

IVW - Schriftenreihe Band 155

Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Kaiserslautern

Jan Rehra

**Beitrag zur Beschreibung des mechanischen
Materialverhaltens von Metall-Faser-Hybrid-
Verbund-Werkstoffen am Beispiel von stahl-
und kohlenstofffaserverstärktem Epoxidharz**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

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

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

Verlag: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: pri-me Printservice & Medienservice
Barbarossastraße 1
67655 Kaiserslautern
D-386

© Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2023

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

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.
ISSN 1615-021X
ISBN: 978-3-944440-52-1

Beitrag zur Beschreibung des mechanischen Materialverhaltens von Metall-Faser-Hybrid-Verbund-Werkstoffen am Beispiel von stahl- und kohlenstofffaserverstärktem Epoxidharz

Dem Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte

Dissertation

von

Herrn

M.Sc. Jan Rehra

aus Wesel

Tag der mündlichen Prüfung	6. September 2022
Dekan	Prof. Dr.-Ing Tilmann Beck
Vorsitzender	Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann
1. Berichterstatter	Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer
2. Berichterstatter	Prof. Dr.-Ing. Frank Balle

MEINER FAMILIE

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorand im Programmbereich Bauteilentwicklung an der Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW).

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr. Ing. Ulf Paul Breuer für die wissenschaftliche Betreuung meiner Arbeit, das Feedback und die vielfältigen Anregungen. Ebenso geht mein Dank an Herrn Prof. Dr. Ing. Frank Balle für die Übernahme der Zweitberichterstattung und für die fachlichen Diskussionen, die wir im Rahmen des MCFK-Projekt führen konnten und die mir zusätzliche Perspektiven auf meine Arbeit geboten haben. Bedanken möchte ich mich ebenso bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Ein besonderer Dank geht an Herrn Dr. Ing. Sebastian Schmeer für das entgegengebrachte Vertrauen, die gewährten Freiräume für die Umsetzung der Ideen für diese Arbeit und für die zahlreichen fachlichen und leidenschaftlichen Diskussionen, die mich immer wieder motiviert und auf neue Ideen gebracht haben. Ebenfalls bedanken möchte ich mich bei meinen Kolleginnen und Kollegen für die zahlreichen Gespräche, die Unterstützung bei der experimentellen Untersuchung und der Entwicklung der Beschreibungsansätze sowie für die vielen gemeinsamen Überlegungen im Kontext von MFKV. Besonders hervorheben möchte ich dabei Ilona Ryl, Alex Huf, Andreas Kenf und Christian Andriß. Ferner gilt mein Dank allen Mitarbeitern des Instituts, die mich immer mit Rat und Tat unterstützt haben und dabei für eine angenehme und freundliche Arbeitsatmosphäre gesorgt haben.

Ein ganz besonderer Dank geht ebenfalls an meine Frau, meine Tochter und meine Eltern für Ihre Unterstützung und Geduld, die sie mir in dieser wohlweislich nicht einfachen Zeit entgegengebracht haben. Ein besonderer Dank geht an dieser Stelle an meine Frau die stets die richtigen Worte gefunden hat und die ich in dieser Zeit einmal mehr kennen und lieben gelernt habe.

Die Zeit als Doktorand war ein besonderer Lebensabschnitt für mich, in dem ich viel gelernt habe. Nicht nur über fachliche Themen, sondern auch über mich selbst. Ich bin sehr froh, dass ich diesen Weg gehen durfte und das ich dabei so viele tolle Menschen kennengelernt habe.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	II
Abstract.....	IV
Kurzfassung.....	VI
Nomenklatur.....	VIII
1 Einleitung.....	1
1.1 Stand der Technik zu HVW	3
1.2 Stand der Technik zu MFHVW	8
1.3 Stand der Technik zu Beschreibungsansätzen für FHVW	13
1.4 Ausgewählte Forschungsbedarfe	21
1.5 Zielsetzung	23
2 Experimentelle Charakterisierung des mechanischen Materialverhaltes von SCFK	26
2.1 SCFK-Einzelkomponenten	26
2.2 Laminat und Probenherstellung.....	30
2.3 Charakterisierung von Hybridverbundwerkstoffen	36
2.3.1 Variation des Stahlanteils	40
2.3.2 Variation der Probenlänge	53
2.3.3 Variation der Schichtreihenfolge.....	58
2.3.4 Detailbetrachtung des Versagensvorgangs.....	66
2.3.5 Abschätzung der Initialschädigung	70
2.3.6 Be- und Entlastungsverhalten.....	75
2.3.7 Untersuchungen zur Materialmodellkalibrierung und -validierung	80
2.4 Zusammenfassende Diskussion der Ergebnisse.....	84
3 Vorhersage der mechanischen Eigenschaften von SCFK auf Basis eines strukturdynamischen Modells	89

3.1	Modell des Versagensvorgangs	91
3.2	Gleichungssystem zur Beschreibung des mechanischen Verhalten	93
3.3	Berechnungsablauf zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte... ..	102
3.4	Anwendung des Modells für hybride Stahlfaserverbundwerkstoffe	106
3.5	Validierung der modelltheoretischen Vorhersagen für SCFK	112
3.6	Zusammenfassende Diskussion der Ergebnisse	117
4	Beschreibung von SCFK in der FEM	122
4.1	Konstitutivbeziehungen für SFK-Einzelschichten	123
4.2	Implementierung des Materialmodells	127
4.3	MFK-Materialverhalten am Integrationspunkt	130
4.4	Materialmodellparametrisierung	133
4.5	Abbildung von SCFK-Hybridwerkstoffen durch die FEM	136
4.6	Validierung der FEM-Vorhersagen für SCFK-Hybridwerkstoffe	141
4.7	Zusammenfassende Diskussion der Ergebnisse	149
5	Zusammenfassung	153
	Literaturverzeichnis	157
	Lebenslauf	169

Abstract

Despite the superior weight-specific mechanical properties of conventional continuous fiber-reinforced plastic (FRP), the brittle failure behavior under tensile and bending loads and the resulting low damage tolerance and structural integrity are often an exclusion criterion for these materials. Further application-related exclusion criteria follow from the rather low electrical conductivity compared to metallic lightweight materials. A promising approach to overcome these disadvantages is the hybridization of ductile metallic reinforcing fibers and conventional reinforcing fibers. This hybridization offers electrically and thermally conductive hybrid materials that retain their very good weight-specific mechanical properties while simultaneously enable a significant improvement in damage tolerance and crash behavior. Depending on the material composition, the laminate architecture and the hybridization strategy, the embedded metal fibers offer alternative load paths due to their high elongation at break and enable further load bearing capacity even after the failure of the conventional reinforcing fibers. While the potential of these hybrid materials has already been proven for a wide variety of material combinations, this work concentrates on understanding and describing the various mechanisms of material behavior before, after and during the failure of the hybrid material. Based on an extensive experimental investigation on steel and carbon fiber reinforced epoxy resin, it can be shown that the failure of the carbon fibers triggers a complex load redistribution process. The material behavior after the failure of the carbon fibers strongly depends on the local damage and stresses that arises during this process. Furthermore, it can be shown how this damage and stresses can be influenced by manipulating the laminate stacking sequence, the composition of the material, the laminate architecture or the geometry of the test specimen. Based on this investigation, a model is presented which is capable to map the complex load redistribution process after the failure of the carbon fibers and which enables a predictive estimation of the material behavior. In addition, a material model for steel fiber reinforced plastics (SFRP) is implemented for LS-Dyna®. Combined with a material model for carbon fiber reinforced plastics (CFRP), the SFRP-model is used for the description of hybrid laminate layups, consisting of SFRP and CFRP layers, within in the FEM. Finally, a detailed analysis regarding the prediction suitability for the model of the load redistribution process as well as for the description of SCFK within the FEM is presented.

Kurzfassung

Trotz überlegenen gewichtsspezifischen mechanischen Eigenschaften von klassischen, endlosfaserverstärkten Faser-Kunststoff-Verbunden (FKV), sind oftmals das spröde Versagensverhalten unter Zug- und Biegebeanspruchungen sowie die daraus resultierende geringe Schadenstoleranz und Strukturintegrität ein Ausschlusskriterium für diese Werkstoffe. Weitere anwendungsbezogene Ausschlusskriterien folgen aus der, verglichen mit metallischen Leichtbauwerkstoffen, eher als gering einzustufenden elektrischen Leitfähigkeit. Eine vielversprechende Möglichkeit, um diesen Nachteilen entgegen zu wirken besteht in der Hybridisierung von duktilen metallischen Verstärkungsfasern und klassischen Verstärkungsfasern. Damit können elektrische und thermisch leitfähige Hybridwerkstoffe erzeugt werden, die neben sehr guten gewichtsspezifischen mechanischen Eigenschaften eine signifikante Verbesserung der Schadenstoleranz und der Crashperformance ermöglichen. In Abhängigkeit der Werkstoffzusammensetzung, der Laminatarchitektur und der angewandten Hybridisierungsstrategie, bieten die eingebetteten Metallfasern aufgrund ihrer hohen Bruchdehnung alternative Lastpfade und ermöglichen so die Lastaufnahme auch nach dem Versagen der klassischen Verstärkungsfasern. Während das Potenzial dieser Hybridwerkstoffe bereits für verschiedenste Werkstoffkombinationen bewiesen wurde, konzentriert sich die vorliegende Arbeit darauf, die verschiedenen Wirkmechanismen des Materialverhaltens von metallisch hybridisierten FKV vor, nach und während des Versagens zu verstehen und verschiedene Beschreibungsansätze und -modelle dafür zu entwickeln. Am Beispiel von stahl- und kohlenstofffaserverstärktem Epoxidharz (SCFK) wird hierzu eine umfangreiche experimentelle Untersuchung vorgestellt. Dabei wird gezeigt, dass das Versagen der Kohlenstofffasern einen komplexen Lastumlagerungsprozess auslöst und dass das Materialverhalten nach dem Versagen der Kohlenstofffasern im Wesentlichen von den dabei entstehenden lokalen Schädigungen und Beanspruchungen abhängt. Ferner kann gezeigt werden, wie diese Schädigungen und Beanspruchungen durch die Zusammensetzung des Werkstoffes, die Laminatarchitektur oder die Prüfkörpergeometrie beeinflusst werden können. Darauf aufbauend wird ein neuartiges Werkstoffmodell vorgestellt, mit dem der komplexe Lastumlagerungsprozess nach dem Versagen der Kohlenstofffasern abgebildet werden kann und mit dem eine schnelle Abschätzung der Materialeigenschaften möglich ist. Darüber hinaus wird ein

Materialmodell zur Abbildung des Materialverhaltens von stahlfaserverstärkten Kunststoffen (SFK) für den Solver LSDyna implementiert und in Kombination mit einem Materialmodell für kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) für die Beschreibung von auf Laminebene hybridisiertem SCFK mit der FEM verwendet. Abschließend wird sowohl für das Modell des Lastumlagerungsprozesses als auch für die Beschreibung von SCFK mit der FEM eine detaillierte Analyse der Vorhersageeignung vorgestellt.

Nomenklatur

Abkürzungen

FKV	Faser-Kunststoff-Verbunde (Abbildung I)
MFK	Metallfaserverstärkte Kunststoffe (Abbildung I)
HVW	Hybrid-Verbund-Werkstoffe (Abbildung I)
FML	Faser-Metall-Lamine (Abbildung I)
FHVW	Faser-Hybrid-Verbund-Werkstoffe (Abbildung I)
MFHVW	Metall-Faser-Hybrid-Verbund-Werkstoffe (Abbildung I)
GCFK	Glas- und Kohlenstofffaserhybridwerkstoffe (Abbildung I)
SCFK	Stahl- und kohlenstofffaserverstärktes Epoxidharz (Abbildung I)
GLARE	Glasfaser- und aluminiumverstärkte Lamine (Abbildung I)
ARALL	Aramidfaser- und aluminiumverstärkte Lamine (Abbildung I)
CARALL	Kohlenstofffaser- und aluminiumverstärkte Lamine (Abbildung I)
SFK	Stahlfaserverstärkte Kunststoffe (Abbildung I)
CFK	Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (Abbildung I)
GFK	Glasfaserverstärkte Kunststoffe (Abbildung I)

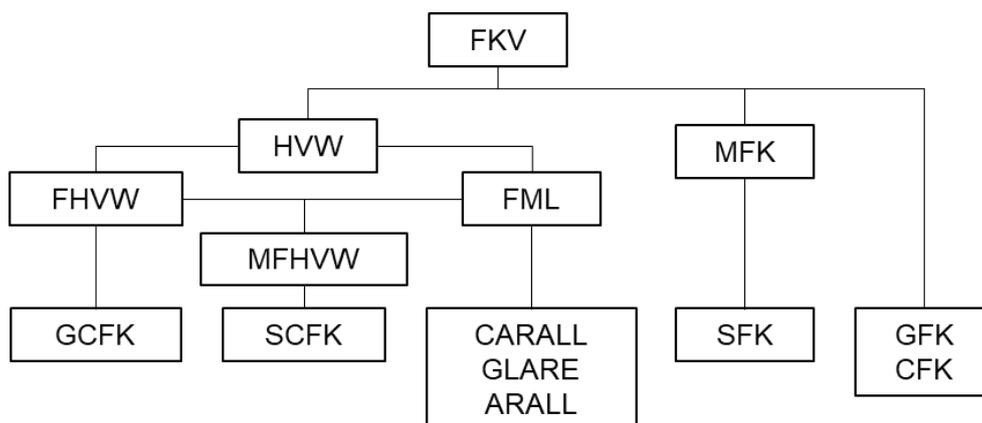


Abbildung I: Unterteilung der Werkstoffklasse der FKV in unterschiedliche Untergruppen und der Zuordnung verschiedener Werkstoffbezeichnungen

RVE	Repräsentative Volumenelemente
LFT	Langglasfaserverstärkte Thermoplaste
CMD	Kontinuum-Schadens-Mechanik
HT	Hight Tenacity
REM	Raster-Elektronen-Mikroskop
DIC	Digitale Bildkorrelation (digital image correlation)
KKT	KARUSCH-KUHN-TUCKER-Bedingungen
BEL	Brucheinflusszonenlänge
BEL _c	Kritischen Länge der Brucheinflusszone
MLT	CMD-Modell von MATZENMILLER, LUBLINER und TAYLOR

Indizes

	parallel, längs
⊥	rechtwinklig, transversal
<i>a</i>	flächenbezogen
<i>x, y, z</i>	richtungsbezogen in x, y, oder z-Richtung
<i>m, max</i>	Maximum der entsprechenden Variable
<i>p02</i>	Bezug zur Dehngrenze
<i>B, b</i>	Bezug zur Bruchdehnung
„0.1“	kennwertbezogen
<i>sf</i>	stahlfaserbezogen
<i>ef</i>	kohlenstofffaserbezogen
<i>ep, r</i>	epoxidharzbezogen
<i>P</i>	Bezug zu vorimprägnierten Halbzeugen (prepregbezogen)
<i>Yi, yield</i>	Bezug zur Fließgrenzen
<i>ini</i>	initialversagensbezogen

<i>post</i>	nachversagensbezogen
<i>CFK, c</i>	Bezug zum kohlenstofffaserverstärkten Kunststoff
<i>SFK, s</i>	Bezug zum stahlfaserverstärkten Kunststoff
<i>G, tot</i>	gesamtbezogen
Δ	Differenz
<i>e</i>	initialschädigungsbezogen
<i>zul</i>	Bezug zur zulässigen Grenze
<i>ü</i>	Bezug zur Übertragbarkeit
<i>pl</i>	Bezug zum plastischen Materialverhalten
<i>Mf, mf</i>	metallfaserbezogen
<i>Hf, hf</i>	Bezug zu klassischen FKV
<i>eff</i>	Bezug zu effektiven Eigenschaften
<i>M</i>	Matrixbezogen
<i>red</i>	Bezug zum reduzierten Schwingungssystem
<i>erf</i>	Bezug zu erforderlichen Eigenschaft
<i>tr</i>	Versuchsweise bestimmte Variable
<i>n, n+1</i>	Bezug zu Iteration
<i>el</i>	Bezug zum elastischen Materialverhalten
<i>i, l, n</i>	Nummerierung

Koordinatensysteme

\parallel, \perp	physikalisches Koordinatensystem der UD-Schicht
1, 2, 3	natürliches Koordinatensystem der UD-Schicht
x, y, z	globales kartesisches Koordinatensystem

Formelzeichen		Einheit
E	Elastizitätsmodul	MPa, GPa
G	Schubmodul	MPa, GPa
t	Zeit	min, s, ms, μs
u, v, w	Verschiebung in x, y, und z-Richtung	mm
α	Faserorientierungswinkel	°, deg
f	Wahrscheinlichkeitsdichte	-
σ	Spannung	MPa
R	Festigkeitsschwellwert / -grenzwert	MPa
ε	Dehnung	-, %
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrage	s ⁻¹
n	Anzahl	-
T	Temperatur	°C
p	Druck	Bar
η	Viskosität	Pas
ρ	Flächengewicht, Dichte	g/mm ² , g/cm ³
t	Dicke	mm, μm
φ	Faservolumenanteil	%
U	Energieabsorption im Nachversagen (Dehnungsbezogen)	MPa
N	Normalkraftfluss	N/mm
A	Fläche	mm ²
L, l	Länge	mm
W	Formänderungsenergie	Nm
F	Kraft	N
fps	Aufnahmefrequenz	Hz
B, b	Breite	mm

ν	Querkontraktionszahl	-
λ	Konsistenzparameter	-
α	äquivalenten plastischen Dehnung	-
G	Verfestigungsfunktion	MPa
f	Fließbedingungen	MPa
K	Verfestigungsmodul	MPa
m	Masse	kg, g
k	Steifigkeit	N/m
c	Dämpfungskonstante	kg·m ² /s
x, y	Verschiebung	M
\dot{x}	Geschwindigkeit	m/s
\ddot{x}	Beschleunigung	m/s ²
μ	Massenverteilung	kg/l
δ, β	Newmark-Parameter	-
r	Skalierungsfaktor für Dämpfungskonstante	-
ω	Zustandsvariablen für die Schädigung	-
C	Komponente des Steifigkeitstensor	MPa
\underline{C}	Steifigkeitstensor	-
$\underline{\sigma}$	Spannungstensor	-
$\underline{\varepsilon}$	Dehnungstensor	-
X, Y, S	Richtungsbezogene Materialfestigkeiten	MPa
m	Ramber-Osgood-Exponent	-
H	kinematischen Verfestigungsmodul	MPa
q	Spannungskorrektur (back stress)	MPa
τ	Limit-Faktoren	-
τ	Schubspannung	MPa

γ	Scherwinkel	deg
g_i	Schädigungskriterium	-
L_i	Grenzspannungskriterium	-

1 Einleitung

Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) ermöglichen durch die gezielte Auswahl unterschiedlicher Kunststoffe und Verstärkungsfasern sowie durch die in einem weiten Bereich einstellbare Werkstoffanisotropie zahllose Konstruktionsmöglichkeiten [1]. Die mechanischen, thermischen oder elektrischen Eigenschaften von FKV-Strukturen können anwendungsfallbezogen eingestellt und optimiert werden [2]. Das Grundprinzip der Verbundkonstruktion nutzend, werden dabei unterschiedliche Werkstoffe so miteinander kombiniert, dass Verbundwerkstoffeigenschaften entstehen, die durch die Einzelkomponenten nicht erzielt werden [3]. Neben zahlreichen anwendungsfallspezifischen Vorteilen zeichnen sich FKV dabei vor allem durch hohe Festigkeiten und Steifigkeiten bei gleichzeitig sehr niedriger Dichte aus. Die Charakteristika eines idealen Leichtbau-Werkstoffs verkörpernd, werden FKV bereits seit Jahren in wichtigen Branchen wie der Energiewirtschaft oder dem Transportwesen eingesetzt. Zu den am häufigsten verwendeten Verbundwerkstoffen zählen dabei glasfaserverstärkte (GFK) und kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) [4].

Vor allem FKV mit Endlosfaserverstärkung werden dabei vorwiegend in der Sonderfertigung, der Einzelfertigung oder bei geringen bis mittleren Losgrößen angewendet und nur selten in der Massenproduktion [5]. Ein wesentliches Hemmnis stellen bislang die hohen Material- und Prozesskosten dar [6]. Ressourceneffizienz- und Kostensenkungs-Potenziale werden vor allem in Herstellungsverfahren und bei der Materialbereitstellung, aber auch bei der Ausschöpfung des Leichtbaupotentials dieser Werkstoffgruppe gesehen [7]. So sind beispielsweise mit in Lastrichtung orientiertem unidirektional verstärkten CFK Masseneinsparungen gegenüber einem Referenzbauteil aus herkömmlichem Stahl von 79 % möglich [7]. Dieses nur unter idealen Randbedingungen vorhandene Leichtbaupotential wird in der Anwendung meist nicht erreicht. Grund dafür sind einzelne Bauteilanforderungen, die durch FKV nicht im ausreichenden Maß erfüllt werden können und die in ihrer Konsequenz nicht selten eine Überdimensionierung oder die Verwendung von Zusatzkomponenten zur Folge haben.

In Anwendungsfällen, in denen z. B. neben den mechanischen Eigenschaften auch die elektrische Funktionalität des Werkstoffes zu berücksichtigen ist (wie z. B. Erdung, Blitzschutz oder Abschirmung), sind im Vergleich zu metallischen Bauteilen häufig Zusatzkomponenten zur Verbesserung der elektrischen Leitfähigkeit (z. B. expandierte

Kupferfolien oder elektrische Leitungen) erforderlich [8, 9]. Die damit verbundenen Zusatzmassen stellen dabei eine erhebliche Reduktion des Leichtbaupotentials von FKV dar. Überdies weisen FKV, verglichen mit metallischen Leichtbauwerkstoffen, häufig ein sprödes Versagensverhalten auf. Im Schadensfall (z. B. Crash oder Überlast) kann dies zu einem plötzlichen katastrophalen Bauteilversagen und damit zu einem schlechten Fail-safe Verhalten führen. Für viele Anwendungen mit Anforderungen an die Personensicherheit führt dies, bezogen auf die Betriebslasten eines solchen Bauteils, meist zu einer Überdimensionierung und trägt damit ebenfalls zu der Reduktion des Leichtbaupotentials von FKV bei [10].

Für endlosverstärkte GFK- und CFK-Werkstoffe stellen das spröde Versagensverhalten unter Zugbeanspruchung in Faserrichtung und die damit einhergehende geringe Strukturintegrität entscheidende Nachteile dar. Diesen Nachteilen mittels konstruktiven Lösungen, wie beispielsweise der gezielten Provokation von günstigen Versagensmechanismen entgegen zu wirken, stößt dabei meist anwendungsfallbedingt schnell an Machbarkeitsgrenzen [10, 11]. Neben konstruktiven Lösungsansätzen existieren zahlreiche Ansätze auf Werkstoffebene.

Zu einer der meist erforschten Strategien; um die angegebenen mechanischen bzw. elektrischen FKV-Eigenschaften zu verbessern; zählt die Modifikation der Polymermatrixsysteme, beispielsweise durch die Anpassung der Polymerchemie oder durch das Hinzufügen von organischen oder anorganischen Füllstoffen im Mikro- oder Nanomaßstab (Elastomere, Thermoplaste, Metallpartikel, Carbon-Nano-Tube, ...). Literaturübersichten hierzu findet man bei AKCA und GURSEL [12], bei BAGHERI [13] sowie bei UNNIKRISHNAN und THACHIL [14].

Eine weitere Möglichkeit, Eigenschaften eines FKV zu beeinflussen, besteht in der Anpassung bzw. der Optimierung der Grenzschicht zwischen den Verstärkungsfasern und der Matrix. Diese Grenzschicht ist definiert als geometrische Oberfläche des klassischen Faser-Matrix-Kontakts und schließt dabei das diese Oberfläche umgebende endliche Volumen ein, in dem die chemischen, physikalischen und mechanischen Eigenschaften entweder kontinuierlich oder schrittweise variieren [15]. Eine hohe Anhaftung zwischen Faser und Matrix führt beispielsweise zu höheren Festigkeiten, Steifigkeiten und Rissinitiationsbelastungen [16–18]. Neben den mechanischen Verbundeigenschaften können durch die Anpassung der Grenzschichteigenschaften aber auch andere Werkstoffeigenschaften modifiziert werden. Beispielsweise ermöglichen

Grenzschichtmodifikationen durch Kupfer- oder Nickelbeschichtungen eine deutliche Verbesserung der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit [19, 20].

Bezogen auf das mechanische Werkstoffverhalten lässt sich aussagen, dass sich die Modifikation der Matrices bzw. der Faser-Matrix-Grenzschicht vor allem auf die matrixdominierten Verbundwerkstoffeigenschaften auswirkt [15, 21–23]. Ein bedeutender Durchbruch bei der Verbesserung des spröden Versagensverhaltens unter Zugbeanspruchung in Faserrichtung wurde hier noch nicht erreicht. Anders ist dies bei den sogenannten Hybrid-Verbund-Werkstoffen (HVW).

1.1 Stand der Technik zu HVW

Auch wenn ein klassischer FKV wie GFK oder CFK im eigentlichen Sinne bereits einen HVW darstellt, insbesondere wenn dieser beispielsweise durch Füllstoffe modifiziert ist, wird dieser Begriff im Allgemeinen zur Beschreibung von Matrices mit mindestens zwei Arten von Verstärkungswerkstoffen verwendet [24]. Das Werkstoffkonzept von HVW kann prinzipiell als eine Weiterentwicklung des Prinzips der Verbundkonstruktion angesehen werden. HVW verfolgen den Ansatz der Kombination von positiven Verstärkungswerkstoffeigenschaften, um deren Nachteile zu kompensieren und neue Verbundeigenschaften zu erzeugen [24, 25]. Hierzu werden in bestmöglicher Weise solche Werkstoffe miteinander kombiniert, deren als nachteilig zu bewertende Eigenschaften durch die jeweilig vorteiligen Eigenschaften eines Hybridisierungspartners ergänzt werden. In Abbildung 1 sind verschiedene mechanische Eigenschaften ausgewählter Konstruktionswerkstoffe gegenübergestellt.

Hierbei wird deutlich, dass Werkstoffe mit hohen spezifischen Festigkeiten und Steifigkeiten in der Regel vergleichsweise geringe Bruchdehnungen aufweisen. Dem gegenüber weisen Werkstoffe mit hoher Bruchdehnung meist entweder geringe Steifigkeiten oder hohe Dichten auf. Einzelwerkstoffeigenschaften, die sowohl eine hohe spezifische Steifigkeit und Festigkeit als auch hohe Bruchdehnung vereinen, sind mit Ausnahme von vereinzelt Sonderwerkstoffen, wie beispielsweise Spinnenseide [31], nicht verfügbar.

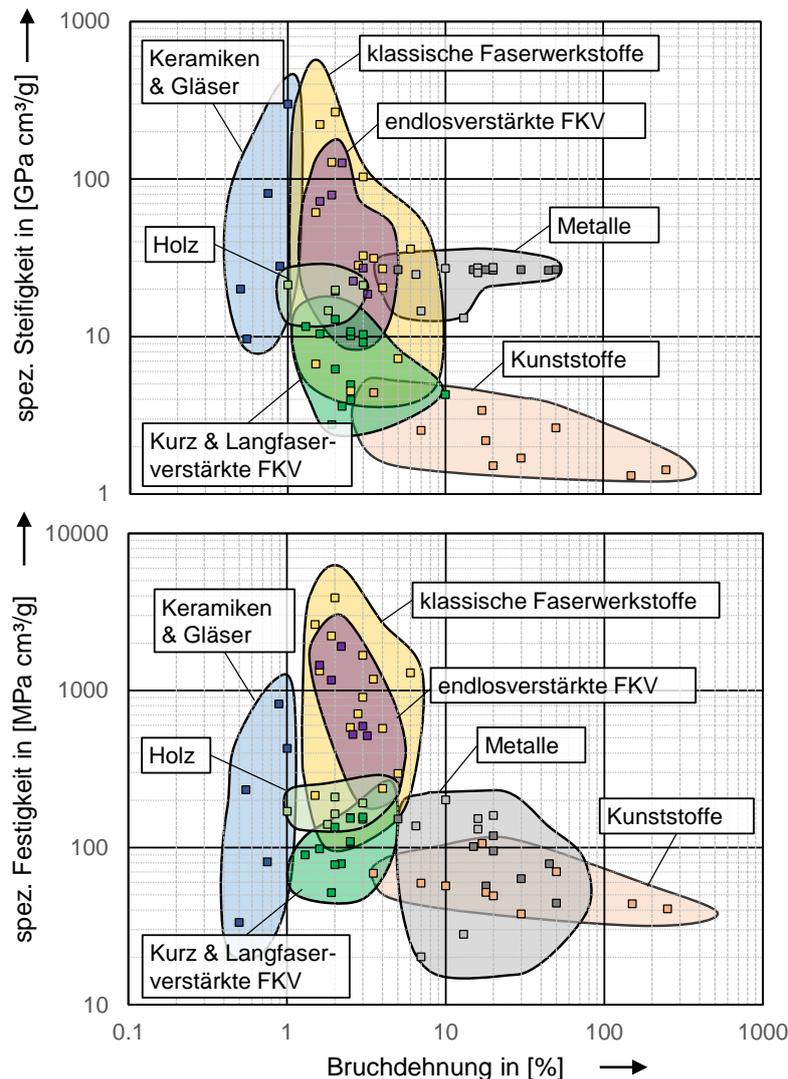


Abbildung 1: Qualitative Gegenüberstellung verschiedener mechanischer Eigenschaften ausgewählter Konstruktionswerkstoffe [3, 26–30]

Im Rahmen der Hybridisierung können hingegen hochsteife, aber spröde versagende FKV mit anderen duktilen Werkstoffen kombiniert werden und dabei einen HVW erzeugen, der das gewünschte Eigenschaftsprofil erreichen kann [9, 32–34]. Für die Zusammensetzung der meisten Eigenschaften eines solchen HVW wird dabei in erster Linie das Superpositionsprinzip angewendet (gewichtete Summe der Eigenschaften der jeweiligen Bestandteile) [24], [25]. Weicht die tatsächliche Eigenschaft des HVWs von der über das Superpositionsprinzip bestimmten Eigenschaft ab, wird dies allgemein als Hybrideffekt bezeichnet. Wobei zwischen einem positiven Hybrideffekt für eine Unterschätzung und einem negativen Hybrideffekt für eine Überschätzung unterschieden wird.

Für die Verbesserung des spröden Versagensverhaltens klassischer FKV unter Zugbeanspruchung in Faserrichtung bieten sich dabei vor allem duktile metallische Verstärkungswerkstoffe an. Durch die hohen Steifigkeiten und die vergleichsweise hohen Festigkeiten metallischer Werkstoffe bleiben die entsprechenden Eigenschaften eines metallischen HVW auf einem vergleichsweise hohen Niveau. Überdies weisen manche Metallwerkstoffe eine hohe Bruchdehnung auf und können damit beispielsweise dem Nachteil des spröden Versagensverhalten unter Zugbeanspruchung klassischer FKV entgegenwirken. Im Umkehrschluss sorgt die sehr geringe Dichte klassischer FKV für einen Ausgleich der vergleichsweise hohen Dichte metallischer Verstärkungswerkstoffe innerhalb des Werkstoffverbunds (vgl. Abbildung 2).

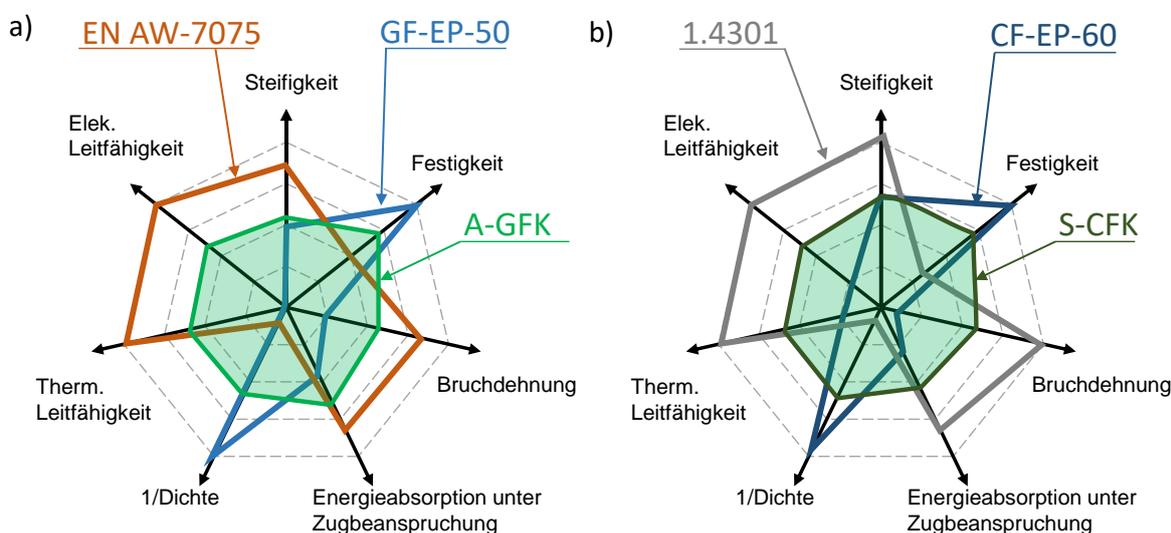


Abbildung 2: Qualitative Darstellung der Eigenschaftszusammensetzung von hypnotischen Faser-Metall-Laminaten (FML) am Beispiel der Kombination von a) GFK und Aluminium [36] sowie b) CFK und Stahl [35],

Neben vorteilhaften mechanischen Eigenschaften verspricht ein metallischer HVW ebenfalls eine Verbesserung der thermischen und elektrischen Eigenschaften und bietet damit Möglichkeiten auch diese als nachteilig zu bewertenden Eigenschaften klassischer FKV zu verbessern.

HVW, die aus einer Kombination von metallischen Werkstoffen und klassischen FKV bestehen, werden im Allgemeinen als Faser-Metall-Laminat (eng. Fiber-Metal-Laminat oder FML) bezeichnet. Zu den bekanntesten Vertretern dieser Gruppe zählen FMLs, bestehend aus schichtweise abwechselnden dünnen Metallblechen bzw. -folien und dünnen Schichten eines FKV [34]. Häufige Werkstoffkombinationen dieser Art der FML sind glasfaser- und aluminiumverstärkte Laminat (GLARE®), aramidfaser-

und aluminiumverstärkte Lamine (ARALL®) sowie kohlenstofffaser- und aluminiumverstärkte Lamine (CARALL®) [37, 38]. Gegenüber reinen Aluminiumkonstruktionen ermöglichen diese FMLs Vorteile wie beispielsweise ein verbessertes Ermüdungsverhalten, eine geringere Dichte oder eine höhere Schadenstoleranz gegenüber Impactbelastungen. Mit anderen Materialkombinationen, wie CFK- und Titan- oder Stahlblechen können diese Vorteile sogar noch gesteigert werden [29]. Zu den größten Herausforderungen dieser FMLs gehören die Verbindungs- bzw. Grenzschichteigenschaften zwischen dem FKV und den metallischen Hybridisierungspartnern. Um hier eine ausreichende Kraftübertragung zu gewährleisten, ist meist eine komplexe Vorbehandlung der metallischen Oberfläche notwendig [34]. Zudem ist die Herstellung von Bauteilen aus diesen FMLs bedingt durch die blech- oder folienförmigen metallischen Halbzeuge und die damit einhergehenden Einschränkungen der Drapier- und Imprägnierbarkeit meist mit einem hohen Fertigungsaufwand verbunden [39].

Im Gegensatz dazu zeigen HVW, bestehend aus zwei unterschiedlichen Arten von Verstärkungsfasern, den sogenannten Faser-Hybrid-Verbund-Werkstoffen (FHVW), hinsichtlich der Drapier- und der Imprägnierbarkeit vergleichbare Eigenschaften wie klassische FKV [40]. Überdies ist die Gewährleistung einer ausreichenden Kraftübertragung zwischen Faser und Matrix auf Grund der deutlich größeren Kontaktfläche zwischen den Hybridisierungspartnern und der Matrix nicht als problematisch zu bewerten. Im Gegenteil, die vergleichsweise gute Kraftübertragung zwischen Faser und Matrix kann beispielsweise in glas- und kohlenstofffaserverstärkten FHVW dazu genutzt werden, um durch Lastumlagerungseffekte positive Hybrideffekte beim Versagensvorgang zu erzeugen [12, 41, 42]. Im Unterschied zu HVW wie FML sind vollautomatische Zuschnitts- und Herstellverfahren, die für klassische FKV zum Stand der Technik gehören, mit FHVW darstellbar. Durch die Hybridisierung ermöglichen FHVW dabei mehr Freiheitsgrade und erlauben damit eine weitere Steigerung der Designflexibilität im Hinblick auf die anwendungsspezifische Bauteilkonstruktion. Im Allgemeinen wird hier zwischen drei Hybridisierungsebenen unterschieden (vgl. Abbildung 3).

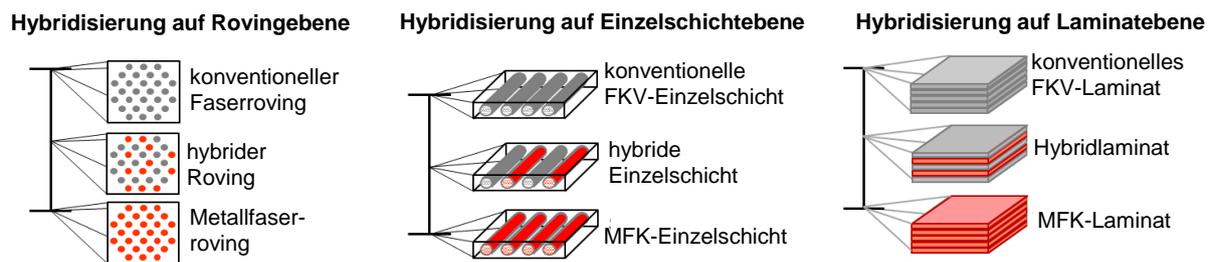


Abbildung 3: Unterteilung der Hybridisierung von FHVW anhand der Skalenebene, auf der unterschiedliche Fasern mit einander vermischt werden können.

Die in Abbildung 3 dargestellte Hybridisierung auf Laminatenebene bezeichnet HVW mit schichtweise unterschiedlichen Werkstoffen und zählt zu den einfachsten und am häufigsten angewendeten Methoden zur Herstellung eines FHVW. Die Hybridisierung auf Schichtebene schließt alle FHVW ein, bei denen unterschiedliche Faserwerkstoffe innerhalb einer Einzelschicht miteinander kombiniert werden. Dies ist beispielsweise der Fall, wenn unterschiedliche Rovings bei der Textilherstellung miteinander verwebt werden. Eine direkte Vermischung unterschiedlicher Rovings durch Prozesse wie das gemeinsame Spreizen, Fachen oder Spinnen wird als Hybridisierung auf Roving-Ebene bezeichnet.

Die Beschreibung eines FHVW erfordert neben den klassischen Parametern, wie dem Faservolumengehalt oder der Kennzeichnung des Laminataufbaus, auch die Angabe, wie die jeweiligen Verstärkungsfasern miteinander kombiniert sind. Für FHVW mit einer Hybridisierung auf Laminatenebene ist dies meist durch die Kennzeichnung des Laminataufbaus bereits erfüllt. Für Hybridisierungen auf Einzelschicht- oder auf Roving-Ebene wird hier der Hybridisierungs- oder Dispersionsgrad eingeführt. Zur Definition dieses Kennwerts bieten sich verschiedene räumliche Deskriptoren, wie der kleinste Abstand zwischen sich wiederholenden Mustern, an [32, 33, 43].

Die Forschung an FHVW begann in den siebziger und achtziger Jahren mit der Hybridisierung von Glasfasern und Kohlenstofffasern [24, 25] und zeichnete sich hauptsächlich durch das Bestreben, die außergewöhnlichen Eigenschaften von Kohlenstofffasern zu nutzen und gleichzeitig ihren, zur damaligen Zeit sehr hohen Preis zu senken [44, 45] aus. Mit dem Ziel, die zuvor beschriebenen Vorteile von FML auch für FHVW zu nutzen, wird in den letzten zwei Jahrzehnten zunehmend auch an Metallfaser-Hybrid-Verbund-Werkstoffen (MFHVW) geforscht.

1.2 Stand der Technik zu MFHVW

MFHVW gewinnen in der Forschung und Entwicklung zukünftiger Leichtbaustrukturen zunehmend an Bedeutung. Sie kombinieren die Vorteile von FMLs, wie beispielsweise GLARE, mit der hohen Flexibilität bei der anwendungsspezifischen Bauteilkonstruktion eines FKV und umgehen dabei die mit der Verwendung von blech- oder folienförmigen metallischen Halbzeugen einhergehenden Nachteile der insbesondere für große Bauteile schwierig automatisierbaren Fertigungsprozesse.

Es gibt Beispiele für verschiedene Kombinationen von duktilen Metallfasern und klassischen Verstärkungsfasern in duroplastischen oder thermoplastischen Matrices [46–59]. In den meisten dieser Untersuchungen werden Edelstahlfasern als Hybridisierungspartner eingesetzt. Andere metallische Verstärkungsfasern, wie beispielsweise Titan- [60] oder Aluminiumfasern [61], sind nur vereinzelt im Rahmen von MFHVW untersucht worden.

Entscheidend für die Auswahl einer entsprechenden Metallfaser sind neben der Eignung des Werkstoffes an sich (Zusammenspiel der jeweiligen Vor- und Nachteile) weitere Kriterien, wie die chemische Kombinierbarkeit oder eine entsprechende Verfügbarkeit der Fasern. So ist beispielsweise die Kombinierbarkeit von Kohlenstofffasern und Aluminiumfasern nur dann uneingeschränkt möglich, wenn elektrochemische Reaktionen, wie galvanische Korrosion, ausgeschlossen werden kann bzw. deren Einfluss vernachlässigbar ist [62]. Im Gegensatz zur Kombination von Aluminium- und Kohlenstofffasern weist eine Kombination von Kohlenstofffasern mit Edelstahl- oder Titanfasern einen geringen elektrochemischen Spannungsunterschied auf [3, 63, 64]. Einschränkungen der Kombinierbarkeit durch galvanische Korrosion sind nicht bekannt.

Hinsichtlich der Verfügbarkeit von Metallfasern besteht zwar die theoretische Möglichkeit, aus fast allen Metallarten Metallfasern bzw. dünne Metalldrähte herzustellen, diese unterscheiden sich in Abhängigkeit ihrer chemischen Zusammensetzung allerdings hinsichtlich der realisierbaren Drahtdurchmesser. Beispielsweise kann Edelstahl bis zu einem Enddurchmesser von ca. 15 μm gezogen werden, während mit Titan nur Enddurchmesser von bis zu ca. 40 μm erreicht werden [46, 65]. Der Produktionsprozess für das Drahtziehen sehr kleiner Durchmesser besteht aus mehreren hintereinander durchgeführten Drahtzieh- und Glühschritten, wobei deren Anzahl vorwiegend vom

Verfestigungsverhalten des Metalls abhängt. Um mit Metallen, die nur geringe plastische Dehnungen ermöglichen, einen vergleichbaren Durchmesser zu erreichen, wie mit Metallen höherer plastischer Dehnungen, ist der Produktionsprozess meist deutlich aufwendiger und kostenintensiver [66]. Weiterentwicklungen, wie beispielsweise das gleichzeitige Ziehen mehrerer Drähte auf einmal (bundle-drawing) [67] oder das Drahtziehen aus der Metallschmelze [68], ermöglichen zwar eine Senkung des Produktionsaufwands oder auch eine Reduktion der erreichbaren Enddurchmesser, die Bandbreite an verfügbaren metallischen Faserhalbzeugen ist verglichen mit der Verfügbarkeit anderer metallischer Halbzeuge dennoch eingeschränkt. Aufgrund der vergleichsweise einfachen Handhabung sind aus dem Bereich der Edelmetalle meist nur austenitische Stähle (AISI300-Serie) in Draht- und Faserform leicht erhältlich [46].

Neben der Verfügbarkeit entsprechender Metallfasern können aus dem Drahtziehprozess teils maßgebliche Einflüsse auf die Weiterverarbeitbarkeit oder die mechanischen Eigenschaften der Metallfasern entstehen. Die meist sechseckige Querschnittsgeometrie und die vergleichsweise hohe Oberflächenrauheit von im Bündel gezogenen Stahlfaseroerings führt zu hohen Kompaktierungswiderständen entsprechender Stahlfasertextilien oder auch zu einer deutlich erschwerten Spreizbarkeit der Rovings mit konvexen Umlenkrollen [69].

Überdies wird vermutet, dass aus der Oberflächenrauheit der Rovings und dem damit einhergehenden Einfluss von Kerben eine deutliche Reduktion der Bruchdehnung resultiert [69]. Beispielsweise liegt die Bruchdehnung von einzeln gezogenen Stahlfilamenten der Legierung 1.4401 und einem Durchmesser von 35 μm bei ca. 25 %, während die Bruchdehnung von im Bündel gezogenen Einzelfilamenten der gleichen Legierung und einem Durchmesser von ca. 30 μm nur bei ca. 12 % liegt (vgl. Abbildung 4).

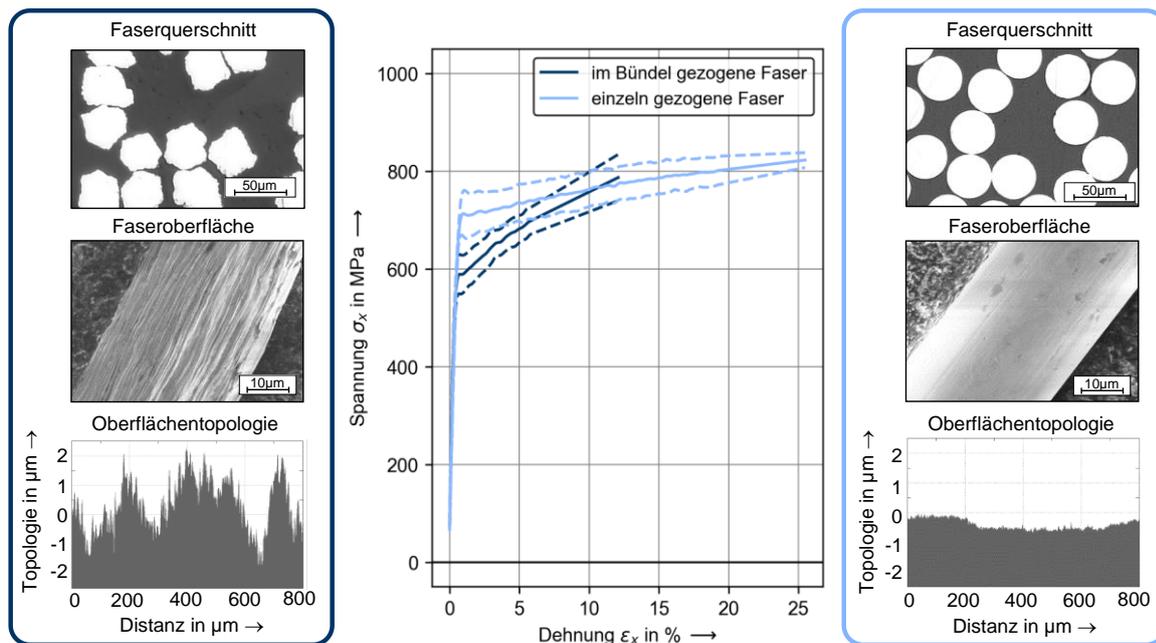
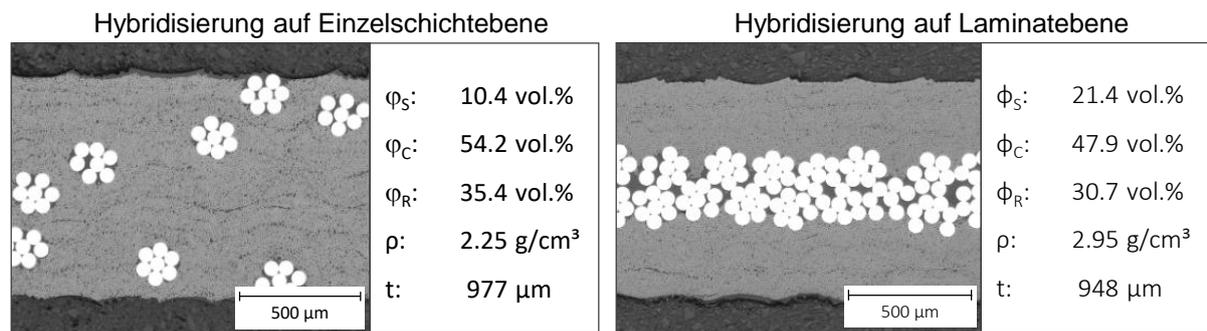


Abbildung 4: Gegenüberstellung von einzeln gezogenen ($\varnothing = 35 \mu\text{m}$) und im Bündel gezogenen Stahlfasern ($\varnothing = 30 \mu\text{m}$) aus der Legierung 1.4401 anhand Schlißbildern der Querschnitte, Aufnahme der Faseroberfläche mit dem Rasterelektronenmikroskop, der mit einem Weißlichtprofilometer gemessenen Oberflächentopologie und dem Spannungs-Dehnungs-Verhalten.

In den meisten der Untersuchungen zu MFHVW wurde eine Hybridisierung auf Laminatenebene realisiert. Dabei wurde durch manuelles Stapeln vorimprägnierter Verstärkungsfasertextilen und einem anschließenden Aushärteprozess in Autoklaven Laminataufbauten mit schichtweise wechselnden Verstärkungswerkstoffen hergestellt [52, 70, 71]. Fertigungsprozesse, wie beispielsweise das automatisierte Ablegen trockener Rovings, gefolgt von einem Harzinfusionsprozess [40] oder das Wickeln einzelner Stahlfilamente um ein Plattenwerkzeug, gefolgt von einer Aushärtung in Autoklaven wurden ebenfalls verwendet [72]. Vereinzelt wurden dabei auch Laminare mit einer Hybridisierung auf Einzelschichtebene untersucht (vgl. Abbildung 5).



φ_S : Stahlfaservolumenanteil; φ_C : Kohlenstofffaservolumenanteil; φ_R : Matrixvolumenanteil; ρ : Dichte; t : Laminatdicke

Abbildung 5: Schliffbilder von FHVW-Laminaten mit unterschiedlichen Hybridisierungsebenen, am Beispiel von stahl- und kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff, hergestellt im Wickelverfahren [72].

Die Forschung an MFHVW-Konzepten widmet sich im Allgemeinen den Anforderungen zur Überwindung der typischen Nachteile von klassischen FKV, wie z. B. ihres spröden Versagensverhalten unter Zugbeanspruchung und der damit verbundenen geringen Schadenstoleranz [46–59, 61, 73]. Die meisten dieser Konzepte konzentrieren sich auf die Kombination von Stahlfaserverstärkungen mit GFK oder CFK. Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Integration von Edelstahlfasern in GFK oder CFK zu einer Verbesserung der Energieabsorption und der Strukturintegrität führen kann, während die hervorragenden gewichtsspezifischen mechanischen Eigenschaften dieser Werkstoffe erhalten bleiben. Dies gilt insbesondere dann, wenn die durch Funktionsintegration gegenüber konventioneller Bauformen erzielbare Massenreduktion berücksichtigt wird. Die mechanischen Verbesserungen werden dabei auf den Versagensmechanismus der Hybridlaminat zurückgeführt. Die Edelstahlfasern ermöglichen aufgrund des duktilen Materialverhaltens und der hohen Bruchdehnung eine weitere Lastaufnahme nach dem Versagen des spröden GFK- oder CFK-Anteils. Das sogenannte Nachversagensverhalten hängt dabei vom Stahlfaservolumengehalt, den Stahlfasereigenschaften, der Faser-Matrix-Anhaftung, der Art der Hybridisierung und dem Dispersionsgrad der Stahlfasern im Verbundwerkstoff ab. Im Allgemeinen kann ausgesagt werden, dass das Nachversagensverhalten eines Hybridverbundwerkstoffs umso ausgeprägter ist, je höher das adressierbare Energieabsorptionsvermögen der Stahlfasern ist und je geringer die durch das Versagen der GFK- bzw. CFK-Anteile freigesetzte elastische Formänderungsenergie ist.

Neben den erzielten mechanischen Vorteilen führt die Integration von Stahlfasern auch zur Verbesserung der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit, wodurch ein noch

breiteres Spektrum multifunktionaler Anwendungen ermöglicht wird. Obwohl gezeigt werden kann, dass die Integration von Stahlfasern, beispielsweise in CFK, die Möglichkeit bietet, auch gewichtsspezifische Verbesserungen der Energieabsorptionskapazität unter dynamischen Lastfällen zu erzielen (vgl. Abbildung 6), wird deren volles Potenzial zur Gewichtsersparnis durch die Möglichkeit der Integration zusätzlicher Funktionen bestimmt [48, 56].

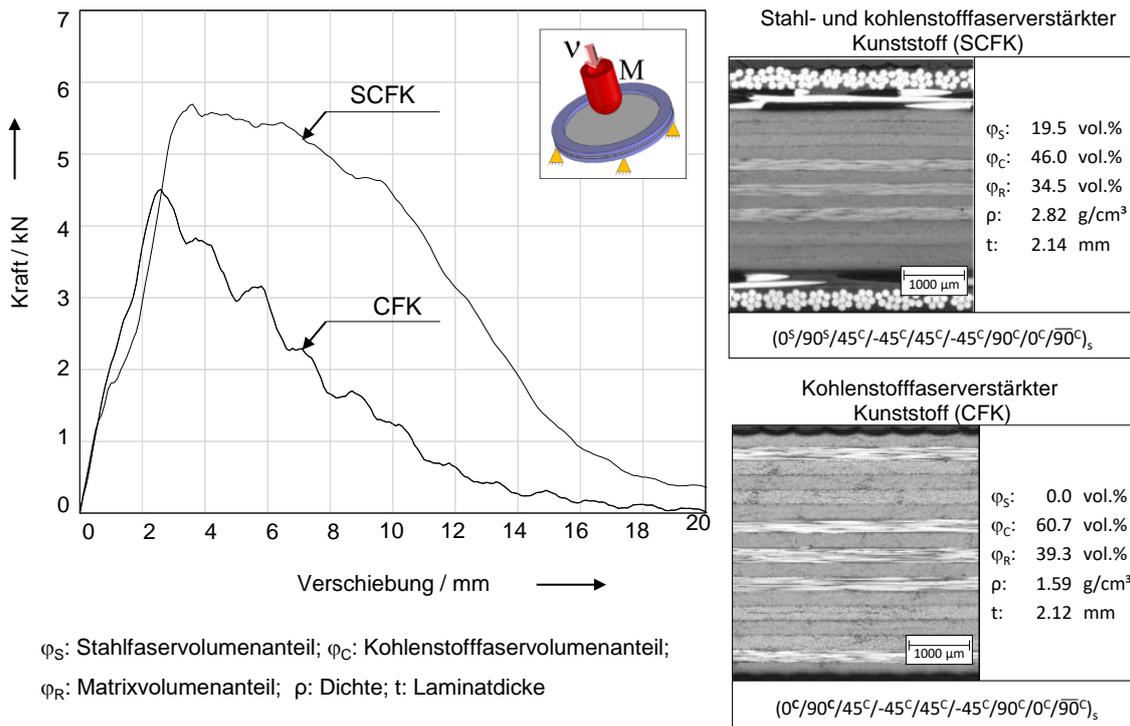


Abbildung 6: Verbesserte Strukturintegrität eines stahl- und kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffs im Vergleich zum CFK-Referenzwerkstoff am Beispiel eines Durchstoßversuchs (Aufprallgeschwindigkeit: 4,4 m/s, Masse: 19.965 kg) [72]

In diesem Zusammenhang wurde ein funktionsorientierter Ansatz von AHMED [74] analysiert, der das Konzept eines in ein Strukturbauteil integrierten Enteisungssystems untersuchte, das auf der Widerstandserwärmung eingebetteter Edelstahlfasern basiert. Darüber hinaus demonstrierten HÜBLER [75], GURKA [76] und NISSELE [77] die erfolgreiche Integration von Drähten aus Formgedächtnislegierungen in ein glasfaserverstärktes Polymer und deren Verwendung als aktiver oder passiver Aktuator. In anderen Studien zur Kombination von edelstahl- und kohlenstofffaserverstärkten FHVW (SCFK) wurde, neben einer detaillierten Optimierung der mechanischen Eigenschaften, eine Charakterisierung der elektrischen Leitfähigkeit durchgeführt [78]. Außerdem wurde die Anwendung der eingebetteten austenitischen Edelstahlfaserverstärkungen

zur zerstörungsfreien Strukturüberwachung unter Verwendung ihrer verformungsinduzierten Phasenumwandlung und der damit verbundenen Änderung der magnetischen Eigenschaften demonstriert [47]. Basierend auf diesen Ergebnissen wurden die Möglichkeiten für den Einsatz von SCFK in der Rumpfstruktur eines Passagierflugzeugs diskutiert [72]. Der Dichte-Nachteil von SCFK gegenüber klassischen CFK wird überkompensiert, indem Zusatzmassen zur Erzeugung elektrischer Funktionen, wie beispielsweise Erdung, Abschirmung oder Blitzschutz, vermieden werden können. Obwohl diese Anwendung nur theoretisch betrachtet wurde, zeigt sie deutlich das Gewichtseinsparungspotential, das mit der multifunktionalen Verwendung der MFHVW verbunden ist.

Diese oder ähnliche Konstruktionsaufgaben zielen normalerweise auf eine gewichtsoptimale Lösung ab. Um im Vergleich zu Werkstoffen, wie klassischen FKV oder Aluminium einen Leichtbauvorteil zu erreichen, sind dabei je nach Werkstoffauswahl meist nur geringe Metallfaseranteile sinnvoll. Um das vorteilhafte mechanische Verhalten und vor allem die multifunktionalen Einsatzmöglichkeiten von MFHVW vollständig ausschöpfen zu können, ist ein in besonderem Maße interdisziplinärer Auslegungsprozess erforderlich. Neben der für FKV-Bauweisen charakteristischen Forderung nach einer Symbiose zwischen fertigungstechnologischen Möglichkeiten und strukturmechanischen Optima müssen hier die technologischen Rahmenbedingungen und Zielgrößen der jeweilig zu integrierenden Funktion ebenfalls berücksichtigt werden. Rein strukturmechanisch gewichtsoptimale Lösung wäre dabei in der Regel gleichbedeutend mit dem Minimum des erforderlichen Metallfasergehalts. In den meisten Fällen erfordert das Streben nach einer gewichtsoptimalen Lösung einen numerisch unterstützten Optimierungsprozess. Um das volle Potenzial von MFHVW im Entwurfsprozess nutzen zu können, müssen die Struktur-Eigenschaftsbeziehungen einschließlich der Eigenschaftsabhängigkeiten der zusätzlich zu integrierenden Funktion beschreibbar bzw. vorhersagbar sein. Derzeit zählt dies zu den größten Herausforderungen für MFHVW.

