136	1,77	5,01	0,49	1,01	1,57	5,05	0,53	1,00	
3,3	10,0	170	2,16	6,28	0,48	0,98	1,90	6,24	0,52	0,99	

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 33 (Fortsetzung)

p	s	GF	\bar{w}	\bar{A}	$\Phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	\bar{w}	\bar{A}	$\Phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	Abbildung
[mm]	[mm]	[tex]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]	
			Laminatdicke 4 mm				Laminatdicke 5 mm				
3,3	3,3	17	0,31	0,69	0,57	0,99	0,46	0,84	0,59	1,00	
3,3	3,3	34	0,42	0,96	0,56	0,99	0,47	0,88	0,59	1,00	
3,3	3,3	68	0,64	1,52	0,56	0,98	0,48	0,98	0,59	1,00	
3,3	3,3	102	0,86	2,07	0,55	0,97	0,49	1,07	0,59	1,00	
3,3	3,3	136	1,09	2,62	0,55	0,97	0,50	1,16	0,58	1,00	
3,3	3,3	170	1,31	3,18	0,54	0,96	0,51	1,26	0,58	1,00	
3,3	5,0	17	0,35	0,87	0,57	1,00	0,54	1,21	0,59	1,00	
3,3	5,0	34	0,46	1,19	0,57	1,00	0,55	1,26	0,59	1,00	
3,3	5,0	68	0,69	1,83	0,56	0,99	0,57	1,38	0,59	1,00	
3,3	5,0	102	0,91	2,47	0,56	0,98	0,58	1,49	0,59	1,00	Abb. A 1
3,3	5,0	136	1,14	3,10	0,55	0,97	0,60	1,60	0,59	1,00	Abb. A 5
3,3	5,0	170	1,36	3,74	0,55	0,97	0,61	1,72	0,58	1,00	Abb. A 9
3,3	6,6	17	0,40	1,05	0,57	1,01	0,61	1,55	0,59	1,00	Abb. A 13
3,3	6,6	34	0,51	1,41	0,57	1,00	0,62	1,62	0,59	1,00	Abb. A 17
3,3	6,6	68	0,74	2,12	0,56	1,00	0,65	1,75	0,59	1,00	Abb. A 21
3,3	6,6	102	0,96	2,84	0,56	0,99	0,67	1,88	0,59	1,00	
3,3	6,6	136	1,19	3,56	0,55	0,98	0,69	2,02	0,59	1,00	
3,3	6,6	170	1,41	4,27	0,55	0,97	0,71	2,15	0,58	1,00	
3,3	10,0	17	0,49	1,42	0,58	1,02	0,77	2,29	0,60	0,99	
3,3	10,0	34	0,60	1,86	0,57	1,02	0,78	2,37	0,60	0,99	
3,3	10,0	68	0,83	2,75	0,57	1,01	0,81	2,55	0,59	0,99	
3,3	10,0	102	1,06	3,63	0,56	1,00	0,85	2,72	0,59	0,99	
3,3	10,0	136	1,29	4,52	0,56	1,00	0,88	2,89	0,59	0,99	
3,3	10,0	170	1,52	5,40	0,55	0,99	0,91	3,06	0,59	0,99	
			Laminatdicke 2 mm				Laminatdicke 3 mm				
5,0	3,3	17	0,25	0,44	0,52	0,97	0,26	0,61	0,54	0,98	
5,0	3,3	34	0,40	0,92	0,51	0,96	0,41	1,05	0,54	0,98	
5,0	3,3	68	0,71	1,86	0,50	0,94	0,71	1,92	0,53	0,96	
5,0	3,3	102	1,02	2,81	0,49	0,92	1,02	2,79	0,52	0,95	
5,0	3,3	136	1,33	3,76	0,48	0,90	1,32	3,66	0,51	0,93	
5,0	3,3	170	1,63	4,71	0,47	0,88	1,62	4,53	0,51	0,92	
5,0	5,0	17	0,29	0,49	0,52	1,01	0,30	0,72	0,55	1,00	
5,0	5,0	34	0,45	1,03	0,52	1,00	0,45	1,22	0,54	1,00	
5,0	5,0	68	0,79	2,12	0,51	0,97	0,77	2,22	0,53	0,98	Abb. A 2
5,0	5,0	102	1,12	3,21	0,49	0,95	1,08	3,22	0,53	0,97	Abb. A 6
5,0	5,0	136	1,45	4,30	0,48	0,93	1,39	4,22	0,52	0,95	Abb. A 10
5,0	5,0	170	1,78	5,38	0,47	0,91	1,71	5,22	0,51	0,94	Abb. A 14
5,0	6,6	17	0,32	0,53	0,53	1,04	0,33	0,82	0,55	1,02	Abb. A 18
5,0	6,6	34	0,50	1,14	0,52	1,02	0,49	1,38	0,54	1,01	Abb. A 22
5,0	6,6	68	0,86	2,36	0,51	1,00	0,82	2,51	0,54	1,00	
5,0	6,6	102	1,21	3,58	0,50	0,98	1,14	3,63	0,53	0,98	
5,0	6,6	136	1,56	4,80	0,49	0,96	1,46	4,75	0,52	0,97	
5,0	6,6	170	1,92	6,02	0,47	0,94	1,78	5,87	0,51	0,95	
5,0	10,0	17	0,40	0,62	0,53	1,10	0,41	1,04	0,56	1,06	
5,0	10,0	34	0,60	1,37	0,53	1,09	0,58	1,73	0,55	1,05	
5,0	10,0	68	1,00	2,87	0,52	1,06	0,92	3,11	0,54	1,04	

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 33 (Fortsetzung)

p	s	GF	\bar{w}	\bar{A}	$\Phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	\bar{w}	\bar{A}	$\Phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	Abbildung
[mm]	[mm]	[tex]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]	
			Laminatdicke 2 mm				Laminatdicke 3 mm				
5,0	10,0	102	1,40	4,37	0,51	1,04	1,27	4,49	0,53	1,02	
5,0	10,0	136	1,81	5,87	0,49	1,02	1,61	5,87	0,53	1,01	
5,0	10,0	170	2,21	7,37	0,48	0,99	1,95	7,25	0,52	0,99	
			Laminatdicke 4 mm				Laminatdicke 5 mm				
5,0	3,3	17	0,36	0,86	0,57	0,99	0,61	1,19	0,59	1,00	
5,0	3,3	34	0,48	1,17	0,56	0,99	0,62	1,24	0,59	1,00	
5,0	3,3	68	0,70	1,80	0,56	0,98	0,62	1,34	0,59	1,00	
5,0	3,3	102	0,92	2,43	0,55	0,97	0,63	1,44	0,59	1,00	
5,0	3,3	136	1,14	3,06	0,55	0,97	0,63	1,54	0,58	1,00	
5,0	3,3	170	1,36	3,69	0,54	0,96	0,63	1,64	0,58	1,00	
5,0	5,0	17	0,42	1,14	0,57	1,00	0,73	1,19	0,59	1,00	
5,0	5,0	34	0,53	1,50	0,57	1,00	0,73	1,86	0,59	1,00	
5,0	5,0	68	0,76	2,23	0,56	0,99	0,74	1,99	0,59	1,00	
5,0	5,0	102	0,98	2,95	0,56	0,98	0,74	2,12	0,59	1,00	Abb. A 2
5,0	5,0	136	1,20	3,68	0,55	0,97	0,75	2,25	0,59	1,00	Abb. A 6
5,0	5,0	170	1,42	4,41	0,55	0,97	0,76	2,38	0,58	1,00	Abb. A 10
5,0	6,6	17	0,48	1,40	0,57	1,01	0,83	2,36	0,59	0,99	Abb. A 14
5,0	6,6	34	0,59	1,81	0,57	1,00	0,84	2,44	0,59	0,99	Abb. A 18
5,0	6,6	68	0,81	2,63	0,56	1,00	0,84	2,60	0,59	0,99	Abb. A 22
5,0	6,6	102	1,04	3,45	0,56	0,99	0,85	2,76	0,59	0,99	
5,0	6,6	136	1,26	4,26	0,55	0,98	0,86	2,92	0,59	0,99	
5,0	6,6	170	1,48	5,08	0,55	0,97	0,87	3,08	0,58	0,99	
5,0	10,0	17	0,60	1,95	0,58	1,02	1,05	3,57	0,60	0,99	
5,0	10,0	34	0,71	2,46	0,57	1,02	1,06	3,68	0,60	0,99	
5,0	10,0	68	0,94	3,48	0,57	1,01	1,08	3,90	0,59	0,99	
5,0	10,0	102	1,16	4,49	0,56	1,00	1,09	4,12	0,59	0,99	
5,0	10,0	136	1,39	5,51	0,56	1,00	1,11	4,34	0,59	0,99	
5,0	10,0	170	1,62	6,53	0,55	0,99	1,12	4,57	0,59	0,99	
			Laminatdicke 2 mm				Laminatdicke 3 mm				
6,6	3,3	17	0,25	0,51	0,52	0,98	0,27	0,70	0,54	0,99	
6,6	3,3	34	0,41	1,05	0,51	0,97	0,42	1,19	0,54	0,98	
6,6	3,3	68	0,72	2,13	0,50	0,95	0,73	2,17	0,53	0,97	
6,6	3,3	102	1,03	3,22	0,49	0,93	1,03	3,15	0,52	0,95	
6,6	3,3	136	1,34	4,30	0,48	0,91	1,34	4,13	0,51	0,94	
6,6	3,3	170	1,66	5,39	0,47	0,89	1,64	5,11	0,50	0,92	
6,6	5,0	17	0,29	0,55	0,52	1,01	0,31	0,82	0,55	1,01	Abb. A 3
6,6	5,0	34	0,46	1,18	0,52	1,00	0,47	1,39	0,54	1,00	Abb. A 7
6,6	5,0	68	0,80	2,42	0,50	0,98	0,79	2,51	0,53	0,98	Abb. A 11
6,6	5,0	102	1,13	3,66	0,49	0,96	1,10	3,64	0,52	0,97	Abb. A 15
6,6	5,0	136	1,47	4,91	0,48	0,94	1,42	4,77	0,52	0,96	Abb. A 19
6,6	5,0	170	1,81	6,15	0,47	0,92	1,73	5,89	0,51	0,94	Abb. A 23
6,6	6,6	17	0,33	0,60	0,53	1,04	0,35	0,94	0,55	1,03	
6,6	6,6	34	0,51	1,29	0,52	1,03	0,51	1,58	0,54	1,02	
6,6	6,6	68	0,87	2,69	0,51	1,01	0,84	2,84	0,54	1,00	
6,6	6,6	102	1,23	4,08	0,50	0,99	1,16	4,10	0,53	0,99	
6,6	6,6	136	1,59	5,48	0,49	0,96	1,49	5,37	0,52	0,97	

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 33 (Fortsetzung)

p	s	GF	\bar{w}	\bar{A}	$\Phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	\bar{w}	\bar{A}	$\Phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	Abbildung	
[mm]	[mm]	[tex]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]		
			Laminatdicke 2 mm				Laminatdicke 3 mm					
6,6	6,6	170	1,95	6,87	0,47	0,94	1,82	6,63	0,51	0,96	Abb. A 3 Abb. A 7 Abb. A 11 Abb. A 15 Abb. A 19 Abb. A 23	
6,6	10,0	17	0,40	0,69	0,53	1,11	0,43	1,20	0,56	1,06		
6,6	10,0	34	0,61	1,55	0,53	1,09	0,60	1,98	0,55	1,06		
6,6	10,0	68	1,02	3,26	0,52	1,07	0,95	3,53	0,54	1,04		
6,6	10,0	102	1,43	4,97	0,50	1,05	1,30	5,09	0,53	1,03		
6,6	10,0	136	1,84	6,69	0,49	1,02	1,65	6,64	0,53	1,01		
6,6	10,0	170	2,25	8,40	0,48	1,00	1,99	8,20	0,52	0,99		
			Laminatdicke 4 mm				Laminatdicke 5 mm					
6,6	3,3	17	0,42	1,02	0,57	0,99	0,76	1,52	0,59	1,00	Abb. A 3 Abb. A 7 Abb. A 11 Abb. A 15 Abb. A 19 Abb. A 23	
6,6	3,3	34	0,53	1,37	0,56	0,99	0,75	1,58	0,59	1,00		
6,6	3,3	68	0,75	2,07	0,56	0,98	0,75	1,68	0,59	1,00		
6,6	3,3	102	0,96	2,77	0,55	0,97	0,75	1,79	0,59	1,00		
6,6	3,3	136	1,18	3,47	0,55	0,97	0,75	1,90	0,58	1,00		
6,6	3,3	170	1,40	4,16	0,54	0,96	0,75	2,01	0,58	1,00		
6,6	5,0	17	0,49	1,39	0,57	1,00	0,90	2,35	0,59	0,99		
6,6	5,0	34	0,60	1,79	0,57	1,00	0,90	2,42	0,59	0,99		
6,6	5,0	68	0,82	2,60	0,56	0,99	0,90	2,57	0,59	0,99		
6,6	5,0	102	1,04	3,41	0,56	0,98	0,90	2,72	0,59	0,99		
6,6	5,0	136	1,26	4,22	0,55	0,97	0,90	2,87	0,59	0,99		
6,6	5,0	170	1,48	5,03	0,55	0,97	0,90	3,01	0,58	0,99		
6,6	6,6	17	0,56	1,73	0,57	1,01	1,03	3,12	0,59	0,99		
6,6	6,6	34	0,67	2,19	0,57	1,00	1,03	3,22	0,59	0,99		
6,6	6,6	68	0,89	3,10	0,56	1,00	1,03	3,40	0,59	0,99		
6,6	6,6	102	1,11	4,02	0,56	0,99	1,03	3,59	0,59	0,99		
6,6	6,6	136	1,33	4,93	0,55	0,98	1,03	3,78	0,59	0,99		
6,6	6,6	170	1,55	5,85	0,55	0,97	1,03	3,96	0,58	0,99		
6,6	10,0	17	0,70	2,45	0,58	1,02	1,32	4,77	0,60	0,98		
6,6	10,0	34	0,81	3,02	0,57	1,02	1,32	4,91	0,60	0,98		
6,6	10,0	68	1,03	4,16	0,57	1,01	1,32	5,17	0,59	0,98		
6,6	10,0	102	1,26	5,30	0,56	1,00	1,32	5,44	0,59	0,98		
6,6	10,0	136	1,48	6,44	0,56	1,00	1,32	5,71	0,59	0,98		
6,6	10,0	170	1,71	7,58	0,55	0,99	1,32	5,98	0,59	0,98		
			Laminatdicke 2 mm				Laminatdicke 3 mm					
10,0	3,3	17	0,25	0,64	0,52	1,00	0,30	0,87	0,54	1,00		Abb. A 4 Abb. A 8 Abb. A 12 Abb. A 16 Abb. A 20 Abb. A 24
10,0	3,3	34	0,41	1,33	0,51	0,99	0,45	1,48	0,54	0,99		
10,0	3,3	68	0,74	2,71	0,50	0,97	0,76	2,70	0,53	0,97		
10,0	3,3	102	1,06	4,08	0,49	0,94	1,07	3,91	0,52	0,96		
10,0	3,3	136	1,38	5,46	0,48	0,92	1,37	5,13	0,51	0,94		
10,0	3,3	170	1,70	6,83	0,46	0,90	1,68	6,34	0,50	0,93		
10,0	5,0	17	0,29	0,69	0,52	1,03	0,35	1,04	0,54	1,02		
10,0	5,0	34	0,47	1,48	0,51	1,02	0,51	1,74	0,54	1,01		
10,0	5,0	68	0,82	3,06	0,50	1,00	0,82	3,14	0,53	0,99		
10,0	5,0	102	1,17	4,63	0,49	0,97	1,14	4,53	0,52	0,98		
10,0	5,0	136	1,52	6,21	0,48	0,95	1,56	5,93	0,52	0,96		
10,0	5,0	170	1,86	7,79	0,47	0,93	1,78	7,32	0,51	0,95		
10,0	6,6	17	0,33	0,74	0,52	1,06	0,39	1,20	0,55	1,03		

(Fortsetzung nächste Seite)

Tabelle A 33 (Fortsetzung)

p	s	GF	\bar{w}	\bar{A}	$\Phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	\bar{w}	\bar{A}	$\Phi_{\text{vernäht}}$	$\frac{t_{\text{unvernäht}}}{t_{\text{vernäht}}}$	Abbildung
[mm]	[mm]	[tex]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]	[mm]	[mm ²]	[1]	[1]	
			Laminatdicke 2 mm				Laminatdicke 3 mm				
10,0	6,6	34	0,52	1,62	0,52	1,05	0,55	1,98	0,54	1,03	
10,0	6,6	68	0,89	3,38	0,51	1,03	0,89	3,55	0,53	1,01	
10,0	6,6	102	1,27	5,15	0,49	1,00	1,22	5,12	0,53	1,00	Abb. A 4
10,0	6,6	136	1,64	6,92	0,48	0,98	1,55	6,68	0,52	0,98	Abb. A 8
10,0	6,6	170	2,02	8,68	0,47	0,96	1,88	8,25	0,51	0,97	Abb. A 12
10,0	10,0	17	0,40	0,83	0,53	1,12	0,48	1,54	0,55	1,07	Abb. A 16
10,0	10,0	34	0,62	1,91	0,53	1,11	0,66	2,50	0,55	1,07	Abb. A 20
10,0	10,0	68	1,05	4,08	0,51	1,09	1,02	4,43	0,54	1,05	Abb. A 24
10,0	10,0	102	1,48	6,25	0,50	1,06	1,37	6,36	0,53	1,03	
10,0	10,0	136	1,91	8,42	0,49	1,04	1,73	8,29	0,52	1,02	
10,0	10,0	170	2,34	10,59	0,48	1,02	2,09	10,22	0,52	1,00	
			Laminatdicke 4 mm				Laminatdicke 5 mm				
10,0	3,3	17	0,54	1,37	0,57	0,99	1,05	2,23	0,59	0,99	
10,0	3,3	34	0,64	1,79	0,56	0,99	1,05	2,29	0,59	0,99	
10,0	3,3	68	0,86	2,64	0,56	0,98	1,03	2,41	0,59	0,99	
10,0	3,3	102	1,07	3,49	0,55	0,97	1,02	2,53	0,59	0,99	
10,0	3,3	136	1,28	4,34	0,55	0,97	1,01	2,65	0,58	0,99	
10,0	3,3	170	1,49	5,18	0,54	0,96	1,00	2,78	0,58	0,99	
10,0	5,0	17	0,63	1,91	0,57	1,00	1,27	3,52	0,59	0,99	
10,0	5,0	34	0,74	2,41	0,57	1,00	1,26	3,61	0,59	0,99	
10,0	5,0	68	0,95	3,40	0,56	0,99	1,24	3,80	0,59	0,99	
10,0	5,0	102	1,17	4,39	0,56	0,98	1,22	3,98	0,59	0,99	Abb. A 4
10,0	5,0	136	1,38	5,37	0,55	0,97	1,21	4,17	0,59	0,99	Abb. A 8
10,0	5,0	170	1,60	6,36	0,55	0,97	1,19	4,35	0,58	0,99	Abb. A 12
10,0	6,6	17	0,72	2,43	0,57	1,01	1,46	4,74	0,59	0,98	Abb. A 16
10,0	6,6	34	0,83	2,99	0,57	1,00	1,45	4,86	0,59	0,98	Abb. A 20
10,0	6,6	68	1,05	4,11	0,56	1,00	1,43	5,10	0,59	0,98	Abb. A 24
10,0	6,6	102	1,26	5,23	0,56	0,99	1,41	5,35	0,59	0,98	
10,0	6,6	136	1,48	6,35	0,55	0,98	1,39	5,59	0,59	0,98	
10,0	6,6	170	1,69	7,47	0,55	0,97	1,37	5,83	0,58	0,98	
10,0	10,0	17	0,91	3,52	0,58	1,02	1,88	7,33	0,60	0,98	
10,0	10,0	34	1,02	4,22	0,57	1,02	1,87	7,51	0,60	0,98	
10,0	10,0	68	1,24	5,62	0,57	1,01	1,84	7,88	0,59	0,98	
10,0	10,0	102	1,46	7,02	0,56	1,01	1,81	8,25	0,59	0,98	
10,0	10,0	136	1,68	8,43	0,56	1,00	1,78	8,61	0,59	0,98	
10,0	10,0	170	1,90	9,83	0,55	0,99	1,76	8,98	0,59	0,98	

Tabelle A 34: Rechnerisch ermittelte Druckfestigkeit strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat nach Impaktbelastung mit 30 J

	Druckfestigkeit	relative		Druckfestigkeit	relative
	[MPa]	Druckfestigkeit^x		[MPa]	Druckfestigkeit^y
		[%]			[%]
K 1	203	106	K 17	135	131
K 2	215	112	K 18	143	139
K 3	209	109	K 19	139	135
K 4	221	115	K 20	147	143
K 5	204	106	K 21	136	132
K 6	216	112	K 22	144	140
K 7	210	109	K 23	140	136
K 8	223	116	K 24	148	144
K 9	200	104	K 25	133	129
K 10	211	110	K 26	141	137
K 11	206	107	K 27	137	133
K 12	218	113	K 28	145	141
K 13	201	104	K 29	134	130
K 14	212	111	K 30	141	137
K 15	207	108	K 31	138	134
K 16	219	114	K 32	146	142

^x bezogen auf Referenzwert des unvernähten Laminats in Höhe von 192 MPa
^y bezogen auf Referenzwert des unvernähten Laminats in Höhe von 103 MPa

Tabelle A 35: Rechnerisch ermittelte interlaminare Mode-1-Energiefreisetzungsrates strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat

	Energiefrei-	relative		Energiefrei-	relative
	setzungsrate	Energiefrei-		setzungsrate	Energiefrei-
	[kJ/m ²]	setzungsrate^x		[kJ/m ²]	setzungsrate^y
		[%]			[%]
K 1	1,00	96	K 17	0,93	155
K 2	1,33	128	K 18	1,24	206
K 3	1,32	127	K 19	1,23	204
K 4	1,76	169	K 20	1,64	273
K 5	1,67	161	K 21	1,56	259
K 6	2,23	214	K 22	2,08	345
K 7	2,21	212	K 23	2,06	342
K 8	2,95	283	K 24	2,75	457
K 9	1,02	98	K 25	0,95	158
K 10	1,36	131	K 26	1,27	211
K 11	1,35	130	K 27	1,26	209
K 12	1,80	173	K 28	1,68	279
K 13	1,71	164	K 29	1,59	265
K 14	2,28	219	K 30	2,13	353
K 15	2,26	217	K 31	2,11	350
K 16	3,02	290	K 32	2,81	468

^x bezogen auf Referenzwert des unvernähten Laminats in Höhe von 1,04 kJ/m²
^y bezogen auf Referenzwert des unvernähten Laminats in Höhe von 0,60 kJ/m²

Tabelle A 36: Rechnerische Untersuchung des Einflusses von Nahtparametern auf Druckfestigkeit nach Impaktbelastung mit 30 J und Mode-1-Energiefreisetzungsrates von strukturell vernähten [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminaten

Bezeichnung, Aufbau	Kennwert; unvernähte Referenz	Parameterkonfigurationen mit maximaler Steigerung des Kennwerts; Kennwert bezogen auf unvernähte Referenz	Parameterkonfigurationen mit maximaler Reduktion oder minimaler Steigerung des Kennwerts; Kennwert bezogen auf unvernähte Referenz
	-; [1]	<i>NR</i> [°], <i>GF</i> [tex], <i>s</i> [mm], <i>p</i> [mm]; [%]	<i>NR</i> [°], <i>GF</i> [tex], <i>s</i> [mm], <i>p</i> [mm]; [%]
[A1-(B/2) _S -A2]-HTS-Laminat	<i>R_{x,30J}</i> ; 192 MPa	0, 136, 3,30, 3,30; 116	90, 68, 5,00, 5,00; 104
		0, 119, 3,30, 3,30; 116	0, 17, 5,00, 5,00; 105
		0, 102, 3,30, 3,30; 115	0, 34, 5,00, 5,00; 105
	<i>G_{1R,x}</i> ; 1,04 kJ/m ²	0, 136, 3,30, 3,30; 283	0, 17, 5,00, 5,00; 47
		0, 119, 3,30, 3,30; 255	0, 34, 5,00, 5,00; 63
		0, 102, 3,30, 3,30; 226	0, 51, 5,00, 5,00; 80

Tabelle A 37: Rechnerische Untersuchung des Einflusses von Nahtparametern auf die Kombination von Druckfestigkeit nach Impaktbelastung mit 30 J und Mode-1-Energiefreisetzungsrates strukturell vernähter [A1-(B/2)_S-A2]-HTS-Laminat

Bezeichnung, Aufbau	Kennwertkombination	Parameterkonfigurationen mit maximaler Steigerung der Kennwerte; Mittelwert der Einzelplatzierungen; Kennwerte bezogen auf unvernähte Referenz	Parameterkonfigurationen mit maximaler Reduktion bzw. minimaler Steigerung der Kennwerte; Mittelwert der Einzelplatzierungen; Kennwerte bezogen auf unvernähte Referenz
		<i>NR</i> [°], <i>GF</i> [tex], <i>s</i> [mm], <i>p</i> [mm]; [1]; [%], [%]	<i>NR</i> [°], <i>GF</i> [tex], <i>s</i> [mm], <i>p</i> [mm]; [1]; [%], [%]
[A1-(B/2) _S -A2]-HTS-Laminat	<i>R_{x,30J}</i> ∧ <i>G_{1R,x}</i>	0, 136, 3,30, 3,30; 1,0; 116, 283	0, 17, 5,00, 5,00; 23,5; 105, 47
		0, 119, 3,30, 3,30; 2,0; 116, 255	0, 34, 5,00, 5,00; 22,5; 105, 63
		0, 102, 3,30, 3,30; 3,0; 115, 226	90, 68, 5,00, 5,00; 21,5; 104, 98
	<i>R_{x,30J}</i> , <i>G_{1R,x}</i> ¹	0, 68, 5,00, 3,30; 13,0; 109, 128	
		0, 68, 3,30, 4,15; 8,5; 113, 148	
		0, 51, 3,30, 3,30; 8,5; 115, 141	

* Referenzwert des unvernähten Laminats siehe Tabelle A 36
 1 Parameterkonfigurationen mit minimaler Reduktion der In-plane-Kennwerte für die Kennwertkombination $E_x^t \wedge G_{xy} \wedge R_x^t \wedge R_{xy}$ (vgl. Tabelle A 32)

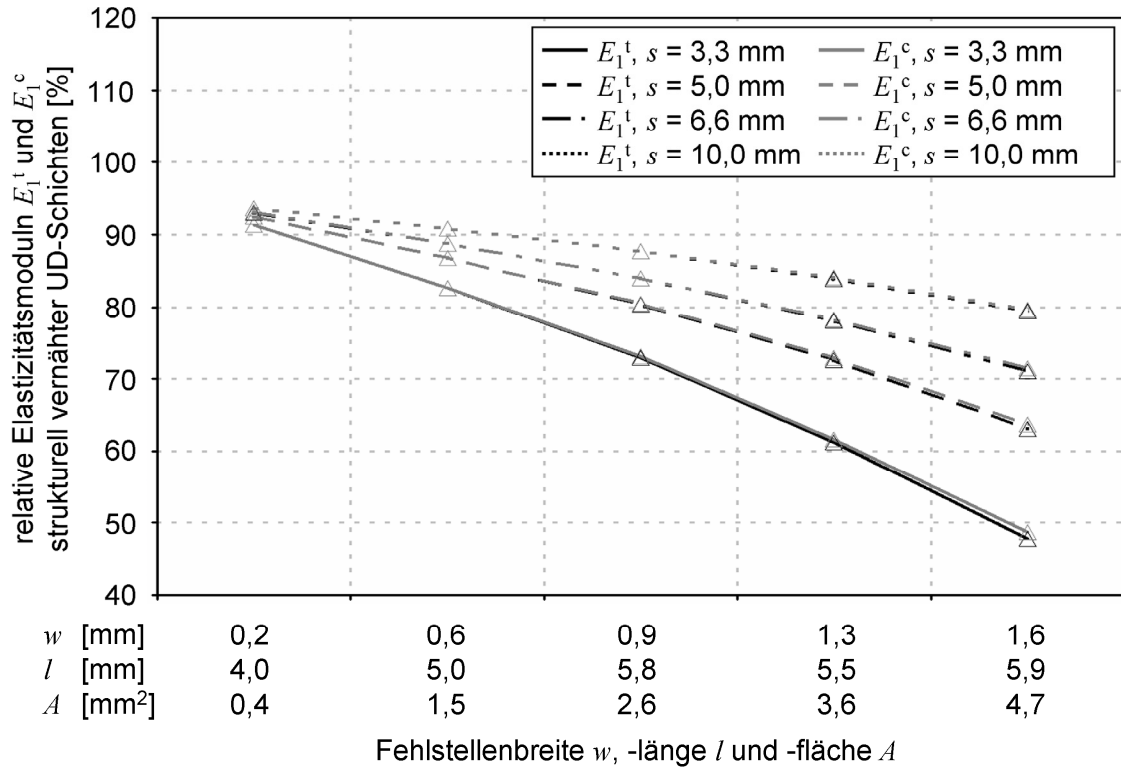


Abb. A 1: Elastizitätsmodul E_1^t und E_1^c strukturell vernähter ($p = 3,3$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

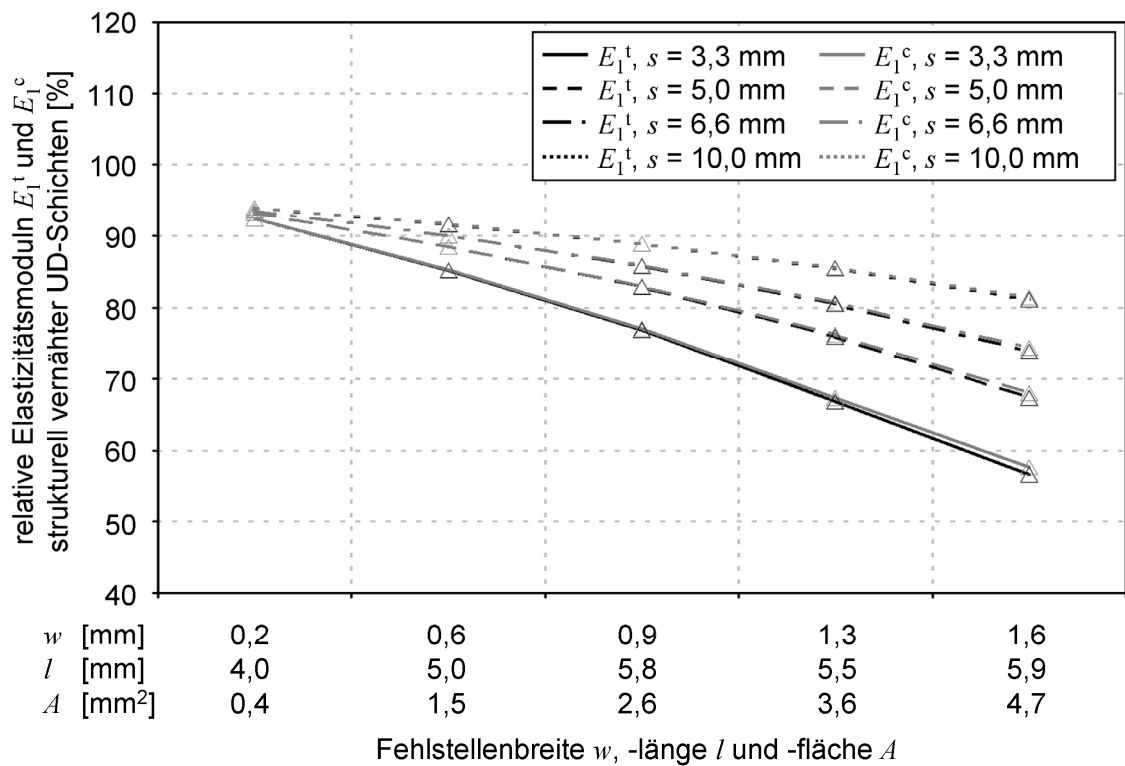


Abb. A 2: Elastizitätsmodul E_1^t und E_1^c strukturell vernähter ($p = 5,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

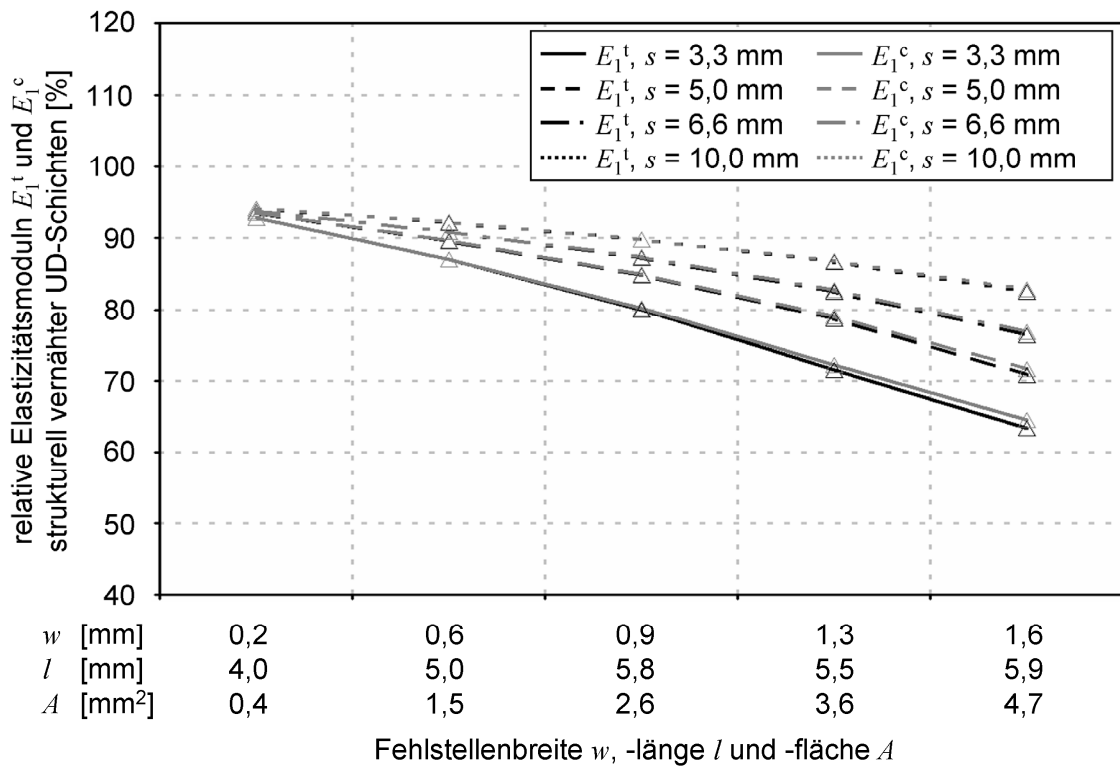


Abb. A 3: Elastizitätsmodul E_1^t und E_1^c strukturell vernähter ($p = 6,6$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

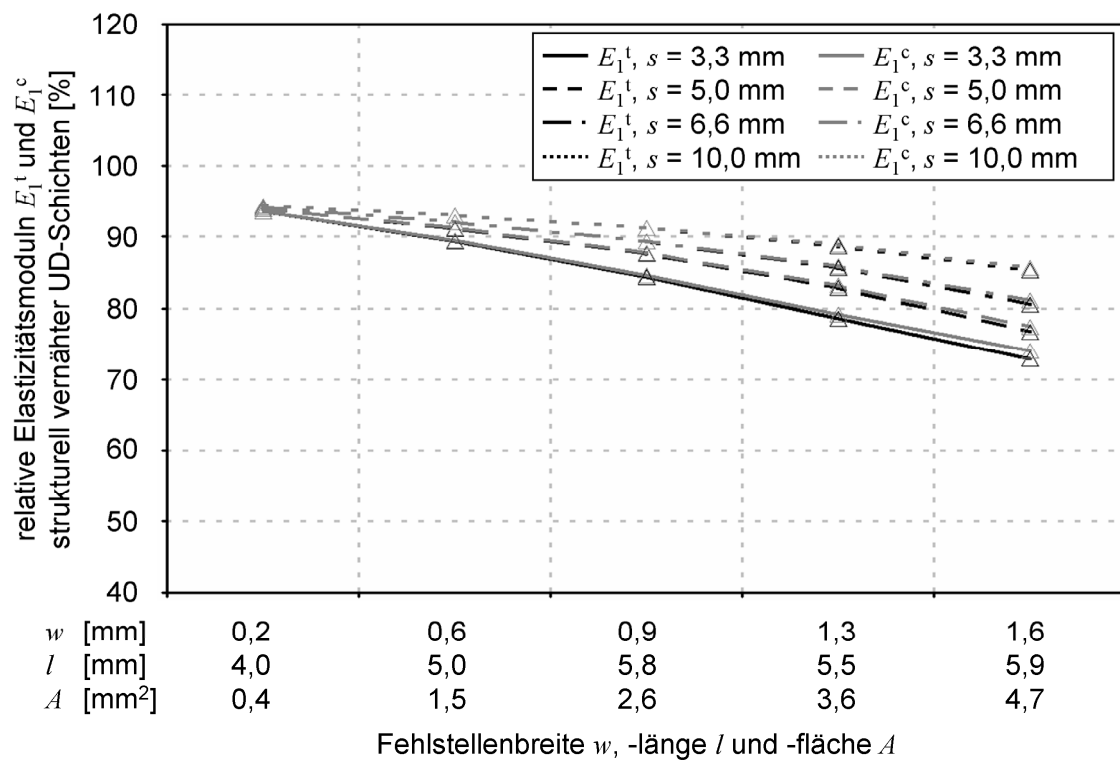


Abb. A 4: Elastizitätsmodul E_1^t und E_1^c strukturell vernähter ($p = 10,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

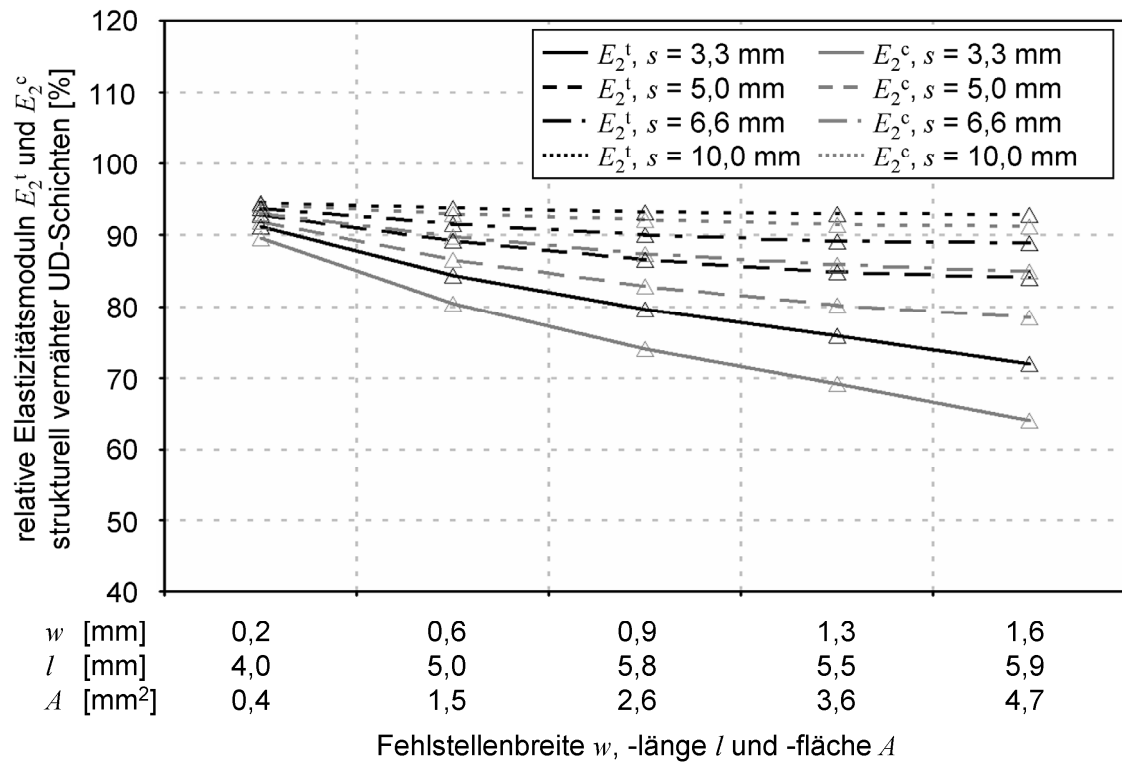


Abb. A 5: Elastizitätsmodul E_2^t und E_2^c strukturell vernähter ($p = 3,3$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