1.3 Stand der Technik zu Beschreibungsansätzen für FHVW

In Anbetracht der vielfältigen Möglichkeiten zur Integration richtungsabhängiger, elektrischer, thermischer, tribologischer, sensorischer, adaptiver oder aktuatorischer Zusatzfunktionen wird hier von der vollumfänglichen Betrachtung von Beschreibungsansätzen der jeweiligen Struktur-Eigenschafts-Beziehungen abgesehen. Stattdessen

fokussiert sich dieses Kapitel auf die für Strukturbauteile zu den wichtigsten Funktionen gehörende Lastübertragung und damit auf Beschreibungsansätze des mechanischen Werkstoffverhaltens von FHVW. Wie schon in Kapitel 1.1 dargestellt, wird das mechanische Werkstoffverhalten von FHVW häufig unter Verwendung des Superpositionsprinzips abgeschätzt (vgl. Abbildung 7).

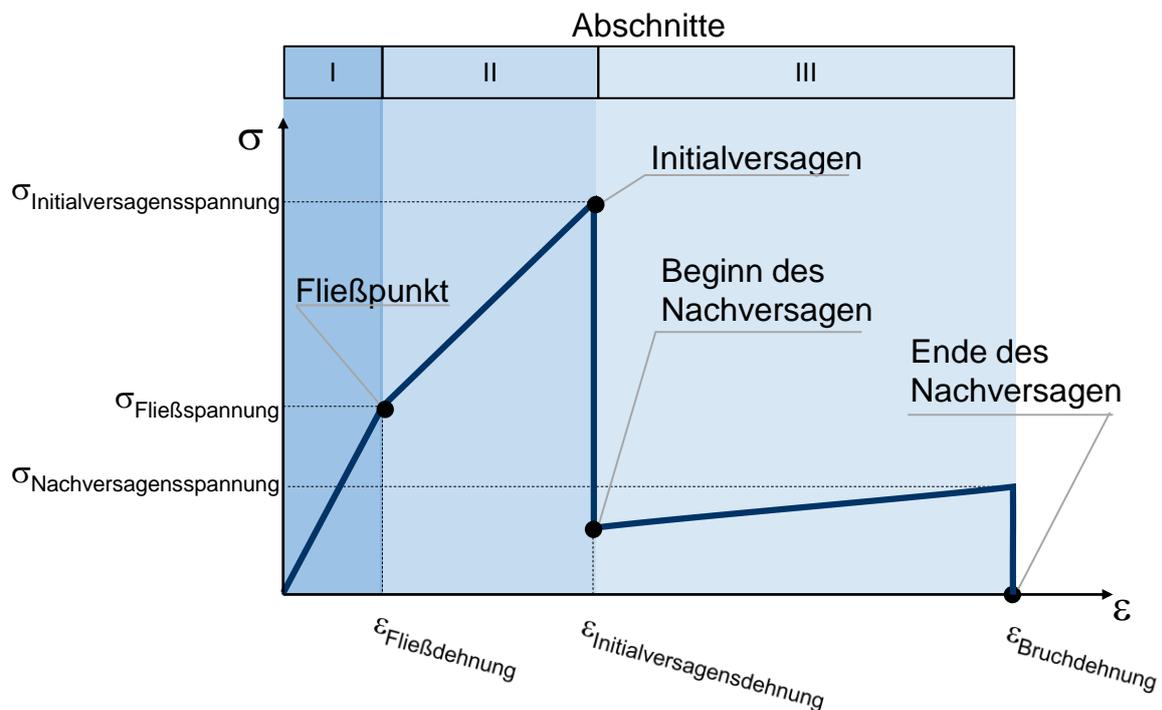


Abbildung 7: Schematische Darstellung von charakteristischen Merkmalen im Spannungs-Dehnungs-Verhalten eines FHVW, bestehend aus einer spröden Phase und einer duktilen Phase

Speziell für MFHVW zeigen die daraus entstehenden Vorhersagen für das Spannungs-Dehnungs-Verhalten einige charakteristische Merkmale:

- Der Knickpunkt am Ende des ersten Abschnittes des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens ist charakteristisch für die Kombination von linear-elastischen und elastisch-plastischen Verstärkungsfasern. Er resultiert aus dem Übergang der elastisch-plastischen Fasern vom elastischen in das plastische Materialverhalten. Dementsprechend tritt dieser Knickpunkt bei der Kombination von zwei linear-elastischen Verstärkungswerkstoffen nicht auf. Dieser Punkt wird als Fließpunkt bezeichnet.

- Das Ende des zweiten Abschnittes im Spannungs-Dehnungs-Diagramm ist durch das Versagen der linear-elastischen Verstärkungsfaser mit geringerer Bruchdehnung definiert und wird als Initialversagen bezeichnet.
- Der anschließende Abschnitt wird als Nachversagensverhalten oder Nachversagen bezeichnet und endet mit dem vollständigen Werkstoffversagen.

Die Vorhersagen des Materialverhalten von FHVW mit dem Superpositionsprinzip zeigen für manche Eigenschaften, wie die Steifigkeit in Faserrichtung, eine vergleichsweise gute Übereinstimmung [72]. Andere Eigenschaften, wie die Dehnung zum Zeitpunkt des Initialversagens oder auch das Nachversagen werden hingegen teils deutlich über- oder unterschätzt. So wird beispielsweise für SCFK mit geringen Stahlfaservolumenanteilen ein ausgeprägtes Nachversagen in Faserrichtung vorhergesagt. In Zugversuchen an Konfigurationen mit geringem Stahlfaservolumenanteil konnte ein Nachversagen jedoch bisher nicht gemessen werden [72].

Ähnliche Fehleinschätzungen treten auch bei Glas- und Kohlenstofffaserhybridwerkstoffen (GCFK) auf [25]. Mit dem Ziel, diese Vorhersagen zu verbessern, wurden in der Vergangenheit speziell für nichtmetallische FHVW verschiedene Versagensmodelle entwickelt. Eine umfangreiche Zusammenfassung hierzu kann bei SWOLFS nachgelesen werden [25]. Eines der einfachsten Versagensmodelle wurde von AVESTON und KELLY [80] vorgeschlagen. Das darin enthaltene Nachversagenskriterium basiert im Wesentlichen auf der Betrachtung der Kraftanteile, die bei gemeinsamer Belastung durch die jeweiligen Hybridisierungspartner aufgenommen werden. Es unterscheidet zwischen dem katastrophalen Versagen zum Zeitpunkt des Initialversagen und einem Nachversagen, bestehend aus vielen kleinen Versagensereignissen. Dem Kriterium folgend kann ein Nachversagen in einem FHVW immer nur dann auftreten, wenn der Lastanteil der Fasern mit niedrigerer Bruchdehnung durch die Fasern mit höherer Bruchdehnung aufgenommen werden kann (vgl. Abbildung 8). Aufgrund der Vernachlässigung von Versagenseffekten, wie der Entstehung von Delaminationen oder den dynamischen Effekten bei der Lastumlagerung, führt das Nachversagenskriterium jedoch häufig zu konservativen Vorhersagen des Nachversagens [33, 81].

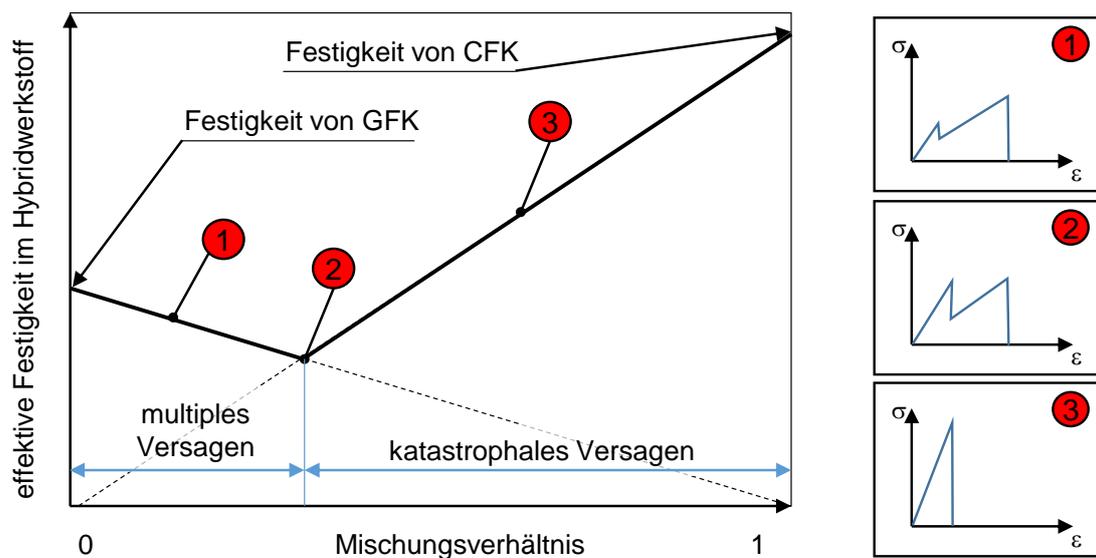


Abbildung 8: Darstellung des Nachversagenskriteriums nach AVESTON und KELLY [73], am Beispiel von glas- und kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff

Andere Versagensmodelle von ZWEBEN [82] und dessen späteren Weiterentwicklungen [74–77] berücksichtigen Lastumlagerungseffekte, die aus der stochastisch verteilten Faserfestigkeit in einem FHVW resultieren. Hier wird angenommen, dass aus der stochastisch verteilten Faserfestigkeit der Verstärkungsfasern mit niedrigerer Bruchdehnung ein sequentielles Faserversagen resultiert und dass die in der Nähe dieses Faserversagens entstehenden lokalen Spannungskonzentrationen auf die Fasern in der direkten Umgebung umgelagert werden können. In den Modellen wird hierzu eine statistische Verteilungsfunktion für die Faserfestigkeit angenommen und in die Bestimmungsgleichungen der Laminatfestigkeit und -steifigkeit in Faserrichtung integriert. Verglichen mit dem Superpositionsprinzip können hiermit deutlich genauere Vorhersagen für die Dehnung zum Zeitpunkt des Initialversagens erreicht werden. Eine Verbesserung der Vorhersage für das Nachversagen wird jedoch nicht erreicht.

Ein von CZÉL und WISNOM veröffentlichtes Versagensmodell zielt auf die Berücksichtigung des Einflusses durch die Entstehung und Ausbreitung von Delaminationen auf das Nachversagen. Hierzu wird eine Beziehung zwischen der beim Initialversagen freigesetzten elastischen Formänderungsenergie und der kritischen Energiefreisetzungsrate (Mode II [83]) verwendet, um zu unterscheiden, ob eine Delamination beim Initialversagen entsteht und ob sich diese bei weiterer Beanspruchung ausbreitet. Dieses Modell und seine weiteren Verbesserungen durch JALALVAND [84, 85] ermöglichen die Beschreibung des Nachversagens auf der Grundlage von vier verschiedenen Versagensmodi (vgl. Abbildung 9).

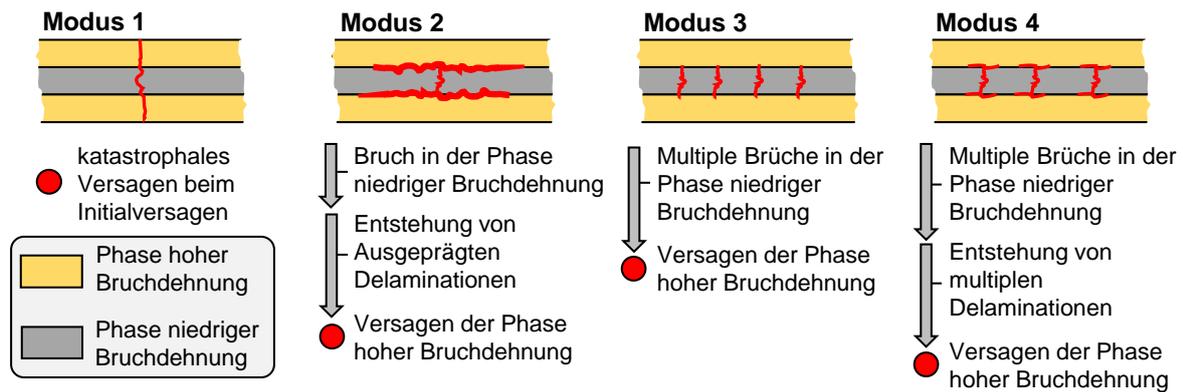


Abbildung 9: 4 Versagensmodi für das Nachversagen von FHVW, bestehend aus linear-elastischen Phasen mit niedriger und hoher Bruchdehnung nach JALALVAND [77]

Die Unterscheidung, ob ein Nachversagen entsteht, basiert dabei im Wesentlichen immer noch auf den von AVESTON, und KELLY vorgeschlagene Modellen [80].

Die vorgestellten Modelle konzentrieren sich weitestgehend auf die Beschreibung von GCFK. Während Glasfasern tatsächlich eine größere Bruchdehnung als Kohlenstofffasern aufweisen, ist die Differenz, verglichen mit dem Bruchdehnungsunterschied zwischen beispielsweise Glasfasern und hoch duktilen Stahlfasern, immer noch relativ gering. Darüber hinaus gehen die Modelle von der Kombination linear-elastischer Werkstoffe aus. Dehnungen, die aus Kraftumlagerungsprozessen resultieren, sind dementsprechend gering. Bei MFHVW mit duktilen Metallfasern ist dies jedoch anders. Auf Grund des plastischen Materialverhaltens können schon aus geringen Laststeigerungen vergleichsweise hohe Verformungen resultieren. Im Kontext der Lastumlagerung führt die damit verbundene Kraftausgleichsbewegung zwangsläufig zum Abbau der elastischen Formänderungsenergie und trägt damit zur Reduktion des Kraftanteils bei, der auf die Metallfasern umgelagert wird. Daher ist anzunehmen, dass für ein Nachversagen von MFHVW neben den umzulagernden Kräften vor allem auch die Kraftausgleichsbewegung entscheidend ist. Um ein besseres Verständnis der Bruchmechanik von MFHVW zu erlangen und ein darauf aufbauendes Versagenskriterium zu entwickeln, sind weitere Untersuchungen erforderlich.

Neben der Beschreibung des gesamten FHVW als homogenes Kontinuum existieren verschiedene Ansätze zur Beschreibung von FHVW auf Basis der Modellierung hybrider Faserarchitekturen in der mikromechanischen Skalenebene. Im Gegensatz zu den bisher vorgestellten Beschreibungsansätzen, deren Zielsetzungen meist die einfache und schnelle Abschätzung der mechanischen Eigenschaften bei der Werkstoffvoraus-

wahl adressieren, zielen diese Modelle und Ansätze auf die numerische Werkstoffcharakterisierung unter Anwendung der Finite Elemente Methode (FEM). Neben der Möglichkeit zur Reduktion des experimentellen Aufwands bei der mechanischen Charakterisierung werden dabei verschiedene Einflussgrößen, wie unterschiedliche Fasergeometrien, Faserdurchmesser oder Dispersionsgrade untersucht.

JALALVAND [86] veröffentlichte eine 2D-Modellierungsmethode für unidirektionale GCFK-Hybridlaminat und demonstrierte dabei deren Eignung zur Vorhersage des Einflusses von Delaminationen auf das Versagensverhalten. In einer anderen Studie von SWOLFS [87] wird eine 3D-Modellierung von auf Filamentebene hybridisierten GCFKs angewendet, um den Einfluss des Dispersionsgrades auf den Lastumlagerungseffekt beim Versagen von FHVW zu untersuchen. Obwohl hierzu bisher keine experimentelle Validierung bekannt ist, wird deutlich, dass sich die Initialversagensdehnung von GCFK mit möglichst ausgeglichener Durchmischung von Glas- und Kohlenstofffasern steigern lässt. In einer anderen Arbeit [88] zu stahlfaserverstärkten FKV wird mit Hilfe eines 3D-Modellierungsansatzes eine Untersuchung des Einflusses der sechseckigen Querschnittsgeometrien von im Bündel gezogenen Stahlfasern untersucht. Dabei wird gezeigt, dass die lokalen Spannungskonzentrationen bei sechseckigen Faserquerschnitten im Vergleich zu kreisförmigen Faserquerschnitten deutlich ausgeprägter sind und dass daraus entsprechende Einflüsse auf die von der Matrix dominierten Hybridlaminateneigenschaften resultieren. Die generelle Eignung der numerischen Materialcharakterisierung mit repräsentativen Volumenelementen (RVE) von MFHVW wurde in einer Arbeit von UTZIG untersucht [89]. Neben der Bestimmung mechanischer Eigenschaften wurde am Beispiel von SCFK auch die Ermittlung von thermischen und elektrischen Eigenschaften demonstriert. In einer späteren Arbeit zum gleichen Werkstoffkonzept untersuchte BAUER anhand einer 3D-Modellierung eines größeren Volumenausschnittes von einem multidirektionalen Laminataufbau die Beschreibbarkeit des Nachversagens und konnte auch hier die prinzipielle Eignung dieser Modellierungsmethoden nachweisen [90].

Mikromechanische Materialmodellierung bietet damit eine Möglichkeit, den anfänglich geschilderten Herausforderungen von MFHVW – vollumfängliche Beschreibung der Struktur-Eigenschaftsbeziehungen – zu begegnen. Jedoch ist die Anwendung dieser Modellierungsstrategie im Rahmen eines Entwurfsprozesses aufgrund des geringen Modellierungsmaßstabs bzw. des damit verbundenen Modellierungs- und Berechnungsaufwands nicht praktikabel. Zur Abbildung von größeren Bauteilgeometrien können

meist nur solche Modellierungsstrategien in Betracht gezogen werden, die entweder das gesamte Hybridmaterial oder einzelne Schichten innerhalb einer Hybridlaminatstruktur als homogenisiertes Kontinuum mit orthotropen Materialeigenschaften behandeln. Zu dieser Art der Beschreibung von MFHVW wurde eine Forschungsarbeit von VOLL veröffentlicht [91]. Hier wird auf Basis einer experimentellen Charakterisierung eines MFHVW bestehend aus einem langglasfaserverstärkte Thermoplaste (LFT) und einem Stahldrahtgewebe ein vereinfachtes Materialmodell entwickelt welches auf die Beschreibung des gesamten Hybridwerkstoff zielt und eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment erreicht. Die phänomenologische Abbildung des Nachversagens basiert allerdings auf einer speziell an die untersuchte Werkstoffmikrostruktur angepassten Formulierung und erschwert damit die Anwendung des Modells für andere MFHVW.

Die Umsetzung einer Modellierung von MFHVW, die einzelne Schichten unterschiedlicher Werkstoffe innerhalb eines Hybridlaminats berücksichtigt (vgl. Hybridisierung auf Laminatenebene), ist verglichen mit der Beschreibung des gesamten MFHVW als homogenes Kontinuum weniger komplex. Für die Kombination zweier klassischer FKV, wie beispielsweise GCFK, wird sie bereits erfolgreich angewendet [92]. Die Abbildung von Laminatstrukturen durch die Modellierung verschiedener Einzelschichten ist eine bekannte Strategie für Verbundwerkstoffe und wird daher von den meisten kommerziell verfügbaren Finite-Elemente-Solvern unterstützt [93]. Die sogenannte „laminated shell“-Strategie stellt dabei eine der am häufigsten verwendeten Modellierungsstrategien dar. Diese Strategie folgt den prinzipiellen Grundlagen der klassischen Laminattheorie und wird in Kombination mit Shell-Elementformulierungen verwendet (vgl. Abbildung 10). Hierbei werden den über der Dicke eines Shell-Elements verteilten Integrationspunkten die Materialeigenschaften sowie die Orientierungen der jeweiligen Einzelschichten des abzubildenden Laminataufbaus zugewiesen. Die Abstände zwischen den Integrationspunkten in Dickenrichtung folgen aus den jeweiligen Einzelschichtdicken und ergeben in ihrer Gesamtheit die Laminatdicke. Die einem Integrationspunkt zugeordneten Materialeigenschaften werden durch Materialmodelle für die jeweiligen Einzelschichten definiert. Der Nachteil dieser Strategie liegt in der Vernachlässigung der interlaminaren Grenzschichteigenschaften. Eine Vorhersage zur Entstehung von interlaminaren Schädigungen, wie beispielsweise einer Delamination, kann hiermit nicht erfolgen. Eine Möglichkeit, um diesem Nachteil entgegen zu wirken, ist der sogenannte „stacked shell“-Ansatz (vgl. Abbildung 10). Hier werden die einzelnen

Abschnitte eines Laminataufbaus durch einzelne übereinander angeordnete Shell-Elemente repräsentiert. Die Verbindung zwischen den Shell-Elementen erfolgt über die Formulierung der interlaminaren Grenzschichteigenschaften.

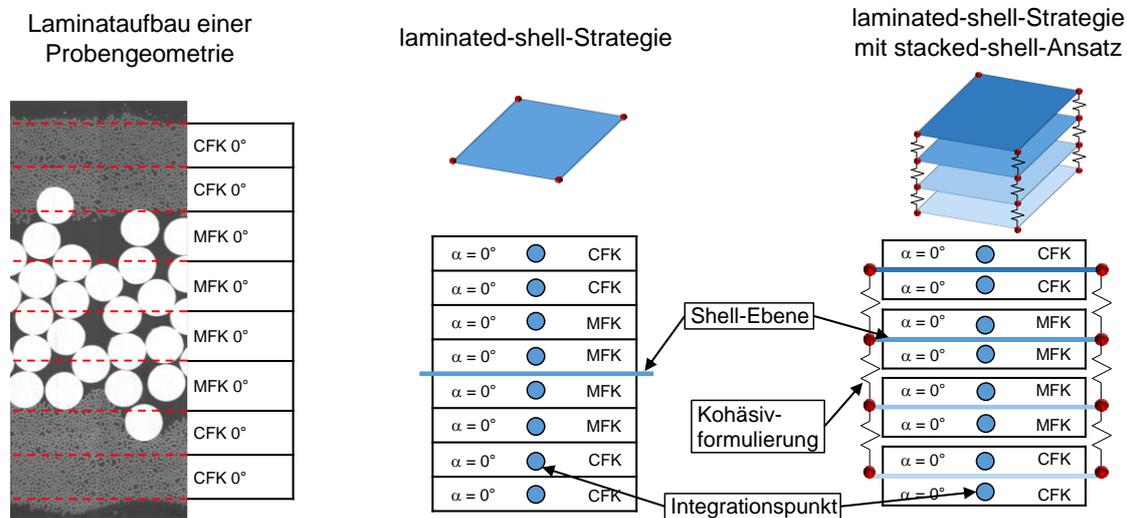


Abbildung 10: Darstellung des Modellierungsprinzips der „laminated shell“-Strategie und deren Erweiterung mit dem „stacked shell“-Ansatz

Je nach Modellierungsstrategie sind für die Abbildung von MFHVW mit einer Hybridisierung auf Laminebene damit lediglich geeignete Materialmodelle für die Einzelschichtwerkstoffe bzw. im Falle der Anwendung des „stacked shell“-Ansatz auch für die Grenzschicht erforderlich. Für klassische FKV gibt es eine Vielzahl theoretischer und bereits implementierter Modelle zur Beschreibung des mechanischen und bruchmechanischen Verhaltens [94–96]. Die grundlegenden Ansätze dieser Modelle reichen dabei von mikromechanischen Ansätzen [97–99] über visko-plastische Konstitutivtheorien [100, 101] bis hin zu Modellen der Kontinuum-Schadens-Mechanik (eng. Continuum Damage Mechanics (CDM)) [102–104] und der Plastizitätstheorie [105–109] sowie Kombinationen dieser Ansätze [110, 111]. Im deutschsprachigen Raum hat sich im Bereich der impliziten Strukturanalyse vor allem die Anwendung eines von PUCK [112] vorgeschlagenen und von DEUTSCHLE [113] weiterentwickelten Modells durchgesetzt. Im Bereich der expliziten Strukturanalyse wird vermehrt ein von MATZENMILLER, LUBLINER und TAYLOR vorgeschlagenes Modell verwendet [104].

Im Vergleich zu klassischen FKV, deren Materialverhalten in vielen Bereichen erforscht wurde, gibt es nur wenige Untersuchungen zum Materialverhalten von metallfaserverstärkten Kunststoffen (MFK). CALLENS führte verschiedene experimentelle Studien an stahlfaserverstärkten Kunststoffen (SFK) durch und konnte zeigen, dass mit

SFK trotz der vergleichsweise geringen Bruchdehnung der verwendeten Matrices ein ausgeprägtes duktiles Werkstoffverhalten mit Bruchdehnung zwischen 10 und 15 % erreicht werden kann [114]. Im Hinblick auf die Abbildung dieses Materialverhaltens, insbesondere der Entwicklung irreversibler Dehnungen aufgrund der plastischen Verformung der Stahlfasern, ist die Auswahl der implementierten Materialmodelle stark eingeschränkt. Wie zuvor erwähnt, gibt es bereits verschiedene Ansätze, die irreversible Dehnungen bei der Abbildung des nichtlinearen mechanischen Verhaltens von klassischen FKV berücksichtigen [105–109], aber nur wenige davon wurden für FE-Codes implementiert [110, 111]. Im Gegensatz zu diesen Modellen können die ausgeprägten irreversiblen plastischen Dehnungen eines MFK-Werkstoffes auf das mechanische Verhalten der Stahlfaserverstärkung zurückgeführt werden. Dementsprechend können derzeit verfügbare Modelle das mechanische Verhalten eines MFK-Werkstoff nur unzureichend beschreiben. Auch hier sind weitere Forschungsarbeiten notwendig, um die für MFK charakteristische Materialreaktion innerhalb der FEM abbilden zu können und damit auch die numerische Beschreibung von MFHVW innerhalb der FEM zu ermöglichen.

1.4 Ausgewählte Forschungsbedarfe

Eine wichtige Randbedingung der meisten Forschungsarbeiten zum mechanischen Materialverhalten von MFHVW ist deren Wettbewerbsfähigkeit im Vergleich zu anderen Leichtbauwerkstoffen. Um im Vergleich zu Werkstoffen, wie klassischen FKV oder Aluminium bzw. deren spezifischen Eigenschaften auf Werkstoffebene konkurrenzfähig zu bleiben, werden dabei je nach Werkstoffkonfiguration und Referenzwerkstoff meist nur geringe Metallfaseranteile betrachtet. Die Identifikation von Wirkmechanismen im Werkstoffverhalten und die damit verbundenen Erkenntnisse zu entsprechenden Einflussgrößen basieren weitestgehend auf Potenzialstudien oder Optimierungen ausgewählter Werkstoffeigenschaften im Kontext der Wettbewerbsfähigkeit. Dies betrifft vor allem auch den für MFHVW entscheidenden Wirk- bzw. Versagensmechanismus und die damit verbundene Lastumlagerung. Dieser Versagensmechanismus ist unter anderem aber vom Metallfaservolumenanteil abhängig (vgl. Kapitel 1.2). MFHVW mit höheren Metallfaservolumenanteilen sind bisher jedoch nicht hinreichend untersucht worden. Daraus ergeben sich verschiedene Forschungsbedarfe im Bereich der experimentellen Charakterisierung des mechanischen Verhaltens von MFHVW:

- ➔ Der Gültigkeitsbereich der Hypothesen zum Versagensmechanismus von MFHVW ist damit bisher nicht bekannt.
- ➔ Ferner ist das Verständnis der mit dem Initialversagensvorgang verbundenen Lastumlagerung bisher nur lückenhaft vorhanden. So ist beispielsweise nicht bekannt, wie die Lastumlagerung durch die freigesetzte elastische Formänderungsenergie und die damit verbundene dynamische Ausgleichsbewegung beeinflusst wird.
- ➔ Überdies ist davon auszugehen, dass die durch das Initialversagen entstehende Schädigung des MFHVW-Laminats einen großen Einfluss auf das Nachversagensverhalten hat. Hier ist zwar bekannt, dass durch Allokation von Metallfasern eine Verbesserung des Nachversagens erreicht werden kann, in welcher Weise eine Schädigung entsteht und wie sich diese im Nachversagen verhält, ist jedoch ebenfalls nicht bekannt.

Diese offenen Fragestellungen stellen entscheidende Lücken in der Forschung an MFHVW dar. Das Wissen um das mechanische Materialverhalten und dessen Haupteinflussgrößen sowie das Verständnis des Versagensvorgangs beim Initialversagen und die daraus entstehenden Schädigungen ist jedoch entscheidend für die Entwicklung von Beschreibungsansätzen für das mechanische Materialverhalten von MFHVW.

Wie in den vorangegangenen Kapiteln dargestellt, zeichnen sich MFHVW durch vorteilhafte mechanische Eigenschaften und durch das mit der multifunktionalen Anwendbarkeit dieser Werkstoffe verbundene Potenzial zur Gewichtseinsparung aus. Die Nutzung dieser Vorteile erfordert jedoch einen in besonderem Maße interdisziplinären Auslegungsprozess. Die Vorhersagbarkeit des mechanischen Werkstoffverhaltens von MFHVW übernimmt dabei eine wichtige Schlüsselrolle. Im Gegensatz zu FHVW aus klassischen Verstärkungsfasern ist der Bereich der Vorhersage des mechanischen Verhaltens von MFHVW wenig erforscht. Zu den wichtigsten Herausforderungen zählt dabei die Vorhersage, ob ein MFHVW bei Zugbeanspruchung in Faserrichtung ein Nachversagen zeigt und welche Bruchdehnung bzw. Energieabsorption im Nachversagen erreicht wird.

Ein wichtiges Ziel der Vorhersage des mechanischen Verhalten ist die schnelle Abschätzung der Materialeigenschaften. Sie stellt eine entscheidende Voraussetzung für die Berücksichtigung von MFHVW bei Werkstoffvergleichen in der Werkstoffauswahl

dar. In Kapiteln 1.3 wird dargestellt das die Methoden zur schnellen Abschätzung der Materialeigenschaften von MFHVW, meist für FHVW aus klassischen Verstärkungsfasern entwickelt wurden. Dabei werden Versagenskriterien verwendet, die auf Basis der Kraftumlagerung zwischen den versagten und den intakten Fasern entscheiden, ob ein Nachversagen entsteht. Auf Grund des duktilen Werkstoffverhaltens von Metallfasern ist jedoch anzunehmen, dass neben den umzulagernden Kräften vor allem auch die Kraftausgleichsbewegung entscheidend für ein Nachversagen von MFHVW ist.

- Hier besteht weiterer Forschungsbedarf in der Entwicklung und Bewertung eines Vorhersagemodells bzw. Versagenskriteriums, dass neben der Kraftumlagerung auch die Kraftausgleichsbewegung berücksichtigt.

Ein weiterer wichtiger Bereich der Vorhersage des mechanischen Verhalten von MFHVW ist die numerischen Beschreibung des Materialverhaltens in der FEM. Die Anwendung der FEM sowie deren Kopplung mit verschiedenen Optimierungsmethoden ermöglicht eine deutliche Erleichterung des funktionsgerechten und gewichtoptimalen Bauteildesigns und zählt in vielen Bereichen der Auslegung von Bauteilen zum Stand der Technik. Für MFHVW ist die Anwendung jedoch nur eingeschränkt möglich. Ein wesentliches Hemmnis stellt dabei die eingeschränkte Auswahl der aktuell zur Verfügung stehenden Materialmodelle dar. Zu den größten Herausforderungen zählt dabei die Abbildung der charakteristischen Materialreaktionen der MFK-Anteile in einem Hybridlaminat.

- Hier besteht ebenfalls weiterer Forschungsbedarf in der Entwicklung und Bewertung einer Modellierungsmethode zur Abbildung des mechanischen Werkstoffverhaltens von MFHVW mit der FEM.

1.5 Zielsetzung

Diese Arbeit behandelt drei Schwerpunktthemen, deren Inhalte sich mit den in Kapitel 1.4 dargestellten Forschungsbedarfen im Bereich der experimentellen Charakterisierung, der Methode zur schnellen Abschätzung der Materialeigenschaften und der numerischen Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von MFHVW in der FEM befassen (vgl. Abbildung 11).

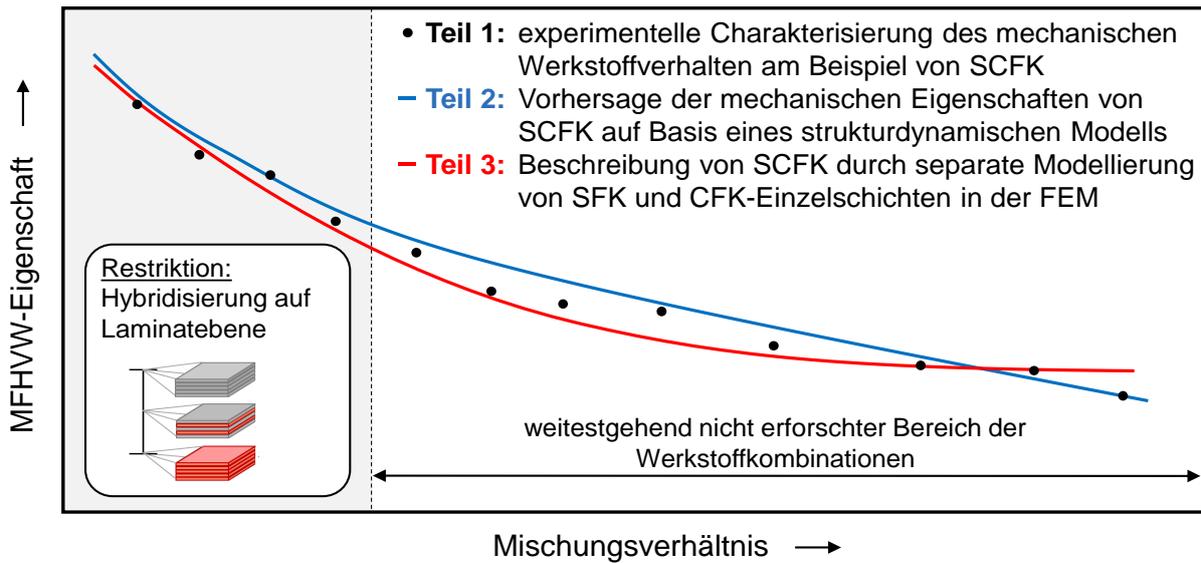


Abbildung 11: Qualitative Gegenüberstellung von mechanischen Eigenschaften eines MFHVW, die mit den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Methoden bestimmt wurden.

Teil 1: Experimentelle Charakterisierung des mechanischen Materialverhaltens von SCFK

Der erste Teil dieser Arbeit widmet sich einer umfangreichen experimentellen Charakterisierung des mechanischen Verhaltens eines auf Laminatenebene hybridisierten FHVW, bestehend aus der Kombination von Edelstahlfasern und Kohlenstofffasern in einer Epoxidharzmatrix. Um einen Beitrag zur Beantwortung der in Kapitel 1.4 dargestellten Forschungsbedarfe zu leisten, soll dabei die Beeinflussbarkeit des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von unidirektional verstärkten SCFK-Kombinationen mit über den gesamten Bereich der möglichen Mischungsverhältnisse verteilten Zusammensetzungen untersucht werden. Ein besonderer Fokus liegt dabei auf der Charakterisierung des Versagensmechanismus beim Initialversagen und dessen Auswirkungen auf das Nachversagen. Neben dem Stahlfaservolumenanteil werden hierzu unterschiedliche Laminataufbauten und Probengeometrien untersucht und die daraus entstehenden Einflüsse identifiziert und bewertet. Neben dem Erkenntnisgewinn dienen die Ergebnisse als Grundlage für die Ableitung und Verifikation von Ansätzen zur Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens.

Teil 2: Vorhersage der mechanischen Eigenschaften von SCFK auf Basis eines struktureldynamischen Modells

Der zweite Teil dieser Arbeit befasst sich mit der Entwicklung und Bewertung einer neuartigen Methode zur schnellen Abschätzung der Materialeigenschaften von MFHVW. Aufbauend auf den im ersten Teil dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse zum Initialversagen von SCFK soll ein Versagenkriterium vorgestellt werden, dessen Grundprinzip an den idealisierten Prozess einer Bruchspaltbildung angelehnt ist und dabei sowohl die Lastumlagerung als auch die Kraftausgleichsbewegung berücksichtigt. Auf den einfachen Vergleich unterschiedlicher Werkstoffe zielend wird der gesamte MFHVW dabei als homogenes Kontinuum betrachtet. Zur abschließenden Bewertung der Vorhersageeignung soll eine Gegenüberstellung mit den experimentellen Ergebnissen aus „Teil 1“ dieser Arbeit erfolgen.

Teil 3: Beschreibung von SCFK in der FEM

Die Zielsetzung des dritten Teils dieser Arbeit ist die Entwicklung einer Modellierungsmethode für MFHVW in der FEM. Um die hierfür erforderliche Abbildung des mechanischen Verhalten der reinen FKV-Anteile im Hybridlaminat zu erreichen, soll ein für klassische FKV entwickeltes Materialmodell mit einem 1D-Plastizitätsmodell erweitert und für den Solver LSDyna implementiert werden. Darüber hinaus soll in Kombination mit einem geeigneten Materialmodell für klassische FKV die Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens am Beispiel von SCFK erprobt und hinsichtlich der Vorhersageeignung bewertet werden.

Zusammenfassend besteht das Ziel dieser Arbeit darin, den Kenntnisstand hinsichtlich des mechanischen Verhaltens von MFHVW zu erweitern, die gewonnenen Erkenntnisse für die Entwicklung von unterschiedlichen Methoden zur Abschätzung und Beschreibung des Werkstoffverhaltens von MFHVW zu nutzen und die Anwendungseignung dieser Methoden auf Basis experimenteller Untersuchungen an SCFK zu bewerten.

2 Experimentelle Charakterisierung des mechanischen Materialverhaltens von SCFK

Die in Kapitel 1.2 dargestellten Forschungsarbeiten behandeln meist Potenzialstudien oder Optimierungen ausgewählter Werkstoffeigenschaften von MFHVW im Kontext der Wettbewerbsfähigkeit. Die Identifikation von Wirkmechanismen im Werkstoffverhalten sowie die damit verbundenen Erkenntnisse wurden größtenteils nur auf Basis von MFHVW mit vergleichsweise geringen Metallfaseranteilen durchgeführt. Der Metallfaservolumenanteil wird dabei als eine entscheidende Einflussgröße auf das mechanische Verhalten von MFHVW identifiziert. MFHVW mit höheren Metallfaservolumenanteilen sind bisher jedoch nicht hinreichend untersucht worden.

Vor diesem Hintergrund wird hier eine umfangreiche experimentelle Charakterisierung des mechanischen Verhalten von auf Laminebene hybridisierten SCFK vorgestellt. Die in Kapitel 2.1 beschriebenen Einzelkomponenten sowie den in Kapitel 2.2 dargestellten Fertigungsprozess verwendend, werden SCFK-Laminataufbauten mit variierenden Stahlfaservolumenanteilen und unterschiedlichen Schichtreihenfolgen hergestellt, hinsichtlich der entstandenen Werkstoffmikrostruktur analysiert und anhand von Zugversuchen an Couponprobekörpern untersucht (s. Kapitel 2.3). Durch die vergleichende Gegenüberstellung ausgewählter Versuchsergebnisse werden dabei gezielt einzelne Wissenslücken bezüglich des mechanischen Werkstoffverhaltens von SCFK adressiert. Neben der zusammensetzungsbedingten Beeinflussbarkeit des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von unidirektional verstärktem SCFK liegt ein besonderer Fokus dieser Untersuchungen auf der Charakterisierung des Versagensmechanismus beim Initialversagen und dessen Auswirkungen auf das Nachversagen. Über den Erkenntnisgewinn hinaus dienen die hier vorgestellten Ergebnisse als Grundlage für die Ableitung und Verifikation von Ansätzen zur Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhalten von MFHVW in Kapitel 3 und Kapitel 4.

2.1 SCFK-Einzelkomponenten

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten SCFK-Laminataufbauten bestehen aus Kohlenstoff- und Edelstahlfasern, eingebettet in einer Epoxidharzmatrix. Wie in Kapitel 1.2 dargestellt, gelten für die Auswahl vielfältige Randbedingungen und Einschränkungen. Neben der Verfügbarkeit, der Kombinierbarkeit oder anderen Anforderungen aus der multifunktionalen Anwendung von MFHVW steht hier die Ergänzung vorteilhafter

mechanischer Eigenschaften im Vordergrund (vgl. Abbildung 2b). Diesbezüglich werden hier zwei Verstärkungsfasern gewählt, deren Zugsteifigkeiten in einer ähnlichen Größenordnung liegen. Für die optimale Ergänzung der mechanischen Eigenschaften gilt für die Stahlfasern zudem die Forderung nach der größtmöglichen Energieabsorptionskapazität. Kombiniert mit der Forderung nach der Verfügbarkeit fällt die Wahl der Komponenten auf die Verwendung von HT-Kohlenstofffasern (HT: High Tenacity) mit einem mittleren Durchmesser von $6.89 \mu\text{m}$ und Edelstahlfasern der Legierung 1.4301 mit einem mittleren Durchmesser von $75,86 \mu\text{m}$ (vgl. Abbildung 12).

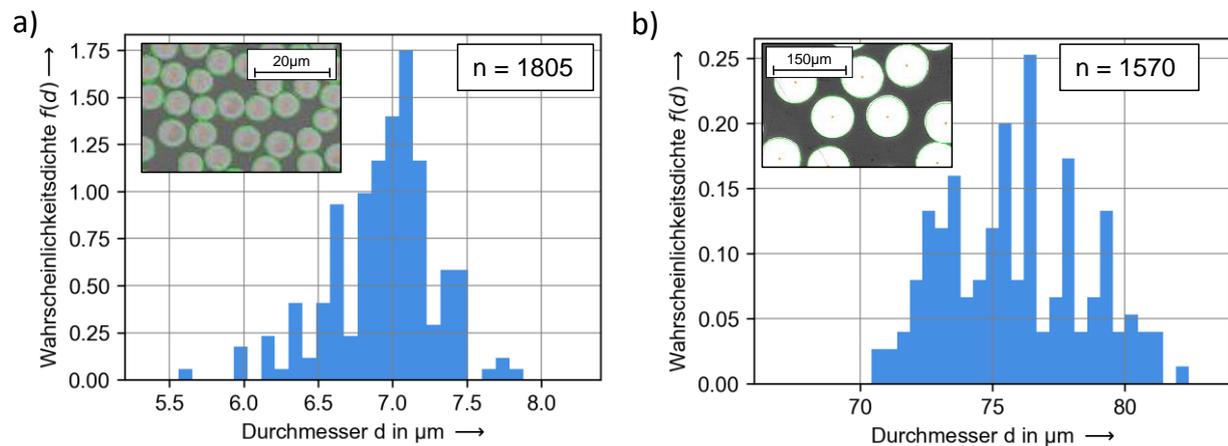


Abbildung 12: Mit Hilfe der optischen Fasererkennung gemessene Durchmesserverteilung für die Kohlenstofffasern a) und für die Stahlfasern b)

Die Auswahl des Stahlfilamentdurchmessers folgt dabei aus der Forderung nach vergleichbaren Einzelschichtdicken der Stahl- und Kohlenstofffasereinzelschichten (Dicke einer Kohlenstofffasereinzelschicht beträgt ca. $115 \mu\text{m}$; Dicke einer Stahlfasereinzelschicht beträgt ca. $100 \mu\text{m}$).

Als Grundlage der Interpretation von experimentellen Ergebnissen zum mechanischen Verhalten von SCFK sowie als Datenbasis der Parametrisierung des in Kapitel 3 beschriebenen Berechnungsansatzes, wird das mechanische Werkstoffverhalten der jeweiligen Verstärkungsfasern auf Basis von Zugversuchen an Einzelfilamenten untersucht. Die Zugversuche an den Edelstahlfilamenten werden mit einer modifizierten hydraulischen Zugprüfmaschine (Zwick Roell HTM 5020) durchgeführt. Hierfür werden 160 mm lange Filamentabschnitte mit je 30 mm langen Einspann- bzw. Handhabungshilfen aus speziell präpariertem Klebeband versehen. Die freie Länge der Probe beträgt 100 mm . Zur Messung der Verformung wird ein Hochgeschwindigkeitskamerateamsystem verwendet, das in Kombination mit der Software Motion Studio eine optische Bewegungsverfolgung der Spannbacken ermöglicht. Die Kraftmessung erfolgt

anhand einer piezoelektrischen Kraftmessdose mit einem kalibrierten Messbereich von 25 N. Da erwartet werden kann, dass beim Initialversagen von SCFK vergleichsweise hohe Beanspruchungsgeschwindigkeiten auftreten, werden zur Untersuchung der Zugeigenschaften von Stahlfasern neben der quasistatischen Prüfgeschwindigkeit von 3mm/s zwei weitere Prüfgeschwindigkeiten (100 mm/s und 5000mm/s) verwendet.

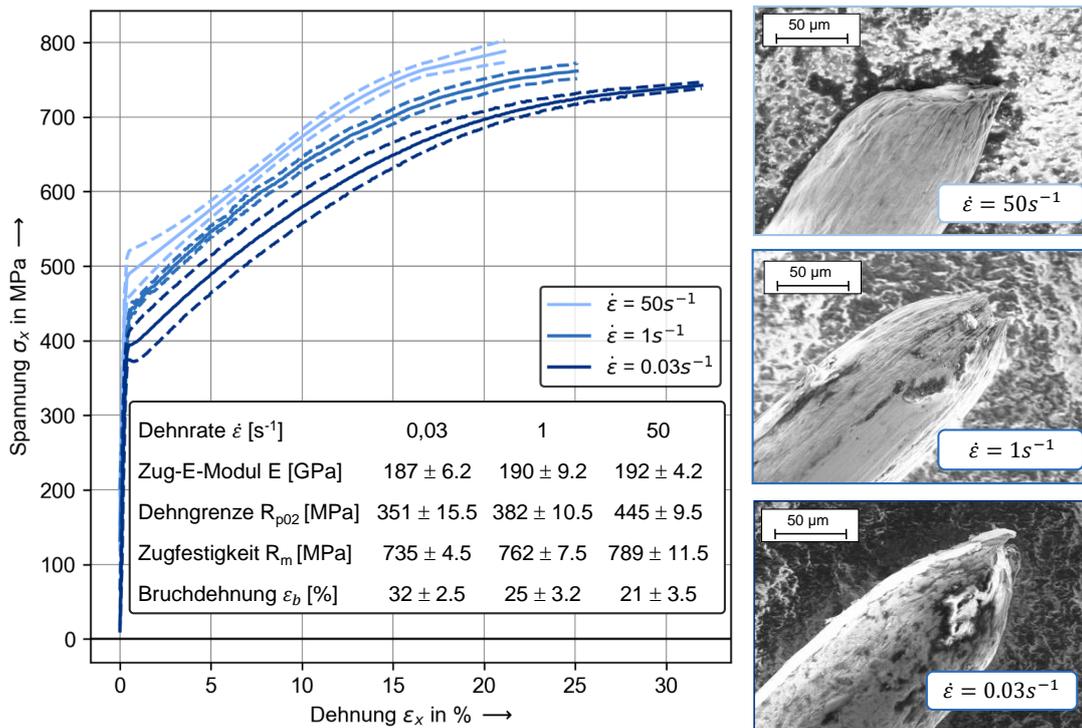


Abbildung 13: Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Stahlfasern unter Zugbeanspruchungen in Abhängigkeit der untersuchten Dehnraten inklusive der Bruchbilder (Raster-Elektronen-Mikroskop-Aufnahmen (REM)) und der mechanischen Kennwerte

Übertragen auf die Prüfkörpergeometrie entsprechen diese Prüfgeschwindigkeiten den nominellen Dehnraten von $0.03s^{-1}$, $1s^{-1}$ und $50s^{-1}$. Mit der quasistatischen Prüfgeschwindigkeit werden dabei 50 und mit den höheren Prüfgeschwindigkeit jeweils 10 Probekörper geprüft (vgl. Abbildung 13).

Die Edelstahlfilamente zeichnen sich durch ein ausgeprägtes duktilen Werkstoffverhalten aus. Dies zeigt sich zum einen in den vergleichsweise hohen Dehnungszuwächsen nach dem Überschreiten der Fließgrenze und zum anderen in den für duktile Werkstoffe charakteristischen Mischbruchformen mit hohen Gleitbruchanteilen (Teller-Tasse-Bruch). Darüber hinaus zeigen die Edelstahlfasern ein ausgeprägtes Verfestigungsverhalten (Streckgrenzenverhältnis $\frac{R_{p0.2}}{R_m} = 0,47$). Dies ist auf die hohe Konzentration

ration an Legierungselementen und dem daraus resultierenden Widerstand gegen Gitterverzerrung und Versetzungsbewegungen zurückzuführen. Dieser Widerstand ist von der Beanspruchungsgeschwindigkeit abhängig und wird mit ansteigender Dehnrage größer. Als Konsequenz daraus steigen auch die Streckgrenze und die Zugfestigkeit mit der Dehnrage an. Der erhöhte Verzerrungs- und Versetzungswiderstand führt weiterhin dazu, dass die Werkstofffestigkeit schon bei geringeren Deformationen erreicht wird. Daraus folgt, dass die Bruchdehnung mit steigender Dehnrage geringer wird.

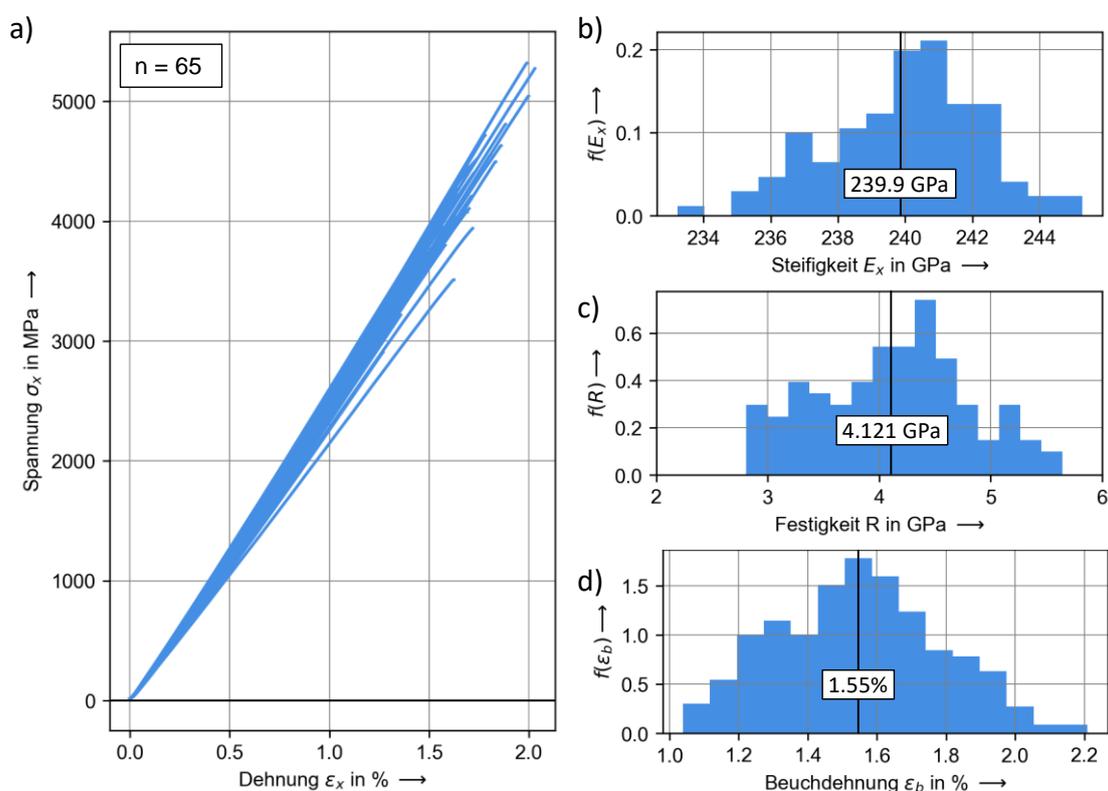


Abbildung 14: Spannungs- Dehnungs-Verhalten der Kohlenstofffasern unter Zugbelastung inklusive der Verteilung der mechanischen Kennwerte

Die Durchführung der Zugversuche an Kohlenstofffasern ist auf Grund der Faserfeinheit mit dem für die Untersuchung der Stahlfilamente verwendeten Versuchsaufbau nicht möglich. Diesbezügliche Untersuchungen wurden bei Textechno durchgeführt (vgl. Abbildung 14). Der Versuchsaufbau und die Durchführung erfolgen in Anlehnung an die ISO 11566 und können in [115] nachgelesen werden.

Im Vergleich zu den zuvor vorgestellten Ergebnissen der Stahlfasern ist die Bruchdehnung der Kohlenstofffasern signifikant geringer. Die Zugfestigkeit ist hingegen deutlich

höher. Die Unterschiede zwischen den Zugsteifigkeiten der beiden Verstärkungsfasern sind vergleichsweise gering.

Die Ergebnisse der vorgestellten Charakterisierung sind in Tabelle 1 zusammengefasst und durch ergänzende Informationen der jeweiligen Hersteller vervollständigt.

Tabelle 1: Zusammenfassende Übersicht der mechanischen Kennwerte der in dieser Arbeit verwendeten Einzelkomponenten

	C-Fasern	Stahlfasern	EP-Harz
Hersteller	Toho Tenax	Bekaert	Cytec
Produktbezeichnung	Tenax HTS 40	VNM A 75	CYCOM 977-2
Dichte [g/cm³] (Herstellerangabe)	1,77	7,95 ± 0,01	1,31
Zug-E-Modul [GPa]	239 ± 3.9	$\epsilon_{0.03}$: 187 ± 6.2 ϵ_1 : 190 ± 9.2 ϵ_{50} : 192 ± 4.2	3,52
Querzug-E-Modul [GPa] (Herstellerangabe)	28	174	3,52
Querkontraktionszahl [-] (Herstellerangabe)	0,23	0,3	0,35
Schubmodul [GPa] (Herstellerangabe)	50	67	1,3
Zugfestigkeit [MPa]	4121 ± 755	$\epsilon_{0.03}$: 735 ± 4.5 ϵ_1 : 762 ± 7.5 ϵ_{50} : 789 ± 11.5	81,4
Bruchdehnung [%]	1,55 ± 0,24	$\epsilon_{0.03}$: 32 ± 2.5 ϵ_1 : 25 ± 3.2 ϵ_{50} : 21 ± 3.5	2,48

2.2 Laminat und Probenherstellung

Die Herstellung unterschiedlicher Laminatkonfigurationen für die experimentelle Untersuchung von SCFK erfolgt durch manuelles Stapeln vorimprägnierter Verstärkungsfasertextilien und einem anschließenden Aushärteprozess im Autoklaven. Im Gegensatz zu vorimprägnierten Kohlenstofffasertextilien sind vorimprägnierte Stahlfasertextilien derzeit nicht verfügbar und müssen in einem vorgelagerten Produktionsschritt

hergestellt werden. Dies erfolgt durch die Kombination eines Stahlfasertextils mit dünnen Harzfilmen (Typ: Cycom 977-2-40). Das verwendete Stahlfasertextil (vgl. Abbildung 15 a, textiles Flächengewicht: ca. 440 g/m²) ist eine quasi unidirektionale Gewebestruktur und wurde in Zusammenarbeit mit GKD entwickelt.

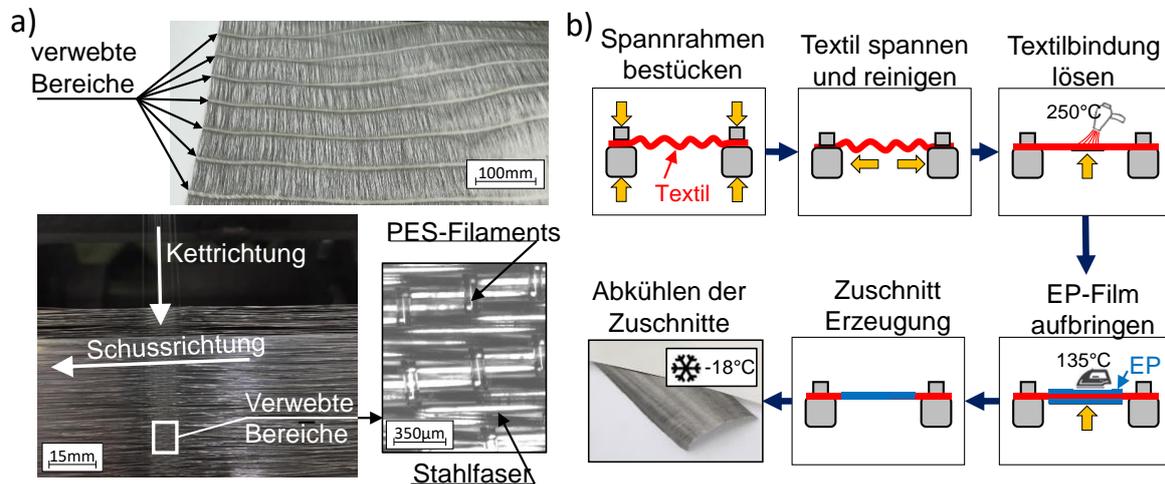


Abbildung 15: Aufbau des Stahlfasertextils a) und Prozessübersicht zur Herstellung von vorimprägnierten Stahlfaserhalbzeugen b)

Es besteht aus den in Kapitel 2.1 untersuchten einfach gezogenen Edelstahlfilamenten in Schussrichtung (Maschenweite ca. 250 Mesh), die bereichsweise mit PES-Filamenten (Durchmesser: 90 µm) verwebt sind. Die gewebten Bereiche haben eine Breite von etwa 10 mm und wiederholen sich in einem Abstand von ca. 50 mm. Der Herstellungsprozess (vgl. Abbildung 15b) der vorimprägnierten Stahlfasereinzelschichten beginnt mit dem Zuschnitt und der Fixierung eines Stahlfasertextilabschnitts auf einem Spannrahmen. Hier wird der Textilabschnitt vorgespannt bis die Fasern in den freien Bereichen parallel zueinander ausgerichtet sind. Anschließend werden die PES-Filamente in den verwebten Bereichen auf 250°C erhitzt. Parallel dazu wird die Vorspannung des Stahlfasertextils langsam erhöht. Durch dieses Vorgehen löst sich die Gewebestruktur der verwebten Bereiche auf. Gleichzeitig werden die durch die Gewebestruktur entstandenen Ondulation der Stahlfasern reduziert (vgl. Abbildung 16). Anschließend werden die Harzfilme auf beiden Seiten des Gewebes aufgebracht, für kurze Zeit ($t < 2\text{min}$) auf 135°C erhitzt und gleichzeitig an das Gewebe angedrückt. Durch das kurzzeitige Erhitzen verringert sich die Viskosität des Harzes. In Kombination mit dem Andrücken der Harzschichten wird so eine leichte Vorimprägnierung des Stahlfasertextils erreicht.