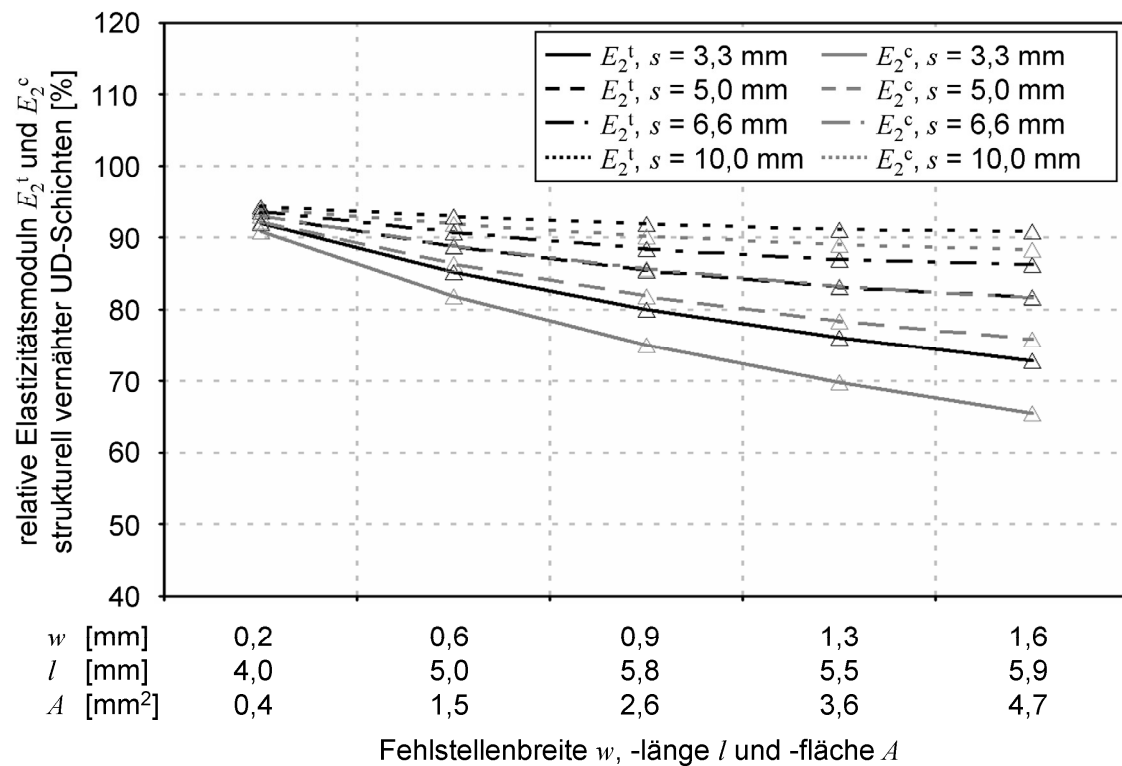


Abb. A 6: Elastizitätsmodul E_2^t und E_2^c strukturell vernähter ($p = 5,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

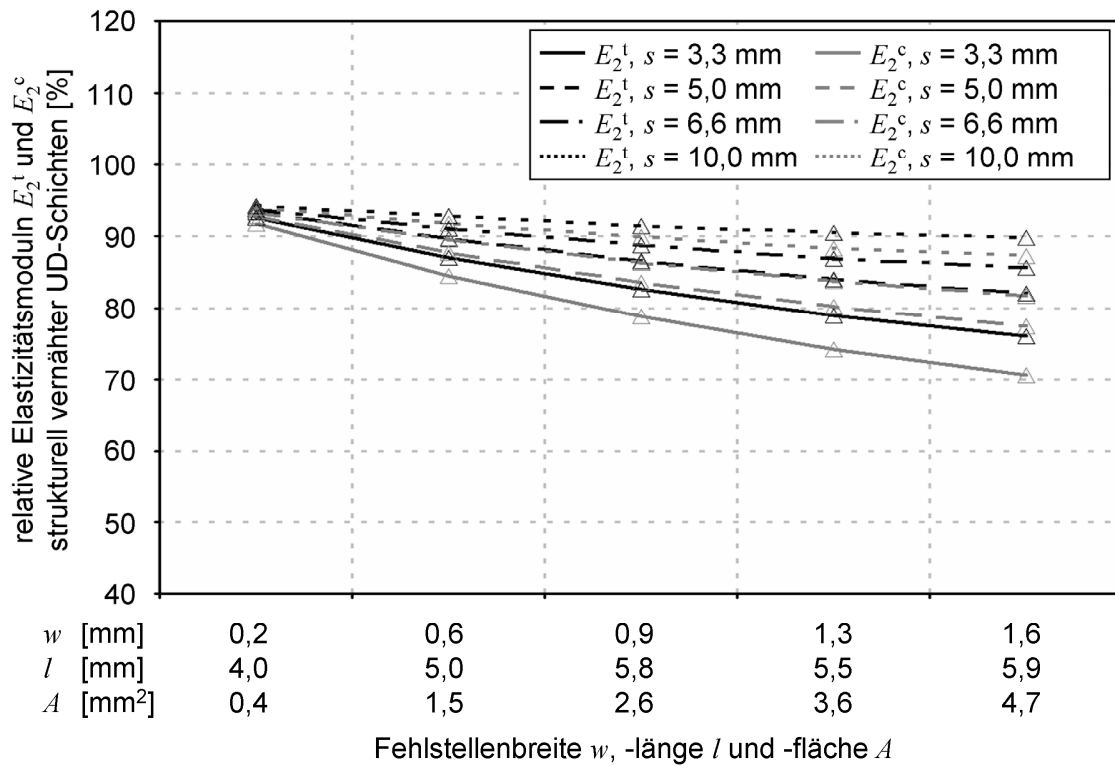


Abb. A 7: Elastizitätsmodul E_2^t und E_2^c strukturell vernähter ($p = 6,6$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

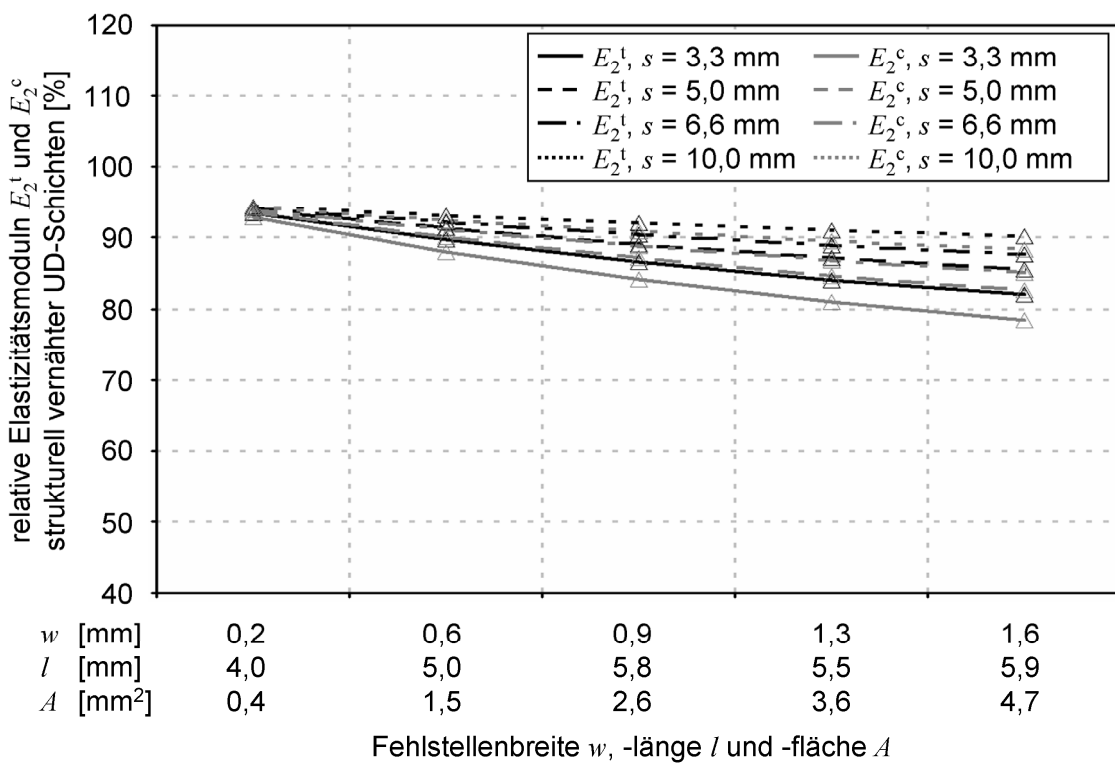


Abb. A 8: Elastizitätsmodul E_2^t und E_2^c strukturell vernähter ($p = 10,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgrößen des unvernähten Laminats)

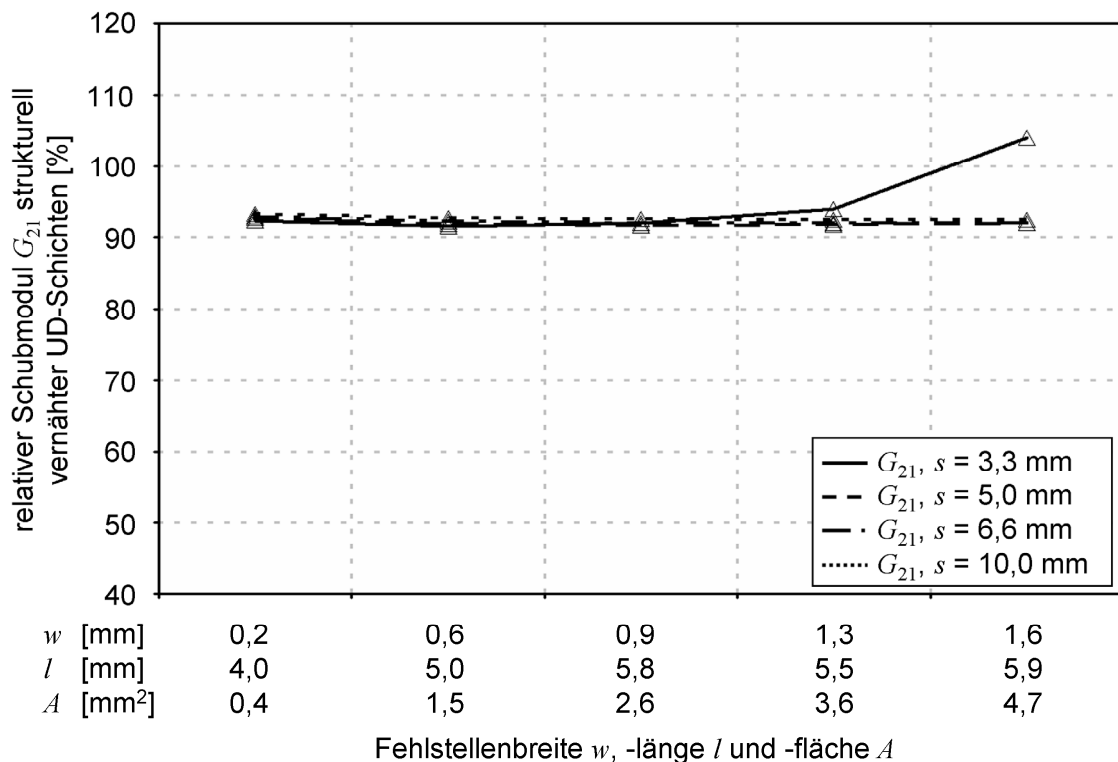


Abb. A 9: Schubmodul G_{21} strukturell vernähter ($p = 3,3$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

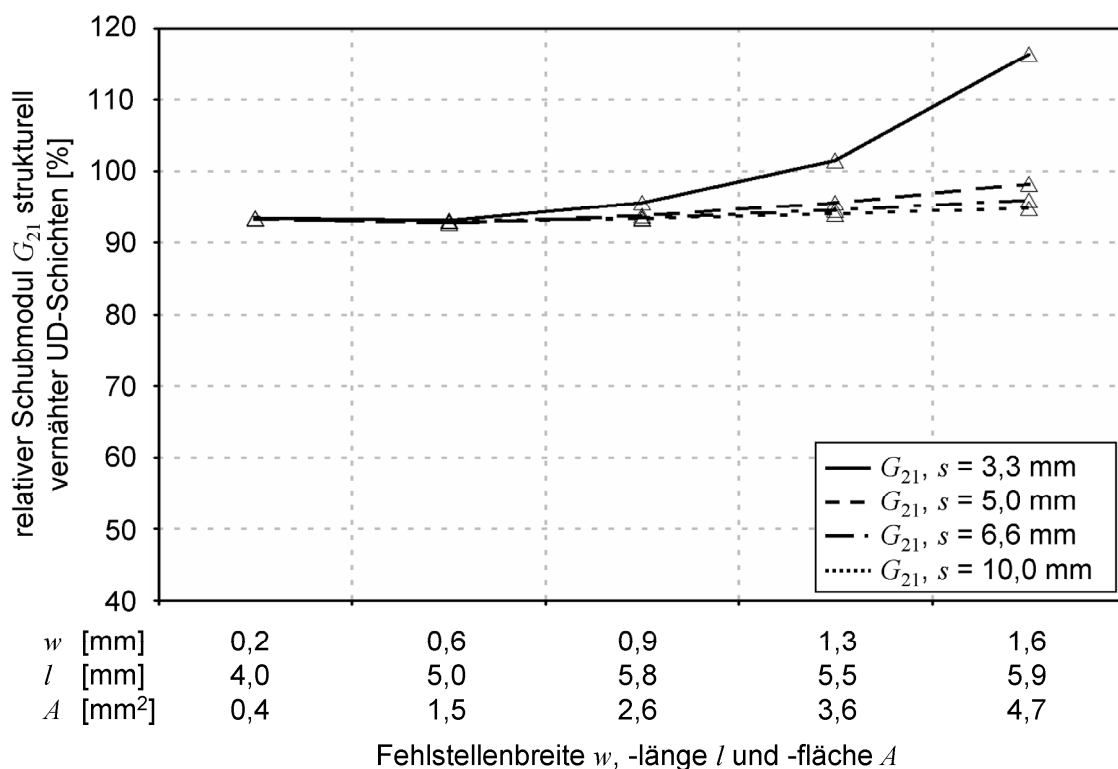


Abb. A 10: Schubmodul G_{21} strukturell vernähter ($p = 5,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

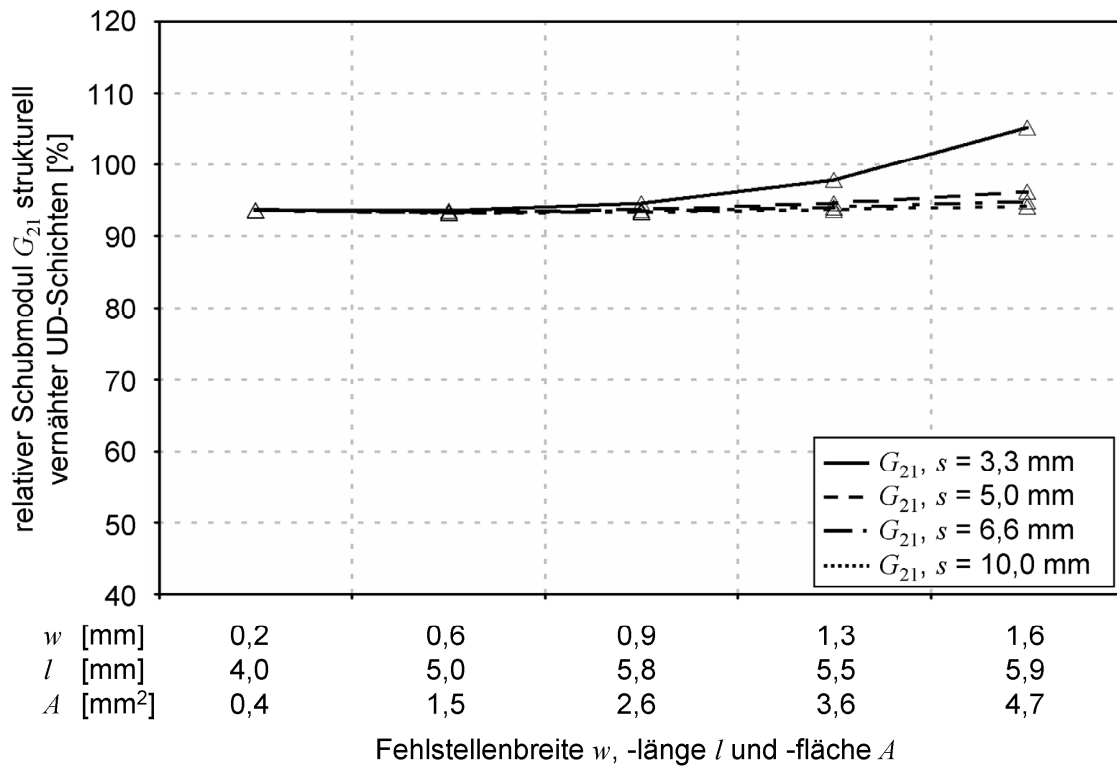


Abb. A 11: Schubmodul G_{21} strukturell vernähter ($p = 6,6$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

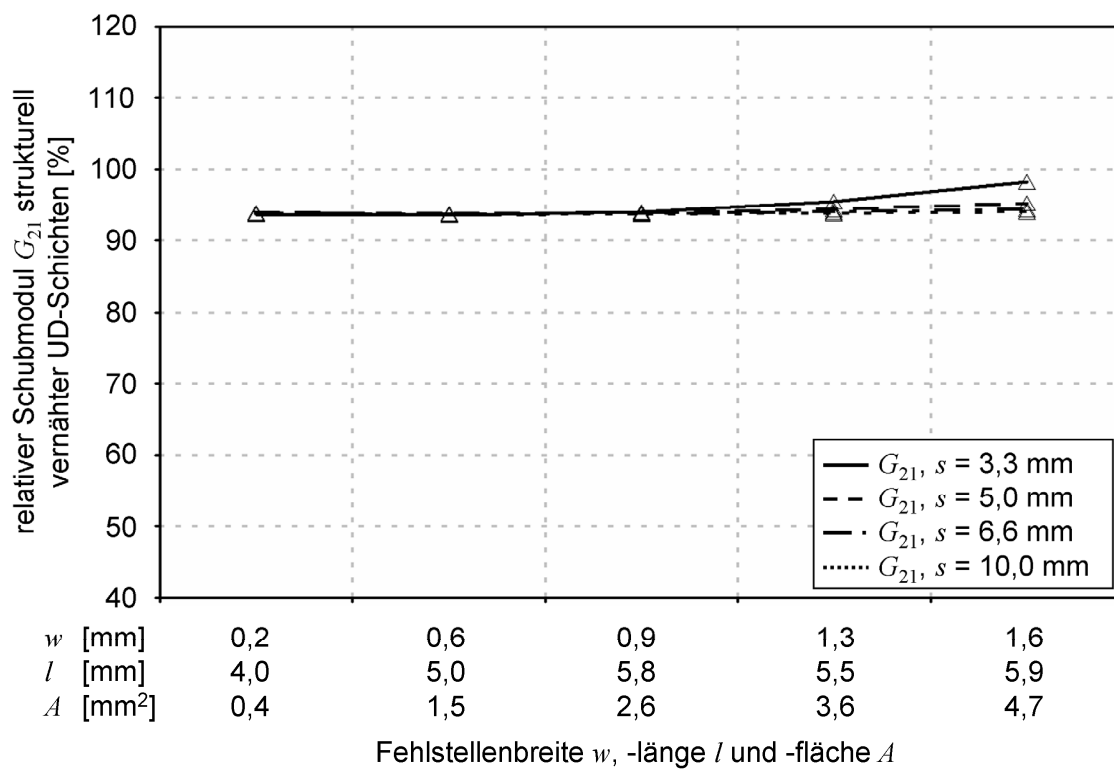


Abb. A 12: Schubmodul G_{21} strukturell vernähter ($p = 10,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