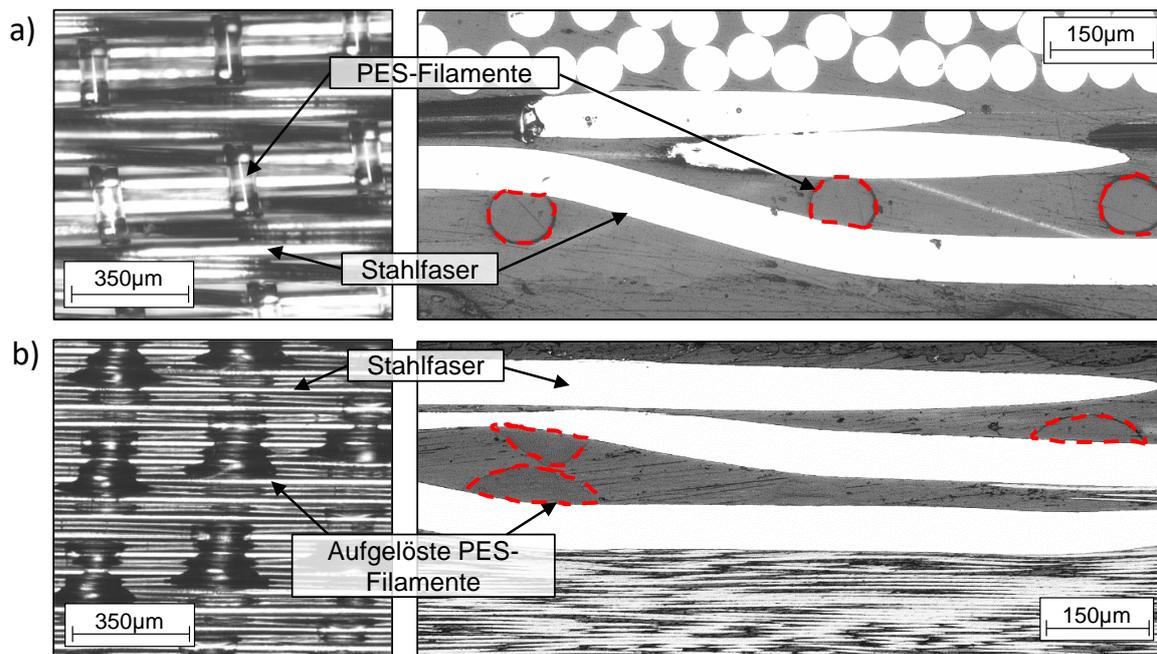


Abbildung 16: Gegenüberstellung der unveränderten Gewebestruktur des Stahlfasertextils a) mit der wärmebehandelten Gewebestruktur b) inklusive der Darstellung der daraus resultierenden Werkstoffmikrostruktur im Laminat

Vor der Laminatherstellung werden sowohl die vorimprägnierten Stahlfasertextilien als auch die vorimprägnierten Kohlenstofffasern (Typ: Cycom 977-2-35-12KHTS-134) in plattengroße Zuschnitte (350x350 mm) unterteilt. Die Herstellung der SCFK-Laminat erfolgt durch manuelles Stapeln der jeweiligen vorimprägnierten Verstärkungsfaserhalbzeuge in der gewünschten Reihenfolge und Laminatdicke. Zur Vorbereitung der Aushärtung im Autoklavprozess werden die Laminataufbauten auf der oberen und unteren Deckschicht mit Abreißgeweben (Tygavac 60BR) versehen und durch ein oberes und ein unteres Plattenwerkzeug eingefasst (vgl. Abbildung 17a). Die so erzeugten Aufbauten werden durch Polyimid-Klebeband abgedichtet um den Harzverlust während der Aushärtung zu verhindern. Anschließend werden die Versiegelungen der Aufbauten an einzelnen Positionen perforiert um die Evakuierung der im Verbundwerkstoff eingeschlossenen Luft zu ermöglichen. Die so präparierten Aufbauten werden weiterhin mit Endlüftungshilfen (Glasfasergewebe) versehen, in einen Vakuumsack verpackt, evakuiert (<10 mbar) und im Autoklavprozess ausgehärtet. Dabei werden bis zu vier Laminatplatten gleichzeitig ausgehärtet. Der Temperaturzyklus zur Aushärtung (vgl. Abbildung 17c) besteht aus einer Aufheizphase, einer einstündigen Haltestufe bei 135°C, gefolgt von einer weiteren Aufheizphase und einer dreistündigen Aushärtungsphase bei 180°C sowie der anschließenden Abkühlung. Die verwendeten Aufheiz- und

Abkühlraten betragen ca. $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Vom Beginn der Haltestufe bis zum Ende der Aushärtungsphase wird der Umgebungsdruck im Autoklav auf 6,5 bar angehoben. Während des anfänglichen Aufheizens nimmt die Harzviskosität ab und erreicht bei 135°C nahezu ihr Minimum (vgl. Abbildung 17 b). Durch Unterbrechen des Aufheizvorgangs bei dieser Temperatur wird die Vernetzung des Epoxidharzes verzögert. Dieser Effekt wird hier für die Imprägnierung und Konsolidierung der Lamine sowie das Absaugen der eingeschlossenen Luft genutzt. Vor allem für die vorimprägnierten Stahlfaserhalbzeuge ist dies von besonderer Bedeutung, da davon auszugehen ist, dass es ansonsten bei der Herstellung der vorimprägnierten Stahlfaserhalbzeuge auf Grund der größeren Lücken zwischen den Einzelfilamenten (250 Mesh) zu Lufteinschlüssen kommt.

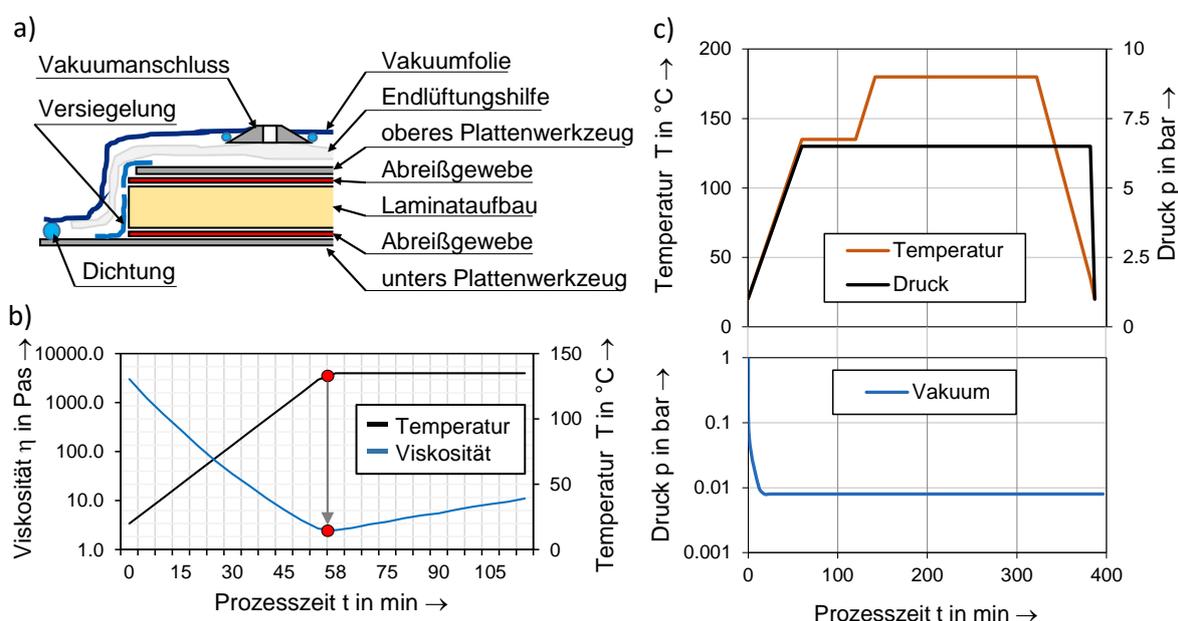


Abbildung 17: Plattenpräparation zur Vorbereitung der Plattenherstellung im Autoklav a) Harz Atmosphärendruck-, Vakuum- und Temperaturverlauf während des Autoklavprozesses b) und Herstellerangaben zum Zusammenhang zwischen Viskosität und Temperatur des Epoxidharzes während der ersten Aufheiz- und Haltephase im Autoklav Zyklus [137] c)

Nach dem Autoklavprozess werden die ausgehärteten Lamine aus dem Vakuumaufbau ausgepackt, von den Plattenwerkzeugen entfernt und für die Herstellung der Prüfkörper bereitgestellt. Hierzu werden die entsprechenden Prüfkörpergeometrien mit einer Präzisionstischkreissäge unter Verwendung eines speziell präparierten Sägeblatts

aus den hergestellten Platten ausgesägt und im Einspannbereich mit Lasteinleitungselementen versehen. Überdies werden alle Kanten der Probekörper mit Schleifpapier (Körnung 1200) nass geschliffen, um vorhandene Kerben zu beseitigen.

In der vorliegenden Arbeit werden unterschiedliche Laminataufbauten mit variierenden Schichtreihenfolgen und Zusammensetzungen hergestellt. Die zur Definition dieser Laminataufbauten erforderlichen Flächengewichte ρ_{Ai} werden aus den Datenblättern der verwendeten Halbzeuge entnommen und sind in Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 2: Herstellerangaben zu den Flächengewichten der Halbzeuge

Hersteller/Produkt	Faserflächengewicht in g/mm ²	Halbzeugflächengewicht in g/mm ²
Cytec / 977-2-35-12KHTS-134-1500	$\rho_{Acf} = 134$	$\rho_{Ap} = 206$
Cytec / 977-2-40-400	$\rho_{Aep} = 40$	
GKD / Köpertresse	$\rho_{Asf} = 439$	

Unter Berücksichtigung der Anzahl n_i und der Arten $i \in \{sf, ep, cf\}$ der gestapelten Halbzeuge können mit diesen Flächengewichten und den jeweiligen Dichten ρ_i die Gesamtdicke t des ausgehärteten Laminats und die jeweiligen nominellen Volumenanteile φ der Einzelkomponenten definiert werden:

$$t = n_{cfp} \underbrace{\frac{\rho_{Acf}}{\rho_{cf}}}_{t_{cf}} + n_{cfp} \underbrace{\frac{\rho_{Ap} - \rho_{Acf}}{\rho_{ep}}}_{t_{ep1}} + n_{ep} \underbrace{\frac{\rho_{Aep}}{\rho_{ep}}}_{t_{ep2}} + n_{sf} \underbrace{\frac{\rho_{Asf}}{\rho_{sf}}}_{t_{ep2}} \quad (1)$$

äquivalente Dicke
der Kohlenstoff-
fasern im Prepreg

äquivalente Dicke
des Epoxidharzes
im CF-Prepreg

äquivalente Dicke
der Epoxidharz-
filme

äquivalente Dicke
des Stahlfaser-
textils

$$\varphi_{cf} = \frac{n_{cfp} t_{cf}}{t}; \quad \varphi_{sf} = \frac{n_{sf} t_{sf}}{t}; \quad \varphi_{ep} = \frac{n_{cfp} t_{ep1} + n_{ep} t_{ep2}}{t} \quad (2)$$

Aufgrund der Harzaufnahme durch die auf beiden Seiten der Lamine aufgetragene Abreißgewebe muss ein zusätzlicher Harzverlust mit einer äquivalenten Dicke von 100 μm berücksichtigt werden. Außerdem ist trotz der Versiegelung der gestapelten Laminataufbauten davon auszugehen, dass es während des Autoklavprozesses zu einem weiteren Harzverlust kommt. Die nominell eingestellten Volumenanteile unterscheiden sich dementsprechend von den tatsächlich errichteten Volumenanteilen und

erfordern eine an die Laminatherstellung angeschlossene Analyse der Werkstoffmikrostruktur (vgl. Abbildung 18). Hierzu werden rechteckige Proben aus den Laminatplatten ausgesägt, in Epoxidharz eingebettet, beginnend mit einer 50er Körnung und endend mit einer 4000er Körnung geschliffen und anschließend poliert.

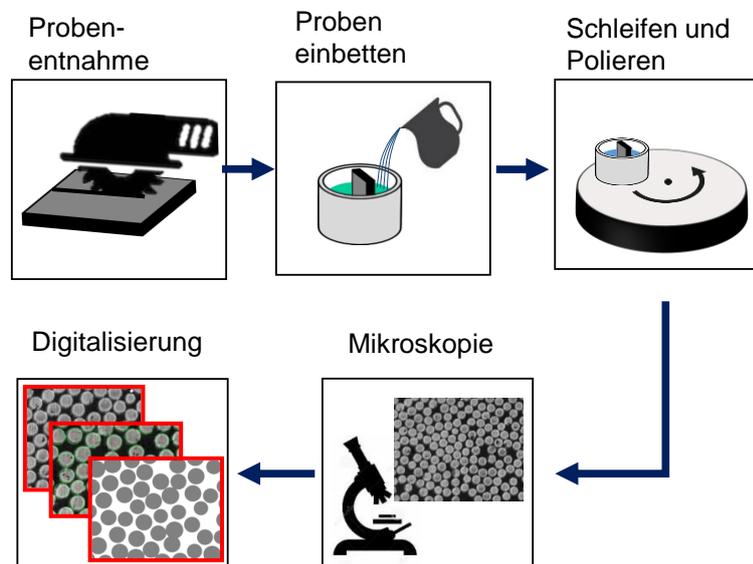


Abbildung 18: Prozess zur Herstellung und Analyse von Schlibfbildern

Die Identifikation der Zusammensetzung der jeweiligen Laminatkonfiguration wird auf Basis der Planimetrie (Faserzählen) durchgeführt. Hierzu wird ein Schlibfbild senkrecht zur Faserrichtung der entsprechenden Laminatkonfiguration erstellt und das Verhältnis der jeweiligen Faserflächen zur Gesamtfläche bestimmt. Neben einem möglichst kontrastreichen Schlibfbild ist ein entscheidendes Qualitätskriterium dieser Methode die Genauigkeit der Fasererkennung. Vor diesem Hintergrund werden die Schlibfbilder in Binärbilder umgewandelt um die Konturen zwischen Fasern und Matrix besser identifizieren zu können. Anschließend erfolgt eine automatisierte Fasererkennung durch Anwendung der Hough-Transformation [116]. Die daraus hervorgehenden Faserflächen werden für die Bestimmung der jeweiligen relativen Volumenanteile der Einzelkomponenten verwendet.

In der Werkstoffmikrostruktur bei den mit dem oben beschriebenen Verfahren hergestellten unidirektionalen Hybridlaminataufbauten kommt es auf Grund des Kompaktierungsdruckes zu einer vereinzelt Durchdringung der CFK- und SFK-Einzelschichten. Vor allem bei Hybridlaminaten mit geringen Stahlfaservolumenanteil führt dies an vereinzelt Positionen zu einer Verdrängung der Stahlfasern und zu einer Stahlfaserhäufung in den benachbarten Bereichen (vgl. Abbildung 19 a).

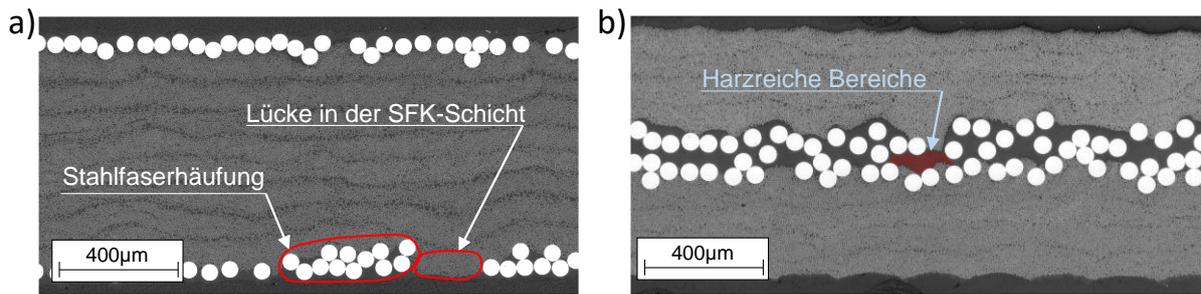


Abbildung 19: Prozessbedingte Inhomogenität der Stahlfasereinzelschichten a) und Harzreiche Bereiche zwischen den Stahlfasern in der Nähe der verwebten Bereiche

Überdies kann die Gewebestruktur in den verwebten Bereichen des Stahlfasertextils durch das Aufschmelzen der PES-Kettfäden nicht vollständig aufgelöst werden. In den Zwischenräumen der Gewebestruktur und auch in den Bereich vor und hinter der Gewebestruktur bilden sich größere Harzbereiche im Laminataufbau (vgl. Abbildung 19 b). Um die damit verbundenen Lokalisierungseffekte möglichst gleichmäßig auf die Laminatstruktur zu verteilen, werden die verwebten Bereichen im Falle von mehreren übereinander angeordneten MFK-Einzelschichten in Faserrichtung gestaffelt angeordnet.

2.3 Charakterisierung von Hybridverbundwerkstoffen

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchung des mechanischen Verhaltens von SCFK vorgestellt und diskutiert. Grundlage dieser Untersuchungen sind Zugversuche an Couponprobekörpern aus SCFK mit unterschiedlichen Schichtreihenfolgen, Mischungsverhältnissen und Prüfkörpergeometrien. Hierzu wird eine elektromechanische Prüfmaschine vom Typ Zwick / Roell Z250 verwendet (vgl. Abbildung 20). Die Kraftmessung erfolgt über eine DMS-Kraftmessdose mit einem kalibrierten Messbereich zwischen 500 N und 250 kN. Die Prüfung werden mit einer Prüfgeschwindigkeit von 4 mm/min durchgeführt. Die Verformung werden zum einen über das Wegmesssystem der Prüfmaschine und zum anderen über ein optisches Verformungsmesssystem unter Verwendung von dreidimensionaler digitaler Bildkorrelation (DIC) gemessen. Die Messwertaufzeichnung beginnt beim Überschreiten eines Kraftschwellwerts von 100 N und endet mit dem Unterschreiten dieses Schwellwertes. Die Auswertung der gemessenen Kräfte und Verformungen erfolgt an Hand von Spannungen und Dehnungen. Hierzu werden die Kräfte auf die anfängliche Querschnittsfläche der Prüfkörpergeometrie und die Verformungen auf die anfängliche

freie Messlänge der Prüfkörpergeometrie bezogen. Wenn nicht anders angegeben, basiert jedes der hier vorgestellten Ergebnisse auf einer Testreihe, bestehend aus 10 Probekörpern der gleichen Laminatkonfiguration, die unter gleichen Testbedingungen geprüft wurden.

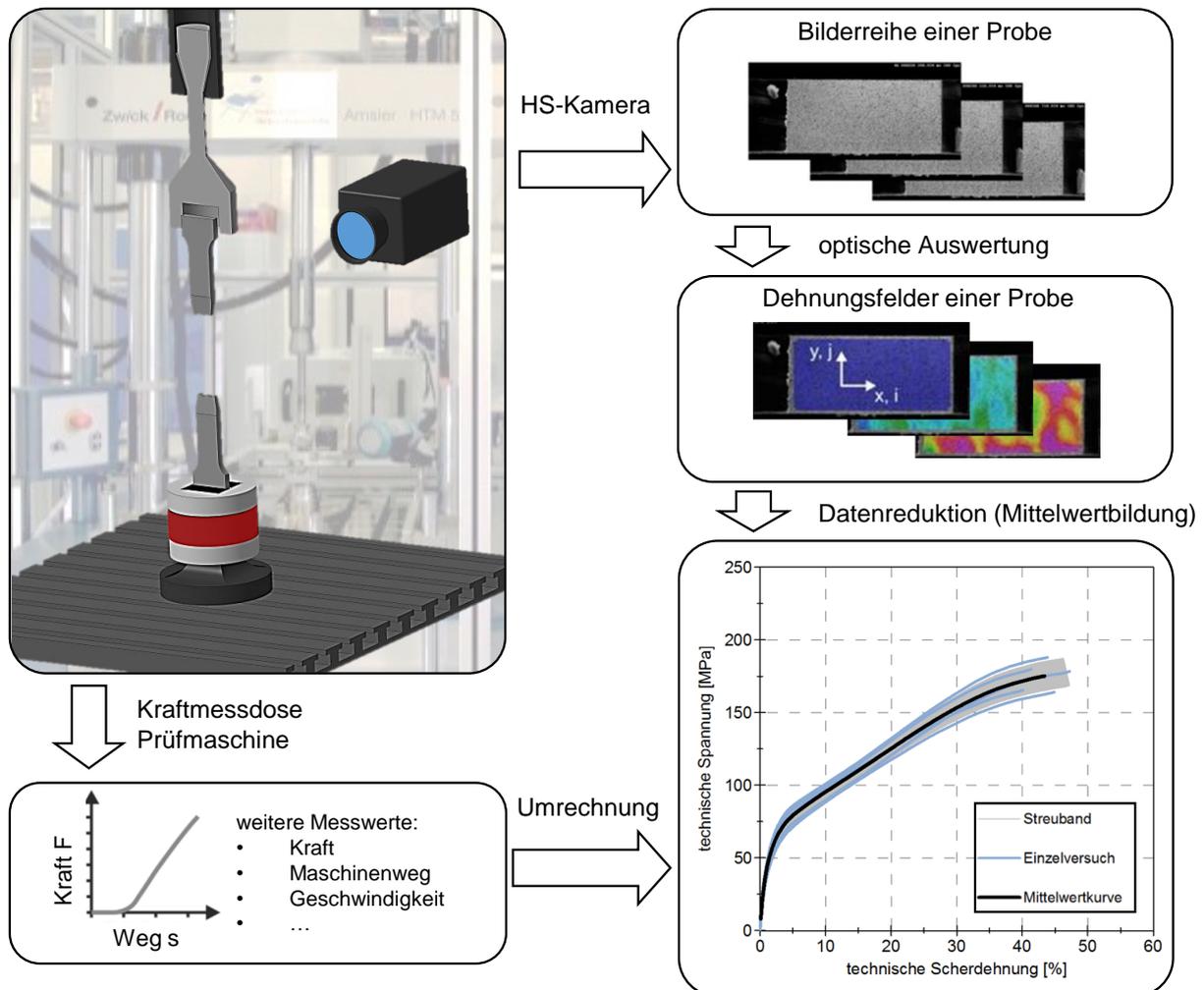


Abbildung 20: Prüfaufbau zur Durchführung von Zugversuchen an Couponprobekörpern aus SCFK inklusive der Darstellung der Messwertverarbeitung bei der Ergebnisauswertung (exemplarisch)

Die hier vorgestellten experimentellen Untersuchungen adressieren einzelne Wissenslücken bezüglich des mechanischen Werkstoffverhaltens von SCFK. Um diese Wissenslücken gezielt behandeln zu können, ist das damit verbundene Versuchsprogramm in einzelne fragestellungsbezogene Untersuchungen unterteilt (vgl. Abbildung 21). Wenn nicht anders erwähnt, beziehen sich diese Untersuchungen auf unidirektional verstärkte Laminatkonfigurationen unter monotonen Zugbelastungen bis zum voll-

ständigen Versagen. Die Untersuchung beschränkt sich dabei ausschließlich auf Laminatkonfigurationen mit einer Hybridisierung auf Laminebene. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind den folgenden Unterkapiteln zugeordnet:

SCFK-Laminatkonfigurationen																
	CFK 60_0 H0	SCFK 50_10		SCFK 40_20		SCFK 30_30					SCFK 20_40	SCFK 15_45			SCFK 10_50	SFK 0_60 H0
		H1	H2	H1	H2	H1	H2	H3	H4	H5	H1	H1	H2	H3	H1	
Versuchsart																
Längszugversuche Kleine Geometrie (K) Messlänge = 50mm	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●
Längszugversuche Mittlere Geometrie (M) Messlänge = 100mm	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●
Längszugversuche Große Geometrie (G) Messlänge = 150mm	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●
Querszugversuche Kleine Geometrie (K) Messlänge = 50mm	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●
Scherzugversuche Große Geometrie (G) Messlänge = 150mm	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●	●●●●●

● Kapitel 2.3.1: Variation des Stahlfaservolumenanteils	● Kapitel 2.3.2: Variation der Prüfkörperlänge	● Kapitel 2.3.3: Variation der Schichtreihenfolge
● Kapitel 2.3.4: Detailbetrachtung des Versagensvorgangs	● Kapitel 2.3.6: Be- und Entlastungsverhalten	● Kapitel 2.3.7: Modell- kalibrierung und -validierung

Abbildung 21: Übersicht über die durchgeführten Versuche inklusive des jeweiligen Fragestellungsbezugs. Die Ergebnisse der mehrfach markierten Versuche werden in verschiedenen Fragestellungen berücksichtigt.

Kapitel 2.3.1: Variation des Stahlfaservolumenanteils über den gesamten Bereich der möglichen Mischungsverhältnisse mit dem Ziel der Charakterisierung der zusammensetzungsbedingten Beeinflussbarkeit des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von unidirektional verstärktem SCFK.

Kapitel 2.3.2: Variation der Prüfkörperlänge einzelner SCFK-Konfigurationen mit dem Ziel der Untersuchung des Einflusses der beim Initialversagen freigesetzten Formänderungsenergie auf das Nachversagen von unidirektional verstärktem SCFK.

Kapitel 2.3.3: Variation der Schichtreihenfolge ausgewählter SCFK-Konfigurationen mit dem Ziel der Untersuchung von Einflüssen aus dem Hybridisierungsgrades auf das Nachversagen von unidirektional verstärktem SCFK.

- Kapitel 2.3.4: Detailbetrachtung des Versagensvorgangs an ausgewählten SCFK-Konfigurationen mit dem Ziel, das Verständnis des mit dem Initialversagen verbundenen Wirkmechanismus zu erweitern.
- Kapitel 2.3.6: Untersuchung des Be- und Entlastungsverhalten von ausgewählten SCFK-Konfigurationen mit dem Ziel, die aus dem Verfestigungsverhalten der Stahlfasern resultierenden induzierten Eigenspannungen zu charakterisieren.
- Kapitel 2.3.7: Ergänzende Untersuchungen an unidirektional verstärkten SFK und CFK sowie an multidirektional verstärktem SCFK zur Bereitstellung einer experimentellen Datenbasis für die Kalibrierung und Validierung der in Kapitel 3 und 4 vorgestellten Berechnungsmethoden.

Zur Kennzeichnung und Unterscheidung der in den jeweiligen Unterkapiteln vorgestellten Ergebnisse wird die in Abbildung 22 dargestellte Nomenklatur verwendet.

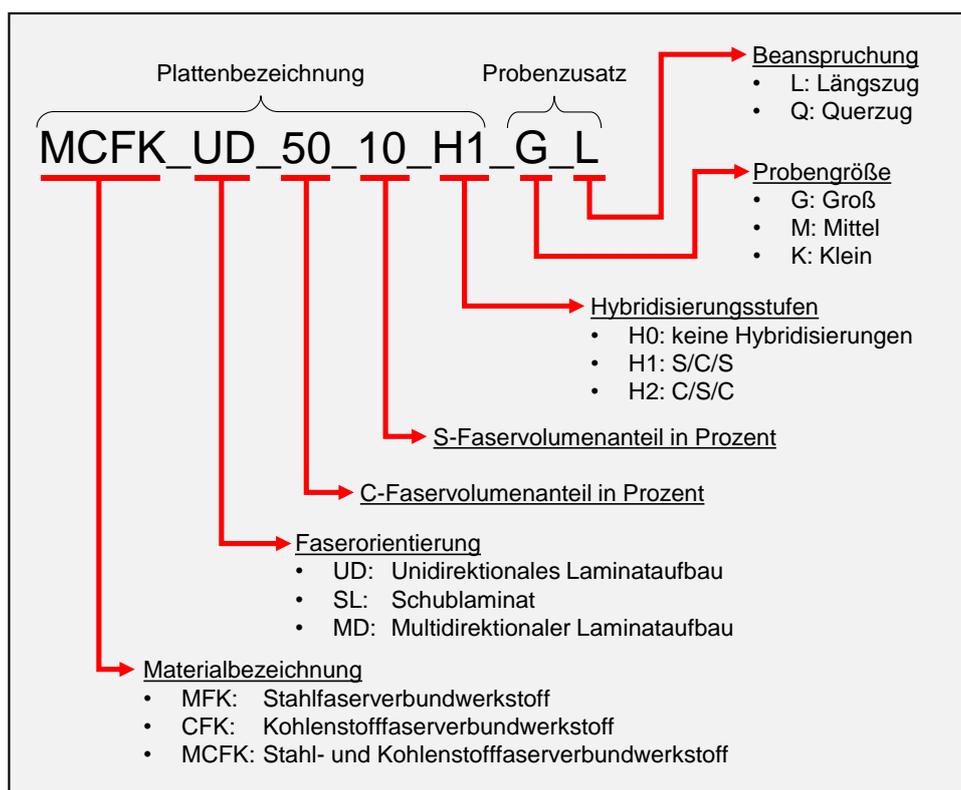


Abbildung 22: Nomenklatur der Untersuchung

Vor dem Hintergrund der im Nachversagen auftretenden Streuung im Werkstoffverhalten wird bei der Gegenüberstellung von Spannungs-Dehnungs-Kurven unterschiedlicher SCFK-Konfigurationen auf die Verwendung von Mittelwertkurven verzichtet. Stattdessen werden hier repräsentative Versuchsergebnisse miteinander verglichen.

Um dennoch einen Eindruck über die Streuung der Materialeigenschaften darstellen zu können, werden die verschiedenen charakteristischen Punkte im Spannungs-Dehnungs-Verhalten (vgl. Abbildung 7) von SCFK ausgewertet und verglichen.

2.3.1 Variation des Stahlanteils

Die Variation des Stahlfaservolumenanteils zielt auf die Identifikation des Einflusses der Zusammensetzung von SCFK auf die mechanischen Eigenschaften. Hierzu werden Ergebnisse aus der experimentellen Untersuchung von unidirektional verstärkten SCFK-Laminatkonfigurationen mit über den gesamten Bereich der möglichen Mischungsverhältnisse verteilten Zusammensetzungen miteinander verglichen (Abbildung 23). Dabei werden ausschließlich Ergebnisse von Prüfkörpergeometrien mit einer freien Messlänge von 50 mm und Laminataufbauten mit außen angeordneten Stahlfasereinzelschichten verglichen. Die Variation des Stahlfaservolumenanteils ist dabei gleichbedeutend mit einer gegenläufigen Variation des Kohlenstofffaservolumenanteils. Die nominell eingestellten Stahlfaservolumenanteile der untersuchten Konfigurationen betragen dabei 0 %, 10 %, 20 %, 30 %, 40 %, 45 %, 50 % und 60 %. Die experimentell ermittelten Werkstoffmikrostrukturen sind in Abbildung 23 dargestellt. Die diesbezüglich ermittelten Parameter der Werkstoffzusammensetzung liegen bezogen auf die bei der Herstellung eingestellten Werte bei Abweichungen von maximal 3,4 %. Für die Konfigurationen mit den nominellen Stahlfaservolumenanteilen von 40 % und 45 % reduzieren sich damit die Unterschiede zwischen den jeweiligen Zusammensetzungen. Die gemessenen Volumenanteile gelten jedoch nur für die entnommenen Proben. Es wird davon ausgegangen, dass die Volumenanteile innerhalb des gesamten Laminats im Rahmen der gemessenen Abweichung um den nominell eingestellten Wert variieren. Dieser Annahme folgend, erfolgt der Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven anhand der nominell eingestellten Faservolumenanteile. Der Einfluss des Stahlfaservolumenanteils auf das mechanische Verhalten von SCFK unter Zugbeanspruchungen wird in Abbildung 23 anhand von ausgewählten Spannungs-Dehnungs-Kurven dargestellt.

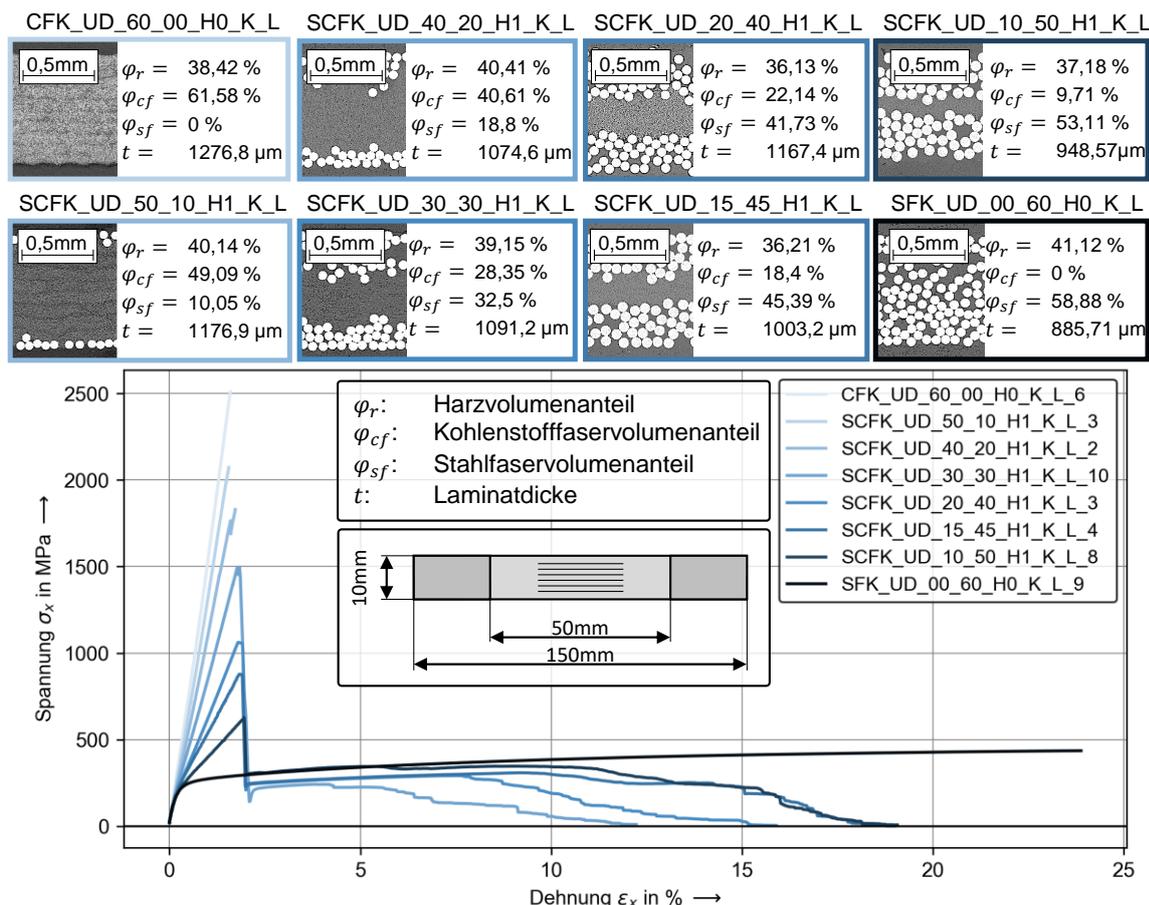


Abbildung 23: Spannungs- Dehnungs-Verhalten von unidirektional verstärkten SCFK-Laminatkonfigurationen mit variierender Zusammensetzung unter Zugbeanspruchung in Faserrichtung

Je nach Stahlfaservolumenanteil kann man das Spannungs-Dehnungs-Verhalten der hier untersuchten Laminatkonfigurationen in die in Abbildung 7 dargestellten Abschnitte unterteilen und anhand der zugehörigen charakteristischen Eigenschaften unterscheiden (vgl. Abbildung 24 a). Die Ermittlung dieser charakteristischen Eigenschaften ist im Folgenden aufgelistet:

- Die Zugsteifigkeit E_x wird durch lineare Regression innerhalb von 0,05 und 0,15 % der Nennlängsdehnung bestimmt.
- Die Bestimmung des Fließpunkts erfolgt auf Basis der Definition der Dehngrenze. Für den diesbezüglichen Grenzwert wird hier eine plastische Dehnung von 0,02 % gewählt. Die Fließspannung σ_{yi} ergibt sich damit aus der Spannung, bei der die zugehörige gemessene Dehnung um 0,02 % größer ist als die auf

Basis des Hook'schen Gesetzes bei dieser Spannung errechneten Dehnung. Die bei dieser Spannung gemessene Dehnung entspricht der Fließdehnung ε_{yi} .

- Die Initialversagensspannung σ_{ini} und die Initialversagensdehnung ε_{ini} beschreiben den Zustand direkt vor dem Spannungsabfall im Spannungs-Dehnungsdiagramm.
- Die Nachversagensspannung σ_{post} und die Nachversagensdehnung ε_{post} beschreiben den Zustand nach dem Spannungsabfall im Spannungs-Dehnungsdiagramm. Die direkt nach dem Spannungsabfall auftretende negative Spannungsspitze wird hier vernachlässigt und in Kapitel 2.3.4 detailliert diskutiert.
- Die Bruchdehnung ε_b folgt aus der letzten messbaren Verformung bevor der Kraftschwellwert zur Messwerterfassung unterschritten wird.
- Die Energieabsorption im Nachversagen folgt aus der Integration der Spannung über der Dehnung in den Grenzen von ε_{post} bis ε_b

Zugsteifigkeit vs. Stahlfaservolumenanteil (vgl. Abbildung 24 b)

Bedingt durch das Zusammenwirken der ausgewählten Verstärkungsfasern mit unterschiedlichen Steifigkeiten (s. Tabelle 1) ergibt sich mit steigendem Stahlfaservolumenanteil eine linear abfallende Zugsteifigkeit im SCFK-Laminat.

Fließspannung vs. Stahlfaservolumenanteil (vgl. Abbildung 24 c)

Ein Fließpunkt und damit auch eine Fließspannung tritt nur bei Laminat-Konfigurationen mit einem Stahlfaservolumenanteil $> 0\%$ auf. Die Fließspannung fällt dabei mit ansteigendem Stahlfaservolumenanteil linear ab. Dies resultiert aus dem Zusammenwirken der höhersteifen linear elastischen Kohlenstofffasern und der elastisch-plastischen Stahlfasern mit geringerer Steifigkeit. Bei gleichmäßiger Verformung des SCFKs erfahren die Kohlenstofffasern bedingt durch die höhere Steifigkeit auch höhere Beanspruchungen als die Stahlfasern. Daraus folgt wiederum, dass ein SCFK-Laminat mit einem geringen Stahlfaservolumenanteil im linearelastischen Bereich bis zum Fließpunkt höhere Lasten aufnehmen kann als ein SCFK-Laminat mit einem höheren Stahlfaservolumenanteil.

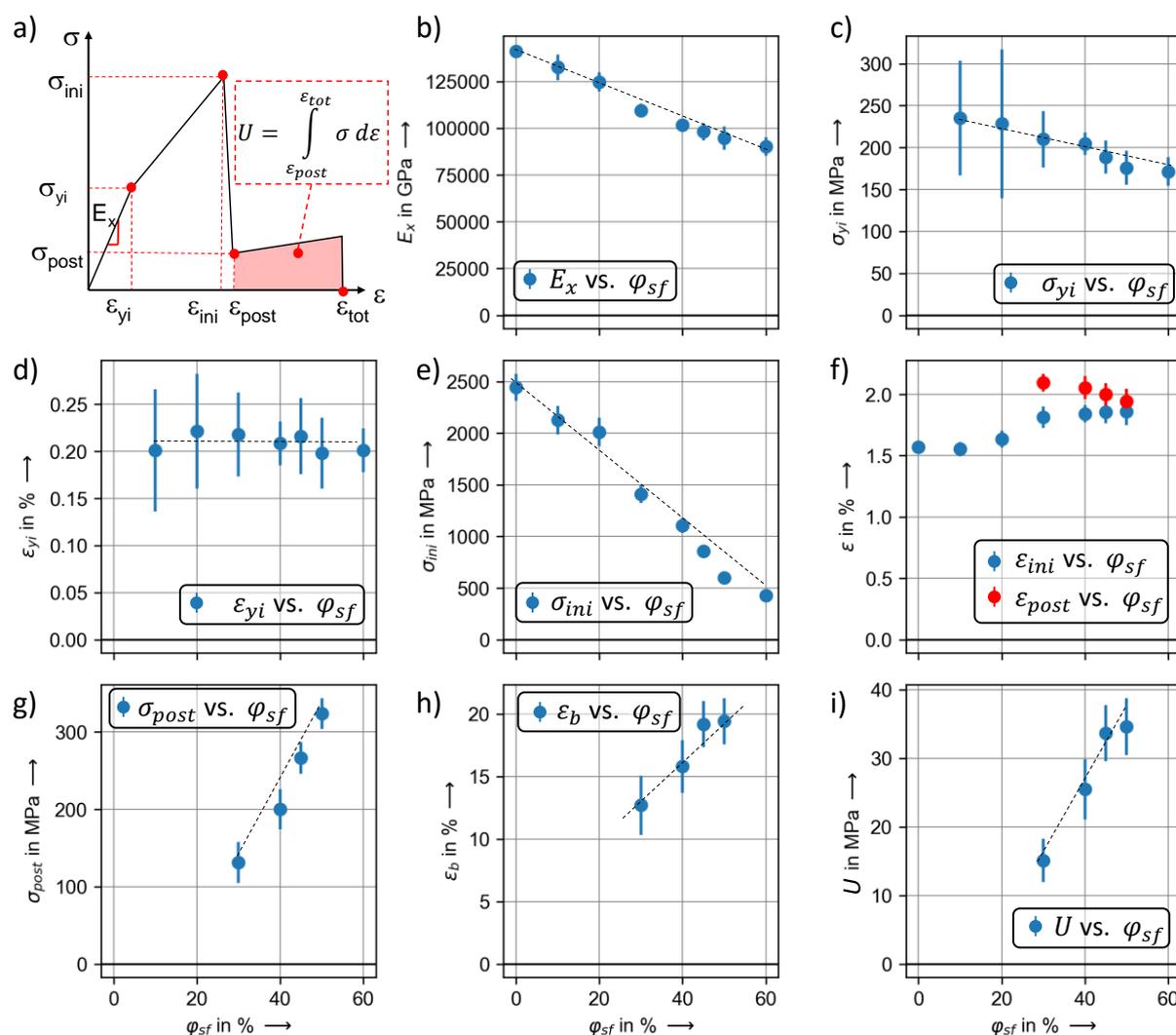


Abbildung 24: Übersicht über die charakteristischen Punkte im Spannungs-Dehnungs-Verhalten von SCFK a), die Darstellung des Einflusses vom Stahlfaservolumenanteil φ_{sf} auf die Zugsteifigkeit E_x b), die Fließspannung σ_{yi} c), die Fließdehnung ε_{yi} d), die Initialversagensspannung σ_{ini} e), die Initialversagensdehnung ε_{ini} und die Nachversagensdehnung ε_{post} f), die Nachversagensspannung σ_{post} g) die Bruchdehnung ε_{b} h) und die Energieabsorption im Nachversagen U i)

Fließdehnung vs. Stahlfaservolumenanteil (vgl. Abbildung 24 d)

Die Ursache für das Auftreten eines Fließpunktes ist auf den Übergang der Stahlfaser von einem elastischen in ein elastisch-plastisches Werkstoffverhalten zurückzuführen.

Die Fließdehnung von SCFK ist dabei nur von dem Werkstoffverhalten der Stahlfasern abhängig und wird nicht durch die Zusammensetzung der SCFKs beeinflusst.

Initialversagensspannung vs. Stahlfaservolumenanteil (vgl. Abbildung 24 e)

Ähnlich wie bei der Beeinflussbarkeit der Steifigkeit oder der Fließspannung folgt die mit ansteigendem Stahlfaservolumenanteil abfallende Initialversagensspannung im Wesentlichen aus der Kombination zweier Verstärkungsfasern mit unterschiedlicher Festigkeit.

Initialversagensdehnung vs. Stahlfaservolumenanteil (vgl. Abbildung 24 f)

Das Initialversagen tritt ein, wenn die Kohlenstofffasern ihre mittlere Festigkeitsgrenze erreicht haben. Prinzipiell ist daher anzunehmen, dass die Initialversagensdehnung eines SCFKs nur von der Bruchdehnung der Kohlenstofffasern abhängt und damit kein Zusammenhang zum Stahlfaservolumenanteil besteht. Für Konfigurationen mit geringen Stahlfaservolumenanteilen trifft dies zu. Für Laminats mit höheren Stahlfaservolumenanteilen werden jedoch leicht erhöhte Initialversagensdehnungen gemessen. Hauptursache hierfür ist ein Hybrideffekt, der bereits aus zahlreichen Untersuchungen zu FHVW, bestehend aus Glas- und Kohlenstofffasern, bekannt ist [25]. Dieser Hybrideffekt resultiert aus der stochastisch verteilten Faserfestigkeit der Kohlenstofffasern im Zusammenspiel mit einer vergleichsweise guten Fasermatrixanhaftung zwischen den Kohlenstofffasern und der Matrix sowie zwischen den Stahlfasern und der Matrix (vgl. Abbildung 25a). Hier kann angenommen werden, dass die bei den ersten Faserbruchereignissen entstehenden lokalen Spannungskonzentrationen, bedingt durch die gute Faser-Matrix-Anhaftung auf die Stahlfasern in der direkten Umgebung, umgelagert werden können (vgl. Abbildung 25 b). Obwohl die versagten Kohlenstofffasern in den Bereichen vor und hinter den Brüchen weiterhin Lasten übertragen können, ist die Steifigkeit des Laminats im Bereich der Brüche geringer als in den intakten Bereichen. Dies führt dazu, dass bei einer entsprechenden Häufigkeit dieses Lastumlagerungseffekts die Steifigkeit des Laminats geringer wird und dass das Initialversagen dem entsprechend erst bei höheren Verformungen erreicht wird.

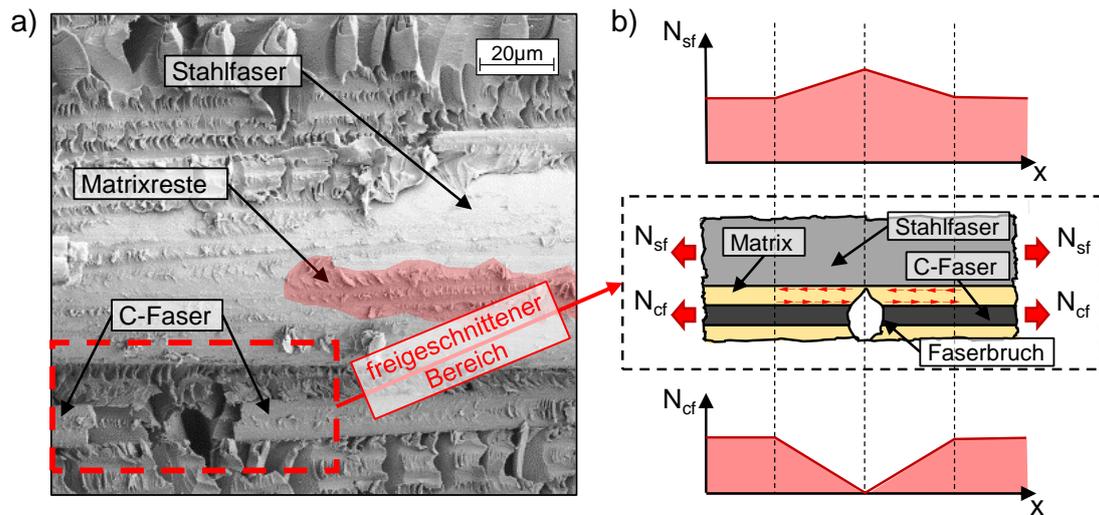


Abbildung 25: REM-Aufnahme der Bruchfläche einer SCFK-Konfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 45 % mit der Kennzeichnung einer versagten Kohlenstofffaser und einer Stahlfaser in direkter Nachbarschaft a) sowie freigeschnittener Kohlenstofffaserbruch mit der Veranschaulichung der Lastumlagerung auf eine Stahlfaser in der direkten Nachbarschaft b)

Die Häufigkeit des Lastumlagerungseffektes nimmt zu, je größer der Anteil der zu einer Stahlfaser benachbarten Kohlenstofffaser im Vergleich zum gesamten Kohlenstoffanteil ist. Bei den untersuchten Laminataufbauten ist dies zum einen für Laminare mit höheren Stahlfaservolumenanteilen (vgl. Abbildung 26) und zum andern für die später betrachteten Laminataufbauten mit höheren Hybridisierungsgraden der Fall.

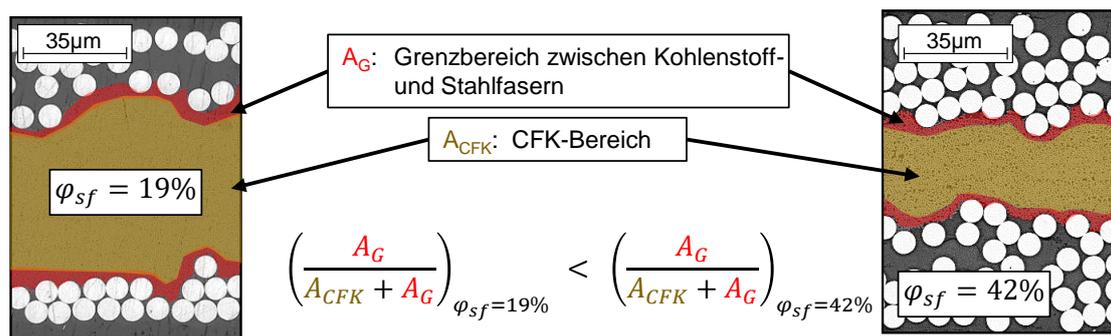


Abbildung 26: Gegenüberstellung des Verhältnisses zwischen den zu Stahlfasern benachbarten CFK-Bereichen und dem gesamten CFK-Bereich für zwei Laminatkonfigurationen mit unterschiedlichen Stahlfaservolumenanteilen

Dehnung zu Beginn des Nachversagens vs. Stahlfaservolumenanteil (vgl. Abbildung 24 f)

Alle hier verglichenen SCFK-Laminatkonfigurationen mit einem Stahlfaservolumenanteil $> 20\%$ zeigen ein Nachversagen. Die Dehnung zu Beginn des Nachversagens unterscheidet sich dabei von den Initialversagensdehnungen. Die Ursache hierfür ist der beim Initialversagen entstehende Steifigkeitsabfall im Prüfkörper. Dieser Steifigkeitsabfall bzw. der damit verbundene Lastabfall hat nicht nur Auswirkungen auf das gemessene Spannungs-Dehnungs-Verhalten, sondern auch auf den Prüfaufbau der verwendeten Prüfmaschine. In Abhängigkeit der Steifigkeit des gesamten Prüfaufbaus treten im Verlauf des Zugversuchs auch hier Verformungen auf. Deutlich werden diese Verformungen beim Vergleich der optisch auf der Prüfkörperoberfläche gemessenen Dehnung mit der über den Maschinenweg bestimmten Dehnung (vgl. Abbildung 27 a).

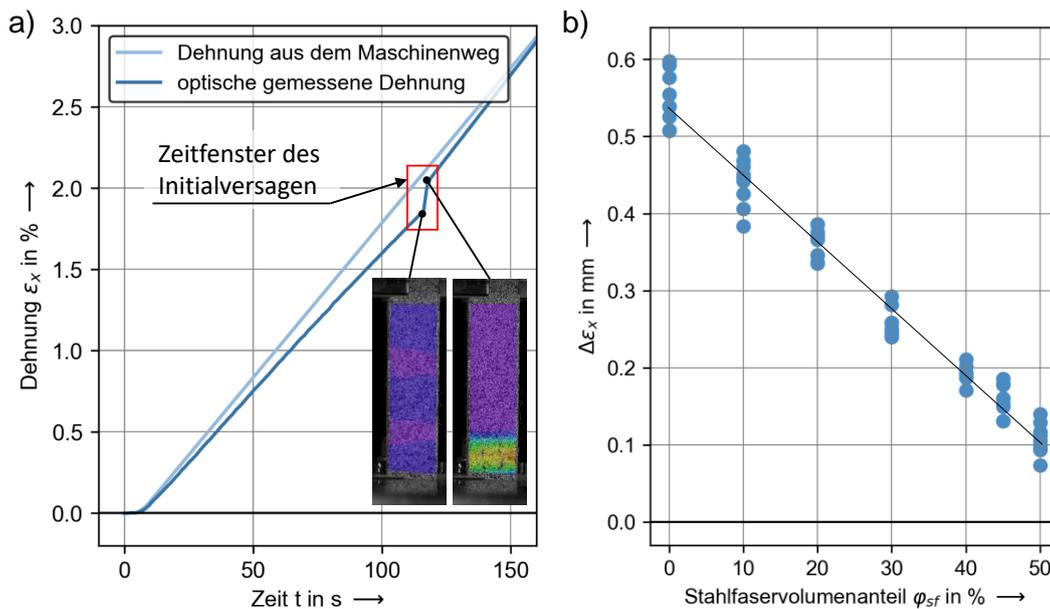


Abbildung 27: Gegenüberstellung der optisch gemessenen und der auf Basis des Maschinenwegs bestimmten Dehnung für eine SCFK-Konfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 45 % in a) und Verformung des Prüfaufbaus zum Zeitpunkt des Initialversagens in Abhängigkeit des Stahlfaservolumenanteils für verschiedene Prüfkörper b)

Der Maschinenweg wird an der Traverse der Prüfmaschine gemessen und berücksichtigt sämtliche zwischen dem Rahmen der Prüfmaschine und der Traverse auftretenden Verformungen. Die auf dem Maschinenweg basierende Dehnung zeigt einen kontinuierlichen linearen Anstieg bis zum Prüfungsende. Die optisch gemessene Dehnung

repräsentiert hingegen im Bereich vor dem Initialversagen einen Mittelwert der Verzerrungen auf der Prüfkörperoberfläche. Verformungen aus der Einspannung oder des Prüfaufbaus werden hier nicht berücksichtigt. Der Verlauf der optisch gemessenen Dehnungen zeigt zu Beginn des Versuchs eine geringere Steigung als die Dehnung auf Basis des Maschinenwegs. Die Differenz zwischen den beiden Dehnungen ist auf die Verformung des Prüfaufbaus und auf Setzeffekte in der Einspannung zurückzuführen. Zum Zeitpunkt des Initialversagens tritt in dem Verlauf der optisch gemessenen Dehnung eine Diskontinuität bzw. ein sprunghafter Dehnungszuwachs auf. Dieser Dehnungszuwachs resultiert aus der mit dem Steifigkeitsabfall beim Initialversagen verbundenen Entspannung bzw. der Rückverformung des Prüfaufbaus. Der Unterschied zwischen der Initialversagensdehnung und der Dehnung zu Beginn des Nachversagens (vgl. Abbildung 24 f) folgt direkt aus der von der Rückverformung des Prüfaufbaus abhängenden Ausprägung des sprunghaften Dehnungszuwachses. Dieser hängt im Wesentlichen von den während des Zugversuchs auftretenden Kräften ab. Die während des Zugversuchs auftretenden Kräfte sind bei Laminaten mit hohem Stahlfaservolumenanteilen geringer als bei Laminaten mit geringerem Stahlfaservolumenanteil (s. Initialversagensspannung vs. Stahlfaservolumenanteil). Damit ist auch die Verformung des Prüfaufbaus zum Zeitpunkt des Initialversagens für hohe Stahlfaservolumenanteile geringer als für geringe Stahlfaservolumenanteile (vgl. Abbildung 27 b). Dementsprechend werden die Unterschiede zwischen der Initialversagensdehnung und der Dehnung zu Beginn des Nachversagens mit steigendem Stahlfaservolumenanteil immer geringer. Die Entspannungseffekte des Prüfaufbaus stellen dabei eine zusätzliche Beanspruchung des Prüfkörpers dar, die vor allem bei geringeren Stahlfaservolumenanteilen zu hohen zusätzlichen sprunghaft ansteigenden Dehnungszuwächsen führen kann.

Spannung zu Beginn des Nachversagens vs. Stahlfaservolumenanteil (vgl. Abbildung 24g)

Für den Fall, dass bei einer SCFK-Konfiguration ein Nachversagen auftritt, hängt das Spannungslevel nach dem Initialversagen im Wesentlichen von dem Anteil der intakten Stahlfasern ab. Dabei gilt, je höher der Stahlfaservolumenanteil, desto höher ist das Spannungslevel im Nachversagen. Geht man davon aus, dass alle Stahlfasern während des Initialversagens intakt bleiben, ergibt sich ein linearer Zusammenhang

zwischen dem Stahlfaservolumenanteil und der Spannung zu Beginn des Nachversagens.

Bruchdehnung vs. Stahlfaservolumenanteil(vgl. Abbildung 24h)

Die Bruchdehnung einer SCFK-Konfiguration hängt im Wesentlichen von der Bruchdehnung der verwendeten Stahlfaser ab. Dabei ist entscheidend, ob während der Belastung Dehnungslokalisierungen entstehen und welche geometrische Ausdehnung diese Lokalisierung haben. Das Auftreten eines Nachversagens bei einer SCFK-Konfiguration ist mit der Entstehung einer solchen Dehnungslokalisierung verbunden (vgl. Abbildung 28 a). Charakteristisch für diese Lokalisierung ist eine lokale sprunghaft ansteigende Dehnungserhöhung und eine leichte Reduktion der Dehnungen den Bereichen vor und hinter der Lokalisierung (vgl. Abbildung 28 b).

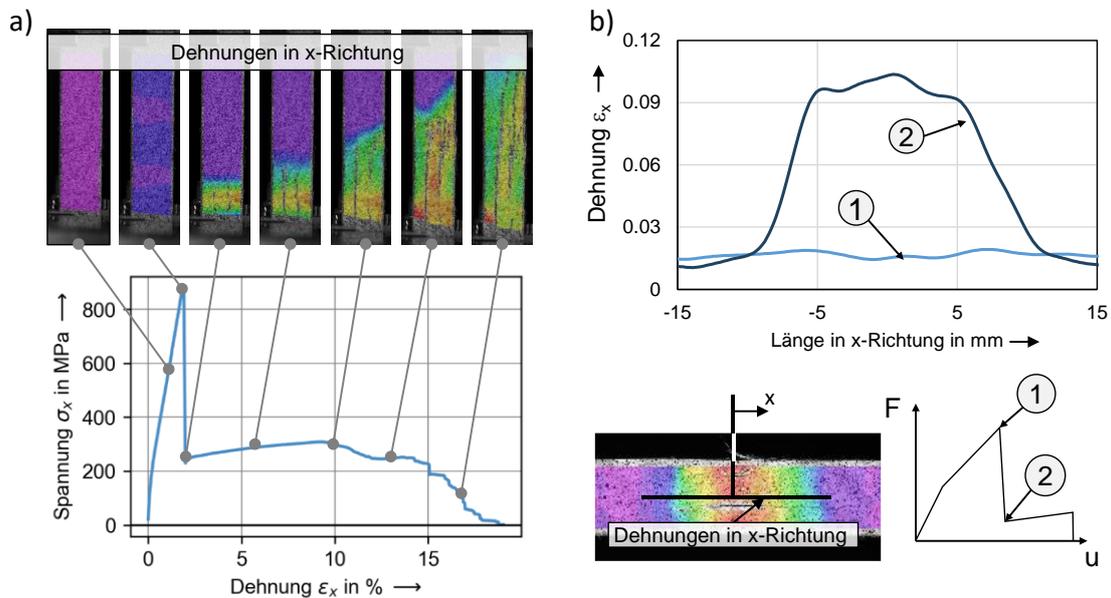


Abbildung 28: Verlauf der optisch gemessenen Verzerrung in x-Richtung auf der Prüfkörperoberfläche während eines Zugversuchs in a) und optisch gemessenen Verzerrung in x-Richtung entlang einer Linie für den Zustand direkt vor und direkt nach dem Initialversagen in b)

Die Dehnungsüberhöhung tritt direkt nach dem Initialversagen auf und wird deswegen im weiteren Verlauf auch als Initialschädigung oder initial geschädigter Bereich bezeichnet. Auf Grund des DIC-Messverfahrens sind die Dehnungsüberhöhungen und damit auch die Initialschädigungen dabei nur für die Laminatkonfigurationen mit außenliegenden Stahlfasereinzelschichten messbar (vgl. Abbildung 28 a). Hinsichtlich der Entstehung der Initialschädigung kann angenommen werden, dass diese genau

dort entsteht, wo das Versagen der Kohlenstofffasereinzelschichten stattfindet. Die lokale Dehnungserhöhung und die davor und dahinter auftretende Dehnungsreduktion (vgl. Abbildung 28 b) resultieren aus einer Relativverschiebung zwischen den durch die Initialschädigung getrennten intakten Bereichen des Laminataufbaus. Die Ursache hierfür ist auf die mit dem Steifigkeitsabfall beim Initialversagen verbundenen Entspannung zurückzuführen. Dabei wirkt hier nicht nur die Relativverschiebung innerhalb der Prüfkörpergeometrie, sondern auch die zusätzlichen Verschiebungen bei der Entspannung des Prüfaufbaus (s. Dehnung zu Beginn des Nachversagens vs. Stahlfaservolumenanteil). Nach dem Entstehen der Initialschädigung breitet sich der initial geschädigte Bereich im Verlauf der weiteren Beanspruchung aus (vgl. Abbildung 28 a). Aufgrund der geringeren Steifigkeit finden die Dehnungen der Stahlfasern nach dem Initialversagen hauptsächlich im Bereich der Initialschädigung statt. Der sich dehnende Bereich wird dabei kontinuierlich größer. Entscheidend für die Bruchdehnung einer SCFK-Konfiguration ist das Dehnungsverhalten der Stahlfasern im initial geschädigten Bereich. Die Bruchdehnung hängt dabei einerseits von der Ausprägung der Dehnungserhöhung bei der Entspannung direkt nach dem Initialversagen und andererseits von der Dehnung im geschädigten Bereich während des Nachversagens ab (vgl. Abbildung 29 a). Beide Dehnungen werden wiederum maßgeblich durch die geometrische Ausprägung der Initialschädigung und deren Ausbreitung im weiteren Verlauf des Zugversuchs beeinflusst. Dabei gilt, je größer die geometrische Ausprägung der Initialschädigung bzw. deren Ausbreitung während der weiteren Belastung, desto höher wird die erreichbare Bruchdehnung des Laminats. Wie zuvor schon dargestellt, nimmt die Zusatzbeanspruchung aus den Entspannungseffekten des Prüfaufbaus mit steigendem Stahlfaservolumenanteil ab. Selbiges gilt auch für die Relativverschiebung bei der Entspannung des Prüfkörpers. Dies folgt daraus, dass der die Entspannungseffekte auslösende Steifigkeitsabfall durch das Versagen der Kohlenstofffasern entsteht und dieser folglich mit fallendem Kohlenstofffaservolumenanteil bzw. mit steigendem Stahlfaservolumenanteil immer geringer wird.