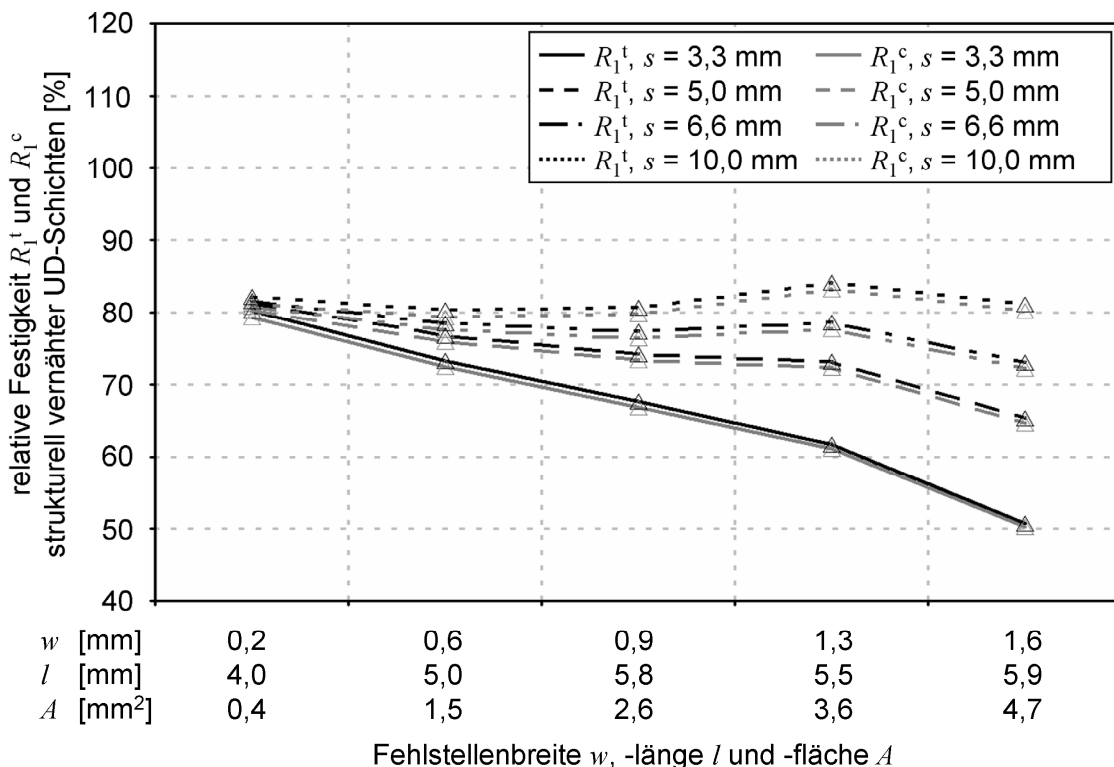


Abb. A 13: Festigkeit R_1^t und R_1^c strukturell vernähter ($p = 3,3$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

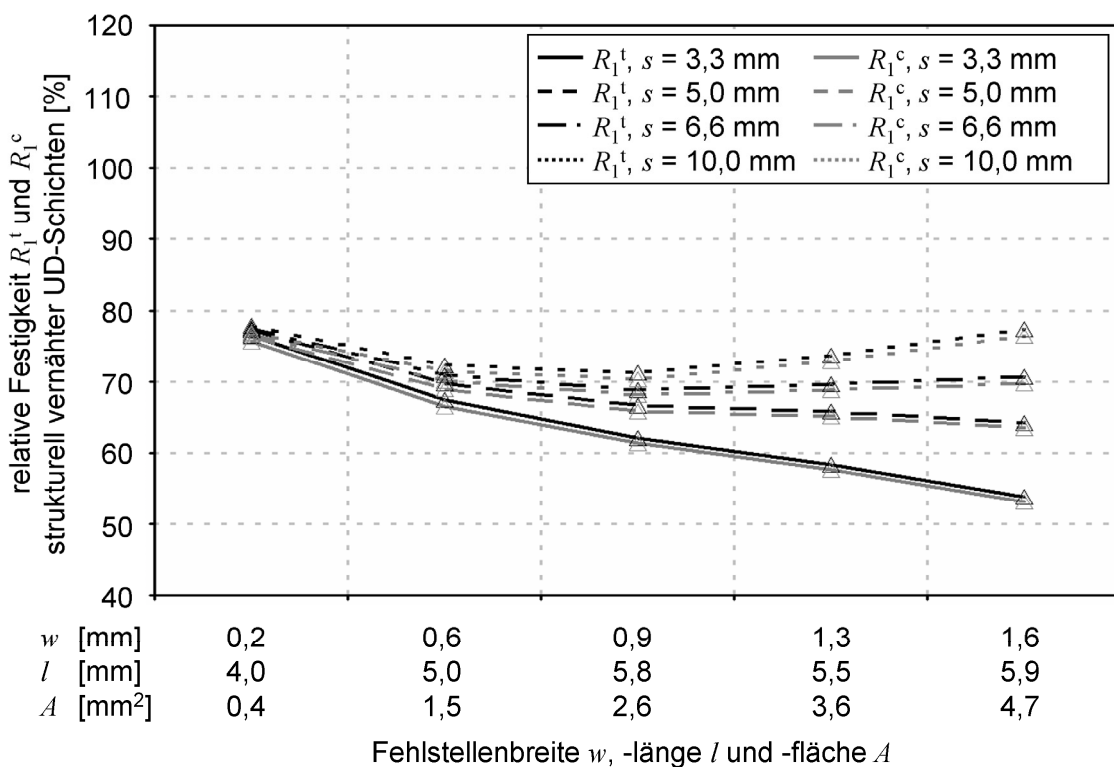


Abb. A 14: Festigkeit R_1^t und R_1^c strukturell vernähter ($p = 5,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

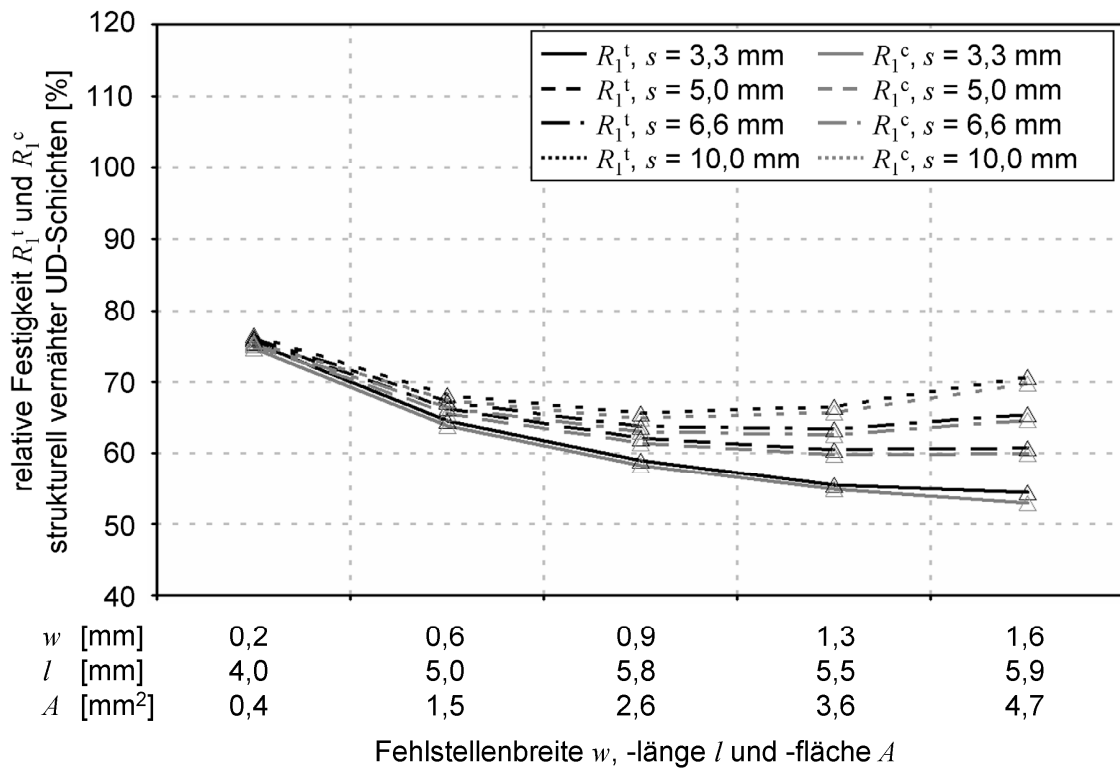


Abb. A 15: Festigkeit R_1^t und R_1^c strukturell vernähter ($p = 6,6$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

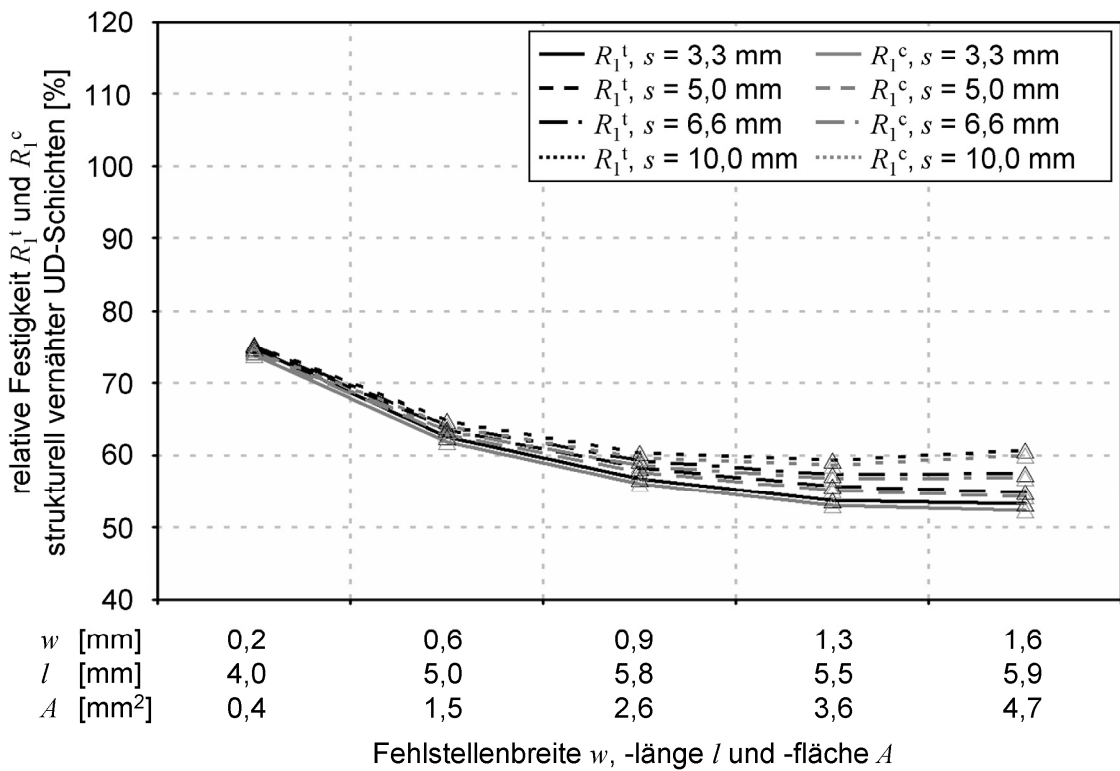


Abb. A 16: Festigkeit R_1^t und R_1^c strukturell vernähter ($p = 10,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

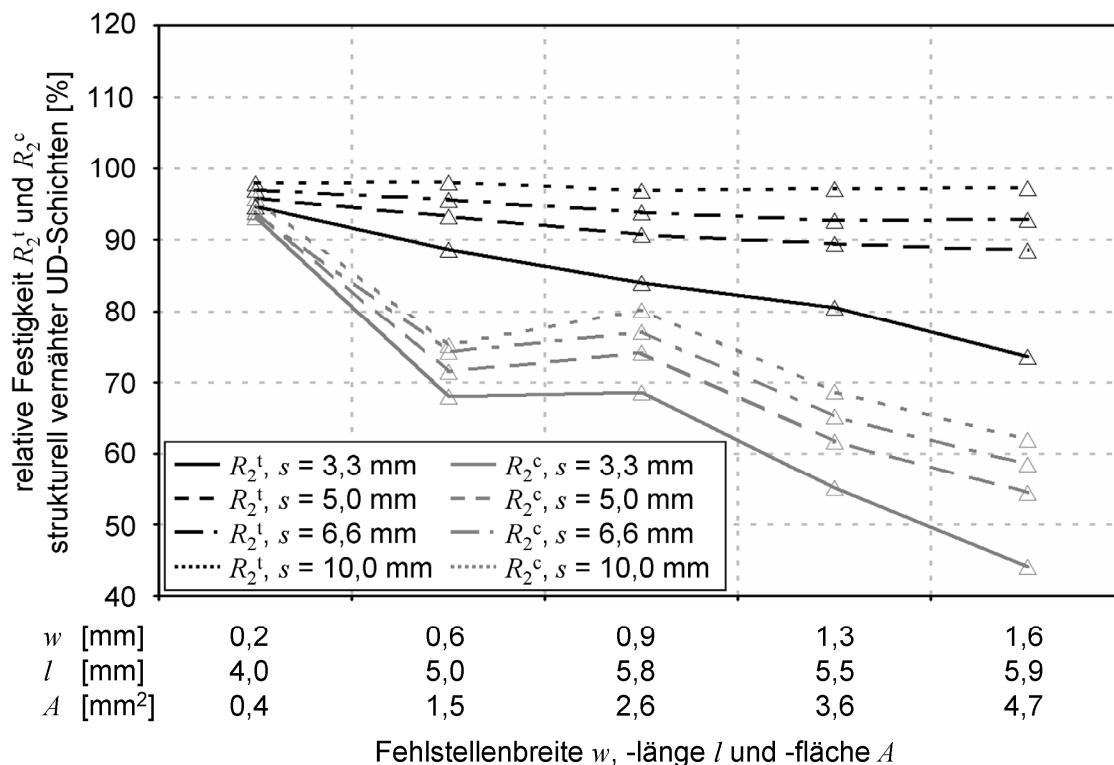


Abb. A 17: Festigkeit R_2^t und R_2^c strukturell vernähter ($p = 3,3$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

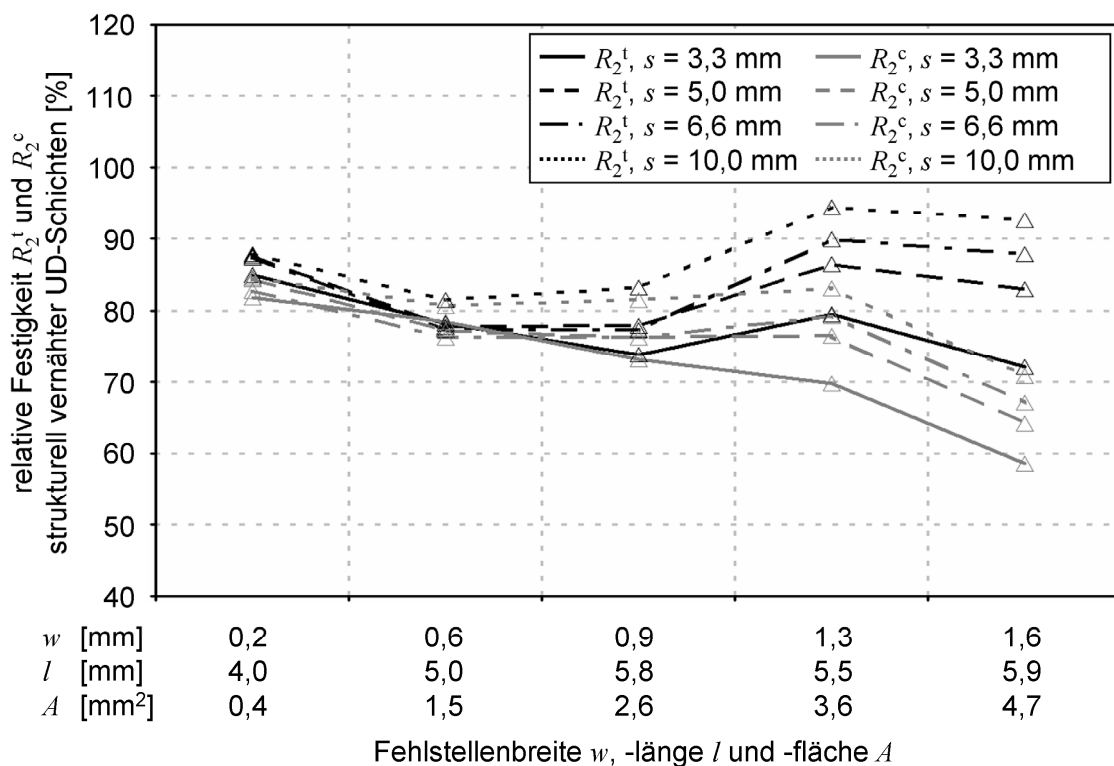


Abb. A 18: Festigkeit R_2^t und R_2^c strukturell vernähter ($p = 5,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

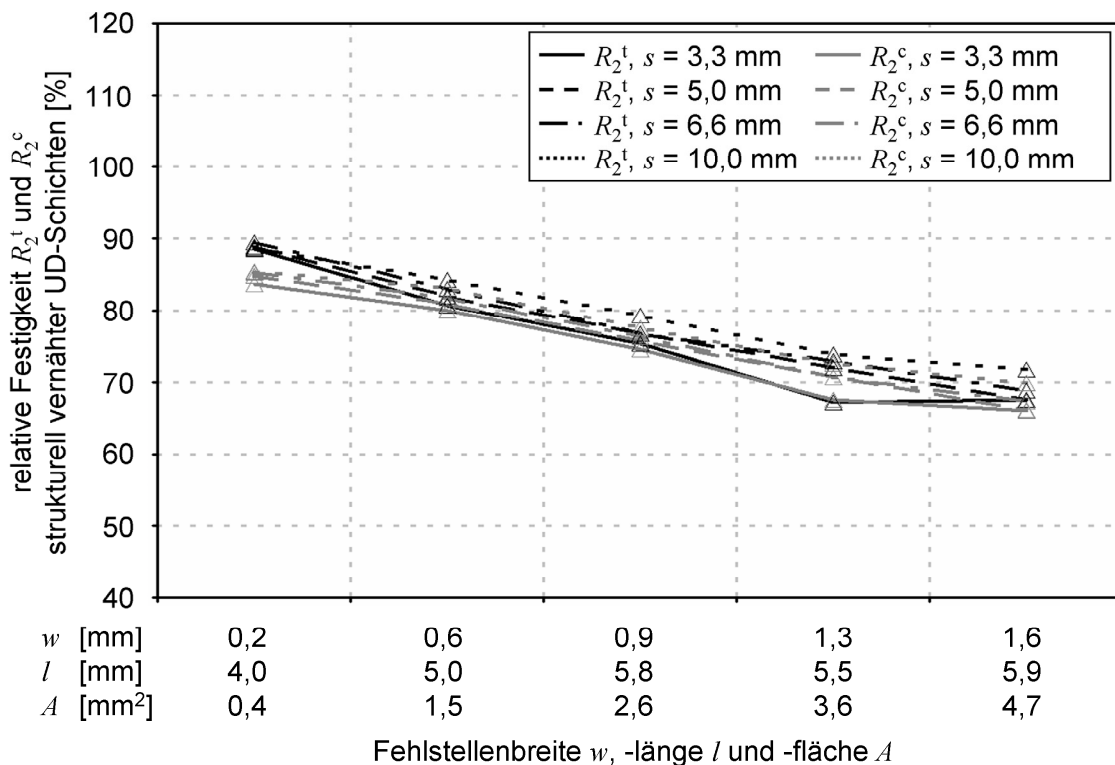


Abb. A 19: Festigkeit R_2^t und R_2^c strukturell vernähter ($p = 6,6$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