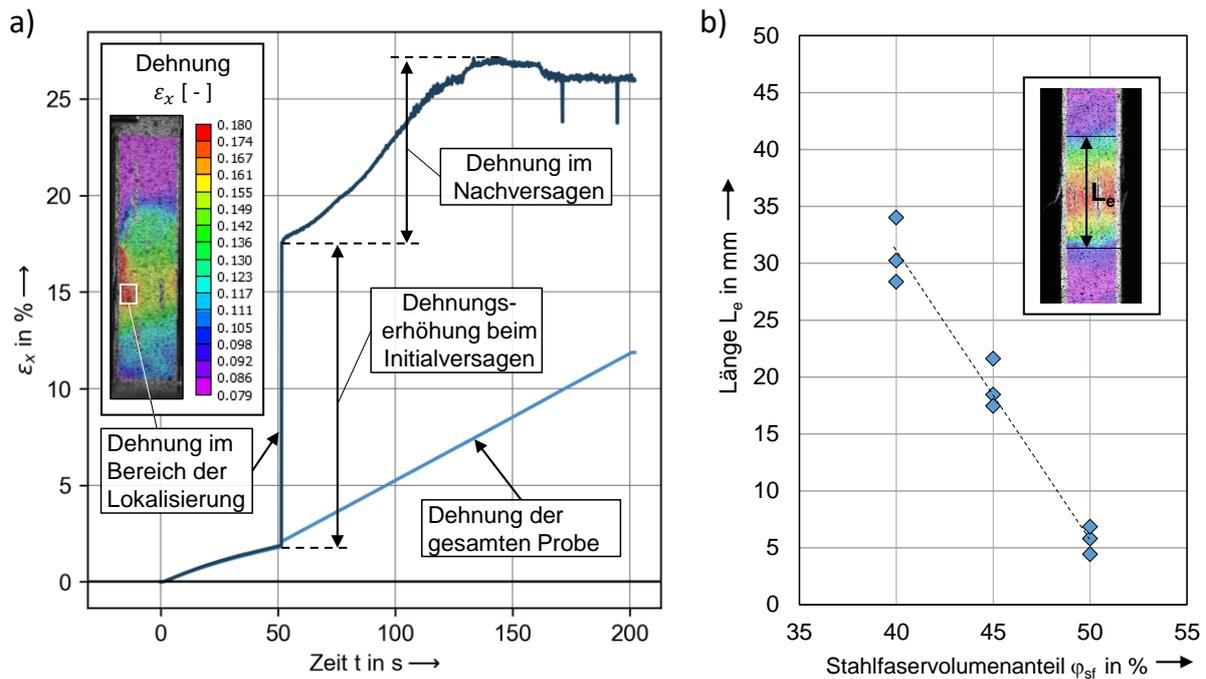


Abbildung 29: Gegenüberstellung der im Bereich der Initialschädigung gemessenen Dehnung mit der Dehnung der gesamten Probe während eines Zugversuchs in a) und Abhängigkeit der geometrischen Ausprägung der Initialschädigung vom Stahlfaservolumenanteil in b)

Die geometrische Ausprägung der Initialschädigung nimmt ebenfalls mit steigendem Stahlfaservolumenanteil ab (vgl. Abbildung 29 b). Allerdings breitet sich die Schädigung vor allem bei Laminatkonfigurationen mit hohen Stahlfaservolumenanteilen im Nachversagen über die gesamte Prüfkörperlänge aus (vgl. Abbildung 28 a). Das Zusammenwirken dieser Einflüsse führt dazu, dass die Bruchdehnung von unidirektional verstärkten SCFK-Laminaten mit dem Stahlfaservolumenanteil ansteigt.

Energieabsorption im Nachversagen vs. Stahlfaservolumenanteil (vgl. Abbildung 24 i)

Die Energieabsorption im Nachversagen hängt einerseits von der erreichten Bruchdehnung und andererseits vom Spannungslevel im Nachversagen ab. Beide Einflüsse wurden bereits erläutert. Dabei gilt, je höher der Stahlfaservolumenanteil, desto höher ist die Bruchdehnung sowie das Spannungslevel im Nachversagen und desto höher ist auch die Energieabsorption im Nachversagen. Hinsichtlich des Spannungslevels gilt es zu beachten, dass die Ausbreitung der Initialschädigung im weiteren Verlauf des Zugversuchs von vereinzelt Versagensereignissen begleitet wird. Durch diese Versagensereignisse kommt es zu kleinen Spannungsreduktionen im Nachversagen.

Diese Effekte treten allerdings sowohl bei Konfigurationen mit hohen als auch bei Konfigurationen mit geringeren Stahlfaservolumenanteilen auf. Der damit verbundene Einfluss auf die Vergleichbarkeit der Energieabsorption im Nachversagen ist vernachlässigbar.

Bruchbilder mit und ohne Nachversagen

Die Bruchbilder der SCFK-Konfigurationen mit einem Nachversagen unterscheiden sich deutlich von den Bruchbildern der spröde versagenden Konfigurationen. Das spröde Versagen ist dadurch gekennzeichnet, dass die Stahlfasereinzelschichten meist in der direkten Nähe der versagten Kohlenstoffaserebereiche versagen (vgl. Abbildung 30 a). Zudem zeigen die beim Versagen auftretenden Ablösungen zwischen den jeweiligen Einzelschichten eine vergleichsweise geringe Ausprägung. Ein weiteres Merkmal einer spröde versagten SCFK-Konfiguration betrifft die Bruchflächen der Stahlfasern. Neben vereinzelt auftretenden Bruchflächen mit höheren Gleitbruchanteilen (Teller-Tasse-Bruch) zeigt die Mehrzahl der Bruchflächen nur sehr geringe Einschnürungen und eine daran angeschlossene nahezu ebene Bruchfläche. Dabei lassen sich auch auf den ebenen Bruchflächen Anzeichen für ein duktilen Werkstoffversagen finden (Zipfelbildung). Vor dem Hintergrund des ausgeprägt duktilen Werkstoffverhaltens, welches in der Untersuchung an den Stahleinzelfilamenten beobachtet werden kann (s. Kapitel 2.1) wirft das Auftreten von diesen Bruchformen die Fragestellung nach der Ursache auf. Prinzipiell hängt das Bruchverhalten eines metallischen Werkstoffes im Wesentlichen von den Gleitmöglichkeiten seiner Versetzungen bzw. diesbezüglicher Hemmnisse durch beispielsweise Legierungselemente ab. Beanspruchungsbedingte Änderungen des Bruchverhaltens treten dabei entweder durch die Änderung des versagensauslösenden Beanspruchungszustands oder durch den Einfluss der Temperatur oder der Beanspruchungsgeschwindigkeit auf. So werden verschiedenen Dehnraten beispielsweise verschiedene dominante Verfestigungsmechanismen zugeordnet [116]. Dabei ist vor allem für sehr hohe Dehnraten $\dot{\epsilon} > 1000 \text{ s}^{-1}$ bekannt, dass die Fließgrenze metallischer Werkstoffe stark überproportional mit der Dehnrate ansteigt [117]. Unter der Annahme, dass die mit der Dehnrate einhergehende Steigerung der Werkstofffestigkeit geringer ist als die Steigerung der Fließgrenze, kann davon ausgegangen werden, dass die Werkstofffestigkeit für sehr hohe Dehnraten schon bei deutlich geringeren Verformungen erreicht wird. Vor dem Hinter-

grund des vergleichsweise kurzen Zeitraums der Entspannungsbewegungen von Prüfaufbau und Prüfkörper können hohe Dehnraten eine Ursache für die Entstehung dieser Bruchformen darstellen. Ebenfalls ist denkbar, dass durch das zeitlich gestaffelte Versagen der Kohlenstofffasern im Bereich des Bruchs zusätzliche lokale Biegespannungen in die Stahlfasern eingeleitet werden. Die auftretenden Bruchflächen können damit auch ein Resultat der lokalen Überlagerung von Biege- und Zugbeanspruchungen sein. Eine vollständige Klärung der Ursache für das Auftreten der Bruchflächen in Abbildung 30 a) kann im Rahmen dieser Arbeit nicht erreicht werden.

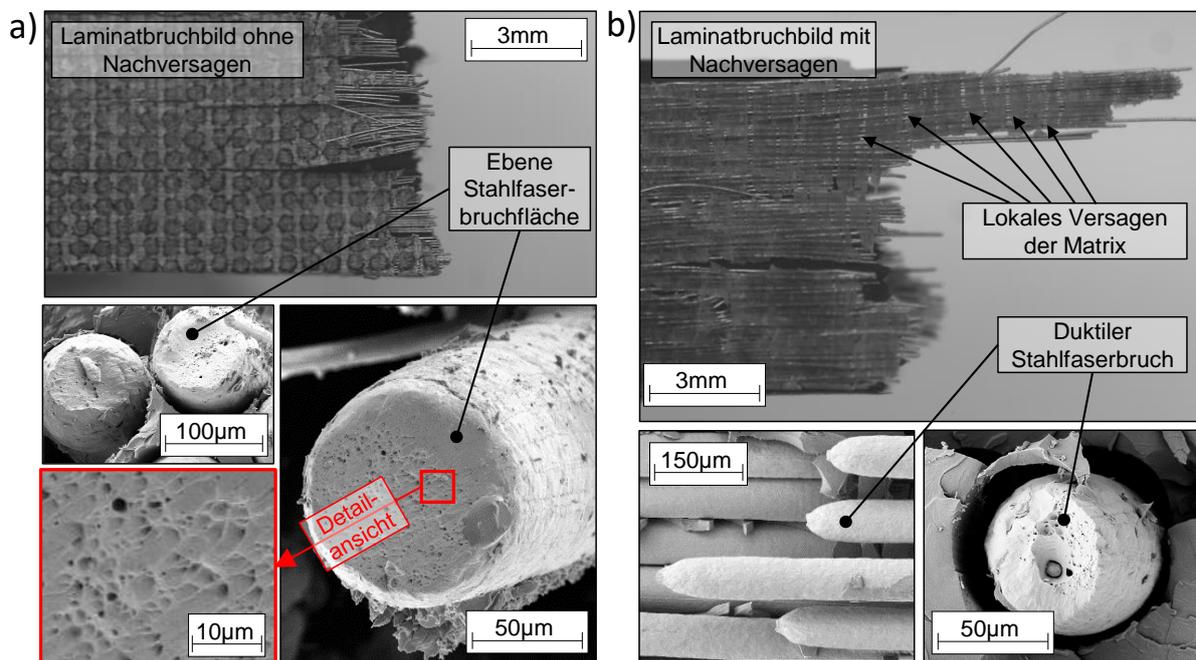


Abbildung 30: Bruchbild eines unidirektional verstärkten SCFK-Laminat ohne Nachversagen in a) und mit Nachversagen in b) sowie der Detailbetrachtung der zugehörigen Stahlfaserbruchflächen

Bei Laminatkonfigurationen mit Nachversagen ist das Bruchbild durch ausgeprägte Ablösungen zwischen den Kohlenstofffaser- und den Stahlfaserbereichen gekennzeichnet. Wobei das Versagen der Stahlfasereinzelschichten meist an einer anderen Position als das Versagen der Kohlenstofffasereinzelschichten stattfindet. Die Bruchflächen der Stahlfasern zeigen dabei ein ausgeprägt duktiles Bruchbild (Teller-Tasse-Bruch) (vgl. Abbildung 30 b). Ein weiteres Anzeichen für ausgeprägte Dehnungen sind die regelmäßig auftretenden Matrixrisse in den abgelösten Stahlfaserbereichen. Hier kann vermutet werden, dass die Matrix die hohen Dehnungen der Stahlfasern im

Nachversagen nicht ertragen kann und es in Folge dessen erst zu Mikrorissen und anschließend zu den beobachtbaren Makrorissen kommt.

2.3.2 Variation der Probenlänge

Die Variation der Prüfkörperlänge zielt auf die Identifikation des Einflusses der zum Zeitpunkt des Initialversagens in dem Prüfkörper gespeicherten Formänderungsenergie auf das mechanische Verhalten von SCFK. Hierzu werden experimentelle Untersuchungen an unidirektional verstärkten SCFK-Konfigurationen mit drei unterschiedlichen Prüfkörpergeometrien durchgeführt (vgl. Abbildung 31 a).

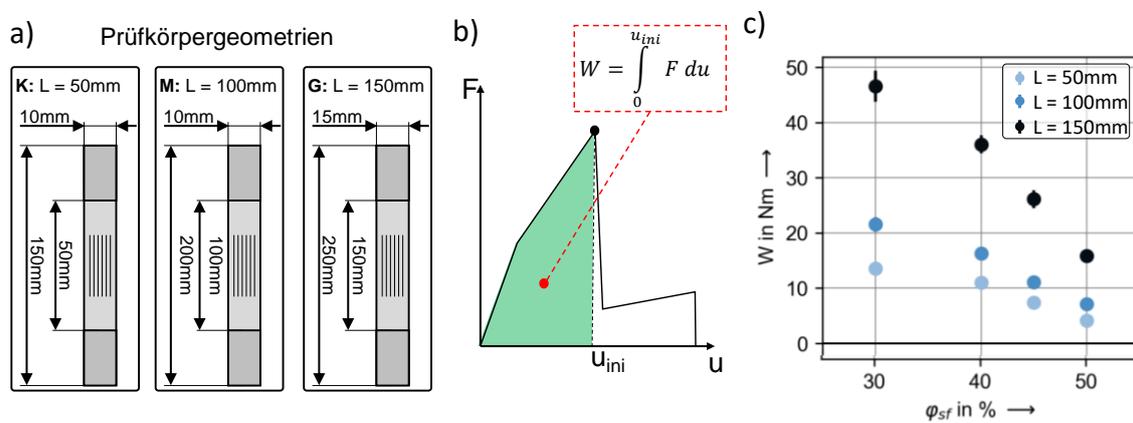


Abbildung 31: Darstellung der variierten Prüfkörpergeometrien in a) und schematische Darstellung der Formänderungsenergiebestimmung zum Zeitpunkt des Initialversagens in b) sowie Verlauf der aus der Variation der Prüfkörpergeometrie resultierenden Variation der Formänderungsenergie in c)

Die Untersuchung beschränkt sich dabei auf Laminatkonfigurationen mit Stahlfaservolumenanteilen, für die aus der Untersuchung in Kapitel 2.3.1 bereits bekannt ist, dass ein Nachversagen auftritt (nominell eingestellte Stahlfaservolumenanteile: 30 %, 40 %, 45 %, 50 %). Die unterschiedlichen Formänderungsenergien ergeben sich zum einen durch die Steigerung der freien Messlänge und die damit verbundenen größeren Verformungen der Prüfkörper und zum andern im Falle der Prüfkörpergeometrie „G“ auch aus der größeren Querschnittsfläche und der damit einhergehenden Steigerung der während des Zugversuchs auftretenden Kräfte (vgl. Abbildung 31 b). Die durch die Variation der Prüfkörper erreichte Variation der Formänderungsenergien ist in Abbildung 31 c dargestellt. Auch hier werden ausschließlich Laminataufbauten mit außen angeordneten Stahlfasereinzelschichten verglichen. Die Werkstoffmikrostrukturen der untersuchten Laminatkonfigurationen (vgl. Abbildung 32) bzw. die auf dessen Basis

ermittelten Parameter der Werkstoffzusammensetzung zeigen, bezogen auf die bei der Herstellung eingestellten Werte, ähnliche Abweichungen, wie die in der zuvor dargestellten Untersuchung (s. Kapitel 2.3.1). Der Einfluss der Prüfkörpergeometrie bzw. der Formänderungsenergie zum Zeitpunkt des Initialversagens auf das mechanische Verhalten von unidirektional verstärktem SCFK unter Zugbeanspruchungen in Faserrichtung wird in Abbildung 32 anhand von ausgewählten Spannungs-Dehnungs-Kurven dargestellt.

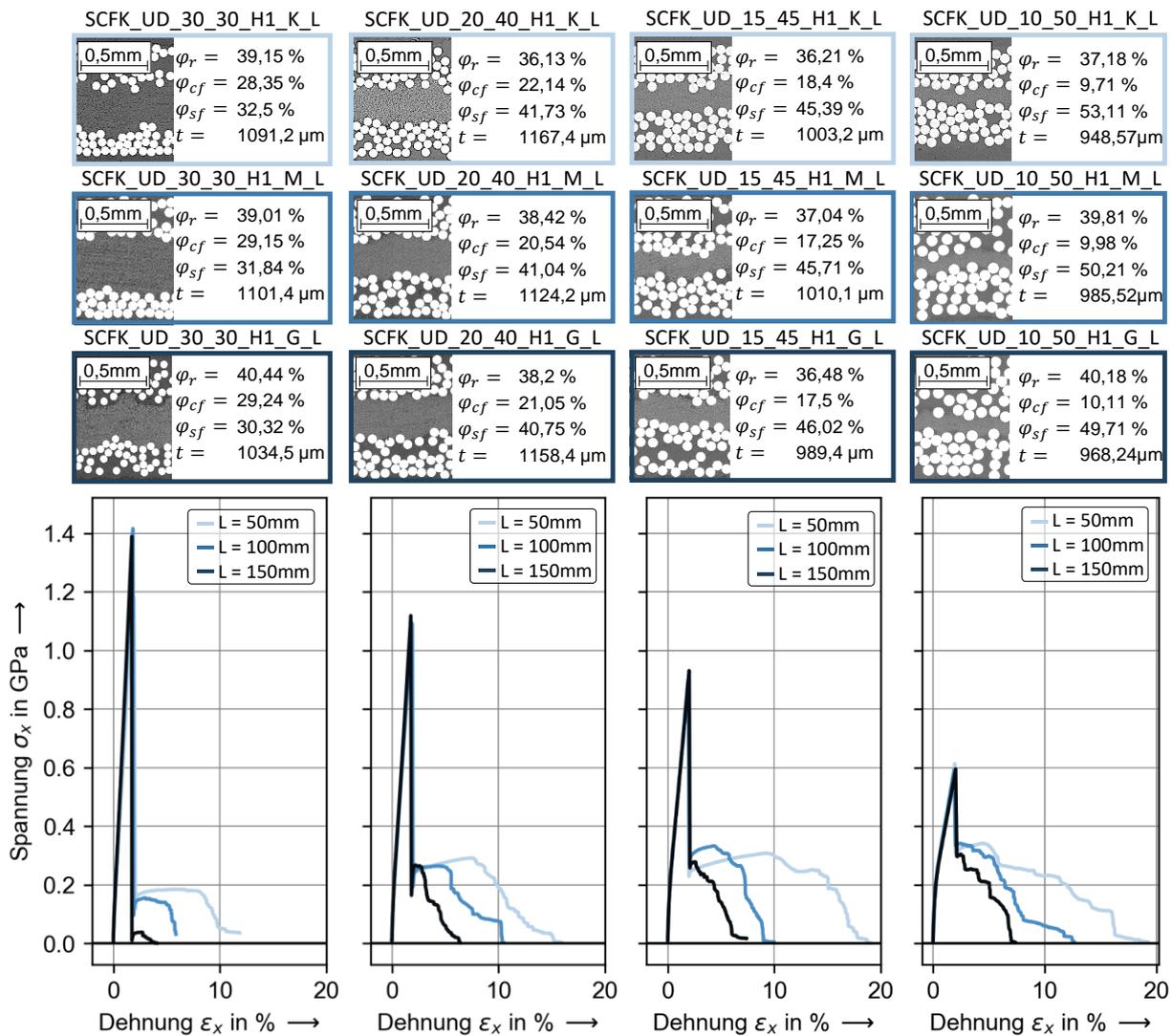


Abbildung 32: Spannungs-Dehnungs-Verhalten von unidirektional verstärkten SCFK-Laminatkonfigurationen mit variierender Prüfkörpergeometrie unter Zugbeanspruchung in Faserrichtung

Die Abschnitte der Spannungs-Dehnungs-Kurven vor dem Initialversagen unterscheidet sich dabei nicht voneinander. Der Einfluss der Formänderungsenergie macht sich

erst zu Beginn des Nachversagens bemerkbar. Dabei gilt, je höher die Formänderungsenergie zum Zeitpunkt des Nachversagens, desto geringer ist die Ausprägung des Nachversagensverhaltens. Eine konkrete Betrachtung der Einflüsse auf die charakteristischen Eigenschaften des Nachversagensabschnitts im Spannungs-Dehnungs-Verhalten von SCFK ist in Abbildung 33 dargestellt.

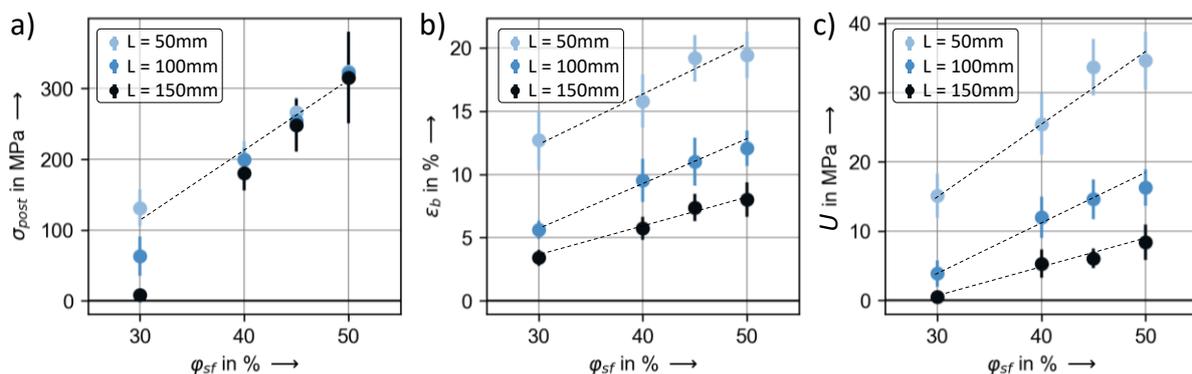


Abbildung 33: Darstellung der Nachversagensspannung σ_{post} a) der Bruchdehnung ε_{ini} b) und der Energieabsorption im Nachversagen U c) jeweils in Abhängigkeit des Stahlfaservolumenanteils φ_{sf} für unterschiedliche Probengeometrien bzw. Formänderungsenergie zum Zeitpunkt des Initialversagens

Einfluss auf die Spannung zu Beginn des Nachversagens (vgl. Abbildung 33 a)

Wie in Kapitel 2.3.1 dargestellt, hängt das Spannungslevel im Nachversagen von dem Anteil der nach dem Initialversagen intakt gebliebenen Stahlfasern ab. Unter der Annahme, dass alle Stahlfasern während des Initialversagens intakt bleiben, ergibt sich dort ein linearer Zusammenhang zwischen dem Stahlfaservolumenanteil und der Spannung zu Beginn des Nachversagens. Die Steigerung der Formänderungsenergie zeigt dabei für Laminatkonfigurationen mit hohen Stahlfaservolumenanteilen keine Auswirkungen auf das Spannungslevel im Nachversagen. Anders ist dies bei der untersuchten Laminatkonfiguration mit einem nominellen Stahlfaservolumenanteil von 30 %. Mit zunehmender Formänderungsenergie fällt hier das Spannungslevel im Nachversagen ab. Für den größten untersuchten Prüfkörper sind die während des Zugversuchs gemessenen Kräfte dabei nur knapp oberhalb des Abbruchkriteriums der Messwertaufzeichnung (Kraftschwellwerts von 100 N). Für diese Laminatkonfiguration ist dementsprechend davon auszugehen, dass sich der Anteil der nach dem Initialversagen intakt gebliebenen Stahlfasern mit steigender Formänderungsenergie zum Zeitpunkt des Initialversagens deutlich verringert. Hinsichtlich der Ursachen für dieses Verhalten kann vermutet werden, dass dieses vornehmlich aus den Beanspruchungen

während der Entspannungsbewegung des Prüfkörpers beim Initialversagen resultiert. Diesbezüglich führt die Steigerung der freien Messlänge eines Prüfkörpers dazu, dass das Initialversagen bei größeren Verformungen stattfindet und dass bei der Entlastungsbewegung dementsprechend auch größere Rückverformungen auftreten. Die Dehnungen bei der Belastung sind dabei gleichmäßig über den gesamten Prüfkörper verteilt. Bei der Entspannungsbewegung ist dies anders. Die Ursache hierfür ist die beim Initialversagen auftretende Initialschädigung. Wie in Kapitel 2.3.1 erläutert, stellt die Initialschädigung ein lokales Ereignis dar, das durch den Steifigkeitsabfall beim Versagen der Kohlenstofffasern ausgelöst wird. Die Entspannungsbewegung findet dabei als Relativverschiebung der durch die Initialschädigung getrennten intakten Bereiche des Laminats statt (vgl. Abbildung 34 a).

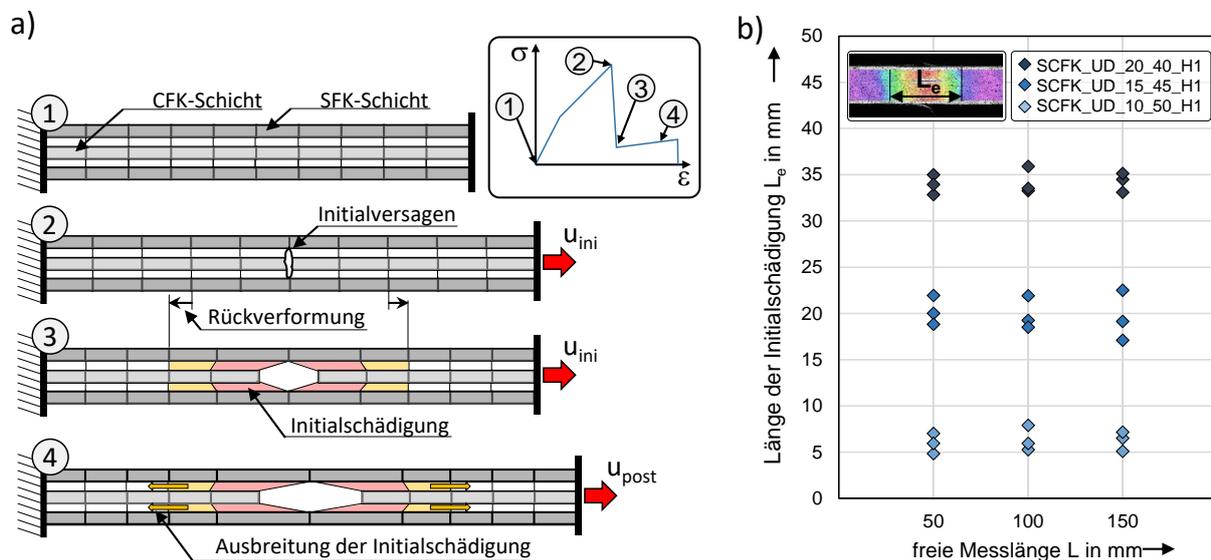


Abbildung 34: Darstellung einer SCFK-Konfiguration in unterschiedlichen Situationen während eines Zugversuchs in a) und geometrische Ausprägung der Initialschädigung in Abhängigkeit der freien Messlänge der untersuchten Prüfkörpergeometrien für SCFK-Konfigurationen mit unterschiedlichen Stahlfaservolumenanteilen in b)

In Abhängigkeit der geometrischen Ausprägung des initial geschädigten Bereichs kann die Relativverschiebung dabei zu hohen Dehnungserhöhungen im Bereich der Initialschädigung führen. Zudem können dabei durch den vergleichsweise kurzen Zeitraum der Entspannungsbewegung sehr hohe Dehnraten auftreten. Hinsichtlich der geometrischen Ausprägung des initial geschädigten Bereichs kann anhand der hier durchge-

fürten Untersuchungen gezeigt werden, dass die Ausprägung nicht von der Prüfkörpergeometrie bzw. von der Formänderungsenergie zum Zeitpunkt des Initialversagens abhängig ist. Eine Änderung wird hier nur in Verbindung mit der Variation des Stahlfaservolumenanteils beobachtet (vgl. Abbildung 34 b). In diesem Kontext führen die mit der Steigerung der freien Messlänge einhergehenden größeren Rückverformungen zu einer Steigerung der Dehnungserhöhungen und der Dehnraten im initial geschädigten Bereich. Für die größte untersuchte Prüfkörpergeometrie „G“ kommt ein weiterer Einfluss aus der Entspannungsbewegung des Prüfaufbaus hinzu. Da bei dieser Geometrie nicht nur die freie Messlänge, sondern auch die Prüfkörperquerschnittsfläche vergrößert wurde, treten hier neben größeren Verformungen auch größere Kräfte während des Zugversuchs auf. Dies führt dazu, dass sich der Prüfaufbau bei der Prüfung stärker verformt und dass bei der Entspannung dementsprechend höhere Zusatzbeanspruchungen in den Prüfkörper eingeleitet werden. Wie schon in Kapitel 2.3.1 erläutert, steigen die Dehnungserhöhungen im initialgeschädigten Bereich während der Entspannungsbewegung mit der Reduktion des Stahlfaservolumenanteils an. Im Zusammenwirken mit dem Einfluss aus den größeren Rückverformungen durch die Steigerung der Formänderungsenergie führt dies letztendlich dazu, dass die Dehnungserhöhungen und die Dehnraten in den initial geschädigten Bereichen der Laminatkonfigurationen mit einem nominellen Stahlfaservolumenanteil von 30 % so groß werden, dass der Anteil der Stahlfasern, die nach dem Initialversagen intakt geblieben sind, mit steigender Formänderungsenergie immer geringer wird.

Einfluss auf die Bruchdehnung (vgl. Abbildung 33c)

Wie schon in Kapitel 2.3.1 erläutert, hängt die Bruchdehnung einer SCFK-Konfiguration einerseits von der Dehnungserhöhung bei der Entspannung direkt nach dem Initialversagen und andererseits von der Dehnung im geschädigten Bereich während des Nachversagens ab. Die Bruchdehnung ist dabei indirekt von der geometrischen Ausprägung der Initialschädigung und deren Ausbreitung im weiteren Verlauf des Zugversuchs abhängig. Dieses Verhalten kann für die hier verglichenen Laminatkonfigurationen bestätigt werden. Da die geometrische Ausprägung der Initialschädigung nicht von der Formänderungsenergie abhängt, führen die mit der Steigerung der Prüfkörperlänge einhergehenden größeren Rückverformungen zu höheren Dehnungserhöhungen

gen beim Initialversagen. Damit reduziert sich das nach dem Initialversagen zu Verfügung stehende Dehnungspotenzial und die Bruchdehnung von SCFK wird mit steigender Formänderungsenergie immer geringer.

Einfluss auf die Energieabsorption im Nachversagen (vgl. Abbildung 33 c)

Der Einfluss der Formänderungsenergie auf die Energieabsorption im Nachversagen folgt der Beeinflussbarkeit der Bruchdehnung und der Beeinflussbarkeit des Spannungslevels im Nachversagen und ist dementsprechend für die kleinen Prüfkörper deutlich größer als für die größeren Prüfkörper.

2.3.3 Variation der Schichtreihenfolge

Die Variation der Schichtreihenfolge in Laminataufbauten ausgewählter SCFK-Konfigurationen zielt auf die Untersuchung der Abhängigkeit zwischen der Werkstoffmikrostruktur und dem mechanischen Verhalten von SCFK. Dabei werden zwei unterschiedliche Aspekte betrachtet. Zum einen wird der Einfluss der Position der SFK- und CFK-Einzelschichten innerhalb des Laminataufbaus untersucht. Hier wird unterschieden zwischen innen und außen angeordneten SFK-Einzelschichten. Zum anderen wird der Einfluss einer feineren Hybridisierung bzw. häufiger abwechselnden SFK- und CFK-Einzelschichten in der Schichtreihenfolge analysiert. Als Unterscheidungsmerkmal wird hier die Anzahl der Grenzflächen zwischen den SFK- und CFK-Einzelschichten herangezogen. Die Untersuchungen erfolgen dabei ausschließlich anhand der Prüfkörpergeometrie mit der freien Messlänge von 50 mm. Zudem beschränkt sich die Untersuchung auf Laminatkonfigurationen mit den Stahlfaservolumenanteilen 20 %, 30 % und 45 %. Wie in den zuvor dargestellten Untersuchungen (Kapitel 2.3.1 und 2.3.2) treten auch bei diesen Werkstoffmikrostrukturen bzw. bei den diesbezüglich ermittelten Parametern der jeweiligen Werkstoffzusammensetzung kleine Abweichungen ($\Delta\varphi_{max} \approx 2,5 \%$) bezogen auf die bei der Herstellung eingestellten Werte auf.

Einfluss von Innen oder außen angeordneten SFK-Einzelschichten

In Abbildung 35 sind ausgewählte experimentell ermittelte Spannungs-Dehnungs-Kurven von Laminatkonfigurationen mit außen und innen angeordneten SFK-Einzelschichten gegenübergestellt. Die Abschnitte der Spannungs-Dehnungs-Kurven vor dem Initialversagen zeigen dabei keine Abhängigkeit von der Position der SFK- und

CFK-Einzelschichten im Laminataufbau. Dies gilt auch für das Nachversagensverhalten von Laminatkonfigurationen mit höheren Stahlfaservolumenanteilen (vgl. Abbildung 35 b). Der Einfluss der Position der SFK- bzw. der CFK-Einzelschichten im Laminataufbau macht sich erst beim Nachversagen von Laminatkonfigurationen mit geringeren Stahlfaservolumenanteilen bemerkbar. Hier zeigt sich für eine Konfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von 20 % bei einem Laminataufbau mit innen angeordneten SFK-Einzelschichten ein Nachversagensverhalten, während bei einem Laminataufbau mit außen angeordneten SFK-Einzelschichten kein Nachversagen beobachtet werden kann (vgl. Abbildung 35 a).

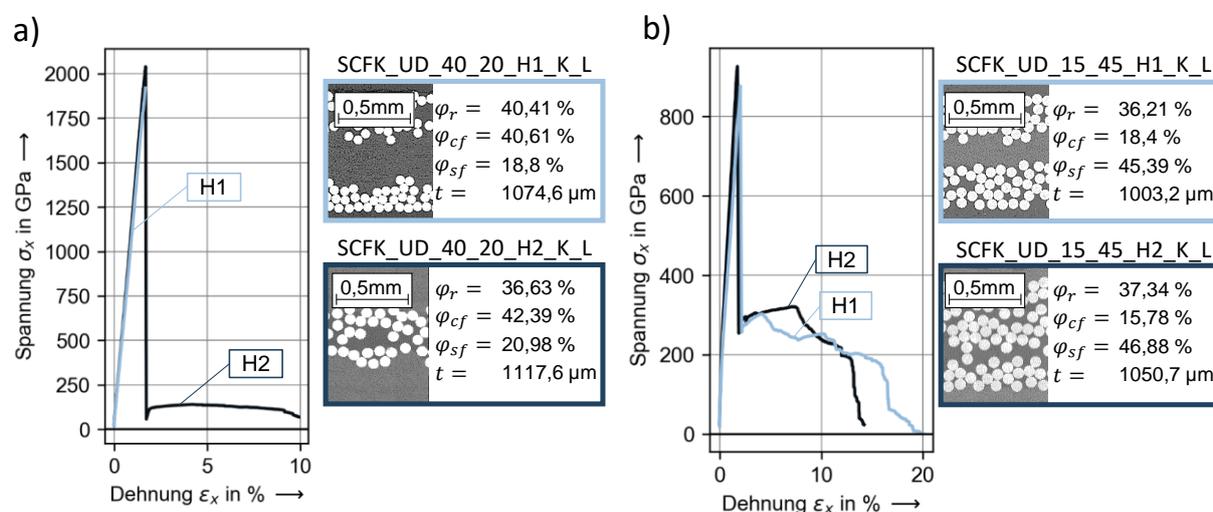


Abbildung 35: Gegenüberstellung des Spannungs-Dehnungs-Verhalten von SCFK-Laminataufbauten mit außen oder innen angeordneten Stahlfasereinzelschichten für Laminatkonfigurationen mit Stahlfaservolumenanteilen von a) 20 % und b) 45 %.

Bei der Betrachtung der charakteristischen Eigenschaften des Nachversagensverhaltens von SCFK zeigt sich darüber hinaus, dass sich die linearen Tendenzen der Abhängigkeiten zwischen dem Stahlfaservolumenanteil und dem Spannungslevel im Nachversagen (vgl. Abbildung 36 a), der Bruchdehnung (vgl. Abbildung 36 b) oder der Energieabsorption im Nachversagen (vgl. Abbildung 36 c) fortsetzen.

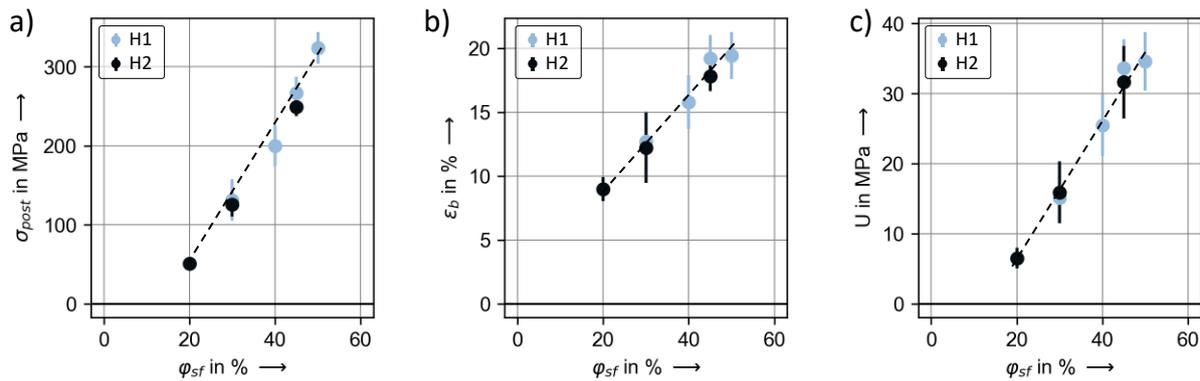


Abbildung 36: Einfluss der Position der SFK-Einzelschichten im Laminataufbau auf die Nachversagensspannung σ_{post} a) die Bruchdehnung ϵ_b b) und die Energieabsorption im Nachversagen U c) jeweils in Abhängigkeit des Stahlfaservolumenanteil φ_{sf}

Geht man davon aus, dass die SFK-Einzelschichten nach dem Initialversagen vorerst intakt bleiben, führt dies dazu, dass die Bewegungsmöglichkeiten der zu einer SFK-Einzelschicht benachbarten CFK-Einzelschicht beim Initialversagen gehemmt bzw. eingeschränkt werden. Dabei ist davon auszugehen, dass die Versagensbewegungen einer CFK-Einzelschicht nicht nur in der Einzelschichtebene, sondern bedingt durch das sequenzielle und ungleichmäßige Versagen einzelner Bereiche der CFK-Einzelschichten auch in Dickenrichtung stattfindet. Das Einschränken dieser Versagensbewegungen führt wiederum zu zusätzlichen Beanspruchungen in den SFK-Einzelschichten. Auf Grund des vergleichsweise kurzen Zeitraums des Initialversagen werden diese zusätzlichen Beanspruchungen als Sprengwirkung des CFK-Versagens bezeichnet. Dabei ist davon auszugehen, dass die Sprengwirkung des CFK-Versagens im Falle von außen angeordneten SFK-Einzelschichten größer sind als bei innen angeordneten SFK-Einzelschichten (vgl. Abbildung 37).

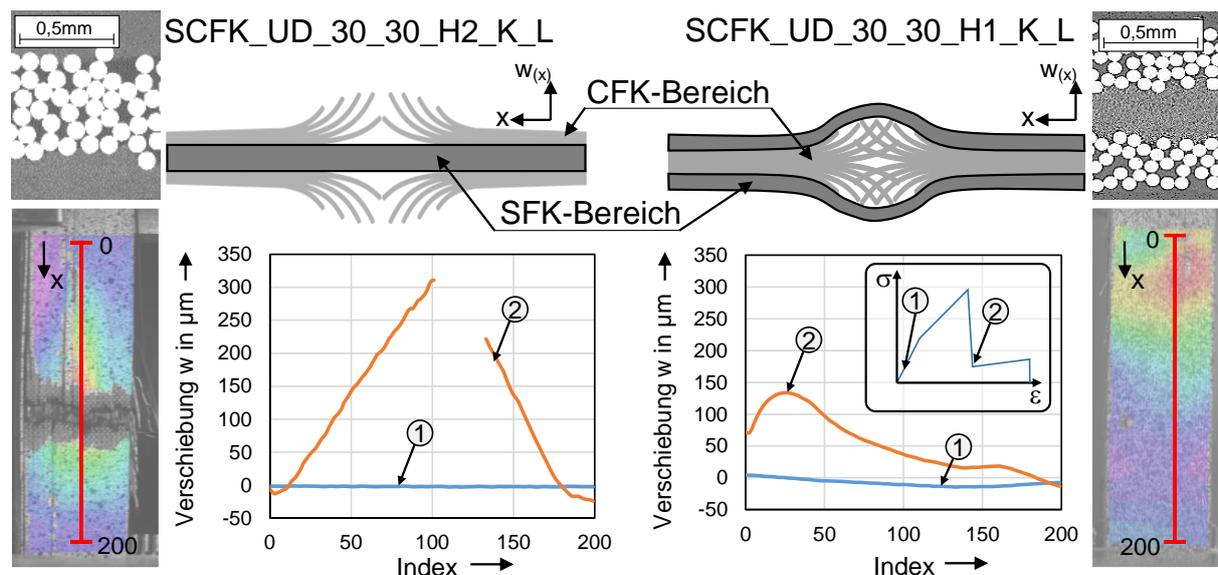


Abbildung 37: Verformungen in Dickenrichtung für Laminare mit außen und mit innen angeordneten Stahlfasereinzelschichten

Dies resultiert im Wesentlichen daraus, dass die Freiheitsgrade der Versagensbewegung einer CFK-Einzelschicht im Falle von außen angeordneten SFK-Einzelschichten stärker eingeschränkt sind als bei innen angeordneten Stahlfasern. Überdies kann angenommen werden, dass die Sprengwirkung des CFK-Versagens mit ansteigenden Kohlenstofffaservolumenanteilen immer größer wird und dass daraus speziell für Laminatkonfigurationen mit geringen Stahlfaservolumenanteilen ein entscheidender Einfluss auf die Entstehung eines Nachversagens resultiert. Dieser Hypothese folgend, kann vermutet werden, dass die Ursachen für das Ausbleiben eines Nachversagens bei der Laminatkonfiguration einem Stahlfaservolumenanteil von 20% und außenliegenden SFK-Einzelschichten auf die im Vergleich zur entsprechenden Konfiguration mit innen angeordneten SFK-Einzelschichten größere Sprengwirkung zurückzuführen ist.

Einfluss des Hybridisierungsgrades

Der zweite Aspekt der hier durchgeführten Untersuchung bezieht sich auf den Einfluss des Hybridisierungsgrades. Der Hybridisierungsgrad wird dabei anhand der im Laminat auftretenden Grenzebenen zwischen SFK- und CFK-Einzelschichten definiert. Hierzu werden SCFK-Laminare mit einem Stahlfaservolumenanteil von 30 % und den Hybridisierungsgraden 2, 4 und 6 sowie SCFK-Laminaten mit 45 % und den Hybridisierungsgraden 2 und 4 miteinander verglichen (vgl. Abbildung 38). Je nach Möglichkeit wird dabei auch die jeweils vertauschte Schichtreihenfolge untersucht. Der Ein-

fluss des Hybridisierungsgrades macht sich dabei erst nach dem Initialversagen bemerkbar. Der Hybridisierungsgrad beeinflusst sowohl das Spannungslevel als auch die Bruchdehnung im Nachversagen. Für die untersuchten Laminat gilt dabei, je höher der Hybridisierungsgrad, bzw. je feiner die Durchmischung von Stahl- und Kohlenstofffasern, desto geringer ist das Spannungslevel und die Bruchdehnung im Nachversagen. Da die Energieabsorption im Nachversagen maßgeblich von der Bruchdehnung und dem Spannungslevel im Nachversagen abhängt, verringert sich auch die Energieabsorption im Nachversagen mit ansteigendem Hybridisierungsgrad.

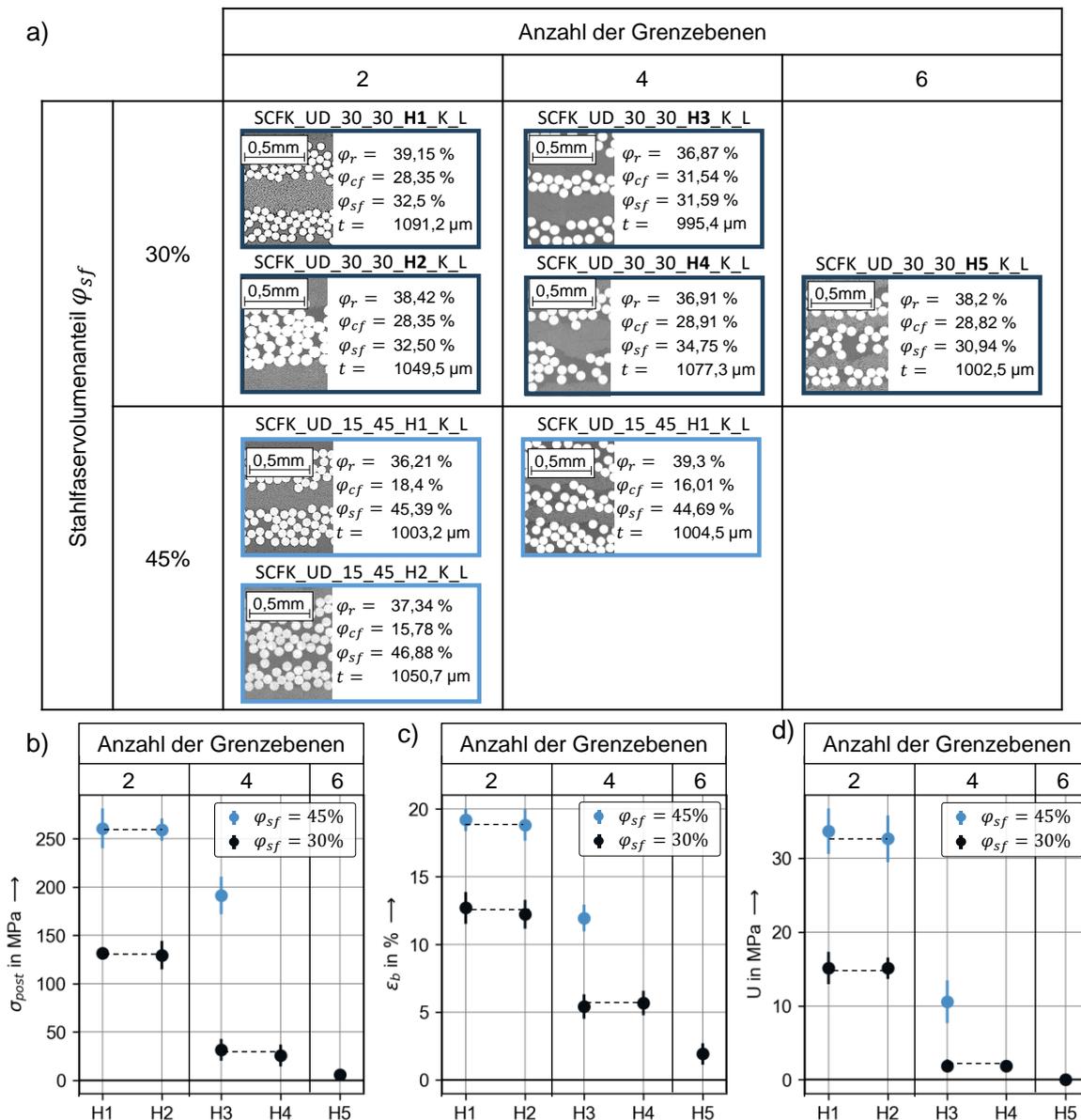


Abbildung 38: Darstellung der im Rahmen der Untersuchung des Hybridisierungsgrads analysierten Laminataufbauten a) und Abhängigkeit des Spannungslevels im Nachversagen b), der Bruchdehnung c) und der Energieabsorption im Nachversagen d) von dem Hybridisierungsgrad

Überdies kann gezeigt werden, dass die auf der Prüfkörperoberfläche messbare geometrische Ausprägung der beim Initialversagen auftretenden Schädigung für Laminate mit höheren Hybridisierungsgraden deutlich geringer ist (vgl. Abbildung 39).

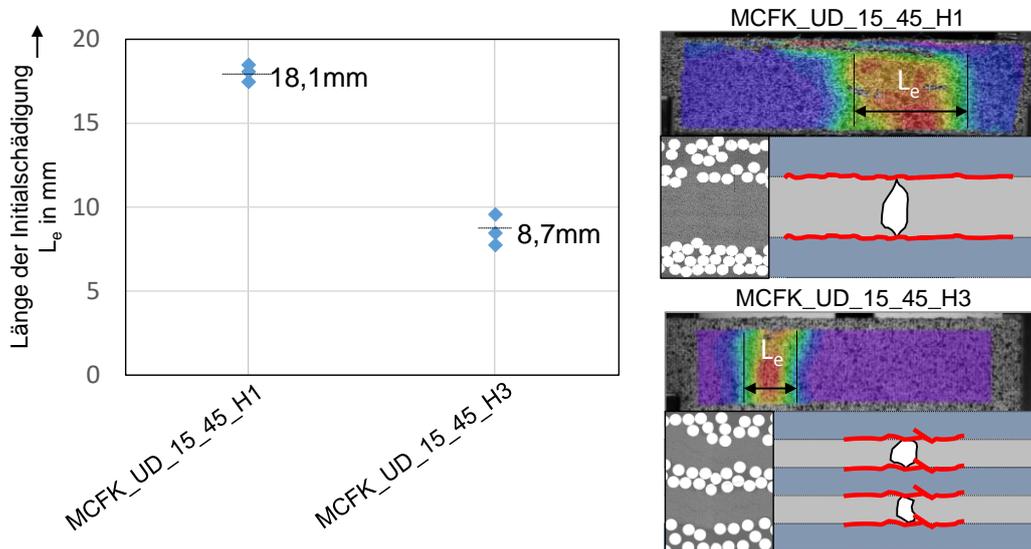


Abbildung 39: Geometrische Ausprägung des initialgeschädigten Bereichs vom Hybridisierungsgrad für die Laminatkonfigurationen mit außenliegenden SFK-Einzel-schichten

Dabei wird davon ausgegangen, dass die tatsächlich auftretende geometrische Ausprägung der Schädigung im Werkstoff nicht vom Hybridisierungsgrad abhängig ist. Vielmehr wird angenommen, dass sich die mit der Schädigung in Verbindung stehende Delamination auf mehrere Grenzebenen verteilt. Dieser Hypothese folgend, führt eine Verdopplung der Anzahl der Grenzebenen makroskopisch betrachtet zu einer Halbierung der geometrischen Ausprägung einer Initialschädigung. Wie zuvor dargestellt, hat die makroskopische Ausprägung der Initialschädigung einen maßgeblichen Einfluss auf das Nachversagen (s. Kapitel 2.3.1). Eine Verringerung führt dabei zu höheren lokalen Dehnungserhöhungen und Beanspruchungen in den Stahlfasern. Weiterhin kann angenommen werden, dass die Ausbreitung der Schädigung während der weiteren Belastung im Nachversagen makroskopisch betrachtet bei einer höheren Grenzflächenanzahl stärker eingeschränkt ist. Von einer gleichmäßig auf jede Delamination verteilten Schädigungsausbreitung ausgehend, führt eine Verdopplung der Grenzflächen zu einer Halbierung der makroskopisch betrachteten Schädigungsausbreitung. Damit sind auch die sich dehnenden Bereiche im Nachversagen bei höheren Hybrid-

sierungsgraden kleiner und die Bruchdehnung der Stahlfasern im geschädigten Bereich wird schon bei geringeren Verformungen erreicht. Das Zusammenwirken beider Effekte führt dazu, dass die Bruchdehnung eines Hybridlaminates mit steigenden Hybridisierungsgraden geringer wird.

Hinsichtlich des mit steigendem Hybridisierungsgrads abfallenden Spannungslevels im Nachversagen wird angenommen, dass die Ursache hierfür aus dem Zusammenwirken der Einflüsse aus der geometrischen Ausprägung der Schädigungen bei höheren Hybridisierungsgraden und der Einflüsse aus der Sprengwirkung des CFK-Versagens folgen. Wie bereits erläutert, führt die Steigerung des Hybridisierungsgrads zu einer Verringerung der in einer Grenzebene entstehenden Schädigungsfläche und damit zu höheren lokalen Dehnungserhöhungen in den Stahlfasern im geschädigten Bereich. Hinzukommend kann angenommen werden, dass durch die Erhöhung der Anzahl der im Laminat auftretenden Grenzebenen zwischen CFK und SFK-Einzelschichten der Einfluss der Sprengwirkung des CFK-Versagens größer wird. Neben den in Dickenrichtung wirkenden Beanspruchungen der Sprengwirkung spielen vor allem die Beanspruchungen in der Laminebene dabei eine wichtige Rolle (vgl. Abbildung 40). Die Grundlage dieser Überlegung basiert darauf, dass die direkt zu Kohlenstofffasern benachbarten Stahlfasern (vgl. Abbildung 40a) stärker durch die Rückverformung der versagten CFK-Einzelschichten beansprucht werden als weiter entfernten Stahlfasern. Diesbezüglich wird angenommen, dass sich im Verzerrungsverlauf entlang der Dicke (vgl. Abbildung 40b) zusätzlichen Dehnungsüberhöhungen in an Grenzebenen bilden (vgl. Abbildung 40c). Dieser Aspekt der Sprengwirkung kann damit auch als Kerbwirkung interpretiert werden. Eine Steigerung der Anzahl von Schädigungsflächen führt damit auch zu häufiger auftretenden Dehnungsüberhöhungen in der Dicke der Lamine. Das zusammengenommen führt dies dazu, dass der Anteil der nach dem Initialversagen intakt gebliebenen Stahlfasern mit steigendem Hybridisierungsgrad geringer wird. In Folge dessen sinkt auch das Spannungslevel im Nachversagen.

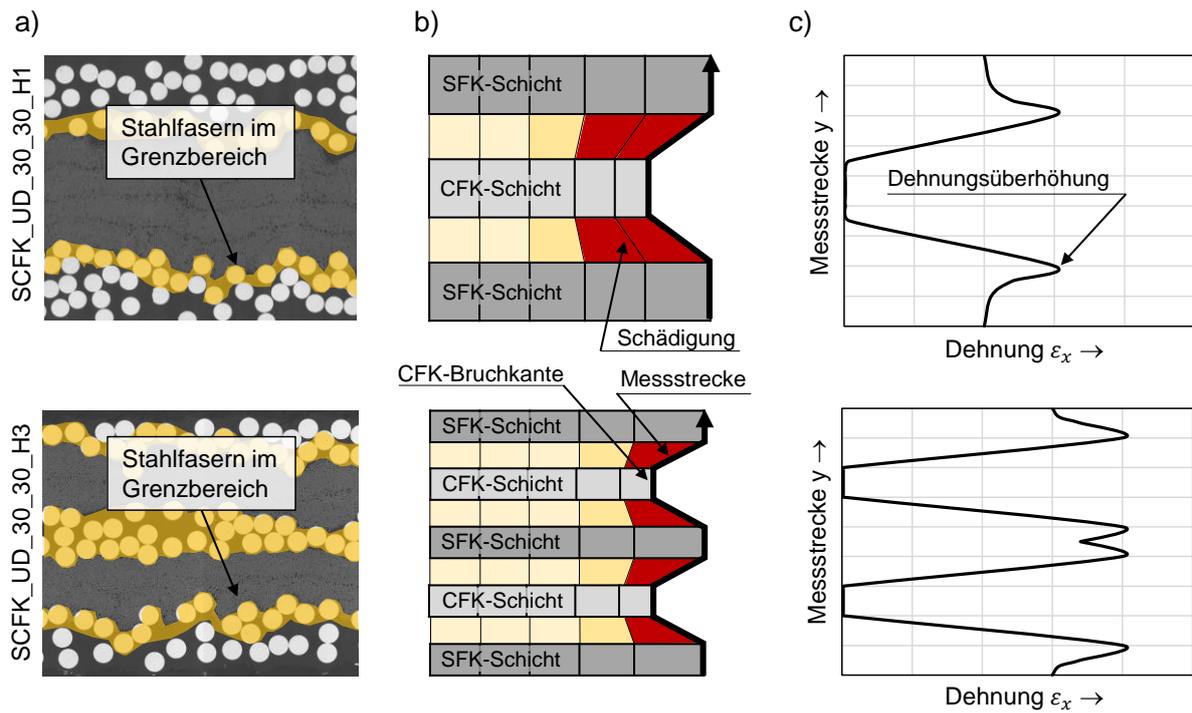


Abbildung 40: Darstellung der Stahlfasern in den Grenzbereichen innerhalb von Schlibbfildern der Laminatmikrostruktur in a), schematischer dargestellter Laminatzustand direkt nach dem Initialversagen in b) und hypothetischen Verzerrungsverlauf entlang der Dicke der Hybridlaminat in c) für zwei Hybridlaminat mit unterschiedlichen Hybridisierungsgraden

Neben dem Einfluss auf das Nachversagensverhalten folgt aus der Steigerung des Hybridisierungsgrads auch ein geringer Einfluss auf die Initialversagensdehnung (vgl. Abbildung 41).