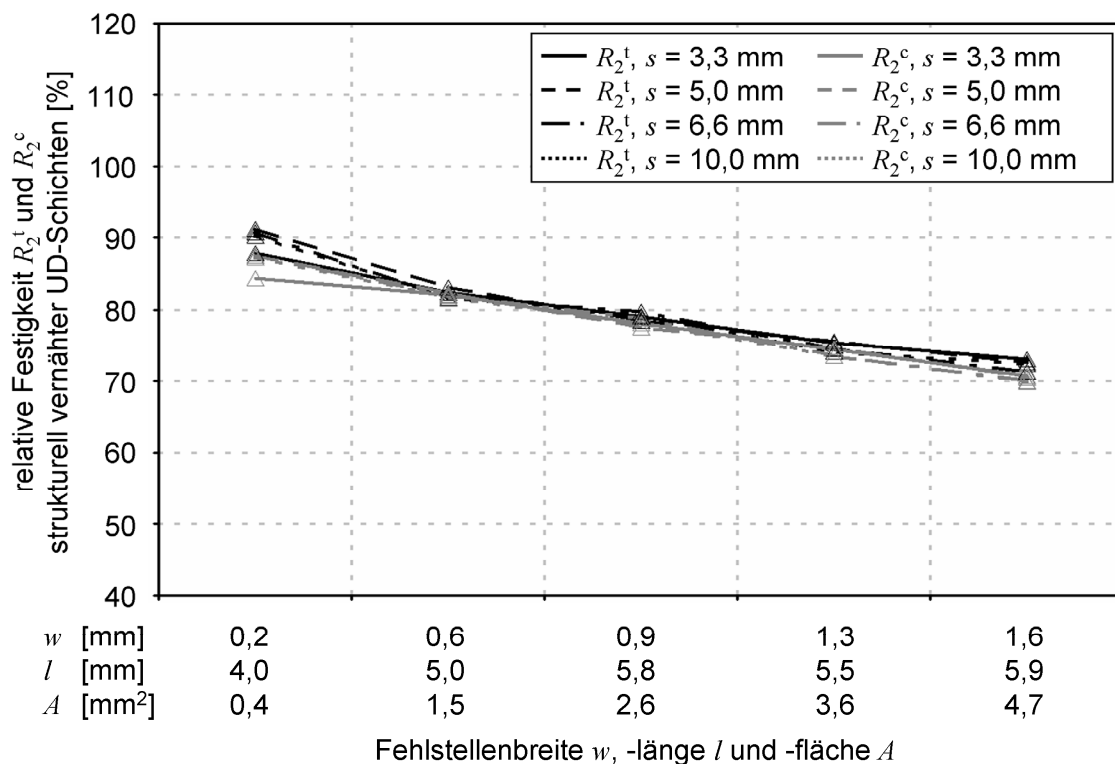


Abb. A 20: Festigkeit R_2^t und R_2^c strukturell vernähter ($p = 10,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

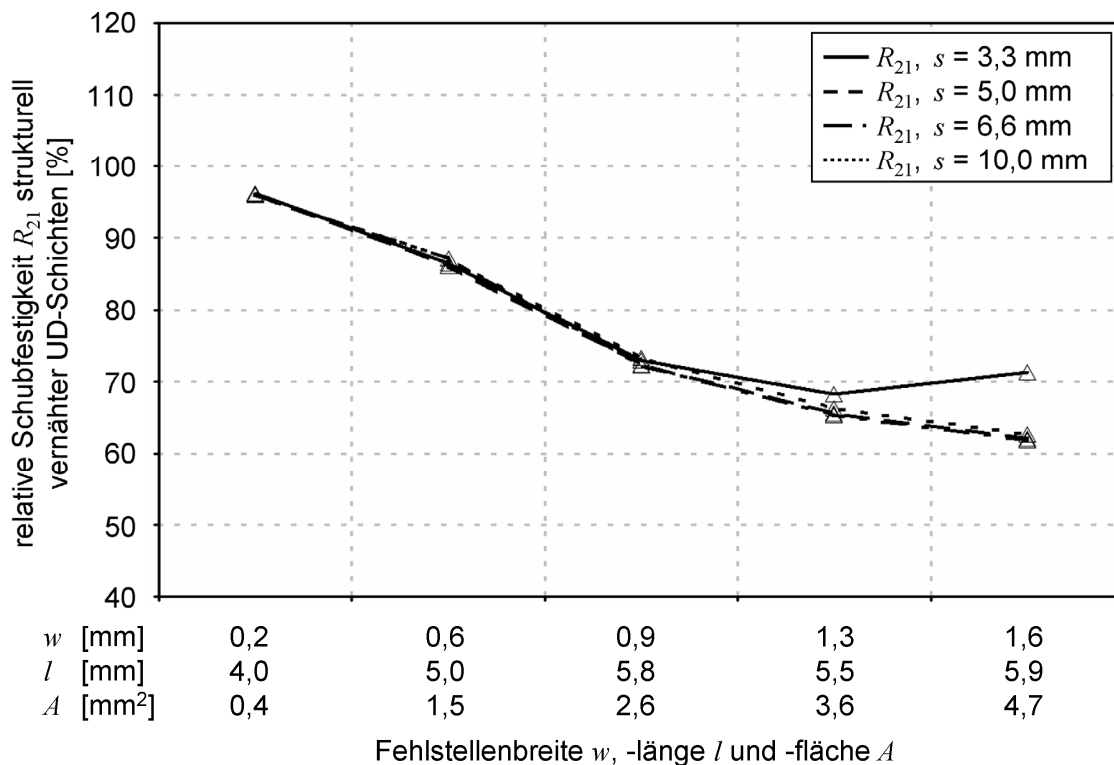


Abb. A 21: Schubfestigkeit R_{21} strukturell vernähter ($p = 3,3$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

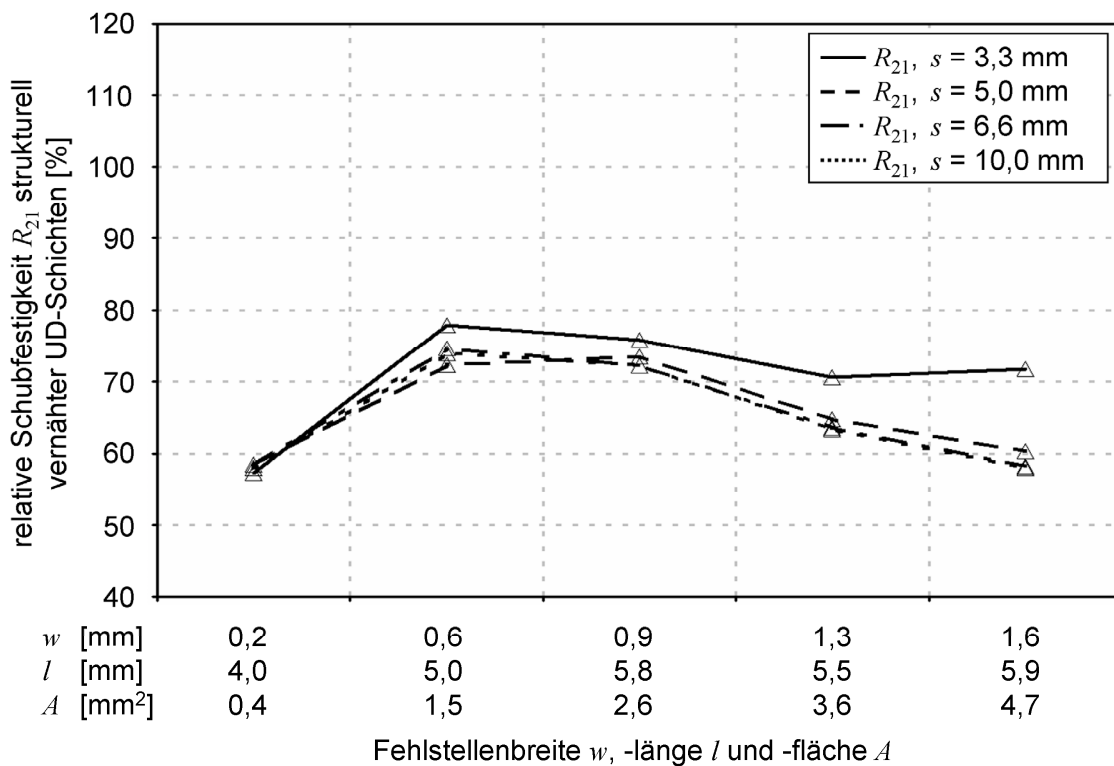


Abb. A 22: Schubfestigkeit R_{21} strukturell vernähter ($p = 5,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

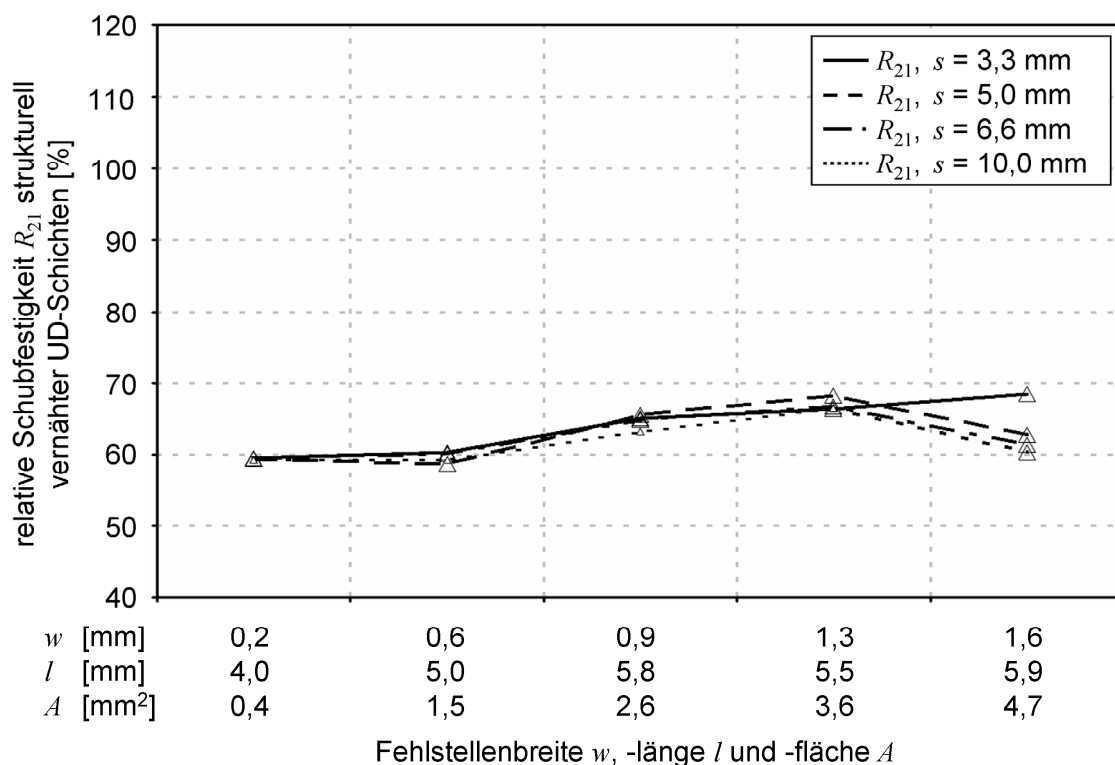


Abb. A 23: Schubfestigkeit R_{21} strukturell vernähter ($p = 6,6$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

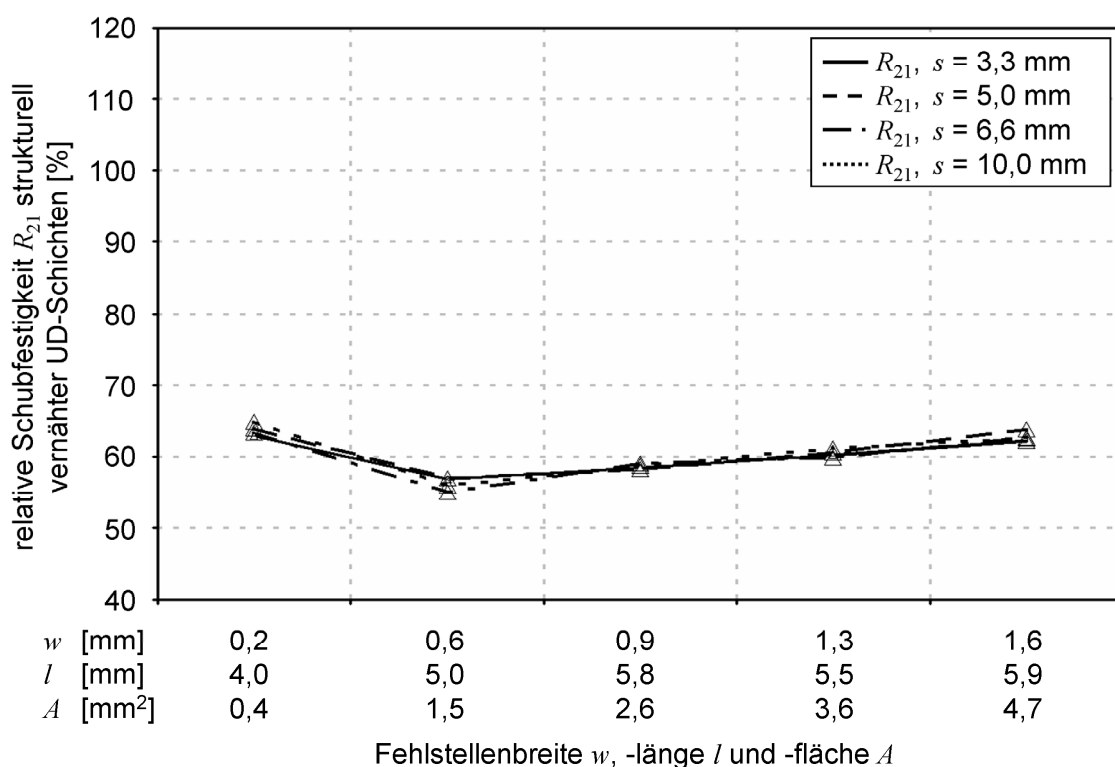


Abb. A 24: Schubfestigkeit R_{21} strukturell vernähter ($p = 10,0$ mm) UD-Schichten (bezogen auf Referenzgröße des unvernähten Laminats)

Literaturverzeichnis

- [1] Kleineberg, M. ; Schradick, M. ; Sperlich, E.: Alcas Centre Wing Box – Lower Cover. Low Cost Resin Infusion Stringer Manufacturing. In: Proceedings “1st CEAS European Air and Space Conference”, Berlin, Germany, September 10 – 13, 2007. – CD-Rom
- [2] Kling, A.: Structural Mechanic Aspects of CFRP Fuselage Structures. ESA-Comp User’s Meeting 2007 “Advances in Design and Analysis of Composite Structures“, Braunschweig, Germany, April 24 – 25, 2007. http://www.dlr.de/fa/Portaldata/17/Resources/dokumente/institut/2007/18_9-ESACOMP_DLR_FA_SM_AK.pdf, 25.04.08. – Internet
- [3] Kupke, M. ; Rückert, C. ; Hachenberg, D. ; Dolzinski, W.-D. ; Kolax, M.: Der CFK-Rumpf : Ergebnisse aus Bauweisenkonzeption und Wissenserwerb. In: Proceedings „Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2002“, Stuttgart, 21. – 24. September 2002. – CD-Rom
- [4] Klug, M.: Cost Effective Composite Manufacturing : The Vacuum Assisted Process (VAP). In: Proceedings “1st International Symposium on Composites Manufacturing for Aircraft Structures ISCM”, Flevoland, The Netherlands, May 30 – 31, 2002
- [5] Hufenbach, W. (Hrsg.): Textile Verbundbauweisen und Fertigungstechnologien für Leichtbaustrukturen des Maschinen- und Fahrzeugbaus : DFG-Schwerpunktprogramm SPP 1123, 2007. – Abschlussbericht
- [6] Neitzel, M. ; Mitschang, P.: Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung. München : Hanser, 2004
- [7] Kleineberg, M. ; Herbeck, L. ; Ströhlein, T. ; Podkorytov, M.: High Potential Process Acceleration by Selective and Volumetric Heat Transfer Methods. In: Proceedings “CFK-Valley Stade Convention 2007“, Stade, Germany, June 13 – 14, 2007. – CD-Rom
- [8] Harris, C. E. ; Starnes, J. H. ; Shuart, M. J.: An Assessment of the State-of-the-Art in the Design and Manufacturing of Large Composite Structures for Aerospace Vehicles. Langley Research Center, Hampton, VA, Bericht NASA/TM-2001-210844 (2001). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20010041346_2001061634.pdf, 28.04.08. – Internet
- [9] N. N.: <http://www.boeing.com/companyoffices/gallery/images/commercial/787/k63304-4.html>, 26.04.08. – Internet
- [10] N. N.: http://www.airbus.com/store/photolibrary/AIRCRAFT/AIRBUS/A380/att0008589/media_object_image_lowres_A380_rp_Shanghai_mr.jpg, 26.04.08. – Internet
- [11] N. N.: http://www.airbus.com/store/photolibrary/AIRCRAFT/CUSTOMER/A350/att00009314/media_object_image_lowres_A350-900_Finnair_mr.jpg, 26.04.08. – Internet
- [12] Lonsinger, H.: CFC-Technology. Civil Aerostructures. In: Proceedings „12. Nationales Symposium SAMPE Deutschland e. V.: Faserverbundstrukturen : Motor der Mobilität“, Braunschweig, Germany, March 2 – 3, 2006. – CD-Rom

- [13] N. N.: <http://www.boeing.com/companyoffices/gallery/images/commercial/787/k63374.html>, 21.04.08. – Internet
- [14] N. N.: <http://www.boeing.com/companyoffices/gallery/images/commercial/787/k63211-1.html>, 21.04.08. – Internet
- [15] Roth, Y. C.: Composites in High Lift Applications for Civil Aircrafts : Highlights in LUFO III. In: Schlarb A. K. (Hrsg.): IVW-Kolloquium 2006 : 14. – 15. November 2006. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2006 (IVW-Schriftenreihe Bd. 68), S. 71–85. – ISBN 3-934930-64-6
- [16] Roth, Y. C.: Beitrag zur rechnerischen Abschätzung des Scheiben-Elastizitätsverhaltens in Dickenrichtung vernähter Faser-Kunststoff-Verbund-Lamine. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2005 (IVW-Schriftenreihe Bd. 55). Kaiserslautern, Technische Universität, Dissertationsschrift. – ISBN 3-934930-51-4
- [17] Räckers, B.: Entwicklung und Perspektiven von CFK-Einsatz in modernen Luftfahrzeugen. In: Schlarb A. K. (Hrsg.): IVW-Kolloquium 2008 : 16. – 17. September 2008. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2008 (IVW-Schriftenreihe Bd. 80), S. 3–8. – ISBN 978-3-934930-76-6
- [18] Weimer, C. ; Miene, A. ; Laduyt van, E. ; Krajenski, V. ; Köhnke, B. ; Stadler, F. ; Preussler, S. ; Göttinger, M. ; Bischoff, T. ; Löhr, F.: Prozessbegleitende Schadensanalyse (PROSA) : Ein wesentlicher Baustein für die kosteneffiziente Fertigung und Analyse von CFK-Strukturen. In: Proceedings „Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2006“, Braunschweig, 6. – 9. November 2006. – CD-Rom
- [19] Klug, M. ; Hörnlein, H. ; Spenninger, G. ; Weyrauch, F. ; Nowotny, S. ; Bletzinger, K.-U. ; Suarez, P.: Entwicklung eines innovativen CFK Druckschotts für den Hauptfahrwerkschacht eines zukünftigen Transportflugzeugs. Proceedings „14. Nationales Symposium SAMPE Deutschland e. V.: Fasern und Matrix“, München, 27 – 28 Februar, 2008. – CD-Rom
- [20] Mitschang, P. (Hrsg.): Prozessentwicklung und ganzheitliches Leichtbaukonzept zur durchgängigen, abfallfreien Preform-RTM Fertigung : Pro-Preform RTM. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2004 (IVW-Schriftenreihe Bd. 46). – Abschlussbericht. BMBF Projekt, Förderkennzeichen: 02PP2460. – ISBN 3-934930-42-5
- [21] Stüve, J. ; Henkel, F. ; Gries, T.: Complex Near-Net-Shape Reinforcement Structures : Textile Preforms for CFRP. In: Proceedings “27th International SAMPE Europe Conference 2006”, Paris, France, March 27 – 29, 2006. – CD-Rom
- [22] Keilmann, R. ; Jäger, G. ; Mückenmüller, V. ; Gommel, H.: Innovative Stitching Systems and Automation Technique for Processing of Technical Textiles. In: Proceedings “27th International SAMPE Europe Conference 2006”, Paris, France, March 27 – 29, 2006. – CD-Rom
- [23] Sickinger, C. ; Wilmes, H. ; Herbeck, L. ; Herrmann, A. ; Köhnke, B. ; Wockatz, R.: Strukturelles Nähen : Eine Maßnahme zur Realisierung von Hochleistungsfaserverbundwerkstoffen. http://www.dlr.de/fa/Portaldata/17/Resources/dokumente/publikationen/2000/09_sickinger.pdf, 20.04.08. – Internet