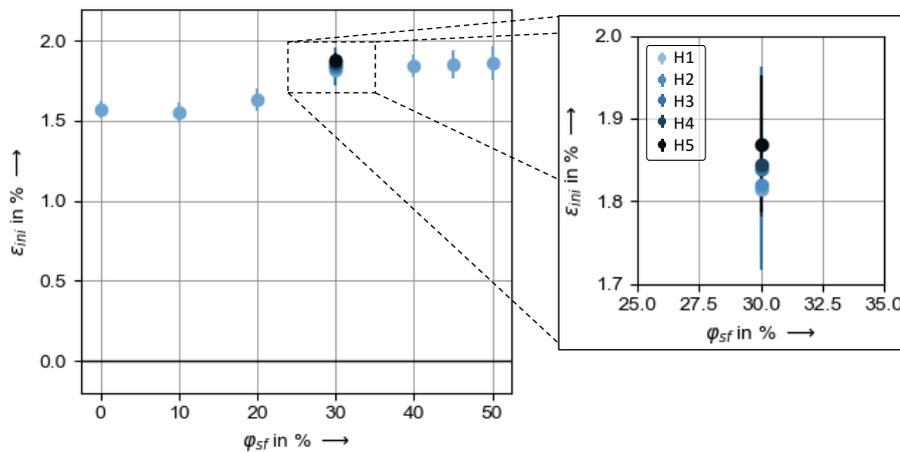


Abbildung 41: Einfluss des Hybridisierungsgrads auf die Initialversagensdehnung für die Laminatkonfigurationen mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 30 %

Für höhere Hybridisierungsgrade kann eine leichte Steigerung der Initialversagensdehnung gemessen werden. Wie schon in Kapitel 2.3.1 dargestellt wird, resultiert dieses Verhalten aus einer Lastumlagerung von versagenden Kohlenstofffasern auf die weiterhin intakten Stahlfasern vor dem Initialversagen. Diese Lastumlagerungseffekte führen bei einer entsprechenden Häufigkeit zu einer Steifigkeitsreduktion des Laminats. In Folge dieser Steifigkeitsreduktion findet das Initialversagen erst bei höheren Verformungen statt. Die Häufigkeit dieses Lastumlagerungseffekts hängt maßgeblich von dem Anteil der zu einer Stahlfaser benachbarten Kohlenstofffasern ab. Dabei gilt, je höher der Hybridisierungsgrad, desto höher ist der Anteil der zu einer Stahlfaser benachbarten Kohlenstofffasern und desto häufiger treten diese Lastumlagerungseffekte auf bzw. desto höher ist die Initialversagensdehnung.

2.3.4 Detailbetrachtung des Versagensvorgangs

Die Detailbetrachtung des Versagensvorgangs beim Initialversagen zielt auf die Analyse eines Effekts, der im Spannungs-Dehnungs-Verhalten von SCFK-Laminatkonfigurationen mit Nachversagen auftritt. In Abhängigkeit des Stahlfaservolumenanteils kann hier direkt nach dem mit dem Initialversagen verbundenen Spannungsabfall eine negative Spannungsspitze beobachtet werden. Mit ansteigenden Stahlfaservolumenanteil wird die Ausprägung dieser negativen Spannungsspitzen immer geringer (vgl. Abbildung 42).

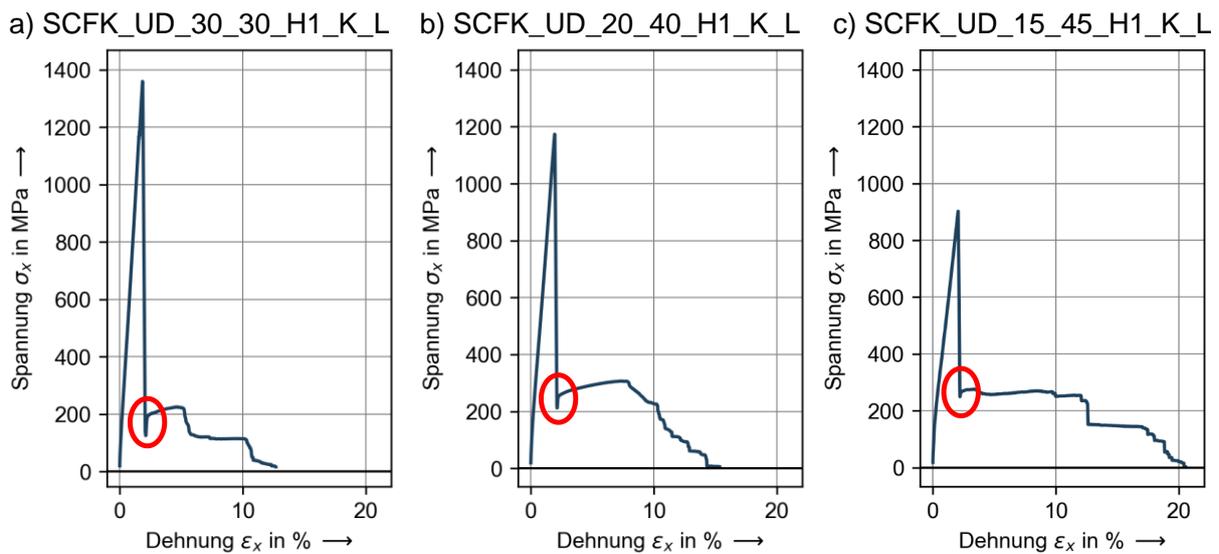


Abbildung 42: Spannungs-Dehnungs-Verhalten von SCFK-Laminaten mit außen angeordneten Stahlfasereinzelschichten und unterschiedlichen Stahlfaservolumenanteilen (a: 30 %, b: 40 %, c: 45 %) und der Kennzeichnung der negativen Spannungsspitze nach dem Spannungsabfall

Um diesen Effekt im Detail zu untersuchen, werden ausgewählte Versuche an Laminaten mit unterschiedlichen Stahlfaservolumenanteilen (30 %, 40 % und 45 %) und außen angeordneten Stahlfasereinzelschichten zusätzlich zur optischen Dehnungsmessung während des gesamten Versuchs mit einer Hochgeschwindigkeitskamera (Phantom v2512) gefilmt (bei je 2 Versuchen pro Laminatkonfiguration). Die Hochgeschwindigkeitsbildakquise wird dabei so getriggert, dass die aufgezeichnete Bildsequenz die Entspannungsbewegung nach dem Initialversagen beinhaltet (vgl. Abbildung 43). Mit einer Aufnahmefrequenz von 120kHz werden über einen Zeitraum von ca. $641,6 \mu\text{s}$ 77 Bilder aufgezeichnet. Die Messung der Entspannungsbewegung erfolgt über die Verfolgung von ausgewählten Punkten auf der Prüfkörperoberfläche und der Einspannvorrichtung. Dabei wird auch hier das DIC-Messprinzip angewendet. Um die Entspannungsbewegung von der Bewegung der Einspannvorrichtung zu entkoppeln, wird die Verschiebung eines Punktes in der direkten Nähe zu dem beim Initialversagen entstehenden Bruch und die Verschiebung eines Punktes auf der Einspannvorrichtung ausgewertet und voneinander abgezogen.

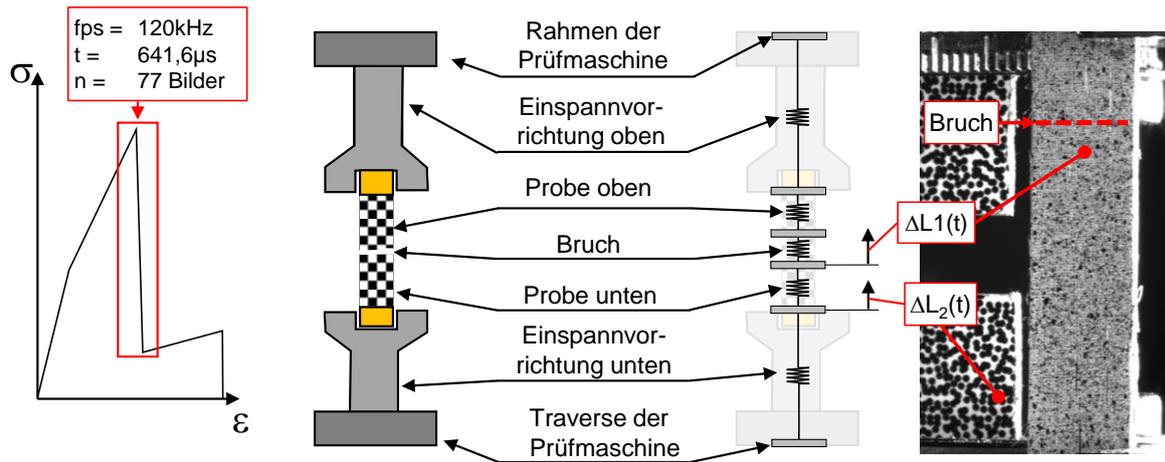


Abbildung 43: Darstellung des mit der Hochgeschwindigkeitskamera betrachteten Abschnitts im Spannungs-Dehnungs-Verhalten von SCFK und ausgewertete Punkte zur Messung der Verschiebung bei Initialversagen

Die mit dieser Methode gemessenen Entspannungsbewegungen verlaufen schwingungsförmig. Unter Berücksichtigung der gemessenen Verschiebungen und unter der Annahme, dass sich die Entspannungsbewegung durch vier überlagerte Schwingungen mit unterschiedlichen Frequenzen und Dämpfungskonstanten ausdrücken lässt, kann hier eine mathematische Annäherung der Entspannungsbewegung erfolgen. Die Entspannungsbewegungen lassen sich dabei in zwei Abschnitte unterteilen (vgl. Abbildung 44).

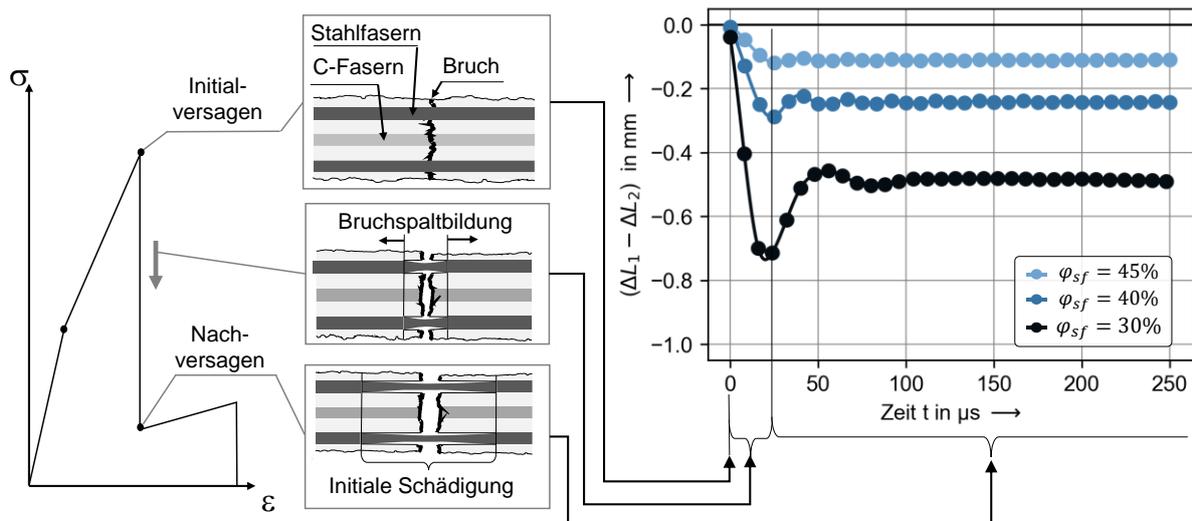


Abbildung 44: Durch das Initialversagen entstehende Entspannungsbewegung von SCFK-Laminaten mit einem Stahlfaservolumengehalt von 30 %, 40 % und 45 % und außen angeordneten Stahlfasereinzelschichten mit der Zuordnung zu den Zuständen der Laminatstruktur

Der erste Abschnitt beginnt mit dem Initialversagen und endet mit dem Erreichen der größten gemessenen Verschiebung bzw. dem ersten Wendepunkt in der Teilschwingung mit der geringsten Frequenz in der mathematischen Annäherung der Entspannungsbewegung. Der Zeitraum dieses ersten Abschnitts beträgt dabei ca. 25 μs . Hinsichtlich der Interpretation dieses Abschnitts, bezogen auf die Struktur der untersuchten SCFK-Laminat, wird angenommen, dass in diesem Zeitraum die Bruchspaltbildung stattfindet und dass sich an dessen Ende die Initialschädigung vollständig ausgebreitet hat. Bezieht man den Zeitraum des ersten Abschnitts und die dabei auftretenden Verformungen auf die durchschnittliche geometrische Ausprägung einer Initialschädigung, so entstehen beim Initialversagen der betrachteten Hybridlaminat Dehnraten $> 1000^{-1}$. Da einer der Messpunkte in der Nähe des Bruchs ausgewertet wird und die Position des Bruchs im Laminat variiert, sind die an den unterschiedlichen Laminatkonfigurationen gemessenen Verschiebungen, im speziellen die Ausprägung der ersten Amplitude am Ende des ersten Abschnitts, im eigentlichen Sinne nicht vergleichbar. Die Ergebnisse (vgl. Abbildung 44) lassen allerdings dennoch vermuten, dass die erste Amplitude bei Laminaten mit geringen Stahlfaservolumenanteilen größer ist als für Laminat mit hohen Stahlfaservolumenanteilen. Der zweite Abschnitt der Entspannungsbewegung beginnt direkt im Anschluss an den ersten Abschnitt und beinhaltet das Abklingen der schwingenden Entspannungsbewegung, bis eine neue Gleichgewichtslage erreicht ist. Auf Grund der schwingenden Bewegung werden die im Bereich der Initialschädigung verbleibenden Stahlfasern in schneller Folge entlastet und wieder belastet (vgl. Abbildung 45).

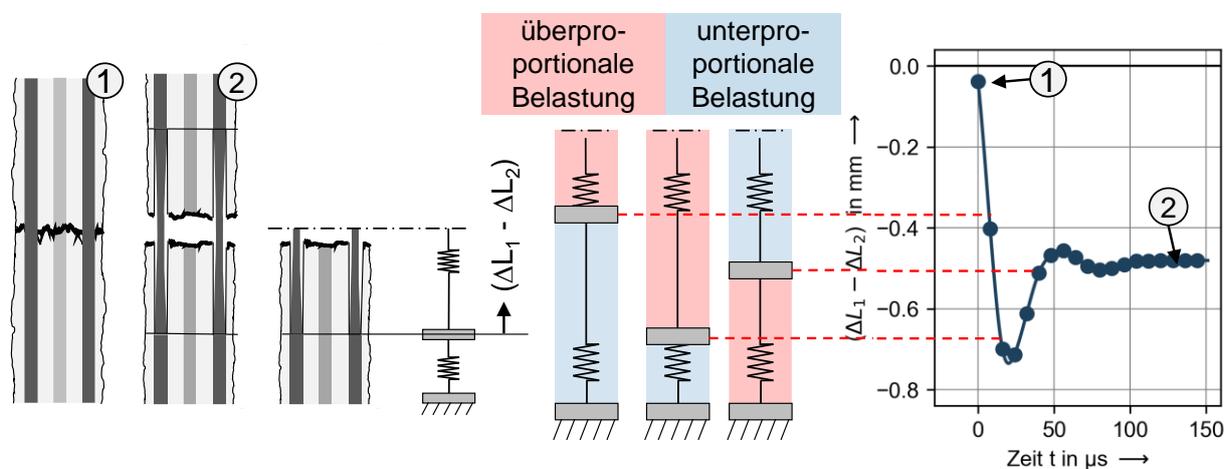


Abbildung 45: Schematische Darstellung der mit der schwingenden Entlastungsbewegung verbundenen Beanspruchung im Bereich der Initialschädigung und in den intakten Bereichen des SCFK

Auf Grund des elastisch-plastischen Materialverhaltens der Stahlfasern führt das kurzzeitige Entlasten im Rahmen der schwingenden Entlastungsbewegung dazu, dass plastische Verformungen unterbrochen werden und elastische Rückverformungen stattfinden. Die aus anschließenden Be- und Entlastungen hervorgehenden Beanspruchungen ergeben sich zu Beginn ebenfalls aus dem elastischen Werkstoffverhalten der Stahlfasern. Dabei gilt für das elastische Werkstoffverhalten ein deutlich höheres Tangentenmodul als für das elastisch-plastische Werkstoffverhalten. Daraus folgt für das Verhalten der Stahlfasern im zweiten Abschnitt der schwingenden Entlastungsbewegung, dass aus den mit der Schwingung verbundenen Verschiebungen vergleichsweise hohe Spannungsgradienten resultieren, solange die Stahlfasern ein elastisches Werkstoffverhalten zeigen. Wie lange die Stahlfasern ein elastisches Werkstoffverhalten zeigen, hängt maßgeblich von der Ausprägung der elastischen Rückverformung im ersten Abschnitt der Entlastungsbewegung ab. Diese Rückverformung lässt sich wiederum aus der Differenz zwischen der ersten Amplitude und der Position des neuen Gleichgewichts abschätzen. Dabei gilt, je größer die Differenz zwischen der Gleichgewichtsposition und der Amplitude, desto ausgeprägter ist die Rückverformung und desto ausgeprägter ist das elastische Verhalten der Stahlfasern. Unter dem Vorbehalt der eingeschränkten Vergleichbarkeit der gemessenen Entspannungsbewegungen kann man auch hier annehmen, dass die Rückverformungen und damit auch das elastische Verhalten der Stahlfasern bei SCFK-Konfigurationen mit geringeren Stahlfaservolumenanteilen stärker ausgeprägt sind als bei SCFK-Konfigurationen mit hohen Stahlfaservolumenanteilen. Zusammenfassend bleibt festzuhalten, dass der Einfluss des Stahlfaservolumenanteils auf die Schwingungsform der Entlastungsbewegung als Ursache für die Entstehung der zu Beginn dieses Kapitels dargestellten negativen Spannungsspitzen angesehen werden kann.

2.3.5 Abschätzung der Initialschädigung

Die geometrische Ausprägung einer Initialschädigung hat einen entscheidenden Einfluss auf das Werkstoffverhalten beim Initial- und Nachversagen. Da die Kohlenstofffasern nach dem Initialversagen nicht mehr an der Lastaufnahme beteiligt sind, ist die Steifigkeit des Laminats je nach Laminatzusammensetzung innerhalb des Bereichs der Initialschädigung deutlich geringer. Die Dehnungen aus der Relativverschiebung bei der Entspannungsbewegung nach dem Initialversagen und die Dehnungen durch

die weitere Belastung im Nachversagen finden auf Grund der geringeren Steifigkeit hauptsächlich in diesem Bereich statt. Die Ausprägung dieser Dehnungen hängt dabei maßgeblich von der geometrischen Ausprägung der Initialschädigung ab. Hinsichtlich der Vorhersagen des Materialverhaltens ist die Abschätzung der geometrischen Ausprägung der beim Initialversagen entstehenden Schädigung damit zwingend erforderlich. In den zuvor dargestellten Untersuchungen wurde gezeigt, dass die geometrische Ausprägung der Initialschädigung vornehmlich vom Stahlfaservolumenanteil abhängt (vgl. Abbildung 34 b). Dabei wird angenommen, dass die Initialschädigung in Form einer Delamination an den Grenzebenen zwischen den CFK- und SFK-Einzelschichten auftritt und dass sich die Delamination dabei auf alle im Laminataufbau vorhandenen Grenzebenen gleichmäßig verteilt (vgl. Abbildung 39). Darüber hinaus wird gezeigt, dass die geometrische Ausprägung der Initialschädigung nicht von der zum Zeitpunkt des Initialversagens im Prüfkörper gespeicherten elastischen Formänderungsenergie abhängt. Auf Grund des Einflusses des Stahlfaservolumenanteils kann daher vermutet werden, dass die Ursache für die Entstehung der Initialschädigung mit dem Kraftabfall beim Initialversagen in Verbindung steht. Der Kraftabfall ist die direkte Folge des Versagens der Kohlenstofffasern und löst die in Kapitel 2.3.4 beschriebene Entspannungsbewegung aus (vgl. Abbildung 44). Während dieser Entspannungsbewegung wird die den Kraftabfall beschreibenden Kraftdifferenz durch Rückverformung abgebaut. Auf Grund der Verbindung zwischen den Kohlenstofffasern und der Matrix sowie der Stahlfasern und der Matrix sind diese Rückverformungen zwangsläufig mit einem Lastumlagerungsprozess verbunden (vgl. Abbildung 46). Dieser Lastumlagerungsprozess findet zwischen den sich zurückverformenden CFK-Einzelschichten und den sich dehnenen SFK-Einzelschichten statt. Beginnend mit dem Zustand direkt nach dem Initialversagen, zudem noch keine Rückverformung stattgefunden hat, werden die aus dem Versagen der CFK-Einzelschichten resultierenden Kräfte auf die SFK-Einzelschichten übertragen.

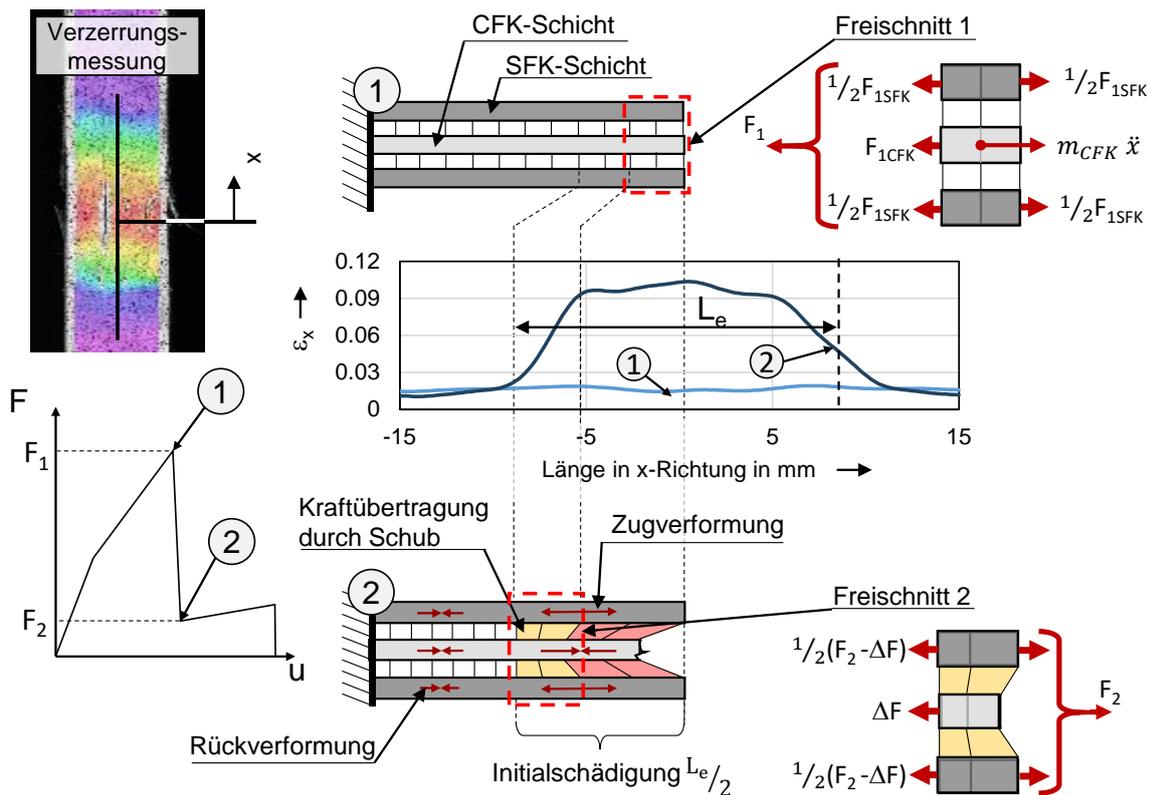


Abbildung 46: Verlauf der Dehnungen entlang einer Initialschädigung für einen Zustand vor und nach dem Initialversagen mit der Darstellung der dabei entstehenden Verformungen im Inneren der Laminats und der damit verbundenen Kraftübertragung zwischen den CFK- und SFK-Einzelschichten.

Hinsichtlich der Entstehung der Initialschädigung kann vermutet werden, dass vor allem die zu Beginn der Entspannungsbewegung zu übertragenden Kräfte zu einem Versagen der Matrix bzw. der Grenzschichten zwischen den jeweiligen Fasern und der Matrix führen. Auf Grund des Laminataufbaus bzw. der verwendeten Hybridisierung auf Laminebene entsteht dabei eine Delamination zwischen den SFK- und den CFK-Einzelschichten. Mit der voranschreitenden Entspannung der CFK-Einzelschichten nehmen allerdings die zu übertragenden Kräfte ab. Die Delamination breitet sich dabei solange weiter aus, bis die zu übertragenden Kräfte so gering werden, dass diese über die Matrix und die entsprechenden Grenzschichten auf die Stahlfasern umgelagert werden können. Dieser Hypothese folgend, wird die Ausprägung der entstandenen Delamination einerseits durch die Kraftdifferenz ($F_1 - F_2$; vgl. Abbildung 46) beim Initialversagen und andererseits durch die Eignung der Matrix und der jeweiligen Grenz-

schicht zur Lastumlagerung definiert. Die Eignung zur Lastumlagerung hängt bei dieser Art der Belastung vorwiegend von den Schubeigenschaften der Matrix und der Grenzschichten sowie von der Größe der schubübertragenden Fläche ab. Die hier vorgestellte Hypothese zur Entstehung einer Initialschädigung zeigt dabei große Ähnlichkeit zu der Betrachtung mehrschnittiger Überlappungsklebungen. Demnach ist durchaus denkbar, dass die Vorhersagen der geometrischen Ausprägung einer Initialschädigung beispielsweise über eine modifizierte Volkersen-Beziehung [119] möglich ist. Im Rahmen dieser Arbeit wird jedoch ein pragmatischer Vorhersageansatz auf Basis der mittleren übertragbaren Schubspannung τ_{zul} gewählt.

$$\tau_{zul} \geq \frac{F_{\ddot{u}}}{l \cdot b} \quad (3)$$

Darin ist $F_{\ddot{u}}$ die zu übertragene Kraft, b ist die Breite und l ist die Länge der schubübertragenden Fläche. Zur Bestimmung der mittleren übertragbaren Schubspannung werden die Ergebnisse der bisher vorgestellten Untersuchungen verwendet. Die zu übertragende Kraft entspricht dabei der Differenz der Kräfte zum Zeitpunkt vor und nach dem Initialversagen ($F_1 - F_2$). Hinsichtlich der schubübertragenden Fläche wird die Breite und die Länge der Initialschädigung verwendet. Da diese Fläche teilweise bei der Rückverformung bereits zerstört wird und damit nicht vollständig zur Lastumlagerung beiträgt, ist der Parameter der mittleren übertragbaren Schubspannung eher als phänomenologischer Parameter zu verstehen. Die Bestimmung der mittleren übertragbaren Schubspannung erfolgt anhand der in Abbildung 34 b dargestellten Auswertung der geometrischen Ausprägung von Initialschädigungen und anhand der dazugehörigen Prüfkörperbreiten und Kraftdifferenzen (vgl. Abbildung 47).

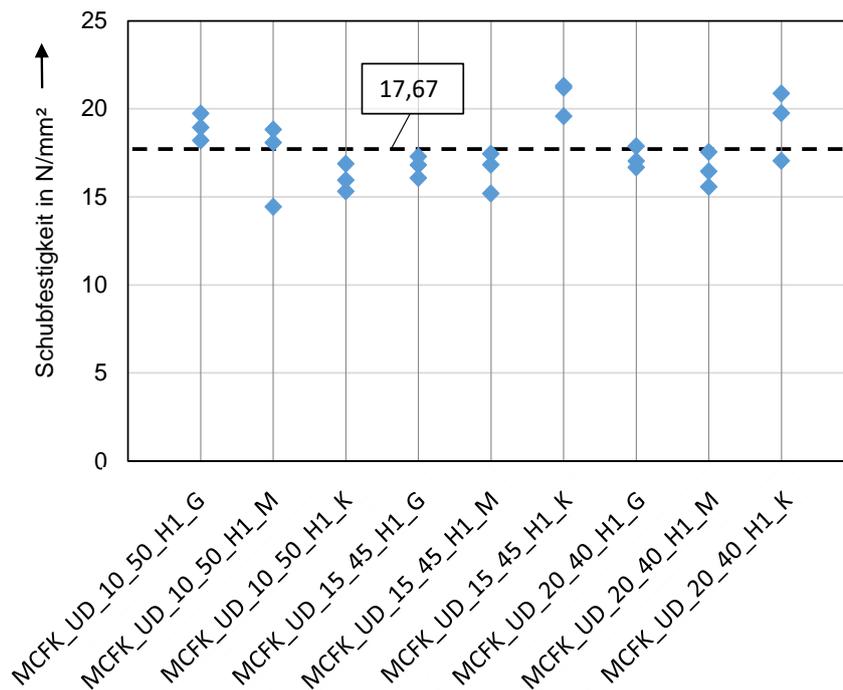


Abbildung 47: Mittlere übertragbare Schubspannung für ausgewählte, im Rahmen dieser Arbeit gemessene geometrische Ausprägungen von Initialschädigungen und den dazugehörigen Prüfkörperbreiten und Kraftdifferenzen

Die daraus hervorgehende mittlere übertragbare Schubspannung stellt dabei einen Parameter dar, mit dessen Hilfe die geometrische Ausbreitung von Initialschädigungen L_e an vergleichbaren SCFK-Laminaten unter vergleichbaren Belastungen und Umwelteinflüssen bestimmt werden kann:

$$L_e = \frac{F_1 - F_2}{\tau_{zul} \cdot b} \quad (4)$$

Bei der in Gleichung (4) enthaltenden Kraftdifferenz vor und nach dem Initialversagen ($F_1 - F_2$) handelt es sich im eigentlichen Sinne um eine weitere Unbekannte. Da es sich bei dieser Bestimmungsgleichung jedoch um eine phänomenologische Abschätzung handelt, wird hier der von den CFK-Einzelschichten getragene Lastanteil vor dem Initialversagen eingesetzt. Dadurch wird zwar die Laststeigerung in den Stahlfasereinzelschichten während der Ausgleichsbewegung vernachlässigt, auf Grund des geringen Tangentenmoduls bei der plastischen Verformung der Stahlfasern ist aber davon auszugehen, dass die Bestimmung der Ausprägung einer Initialschädigung dadurch nur geringfügig verfälscht wird. Die Abschätzungsbeziehung der Ausprägung einer Initialschädigung ergibt sich damit zu:

$$L_e = \frac{\sigma_{CFK \max} \cdot t \cdot \frac{\varphi_{cf}}{\varphi_{tot}}}{\tau_{zul}} \quad (5)$$

Darin ist $\sigma_{CFK \max}$ die Zugfestigkeit eines unidirektional verstärkten CFK-Laminats in Faserrichtung, t ist die Dicke des Hybridlaminats und φ_{cf} sowie φ_{tot} sind der Kohlenstofffaservolumenanteil und der Gesamtfaservolumenanteil.

Die vorgestellte Abschätzungsmethode basiert auf den im Rahmen der experimentellen Untersuchung gemessenen Kennwerte und gilt nur für unidirektional verstärkte SCFK-Hybridlaminat mit einer Hybridisierung auf Laminatenebene. Zudem ist anzumerken, dass die Abschätzungsmethode bisher nur im Rahmen der hier durchgeführten Untersuchung validiert wurde. Dementsprechend sind auch diesbezügliche Anwendungsgrenzen für unidirektional verstärkte SCFK-Hybridlaminat nicht bekannt.

2.3.6 Be- und Entlastungsverhalten

Bislang wurde das Werkstoffverhalten von unidirektionalen Hybridlaminaten unter monotonen Zugbelastungen bis zum Versagen experimentell untersucht. Das dabei auftretende Initialversagen und das daran anschließende Nachversagen lösen Effekte aus, die lokal betrachtet auch eine Entlastung des Werkstoffes beinhalten. Dies betrifft beispielsweise die mit dem Initialversagen verbundene Relativverschiebung und die damit einhergehende Schwingung (vgl. Abbildung 45). Damit liegt es nahe, neben dem Verhalten unter Zugbeanspruchung auch das Entlastungsverhalten der Hybridwerkstoffe zu untersuchen. Hierzu werden an Hybridlaminaten mit Stahlfaservolumenanteilen von 10 %, 30 %, und 50 % sowie an CFK-Laminaten Laststeigerungsversuche durchgeführt. Dabei werden Prüfkörper mit einer freien Messlänge von 50 mm und Laminataufbauten mit außen angeordneten Stahlfasereinzelschichten verwendet. Zur Ermittlung des Belastungs- und Entlastungsverhaltens werden Zugversuche mit 5 Belastungsstufen und 4 Entlastungsstufen angewendet. Die maximal aufgebrachte Last jeder Belastungsstufe wird schrittweise erhöht. Sie beginnt mit 20 % der prognostizierten Maximallast und endet mit der Versagenslast. In den Entlastungsstufen wird die zuvor aufgebrachte Last vollständig aufgehoben (vgl. Abbildung 48 a). Pro Laminatkonfiguration werden dabei 3 Prüfkörper untersucht.

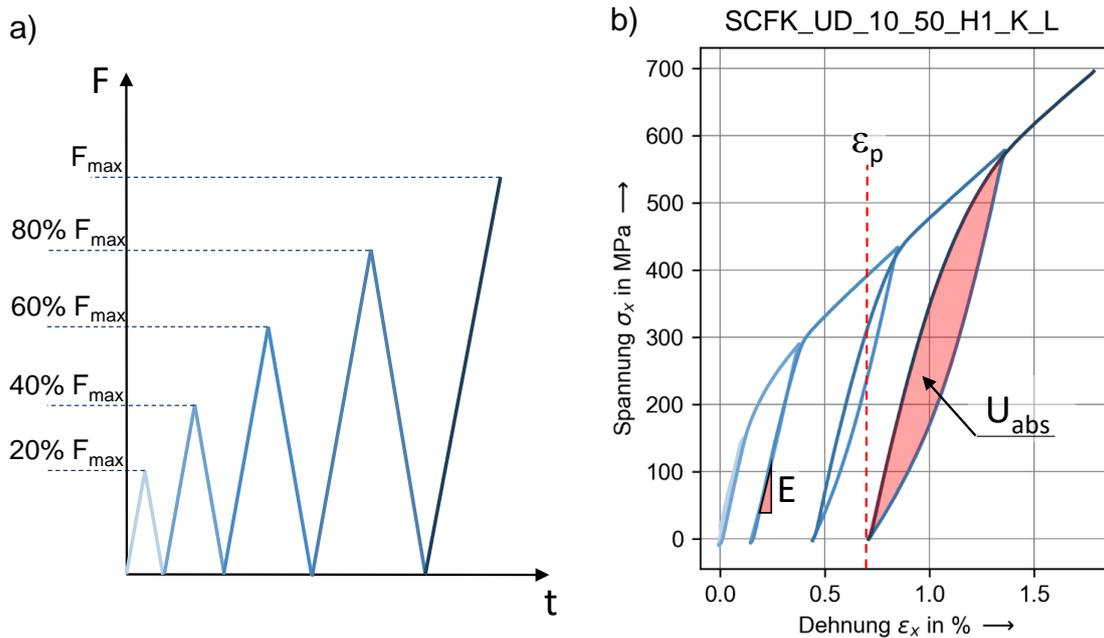


Abbildung 48: Be- und Entlastungsstufen der Laststeigerungsversuche in a) und Spannungs-Dehnungs-Verhalten bei einem Laststeigerungsversuch für die Laminatkonfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 50 % in b)

Das daraus resultierende Spannungs-Dehnungs-Verhalten ist beispielhaft für die Laminatkonfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 50 % in Abbildung 48 b dargestellt. In Abhängigkeit der Zusammensetzung bleiben nach der vollständigen Entlastung des Laminats Verformungen zurück. Zudem weicht der bei erneuter Belastung entstehende Spannungsanstieg von dem Spannungsverlauf bei der Entlastung ab, sodass zwischen dem Entlastungs- und Belastungsverlauf eine Hysterese entsteht. Um dieses Materialverhalten besser beurteilen zu können, werden verschiedene Eigenschaften dieses Verhalten in Abhängigkeit des Stahlfaservolumengehalts miteinander verglichen. Neben der nach den jeweiligen Entlastungsschritten zurückbleibenden Verschiebung (vgl. Abbildung 49 a) und der mit der Entstehung einer Hysterese verbundenen Energieabsorption (vgl. Abbildung 49 c), wird dabei auch die Veränderung der Zugsteifigkeit bei erneuter Belastung (vgl. Abbildung 49 b) betrachtet.

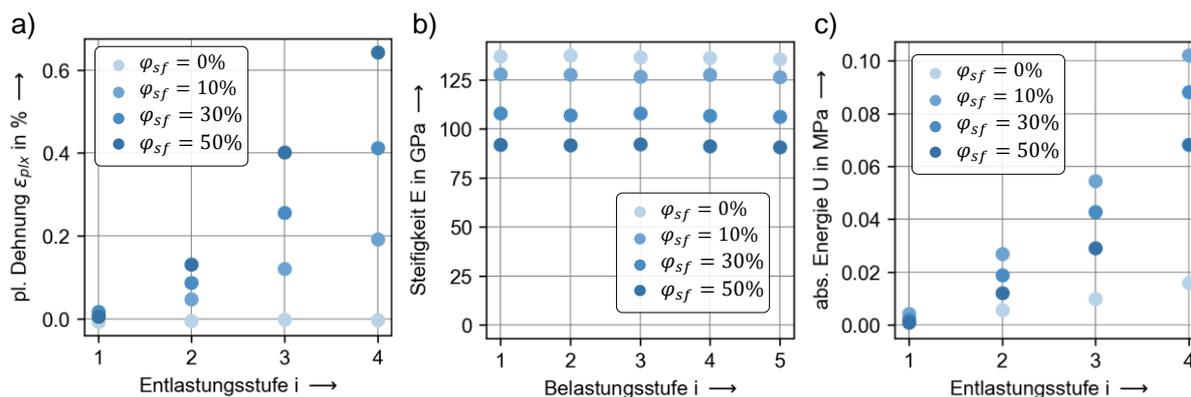


Abbildung 49: Nach der jeweiligen Entlastungsstufe zurückbleibende plastische Dehnung in a), bei der jeweiligen Belastungsstufe gemessene Zugsteifigkeit in b) und mit den entstandenen Hysterese verbundenen Energieabsorption in c) jeweils für Hybridlaminat mit unterschiedlichen Stahlfaservolumenanteilen.

Hinsichtlich der nach der Entlastung zurückbleibenden Verschiebung ist anzunehmen, dass diese ein Resultat plastischer Verformungen der Stahlfasern darstellen. Die zurückbleibenden Verschiebungen sind für Laminatkonfigurationen mit hohen Stahlfaservolumenanteilen deutlich ausgeprägter als für Konfigurationen mit geringeren Stahlfaservolumenanteilen. Für die reine CFK-Laminatkonfiguration ist keine zurückbleibende Verformung messbar. Die Zugsteifigkeit zeigt die in Kapitel 2.3.1 erläuterte Abhängigkeit von der Werkstoffzusammensetzung und bleibt auch bei wiederholten Belastungen mit erhöhten Kräften nahezu konstant. Zum einen lässt dies darauf schließen, dass es durch die aufgebrachten Kräfte nicht zu einer messbaren Degradation des Werkstoffes kommt. Zum anderen ist eine vom Verformungszustand unabhängige elastische Zugsteifigkeit ein charakteristisches Merkmal des elastisch-plastischen Materialverhaltens von metallischen Werkstoffen. Das gemessene Materialverhalten bekräftigt damit die Annahmen zum Ursprung der nach dem Entlasten zurückbleibenden Verschiebungen durch plastische Verformungen der Stahlfasern. Die Energieabsorption der beim Entlasten und anschließenden Belasten auftretenden Hysterese entspricht der vom Entlastungspfad und Belastungspfad umschlossenen Fläche im Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Sie hängt einerseits von den Dehnungsdifferenzen zwischen dem Entlastungs- und dem Belastungspfad und andererseits von dem Spannungslevel der vorherigen Laststufe ab. Dabei zeigen die Hybridlaminatkonfigurationen mit geringen Stahlfaservolumenanteilen höhere Energieabsorptionen als Hybrid-

laminates mit höheren Stahlfaservolumenanteilen. Dies ist im Wesentlichen auf das höhere Spannungslevel der Belastungsstufen von Laminaten mit geringen Stahlfaservolumenanteilen zurückzuführen. Die Differenzen zwischen den Dehnungen des Entlastungspfads und des Belastungspfads werden zwar mit steigendem Stahlfaservolumenanteil immer ausgeprägter, der damit verbundene Einfluss auf die Energieabsorption wird allerdings durch das geringe Spannungslevel der Belastungsstufe kompensiert. Bei den untersuchten CFK-Laminaten tritt keine Hysterese und damit auch keine Energieabsorption auf.

Über dies hinaus kann gezeigt werden, dass durch das Zusammenwirken der linear-elastischen Kohlenstofffasern und der elastisch-plastischen Stahlfasern beim Entlasten eines Hybridlaminats nach dem Auftreten von plastischen Verformungen, Eigenspannungen in ein Hybridlaminat eingebacht werden. Dies wird deutlich beim Vergleich der aus einem Zugversuch unter monoton ansteigenden Belastungen ableitbaren plastischen Dehnung und der nach einer Entlastungsstufe zurückbleibenden Dehnung (vgl. Abbildung 50a). Das Ergebnis eines monotonen Zugversuches an einem Hybridlaminat beschreibt das homogenisiert betrachtete Materialverhalten. Hier geht man davon aus, dass bei einer Entlastung ausschließlich die homogenisiert betrachteten elastischen Dehnungsanteile abgebaut werden. Die nach dem Abziehen der elastischen Dehnungsanteile übrigbleibenden Dehnungen stellen die homogenisiert betrachteten plastischen Dehnungsanteile dar. Effekte aus Eigenspannungen auf Grund der Interaktion der unterschiedlichen Verstärkungsfasern werden hier vernachlässigt. Anders ist dies bei den nach einer Entlastungsstufe zurückbleibenden Dehnungen. Der sich bei der Entlastung einstellende Verformungszustand resultiert hier einerseits ebenfalls aus dem Abbau der elastischen Dehnungsanteile. Da davon auszugehen ist, dass die Kohlenstofffasern und die Stahlfasern die gleichen Entlastungsverformungen erfahren, muss auch die Gleichgewichtsbedingung zwischen den durch die Kohlenstofffasern und die Stahlfasern getragenen inneren Kräften und der aufgebrachtten äußeren Kraft erfüllt werden. Da die äußere Kraft definitionsgemäß bei der vollständigen Entlastung des Laminats wegfällt, muss sich hier ein Kräftegleichgewicht zwischen den inneren Kräften einstellen. Die bei Laststeigerungsversuchen messbaren plastischen Dehnungen sind dabei geringer als die homogenisiert betrachteten plastischen Dehnungen. Die Ursachen hierfür folgt aus der Gleichgewichtsbedingung der inneren Kräfte. Der Abbau der homogenisiert betrachteten elastischen Dehnungsanteile führt zwar dazu, dass die Stahlfasern spannungsfrei werden und damit keine

Kraftanteile mehr aufnehmen, die Kohlenstofffasern erfahren in diesem Zustand allerdings noch Zugbeanspruchungen (vgl. Abbildung 50b). Das Laminat ist dementsprechend noch nicht vollständig entlastet. Damit dies erfolgen kann, sind weitere Entlastungsverformungen notwendig.

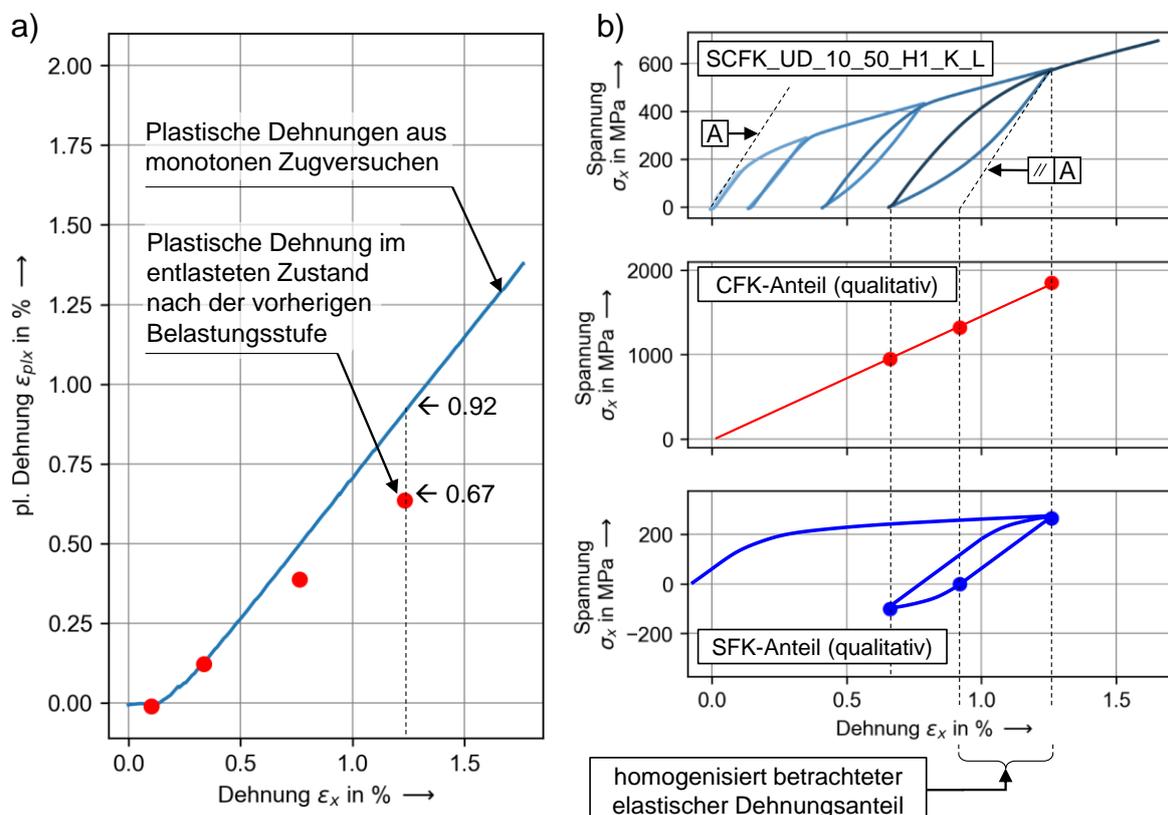


Abbildung 50: Gegenüberstellung der aus einem Zugversuch unter monoton ansteigenden Belastungen ableitbaren plastischen Dehnung mit den nach einer Entlastungsstufe zurückbleibenden Dehnung für ein Hybridlaminat mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 50 % in a) und Spannungs-Dehnungs-Verhalten eines Laststeigerungsversuchs an einer Laminatkonfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 50 % mit der qualitativen Abschätzung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens der in dieser Laminatkonfiguration enthaltenden CFK- und SFK-Anteile in b)

Bei diesen Entlastungsverformungen werden die Kohlenstofffasern weiter entlastet und die Stahlfasern mit Druckbeanspruchungen beaufschlagt, bis ein Kräftegleichgewicht erreicht ist. Am Ende dieses Prozesses erfahren die Kohlenstofffasern eine Zug-eigenspannung und die Stahlfasern eine Druckeigenspannung. In Abhängigkeit von der Höhe der Druckbeanspruchung und der Art des Verfestigungsverhaltens der Stahl-

fasern ist es dabei durchaus denkbar, dass in den Stahlfasern im Druckbereich ebenfalls plastische Verformungen auftreten. Eine erneute Belastung führt in diesem Fall zu einem Spannungspfad, der von dem Spannungspfad bei der Entlastung abweicht. Dies stellt möglicherweise eine Ursache für die Entstehung der gemessenen Hysterese dar. Für die Entstehung der Hysterese kommen allerdings auch andere Ursachen wie beispielsweise innere Reibung an Mikrorissen in der Matrix oder Fasermatrixablösungen in Frage.

2.3.7 Untersuchungen zur Materialmodellkalibrierung und -validierung

Neben der Charakterisierung von unterschiedlichen Einflüssen auf das Materialverhalten von SCFK-Hybridlaminaten unter Zugbeanspruchung in Faserrichtung ist ein weiterer Bestandteil der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Untersuchungen die Erzeugung einer Datenbasis, mit der die in Kapitel 3 und 4 vorgestellten Materialmodelle und Beschreibungsansätze kalibriert und validiert werden können. Hierzu werden die bereits vorgestellten Untersuchungen durch die experimentelle Untersuchung des Schub- und Querkzugverhaltens von unidirektionalen CFK- und SFK-Laminaten ergänzt. Über dies hinaus werden Zugversuche an multidirektionalen CFK- und SCFK-Laminatkonfigurationen durchgeführt. Die Untersuchungen erfolgen in Anlehnung an die jeweiligen Normen (Schubverhalten nach DIN EN ISO 14129, Querkzugverhalten und Zugverhalten nach DIN EN ISO 527-5). Die Abmessungen der Prüfkörper folgen den jeweiligen darin enthaltenen Empfehlungen (Schubprüfkörper: 250 mm x 25 mm x 2 mm (Länge x Breite x Dicke), Querkzugprüfkörper: 150 mm x 15 mm x 2 mm (Länge x Breite x Dicke), Zugprüfkörper 250 mm x 25 mm x ca. 2 mm (Länge x Breite x Dicke). Die exakte Dicke der multidirektionalen Laminatkonfigurationen aus dem Laminataufbau ergibt. Alle Prüfkörpergeometrien werden im Einspannbereich mit 50 mm langen Lasteinleitungselementen versehen. Für die Schubprüfkörper und die Zugprüfkörper ergibt sich hieraus eine freie Einspannlänge von 150 mm und für die Querkzugprüfkörper folgt eine freie Einspannlänge von 50 mm. Die Schubversuche und die Zugversuche werden mit einer Prüfgeschwindigkeit von 4 mm/s und die Querkzugversuche mit einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/s durchgeführt. Die in diesen Untersuchungen ermittelten mittleren Spannungs-Dehnungs-Kurven und charakteristischen Eigenschaften der geprüften Lamine sind für das Querkzugverhalten

in Abbildung 51, für das Schubverhalten in Abbildung 52 und für das Verhalten der multiaxialen Laminataufbauten in Abbildung 53 zusammengefasst.

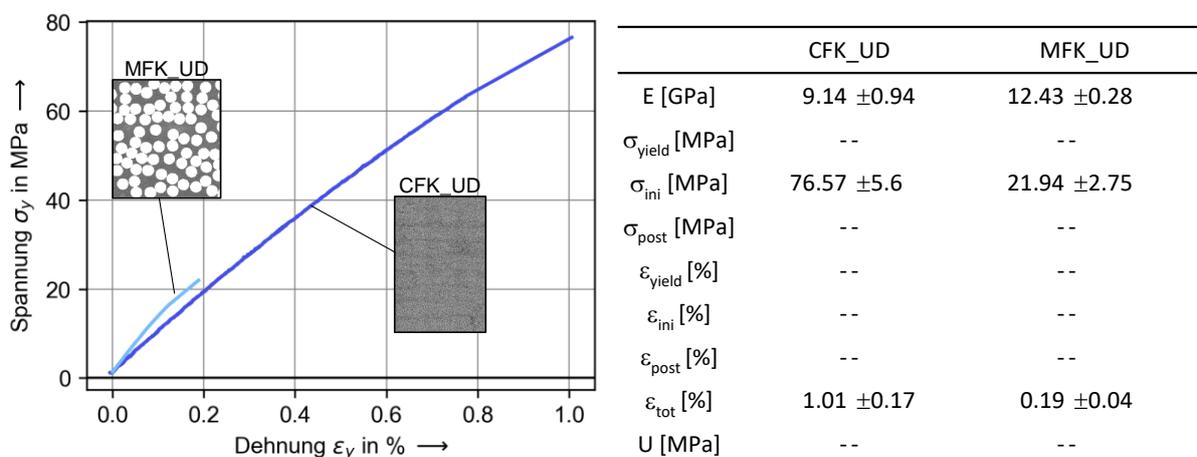


Abbildung 51: Spannungs-Dehnungs-Kurven und charakteristische Eigenschaften des Querszugverhaltens von unidirektional verstärkten SFK und CFK-Laminaten

Sowohl SFK als auch CFK weisen ein nahezu lineares Spannungs-Dehnungs-Verhalten für Beanspruchungen quer zur Faserrichtung auf. Erst kurz vor dem Versagen tritt eine leicht Nichtlinearität auf. Die SFK-Konfiguration zeigt dabei eine höhere Zugsteifigkeit sowie eine geringere Zugfestigkeit und Bruchdehnung als die CFK-Konfiguration auf. Die Ursachen für diese Unterschiede sind auf die unterschiedlichen Isotropiegrade der Stahlfasern und der Kohlenstofffasern zurückzuführen. Im Gegensatz zu den anisotropen Kohlenstofffasern zeigen Stahlfasern isotrope Eigenschaften (unter Vernachlässigung möglicher Einflüsse aus dem Drahtziehprozess). Die Steifigkeit quer zur Faserrichtung der Stahlfasern ist dabei deutlich höher als die der Kohlenstofffasern (s. Tabelle 1). Da sich die Querszugsteifigkeit eines unidirektional verstärkten Laminats aus den Steifigkeiten der einzelnen Verbundwerkstoffbestandteile ergibt, erscheint die höhere Steifigkeit der SFK-Konfiguration plausibel. Neben den Auswirkungen auf die Laminatsteifigkeit hat der Isotropiegrad ebenfalls einen Einfluss auf das Versagensverhalten für Beanspruchungen quer zur Faserrichtung. Der Grund hierfür folgt aus den Steifigkeitssprüngen im Laminat. Für Lastpfade, die quer zur Faserrichtung verlaufen, stellt der Übergang zwischen Faser und Matrix einen Steifigkeitssprung dar. Innerhalb der Werkstoffmikrostruktur führen diese Steifigkeitssprünge zu Beanspruchungslokalisierungen. Hier gilt unter anderem, je höher der Steifigkeitssprung, desto höher sind auch die lokalen Beanspruchungen. Dabei ist davon auszugehen, dass die lokalen Dehnungen der Matrix die globale Dehnung des Verbundwerkstoffs

deutlich übersteigen und dass die lokalen Spannungen bei entsprechend großen Laminatverformungen das Versagen auslösen. Diesbezüglich wird angenommen, dass das Versagen mit der Entstehung von Mikrorissen in der Grenzschicht zwischen Faser und Matrix beginnt und sich diese in Folge weiterer Beanspruchungserhöhung ausbreiten und schließlich zum Bruch führen. Die Unterschiede in der Festigkeit und Bruchdehnung zwischen SFK und CFK sind damit zum einen auf die deutlich höhere Querkzugsteifigkeit der Stahlfasern bzw. auf die höheren lokalen Beanspruchungen zurückzuführen. Andererseits wird angenommen, dass die ungeschlichtete Stahlfaseroberfläche im Vergleich zu der Kohlenstofffaseroberfläche eine geringere Grenzschichtfestigkeit zwischen der Faser und der Matrix aufweist und dass die Mikrorisse in der Grenzschicht damit schon bei geringeren lokalen Beanspruchungen entstehen. Ähnliche Einflüsse können auch bei der Schubuntersuchung vermutet werden (vgl. Abbildung 51).

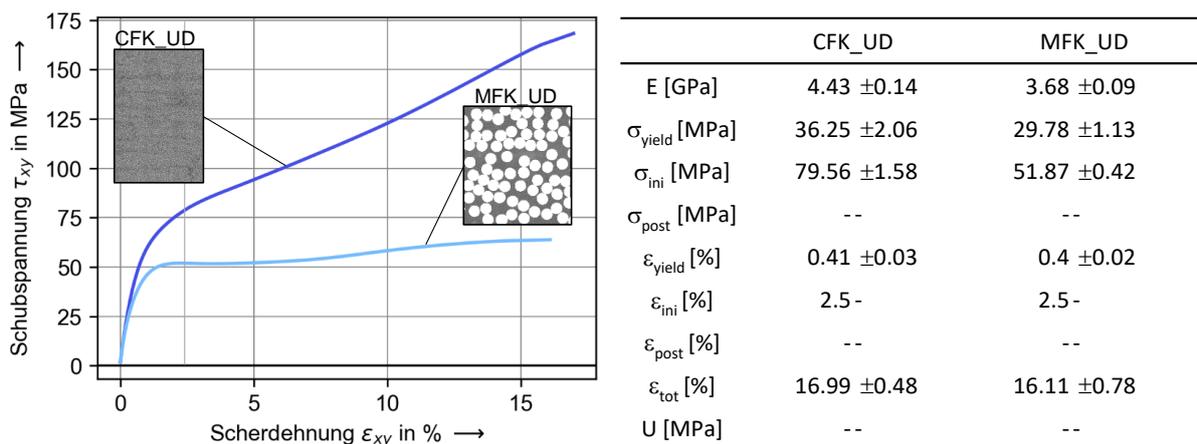


Abbildung 52: Spannungs-Dehnungs-Kurven und charakteristische Eigenschaften des Schubverhaltens von SFK und CFK-Laminaten

Die Ergebnisse eines Scherzugversuches an CFK und SFK zeigen einen deutlich nichtlinearen Schubspannungs-Scherdehnungs-Verlauf. Sowohl die Schubsteifigkeit als auch die Schubfestigkeit des CFKs liegen oberhalb der entsprechenden Eigenschaften des SFKs. Prinzipiell gilt auch hier, dass sich die Schubsteifigkeit eines unidirektional verstärkten Laminats aus den Schubsteifigkeiten der einzelnen Verbundwerkstoffbestandteile ergibt. Die im Vergleich zu den Kohlenstofffasern höhere Schubsteifigkeit der Stahlfasern (s. Tabelle 1) hätte damit auch eine im Vergleich zu CFK höhere Schubsteifigkeit eines SFKs zur Folge. Die experimentellen Ergebnisse zeigen allerdings ein abweichendes Verhalten. Der Grund für die Abweichung wird

ebenfalls in der geringeren Anhaftung zwischen der ungeschlichteten Stahlfaseroberfläche und der Matrix vermutet. Dabei wird angenommen, dass es schon bei vergleichsweise geringen Schubverformungen zu ersten Ablösungen zwischen den Stahlfasern und der Matrix kommt. Diese Ablösungen behindern die Übertragung der Schubbeanspruchung von der Matrix auf die Faser und führen zu einer Reduktion der Schubsteifigkeit und zu einem früheren Versagen in der Grenzschicht.

Die Untersuchung der multiaxialen Laminataufbauten dient der Validierung der in Kapitel 4 vorgestellten Beschreibung von SCFK innerhalb der FEM. Die dafür verwendeten Laminataufbauten richten sich an typischerweise in der Luftfahrt verwendeten Schichtreihenfolgen und kombinieren dabei das Schub- und Querkzugverhalten mit dem in den vorangegangenen Kapiteln dargestellten Längszugverhalten.

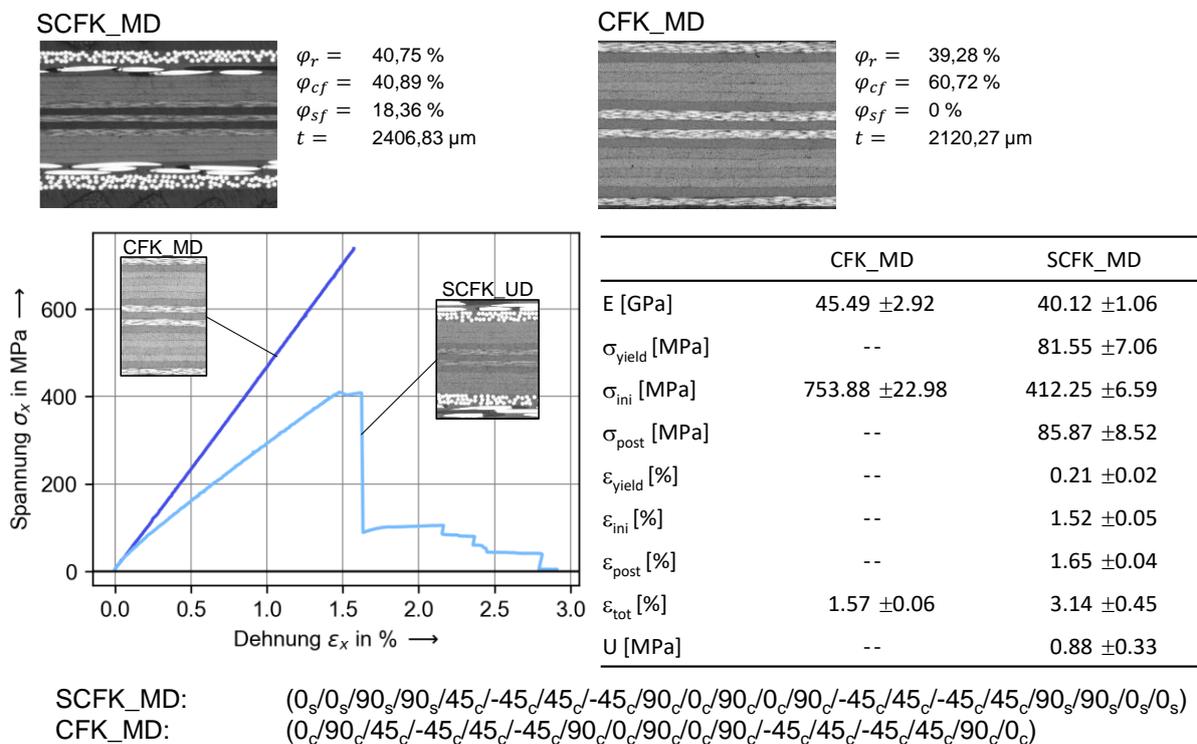


Abbildung 53: Spannungs-Dehnungs-Kurven und charakteristische Eigenschaften des Zugverhaltens von multiaxialen SFK und CFK-Laminaten

Das multiaxiale CFK-Laminat weist ein linear-elastisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten mit einer Zugsteifigkeit von 45,49 ± 2,92 GPa auf. Ein Versagen tritt bei einer Dehnung von 1,57 ± 0,06 % oder bei einer Zugspannung von 753,88 ± 22,98 MPa auf. Im Gegensatz dazu zeigt das Hybridlaminat ein bilineares Spannungs-Dehnungs-Verhalten, gefolgt von einem Initialversagensereignis und einem anschließenden Nachversagen. Das Initialversagen tritt hier bei einer Dehnung von 1,52 ± 0,05 % ein. Die

Bruchdehnung im Nachversagen erreicht einen Wert von $3,14 \pm 0,45$ %. Das bilineare Spannungs-Dehnungs-Verhalten der Hybridverbundwerkstoffe wird durch das Auftreten plastischer Verformung in den Stahlfasern mit der 0° -Orientierung verursacht. Dies erfolgt bei einer Dehnung von ca. 0,2 %. In direkter Folge des Initialversagens entstehen ein Lastabfall, eine Relativverschiebung in dem Prüfkörper und eine lokale Initialschädigung. Diese Effekte resultieren aus dem zuvor anhand von unidirektional verstärkten Hybridlaminat untersuchten Versagensmechanismus (s Kapitel 2.3.4). Im Unterschied zu den bisherigen Untersuchungen werden die mit dem Initialversagen verbunden lokalen Beanspruchungen im Bereich der Initialschädigung bei multidirektionalen Hybridlaminaten jedoch nicht mehr nur durch die Stahlfasern aufgenommen. Das im Nachversagen gemessene Spannungslevel lässt hier darauf schließen, dass zumindest ein Teil der Lastaufnahme im Nachversagen durch die CFK-Schichten mit der $\pm 45^\circ$ -Orientierung erfolgt. Bei reinem CFK tritt kein Nachversagen auf. Dabei sind die CFK-Schichten mit der $\pm 45^\circ$ -Orientierung prinzipiell auch hier in der Lage, nach dem Versagen der CFK-Schichten mit der 0° -Orientierung weiterhin Lasten aufzunehmen. Da hier keine Stahlfasern an der Lastaufnahme im Nachversagen beteiligt sind und der größere Anteil der CFK-Schichten mit einer 0° -Orientierung zu einem höheren Lastabfall beim Initialversagen führt, wird davon ausgegangen, dass die mit dem Lastabfall verbundenen Beanspruchungen auch das Versagen der CFK-Schichten mit der $\pm 45^\circ$ -Orientierung zur Folge haben.

2.4 Zusammenfassende Diskussion der Ergebnisse

In diesem Kapitel wurde eine umfangreiche experimentelle Untersuchung des mechanischen Werkstoffverhaltens von SCFK vorgestellt. Die aus diesen Untersuchungen gewonnenen Erkenntnisse zum mechanischen Verhalten von MFHVW und die Beeinflussbarkeit der charakteristischen Eigenschaften dieses Verhaltens werden im Folgenden zusammengefasst:

- Die Zugsteifigkeit parallel zur Faserorientierung fällt mit steigendem Stahlfaservolumenanteil linear ab.
- Die Dehnung, bei der plastische Verformungen auftreten, ist bei monotonen Belastungen nur von dem Werkstoffverhalten der Stahlfasern abhängig. Die Fließspannung fällt mit ansteigendem Stahlfaservolumenanteil linear ab. Bei wieder-

holter Be- und Entlastung mit ansteigenden Kräften akkumulieren sich die plastischen Verformungen und verschieben die Fließspannung und Fließdehnungen bei jeder neuen Belastung zu höheren Werten. Durch das elastisch-plastischen Verhalten der Stahlfasern entstehen dabei Eigenspannungen im SCFK-Laminat

- Die Spannung beim Initialversagen fällt mit ansteigendem Stahlfaservolumenanteil linear ab. Die Dehnung zum Zeitpunkt des Initialversagens wird in geringem Maße durch die Zusammensetzung der SCFK-Konfiguration beeinflusst. Hauptursache hierfür ist ein Hybrideffekt [25] der aufgrund von Lastumlagerungseffekten dazu führt dazu, dass die Dehnungen zum Zeitpunkt des Initialversagens bei höheren Stahlfaservolumenanteilen leicht ansteigen. Der gleiche Effekt führt auch bei einer Steigerung des Hybridisierungsgrads zu einer leichten Vergrößerung der Dehnung beim Initialversagen.
- Der Wirkmechanismus beim Initialversagensverhalten wird ausgelöst durch das Versagen der Kohlenstofffasern. Als direkte Folge findet dabei eine Entspannungsbewegung in Form einer Relativverschiebung zwischen den durch die Initialschädigung getrennten intakten Bereichen des Laminats statt und führt zu sprunghaft ansteigenden Beanspruchungen im geschädigten Bereich. In Abhängigkeit der Zusammensetzung, Laminatarchitektur und Prüfkörpergeometrie führen diese Beanspruchungen für geringe Stahlfaservolumenanteile, größere Prüfkörpergeometrien oder höhere Hybridisierungsgrade zum absoluten Versagen.
- Das Spannungslevel im Nachversagen hängt im Wesentlichen von dem Anteil der nach dem Initialversagen intakt gebliebenen Stahlfasern ab. Dabei gilt, je höher der Stahlfaservolumenanteil oder je geringer der Hybridisierungsgrad oder je kleiner die Prüfkörpergeometrie, desto höher ist das Spannungslevel im Nachversagen.
- Die Bruchdehnungen wird hauptsächlich durch die beim Initialversagen entstehende Schädigung und die Schädigungsausbreitung während des Nachversagens beeinflusst. Hierbei gilt ebenfalls, je größer der Stahlfaservolumenanteil

oder je geringer der Hybridisierungsgrad oder je kleiner die Prüfkörpergeometrie, desto höher ist die Bruchdehnung.

Die in dieser Untersuchung erarbeiteten Erkenntnisse über die Wirkmechanismen und deren Einflussgrößen und Abhängigkeiten sind nach Auffassung des Autors durchaus auf andere Werkstoffkombinationen übertragbar. Vor allem der Wirkmechanismus der Lastumlagerung vor dem Initialversagen tritt auch bei anderen FHVW auf und ist bereits am Beispiel von glas- und kohlenstofffaserverstärkten FHVW tiefgründig erforscht [25]. Der durch das Auftreten plastischer Verformung ausgelöste Wirkmechanismus beim Be- und Entlastungsverhalten und die damit verbundene Entstehung von Eigenstressungen ist an das Zusammenwirken von linearelastischen und elastisch-plastischen Werkstoffen innerhalb eines Werkstoffverbundes geknüpft. Dieser Mechanismus ist ebenfalls bekannt und wird beispielsweise bei MFH wie GLARE zur Kompensation von thermisch bedingten Eigenstressungen oder zur Steigerungen des Widerstands gegen das Ermüdungsrisswachstum eingesetzt [120]. Im Gegensatz zu den beiden genannten Wirkmechanismen ist der Wirkmechanismus beim Initialversagen bisher wenig erforscht. Die Übertragbarkeit auf andere Werkstoffkombination ist dementsprechend schwierig zu bewerten. Eine Grundvoraussetzung für die Übertragbarkeit ist das Auftreten einer Initialschädigung in Form einer Delamination und die parallel zur Entspannungsbewegung stattfindende Lastumlagerung. Unter Berücksichtigung der Erkenntnisse aus dieser Arbeit wird angenommen, dass ein vergleichbares Initialversagensverhalten nur bei auf Laminebene hybridisierten Verbundwerkstoffen bestehend aus einer Kombination von linear elastischen und elastisch-plastischen Verstärkungsfaserwerkstoffen in einem vergleichsweise spröde versagenden Matrixwerkstoff und einem Gesamtfaservolumenanteil im Bereich von 60 % erwartet werden kann.

Offene Fragestellungen bestehen dabei vor allem im Hinblick auf die Entstehung von Initialschädigungen. So stehen die im Rahmen dieser Arbeit getroffenen Aussagen zur geometrischen Ausprägung der Initialschädigungen unter dem Vorbehalt der Übereinstimmung zwischen der aus den Verzerrungsinformationen ableitbaren und der tatsächlichen geometrischen Ausprägung einer Initialschädigung. Weiterführende Untersuchungen zur Korrelation von Verzerrungsinformationen und beispielsweise mittels Mikro-Computertomografie gemessenen Schädigungen können hier Gewissheit verschaffen. Weiterer Forschungsbedarf besteht hinsichtlich des vorgestellten Ansatzes

zur Abschätzung der geometrischen Ausprägung von Initialschädigungen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine pragmatische Herangehensweise auf Basis der interlamina- ren Schubfestigkeit gewählt. Hier stellt sich die Frage nach den Anwendungsgrenzen und dem Gültigkeitsbereich dieser Methode. Außerdem zeigt die hier vorgestellte Hypothese zur Entstehung einer Initialschädigung große Ähnlichkeit zu der Betrachtung mehrschnittiger Überlappungsklebung. Hier ist durch aus denkbar, dass die Vorher- sage der geometrischen Ausprägung einer Initialschädigung beispielsweise über die zur Beschreibung von Klebungen verwendete Volkersen-Beziehung [119] möglich ist. Ergänzend zu den Untersuchungen zu der tatsächlichen Charakterisierung einer vor- handenen Schädigung bietet sich zur Überprüfung dieser Hypothese eine experimen- telle Untersuchung der Grenzschichteigenschaften zwischen den CFK-Einzelschich- ten und den SFK-Einzelschichten an.

Zudem ergeben sich Fragestellungen zur Entstehung von Initialschädigungen bei La- minataufbauten mit einer Hybridisierung auf Roving- oder auf Einzelschichtebene. Hier ist nicht mehr von einer Initialschädigung in Form einer Delamination auszugehen. Diesbezüglich stellt sich die Frage nach der Übertragbarkeit der hier erarbeiteten Er- kenntnisse zu den Mechanismen und Einflüssen auf das Initial- und das Nachversa- gensverhalten. Ähnliche Fragestellungen ergeben sich auch bei der Verwendung von duktilen Matrixsystemen wie beispielsweise thermoplastischen Kunststoffen. Dabei ist vor allem interessant, ob und in welchem Ausmaß die Verformungen beim Initialver- sagensverhalten unter Verwendung eines duktilen Matrixsystems zur Entstehung von Delaminationen führen oder ob das duktile Verhalten der Matrix an eine Veränderung des Wirkmechanismus beim Initialversagen gekoppelt ist. Zur Beantwortung dieser Fragestellungen bietet sich eine experimentelle Charakterisierung an thermoplasti- schen MFVHW mit über dem gesamten Bereich möglicher Hybridisierungsgrade ver- teilten Laminataufbauten an.

Über dies hinaus besteht Forschungsbedarf bei der Charakterisierung des Einflusses aus der Anhaftung zwischen den Metallfasern und der Matrix. Hierzu kann vermutet werden, dass zum Beispiel durch eine gezielte Verringerung der Faser-Matrix-Anhaf- tung die geometrische Ausprägung der Initialschädigung vergrößert und in Folge des- sen die Beanspruchung während des Initialversagens reduziert werden kann. Umge- kehrt ist anzunehmen, dass eine verbesserte Faser-Matrix-Anhaftung den Wirkmecha- nismus der Lastumlagerung vor dem Initialversagen begünstigt und damit die Initial- versagensdehnungen weiter erhöht werden können.

Neben diesen offenen Fragestellungen stellen die im Rahmen dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse, im speziellen das erarbeitete Wissen um den Wirkmechanismus beim Initialversagen eine Erweiterung des derzeitigen Stands der Technik dar und bietet eine gute Grundlage zur Ableitung von Beschreibungsansätzen für das mechanische Verhalten von MFHVW.

3 Vorhersage der mechanischen Eigenschaften von SCFK auf Basis eines strukturdynamischen Modells

Die Kenntnis der mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffes ist eine entscheidende Voraussetzung für dessen Berücksichtigung bei der Werkstoffauswahl in der Bauteilkonstruktion. Gerade bei Werkstoffen, die aus Verstärkungsfasern und Matrices zusammengesetzt werden, besteht jedoch eine Vielzahl an Kombinationsmöglichkeiten. Experimentell bestimmte Kennwerte sind dabei häufig nicht vorhanden. Dies gilt in besonderem Maße auch für die vergleichsweise neue Werkstoffklasse der MFHVW. Um das vorteilhafte mechanische Verhalten dieser Hybridwerkstoffe dennoch im Rahmen der Werkstoffauswahl für eine Bauteilkonstruktion in Betracht ziehen zu können, ist die Erforschung und Entwicklung von diesbezüglichen Abschätzungsmethoden notwendig. Dieser Themenschwerpunkt ist Gegenstand dieses Kapitels. Eine der wichtigsten offenen Fragestellungen ist die Vorhersage, ob ein MFHVW bei Zugbeanspruchung in Faserrichtung ein Nachversagen zeigt und welche Bruchdehnung bzw. Energieabsorption im Nachversagen erreicht werden kann.

Analytische, empirische oder numerische Abschätzungsmethoden, die im Kontext klassischer FKV entwickelt wurden, behandeln meist nur das mechanische Verhalten bis zum Versagen [121]. Nachversagen wird hier nicht berücksichtigt. Für FHVW aus klassischen Verstärkungsfasern existieren bereits verschiedene Ansätze und Modelle zur Abschätzung des mechanischen Verhaltens, die auch ein Versagenskriterium beinhalten, das das Nachversagen berücksichtigt (siehe Kapitel 1.3). Diese Versagenskriterien basieren im Wesentlichen auf der quasistatischen Lastumlagerung zwischen den versagenden und den intakten Fasern (vgl. Abbildung 8). Die Anwendung eines solchen Versagenskriteriums zur Abschätzung des mechanischen Verhaltens von MFHVW prognostiziert ein Nachversagen jedoch erst für sehr hohe Metallfaservolumenanteile (vgl. Abbildung 54). Wie in Kapitel 2.3 am Beispiel von SCFK gezeigt werden kann, tritt ein Nachversagen allerdings auch schon bei Laminaten mit vergleichsweise geringen Metallfaservolumenanteilen auf (ca. 20 % bei unidirektional verstärkten SCFK). In den dort gezeigten Beispielen ist der Lastanteil, der zum Zeitpunkt des Initialversagens noch durch die Stahlfasern aufgenommen werden kann, deutlich geringer als der Lastanteil, der kurz vor dem Initialversagen von den Kohlenstofffasern getragen wird.

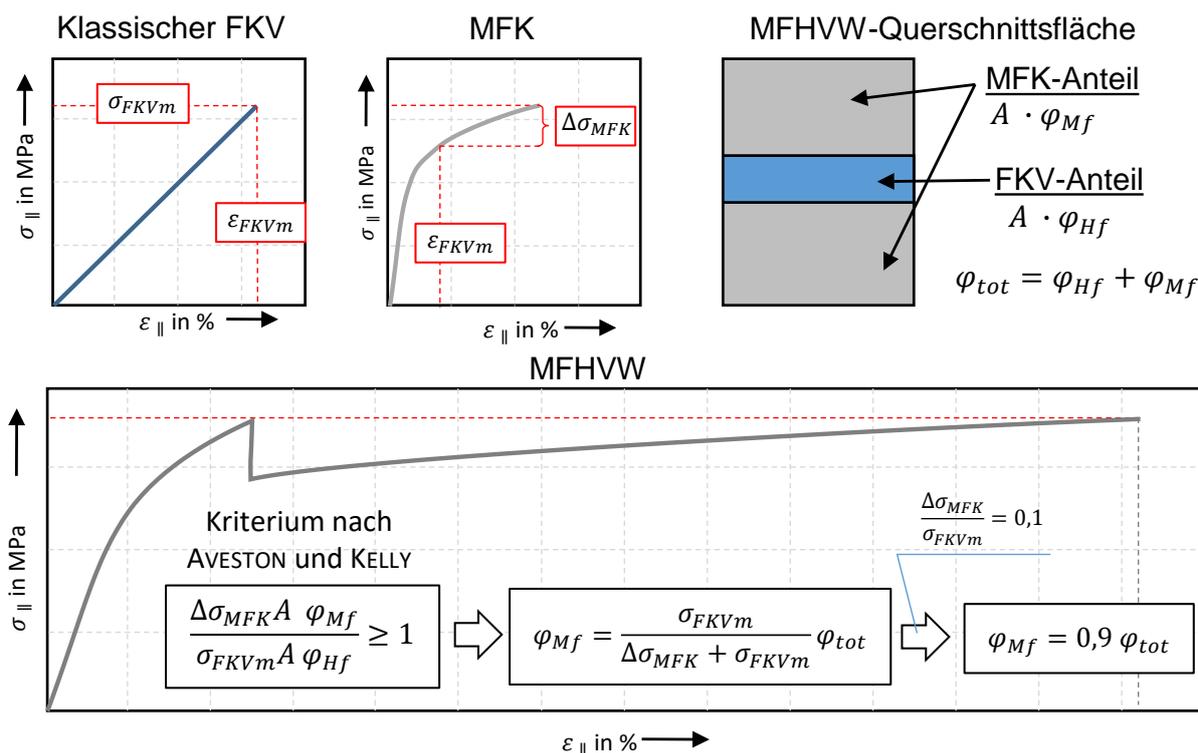


Abbildung 54: Beispielhafte Anwendung des Versagenskriteriums nach AVESTON und KELLY für einen MFHVW. Darin sind σ_{FKVm} und ε_{FKVm} die Festigkeit und Bruchdehnung eines klassischen FKVs, $\Delta\sigma_{MFK}$ ist die Differenz zwischen der Festigkeit eines MFK und der beim Erreichen der Bruchdehnung des klassischen FKVs anliegenden Spannung im MFK, A ist die Querschnittsfläche des betrachteten Laminats und φ_i sind die jeweiligen Anteile des klassischen FKV bzw. des MFK am Gesamtlaminat.

Eine quasistatische Betrachtung der Lastumlagerung vernachlässigt dabei die Kraftausgleichsbewegung. Die Kraftausgleichsbewegung bewirkt jedoch auch die Entlastung des Werkstoffes. Diese Entlastung führt zur Reduktion der Lasten, die auf die Metallfasern umgelagert werden müssen. Es ist daher anzunehmen, dass die Kraftausgleichsbewegung insbesondere für MFHVW mit duktilen Metallfasern einen entscheidenden Einfluss auf das Nachversagen hat.

Mit dem Ziel, sowohl die Kraftausgleichsbewegung als auch die Lastumlagerung bei der Abschätzung der mechanischen Eigenschaften von MFHVW zu berücksichtigen, wurde im Rahmen dieser Arbeit ein strukturdynamisches Modell entwickelt [122], das auf einer idealisierten Vorstellung des Initialversagensvorgangs basiert. Das Modell des Versagensvorgangs, das diesbezügliche Gleichungssystem und der Berechnungsablauf zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte eines MFHVW werden in

Kapitel 3.1, Kapitel 3.2 und Kapitel 3.3 beschrieben. Darauf aufbauend werden die Möglichkeiten des Modells zur Abbildung des Werkstoffverhalten von MFHVW am Beispiel von SCFK diskutiert (s. Kapitel 3.4). Weiterhin wird anhand einer Gegenüberstellung von experimentellen Ergebnissen aus Kapitel 2.3 und den Vorhersagen des Modells eine Eignungsbewertung der neu entwickelten Abschätzungsmethode durchgeführt (s. Kapitel 3.5). Abschließend erfolgt eine zusammenfassende Diskussion der Ergebnisse dieser Untersuchung (s. Kapitel 3.6).

3.1 Modell des Versagensvorgangs

Das Initialversagen und die damit verbundene Bruchspaltbildung stellt einen charakteristischen Wirkmechanismus von MFHVW dar. Wie in Kapitel 2.3.4 gezeigt wird, erfolgt die Entstehung des Bruchspalts in einem sehr kurzen Zeitraum ($\Delta t = \text{ca. } 25 \mu\text{s}$). Die Bruchspaltbildung beginnt dabei mit dem Versagen der klassischen Verstärkungsfaser und endet entweder mit dem absoluten Versagen des Hybridlaminats oder mit dem Beginn des Nachversagens. Das Modell des Versagensvorgangs bezieht sich im Wesentlichen auf die Beschreibung dieses Prozesses (vgl. Abbildung 55) und beschränkt sich dabei auf die Betrachtung unidirektional verstärkter MFHVW in Faserichtung.

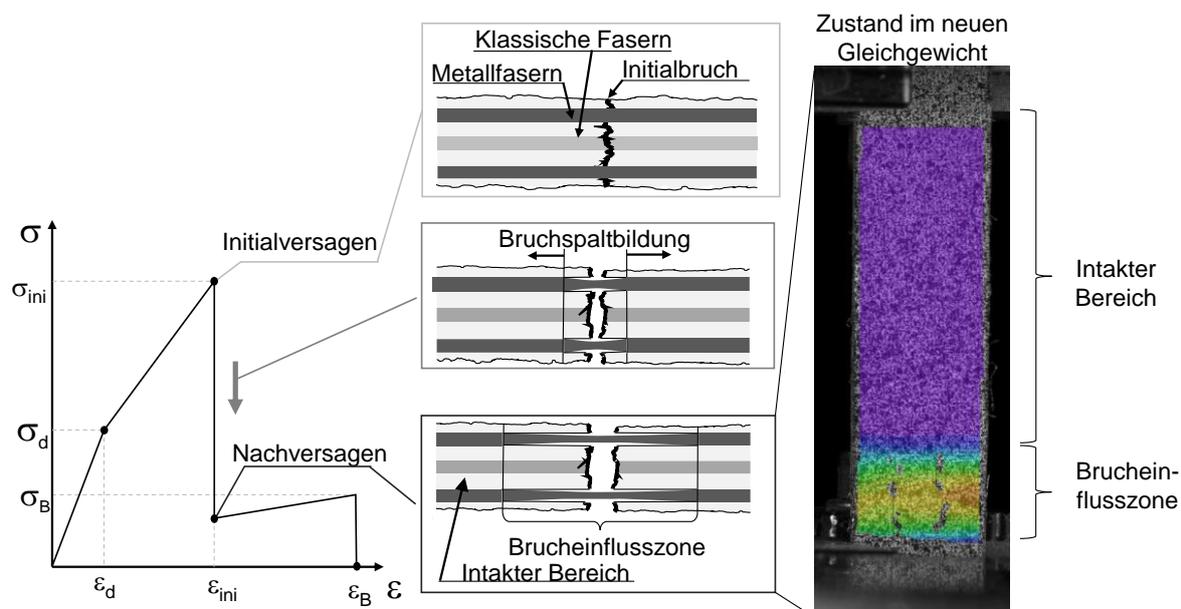


Abbildung 55: Schematische Darstellung des Versagensvorgangs mit der Kennzeichnung des Zusammenhangs zwischen der Bruchefflusszone und der initialen Schädigung im Experiment

Auf Grund des vergleichsweise kurzen Zeitraums der Bruchspaltbildung wird angenommen, dass die mit der Bruchspaltbildung in Verbindung stehenden Verschiebungen ausschließlich als Relativverschiebungen betrachtet werden können. Parallel auftretende globale Verschiebungen werden innerhalb der Modellvorstellung vernachlässigt. Die Relativverschiebungen finden dabei zwischen unterschiedlichen Bereichen des Hybridwerkstoffes statt. Hier wird zwischen dem durch das Initialversagen geschädigten Bereich – der Brucheinflusszone – und dem intakten Bereich der Probe unterschieden (vgl. Abbildung 55). Hinsichtlich der Schädigung innerhalb der Brucheinflusszone wird weiterhin angenommen, dass zum Beginn der Bruchspaltbildung sowohl die klassischen Verstärkungsfasern als auch die Matrix versagen und dass die Metallfasern aufgrund der deutlich höheren Bruchdehnung vorerst intakt bleiben. Zu Beginn der Bruchspaltbildung ist dabei noch keine Relativverschiebung aufgetreten. Die zuvor von der Matrix und den klassischen Verstärkungsfasern getragene innere Kraft verschwindet mit dem Initialversagen. Das verbleibende unausgeglichene System innerer Kräfte führt zur Bewegung der Bruchspaltbildung. Der Zustand zum Zeitpunkt des Initialversagens kann prinzipiell mit einem vorgespannten Federsystem verglichen werden, wobei ein Teil der Federn beim Initialversagen losgelassen wird. Während der Bruchspaltbildung wird die potentielle Energie dieser losgelassenen Federn in kinetische Energie umgewandelt. Die damit verbundene Bewegung führt zur Beanspruchung der in der Brucheinflusszone verbliebenden Metallfasern und zu einer Entlastung des intakten Bereichs des MFHVW. Während der Bewegung findet eine Transformation zwischen kinetischer und potentieller Energie statt, bis ein neuer Gleichgewichtszustand erreicht wird. Der Zustand des neuen Gleichgewichts beschreibt das Ende der Bruchspaltbildung. Ziel des Modells ist die Entscheidung darüber, ob die in der Brucheinflusszone verbliebenden Metallfasern die Beanspruchungen während der Bruchspaltbildung ertragen können und es in Folge dessen zu einem Nachversagen kommt oder ob das Hybridlaminat beim Initialversagen vollständig versagt. Zur Vereinfachung des Systems wird angenommen, dass das Initialversagen in der Mitte der belasteten Struktur auftritt und dass die Mittelebene während der Relativverschiebung als Symmetrieebene gilt. Das System kann somit als Halbmodell betrachtet werden. Weiterhin wird angenommen, dass sich die Metallfasern innerhalb der Brucheinflusszone uneingeschränkt dehnen können und dass der Übergang zwischen dem intakten Bereich des MFHVW und der Brucheinflusszone durch eine parallel zur Symmetrieebene ausgerichtete Grenzebene definiert ist (vgl. Abbildung 56).

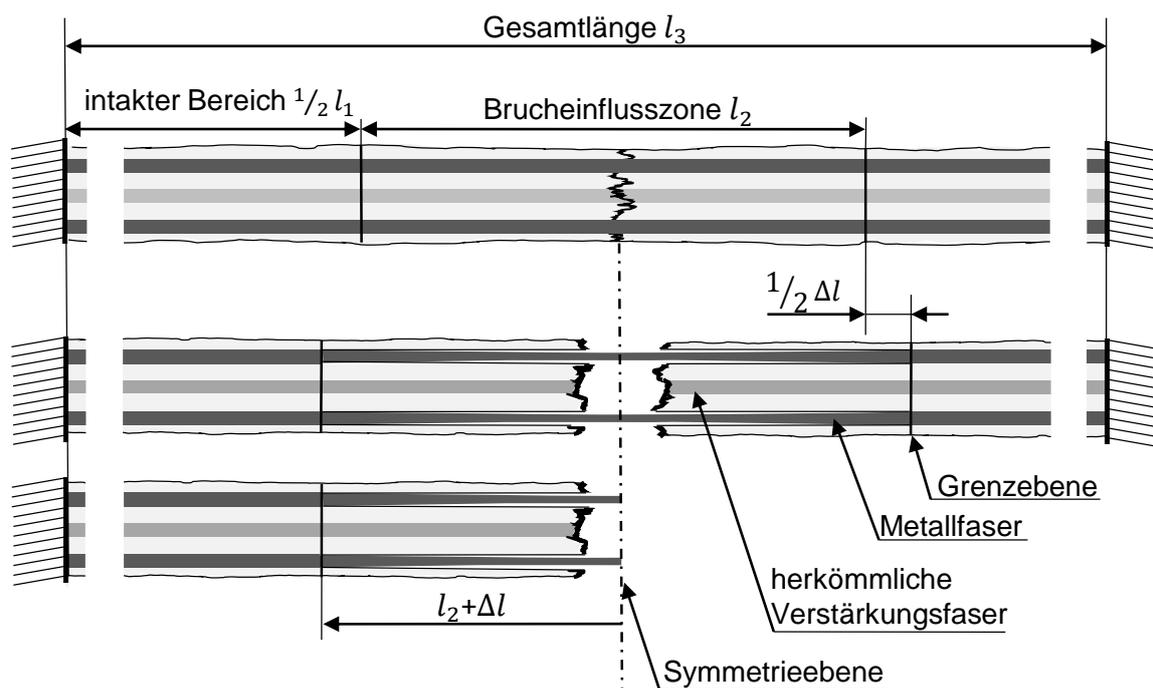


Abbildung 56: Schematische Darstellung eines MFVHW-Laminats im Zustand zum Zeitpunkt des Initialversagens (oben) und im Zustand am Ende der Bruchspaltbildung (mittig und unten) mit der Zuordnung der Bemaßung für Brucheinflusszone und den intakten Bereiche

Durch diese Definitionen ergibt sich die Relativverschiebung während der Bruchspaltbildung aus der Längenänderung zwischen der Grenz- und der Symmetrieebene. Die mit der Bruchspaltbildung verbundene Dehnung der Metallfasern innerhalb der Brucheinflusszone kann über das Verhältnis der Relativverschiebung und der Länge der Brucheinflusszone bestimmt werden. Damit ein Nachversagen entsteht, müssen die Metallfasern in der Brucheinflusszone diese Dehnung ertragen können. Über den Vergleich, der für ein Nachversagen erforderlichen Dehnung mit dem beim Initialversagen vorhandenen Dehnungspotenzial der Metallfasern, lässt sich jetzt ein Kriterium formulieren, mit dem entschieden werden kann, ob ein Nachversagen entsteht oder ob der MFVHW beim Initialversagen vollständig versagt.

3.2 Gleichungssystem zur Beschreibung des mechanischen Verhalten

Die Anwendung des in Kapitel 3.1 vorgestellten Versagenskriteriums erfolgt im Rahmen eines Ansatzes zur Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von MFVHW. Hierzu wird der ebene Spannungszustand einer unidirektionalen Hybrid-schicht unter Zugbelastung parallel zur Faserrichtung betrachtet. Die Bestimmung des

Spannungszustands $\underline{\sigma} = [\sigma_{\parallel} \quad \sigma_{\perp} \quad \sigma_{\parallel\perp}]^T$ erfolgt iterativ und ergibt sich aus schrittweise gesteigerten Dehnungen in Faserrichtung zu:

$$\underline{\sigma} = \begin{bmatrix} \frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \nu_{\parallel\perp}} & \frac{\nu_{\perp\parallel} E_{\parallel}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ \frac{\nu_{\perp\parallel} E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \nu_{\parallel\perp}} & \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\perp\parallel} \nu_{\parallel\perp}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{\perp\parallel} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_{\parallel} + \Delta\varepsilon_{\parallel} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (6)$$

Darin sind E_{\parallel} , E_{\perp} , $G_{\perp\parallel}$, $\nu_{\perp\parallel}$ und $\nu_{\parallel\perp}$ die effektiven Elastizitätskonstanten und Querkontraktionszahlen der hybriden Einzelschicht. Unter Anwendung von modifizierten Mischungsregeln ergeben sich diese aus den jeweiligen Einzelkomponenteneigenschaften zu:

$$E_{\parallel} = E_{Hf\parallel,eff} \varphi_{Hf} + E_{Mf,eff} \varphi_{Mf} + E_{M,eff} \varphi_M \quad (7)$$

$$E_{\perp} = \frac{E_{M,eff}}{1 - \nu_M^2} \varphi_M + \frac{E_{M,eff}}{(1 - \nu_M^2)} \left(\frac{\varphi_{Mf}}{E_{Mf,eff}} + \frac{\varphi_{Hf}}{E_{Hf\perp,eff}} \right) \quad (8)$$

$$G_{\perp\parallel} = G_{M,eff} \frac{1}{\varphi_M + G_{M,eff} \left(\frac{\varphi_{Mf}}{G_{Mf,eff}} + \frac{\varphi_{Hf}}{E_{Hf\perp\parallel,eff}} \right)} \quad (9)$$

$$\nu_{\perp\parallel} = \nu_{Hf\perp\parallel} \varphi_{Hf} + \nu_{Mf} \varphi_{Mf} + \nu_M \varphi_M \quad (10)$$

$$\nu_{\parallel\perp} = \frac{\nu_{\perp\parallel}}{E_{\parallel}} E_{\perp} \quad (11)$$

Darin sind φ_i , ν_i und $E_{i,eff}$ bzw. $G_{i,eff}$ die jeweiligen Volumenanteile, Querkontraktionszahlen und effektiven Elastizitätskonstanten der klassischen Verstärkungsfasern ($i = Hf$), der Metallfasern ($i = Mf$) und der Matrix ($i = M$). Dabei werden die weiteren Indizes \parallel und \perp zur Darstellung der Richtungsabhängigkeit der jeweiligen Eigenschaft verwendet (\parallel = parallel zur Faserorientierung, \perp = rechtwinklig zur Faserorientierung). Sowohl für die Matrix als auch für die klassischen Verstärkungsfasern werden linear elastische Konstitutivbeziehungen vorgesehen. Für die Bestimmung der effektiven Elastizitätskonstanten der hybriden Einzelschicht können daher direkt die Elastizitätskennwerte dieser Einzelkomponenten verwendet werden ($E_{i,eff} = E_i$, $G_{i,eff} = G_i$, $i \in$

$\{Hf, M\}$). Für die Metallfasern wird ein eindimensionales elastisch-plastisches Materialverhalten in Faserrichtung mit isotroper Verfestigung vorgesehen. Die zugehörige Fließbedingung f lautet:

$$f = |\sigma_{Mf\parallel}| - G(\alpha) \quad (12)$$

Wobei $G(\alpha)$ die isotrope Verfestigungsfunktion darstellt und in Abhängigkeit der äquivalenten plastischen Dehnung α formuliert ist. $\sigma_{Mf\parallel}$ repräsentiert die Spannung in den Metallfasern parallel zu Faserrichtung und ergibt sich aus:

$$\sigma_{Mf\parallel} = E_{Mf} \cdot (\varepsilon_{\parallel} - \varepsilon_{Mf\parallel}^p) \quad (13)$$

Darin sind ε_{\parallel} die aktuelle Gesamtdehnung in Faserrichtung und $\varepsilon_{Mf\parallel}^p$ der plastische Anteil an der Gesamtdehnung. Die Fließbedingung dient als Kriterium zur Unterscheidung zwischen elastischem und elastisch-plastischem Materialverhalten und unterscheidet zwischen drei verschiedenen Materialzuständen. Beanspruchungen innerhalb des elastischen Bereichs sind durch $f < 0$ definiert. Der Zustand $f = 0$ beschreibt Beanspruchungen auf der Grenze des elastischen Bereichs. Dieser Zustand gilt als Restriktion im Funktionsraum der Fließbedingung. $f > 0$ ist damit formal nicht erlaubt. Tritt der Zustand $f > 0$ ein, führt dies zu plastischen Dehnungen und einer Expansion der Fließgrenze, bis $f = 0$ wieder erfüllt ist. Die Entwicklung der plastischen Dehnung folgt der Fließregel:

$$\dot{\varepsilon}_{Mf\parallel}^p = \lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma_{Mf\parallel}} = \lambda \cdot \text{sign}(\sigma_{\parallel}) \quad (14)$$

λ wird als Konsistenzparameter bezeichnet. Dieser dient der Anpassung der plastischen Dehnung, damit die Fließbedingung $f = 0$ wieder erfüllt ist. Die Restriktionen, unter denen der Konsistenzparameter bestimmt wird, folgen aus der Anwendung der KARUSCH-KUHN-TUCKER-Bedingungen (KKT) ($\lambda \geq 0$, $f \leq 0$, $\lambda f = 0$). Damit ergibt sich die Konsistenzbedingung aus der Ableitung der Fließbedingung zu:

$$\dot{f} = \frac{\partial f}{\partial \sigma_{Mf\parallel}} \frac{\partial \sigma_{Mf\parallel}}{\partial t} + \frac{\partial f}{\partial G} \frac{\partial G}{\partial \alpha} \frac{\partial \alpha}{\partial t} = 0 \quad (15)$$

Nach dem Ausformulieren der partiellen Ableitungen und unter Berücksichtigung, dass $\dot{\alpha} = \lambda$ und $\dot{\sigma}_{Mf\parallel} = E_{Mf} \cdot (\dot{\varepsilon}_{\parallel} - \dot{\varepsilon}_{Mf\parallel}^p)$, ergibt sich für Gleichung (15):

$$\dot{f} = \text{sign}(\sigma_{Mf\parallel}) \cdot E_{Mf} \cdot (\dot{\varepsilon}_{\parallel} - \dot{\varepsilon}_{Mf\parallel}^p) - \frac{\partial G}{\partial \alpha} \lambda \quad (16)$$

Durch Ersetzen von $\dot{\varepsilon}_{Mf\parallel}^p$ durch Gleichung (14) kann Gleichung (16) nach dem Konsistenzparameter λ aufgelöst werden:

$$\lambda = \frac{\text{sign}(\sigma_{Mf\parallel}) \cdot E_{Mf} \cdot \dot{\varepsilon}_{\parallel}}{E_{Mf} + \frac{\partial G}{\partial \alpha}} \quad (17)$$

Die Evolution der Spannung in den Metallfasern in Faserrichtung ergibt sich damit zu:

$$\begin{aligned} \dot{\sigma}_{Mf\parallel} &= E_{Mf} (\dot{\varepsilon}_{\parallel} - \dot{\varepsilon}_{Mf\parallel}^p) \\ &= E_{Mf} (\dot{\varepsilon}_{\parallel} - \lambda \text{sign}(\sigma_{Mf\parallel})) \quad \text{mit Gl. (14)} \\ &= E_{Mf} \left(\dot{\varepsilon}_{\parallel} - \frac{(\text{sign}(\sigma_{Mf\parallel}))^2 E_{Mf}}{E_{Mf} + \frac{\partial G}{\partial \alpha}} \cdot \dot{\varepsilon}_{\parallel} \right) \quad \text{mit Gl. (17)} \quad (18) \\ &= \underbrace{\frac{E_{Mf} \frac{\partial G}{\partial \alpha}}{E_{Mf} + \frac{\partial G}{\partial \alpha}}}_{\text{Tangentenmodul}} \dot{\varepsilon}_{\parallel} \end{aligned}$$

Daraus lässt sich das Tangentenmodul im Falle plastischer Verformung ablesen. Für dieses Modell wird eine lineare Verfestigungsfunktion verwendet.

$$G(\alpha) = \sigma_d + K \alpha \quad (19)$$

Darin ist σ_d die Fließspannung der Metallfasern und K das lineare Verfestigungsmodul. Die Ableitung der Verfestigungsfunktion nach der äquivalenten plastischen Dehnung α ergibt sich zu:

$$\frac{\partial G}{\partial \alpha} = K \quad (20)$$

Unter Berücksichtigung der zeitlich diskretisierten Bestimmung des Spannungszustands ergibt sich die aus einem Dehnungsinkrement ($\dot{\varepsilon}_{\parallel} \cdot \Delta t = \Delta \varepsilon_{\parallel}$) resultierende Spannung in den Metallfasern zu:

$$\sigma_{Mf\parallel t+\Delta t} = \sigma_{Mf\parallel t} + \begin{cases} E_{Mf} \cdot \Delta\varepsilon_{\parallel} & \text{für } f < 0 \\ \frac{E_{Mf} \cdot K}{E_{Mf} + K} \cdot \Delta\varepsilon_{\parallel} & \text{für } f = 0 \end{cases} \quad (21)$$

Darauf aufbauend ergibt sich die effektive Steifigkeit der Metallfasern, die in Gleichung (7) und Gleichung (8) benötigt wird zu:

$$E_{Mf_eff} = \frac{\sigma_{Mf\parallel t+\Delta t}}{\varepsilon_{\parallel} + \Delta\varepsilon_{\parallel}} \quad (22)$$

Mit den auf diese Weise bestimmten Eigenschaften einer hybriden Einzelschicht kann schrittweise das Spannungs-Dehnungs-Verhalten bis zum Versagen der klassischen Verstärkungsfasern ermittelt werden. Dieser Zustand wird erreicht, wenn die Festigkeit R_{Hf+} der klassischen Verstärkungsfasern überschritten wird:

$$R = \frac{E_{Hf\parallel} \cdot (\varepsilon_{\parallel} + \Delta\varepsilon_{\parallel})}{R_{Hf+}} \geq 1 \quad (23)$$

Das Versagen der klassischen Verstärkungsfasern bzw. das Initialversagen des Hybridwerkstoffes stellt den Ausgangszustand für das in Kapitel 3.1 vorgestellte Versagensmodell dar. Die Formulierung dieses Versagenskriteriums erfordert eine mathematische Beschreibung der mit der Bruchspaltbildung verbundenen Bewegung. Hierzu wird die Modellvorstellung des Versagensvorgangs (s. Kapitel 3.1) in ein strukturdynamisches Modell, bestehend aus Feder- und Dämpferelementen, überführt (vgl. Abbildung 57). Auf Basis dieses reduzierten Schwingungssystems kann jetzt eine Bewegungsgleichung der Grenzebene zwischen der Brucheinflusszone und dem intakten Bereich des MFHVW aufgestellt werden:

$$0 = \ddot{x} + \frac{c_1 + c_2}{m_{red}} \dot{x} + \frac{k_1 + k_2}{m_{red}} x - \frac{k_2}{m_{red}} y \quad (24)$$

Darin sind \ddot{x} die Beschleunigung, \dot{x} die Geschwindigkeit und x die Verschiebung der Grenzebene, m_{red} ist die an der Grenzebene zu berücksichtigende Masse des reduzierten Schwingungssystems. c_1 , c_2 , k_1 und k_2 repräsentieren die Dämpfungskonstan-

ten und Federsteifigkeiten des intakten und geschädigten Laminatbereich. y beschreibt die globale Verschiebung des Hybridlaminats zum Zeitpunkt des Initialversagens.

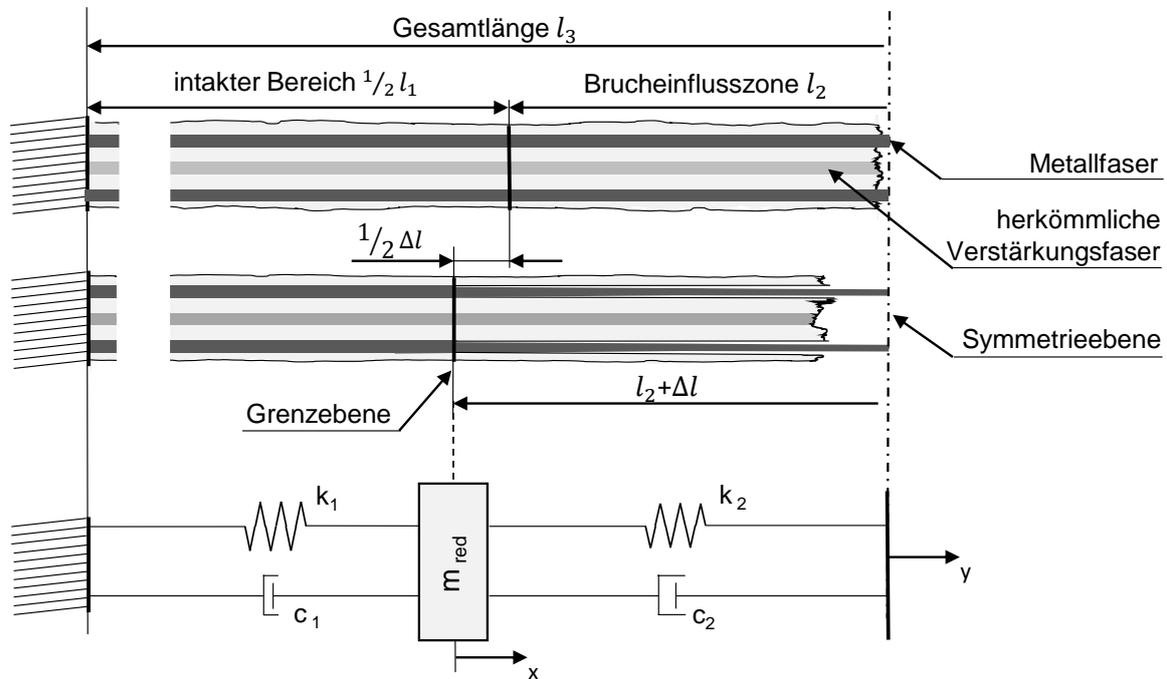


Abbildung 57: Zusammenhang zwischen der Modellvorstellung des Versagensvorgangs und dem daraus abgeleiteten Schwingungssystem

Die Bestimmung der Masse m_{red} , erfolgt auf Basis der kinetischen Energie. Hierzu wird die kinetische Energie des reduzierten Schwingungssystems und die kinetische Energie der Schwingung des ursprünglichen Systems gleichgesetzt und nach der Masse aufgelöst. Dabei wird angenommen, dass bezüglich der Schwingung des ursprünglichen Systems ausschließlich eine translatorische Schwingung im ersten Eigenmode berücksichtigt werden kann (vgl. Abbildung 58).

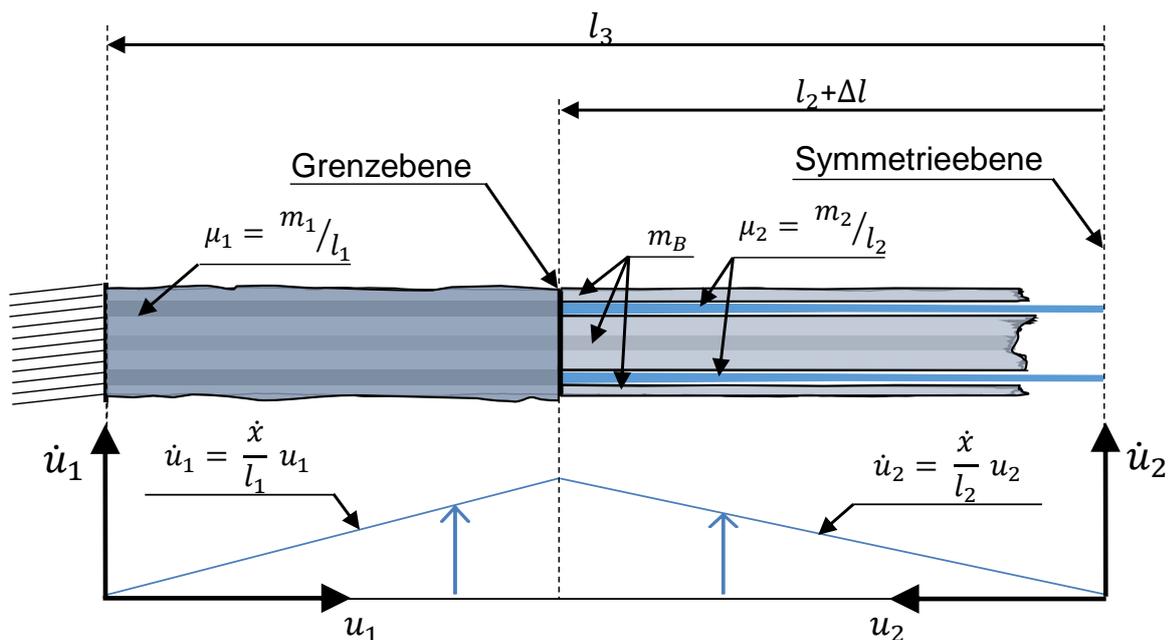


Abbildung 58: Schematische Darstellung der linearen Geschwindigkeitsverteilungen und konstanten Massenverteilungen des ursprünglichen Systems für eine Translationschwingung im ersten Eigenmode

Hieraus folgt eine lineare Geschwindigkeitsverteilung entlang der Probengeometrie mit einem Maximum an der Grenzfläche. Weiterhin wird angenommen, dass die Masseverteilung entlang der Probenlänge des ursprünglichen Systems konstant ist. Auf Basis dieser Annahmen ergibt sich die an der Grenzfläche zu berücksichtigende Masse aus einem Anteil der Masse des intakten Laminats, einem Anteil der Masse der Metallfasern in der Brucheinflusszone und der Masse der versagten Hybridlaminatbestandteile:

$$\frac{1}{2} m_{red} \dot{x}^2 = \underbrace{\frac{1}{2} m_B \dot{x}^2}_{\text{versagte Laminatbestandteile}} + \underbrace{\frac{1}{2} \int_0^{l_1} \dot{u}_1^2 \mu_1 du_1}_{\text{intakter Laminatbereich}} + \underbrace{\frac{1}{2} \int_0^{l_2} \dot{u}_2^2 \mu_2 du_2}_{\text{Metallfasern in der Brucheinflusszone}} \quad (25)$$

$$m_{red} = m_B + \frac{m_1}{3} + \frac{m_2}{3} \quad (26)$$

Hier repräsentieren m_B , m_1 und m_2 die Massen der jeweiligen Bereiche des Hybridlaminates, μ_1 und μ_2 sind die zugehörigen Masseverteilung entlang der Probengeometrie

rie, l_1 stellt die Länge des intakten Laminatbereichs und l_2 die Länge der Brucheinflusszone dar. \dot{u}_1 und \dot{u}_2 sind die linearen Geschwindigkeitsverteilungen entlang der Probe. Die Federsteifigkeiten des intakten Laminatbereichs und der Brucheinflusszone (k_1 und k_2) ergeben sich aus den Elastizitätskonstanten der jeweiligen Bereiche ($E_{\parallel 1_eff}$, $E_{\parallel 2_eff}$), der Querschnittsfläche A der Probengeometrie und der Länge der jeweiligen Bereiche (l_1 , l_2) zu:

$$k_1 = \frac{E_{\parallel 1_eff} A}{l_1} \quad (27)$$

$$k_2 = \frac{E_{\parallel 2_eff} A}{l_2} \quad (28)$$

Die Elastizitätskonstanten folgen wiederum aus den modifizierten Mischungsregeln (siehe Gleichung (7) bis (11)). Wobei die Steifigkeiten der Matrix und der klassischen Verstärkungsfasern innerhalb der Brucheinflusszone beim Initialversagen zu null gesetzt werden. Hinsichtlich der Bewegung der Bruchspaltbildung wird angenommen, dass diese einer kritisch gedämpften Schwingung entspricht. Die Dämpfungskonstanten ergeben sich in diesem Fall zu:

$$c_i = 2 \sqrt{m_{red} k_i} \quad i \in \{1,2\} \quad (29)$$

Die Lösung der Bewegungsgleichung erfolgt anhand des Zeitintegrationsverfahren nach Newmark [123]. Die Anfangsbedingungen der Bruchspaltbildung können aus dem Zustand des Hybridlaminats zum Zeitpunkt des Initialversagens abgeleitet werden.

$$x_{(t=0)} = \varepsilon_{\parallel ini} l_1 \quad (30)$$

$$y_{(t=0)} = \varepsilon_{\parallel ini} (l_1 + l_2) = \textit{konstant} \quad (31)$$

$$\dot{x}_{(t=0)} = 0 \quad (32)$$

$$\ddot{x}_{(t=0)} = \frac{k_2}{m_{red}} y_{(t=0)} - \frac{k_1 + k_2}{m_{red}} x_{(t=0)} \quad (33)$$

Darin ist $\varepsilon_{\parallel ini}$ die Dehnung zum Zeitpunkt des Initialversagens. Dem Newmark-Verfahren folgend, ergeben sich die unbekanntes Geschwindigkeiten und Verschiebungen des nächsten Zeitinkrements wie folgt:

$$\dot{x}_{t+\Delta t} = \dot{x}_t + [(1 - \delta)\ddot{x}_t + \delta \ddot{x}_{t+\Delta t}]\Delta t \quad (34)$$

$$x_{t+\Delta t} = x_t + \dot{x}_t \Delta t + [(0,5 - \beta)\ddot{x}_t + \beta\ddot{x}_{t+\Delta t}]\Delta t^2 \quad (35)$$

Die Beschleunigung folgt aus dem Einsetzen von Gleichung (34) und (35) in die Bewegungsgleichung (25) zu:

$$\ddot{x}_{t+\Delta t} = \frac{k_2 y - (k_1 + k_2)\bar{u}_t - (c_1 + c_2)\bar{v}_t}{m_{red} \left[1 + \frac{k_1 + k_2}{m_{red}} \beta \Delta t^2 + \frac{c_1 + c_2}{m_{red}} \delta \Delta t \right]} \quad (36)$$

mit:

$$\bar{u}_t = x_t + \dot{x}_t \Delta t + (0,5 - \beta)\ddot{x}_t \Delta t^2 \quad (37)$$

$$\bar{v}_t = \dot{x}_t + (1 - \delta)\ddot{x}_t \Delta t \quad (38)$$

Wobei δ und β die Newmark-Parameter darstellen, mit denen der Verlauf der Beschleunigung angepasst wird. Die Bestimmung der für ein Nachversagen erforderlichen Dehnung ε_{Mf_erf} erfolgt, nachdem die Schwingung bzw. der Prozess der Bruchspaltbildung einen neuen Gleichgewichtszustand erreicht ($\dot{x}_{t+\Delta t} \approx 0 \wedge \ddot{x}_{t+\Delta t} \approx 0$) und ergibt sich aus dem Verhältnis der Verschiebung Δx an der Grenzfläche zwischen der Brucheinflusszone und dem intakten Hybridlaminat sowie der anfänglichen Länge der Brucheinflusszone l_2 zu:

$$\varepsilon_{Mf_erf} = \frac{\Delta x}{l_2} \quad (39)$$

Das Dehnungspotenzial der Metallfasern nach dem Initialversagensvorgang ε_{Mf_pot} ergibt sich aus der Differenz zwischen der Bruchdehnung der Metallfasern ε_{Mf_b} und der Initialversagensdehnung:

$$\varepsilon_{Mf_pot} = \varepsilon_{Mf_b} - \varepsilon_{||ini} \quad (40)$$

Das Nachversagenkriterium lässt sich jetzt formulieren als:

$$\varepsilon_{Mf_pot} - \varepsilon_{Mf_erf} \begin{cases} > 0 \rightarrow \text{Nachversagen} \\ \leq 0 \rightarrow \text{keine Nachversagen} \end{cases} \quad (41)$$

Wenn ein Nachversagen auftritt, kann das Hybridlaminat nach dem Initialversagen weiterhin Last aufnehmen. Ausgangspunkt ist dabei der Zustand des Systems nach der Bruchspaltbildung. Der Spannungszustand im Nachversagen wird ausschließlich

von den Metallfasern in der Brucheinflusszone definiert. In diesem Fall wird die Dehnung schrittweise weiter gesteigert, bis die Bruchdehnung der Stahlfasern erreicht ist. Die schrittweise gesteigerte Dehnung bezieht sich dabei auf die Dehnung in der Brucheinflusszone ($\Delta\varepsilon_{2\parallel}$). Der Spannungszustand im Nachversagen in Faserrichtung ergibt damit sich aus Gleichung (21). Die globale Dehnung im Nachversagen folgt aus der Addition der Dehnungsanteile in der Brucheinflusszone und der Dehnung des intakten Hybridwerkstoffes:

$$\varepsilon_{\parallel} = \frac{\sigma_{Mf\parallel}}{E_{\parallel 1_{ef}}} + \varepsilon_{2\parallel} + \Delta\varepsilon_{2\parallel} \quad (42)$$

3.3 Berechnungsablauf zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte

Das strukturdynamische Modell beschreibt einen Zugversuch an einem unidirektional verstärkten MFHVW in Faserrichtung. Der Berechnungsablauf zur Bestimmung des mechanischen Werkstoffverhalten erfolgt iterativ. Ein hochgestelltes (n) kennzeichnet den Wert einer Variablen, die aus dem vorherigen Schritt bekannt ist. Ein hochgestelltes (n+1) kennzeichnet ein innerhalb des aktuellen Schritt berechnetes Update einer Variablen. Der hochgestellte Zusatz (tr) kennzeichnet einen versuchsweise bestimmten Wert einer Variable, der im weiteren Verlauf der Berechnung möglicherweise noch korrigiert wird. Der Berechnungsablauf unterteilt sich dabei in drei verschiedene Abschnitte. Der erste Abschnitt beschreibt das Materialverhalten bis zum Initialversagen. Im zweiten Abschnitt wird das Versagenskriterium bzw. die Bruchspaltbildung beschrieben. Der dritte Abschnitt wird nur berücksichtigt, wenn die Metallfasern den Prozess der Bruchspaltbildung überstehen und beschreibt das Nachversagen des MFHVW. Ein Bestandteil jedes dieser Abschnitte ist die Bestimmung der effektiven Steifigkeiten des Hybridlaminats (vgl. Abbildung 59).