- [24] Mouritz, A. P. ; Jain, L. K.: Further Validation of the Jain and Mai Models for Interlaminar Fracture of Stitched Composites. In: *Composites Science and Technology* 59 (1999), S. 1653–1662
- [25] Dransfield, K. A. ; Jain, L. K. ; Mai, Y. W.: On the Effect of Stitching in CFRPs : I : Mode I Delamination Toughness. In: *Composites Science and Technology* 58 (1998), S. 815–827
- [26] Wood, M. D. K. ; Sun, X. ; Tong, L. ; Katzos, A. ; Rispler, A. R. ; Mai, Y. W.: The Effect of Stitch Distribution on Mode I Delamination Toughness of Stitched Laminated Composites : Experimental Results and FEA Simulation. In: *Composites Science and Technology* 67 (2007), S. 1058–1072
- [27] Jain, L. K. ; Dransfield, K. A. ; Mai, Y.-W.: On the Effect of Stitching in CFRPs : II : Mode II Delamination Toughness. In: *Composites Science and Technology* 58 (1998), S. 829–837
- [28] Brandt, J.: Manufacturing of Highly Integrated Fibre Preforms by Stitch-Bonding Basic Textiles. In: *Proceedings "10th European Conference on Composite Materials ECCM-10"*, Brugge, Belgium, June 3 – 7, 2002
- [29] Liu, D.: Delamination Resistance in Stitched and Unstitched Composite Plates Subjected to Impact Loading. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 9 (1990), S. 59–69
- [30] Aymerich, A. ; Pani, C. ; Priolo, P.: Effect of Stitching on the Low-Velocity Impact Response of $[0_3/90_3]_s$ Graphite/Epoxy Laminates. In: *Composites Part A* 38 (2007), S. 1174–1182
- [31] Dexter, H. B. ; Funk, J. G.: Impact Resistance and Interlaminar Fracture Toughness of Through-the-Thickness Reinforced Graphite/Epoxy. American Institute of Aeronautics and Astronautics, New York, USA (1996), paper 86-CP1996, S. 700–709
- [32] 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
- [33] Mouritz, A. P. ; Cox, B. N.: A Mechanistic Approach to the Properties of Stitched Laminates. In: *Composites Part A* 31 (2000), S. 1–27
- [34] Schürmann, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. 2., bearb. und erweit. Aufl. Berlin : Springer-Verlag, 2007. – ISBN 978-3-540-72189-5
- [35] Jones, R. M.: *Mechanics of Composite Materials*. New York : Hemisphere Publishing Corporation, 1975
- [36] Moser, K.: *Faser-Kunststoff-Verbund : Entwurfs- und Berechnungsgrundlagen*. Düsseldorf : VDI-Verlag, 1992
- [37] Michaeli, W. ; Huybrechts, D. ; Wegener, M.: *Dimensionieren mit Faserverbundkunststoffen : Einführung und praktische Hilfen*. München : Hanser, 1994
- [38] Stellbrink, K. K. U.: *Micromechanics of Composites : Composite Properties of Fibre and Matrix Constituents*. München : Hanser, 1996

- [39] Himmel, N.: Faserkunststoffverbund-Bauweisen. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2003 (IVW-Schriftenreihe Bd. 39). Kaiserslautern, Technische Universität, Habilitationsschrift. – ISBN 3-934930-35-2
- [40] Degenhardt, R.: Future Design for Composite Airframe Structures : The Projects POSICOSS and COCOMAT. In: Proceedings “4th International Conference on New Aerospace Trends“, Bilbao, Spain, October 26 – 27, 2006
- [41] Dressler, G. ; Herrmann, A. S. ; Piepenbrock, J.: Grenzen der Manufaktur überschreiten : Halbzeit im Verbundprojekt Pro-CFK. In: Proceedings „Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2005“, Friedrichshafen, 26. – 29. September 2005. – CD-Rom
- [42] Mansour, M. ; Schartow, R.: Light Weight Composites for Automotive Applications. In: Proceedings “48th International SAMPE Symposium“, Long Beach, CA, USA, May 11 – 15, 2003. http://www.3tex.com/research/Lt_Weight_Comp_2.pdf, 20.04.08. – Internet
- [43] Steffens, M.: Zur Substitution metallischer Fahrzeug-Strukturbauteile durch innovative Faser-Kunststoff-Verbund-Bauweisen. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2001 (IVW-Schriftenreihe Bd. 14). Kaiserslautern, Technische Universität, Dissertationsschrift. – ISBN 3-934930-10-7
- [44] Herbeck, L. ; Herrmann, A. S. ; Riedel, U.; Kleineberg, M.: Anwendung von Faserverbundwerkstoffen in der Verkehrstechnik. http://www.dlr.de/fa/Portaldata/17/Resourcen/dokumente/institut/2001/2001_01.pdf, 05.05.08. – Internet
- [45] Herbeck, L. ; Schweitzer, B.: Faserverbund Know-how aus der Luft- und Raumfahrt für die Automobilindustrie. http://www.dlr.de/fa/Portaldata/17/Resourcen/dokumente/publikationen/2003/05_herbeck.pdf, 02.05.08. – Internet
- [46] Noll, T. J. : Beitrag zur Entwicklung punktueller Lasteinleitungen und Verbesserung der Versagensanalyse für Faser-Kunststoff-Verbund-Strukturen unter zyklischer Belastung. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2008 (IVW-Schriftenreihe Bd. 81).Kaiserslautern, Technische Universität, Dissertationsschrift, 2008. – ISBN 978-3-934930-77-3
- [47] Kaiser, M.: Zur Anwendung von kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff im Hochleistungs-Rahmenbau von Sportfahrrädern. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2008 (IVW-Schriftenreihe Bd. 79). Kaiserslautern, Technische Universität, Dissertationsschrift. – ISBN 978-3-934930-75-9
- [48] Long, A. ; Ruijter, W. ; Shebrun, M. ; Crookston, J. ; Jones, A.: Geometric and Mechanical Modelling of Textile Composites. In: Proceedings “28th International SAMPE Europe Conference 2007“, Paris, France, April 2 – 4, 2007. – CD-Rom
- [49] Ermanni, P.: Composites Technologien. Textile Halbzeuge. Zürich, ETH, Vorlesungsumdruck, 2007. http://www.structures.ethz.ch/education/master/intro/compulsory/composites/151-0307-V4.0-K07_Textile-Halbzeuge.pdf, 21.04.08. – Internet
- [50] N. N.: <http://de.wikipedia.org/wiki/Bild:Tricot.png>, 05.05.08. – Internet
- [51] Stüve, J. ; Hanisch, V. ; Gries, T. ; Drechsler, K. ; Witzel, V. ; Miravete, A. ; Enrech, N. T. ; Van den Broucke, B. ; Schouten, M.: Simulation of Braiding

- Technology Along the Complete Process Chain. In: Proceedings "28th International SAMPE Europe Conference 2007", Paris, France, April 2 – 4, 2007. – CD-Rom
- [52] Tong, L. ; Mouritz, A. P. ; Bannister, M. K.: 3D Fibre Reinforced Polymer Composites. Amsterdam : 2002
- [53] Mouritz, A. P. ; Bannister, M. K. ; Falzon, P. J. ; Leong, K. H.: Review of Applications for Advanced Three-Dimensional Fibre Textile Composites. In: Composites Part A 30 (1999), S. 1445–1461
- [54] Dow, M. B. ; Dexter, H. B.: Development of Stitched, Braided and Woven Composite Structures in the ACT Program and at Langley Research Center (1985 to 1997). Langley Research Center, Hampton, VA. Bericht NASA/TP-97-206234 (1997). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/19980000063_1997102588.pdf, 21.04.08. – Internet
- [55] Stobbe, D. ; Mohamed, M.: 3D Woven Composites: Cost and Performance Viability in Commercial Applications. In: Proceedings "48th International SAMPE Symposium", Long Beach, CA, USA, May 11 – 15, 2003. http://www.3tex.com/research/3D_Woven_Viability.pdf, 20.04.08. – Internet
- [56] Mohamed, M. ; Bogdanovich, A. E. ; Dickinson, L. C. ; Singletary, J. N. ; Lienhart, R. B.: A New Generation of 3D Woven Fabric Preforms and Composites. SAMPE Journal 37 (2001), S. 8–17. http://www.3tex.com/research/SAMPE_5-2001.pdf, 20.04.08. – Internet
- [57] Chiu, C.-H. ; Cheng, C.-C.: Weaving Method of 3D Woven Preforms for Advanced Composite Materials. In: Textile Research Journal 73 (2003) S. 37–41
- [58] Geßler, A. ; Maidl, F. ; Schouten, M.: Advancements in Braiding Technology for Textile Preforming. In: Proceedings "28th International SAMPE Europe Conference 2007", Paris, France, April 2 –4, 2007. – CD-Rom
- [59] Horn, J. ; Geßler, A.: New Developments in Carbon Fiber Preform Manufacturing Using the Over-Braiding Technique. In: Proceedings: "2nd International Symposium on Composites Manufacturing for Aircraft Structures ISCM", Braunschweig, Germany, May 26 – 27, 2004
- [60] Drechsler, K.: Latest Developments in Stitching and Braiding Technologies for Textile Preforming. In: Proceedings „49th International SAMPE Symposium“, Long Beach, CA, USA, May 16 – 20, 2004. – CD-Rom
- [61] Bogdanovich, A. E. ; Mungalov, D.: Recent Advancements in Manufacturing 3-D Braided Preforms and Composites. http://www.3tex.com/research/Australia_2002_Braiding.pdf, 20.04.08. – Internet
- [62] Feiler, M.: VARI – Kostengünstiges Verfahren zur Herstellung von großflächigen Luftfahrtbauteilen. Poceedings „Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2002“, Stuttgart, 21. – 24. September 2002. – CD-Rom
- [63] Kleineberg, M. ; Wenner, U. ; Hanke, M.: Cost Effective CFRP-Fuselage Manufacturing with Liquid Resin Infusion-(LRI-)Technologies. http://www.dlr.de/fa/Portaldata/17/Resources/dokumente/publikationen/2002/14_kleineberg.pdf, 25.04.08. – Internet

- [64] Suarez, J. A. ; Buttitta, C. ; Flanagan, G. ; DeSilva, T. ; Egensteiner, W. ; Bruno, J. ; Mahon, J. ; Rutkowski, C. ; Collins, R. ; Fidnarick, R. ; Maiden, J. ; Neves, J.: Novel Composites for Wing and Fuselage Applications. Task 1 – Novel Wing Design Concepts. Northrop Grumman Corporation, Bethpage, NY, Bericht NASA-CR-198347 (1996). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/19960047125_1996072787.pdf, 20.04.08. – Internet
- [65] Suarez, J. A. ; Buttitta, C. ; Flanagan, G. ; DeSilva, T. ; Egensteiner, W. ; Bruno, J. ; Mahon, J. ; Rutkowski, C. ; Collins, R. ; Fidnarick, R. ; Maiden, J. ; Neves, J.: Novel Composites for Wing and Fuselage Applications. Textile Reinforced Composites and Design Guidelines. Northrop Grumman Corporation, Bethpage, NY, Bericht NASA-CR-201612 (1996). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/19970005629_1997005051.pdf, 20.04.08. – Internet
- [66] Cox, B. N. ; Flanagan, G.: Handbook of Analytical Methods for Textile Composites. Langley Research Center, Hampton, VA, Bericht NASA-CR-4750, (1997). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/19970017583_1997024417.pdf, 07.04.08. – Internet
- [67] Farley, G. L.: A Mechanism Responsible for Reducing Compression Strength of Through-the-Thickness Reinforced Composite Material. In: Journal of Composite Materials 26 (1992), S. 1784–1795
- [68] Hausding, J. ; Franzke, G. ; Cherif, C.: Improved Stitch Bonded Multi-Plies for Composites. In: Proceedings “52th International SAMPE Symposium“, Baltimore, MD, USA, June 3 – 7, 2007. – CD-Rom
- [69] Padaki, N. V. ; Alagirusamy, R. ; Sugun, B. S.: Knitted Preforms for Composite Applications. In: Journal of Industrial Textiles 35 (2006), S. 295–321
- [70] Hausding, J. ; Franzke, G. ; Cherif, C.: Highly Versatile 2-Dimensional Multi-axial Multi-Ply Reinforcements. In: Proceedings “51th International SAMPE Symposium“, Long Beach, CA, USA, April 30 – May 4, 2006. – CD-Rom
- [71] Lomov, S. V. ; Belov, E. B. ; Bischoff, T. ; Ghosh, S. B. ; Truong Chi, T. ; Verpoest, I.: Carbon Composites Based on Multi-axial Multiply Stitched Preforms : Part 1 : Geometry of the Preform. In: Composites Part A 33 (2002), S. 1171–1183
- [72] Lomov, S. V. ; Verpoest, I. ; Barburiski, M. ; Laperre J.: Carbon Composites Based on Multi-axial Multiply Stitched Preforms : Part 2 : KES-F Characterisation of the Deformability of the Preforms at Low Loads. In: Composites Part A 34 (2003), S. 359–370
- [73] Lomov, S. V. ; Barburiski, M. ; Stoilova, T. ; Verpoest, I. ; Akkerman, R. ; Loendersloot, R. ; Thije R. H. W.: Carbon Composites Based on Multi-axial Multiply Stitched Preforms : Part 3 : Biaxial Tension, Picture Frame and Compression Tests of the Preforms. In: Composites Part A 36 (2005), S. 1188–1206
- [74] N. N.: Anwendungen COPCENTRA MAX 3 CNC. Firmenprospekt LIBA. <http://www.liba.de/download/brochure/04%20Multi-axial/MAX%20Applications.pdf>, 20.04.05. – Internet

- [75] Brandt, J. ; Drechsler, K. ; Filsinger, J.: Development Trends in Textile Reinforcements for Composites. In: Proceedings "5th Japan International Symposium & Exhibition", Tokyo, Japan, 1997
- [76] Weimer, C.: Zur nähtechnischen Konfektion von textilen Verstärkungsstrukturen für Faser-Kunststoff-Verbunde. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2002 (IVW-Schriftenreihe Bd. 31). Kaiserslautern, Technische Universität, Dissertationsschrift. – ISBN 3-934930-27-1
- [77] Palmer, R.: Manufacture of Multi-Axial Stitch Bonded Non-Crimp Fabrics. "46th International SAMPE Symposium", Long Beach, CA, USA, Mai 6 – 10, 2001
- [78] Dexter, H. B. ; Hasko, G. H.: Mechanical Properties and Damage Tolerance of Multiaxial Warp-Knit Composites. In: Composites Science and Technology 56 (1996), Special Issue: Textile Composites, S. 367–380
- [79] Hörsting, K.: Rationalisierung der Fertigung langfaserverstärkter Verbundwerkstoffe durch den Einsatz multiaxialer Gelege. Aachen : Verlag Shaker, 1994
- [80] Loendersloot, R. ; Lomov, S.V. ; Akkerman, R. ; Verpoest, I.: Carbon Composites Based on Multiaxial Multiply Stitched Preforms : Part 5 : Geometry of Sheared Biaxial Fabrics. In: Composites Part A 37 (2006), S. 103–113
- [81] Truong Chi, T. ; Vettori, M. ; Lomov, S. V. ; Verpoest, I.: Carbon Composites Based on Multi-Axial Multi-Ply Stitched Preforms : Part 4 : Mechanical Properties of Composites and Damage Observation. In: Composites Part A 36 (2005) S. 1207–1221
- [82] Vettori, M. ; Truong Chi, T. ; Lomov, S. V. ; Verpoest, I.: Progressive Damage Characterization of Stitched, Bi-Axial, Multi-Ply Carbon Fabrics Composites. In: Proceedings "11th European Conference on Composite Materials ECCM-11", Rhodes, Greece, Mai 31 – June 3, 2004
- [83] Truong Chi, T. ; Vettori, M. ; Ranz, D. ; Lomov, S. V. ; Verpoest, I.: New Results on Mechanical Properties and Initial Damage of Multi-Axial Multi-Ply Carbon Fabrics Reinforced Epoxy. In: Proceedings "11th European Conference on Composite Materials ECCM-11", Rhodes, Greece, Mai 31 – June 3, 2004
- [84] Sjögren, A. ; Edgren, F. ; Aps, L. E.: Effects of Stitch Pattern on the Mechanical Properties of Non-Crimp Fabric Composites. In: Proceedings "11th European Conference on Composite Materials ECCM-11", Rhodes, Greece, Mai 31 – June 3, 2004
- [85] 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
- [86] Geßler, A.: Textile Integrationstechniken zur Herstellung vorkonfektionierter Verstärkungsstrukturen für FVK : INTEX, 2005. – Abschlussbericht. BMBF

- Projekt, Förderkennzeichen: 03N3060A9. <http://edok01.tib.uni-hannover.de/edoks/e01fb02/361430388.pdf>, 21.04.08. – Internet
- [87] Shuart, M. J. ; Johnston, N. J. ; Dexter, H. B. ; Marcehhello, J. M. ; Grenoble, R. W.: Automated Fabrication Technologies for High Performance Polymer Composites. Langley Research Center, Hampton, VA, Bericht NASA/TM-1998-207992 (1998). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/19980235527_1998166902.pdf, 21.04.08. – Internet
- [88] Weimer, C. ; Preller, T. ; Mitschang, P. ; Drechsler, K.: Approach to Net-shape Preforming Using Textile Technologies : Part I : Edges. In: Composites Part A 31 (2000), S. 1261–1268
- [89] Weimer, C. ; Preller, T. ; Mitschang, P. ; Drechsler, K.: Approach to Net-shape Preforming Using Textile Technologies : Part II : Holes. In: Composites Part A 31 (2000), S. 1269–1277
- [90] Filsinger, J. ; Dittmann, R.-P. ; Bischoff, T.: Nähen als textile Preform-Technik zur Herstellung von Faserverbundstrukturen für Luftfahrtanwendungen am Beispiel der A 380 Druckkalotte. In: Proceedings „Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2003“, München, 17. – 20. November 2003. – CD-Rom
- [91] Molnár, P.: Stitching Technique Supported Preform Technology for Manufacturing Fiber Reinforced Polymer Composites. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2007 (IVW-Schriftenreihe Bd. 74). Kaiserslautern, Technische Universität, Dissertationsschrift. – ISBN 978-3-934930-70-4
- [92] Ogale, A.: Investigation of Sewn Preform Characteristic and Quality Aspects for the Manufacturing of Fiber Reinforced Polymer Composites. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2007 (IVW-Schriftenreihe Bd. 70). Kaiserslautern, Technische Universität, Dissertationsschrift. – ISBN 978-3-934930-66-7
- [93] Ogale, A. ; Mitschang, P.: Tailoring of Textile Preforms for Fibre-Reinforced Polymer Composites. In: Journal of Industrial Textiles 34 (2004), S. 77–98.
- [94] Weimer, C.: Preform-Engineering: Applied Technologies to Incorporate Part and Process Functions into Dry Textile Reinforcements. In: Composites Science and Technology 63 (2003), S. 2089–2098
- [95] Aschenbrenner, L. ; Temmen, H. ; Degenhardt, R.: Tailored Fibre Placement Technology : Optimisation and Computation of CFRP Structures. http://www.dlr.de/fa/Portaldata/17/Resources/dokumente/institut/2007/02_10-ESACOMP_24_04_07_TFP.pdf, 20.04.08. – Internet
- [96] Temmen, H. ; Degenhardt, R. ; Raible, T.: Tailored Fibre Placement Optimization Tool. In: Proceedings “25th International Congress of the Aeronautical Sciences ICAS 2006”, Hamburg, Germany, September 3 – 8, 2006. http://www.dlr.de/fa/Portaldata/17/Resources/dokumente/institut/2006/28_Tailored_fibre_Hubert_Temmen.pdf, 07.05.08. – Internet
- [97] Gliesche, K. ; Hübner, T. ; Orawetz, H.: Application of the Tailored Fibre Placement (TFP) Process for a Local Reinforcement on an “Open-Hole” Tension Plate from Carbon/Epoxy Laminates. In: Composites Science and Technology 63 (2003), S. 81–88