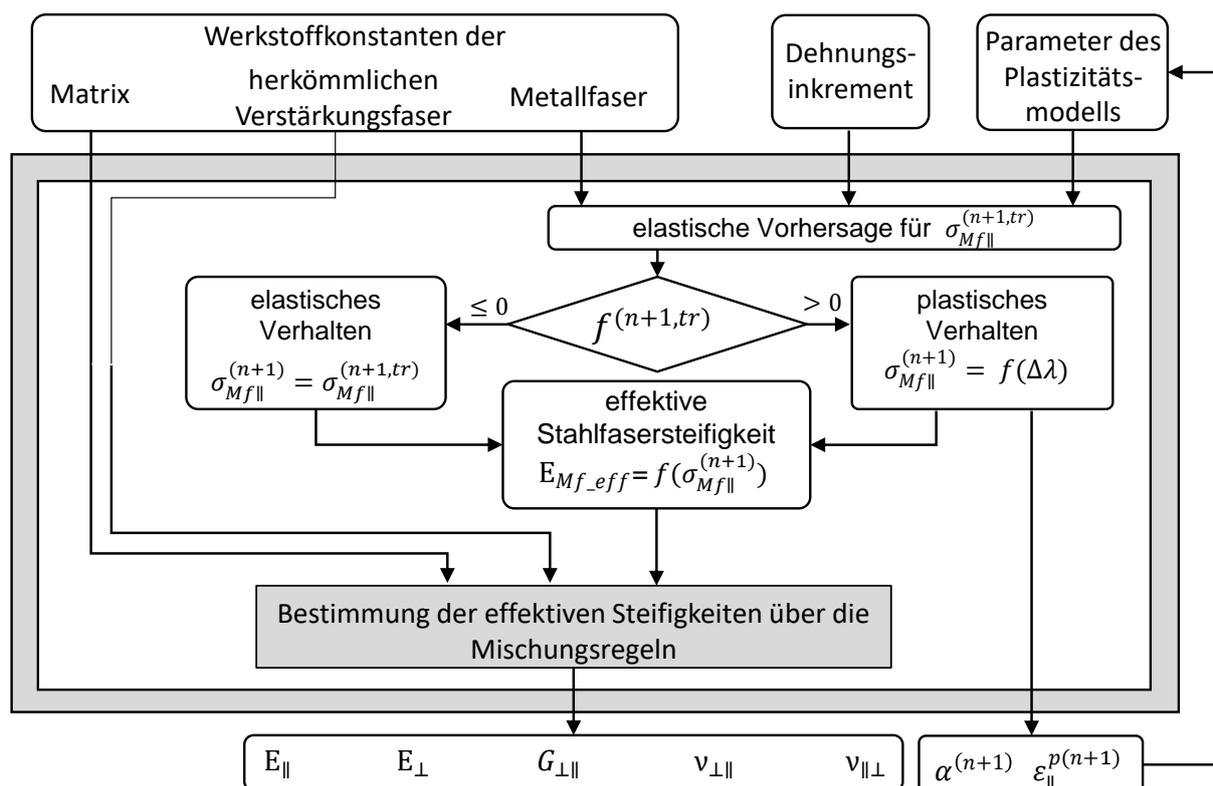


Abbildung 59: Berechnungsablauf zur Bestimmung der effektiven Steifigkeit

Hierfür werden die modifizierten Mischungsregeln (s. Gleichung (7) bis (11)) verwendet. Neben den mechanischen Eigenschaften der Einzelkomponenten werden die aus dem vorherigen Schritt bekannten Werte der Gesamtdehnung in Faserrichtung $\varepsilon_{||}^{(n)}$, des plastischen Dehnungsanteils der Metallfasern $\varepsilon_{Mf||}^{p(n)}$ und der äquivalent plastischen Dehnung $\alpha^{(n)}$ benötigt. Auf Grund der angenommenen linear elastischen Konstitutivbeziehungen können für die Matrix und die klassischen Verstärkungsfasern direkt die Elastizitätskonstanten verwendet werden. Für die Metallfasern erfolgt die Berechnung der effektiven Steifigkeit in einem vorgelagerten Berechnungsschritt. Unter der Annahme eines elastischen Dehnungszuwachses $\Delta\varepsilon_{||}^{(n)}$ erfolgt die versuchsweise Bestimmung der Variablen des Plastizitätsmodells $\alpha^{(n+1,tr)}$, der Fließbedingung $f^{(n+1,tr)}$ und der Spannungen in den Metallfasern $\sigma_{Mf||}^{(n+1,tr)}$:

$$\sigma_{Mf||}^{(n+1,tr)} = E_{Mf} \left(\varepsilon_{||}^{(n)} + \Delta\varepsilon_{||}^{(n)} - \varepsilon_{||}^{p(n)} \right) \quad (43)$$

$$\varepsilon_{||}^{p(n+1,tr)} = \varepsilon_{||}^{p(n)} \quad (44)$$

$$\alpha^{(n+1,tr)} = \alpha^{(n)} \quad (45)$$

$$f^{(n+1,tr)} = \left| \sigma_{Mf\parallel}^{(n+1,tr)} \right| - (\sigma_d + K \alpha^{(n)}) \quad (46)$$

Im Falle $f^{(n+1,tr)} \leq 0$ kann die Annahme des elastischen Dehnungszuwachs bestätigt werden und die Werte des Versuchsschrittes können übernommen werden. Im Falle $f^{(n+1,tr)} > 0$ entstehen plastische Dehnungen. Um diese zu bestimmen, muss die Konsistenzbedingung aufgestellt (vgl.(15)) und nach dem Konsistenzparameter $\Delta\lambda$ aufgelöst werden:

$$\Delta\lambda = \frac{f^{(n+1,tr)}}{E_{Mf} + K} \quad (47)$$

Die Parameter des Plastizitätsmodells $\alpha^{(n+1)}$ und der plastische Dehnungszuwachs sowie die Spannung in den Metallfasern $\sigma_{Mf\parallel}^{(n+1)}$ ergeben sich damit zu:

$$\sigma_{Mf\parallel}^{(n+1)} = \sigma_{Mf\parallel}^{(n+1,tr)} \left[1 - \frac{\Delta\lambda E_{Mf}}{\left| \sigma_{Mf\parallel}^{(n+1,tr)} \right|} \right] \quad (48)$$

$$\alpha^{(n+1)} = \alpha^{(n)} + \Delta\lambda \quad (49)$$

$$\varepsilon_{\parallel}^{p(n+1)} = \varepsilon_{\parallel}^{p(n)} + \Delta\lambda \operatorname{sign}(\sigma_{Mf\parallel}^{(n+1,tr)}) \quad (50)$$

Die effektive Steifigkeit der Metallfasern E_{Mf_eff} folgt damit aus:

$$E_{Mf_eff} = \frac{\sigma_{Mf\parallel}^{(n+1)}}{\varepsilon_{\parallel}^{(n)} + \Delta\varepsilon_{\parallel}^{(n)}} \quad (51)$$

Der erste, zweite und dritte Abschnitt des Berechnungsablaufs sind über die jeweiligen Versagenskriterien miteinander verknüpft (vgl. Abbildung 60). Der erste Abschnitt besteht im Wesentlichen aus der iterativen Bestimmung der effektiven Steifigkeiten der hybriden Einzelschicht und der daran angeschlossenen Bestimmung des neuen Spannungszustands (vgl. Gleichung (6)). Sobald die Spannungen in den klassischen Verstärkungsfasern die entsprechende Festigkeitsgrenze überschreitet (vgl. Gleichung (23)) beginnt der zweite Abschnitt des Berechnungsablaufs.

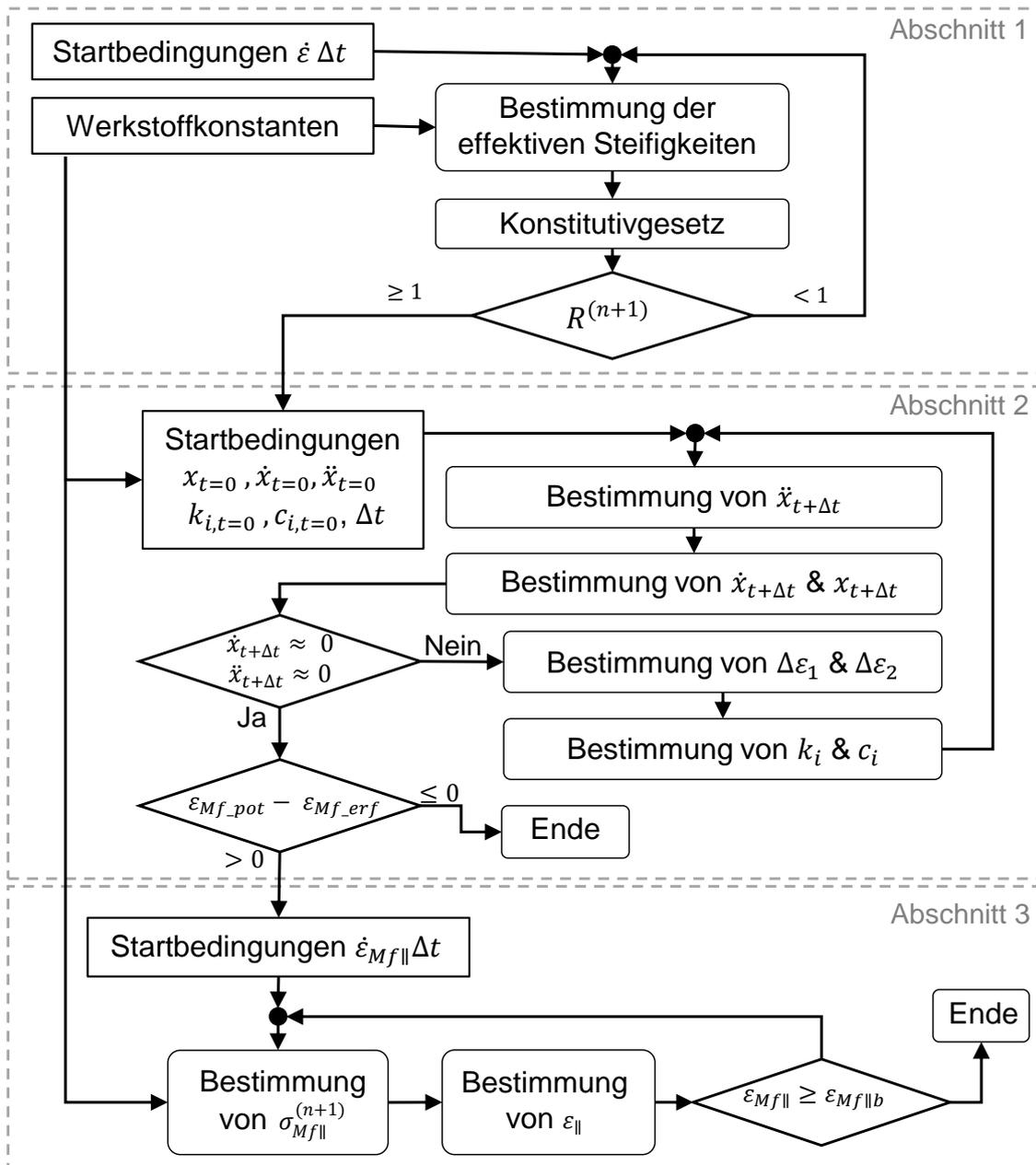


Abbildung 60: Schematische Berechnungsablaufs zur Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhalten von MFHVW

Anders als im ersten Abschnitt ergibt sich das Dehnungsinkrement im zweiten Abschnitt aus dem neuen Wert der Verschiebung der Grenzebene. Dieser wird über die iterative Lösung der Bewegungsgleichung bestimmt. Unter der Berücksichtigung der Randbedingung des Initialversagens (vgl. Gleichung (30) bis (33)) werden hier zuerst der neue Wert der Beschleunigung der Grenzebene im aktuellen Zeitinkrements (vgl. Gleichung (35) bis (38)) und anschließend die neuen Werte der Geschwindigkeit und der Verschiebung (vgl. Gleichung (34) und (35)) berechnet. Um die neuen Werte der Federsteifigkeiten und Dämpfungskonstanten bestimmen zu können muss zuvor das

Dehnungszunahme des intakten Bereichs ε_1 und der Brucheinflusszone ε_2 ermittelt werden:

$$\varepsilon_1 = \frac{x_t - x_{t=0}}{l_1} ; \quad \varepsilon_2 = \frac{-x_t + x_{t=0}}{l_2} \quad (52)$$

Darauf basierend können jetzt die effektiven Steifigkeiten der jeweiligen Laminatbereiche und im Weiteren auch die Federsteifigkeit (vgl. Gleichung (27) und (28)) sowie die Dämpfungskonstanten (vgl. Gleichung (29)) bestimmt werden. Die iterative Behandlung des Newmark-Verfahrens ist abgeschlossen, wenn ein neues quasistatisches Gleichgewicht erreicht wird. In diesem Fall konvergieren die neuen Werte der Beschleunigung und der Geschwindigkeit gegen Null. Die resultierende Verschiebung des Systems repräsentiert die Größe des Bruchspaltes und ermöglicht die Bestimmung der für ein Nachversagen erforderlichen Dehnung (vgl. Gleichung (39)). In Kombination mit dem beim Initialversagen vorhandenen Dehnungspotenzial (vgl. Gleichung (40)) kann jetzt das Nachversagenkriterium gelöst werden (vgl. Gleichung (41)). Im Falle eines Nachversagens wird der dritte Abschnitt des Berechnungsablaufs durchlaufen. Dem ersten Abschnitt ähnelnd, werden hier die Dehnungen in der Brucheinflusszone schrittweise weiter gesteigert, die damit in Verbindung stehenden effektiven Steifigkeiten ermittelt und die Spannungen in den Metallfasern sowie die globale Dehnung bestimmt. Der dritte Abschnitt endet, wenn die Bruchdehnung der Metallfasern überschritten wird.

3.4 Anwendung des Modells für hybride Stahlfaserverbundwerkstoffe

Im folgenden Kapitel wird der vorgestellte Ansatz angewendet, um das Spannungs-Dehnungs-Verhalten eines zugbelasteten, unidirektional verstärkten SCFK vorherzusagen. Die verwendeten Eigenschaften der Einzelbestandteile des Verbundwerkstoffs basieren auf der experimentellen Untersuchung in Kapitel 2.1 (s. Tabelle 1). Das elastische-plastische Verhalten der Stahlfasern wird durch das isotrope Verfestigungsgesetz angenähert. Die Bestimmung des Verfestigungsmoduls erfolgt durch Anpassung an das experimentell ermittelte Spannungs-Dehnungs-Verhalten der Stahlfasern (s. Kapitel 2.1) und wird auf $K = 985.0 \text{ MPa}$ eingestellt. Die Newmark-Parameter werden auf $\delta = 1/2$ und $\beta = 1/6$ gesetzt, was einen linearen Beschleunigungsverlauf abbildet. Der Matrixvolumenanteil ist auf 40% festgelegt. Der Beschreibungsansatz wird

angewendet, um Variationsberechnungen für die Bruchefflusszonenlänge (BEL) (angegeben als Verhältnis zur Gesamtlänge des Verbundwerkstoffs $l_2/(l_1 + l_2)$) sowie für den Stahlfaservolumenanteil durchzuführen. Die Vorhersage des Nachversagens ist dabei von besonderem Interesse. Dem Versagensmodell folgend, hängt die für ein Nachversagen erforderliche Dehnung der Stahlfasern in der Bruchefflusszone von dessen Länge ab (vgl. Abbildung 61 a).

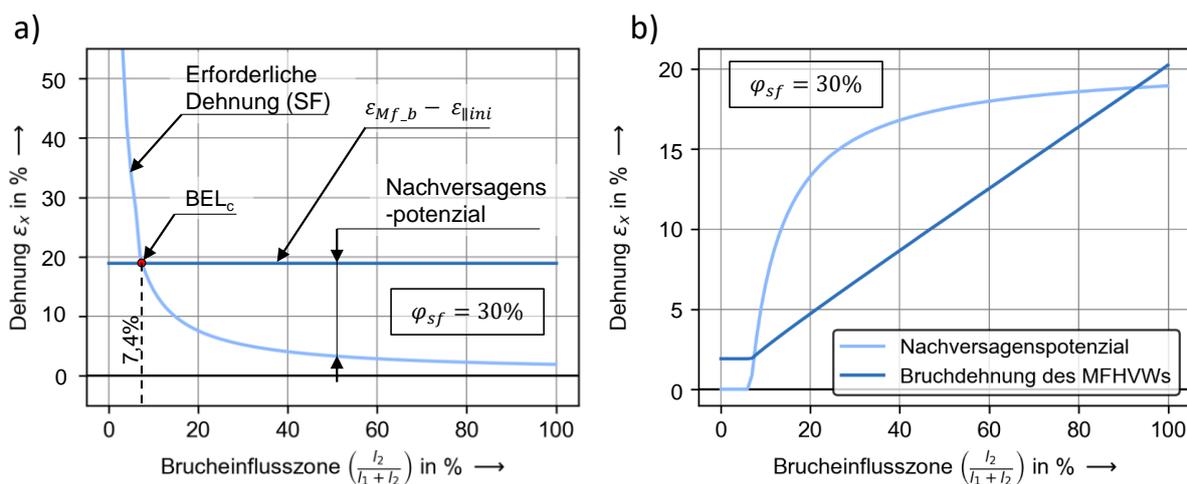


Abbildung 61: Gegenüberstellung der für ein Nachversagen erforderlichen Dehnung (SF) und dem Dehnungspotenzial der Stahlfasern beim Initialversagen in a) und Gegenüberstellung des Dehnungspotenzials der Stahlfasern im Nachversagen und der Bruchdehnung des MFVHWs in b) für eine Laminatkonfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von $\varphi_s = 30\%$

Für kleine BEL übersteigt die erforderliche Stahlfaserdehnung das Dehnungspotenzial der Stahlfasern beim Initialversagen. Folglich zeigt das SCFK ein Spröbruchverhalten. Je größer die BEL wird, desto geringer ist die aus der Relativverschiebung der Grenzfläche resultierende lokale Dehnung in der Bruchefflusszone während der Bruchspaltbildung. Ab einer bestimmten BEL, der sogenannten kritischen Länge der Bruchefflusszone (BEL_c) entspricht die erforderliche Dehnung der Stahlfasern deren Dehnungspotenzial nach dem Initialversagen. In diesem Fall überstehen die Stahlfasern zwar die Bruchspaltbildung, das SCFK zeigt aber dennoch ein Spröbruchverhalten. In Fällen, in denen die BEL_c überschritten wird, reicht das verbleibende Dehnungspotenzial aus, um ein Nachversagensverhalten zu erzeugen. Die Bruchdehnung im Nachversagen hängt dabei maßgeblich von dem verbleibenden Dehnungspotenzial der Stahlfaser und der BEL ab. Bedingt durch die geringere Steifigkeit findet die Verformung dabei hauptsächlich in der Bruchefflusszone statt. Dies führt dazu, dass die

Bruchdehnungen des in Abbildung 61b gezeigten Beispiel für $BEL > BEL_c$ nahezu linear ansteigen, obwohl das Nachversagenspotenzial für $BEL > BEL_c$ deutlich schneller ansteigt und für große BEL gegen das Dehnungspotenzial der Stahlfaser beim Initialversagen konvergiert. Im Spannungs-Dehnungsverhalten von SCFK-Konfigurationen mit einem Stahlfaservolumenanteil von $\varphi_{sf} = 30\%$ und variierender BEL ist der lineare Anstieg der Bruchdehnung im Nachversagen für $BEL > BEL_c$ ebenfalls erkennbar (vgl. Abbildung 62a).

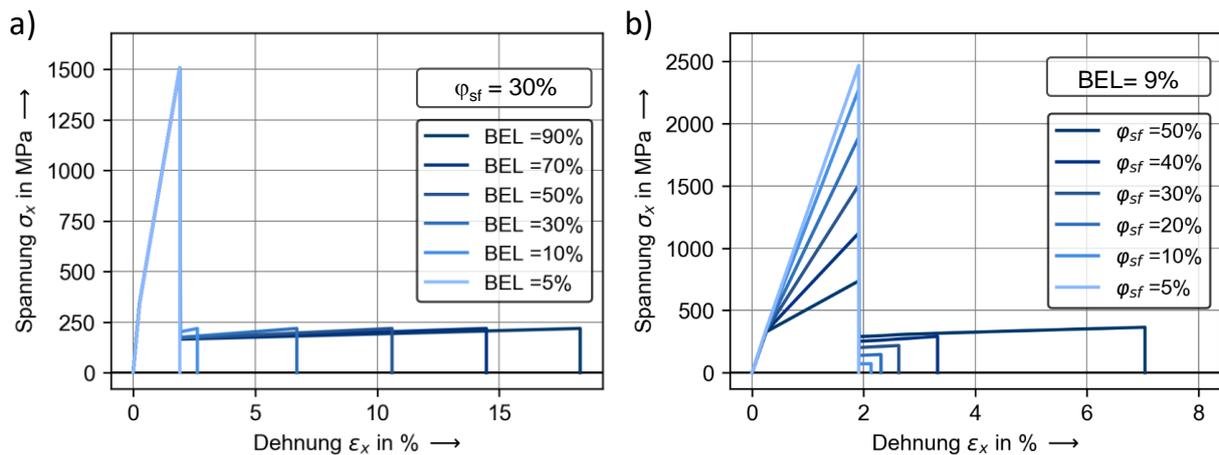


Abbildung 62: Vorhersagen des Spannungs-Dehnungs-Verhalten von MFHW für eine Variation der Brucheinflusszonenlänge (BEL) in a) und für eine Variation des Stahlfaservolumenanteils (φ_{sf}) in b)

Das Initialversagen wird dabei unabhängig vom Stahlfaservolumenanteil und der BEL bei einer globalen Dehnung von $\epsilon_{||} = 1,55\%$ ausgelöst. Dies entspricht der Bruchdehnung der Kohlenstofffasern. In dem in Abbildung 62a gezeigten Beispiel liegt die BEL_c bei ca. 7,4%. Dem entsprechend zeigt die Konfiguration mit einer BEL von 5% kein Nachversagen und alle Konfigurationen mit $BEL > BEL_c$ zeigen eine Nachversagen. Die Dehnung der Stahlfasern innerhalb der Bruchspaltbildung geht dabei mit der Verfestigung bzw. einer lokalen Spannungszunahme einher. Dabei gilt: je kleiner die BEL, desto größer ist die Spannungszunahme. Neben dem Einfluss der BEL wird das Spannungs-Dehnungs-Verhalten eines SCFK vom Stahlfaservolumenanteil beeinflusst. Durch das Erhöhen des Stahlfaservolumenanteils (oder Verringern des Kohlenstofffaservolumenanteils) verringert sich die innere Kraft, die unmittelbar vor dem Initialversagen von den Kohlenstofffasern getragen wurde. Dies führt zu einem geringeren Unterschied zwischen den unausgeglichene inneren Kräften unmittelbar nach dem Ini-

tialversagen und somit zu einer geringeren Relativverschiebung bei der Bruchspaltbildung. Dadurch verringert sich die für ein Nachversagen erforderliche Dehnung der Stahlfasern und damit auch die BEL_c . In dem in Abbildung 62b gezeigten Beispiel sind SCFK-Konfigurationen mit unterschiedlichen Stahlfaservolumenanteilen und einer BEL von 9% dargestellt. Für SCFK-Konfigurationen mit einem Stahlfaservolumenanteil von 5% ist die BEL_c (ca. 9,3%) größer als 9%. Folglich wird hier ein Sprödbbruchverhalten vorhergesagt. Für höhere Stahlfaservolumenanteile sind die BEL_c kleiner als 9% und es entsteht ein Nachversagen. Dabei fällt auf, dass die Abhängigkeit zwischen der Bruchdehnung im Nachversagen und dem Stahlfaservolumenanteil des SCFK speziell für hohe Stahlfaservolumenanteile nichtlinear wird (vgl. Abbildung 63).

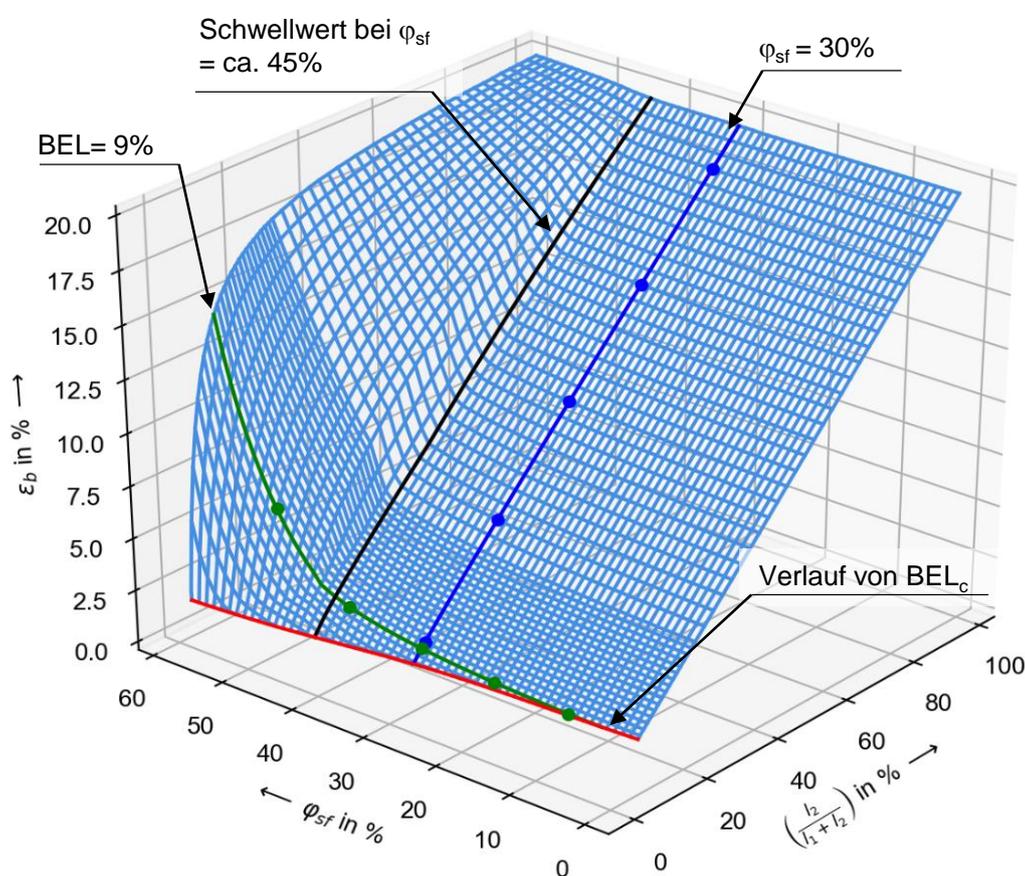


Abbildung 63: Abhängigkeit zwischen der BEL, dem Stahlfaservolumenanteil und der Bruchdehnung für unidirektional verstärkte SCFK

Dies ist auf das Verhältnis zwischen der effektiven Steifigkeit des intakten Hybridlaminatbereichs und der effektiven Steifigkeit in der Bruchflusszone zurückzuführen. Durch den immer geringer werdenden Kohlenstofffaservolumenanteil sinkt die effektive Steifigkeit im intakten Bereich mit steigendem Stahlfaservolumenanteil während

die Steifigkeit in der Brucheinflusszone ansteigt. Daraus folgt, dass sich der Dehnungsanteil des intakten Bereichs im Nachversagen verglichen mit der Dehnung in der Brucheinflusszone langsam erhöht. Ab einem bestimmten Stahlfaservolumenanteil (Schwellwert vgl. Abbildung 63) liegt das Spannungslevel im Nachversagen dabei über der Fließspannung des intakten Laminatbereichs. Dementsprechend treten im intakten Laminatbereich ebenfalls plastische Verformungen im Nachversagen auf. Dies führt zu einer weiteren Steigerung des Dehnungsanteils im intakten Bereich während des Nachversagens. Vor allem bei vergleichsweise kleinen BEL ist dieser Effekt stark ausgeprägt, da hier die plastischen Verformungen in den vergleichsweise großen intakten Bereichen einen maßgeblichen Beitrag zur Erhöhung der Bruchdehnung leisten (vgl. Abbildung 63). Für große BEL bzw. kleine intakte Bereiche hat die plastische Verformung in den intakten Bereichen hingegen nur einen geringen Einfluss auf die Bruchdehnung des SCFKs. An dieser Stelle muss angemerkt werden, dass das Spannungslevel im Nachversagen für SCFK-Konfigurationen mit einem Stahlfaservolumenanteil $\varphi_{sf} > 57\%$ oberhalb der Initialversagensspannung liegt. Diese Zustände sind im eigentlichen Sinn nicht zulässig, da hier die Festigkeit des intakten Bereichs überschritten wird und es dementsprechend zu weiteren Initialversagensereignissen kommen sollte. In dem Berechnungsablauf des Versagensvorgangs wird allerdings nur ein Initialversagensereignis berücksichtigt, sodass dieses Verhalten hier nicht abgebildet werden kann.

Ob eine SCFK-Konfiguration ein Nachversagen aufweist ist einerseits von der BEL und andererseits von dem Stahlfaservolumenanteil abhängig und kann über den Verlauf von BEL_c deutlich gemacht werden (vgl. Abbildung 64). Nach den Vorhersagen dieses Modells zeigt jede SCFK-Konfiguration, deren Stahlfaservolumenanteil und BEL oberhalb des Verlaufs von BEL_c liegt ein Nachversagen. Für alle SCFK-Parameterkonstellationen unterhalb des Verlaufs wird ein sprödes Versagen vorhergesagt. Für sehr hohe Stahlfaservolumenanteile bzw. für sehr kleine Kohlenstofffaservolumenanteile läuft BEL_c dabei gegen Null. Dies liegt vor allem daran, dass das Ungleichgewicht der inneren Kräfte beim Initialversagen verschwindend gering wird. Daraus folgen verschwindend kleine Relativverschiebungen bei der Bruchspaltbildung und dem entsprechend sehr kleine BEL_c .

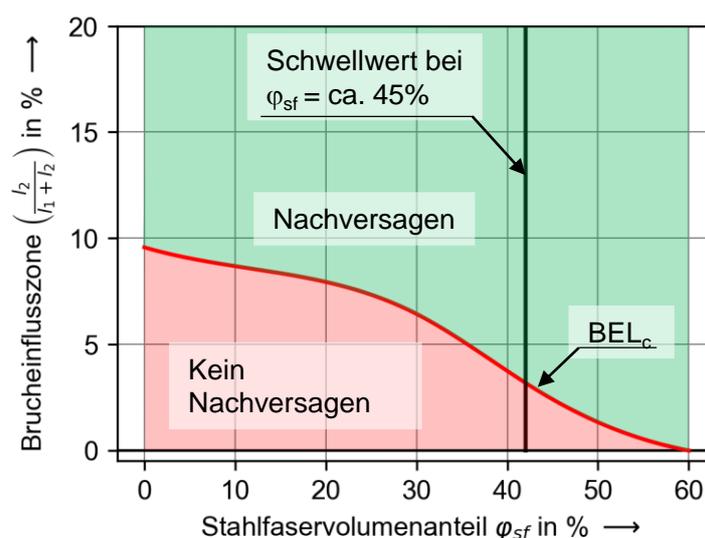


Abbildung 64: Verlauf von BEL_c in Abhängigkeit des Stahlanteils

Ebenso muss gelten, dass die Relativverschiebung beim Initialversagen die globale Verschiebung beim Initialversagen nicht überschreiten kann ($\Delta x \leq \Delta y$). Für sehr kleine Stahlfaservolumenanteile bzw. für sehr hohe Kohlenstofffaservolumenanteile konvergiert BEL_c somit auf einen Wert, der hauptsächlich von der Gesamtlänge der Probe und der globalen Dehnung beim Initialversagen abhängt. Für die in dieser Studie betrachtete freie Prüfkörperlänge von 100 mm und die Initialversagensdehnung von $\varepsilon_{i1} = 1,55\%$ wird hier eine maximal BEL_c von ca. 9,5% abgeleitet.

Bisher wurde für die Bewegung der Bruchspaltbildung eine kritisch gedämpfte Schwingung angenommen. Die experimentellen Untersuchungen in Kapitel 2.3.4 zeigen jedoch, dass hier eine unterkritisch gedämpfte Schwingung mit einer deutlich überhöhten ersten Amplitude berücksichtigt werden sollte. Über einen Vorfaktor in der Bestimmungsgleichung der Dämpfungskonstanten (vgl. Gleichung (29)) ist ein solches Verhalten ebenfalls abbildbar:

$$c_i = r_i 2 \sqrt{m_{red} k_i} \quad i \in \{1,2\} \quad (53)$$

$r_i = 1$ ist dabei gleichbedeutend mit der kritisch gedämpften Ausgleichsbewegung. $r_i < 1$ hat eine unterkritisch gedämpfte Schwingung zur Folge (vgl. Abbildung 65a).

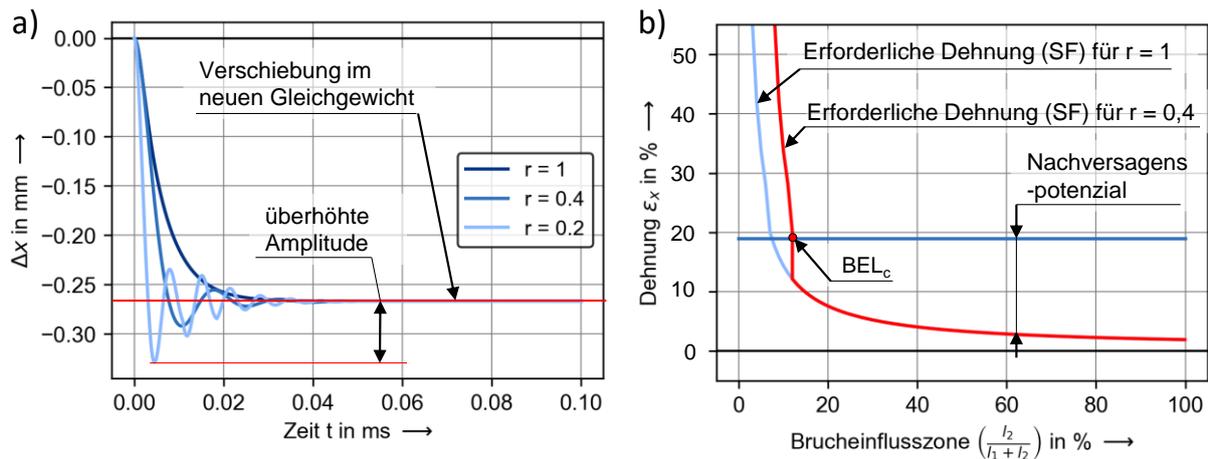


Abbildung 65: Vergleich von Ausgleichsbewegungen mit unterschiedlichen Dämpfungsfaktoren in a) und Gegenüberstellung der für eine Nachversagen erforderlichen Dehnung für unterschiedliche Dämpfungskonstanten in b)

Die Ausprägung der Schwingung zeigt keinen Einfluss auf die Endposition der Verschiebung der Grenzebene im neuen Gleichgewicht nach der vollständigen Ausbildung des Bruchspalts. Das Dehnungspotenzial im Nachversagen ändert sich damit nicht (vgl. Abbildung 65b). Da die Stahlfasern allerdings auch die Dehnungen, die mit der überhöhten Amplitude einer überkritisch gedämpften Schwingung verbunden ist ertragen müssen, erhöht sich dennoch die für ein Nachversagen erforderliche Dehnung. Zur Bestimmung von BEL_c muss jetzt der Maximalwert der auftretenden Verschiebung (vgl. Abbildung 65b) berücksichtigt werden.

3.5 Validierung der modelltheoretischen Vorhersagen für SCFK

Die experimentellen Untersuchungen aus Kapitel 2.3 ermöglichen eine Validierung der vorgestellten Modells und des darin enthaltenen Versagenskriteriums. Hierzu werden die Einzelkomponenteneigenschaften (s. Tabelle 1) sowie die jeweiligen Faservolumenanteile aus den Ergebnissen der Untersuchungen in Kapitel 2.3 übernommen. Überdies werden die in den Experimenten auftretenden Initialschädigungen berücksichtigt. Hierzu wird der in Kapitel 2.3.5 vorgestellte Ansatz auf Basis der interlamina- ren Schubfestigkeit verwendet um die Ausprägung der Initialschädigung abzuschätzen (s. Tabelle 3).

Tabelle 3: Im Modell verwendet Faservolumenanteile und BELs

Laminatkonfiguration	φ_{sf} in %	φ_{cf} in %	BEL in [%]
MCFK_UD_40_20_H1_K_L	19,98	40,43	100
MCFK_UD_40_20_H2_K_L	20,59	41,29	100
MCFK_UD_30_30_H1_K_L	32,59	28,42	70,05
MCFK_UD_20_40_H1_K_L	41,73	22,136	47,65
MCFK_UD_15_45_H1_K_L	47,12	17,75	30,52
MCFK_UD_10_50_H1_K_L	52,11	13,71	11,44

Diese Abschätzungen werden als BEL in das Modell übernommen. Hinsichtlich des Einflusses der Schwingungsform der Bruchspaltbildung wird eine kritisch gedämpfte Bewegung angenommen. Die diesbezügliche experimentelle Untersuchung in Kapitel 2.3.4 zeigt zwar, dass die Bruchspaltbildung in einer überkritisch gedämpften Schwingung erfolgt und dass die Ausprägung der ersten Amplitude vom Stahlfaservolumenanteil abhängt, die Ableitung einer entsprechenden Gesetzmäßigkeit zur Abschätzung der damit verbundenen Dämpfungskonstanten ist mit den durchgeführten Versuchen allerdings nicht möglich. Der Vergleich zwischen dem experimentell und analytisch bestimmten mechanischen Verhalten erfolgt beispielhaft anhand ausgewählter Ergebnisse (vgl. Abbildung 66). Zur Kennzeichnung wird dabei die Nomenklatur der experimentellen Untersuchungen verwendet.

Die gewählte Ansatzfunktion zur Abbildung des elastisch-plastischen Materialverhalten der Stahlfasern ist dabei nicht in der Lage, den kontinuierlichen Übergang vom elastischen in den plastischen Bereich des tatsächlichen Werkstoffverhaltens im entsprechenden Detailgrad richtig abzubilden. Dies macht sich vor allem bei hohen Stahlfaseranteilen bemerkbar (vgl. Abbildung 66a und b). Weiterhin werden vor allem bei Konfigurationen mit hohen Kohlenstofffaseranteilen die experimentell bestimmten Festigkeiten leicht überschätzt (vgl. Abbildung 66e und f). Die Ursachen für diese Unterschiede sind auf die Auswirkungen von Vorschädigungen und Abweichungen zur Modellvorstellung (z.B. ondulationsfreie perfekt parallel angeordnete Fasern) im Werkstoff zurückzuführen. Solche Vorschädigungen können beispielsweise bei der Herstellung der Lamine oder bei der Handhabung der verwendeten Halbzeuge entstehen. Ein weiterer Grund für die Überschätzung kann auch aus der Streuung der Eigenschaften der Einzelkomponenten resultieren.

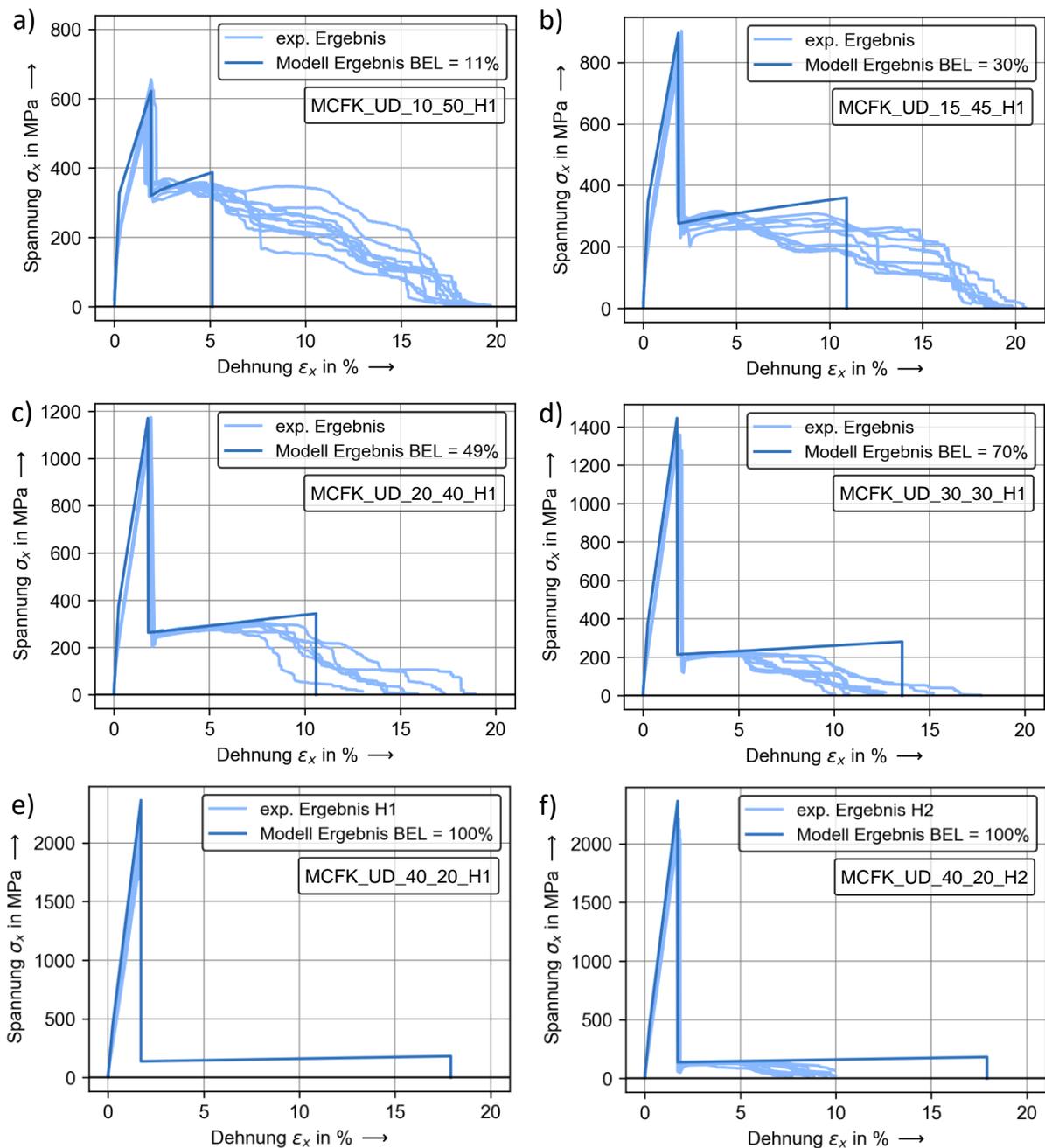


Abbildung 66: Gegenüberstellung von experimentell ermittelten und modelltheoretische bestimmten Spannungs-Dehnungs-Kurven für unidirektional verstärkte SCFK-Laminare mit Stahlfaservolumenanteilen von a) 50%, b) 45%, c) 40%, d) 30% sowie 20% in e) und f). In Konfigurationen a) bis e) sind die Stahlfaserbereich außen und in Konfiguration f) sind die Stahlfaserbereiche innen angeordnet.

Das experimentell ermittelte mechanische Verhalten von SCFK vor dem Initialversagen kann vergleichsweise gut abgebildet werden. Abweichungen im Bereich des Knickpunkts im bilinearen Spannungs-Dehnungs-Verhalten sind vorwiegend auf die

bilineare Ansatzfunktion zur Abbildung des Verfestigungsverhaltens der Stahlfasern zurückzuführen.

Im Gegensatz zu den Vorhersagen des Werkstoffverhalten vor dem Initialversagen, prognostiziert das Modell im Nachversagen ein abweichendes Verhalten. Die Energieabsorption im experimentell bestimmten Nachversagen von Laminatkonfigurationen mit hohen Stahlfaservolumenanteilen wird dabei deutlich unterschätzt während die Energieabsorption im Nachversagen für Konfigurationen mit einem geringen Stahlfaservolumenanteil deutlich überschätzt wird (s. Tabelle 4). Das Spannungslevel im Nachversagen wird dabei mit einer vergleichsweise guten Genauigkeit vorhergesagt.

Tabelle 4: Vergleich von experimentell und modelltheoretisch bestimmten charakteristischen Kennwerten des Nachversagensverhalten (Exp.: Experiment)

Laminatkonfiguration	Spannungslevel im Nachversagen in MPa		Energieabsorption im Nachversagen in MPa		Bruchdehnung im Nachversagen in %	
	Exp.	Modell	Exp.	Modell	Exp.	Modell
MCFK_UD_40_20_H1_K_L	0	140,3	0	23,2	0	18,2
MCFK_UD_40_20_H2_K_L	120,8±11,1	140,3	6,5±1,4	23,2	8,8±2,4	18,2
MCFK_UD_30_30_H1_K_L	225,2±15,4	265,4	15,1±3,2	28,5	13,6±4,2	14,5
MCFK_UD_20_40_H1_K_L	305,4±8,3	336,5	25,4±4,3	21,7	15,1±3,6	10,1
MCFK_UD_15_45_H1_K_L	321,2±12,3	386,5	33,6±4,1	16,2	19,3±0,9	10,9
MCFK_UD_10_50_H1_K_L	361,2±10,3	414,3	36,1±3,6	11,4	18,1±1,1	5,1

Die Abweichungen in der Vorhersage des Nachversagen sind im Wesentlichen auf zwei Hauptursachen zurückzuführen.

Unterschätzung bei hohen Stahlfaservolumenanteilen

Die im Experiment auftretende initiale Schädigung wird innerhalb des Beschreibungsansatzes durch die BEL repräsentiert. Im Berechnungsablauf wird dabei angenommen, dass die BEL konstant bleibt. In Experimenten zeigt sich hingegen, dass sich eine initiale Schädigung in Abhängigkeit der Schichtreihenfolge und des Stahlfaservolumenanteils mit fortschreitender Belastung weiter ausbreitet. Dabei kann sich die Schädigung über die gesamte Probe ausbreiten, bevor die Probe vollständig versagt. Mit der Definition einer konstanten BEL kann dieses Verhalten nicht abgebildet werden. Die Dehnungen während des Nachversagen finden sowohl im Experiment und

als auch in den modelltheoretischen Vorhersagen größtenteils in der Brucheinflusszone statt. Aus der Definition einer konstanten BEL folgt, dass die Referenzlänge für die Dehnungen von Beginn bis zum Ende des Nachversagens unverändert bleibt. Im experimentell bestimmten Nachversagen wird der sich dehnende Bereich hingegen kontinuierlich bis zum vollständigen Versagen größer. Infolge dessen wird die Bruchdehnung im Nachversagen durch die modelltheoretische Vorhersage unterschätzt. Bei Laminatkonfigurationen mit hohen Stahlfaservolumenanteilen ist dieser Effekt besonders ausgeprägt (vgl. Abbildung 66a und b). Die Vorhersage des Nachversagens wird dabei immer genauer, wenn die Schädigungsausbreitung im Vergleich zur Ausprägung der initialen Schädigung immer geringer wird. Dies zeigt sich beispielsweise in der vergleichsweise guten Vorhersage des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens für Hybridlamine mit mittleren Stahlfaservolumenanteilen (vgl. Abbildung 66c).

Überschätzung bei geringen Stahlfaservolumenanteilen

Hinsichtlich der Entstehung einer initialen Schädigung im Experiment ist davon auszugehen, dass sich diese nicht nur in der Ebene, sondern auch in Dickenrichtung der Lamine ausbreitet. Indizien hierfür finden sich in der experimentellen Untersuchung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von unidirektional verstärkten SCFK-Laminen mit unterschiedlichen Prüfkörpergeometrien und Hybridisierungsgraden und (s. Kapitel 2.3.2 und 2.3.3). Dabei kann angenommen werden, dass es in Abhängigkeit der Freiheitsgrade der versagenden CFK-Anteile beim Initialversagensvorgang auch zur Zerstörung eines Teils der Stahlfasern im Initialgeschädigten kommt. Übertragen auf die Modellvorstellung des Versagensvorgangs ist dies gleichbedeutend mit einer Reduktion des Anteils der intakten Stahlfasern in der Brucheinflusszone direkt nach dem Initialversagen. Bei der Bestimmung des Versagenkriteriums wird allerdings angenommen, dass alle Stahlfasern nach dem Initialversagen vorerst intakt bleiben. Die Berechnung des neuen Gleichgewichtszustands und damit auch die Bestimmung der für ein Nachversagen erforderlichen Dehnung basieren dementsprechend auf dem anfänglich eingestellten Stahlfaservolumenanteil. Abhängig vom Anteil der beim Initialversagen zerstörten Stahlfasern führt dies zu einer Überschätzung des Nachversagens. Die Überschätzung wird vor allem bei Laminatkonfigurationen mit geringen Stahlfaservolumenanteilen oder höheren Hybridisierungsgraden deutlich (vgl. Abbildung 66e und f).

3.6 Zusammenfassende Diskussion der Ergebnisse

Dieses Kapitel behandelt eine Untersuchung zur Vorhersage der mechanischen Eigenschaften von MFHVW unter Anwendung einer neuartigen Berechnungsmethode. Ein besonderer Fokus liegt auf der Beschreibung des Initialversagensmechanismus. Hierbei wird eine unidirektional verstärkte MFHVW-Einzelschicht bestehend aus herkömmlichen Verstärkungsfasern und duktilen Metallfasern eingebettet in einer Matrix als homogenes Kontinuum behandelt. Die Abbildung des komplexen Versagensverhalten dieser Werkstoffklasse erfolgt anhand eines strukturdynamischen Modells auf Basis einer idealisierten Vorstellung des Initialversagensvorgangs. Neben der Darstellung dieser idealisierten Vorstellung des Initialversagensvorgangs und dem zur dessen Beschreibung verwendeten Gleichungssystem und Berechnungsablaufs beinhaltet dieses Kapitel die Anwendung der Berechnungsmethode zur Vorhersage des mechanischen Verhalten von SCFK im Rahmen einer Parametervariation sowie eine Bewertung der Vorhersagegenauigkeit anhand einer Gegenüberstellung von experimentellen Ergebnissen und modelltheoretischen Vorhersagen. Die daraus hervorgehenden Erkenntnisse sind im Folgenden zusammengefasst:

- Ein entscheidender Wirkmechanismus im Werkstoffverhalten von MFHVW ist das Auftreten eines Initialversagens und die damit zusammenhängende Relativverschiebung. In Abhängigkeit der Zusammensetzung des Werkstoffes und der beim Initialversagen entstehenden Schädigung entscheidet sich hier, ob ein Nachversagen entstehen kann oder ob der Werkstoff spröde versagt. Die hier vorgestellte Untersuchung zeigt am Beispiel von SCFK, dass der vorgeschlagene neuartige Berechnungsansatz diesen Wirkmechanismus abbilden kann und dabei die signifikanten charakteristischen Merkmale zur Annäherung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens einer unidirektionalen MFHVW-Einzelschicht parallel zur Faserorientierung berücksichtigt. Neben Einflüssen aus der Werkstoffzusammensetzung sowie aus den Einzelkomponenteneigenschaften der Bestandteile des MFHVW wird hier auch der Einfluss der initialen Schädigung berücksichtigt. Vor allem die dynamische Betrachtung der Bruchspaltbildung und das darauf basierende Versagenkriterium stellen einen wesentlichen Fortschritt in der Abschätzung des mechanischen Verhalten von MFHVW dar.

Die Anwendung dieser Berechnungsmethode zur Vorhersage des Nachversagens eines MFHVWs erfordert allerdings eine Abschätzung der beim Initialversagen entstehenden Schädigung bzw. die Bestimmung des schwerzugänglichen Parameters der Brucheinflusszonenlänge.

- Die Vorhersagen des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von SCFK-Hybridlaminaten zeigt für das Verhalten vor dem Initialversagen eine vergleichsweise gute Übereinstimmung. Das Nachversagen wird jedoch bei Laminaten mit geringen Stahlfaservolumenanteilen überschätzt und bei Laminaten mit hohen Stahlfaservolumenanteilen unterschätzt. Zu den Hauptursachen hierfür zählt zum einen die Vernachlässigung der im Experiment auftretenden Ausbreitung einer Initialschädigung in Folge weiterer Belastung im Nachversagen. Durch die Definition einer konstanten Brucheinflusszonenlänge kann dieser Effekt innerhalb der modelltheoretischen Vorhersage nicht abgebildet werden und führt vor allem bei Laminatkonfigurationen mit hohen Stahlfaservolumenanteilen zu einer deutlichen Unterschätzung des Nachversagens. Zum andern werden die Auswirkungen einer initialen Schädigung in Dickenrichtung vernachlässigt. Vor allem bei Laminatkonfigurationen mit geringen Stahlfaservolumenanteilen führt dies zu einer deutlichen Überschätzung des Nachversagens.

Für die Anwendung des Modells zur Abschätzung der mechanischen Kennwerte von MFHVW bestehend aus herkömmlichen Verstärkungsfasern und duktilen metallischen Verstärkungsfasern lässt sich daraus ableiten, dass eine modelltheoretische Vorhersage mit dem hier vorgestellten Berechnungsansatz immer dann zu vergleichbaren Ergebnissen führt, wenn die Ausbreitung einer initialen Schädigung während des Nachversagens im Verhältnis zu deren anfänglicher Größe vernachlässigt werden kann und wenn die beim Initialversagen auftretende Schädigung in Dickenrichtung nur einen sehr geringen Einfluss auf das Nachversagen hat.

Die beschriebenen Abweichungen in der Vorhersage des mechanischen Verhaltens von MFHVW stellen jedoch Nachteile des vorgestellten Berechnungsansatzes dar. Die Anwendbarkeit zur Berücksichtigung der vorteilhaften mechanischen Eigenschaften von MFHVW im Rahmen der Werkstoffauswahl einer Bauteilkonstruktion ist damit eingeschränkt. Zudem ist für die Anwendung eine Methode zur Abschätzung der beim Initialversagen entstehenden Schädigung erforderlich. Die hier verwendete Methode

auf Basis der interlaminaren Schubfestigkeit stellt dabei einen vielversprechenden Ansatz dar, bedarf allerdings weiterer Forschung im Hinblick auf dessen Anwendungsgrenzen.

Forschungsbedarf besteht ebenfalls in der Verbesserung der Vorhersage des Nachversagens für MFHVW mit hohen Metallfaseranteilen. Ein vielversprechender Ansatz liegt hier in der Integration einer Formulierung des Rissfortschritts aus der Bruchmechanik. Zum Beispiel ermöglicht der von JALALVAND [84, 85] verwendete funktionale Zusammenhang zwischen der kritischen Energiefreisetzungsrate und der vorgegebenen Dehnung eines geschädigten Laminats eine Bestimmung des damit verbundenen Rissfortschritts. Übertragen auf die Modellvorstellung kann dieser Rissfortschritt als eine Vergrößerung der Brucheinflusszonenlänge während des Nachversagens angesehen werden (vgl. Abbildung 67a). Verglichen mit dem Berechnungsergebnis für die anfänglich eingestellte Brucheinflusszonenlänge führt dies zur Vorhersage größerer Bruchdehnung im Nachversagen (vgl. Abbildung 67b) und kann damit zu einer Verbesserung der Vorhersage des Nachversagens für Laminats mit hohen Stahlfaservolumenanteilen beitragen.

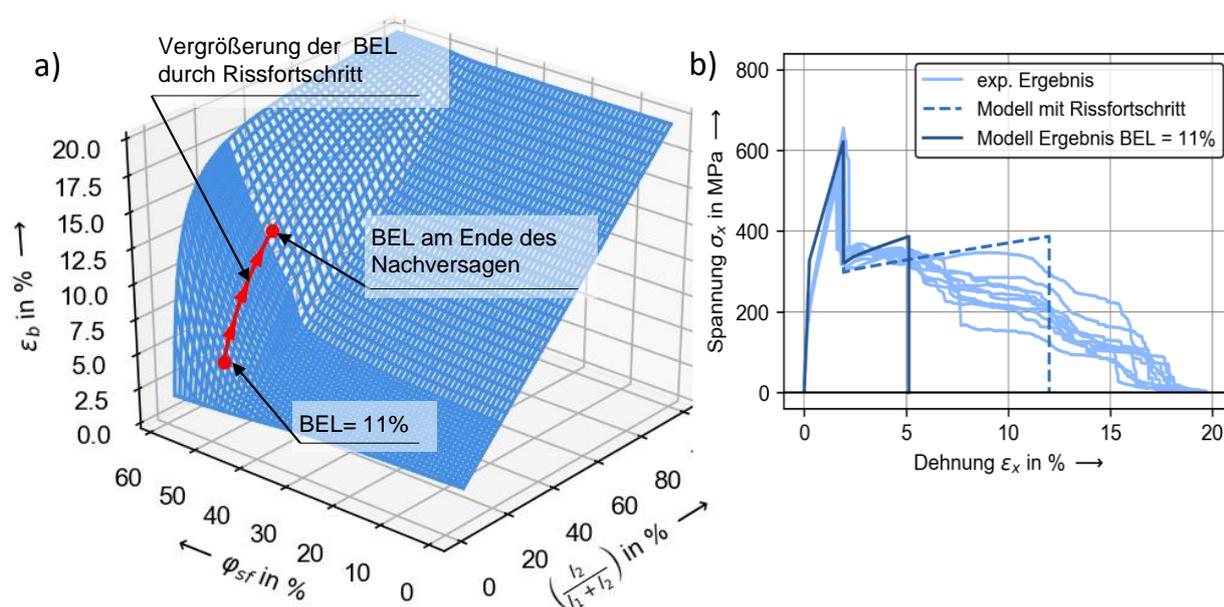


Abbildung 67: Phänomenologisch abgeschätzter Einfluss der Vergrößerung der Brucheinflusszone im Nachversagen in a) und Darstellung diesbezüglich möglicher Verbesserungen bei der Vorhersage des Spannungs-Dehnungs-Verhalten von MFHVW am Beispiel von SCFK mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 50% in b)

Die mit dem Initialversagen einhergehenden Schädigung in Dickenrichtung wirft ebenfalls offene Fragestellungen auf. Im Kontext dieser Untersuchung ist dabei von besonderem Interesse, in wieweit die Metallfasern durch eine Schädigung in Dickenrichtung beeinflusst werden. Sinnvoll erscheint hier eine numerische Untersuchung an mikro-mechanischen Modellen hybrider Faserarchitekturen mit unterschiedlichen Hybridisierungsgraden. Wie in Kapitel 1.3 dargestellt, sind diese Beschreibungsansätze ebenfalls in der Lage das Werkstoffverhalten von MFHVW abzubilden und bieten damit die Möglichkeit entsprechende Einflussgrößen zu identifizieren und zu charakterisieren. Bezogen auf die hier behandelte Modellvorstellung lässt sich die mit dem Initialversagen verbundene Schädigung in Dickenrichtung beispielsweise durch einen Reduktionsfaktor des Stahlfaservolumenanteils in der Bruchefflusszone realisieren. In diesem Fall erfolgt die Bestimmung der für eine Nachversagen erforderlichen Dehnung nicht mehr anhand des anfänglich eingestellten Stahlfaservolumenanteils, sondern mit dem durch die initiale Schädigung reduzierten Anteil. Dies führt wiederum zu größeren kritischen Bruchefflusszonenlängen und zur Reduktion des Nachversagenspotenzials (vgl. Abbildung 68a). Eine diesen Effekt berücksichtigende Vorhersage prognostiziert geringere Bruchdehnung im Nachversagen und kann damit zu einer Verbesserung der Vorhersage des Nachversagens für Lamine mit geringem Stahlfaservolumenanteilen beitragen (vgl. Abbildung 68b).