- [98] Mattheij, P. ; Gliesche, K. ; Feltin, D.: 3D Reinforced Stitched Carbon/Epoxy Laminates Made by Tailored Fibre Placement. In: Composites Part A 31 (2000), S. 571–581
- [99] Roth, A. M.: Strukturelles Nähen: Ein Verfahren zur Armierung von Kraffteinleitungen für Sandwich-Strukturen aus Faser-Kunststoff-Verbund. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2006 (IVW-Schriftenreihe Bd. 61). Kaiserslautern, Technische Universität, Dissertationsschrift. – ISBN 3-934930-57-3
- [100] Klopp, K. T.: Analyse des Nahtbildungsprozesses von Verstärkungstextilien für Faserverbundkunststoffe. Aachen : Shaker, 2003. Aachen, RWTH, Dissertationsschrift
- [101] Bauer, J.: Stand der Preform/VAP Techniken. In: Proceedings „Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2002“, Stuttgart, 21. – 24. September 2002. – CD-Rom
- [102] N. N.: Innovative Sewing Technologies to Connect Fiber Composites. In: Proceedings “1st International Symposium on Composites Manufacturing for Aircraft Structures ISCM”, Flevoland, The Netherlands, May 30 – 31, 2002
- [103] Scharr, G.: FKV-Verbindungselemente und Vernadelung für den Composite-Rumpf : AP 1.3.5. Bericht Airbus/TN-ESD2-1209-3/2003 (2003). – Abschlussbericht. LuFo II, Fortschrittliche Rumpfstrukturen aus Faserverbundwerkstoffen, Förderkennzeichen 20W9904
- [104] Scharr, G. ; Pospischil, L.: Verbundwerkstoffe – Werkstoffe im Flugzeugbau, auch Werkstoff der Zukunft für schnelle Schiffe?. http://www.luftfahrt.net/download/software/data/Verbundwerkstoffe_Flugzeugbau_Schiffbau.pdf, 28.04.08. – Internet
- [105] Scharr, G. ; Ebert, J. ; Uhlenbrock, S.: Einfluss von z-Verstärkungen auf die Eigenschaften von CFK-Laminaten : 3. Workshop Konstruktionstechnik. Aachen : Shaker, 2001
- [106] Mouritz, A. P. ; Chang, P. ; Kong, H.: Tensile Properties of Z-Pinned Polymer Composite Laminates. In: Proceedings “27th International SAMPE Europe Conference 2006”, Paris, France, March 27 – 29, 2006. – CD-Rom
- [107] Chang, P. ; Mouritz, A. P. ; Cox, B. N.: Tensile Fatigue Properties of Z-Pinned Carbon/Epoxy Composite. In: Proceedings “49th International SAMPE Symposium“, Long Beach, CA, USA, May 16 – 20, 2004. – CD-Rom
- [108] Freitas, G. ; Magee, C. ; Darzinski, P. ; Fusco, T.: Fiber Insertion Process for Improved Damage Tolerance in Aircraft Laminates. In: Journal of AdvanMed materials (1994), S. 36–43
- [109] Hiley, M. J. ; Stringer, L. G. ; Grassi, M. ; Jones, C. ; Willows, M.: Z-Pinning and Stitching of Composites : A Comparative Study. In: Proceedings “15th International Conference on Composite Materials ICCM-15“, Durban, South Africa, June 27 – July 1, 2005. – CD-Rom
- [110] Iwahori, Y. ; Yamada, K. ; Ishibashi, M. ; Takeda, F. ; Nagao, Y. ; Ishikawa, T. ; Ben, G.: Interlaminar Strength Improvement for CFRP Laminates by Z-anchor Technology. In: Proceedings “15th International Conference on Compos-

- ite Materials ICCM-15“, Durban, South Africa, June 27 – July 1, 2005. – CD-Rom
- [111] Hojo, M. ; Nakashima, K. ; Kusaka, T. ; Tanaka, M. ; Adachi, T. ; Fukuoka, T. ; Ishibashi, M.: Mode I Fatigue Delamination of Zanchor-Reinforced CF/Epoxy Laminates. Fourth International Conference on Fatigue ICFC4, Kaiserslautern, Germany, September 26 – 28, 2007
- [112] Velmurugan, R. ; Solaimurugan, S.: Improvements in Mode I Interlaminar Fracture Toughness and In-Plane Mechanical Properties of Stitched Glass/Polyester Composites. In: Composites Science and Technology 67 (2007), S. 61–69
- [113] Moritz, A. P. ; Bains, C. ; Herszberg, I.: Mode I Interlaminar Fracture Toughness Properties of Advanced Textile Fibreglass Composites. In: Composites Part A 30 (1999), S. 859–870
- [114] Sharma, S. K. ; Sankar, B. V.: Effects of Through-the-Thickness Stitching on Impact and Interlaminar Fracture Properties of Textile Graphite/Epoxy Laminates. Langley Research Center, Hampton, VA, NASA-CR-195042 (1995). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/19950019783_1995119783.pdf, 20.04.08. – Internet
- [115] Ogo, Y.: The Effect of Stitching on In-Plane and Interlaminar Properties of Carbon-Epoxy Fabric Laminates. Delaware, University, Master Thesis, 1987
- [116] Rong, M. Z. ; Zhang, M. Q. ; Liu, Y. ; Zhang, Z. W. ; Yang, G. C. ; Zeng, H. M.: Effect of Stitching on In-Plane and Interlaminar Properties of Sisal/Epoxy Laminates. In: Journal of Composite Materials 36 (2002), S. 1505–1524
- [117] Dransfield, K. ; Bailie, C. ; Mai, Y.-W.: Improving the Delamination Resistance of CFRP by Stitching : A Review. In: Composites Science and Technology 50 (1994), S. 305–317
- [118] Sharma, S. K. ; Sankar, B. V.: Mode II Delamination Toughness of Stitched Graphite/Epoxy Textile Composites. In: Composites Science Technology 57 (1997), S. 729–737
- [119] Byun, J.-H. ; Song, S.-W. ; Lee, C.-H. ; Um, M.-K. ; Hwang, B.-S.: Impact Properties of Laminated Composites Stitched with Z-Fibers. In: Proceedings “15th International Conference on Composite Materials ICCM-15“, Durban, South Africa, June 27 – July 1, 2005. – CD-Rom
- [120] Bibo, G. A. ; Hogg, P. J.: Review – The Role of Reinforcement Architecture on Impact Damage Mechanisms and Post-Impact Compression Behaviour. In: Journal of Materials Science 31 (1996), S. 1115 – 1137
- [121] Portanova, M. A.: Evaluation of the Impact Response of Textile Composites. Lockheed Martin Engineering and Sciences Company, Hampton, VA, NASA-CR-198265 (1995). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/19960012496_1996112496.pdf, 20.04.08. – Internet
- [122] Wu, E. ; Wang, J.: Behavior of Stitched Laminates under In-Plane Tensile and Transverse Impact Loading. In: Journal of Composite Materials 29 (1995), S. 2254–2278

- [123] Meyer, O. ; Gessler, A. ; Wegner, A. ; Vettermann, F.: Influence of Sewing of Multiaxial Textile Structures in Regard of Mechanical Properties. In: Proceedings "29th International SAMPE Europe Conference 2008", Paris, France, March 31 – April 2, 2008. – CD-Rom
- [124] Hosur, M. V. ; Adya, M. ; Alexander, J. ; Jeelani, S. ; Vaidya, U. ; Mayer, A.: Studies on Impact Damage Resistance of Affordable Stitched Woven Carbon/Epoxy Composite Laminates. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites 22 (2003), S. 927–952
- [125] Jegley, D. C.: Improving Strength of Postbuckled Panels through Stitching. Langley Research Center, Hampton, VA, Bericht 20070038347 (2007). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20070038347_2007039072.pdf, 19.04.08. – Internet
- [126] Hosur, M. V.; Karim, M. R. ; Jeelani, S.: Studies on Stitched Woven S2 Glass/Epoxy Laminates under Low Velocity and Ballistic Impact Loading. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites (23) 2004, S. 1313–1323.
- [127] Kang, T. J. ; Lee, S. H.: Effect of Stitching on the Mechanical and Impact Properties of Woven Laminate Composite. In: Journal of Composite Materials 28 (1994), S. 1574–1586
- [128] Zhao, N. ; Rödel, H. ; Herzberg, C.: Verbesserung der Schlagzähigkeit von Glas/Polypropylen-Faserverbundwerkstoff. In: Technische Textilien 1 (2007), S. 57–59
- [129] Jang, B. Z. ; Shih, W. K. ; Chung, W. C.: Mechanical Properties of Multidirectional Fiber Composites. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites 8 (1989), S. 538–564
- [130] Havar, T. ; Schouten, M. ; Drechsler, K.: 3D Fibre Reinforcement Improving Shear and Tension Strength for Composite Loops. In: Proceedings "26th International SAMPE Europe Conference 2005", Paris, France, April 5 – 7, 2005. – CD-Rom
- [131] Iwahori, Y. ; Sugimoto, S. ; Kato, T. ; Ishikawa, T.: Mechanism of Interlaminar Strength Improvement for CFRP Laminates by Stitching. In: Proceedings "26th International SAMPE Europe Conference 2005", Paris, France, April 5 – 7, 2005. – CD-Rom
- [132] Weiland, A. P.: Nähtechnische Herstellung von dreidimensional räumlich verstärkten Preforms mittels Einseitennähtechniken. Dresden, Technische Universität, Dissertation, 2003
- [133] Glaessgen, E. H. ; Raju, I. S. ; Poe, C. C.: Analytical and Experimental Studies of the Debonding of Stitched and Unstitched Composite Joints. In: Journal of Composite Materials 36 (2002), S. 2599–2622
- [134] Aymerich, F.: Effect on Stitching on Static and Fatigue Performance of Co-Cured Composite Single-Lap Joints. In: Journal of Composite Materials 38 (2004), S. 243–257
- [135] Herkt, M. ; Middendorf, P. ; Less, C. ; Riedel, W. ; Schouten, M. ; Drechsler, K.: 3D-Reinforcement of Composite T-Joints by Means of Robot Assisted Stit-

- ching Technology. In: Proceedings "51th International SAMPE Symposium", Long Beach, CA, USA, April 30 – May 4, 2006. – CD-Rom
- [136] Karal, M.: AST Composite Wing Program – Executive Summary. The Boeing Company, Long Beach, CA. Bericht NASA/CR-2001-210650 (2001). http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20010033249_2001046810.pdf, 07.04.04. – Internet
- [137] Whiteside, J. B. ; Delais, R. J. ; Schulte, R. L.: Measurement of Preferential Moisture Ingress in Composite Wing/Spar Joints. In: Composite Science and Technology 24 (1985), S. 123–145
- [138] Müller, M.: Resin Film Infusion for Net Shaped Composite Stiffened Panels. In: Proceedings "1st International Symposium on Composites Manufacturing for Aircraft Structures ISCM", Flevoland, The Netherlands, May 30 – 31, 2002
- [139] Molnár, P. ; Mitschang, P.: Improvement in Bonding of Functional Elements with the Fiber Reinforced Polymer Structure by Means of Tailoring Technology. In: Journal of Composite Materials 41 (2007), S. 2569–2583
- [140] Skelton, T. J. ; Adams, D. O.: Localized Stitching to Increase Insert Pullout Load in Sandwich Composites. In: Proceedings "49th International SAMPE Symposium", Long Beach, CA, USA, May 16 – 20, 2004. – CD-Rom
- [141] Mouritz, A. P. ; Leong, K. H. ; Herszberg, I.: A Review of the Effect of Stitching on the In-Plane Mechanical Properties of Fibre-Reinforced Polymer Composites. In: Composites Part A 28A (1997), S. 979–991
- [142] Byun, J.-H. ; Lee, C.-H. ; Song, S.-W. ; Lee, S.-K. ; Kim, B.-S. ; Joe, C. R.: Stitching Effect on Flexural and Interlaminar Properties of MWK Textile Composites. In: Proceedings "15th International Conference on Composite Materials ICCM-15", Durban, South Africa, June 27 – July 1, 2005. – CD-Rom
- [143] Beier, U. ; Fischer, F. ; Sandler, J. K. W. ; Altstädt, V. ; Weimer, C. ; Buchs, W.: Mechanical Performance of Carbon Fibre-Reinforced Composites Based on Stitched Preforms. In: Composites Part A 38 (2007), S. 1655–1663
- [144] Roth, Y. C. ; Himmel, N.: Stitched Non-Crimp Fabric Laminates: From Manufacturing to In-Plane Properties. In: Proceedings "14th International Conference on Composite Materials ICCM-14", San Diego, USA, July 14 – 18, 2003
- [145] Roth, Y. C. ; Himmel, N.: Vernähte Multiaxialgelege-Verbundwerkstoffe: Experimentelle und theoretische Untersuchung variierender Stichparameter auf das In-plane-Steifigkeitsverhalten. In: Proceedings „Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2002“, Stuttgart, 23. – 26. September 2002
- [146] Roth, Y. C. ; Himmel, N.: The Influence of Stitching on the In-Plane Tensile Properties of Non-Crimp-Fabric Laminates. In: Proceedings "6th International Conference on Textile Composites TEXCOMP 6", Philadelphia, USA, September 11 – 13, 2002
- [147] Roth, Y. C. ; Himmel, N.: Theoretical Model and Experimental Investigation on the Effect of Stitching on the In-Plane Stiffness of CFRP. In: Proceedings "10th European Conference on Composite Materials ECCM-10", Brugge, Belgium, June 3 – 7, 2002

- [148] Roth, Y. C. ; Himmel, N.: Modellierung des Deformationsverhaltens vernähter Hochleistungsfaserverbundstrukturen. In: Proceedings „8. Nationales Symposium SAMPE Deutschland e. V.“, Kaiserslautern, 7. – 8. März, 2002
- [149] Heß, H. ; Roth, Y. C. ; Himmel, N.: Elastic Constants Estimation of Stitched NCF CFRP Laminates Based on a Finite Element Unit-Cell Model. In: Composites Science and Technology 67 (2007), S. 1081–1095
- [150] Heß, H. ; Roth, Y. C. ; Himmel, N.: FE-Einheitszellenmodellierung des Elastizitätsverhaltens vernähter Laminates. In: Proceedings „Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2004“, Dresden, 20. – 23. September 2004. – CD-Rom
- [151] Heß, H. ; Roth, Y. C. ; Himmel, N.: Finite Element Unit Cell Based Stiffness Prediction of Stitched FRP. In: Schlarb A. K. (Hrsg.): IVW-Kolloquium 2004 : 5. – 6. Oktober 2004. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2004 (IVW-Schriftenreihe Bd. 48), S. 251–256. – ISBN 3-934930-44-1
- [152] Havar, T.: Beitrag zur Gestaltung und Auslegung von 3D-verstärkten Faserverbundschlaufen. Stuttgart, Universität, Dissertationsschrift, 2007
- [153] Roser, T. ; Spanner, H. ; Weimer, C. ; Buchs, W. ; Beier, U. ; Alststädt, V. ; Hülder G. ; Schmachtenberg, E. ; Hassler, U.: Flexible Preform Manufacturing Based on Stitching Technology for Carbon Fibre Structural Applications (Project: FLEXNAHT Structures). In: Proceedings “29th International SAMPE Europe Conference 2008”, Paris, France, March 31 – April 2, 2008. – CD-Rom
- [154] Havar, T. ; Middendorf, P. ; Spenninger, G. ; Göttinger, M. ; Schmidt, H.: New Composite Load Introduction Rib for High Lift Devices. In: Proceedings “SE-TEC 03/-08 SAMPE Europe Technical Conference 2008“, Augsburg, Germany, September 18 – 19, 2008
- [155] Leistner, W. ; Scheitle, J.-P.: Development and Serialisation of a Helicopter Structural Part in Resin Transfer Molding. In: Proceedings: “1st International Symposium on Composites Manufacturing for Aircraft Structures ISCM“, Flevoland, The Netherlands, May 30 – 31, 2002
- [156] Alonim, J. ; Arnon, E. ; David, A. ; Gold, E. ; Green, A. K. ; Hackman, N. ; Leibovich, H.: Development of a Business Jet Component by Resin Infusion Using a Stitched Preform. In: Proceedings “26th International SAMPE Europe Conference 2005”, Paris, France, April 5 – 7, 2005. – CD-Rom
- [157] Tan, P. ; Tong, L. ; Steven, G. P.: Modelling for Predicting the Mechanical Properties of Textile Composites : A Review. In: Composites Part A 28A (1997), S. 903–922
- [158] Schouten, M.: Integrated Tool for Simulation of Textile Composites: ITOOL. In: Proceedings “28th International SAMPE Europe Conference 2007”, Paris, France, April 2 – 4, 2007. – CD-Rom
- [159] Tang, X. ; Withcomb, J. D.: General Techniques for Exploiting Periodicity and Symmetries in Micromechanics Analysis of Textile Composites. In: Journal of Composite Materials (37) 2003, S. 1167–1189
- [160] Chamis, C. C.: Polymer Composite Mechanics Review : 1965 to 2006. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites 26 (2007), S. 987–1019

- [161] Karkkainen, R. L. ; Sankar, B. V.: A Direct Micromechanical Approach toward the Development of Quadratic Stress Gradient Failure Criteria for Textile Composites. In: *Journal of Composite Materials* 41 (2007), S. 1917 – 1937
- [162] Crookston, J. J. ; Sherburn, M. N. ; Zhao, L. G. ; Ooi, J. W. ; Long, A. C. ; Jones, I. A.: Finite Element Analysis of Textile Composite Unit Cells Using Conventional and Novel Techniques. In: *Proceedings "15th International Conference on Composite Materials ICCM-15"*, Durban, South Africa, June 27 – July 1, 2005. – CD-Rom
- [163] Baruffaldi, G. ; Riva, E. ; Nicoletto, G.: FE-Based Prediction of the Nonlinear In-Plane Shear Response of Woven Laminates. In: *Proceedings "15th International Conference on Composite Materials ICCM-15"*, Durban, South Africa, June 27 – July 1, 2005. – CD-Rom
- [164] Kurashiki, T. ; Zako, M. ; Hirosawa, S. ; Lomov, S. ; Verpoest, I.: Estimation of a Mechanical Characterization for Woven Fabric Composites by FEM Based on Damage Mechanics. In: *Proceedings "11th European Conference on Composite Materials ECCM-11"*, Rhodes, Greece, Mai 31 – June 3, 2004
- [165] Tang, X. ; Whitcomb, J. D.: Progressive Failure Behaviors of 2D Woven Composites. In: *Journal of Composite Materials* 37 (2003), S. 1239–1259
- [166] Carvelli, V. ; Poggi, C.: A Homogenization Procedure for the Numerical Analysis of Woven Fabric Composites. In: *Composites Part A* 32 (2001), S. 1425–1432
- [167] Naik, N. K.: *Woven Fabric Composites*. Lancaster : Technomic Publishing, 1994
- [168] Zywicz, E. ; O'Brien, M. J. ; Nguyen, T.: On the Elastic-Plastic Response of a Large-Tow Triaxially Braided Composite. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 16 (2003), S. 163–191
- [169] Huang, Z.-M. ; Ramakrishna, S.: Towards Automatic Designing of 2D Biaxial Woven and Braided Fabric Reinforced Composites. In: *Journal of Composite Materials* 36 (2002), S. 1541–1579
- [170] Leopold, T. ; Langkamp, A. ; Franzke, G.: Unified Modeling Approach for Axially Symmetric Textile Preforms. In: *Proceedings "51th International SAMPE Symposium"*, Long Beach, CA, USA, April 30 – May 4, 2006. – CD-Rom
- [171] Huang, Z.-H. ; Ramakrishna, S. ; Zhang, Y. Z. ; Tay, A. A. O.: Prediction of Tensile Strength of Multilayer Knitted-Fabric-Reinforced Laminated Composites. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 14 (2001), S. 70–83
- [172] Sihh, S. ; Wang, Y. ; Zhou, E. ; Roy, A. K.: Computational Modeling of 3-D Textile Composites. In: *Proceedings "15th International Conference on Composite Materials ICCM-15"*, Durban, South Africa, June 27 – July 1, 2005. – CD-Rom
- [173] Naik, N. K. ; Azad, N. M. ; Prasad, P. D.: Stress and Failure Analysis of 3D Angle Interlock Woven Composites. In: *Journal of Composite Materials* 36 (2002), S. 93–123

- [174] Nagai, K. ; Yokoyama, A. ; Maekawa, Z.-I. ; Hamada, H.: Strength Analysis for Three-Dimensional Fiber Reinforced Composites. In: *Advanced Performance Materials 2* (1995), S. 161–176
- [175] Kang, T. J. ; Kim, S. ; Jung, K.: Prediction of Mechanical Properties of 3-D Braided Composite Using CAD System. In: *Textile Research Journal 78* (2008), S. 174–182
- [176] González, A. ; Graciani, E. ; París, F.: Prediction of In-Plane Stiffness Properties of Non-Crimp Fabric Laminates by Means of 3D Finite Element Analysis. In: *Composites Science and Technology 68* (2008), S. 121–131
- [177] Ernst, G. ; Vogler, M. ; Hühne, C. ; Rolfes, R.: Multiscale Simulation for Stiffnesses and Strengths of Textile Composites. In: *Proceedings “NAFEMS Seminar: Simulating Composite Materials and Structures“*, Bad Kissingen, Germany, November 6 – 7, 2007
- [178] Oakeshott, J. L. ; Iannucci, L. ; Robinson, P.: Development of a Representative Unit Cell Model for Bi-Axial NCF Composites. In: *Journal of Composite Materials 41* (2007), S. 801–835
- [179] Carvelli, V. ; Truong Chi, T. ; Larosa, M. ; Lomov, S. V. ; Poggi, C. ; Ranz, D. ; Verpoest, I.: Experimental and Numerical Determination of the Mechanical Properties of Multi-Axial Multi-Ply Composites. In: *Proceedings “11th European Conference on Composite Materials ECCM-11“*, Rhodes, Greece, Mai 31–June 3, 2004
- [180] Lomov, S. V. ; Dufort, L. ; De Luca, P. ; Verpoest, I.: Meso-Macro Integration of Modelling of Stiffness of Textile Composites. In: *Proceedings “28th International SAMPE Europe Conference 2007“*, Paris, France, April 2 – 4, 2007. – CD-Rom
- [181] Lomov, S. V. ; Verpoest, I. ; Bernal, E. ; Boust, F. ; Carvelli, V. ; Delerue, J.-F. ; De Luca, P. ; Dufort, L. ; Hirose, S. ; Huysmans, G. ; Kondratiev, S. ; Laine, B. ; Mikolanda, T. ; Nakai, H. ; Poggi, C. ; Roose, D. ; Tumer, F. ; Van den Broucke, B. ; Verleye, B. ; Zako, M.: Virtual Textile Composites Software WiseTex: Integration with Micro-Mechanical, Permeability and Structural Analysis. In: *Proceedings “15th International Conference on Composite Materials ICCM-15“*, Durban, South Africa, June 27 – July 1, 2005. – CD-Rom
- [182] Verpoest, I. ; Lomov, S. V.: Virtual Textile Composites Software WiseTex: Integration with Micro-Mechanical, Permeability and Structural Analysis. In: *Composites Science and Technology 65* (2005), S. 2563–2574
- [183] 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 Textile Composites : ITOOL Project. In: *Proceedings “28th International SAMPE Europe Conference 2007“*, Paris, France, April 2 – 4, 2007. – CD-Rom
- [184] Van den Broucke, B. ; De Verdiere, M. ; Hertung, D. ; Middendorf, P. ; Pickett, A. ; Angulo, D. R. ; Schouten, M. ; Teßmer, J.: Failure and Impact Modelling of Textile Composites: ITOOL Project. In: *Proceedings “28th International*

- SAMPE Europe Conference 2007”, Paris, France, April 2 – 4, 2007. – CD-Rom
- [185] Scott, M. L. ; Thomson, R. S. ; Gunnion, A. J. ; Orfici, A. C.: Simulation of Defects and Damage : Towards a Virtual Testing Laboratory or Composite Aerospace Structures. In: Proceedings “CFK-Valley State Convention 2007“, Stade, Germany, June 13 – 14, 2007. – CD-Rom
- [186] Karkkainen, R. L. ; Tzeng, J. T. ; Moy, P.: Finite Element Micromechanical Strength Modeling of Stitched 3D-Orthogonal Composites. In: Proceedings “52th International SAMPE Symposium“, Baltimore, MD, USA, June 3 – 7, 2007. – CD-Rom
- [187] Gui, L.-J. ; Fan, Z.-J. ; Li, Z.-N.: Study on Stiffness of Stitched Laminates. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites 24 (2005), S. 1817–1836
- [188] Gunnion, A. J. ; Scott, M. L. ; Thomson, R. S. ; Hachenberg, D.: A Linear 3-D Finite Element Unit Cell Model for Fibre Waviness in Composite Materials. In: Proceedings “25th International Congress of the Aeronautical Sciences ICAS 2002”, Toronto, Canada, September 18 – 23, 2002. – CD-Rom
- [189] Dickinson, L. C. ; Farley, G. L. ; Hinders, M. K.: Prediction of Effective Three-Dimensional Elastic Constants of Translaminar Reinforced Composites. In: Journal of Composite Materials 33 (1999), S. 1002–1029
- [190] Puck, A.: Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten. München : Hanser, 1996
- [191] Himmel, N.: Verbundwerkstoffbauweisen. Kaiserslautern, Technische Universität, Vorlesungsmanuskript, 2005
- [192] Azzi, V. D. ; Tsai, S. W.: Anisotropic Strength of Composites. In: Experimental Mechanics (1965), S 283–288
- [193] Tsai, S. W. ; Wu, E. M.: A General Theory of Strength for Anisotropic Materials. In: Composite Materials 5 (1971), S. 58–80
- [194] Weber, T. ; Schürmann, H.: Verbesserung der nichtlinearen Versagensanalyse von Laminaten. In: Proceedings „Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2005“, Friedrichshafen, 26.–29. September 2005. – CD-Rom
- [195] Hashin, Z.: Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. In: Journal of Applied Mechanics 47 (1980), S. 329–334
- [196] Yamada, S. E. ; Sun, C. T.: Analysis of Laminate Strength and its Distribution. In: Japan Composite Materials 12 (1978), S. 275–284
- [197] Harris, B.: Failure Criteria in Fibre Reinforced Polymer Composites : Part A. In: Composites Science and Technology 58 (1998), Special Issue
- [198] Chou, T.-W.: Failure Criteria in Fibre Reinforced Polymer Composites : Part B. In: Composites Science and Technology 62 (2002), Special Issue
- [199] Chou, T.-W.: Failure Criteria in Fibre Reinforced Polymer Composites : Part C : Additional Theories, Conclusions and Recommendations. In: Composites Science and Technology 64 (2004), Special Issue

- [200] Puck, A. ; Schürmann, H.: Failure analysis of FRP laminates by Means of Physically based Phenomenological Models. In: Composites Science and Technology 58 (1998), Special Issue, S. 1045–1067
- [201] Puck, A. ; Schürmann, H.: Failure Analysis of FRP Laminates by Means of Physically based Phenomenological Models. In: Composites Science and Technology 62 (2002), Special Issue, S. 1633–1662
- [202] Hinton, M. J. ; Kaddour, A. S. ; Soden, P. D.: A Further Assessment of the Predictive Capabilities of Current Failure Theories for Composite Laminates: Comparison with Experimental Evidence. In: Composites Science and Technology 64 (2004), Special Issue, S. 549–588
- [203] VDI-Richtlinie. VDI 2014, Blatt 3: Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund. Berechnungen. Verein Deutscher Ingenieure, September 2006
- [204] Knops, M.: Sukzessives Bruchgeschehen in Faserverbundlaminaten. Aachen, RWTH, Dissertationsschrift, 2003
- [205] Nahas, M. N.: Survey of Failure and Post-Failure Theories of Laminated Fibre Reinforced Composites. In: Journal of Composite Technology and Research 8 (1986), Issue 4, S. 138–153
- [206] Chiu, K. D.: Ultimate Strengths of Laminated Composites. In: Journal of Composite Materials 3 (1969), S. 578–582
- [207] Schuster, J.: Das Ermüdungsverhalten und die zerstörungsfreie Prüfung von thermogeformten Hochleistungs-Thermoplasten mit diskontinuierlicher Kohlenstoffaserverstärkung. Kaiserslautern, Technische Universität, Dissertationsschrift, 1995
- [208] Henrich, R.: Zerstörungsfreies Prüfen von Komposit-Strukturen bei Airbus. In: Proceedings „DLR-Bauweisen-Kolloquium 2008: Fortschrittliche NDT-Methoden : Neue Einsichten in Werkstoffe und Bauteile“, Stuttgart, 5. März 2008. – CD-Rom
- [209] Oster, R.: Helikopterbauteile aus faserverstärkten Materialien: Erkennung und Bewertung von Herstellungsfehlern und Bauteilschäden mit zerstörungsfreien Methoden. In: Proceedings „DLR-Bauweisen-Kolloquium 2008: Fortschrittliche NDT-Methoden : Neue Einsichten in Werkstoffe und Bauteile“, Stuttgart, 5. März 2008. – CD-Rom
- [210] Busse, G.: Moderne zerstörungsfreie Werkstoffprüfung: Anwendung und Möglichkeit. In: Proceedings „DLR-Bauweisen-Kolloquium 2008: Fortschrittliche NDT-Methoden : Neue Einsichten in Werkstoffe und Bauteile“, Stuttgart, 5. März 2008. – CD-Rom
- [211] Manzke, H.: Erfahrungen mit zerstörungsfreien Prüfmethoden bei Komposit-Strukturen im Flugzeugbau. In: Proceedings „DLR-Bauweisen-Kolloquium 2008: Fortschrittliche NDT-Methoden : Neue Einsichten in Werkstoffe und Bauteile“, Stuttgart, 5. März 2008. – CD-Rom
- [212] Goebbels, J.: Charakterisierung typischer Defektstrukturen in modernen Werkstoffen mittels Computertomographie. In: Proceedings „DLR-Bauweisen-Kol-

- loquium 2008: Fortschrittliche NDT-Methoden : Neue Einsichten in Werkstoffe und Bauteile“, Stuttgart, 5. März 2008. – CD-Rom
- [213] Bidlingmaier, T.: Anwendung der Schallemissionsanalyse zur Charakterisierung der Schädigung in Verbundwerkstoffen mit duktiler Matrix. Stuttgart, Universität, Dissertationsschrift, 1999. http://elib.uni-stuttgart.de/opus/volltexte/1999/561/pdf/Dissertation_Bidlingmaier_Version_553_fuer_Druck.pdf, 09.05.2005. – Internet
- [214] Tan, S. C. ; Perez, J.: Progressive Failure of Laminated Composites with a Hole under Compressive Loading. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites, 12 (1993), S. 1043–1057
- [215] Schell, J. S. U. ; Renggli, M. ; van Lenthe, G. H. ; Müller, R. ; Ermanni, P.: Micro-Computed Tomography Determination of Glass Fibre Reinforced Polymer Meso-Structure. In: Composites Science and Technology 66 (2006), S. 2016–2022
- [216] Schilling, P. J. ; Karedla, B. R. ; Tatiparthi, A. K. ; Verges, M. A. ; Herrington, P. D.: X-Ray Computed Microtomography of Internal Damage in Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites. In: Composites Science and Technology 65 (2005), S. 2071–2078
- [217] Ray, B. C. ; Hasan S. T. ; Clegg, D. W.: Evaluation of Defects in FRP Composites by NDT Techniques. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites 26 (2007), S. 1187–1192
- [218] Hufenbach, W. ; Richter, H. ; Protz, R. ; Langkamp, A. ; Böhm, R. ; Ritschel, T.: Schädigungsanalyse an textilverstärkten Verbundwerkstoffen auf Basis aktiver und passiver akustischer ZfP-Verfahren. In: Proceedings „DGZfP-Jahrestagung 2007“, Fürth, 14. – 16. Mai 2007. – CD-Rom
- [219] Prosser, W. H.: Waveform Based Acoustic Emission Detection and Location of Matrix Cracking in Composites. Langley Research Center, Hampton, VA, Bericht 20040111320 (1995). <http://ntrs.nasa.gov/>, 11.04.07. – Internet
- [220] Czigány, T. ; Ishak, M. ; Karger-Kocsis, J.: On the Failure Mode in Dry and Hygrothermally Aged Short Fiber-reinforced Injection-Molded Polyarylamide Composites by Acoustic Emission. In: Applied Composite Materials 2 (1995), S. 313–326
- [221] Karger-Kocsis, J. ; Fejes-Kozma, Z.: Failure Mode and Damage Zone Development in a GMT-PP by Acoustic Emission and Thermography. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites 13 (1994), S. 768–792
- [222] Williams, R. S. ; Reifsnider K. L.: Investigation of Acoustic Emission During Fatigue Loading of Composite Specimens. In: Journal of Composites Materials 8 (1974), S. 340–355
- [223] Woo, S.-C. ; N. S. Goo.: Analysis of the Bending Fracture Process for Piezoelectric Composite Actuators Using Dominant Frequency Bands by Acoustic Emission. In: Composites Science and Technology (67) 2007, S. 1499–1508.
- [224] Woo, S.-C. ; Choi, N.-S.: Analysis of Fracture Process in Single-Edge-Notched Laminated Composites Based on the High Amplitude Acoustic Emission Events. In: Composites Science and Technology (67) 2007, S. 1451–1485

- [225] Huguet, S. ; Godin, N. ; Gaertner, R. ; Salmon, L. ; Villard, D.: Use of Acoustic Emission to Identify Damage Modes in Glass Fibre Reinforced Polyester. In: Composites Science and Technology (62) 2002, S. 1433–1444
- [226] Bohse, J.: Acoustic Emission Characteristics of Micro-Failure Processes in Polymer Blends and Composites. In: Composites Science and Technology (60) 2000, S. 1213–1226
- [227] Hufenbach, W. ; Böhm, R. ; Langkamp, A. ; Kroll, L.: Failure and Damage Behaviour of Biaxial Reinforced Weft Knitted Composites. In: Proceedings “15th International Conference on Composite Materials ICCM-15”, Durban, South Africa, June 27 – July 1, 2005. – CD-Rom
- [228] Truong, T. C. ; Jie, H. C. ; Lomov, S. V. ; Verpoest, I.: Sheared Biaxial Multi-Ply Fabrics Reinforced Epoxy Composites: The Mechanical Properties and Damage Initiation. In: Proceedings “26th International SAMPE Europe Conference 2005”, Paris, France, April 5 – 7, 2005. – CD-Rom
- [229] Lomov, S. V. ; Baudry, F. ; Ivanov, D. S. ; Truong, T. C. ; Verpeost, I. ; Vettori, M. ; Xie, H.: Experimental Methodology of Study of Damage Initiation and Development in Textile Composites. In: Proceedings “27th International SAMPE Europe Conference 2006”, Paris, France, March 27 – 29, 2006. – CD-Rom
- [230] Kaiser, R. ; Gottschalk, G.: Elementare Tests zur Beurteilung von Messdaten : Soforthilfe für statistische Tests mit wenigen Messdaten. Mannheim : Bibliographisches Institut, 1972
- [231] Krottmaier, J.: Versuchsplanung : Der Weg zur Qualität des Jahres 2000. Köln : Verlag TÜV Rheinland, 1991
- [232] Sachs, L. ; Hedderich, J.: Angewandte Statistik : Methodensammlung mit R. Berlin : Springer, 2006
- [233] Whitney, J. M. ; Stansbarger, D. L. ; Howell, H. B.: Analysis of the Rail Shear Test-Applications and Limitations. In: Journal of Composite Materials 5 (1971), S. 24–34
- [234] Hodgkinson, J. M.: Mechanical Testing of Advanced Fibre Composites. Cambridge : Woodhead Publishing, 2000
- [235] Adams, D. O. ; Moriarty, J. M. ; Gallegos, A. M. ; Adams, D. F.: The V-Notched Rail Shear Test. In: Journal of Composite Materials 41 (2007), S. 281–297
- [236] Jain, L. K. ; Mai, Y.-W.: Recent Work on Stitching of Laminated Composites : Theoretical Analysis and Experiments. In: Proceedings “11th International Conference on Composite Materials ICCM-11”, Gold Coast, Australia, July 14 – 18, 1997
- [237] Jain, L. K. ; Dransfield, K. A. ; Mai, Y.-W.: Effect of Reinforcing Tabs on the Mode I Interlaminar Delamination Toughness of Stitched CFRPs. In: Journal of Composite Materials 32 (1998), S. 2016–2041
- [238] Rong, M. Z. ; Zhang, M. Q. ; Liu, Y. ; Zhang, Z. W. ; Yang, G. C. ; Zeng, H. M.: Effect on Stitching on In-Plane and Interlaminar Properties of Sisal/Epoxy Laminates. In: Journal of Composite Materials 36 (2002), S. 1505–1526

- [239] Chen, L. ; Ifju, P. G. ; Sankar, B. V.: A Novel Double Cantilever Beam Test for Stitched Composite Laminates. In: Journal of Composite Materials 35 (2001), S. 1137–1149
- [240] Chen, L. ; Ifju, P. G. ; Sankar, B. V.: Analysis of Mode I and Mode II Tests for Composites with Translaminar Reinforcements. In: Journal of Composite Materials 39 (2005), S. 1311–1333
- [241] Nahas, M. N.: Analysis of Non-Linear Stress-Strain Response of Laminated Fibre-Reinforced Composites. In: Fibre Science and Technology 20 (1984), S. 297–313
- [242] Puck, A. ; Kopp, M. ; Knops, M.: Guidelines for the Determination of the Parameters in Puck's Action Plane Strength Criterion. In: Composites Science and Technology 62 (2002), S. 371–378
- [243] Puck, A.: Hinweise für das Verstehen der wirkebenebezogenen Bruchkriterien nach Puck. Seminar „Dimensionieren mit faserverstärkten Kunststoffen“, IKV-Aachen, 2005
- [244] Kaiser, M. ; Noll, T. ; Heß, H. ; Himmel, N.: LION : Ein Berechnungswerkzeug zur Analyse von FKV-Schalenstrukturen. In: Schlarb A. K. (Hrsg.): IVW-Kolloquium 2006 : 14.–15. November 2006. Kaiserslautern : Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2006 (IVW-Schriftenreihe Bd. 68), S. 146–147
- [245] Heß, H. ; Himmel, N.: Finite Element Unit Cell Based Strength Prediction of Stitched CFRP Laminates. In: Proceedings “1st CEAS European Air and Space Conference“, Berlin, Germany, September 10 – 13, 2007. – CD-Rom
- [246] 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
- [247] Heß, H. ; Himmel, N.: Development of a Finite Element Unit Cell Model for Stitched CFRP Laminates. In: Proceedings “2nd International Conference ‚Supply on the wings‘ (AIRTEC 2007)“, Frankfurt/Main, Germany, October 23 – 26, 2007. – CD-Rom

Liste betreuter studentischer Arbeiten

Tritz, P.: Quellcodeoptimierung zum parametrischen Aufbau einer Finite-Elemente-Elementarzelle zur Abschätzung mechanischer Kennwerte von vernähten Laminaten. Vandoeuvre, Institut Universitaire Professionnalis , Faculté des Sciences et Techniques, Praxissemesterbericht, 2004

Shapi, D.: Implementierung des 3D-Puck-Kriteriums in die FE-Einheitszellenmodellierung zur Abschätzung des Festigkeitsverhaltens vernähter Laminats. Kaiserslautern, Fachhochschule, Praxissemesterbericht, 2005

Shapi, D.: Vollständige Implementierung des Wirkebenenkriteriums nach Puck in die FE-Einheitszellenmodellierung zur Abschätzung des Festigkeitsverhaltens vernähter Laminats unter Scheiben-Zug-Belastung. Kaiserslautern, Fachhochschule, Studienarbeit, 2006

Portz, S.: Beeinflussung der mechanischen Druckeigenschaften nach Impaktbelastung fl ssigimpr gnierter Multiaxialgelege-Laminats durch Vernähen in Dickenrichtung. Kaiserslautern, Technische Universität, Studienarbeit, 2007

Huang, Y.: Influence of Stitching Non-Crimp Fabric Carbon Fiber Reinforced Plastic Laminats on the Mode I Interlaminar Fracture Toughness Properties. Kaiserslautern, Technische Universität, Diplomarbeit, 2008