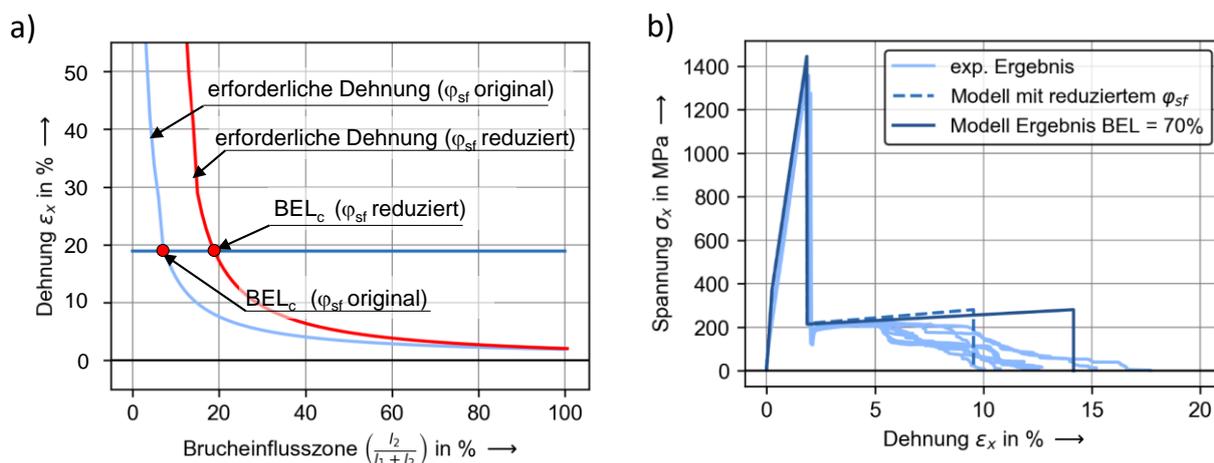


Abbildung 68: Phänomenologisch abgeschätzter Einfluss der Reduktion des Stahlfaservolumenanteils in der Bruchefflusszone auf die kritische Bruchefflusszonenlänge und das Nachversagenspotenzial in a) und Darstellung diesbezüglich möglicher Verbesserungen bei der Vorhersage des Spannungs-Dehnungs-Verhalten von MFHVW am Beispiel von SCFK mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 30% in b)

Phänomenologisch abgeschätzte Parameter nutzend, ermöglichen die beschriebenen Anpassungen des Berechnungsansatzes schon jetzt eine vergleichsweise gute Abbildung der experimentellen Ergebnisse (vgl. Abbildung 67b und Abbildung 68b) und verdeutlichen das mit dem vorgestellten Ansatz verbundene Potenzial zur Vorhersage des mechanischen Verhalten von MFHVW.

Trotz der genannten Einschränkungen bei der Anwendung können aus der hier durchgeführten Untersuchung wichtige Erkenntnisse zum Materialverhalten von MFHVW gewonnen werden. Ein Beispiel hierfür ist der nichtlineare Zusammenhang zwischen der Bruchdehnung eines MFHVW und des Metallfaseranteils. Nach Einschätzung des Autors sind diese Erkenntnisse dabei durchaus auch auf andere Materialkombinationen wie glas- und stahlfaserverstärkte Verbundwerkstoffe übertragbar. Eine wichtige Voraussetzung hierfür ist die Kombination von spröde versagenden Verstärkungsfasern mit geringer Bruchdehnung und duktil versagenden metallischen Verstärkungsfasern mit hoher Bruchdehnung.

Abschließend bleibt festzuhalten, dass der vorgestellte Berechnungsansatz bzw. das darin enthaltene Versagenskriterium eine vielversprechende Grundlage zur verbesserten Abschätzung der mechanischen Eigenschaften von MFHVW darstellt und damit einen wichtigen Beitrag zum derzeitigen Stand der Technik (s. Kapitel 1.3) leistet.

4 Beschreibung von SCFK in der FEM

Im Bereich hochdynamischer Lasten ist die konstruktive Gestaltung von Bauteilen aus FKV auf das Vorhandensein von vorhersagefähigen Simulationsmodellen angewiesen. Dies gilt in besonderem Maße für MFHVW, deren multifunktionale Einsatzmöglichkeiten im Rahmen einer Auslegungsaufgabe zusätzliches Leichtbaupotenzial ermöglichen. Das Werkstoffverhalten bzw. dessen Modellierung übernimmt dabei meist eine Schlüsselrolle. Im Gegensatz zu dem in Kapitel 3 betrachteten Ansatz, deren Zielsetzung vorwiegend auf die Abschätzung der Materialeigenschaften eines MFHVW fokussiert ist, konzentriert sich dieses Kapitel auf die Beschreibung des Werkstoffverhaltens von MFHVW unter Anwendung der FEM. Zielsetzung ist die Bewertung der Abbildung von für diese Hybridwerkstoffe charakteristischen Wirkmechanismen und die Beurteilung der Vorhersagefähigkeit des Werkstoffverhaltens durch die gewählte Modellierungsmethode in der FEM. Grundlage der Bewertung sind die in Kapitel 2 dargestellten Ergebnisse der experimentellen Charakterisierung von SCFK-Laminaten. Die Berechnungsmodelle zur Erzeugung entsprechender Vorhersagen werden für den Solver LSDyna modelliert. Die Randbedingungen dieser Untersuchung werden dabei so gewählt, dass die hier gewonnenen Erkenntnisse auf die Auslegung von Bauteilen aus MFHVW übertragen werden können. Vor dem Hintergrund der in Kapitel 2 dargestellten experimentell untersuchten Laminataufbauten bietet sich hier die Modellierung eines hybriden Laminataufbaus, bestehend aus einzelnen SFK- und CFK-Schichten, an. Eine Möglichkeit zur Umsetzung einer solchen Modellierung ist die „laminated shell“-Strategie [93].

Zur Abbildung der Materialeigenschaften von CFK-Einzelschichten eignen sich zahlreiche Materialmodelle (s Kapitel 1.3). Hinsichtlich der Abbildung des Materialverhaltens einer SFK-Einzelschicht, im speziellen der Entstehung von irreversiblen Dehnungen durch die plastische Verformung der Stahlfasern, ist die Auswahl möglicher Materialmodelle jedoch stark eingeschränkt.

Vor dem Hintergrund des Mangels an verfügbaren Materialmodellen zur Abbildung von SFK-Einzelschichten wurde in Zusammenarbeit mit ANDRIß [136] im Rahmen dieser Arbeit ein bestehendes Materialmodell für herkömmliche FKV durch ein 1D-Plastizitätsmodell erweitert und für den Solver LSDyna implementiert. Die zugehörigen Konstitutivbeziehungen und die Implementierung des Materialmodells für den Solver LSDyna werden in Kapitel 4.1 und 4.2 beschrieben. Darauf aufbauend werden in Kapitel 4.3

die daraus entstehenden Möglichkeiten zur Abbildung des Materialverhaltens von SFK diskutiert. Anschließend folgen die Anpassung der Materialmodellparameter für ein ausgewähltes CFK-Materialmodell und für das neuentwickelte SFK-Materialmodell (s. Kapitel 4.4). Auf Grundlage der parametrisierten Materialmodelle der Einzelkomponenten wird in Kapitel 4.5 die Anwendung der „laminated shell“-Strategie zur numerischen Vorhersage des Materialverhaltens von SCFK-Laminaten (siehe Kapitel 4.5) demonstriert. Abschließend erfolgt die Validierung der numerischen Vorhersagen durch eine Gegenüberstellung mit experimentellen Ergebnissen (s. Kapitel 4.6) und eine zusammenfassende Diskussion der Untersuchungsergebnisse (s. Kapitel 4.7).

4.1 Konstitutivbeziehungen für SFK-Einzelschichten

Die Grundidee der Entwicklung eines Materialmodells für SFK folgt dem Ansatz der Kombination einer für herkömmliche FKV formulierten Konstitutivbeziehung mit einer Formulierung für die Evolution von plastischen Dehnungen auf Basis eines Plastizitätsmodells für metallische Werkstoffe. Die Vorgehensweise orientiert sich an prinzipiell ähnlichen Ansätzen von [124] und [108]. Die grundlegenden Annahmen des Materialmodells werden im Folgenden erläutert.

- Das Materialmodell für eine SFK-Einzelschicht wird für den ebenen Spannungszustand ($\sigma_{33} = \sigma_{13} = \sigma_{23} = 0$) formuliert. Die Zuweisung der Richtungsabhängigkeit erfolgt im 1-2-3-Koordinatensystem und dient der Entkopplung des Gleichungssystems einer SFK-Einzelschicht von seiner Orientierung im X-Y-Z-Koordinatenraum. Die Fasern sind hierbei in 1-Richtung orientiert.
- Der Verbund aus Faser und Matrix wird als Kontinuum mit anisotropen Materialeigenschaften angenommen.
- Hinsichtlich der Berücksichtigung von plastischen Verformungen wird angenommen, dass der Gesamtdehnungstensor $\underline{\varepsilon}$ in einen elastischen $\underline{\varepsilon}_{el}$ und plastischen $\underline{\varepsilon}_{pl}$ Dehnungsanteil aufteilbar ist ($\underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}_{el} + \underline{\varepsilon}_{pl}$).
- Die durch das mechanische Verhalten der Metallfasern auftretenden plastischen Verformungen werden nur in Faserrichtung bzw. 1-Richtung berücksichtigt. Der plastische Anteil des Gesamtdehnungstensors ergibt sich damit zu $\underline{\varepsilon}_{pl} = [\varepsilon_{pl,1} \quad 0 \quad 0]$.
- Die Darstellung von Tensoren erfolgt in Voigt-Notation.

Das nichtlineare Spannungs-Dehnungsverhalten von herkömmlichen FKV kann auf die Entwicklung von Mikrorissen und den daraus folgenden lokalen Spannungskonzentrationen zurückgeführt werden [125]. Diese spannungsbedingte Materialschädigung kann mithilfe von CMD-Modellen (s Kapitel 1.3) modelliert werden. Der Aspekt der Materialanisotropie wird mithilfe orthotroper Materialeigenschaften berücksichtigt. In dieser Arbeit wird das etablierte CMD-Modell von MATZENMILLER, LUBLINER und TAYLOR verwendet [104] und im Folgenden als MLT-Modell bezeichnet. Im MLT-Modell werden zur Beschreibung des Schadenszustands drei Zustandsvariablen eingeführt:

$$\vec{\omega} = [\omega_1 \quad \omega_2 \quad \omega_{12}]^T \quad (54)$$

Diese Zustandsvariablen repräsentieren das Verhältnis zwischen dem Beanspruchungszustand eines intakten und eines geschädigten Werkstoffes. Hierbei gilt ($0 \leq \omega_i \leq 1$). Die Entwicklung der Materialschädigung führt zu einer Degradation der Materialsteifigkeit. In der Modellierung wird dieser Aspekt durch die Formulierung des elastischen Steifigkeitstensors $\underline{\mathbb{C}}$ als Funktion der Schadensvariablen berücksichtigt. Die im MLT-Modell vorgeschlagene Beziehung lautet:

$$\underline{\mathbb{C}}(\vec{\omega}) = \begin{bmatrix} (1 - \omega_1)E_1 & (1 - \omega_1)(1 - \omega_2)v_{21}E_2 & 0 \\ (1 - \omega_1)(1 - \omega_2)v_{12}E_1 & (1 - \omega_2)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & D(1 - \omega_{12})G_{12} \end{bmatrix} \quad (55)$$

mit

$$D = 1 - (1 - \omega_1)(1 - \omega_2)v_{21}v_{12} \quad (56)$$

Wobei E_1, E_2, G_{12}, v_{12} und v_{21} die Elastizitätskonstanten bzw. Querkontraktionszahlen eines intakten Werkstoffes darstellen. Der effektive Spannungstensor $\underline{\sigma} = [\sigma_1 \quad \sigma_2 \quad \sigma_{12}]^T$ folgt damit aus:

$$\underline{\sigma} = \underline{\mathbb{C}}(\vec{\omega}) \cdot \underline{\varepsilon}_{el} \quad (57)$$

$\underline{\varepsilon}_{el} = [\varepsilon_{el,1} \quad \varepsilon_{el,2} \quad \varepsilon_{el,12}]^T$ beschreibt dabei den elastischen Anteil des Gesamtdehnungstensors. Im MLT-Modell werden die Schadensvariablen über entsprechende Schädigungsgrenzwerte, eine Evolutionsvorschrift und ein Schädigungskriterium mit den Spannungen bzw. den Versagenskriterien gekoppelt. Das MLT-Modell behandelt das Schädigungskriterium vergleichbar mit der Behandlung eines Fließkriteriums in

einem Plastizitätsmodell. Die Schadensentwicklung lässt sich damit aus den KKT-Bedingungen ableiten [126], [127]. Das verwendete Schädigungskriterium basiert auf den Versagenskriterien von Hashin [128] und verwendet die Elastizitätsgrenzen, um den linear elastischen Bereich zu definieren. Das Schädigungskriterium wird im Spannungsraum definiert und in den Dehnungsraum überführt. Damit kann eine auf Basis von Dehnungen formulierte Evolutionsvorschrift innerhalb des Modells abgeleitet werden. Eine detaillierte Herleitung des MLT-Modells kann in [104] nachgelesen werden. Die Entwicklung der Zustandsvariablen für das Materialmodell wird aus der einachsigen Form des MLT-Modells übernommen und lautet:

$$\omega_{1,l} = 1 - \exp \left[\frac{-1}{n_{1,l} \cdot e} \cdot \left(\frac{E_1}{X_l} \cdot |\varepsilon_{el,1}| \right)^{n_{1,l}} \right] \quad (58a)$$

$$\omega_{2,l} = 1 - \exp \left[\frac{-1}{n_{2,l} \cdot e} \cdot \left(\frac{E_2}{Y_l} \cdot |\varepsilon_{el,2}| \right)^{n_{2,l}} \right] \quad (5b)$$

$$\omega_{12,l} = 1 - \exp \left[\frac{-1}{n_{12,l} \cdot e} \cdot \left(\frac{G_{12}}{S} \cdot |\varepsilon_{el,12}| \right)^{n_{12,l}} \right] \quad (5c)$$

Wobei die Variablen X_l , Y_l und S die jeweiligen Materialfestigkeiten parallel und transversal zur Faserrichtung sowie unter Schubbeanspruchungen repräsentieren. Die Parameter $n_{i,l}$, $i \in \{1,2,12\}$ stellen die Degradationsexponenten dar und e ist die Euler-Zahl. Die Evolution der Zustandsvariablen in 1- und 2- Richtung ist dabei vom Beanspruchungszustand abhängig und kann sich für Zug- und für Druckbeanspruchungen unterscheiden ($l \in \{z: \text{Zug}, d: \text{Druck}\}$). Für die Zustandsvariable in 12-Richtung gilt dies nicht.

Um den Einfluss der Metallfasern zu modellieren, enthält das Materialmodell ein Plastizitätsmodell. Darin werden sowohl isotropes als auch kinematisches Verfestigungsverhalten berücksichtigt, so dass bei Bedarf beide Verfestigungsmodi adressiert werden können. Die darin enthaltene Fließbedingung f lautet:

$$f = |\sigma_1 - q| - G(\alpha) \quad (59)$$

Im Vergleich zur Fließbedingung in Kapitel 3.2 beinhaltet die hier verwendete Fließbedingung neben dem Verfestigungsgesetz $G(\alpha)$ einen Parameter q , der die Verschiebung der Fließgrenze beschreibt und damit die Abbildung von kinematischer Verfestigung ermöglicht. Die Fließregel ergibt sich dementsprechend zu:

$$\dot{\varepsilon}_{pl,1} = \lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma_1} = \lambda \cdot \text{sign}(\sigma_1 - q) \quad (60)$$

Ein weiterer Unterschied zu dem in Kapitel 3.2 verwendeten Ansatz ist die Modellierung des Verfestigungsgesetzes $G(\alpha)$. Diese erfolgt hier über die Ramberg-Osgood-Beziehung [129], welche für den eindimensionalen Fall wie folgt formuliert werden kann [130]:

$$G(\alpha) = \sigma_d + K \cdot \alpha^m \quad (61)$$

Auch hier beschreiben σ_d die Fließspannung, K den isotropen Verfestigungsmodul und α die äquivalent plastischen Dehnung. m repräsentiert den Ramberg-Osgood-Exponenten. Für die Evolution der äquivalenten plastischen Dehnung gilt weiterhin:

$$\dot{\alpha} = \lambda \quad (62)$$

Für die Evolution der Verschiebung des elastischen Bereichs wird ein Modell nach Ziegler [131] verwendet:

$$\dot{q} = H \cdot \varepsilon_{pl,1} \quad (63)$$

Der darin enthaltene Parameter H beschreibt den kinematischen Verfestigungsmodul. Damit ist das Gleichungssystem zur Beschreibung des plastischen Verhaltens vollständig. Die Lösung des Gleichungssystems erfolgt auch hier über die Konsistenzbeziehung und die Bestimmung des Konsistenzparameters λ , damit $f = 0$ erfüllt wird. Neben der Modellierung der Plastizität und der Schädigung wird für das Entfestigungsverhalten nach dem Erreichen der maximalen Festigkeit die Möglichkeit der Definition eines konstanten Spannungsniveaus vorgesehen. Dies adressiert das Energieabsorptionsverhalten beim Versagen des Werkstoffes und dient dessen phänomenologischer Abbildung. Hierzu werden die Spannungen beim Entfestigen auf ein vorgeschriebenes Spannungsniveau begrenzt. Die Berücksichtigung dieser Spannungsgrenzen erfolgt über eine Neubestimmung der Zustandsvariablen $\omega_{i,l}$. Die entsprechende Formulierung orientiert sich dabei an einem von Schweizerhof veröffentlichten Modell [132] und ergibt sich zu:

$$\omega_{1,l} = 1 - \frac{\tau_{1,l} \cdot X_l}{E_1 \cdot |\varepsilon_{el,1}|} \quad (64a)$$

$$\omega_{2,l} = 1 - \frac{\tau_{2,l} \cdot Y_l}{E_2 \cdot |\varepsilon_{el,2}|} \quad (11b)$$

$$\omega_{12} = 1 - \frac{\tau_1 \cdot S}{G_{12} \cdot |\varepsilon_{el,12}|} \quad (11c)$$

Die darin enthaltenen Variablen $\tau_{i,l}$ sind die sogenannten Limit-Faktoren und definieren den Anteil des Grenzspannungsniveaus an der maximalen Festigkeit für die entsprechende Beanspruchung. Dabei gilt ($0 \leq \tau_{il} \leq 1$).

4.2 Implementierung des Materialmodells

Das Gleichungssystem zur Beschreibung des Materialverhaltens einer SFK-Einzel-schicht wird als benutzerdefinierte Materialroutine für explizite Finite-Elemente-Simulationen unter Verwendung des kommerziellen Solvers LSDyna implementiert. Zu diesem Zweck wird das Gleichungssystem in eine zeitlich diskrete Form überführt. Hinsichtlich der Kennzeichnung der unterschiedlicher Werte einer Variable wird die gleichen Schreibweise wie in Kapitel 3.3 verwendet (zu Beginn eines Inkrements bekannt = hochgestelltes (n), im Inkrement aktualisiert = hochgestelltes (n+1), Versuchswert einer Variable = hochgestellter Zusatz (tr)). Die Lösung des Gleichungssystems erfolgt in einem sequenziellen Ablauf (vgl. Abbildung 69). Zunächst wird das Plastizitätsmodell aufgerufen. Davon ausgehend, dass das aktuelle Dehnungsincrement $\Delta \underline{\varepsilon}$ eine elastische Materialreaktion auslöst, wird in einem ersten Versuchsschritt eine elastische Vorhersage für das Spannungsupdate berechnet. Auf Grund der Annahme zum Auftreten plastischer Verformungen wird dabei nur die 1-Richtung betrachtet:

$$\sigma_1^{(tr,n+1)} = \mathbb{C}_{11}^{(n)} \cdot (\varepsilon_1^{(n+1)} - \varepsilon_{pl,1}^{(n)}) + \mathbb{C}_{22}^{(n)} \cdot \varepsilon_2^{(n+1)} \quad (65)$$

Die Variablen des Plastizitätsmodells folgen für diesen ersten Versuchsschritt aus:

$$\alpha^{(tr,n+1)} = \alpha^{(n)} \quad (66)$$

$$q^{(tr,n+1)} = q^{(n)} \quad (67)$$

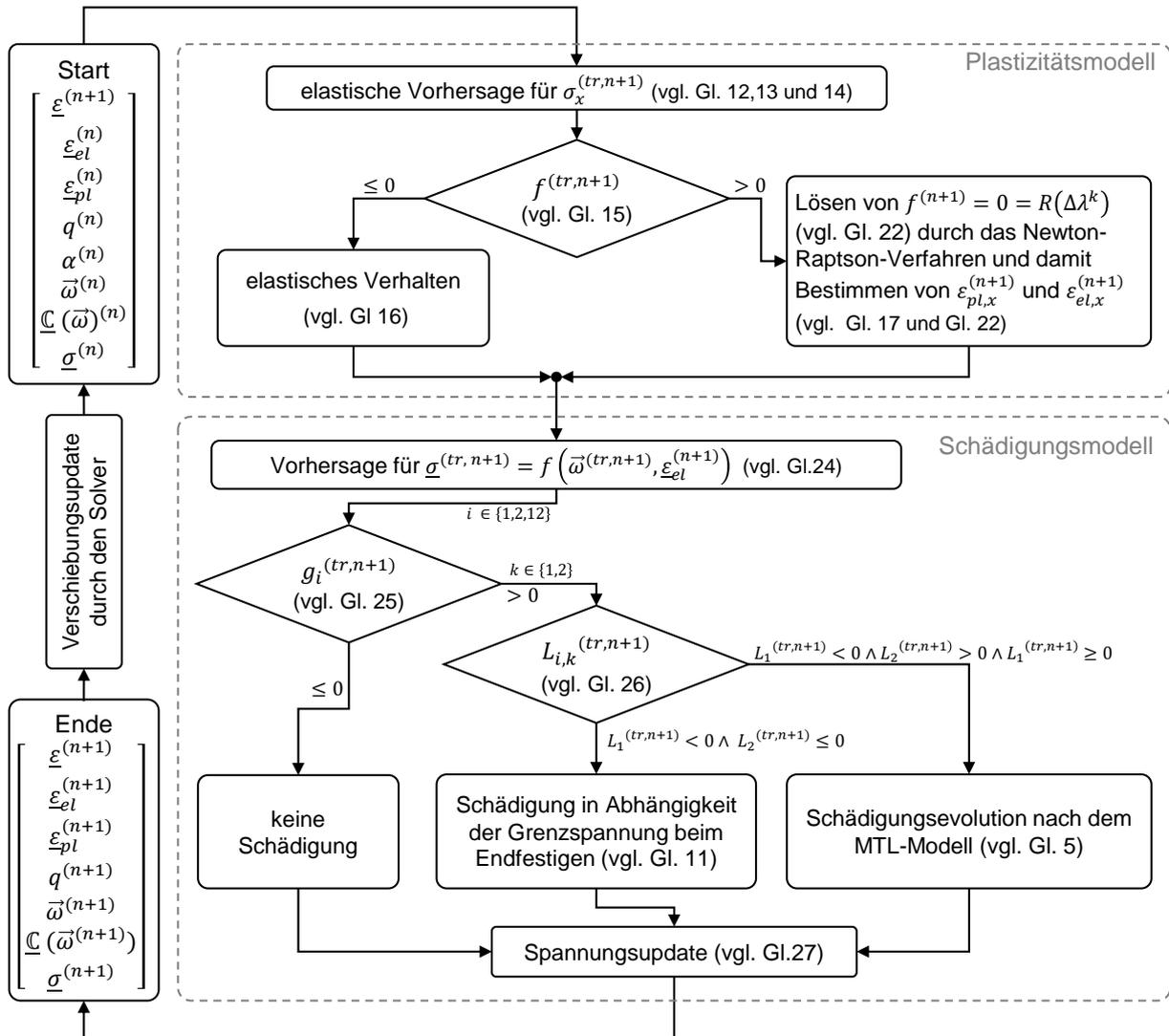


Abbildung 69: Ablaufschema der Berechnung des Spannungsupdates im Materialmodell

Die Überprüfung, ob die elastischen Vorhersagen des Versuchsschritts zutreffen, erfolgt anhand der diskretisierten Fließbedingung:

$$f^{(tr,n+1)} = |\sigma_1^{(tr,n+1)} - q^{(tr,n+1)}| - (\sigma_d + K \cdot (\alpha^{(tr,n+1)})^m) \quad (68)$$

Für $f^{(tr,n+1)} \leq 0$ trifft die Vorhersage des Versuchsschritts zu. Eine Korrektur ist nicht erforderlich, und die aktuelle elastische Dehnung in 1-Richtung ergibt sich aus:

$$\varepsilon_{el,1}^{(n+1)} = \varepsilon_1^{(n+1)} - \varepsilon_{pl,1}^{(n)} \quad (69)$$

Für den Fall $f^{(tr,n+1)} > 0$ trifft die Vorhersage des Versuchsschritts nicht zu, und eine Korrektur der vorhergesagten Werkstoffreaktion unter Berücksichtigung von plastischen Verformungen ist erforderlich. Hierzu muss das plastische Dehnungsinkrement bestimmt werden. Zu diesem Zweck sind die diskretisierten Evolutionsgleichungen für

die plastische Dehnung $\varepsilon_{pl,1}$ (vgl. Gl. (60)), die isotrope Verfestigungsvariable α (vgl. Gl (62)) und die Verschiebung des elastischen Bereichs q (vgl. Gl. (63)) erforderlich:

$$\varepsilon_{pl,1}^{(n+1)} = \varepsilon_{pl,1}^{(n)} + \Delta\varepsilon_{pl,1} = \varepsilon_{pl,1}^{(n)} + \text{sign}(\sigma_1^{(tr,n+1)} - q^{(n)}) \cdot \Delta\lambda^{(n+1)} \quad (70)$$

$$\alpha^{(n+1)} = \alpha^{(n)} + \Delta\lambda^{(n+1)} \quad (71)$$

$$q^{(n+1)} = q^{(n)} + H \cdot \text{sign}(\sigma_1^{(tr,n+1)} - q^{(n)}) \cdot \Delta\lambda^{(n+1)} \quad (72)$$

Wobei $\Delta\lambda^{(n+1)} = \lambda^{(n+1)} \cdot \Delta t$ gilt. Weiterhin kann bewiesen werden, dass auch

$$\text{sign}(\sigma_1^{(n+1)} - q^{(n+1)}) = \text{sign}(\sigma_1^{(tr,n+1)} - q^{(n)}) \quad (73)$$

$$|\sigma_1^{(n+1)} - q^{(n+1)}| = |\sigma_1^{(tr,n+1)} - q^{(n)}| - \Delta\lambda^{(n+1)}(C_{11}^{(n)} + H) \quad (74)$$

gelten muss. Folglich können die im Versuchsschritt bestimmten Werte zur Lösung des Gleichungssystems verwendet werden. Die diskretisierte Fließbedingung lautet dann:

$$f^{(n+1)} = |\sigma_1^{(tr,n+1)} - q^{(n)}| - \Delta\lambda^{(n+1)}(C_{11}^{(n)} + H) - (\sigma_d + K \cdot (\alpha^{(n)} + \Delta\lambda^{(n+1)})^m) = 0 \quad (75)$$

Um die aktuelle plastische Dehnung $\varepsilon_{pl,1}^{(n+1)}$, die isotrope Verfestigungsvariable $\alpha^{(n+1)}$ und die Verschiebung des elastischen Bereichs $q^{(n+1)}$ zu bestimmen, muss der Wert des Proportionalitätsfaktors $\Delta\lambda^{(n+1)}$ so gewählt werden, dass die diskretisierte Fließbedingung $f^{(n+1)} = 0$ erfüllt ist. Die Bestimmung von $\Delta\lambda$ kann dabei nicht direkt erfolgen und wird über ein Newton-Raphson-Iterationsverfahren angenähert [133]. Der plastische Dehnungsanteil folgt durch Einsetzen des Proportionalitätsfaktors $\Delta\lambda^{(n+1)}$ in Gleichung (70) und die aktuelle elastische Dehnung in 1-Richtung ergibt sich damit aus:

$$\varepsilon_{el,1}^{(n+1)} = \varepsilon_1^{(n+1)} - \varepsilon_{pl,1}^{(n+1)} \quad (76)$$

Basierend auf dem jetzt bekannten elastischen Anteil des Dehnungstensors erfolgt die Bestimmung des Schädigungseinflusses. Ähnlich wie im Plastizitätsmodell wird zunächst angenommen, dass das Spannungsupdate mit den zu Beginn des Zeitinkrements bekannten Zustandsvariablen für die Schädigung $\vec{\omega}^{(tr,n+1)} = \vec{\omega}^{(n)}$ berechnet werden können (vgl. Gleichung (57)).

$$\underline{\sigma}^{(tr,n+1)} = \underline{\mathbb{C}}(\vec{\omega}^{(tr,n+1)}) \cdot \varepsilon_{el}^{(n+1)} \quad (77)$$

Die daraus entstehende Vorhersage des Spannungsupdates $\underline{\sigma}^{(tr,n+1)}$ wird hinsichtlich Ihrer Gültigkeit unter Zuhilfenahme eines vereinfachten Schädigungskriteriums g_i überprüft:

$$g_i^{(tr,n+1)} = \text{sign}(\sigma_i^{(tr,n+1)}) \cdot (\varepsilon_{el,i}^{(n+1)} - \varepsilon_{el,i}^{(n)}), \quad i \in \{1, 2, 12\} \quad (78)$$

Für den Fall $g_i^{(tr,n+1)} \leq 0$ erfolgt keine Schädigungsevolution und die Vorhersage des Spannungsupdates entspricht einer gültigen Materialreaktion. $g_i^{(tr,n+1)} > 0$ kennzeichnet hingegen eine Schädigungsevolution. Vor der Berechnung der neuen Zustandsvariablen der Materialschädigung muss jedoch überprüft werden, ob deren Berechnung durch den Spannungsgrenzwert im Endfestigungsverhalten oder durch die MLT-Schadensentwicklungsformulierung definiert ist. Hierfür werden die folgenden Grenzspannungskriterien eingeführt:

$$L_1^{(tr,n+1)} = |\sigma_i^{(tr,n+1)}| - |\sigma_i^{(n)}|, \quad L_2^{(tr,n+1)} = |\sigma_i^{(tr,n+1)}| - A_i \cdot \tau_{l,i}, \quad A \in \{X_l, Y_l, S\} \quad (79)$$

Darin repräsentiert A_i die Materialfestigkeit für die entsprechenden Material- und Beanspruchungsrichtungen. Für $L_1^{(tr,n+1)} \geq 0$ findet keine Entfestigung statt, und die Schädigungsevolution folgt der MLT-Schadensentwicklungsformulierung (vgl. Gleichung (58a)). Zeigt die Materialreaktion hingegen ein Entfestigungsverhalten ($L_1^{(tr,n+1)} < 0$), muss unterschieden werden, ob die Vorhersage des Spannungsupdates oberhalb ($L_1^{(tr,n+1)} < 0 \wedge L_2^{(tr,n+1)} > 0$) oder unterhalb ($L_1^{(tr,n+1)} < 0 \wedge L_2^{(tr,n+1)} \leq 0$) des Entfestigungs-Spannungsgrenzwertes liegt. Liegt die Vorhersage oberhalb des Spannungsgrenzwertes, folgt Schädigungsevolution aus Gleichung (58a), und liegt die Vorhersage unterhalb, folgt Schädigungsevolution aus Gleichung (58a). Das finale Spannungsupdate ergibt sich mit den jetzt bekannten Zustandsvariablen $\vec{\omega}^{(n+1)}$ aus:

$$\underline{\sigma}^{(tr,n+1)} = \underline{\underline{C}}(\vec{\omega}^{(tr,n+1)}) \cdot \varepsilon_{el}^{(n+1)} \quad (80)$$

4.3 MFK-Materialverhalten am Integrationspunkt

Das implementierte Materialmodell dient der Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens eines Materialpunkts. Es stellt die Konstitutivbeziehungen zwischen dem Verzerrungs- und dem Beanspruchungszustand für ein einzelnes diskretes Ele-

ment innerhalb eines größeren Berechnungsmodelles dar. Die Eigenschaften des Materialmodells und die daraus folgenden Zusammenhänge, bezogen auf die Abbildung des Werkstoffverhalten von SFK, werden daher im Folgenden auf der Grundlage von 1-Element-Tests diskutiert. Die Randbedingungen des zugrundeliegenden Berechnungsmodells und die Ergebnisse der durchgeführten Parametervariationen sind in Abbildung 70 dargestellt.

Für einachsige Zugbeanspruchung in Faserrichtung wird nach Erreichen der Fließgrenze eine plastische Verformung akkumuliert. Der Spannungszuwachs während der plastischen Verformung ergibt sich dabei zum einen aus den Formulierungen der kinematischen und isotropen Verfestigung und zum anderen aus der Formulierung der Schädigungsevolution. Das Versagen des Werkstoffes wird durch die Degradation der Steifigkeit abgebildet und tritt nach dem Erreichen des Festigkeitsgrenzwertes ein. Die mit dem Versagen in Zusammenhang stehende Bruchdehnung ergibt sich damit indirekt aus dem Festigkeitsgrenzwert, den Parametern des Verfestigungsverhaltens und den Parametern aus der Formulierung der Schädigungsevolution. Zu diesen Parametern zählen:

- Der Verfestigungsmodul K (vgl. Abbildung 70b)
- Der Ramberg-Osgood-Exponent m (vgl. Abbildung 70c)
- Der kinematische Verfestigungsmodul H (vgl. Abbildung 70d)
- Der Schädigungsexponent n (vgl. Abbildung 70e)

Abbildung 70e) zeigt die Ergebnisse für die einachsige Zugbeanspruchung in 2-Richtung. Im Unterschied zur 1-Richtung entstehen hier keine plastischen Dehnungen. Für die dargestellte Variation des Limit-Faktors τ_2 sind zwei Fälle zu unterscheiden: Ein Wert von $\tau_2 = 0$ führt zu keiner Begrenzung der Spannungen beim Entfestigen. Das entstehende Ergebnis entspricht dem Ergebnis, welches mit dem Standard-MLT-Modell berechnet wird. Die Einstellung von $\tau_2 > 0$ führt hingegen beim Erreichen des Grenzspannungsniveaus zu einer Materialreaktion mit der Charakteristik eines ideal plastischen Materialverhalten.

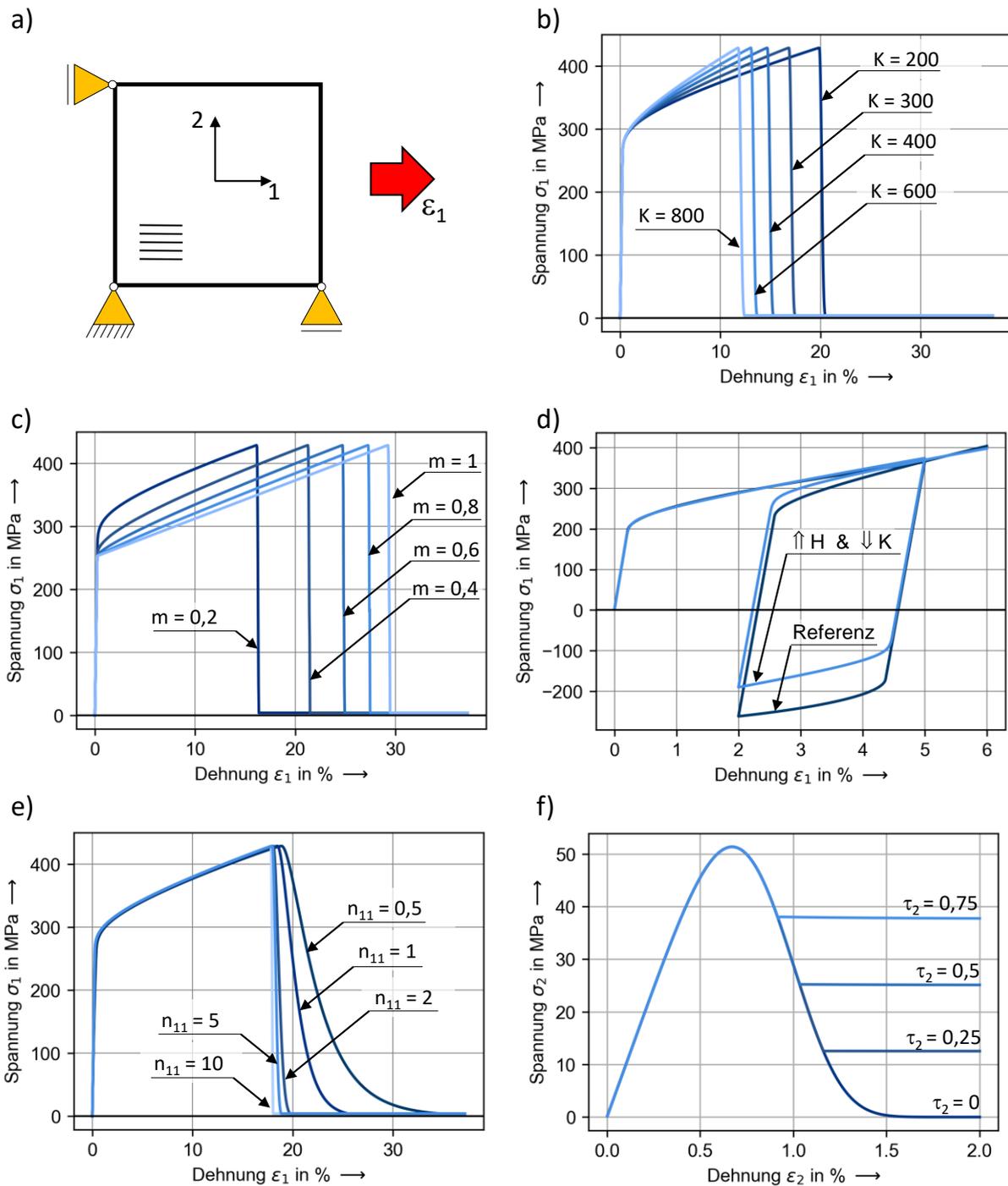


Abbildung 70: a) Randbedingungen des Berechnungsmodells der 1-Elementtests und Ergebnisse aus der Variation des b) isotropen Verfestigungsmoduls, c) Verfestigungs-Exponenten, d) kinematischen und isotropen Verfestigungsmoduls, e) Exponenten aus der Formulierung der Schadensevolution und f) Limit-Faktors für die Spannung nach dem Initialversagen.

4.4 Materialmodellparametrisierung

Um die Eignung der Modellierung von lagenseparierten hybriden SCFK mit der „laminated Shell“-Strategie zur Vorhersagefähigkeit des Werkstoffverhaltens bewerten zu können, muss zuvor eine Anpassung der jeweiligen Materialmodellparameter an das Werkstoffverhalten der Einzelkomponenten erfolgen. Als Grundlage dafür dient das experimentell ermittelte Werkstoffverhalten der CFK- und SFK-Versuchsreihen aus Kapitel 2.3. Hierbei muss beachtet werden, dass es in der experimentellen Charakterisierung des mechanischen Verhaltens zahlreiche Einflüsse gibt (z. B. Kanten- und Einspanneffekte), die eine Betrachtung eines idealerweise homogen angenommen Beanspruchungszustands stören können. Je nach Prüfmethode oder Prüfkörpergeometrie kann man streng genommen nicht davon ausgehen, dass beispielsweise das Ergebnis einer Zugprüfung an einem Coupon-Probekörper das tatsächlich Werkstoffverhalten darstellt. Um die Parameter der Materialmodelle für CFK und SFK bestmöglich an die Versuchsergebnisse anzupassen, ist es daher empfehlenswert, die Geometrie des Probekörpers und die Randbedingungen aus den Einspannungen des Probekörpers im Versuch zu berücksichtigen. Überdies beinhalten die gewählten Materialmodelle für CFK und SFK phänomenologische Beschreibungsansätze, deren Parameter nicht direkt aus den experimentellen Ergebnissen abgeleitet werden können. Eine Parameterauswahl kann damit sinnvollerweise nur durch einen Vergleich der Strukturantwort einer numerischen Berechnung mit experimentellen Ergebnissen getroffen werden. Um den damit verbunden Aufwand zu reduzieren, wird im Rahmen dieser Arbeit für die Anpassung der Materialmodellparameter ein systematischer und automatisierter Prozess unter Anwendungen von Methoden aus der Strukturoptimierung gewählt, der im Allgemeinen auch als Parameterfitting bezeichnet wird (vgl. Abbildung 71). Voraussetzung hierfür sind neben den experimentell ermittelten Werkstoffkennwerte auch die modelltheoretischen Abbildungen der entsprechenden Versuchsrandbedingungen und die jeweiligen Probengeometrien. Für die in dieser Arbeit durchgeführten numerischen Berechnungen werden folgende Modelleigenschaften gewählt:

- Die Probengeometrien werden ausschließlich mit rechteckigen vollintegrierten Shell-Elementen (LSDyna Elementtyp 16) [134] modelliert. Die Elementkantenlänge wird im Rahmen der Materialmodellparametrisierung auf 3 mm festgelegt.

- Die Freiheitsgrade, der zu den Shell-Elementen gehörenden Knoten, werden im Bereich der Festeinspannung vollständig gesperrt und im Bereich der Lasteinleitung durch eine vorgegebene Verschiebung definiert.
- Um eine mit den experimentellen Ergebnissen vergleichbare Strukturantwort bestimmen zu können, werden Kraftsensoren im Querschnitt und Wegsensoren an den Einspannbereichen der Probengeometrie modelliert.
- Die Abbildung der experimentell untersuchten Laminataufbauten erfolgt unter Anwendung der „laminated shell“-Strategie.
- Zur Abbildung des Materialverhaltens von CFK-Einzelschichten wird das für LSDyna implementierte Materialmodell *MAT_LAMINATED_COMPOSITE_FABRIC [134] in Kombination mit dem Versagenskriterium nach HASHIN [128] verwendet.
- Das Materialverhalten der SFK-Einzelschichten wird mit dem in den Kapiteln 4.1 und 4.2 beschriebenen Materialmodell abgebildet.

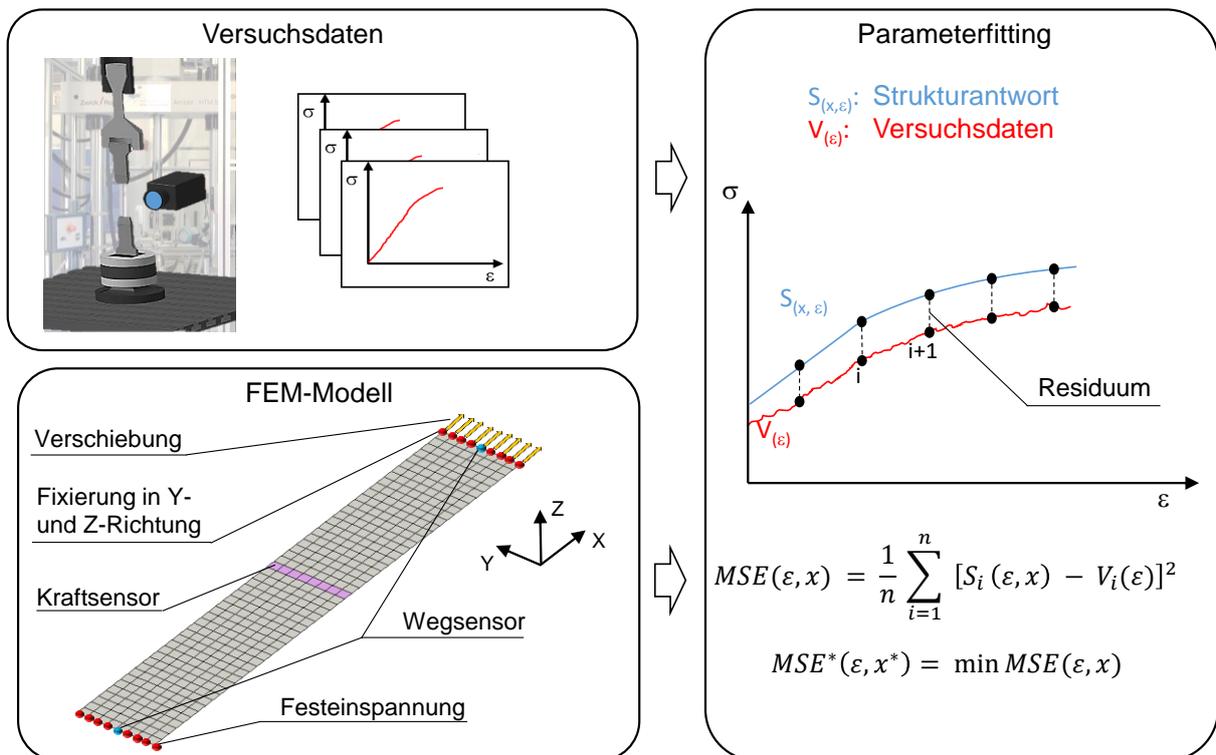


Abbildung 71: Zusammenführung von Versuchsdaten und Strukturantworten aus der numerischen Berechnung in einer Optimierungsroutine zur Parametrisierung von Materialmodellen

Im Rahmen des Parameterfittings werden entsprechende Parameter der Materialmodelle, wie beispielsweise Steifigkeiten oder Festigkeiten, als variabel deklariert und gewährleistet, dass diese Variablen über externe Schnittstellen ansteuerbar sind. Die eigentliche Anpassung der Materialmodellparameter erfolgt unter Verwendung einer mathematischen Optimierungsmethode. Hierzu werden den Variablen des Materialmodells Startwerte zugewiesen und numerische Vorhersagen der Strukturantworten ermittelt. Die Abweichungen zwischen den vorhergesagten Strukturantworten und den experimentellen Ergebnissen werden durch die Bestimmung der mittleren quadratischen Abweichung formuliert und zusammen mit den als Variable deklarierten Materialmodellparametern als Zielfunktion an den Optimierer übergeben. Unter Anwendung der Respons Surface Methode [135] erfolgt dann eine systematische Anpassung der Variablen mit dem Ziel, die mittleren quadratischen Abweichungen zwischen den Strukturantworten und den experimentellen Ergebnissen zu minimieren. Die Umsetzung des Parameterfittings wurde mit LSOpt durchgeführt. Nach erfolgter Konvergenz der Optimierung entsprechen die Variablen im Konvergenzpunkt den bestmöglich angepassten Materialmodellparametern (vgl. Abbildung 72). Der Vergleich zwischen den experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven und den Strukturantworten der numerischen Berechnungen im Konvergenzpunkt zeigt eine gute Übereinstimmung. Dies gilt ebenfalls für die nicht dargestellten Ergebnisse des Parameterfittings der Querschubversuche und der Schubversuche. Die größten nach dem Parameterfitting verbleibenden Abweichungen treten für CFK-Laminat in Faserrichtung im Bereich des Versagens auf und resultieren vor allem aus dem Wert des Schädigungsexponenten ($CFK = 46,7$). Durch eine weitere Steigerung des Schädigungsexponenten ist es möglich, die Abbildung weiter zu verbessern, allerdings führt dies auf Grund der damit verbunden hohen Schädigungsevolutionsrate zu numerischen Instabilitäten und wird hier nicht empfohlen.

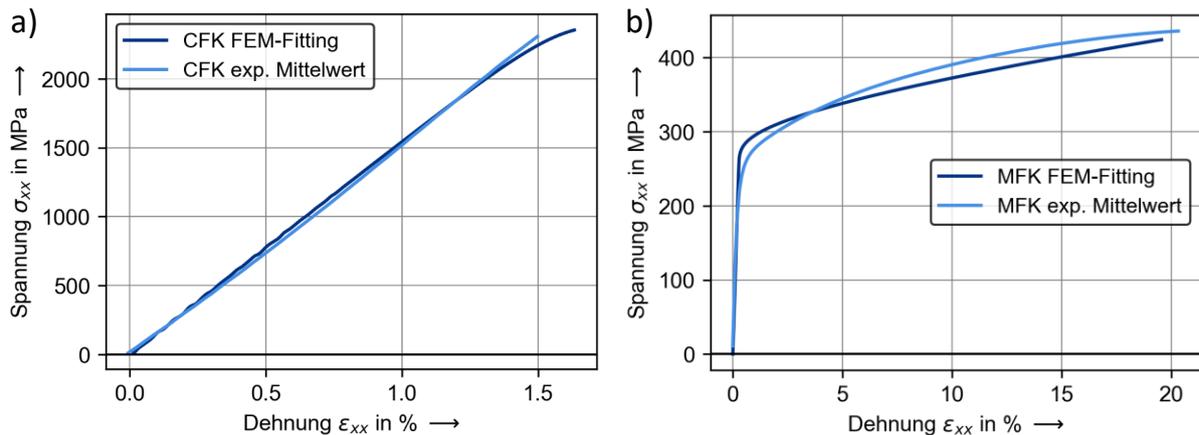


Abbildung 72: Mittelwertkurve des experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungs-Verhaltens und Strukturantworten der numerischen Berechnung im Konvergenzpunkt der Optimierung für a) unidirektionale CFK-Lamine und b) unidirektionale SFK-Lamine unter Zugbelastung in Faserrichtung

Für das Parameterfitting an SFK-Laminen in Faserrichtung treten die größten Abweichungen im Bereich der Fließgrenze auf. Eine mögliche Ursache hierfür liegt in der Formulierung des Plastizitätsmodells. Das genannte Modell ist nicht in der Lage, die Charakteristik der experimentellen Spannungs-Dehnungs-Kurven im entsprechenden Detailgrad korrekt abzubilden. Dies führt im Bereich des Übergangs vom elastischen in den plastischen Teilabschnitt zu einer leichten Überschätzung und im Bereich des Werkstoffversagens zu einer leichten Unterschätzung des Werkstoffverhaltens. Überdies bleibt festzuhalten, dass das Verfestigungsverhalten, im Speziellen die Anteile der kinematischen und der isotropen Verfestigung, mit den experimentellen Ergebnissen der SFK-Versuchsreihen nicht eindeutig definiert werden können.

4.5 Abbildung von SCFK-Hybridwerkstoffen durch die FEM

Um die Möglichkeiten und die damit verbundenen Grenzen der für SCFK gewählten Modellierung mit der „laminated Shell“-Strategie zu verdeutlichen, werden die parametrisierten Materialmodelle für CFK- und SFK-Einzelschichten (vgl. Kapitel 4.4) innerhalb der „laminated Shell“-Strategie angewendet, um das Spannungs-Dehnungs-Verhaltens zugbelasteter, unidirektional verstärkter SCFK-Lamine zu prognostizieren. Für die jeweiligen Laminatkonfigurationen wird dabei ein maximaler Faservolumenanteil von 60 % angenommen. Die jeweiligen Stahl- und Kohlenstofffaservolu-

menanteile werden über die Anzahl entsprechender Einzelschichten im Laminataufbau eingestellt. Eine Variation des Stahlfaservolumenanteils ist damit gleichbedeutend mit einer gegenläufigen Variation des Kohlenstofffaservolumenanteils. In dem in Abbildung 73a dargestellten Beispiel sind die Ergebnisse einer Variation des Stahlfaservolumenanteils an einem Berechnungsmodell mit einer Elementkantenlänge von 5 mm veranschaulicht. Bis zum Versagen der CFK-Einzelschichten bzw. dem Initialversagen tritt ein bilineares Spannungs-Dehnungs-Verhalten auf, dass aus dem Übergang der SFK-Einzelschichten von einem rein elastischen in ein elastisch-plastisches Materialverhalten resultiert. Überdies zeigen die Berechnungsmodelle mit Stahlfaservolumenanteilen $\geq 30\%$ nach dem Initialversagen ein Nachversagen. Sowohl das Spannungsniveau im Nachversagen als auch die maximal erreichte Bruchdehnung steigen hier mit dem Stahlfaservolumenanteil an. Dabei zeigt sich eine mit dem Stahlfaservolumenanteil überproportional ansteigende Bruchdehnung des MFHVWs. Dieser Effekt kann ebenfalls bei der Anwendung des in Kapitel 3 vorgestellten Berechnungsansatzes beobachtet werden und ist im Wesentlichen auf das Steifigkeitsverhältnis zwischen den intakten und den versagten Laminatbereichen zurückzuführen.

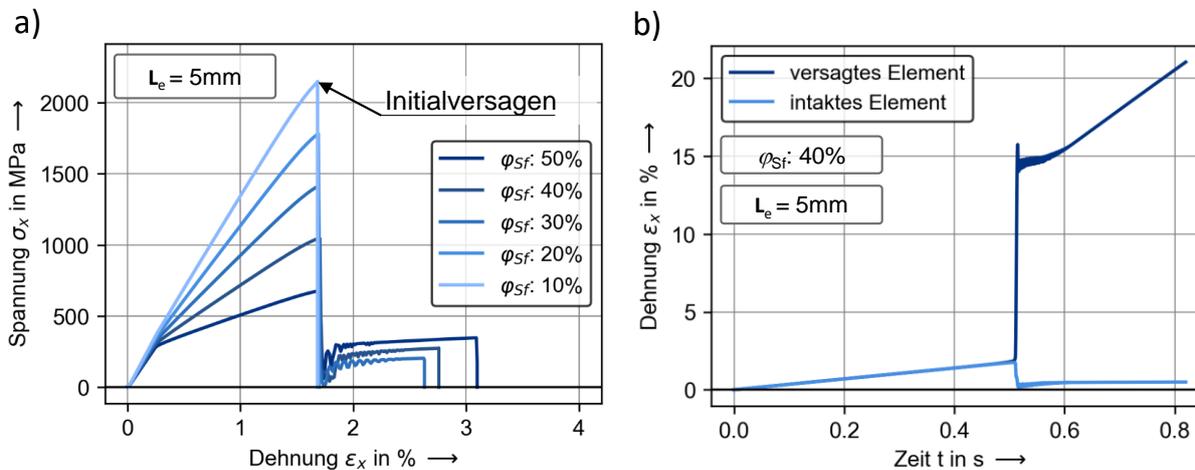


Abbildung 73: a) Variation des Stahlfaseranteils an Berechnungsmodellen mit einer Elementkantenlänge von 5mm und b) lokale Dehnung eines initial geschädigten und eines intakten Elements an einem Berechnungsmodell mit 40 % Stahlfaser und einer Elementkantenlänge von 5 mm

Das Initialversagen zeigt sich in den Berechnungsmodellen als ein lokaler Effekt innerhalb einer einzelnen Elementreihe über dem Querschnitt des Berechnungsmodells. In diesen Elementen tritt zum Zeitpunkt des Initialversagens ein sprunghafter Dehnungsanstieg auf, während die Dehnungen in den intakten Elementen sprunghaft abfallen

(vgl. Abbildung 73b). Die damit einhergehende Bewegung der Knoten der initial geschädigten Elemente stellt eine Relativverschiebung dar. Übertragen auf einen experimentellen Zugversuch kann diese Relativverschiebung mit der Bruchspaltbildung verglichen werden (vgl. Kapitel 3.1). Die Ausprägung des sprunghaften Dehnungsanstiegs hängt dabei von der Kantenlänge der initial geschädigten Elemente (vgl. Brucheinflusszone in Kapitel 3.1) und der Ausprägung der Relativverschiebung ab. Dabei gilt, je größer die Relativverschiebung bzw. je kleiner die Elementkantenlänge, desto größer ist der sprunghafte lokale Dehnungsanstieg. Die Relativverschiebung wird wiederum maßgeblich durch die Gesamtlänge der modellierten Probe und den Kraftabfall zum Zeitpunkt des Initialversagens beeinflusst. Hier gilt, je länger die modellierte Probengeometrie oder je größer der Kraftabfall, desto größer ist die Relativverschiebung (vgl. Abbildung 74a). Dies korreliert mit den Erkenntnissen aus der experimentellen Untersuchungen zur Variation der Prüfkörpergeometrie (s Kapitel 2.3.2).

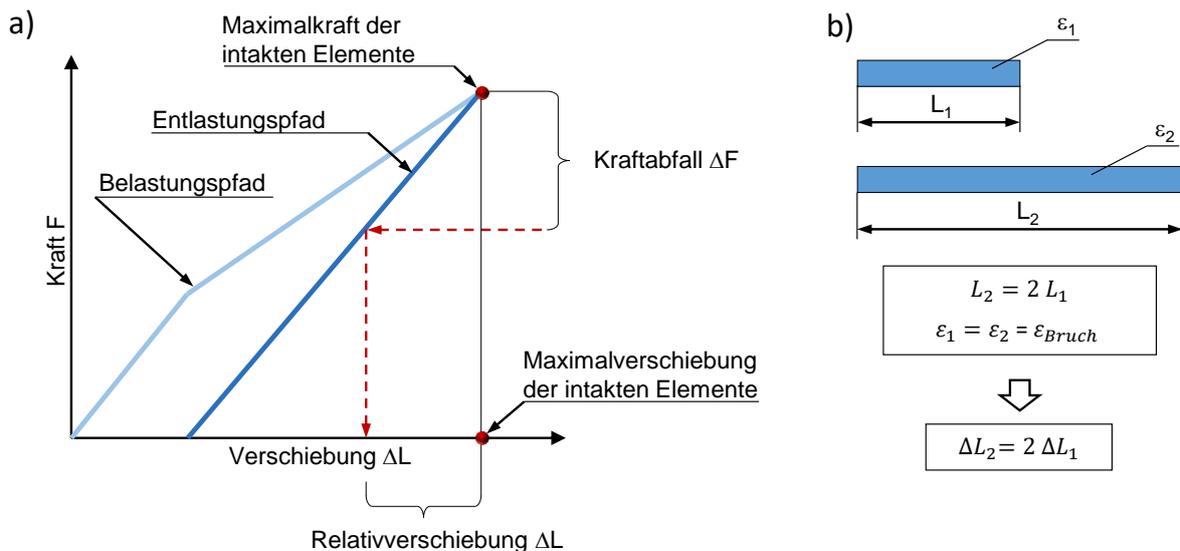


Abbildung 74: Abhängigkeit zwischen Kraftabfall und Relativverschiebung in a) sowie Abhängigkeit von Probenlänge und Relativverschiebung in b)

Der Kraftabfall resultiert aus dem Versagen der CFK-Einzelschichten und hängt in seiner Ausprägung von der Anzahl der versagenden CFK-Einzelschichten im Laminataufbau bzw. im übertragenen Sinne vom Stahlfaservolumenanteil ab. Für ein Berechnungsmodell mit einer vorgegebenen Probengeometrie und einer festgelegten Elementkantenlänge folgt daher, dass der sprunghafte Dehnungsanstieg mit steigendem Stahlfaservolumenanteil immer geringer wird (vgl. Abbildung 75a). Betrachtet man jedoch ein Berechnungsmodell mit einer vorgegebenen Probengeometrie und einem

festgelegten Stahlfaservolumenanteil, wird der sprunghafte Dehnungsanstieg mit kleiner werdenden Elementkantenlängen immer größer (vgl. Abbildung 75b). Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten nach dem Initialversagen ist damit neben dem Stahlfaservolumenanteil auch von der Elementgeometrie bzw. von der Elementkantenlänge abhängig (vgl. Abbildung 75c). Diese Abhängigkeit korreliert dabei mit dem in Kapitel 3.4 beschriebenen Einfluss der BEL auf das strukturdynamische Modell.

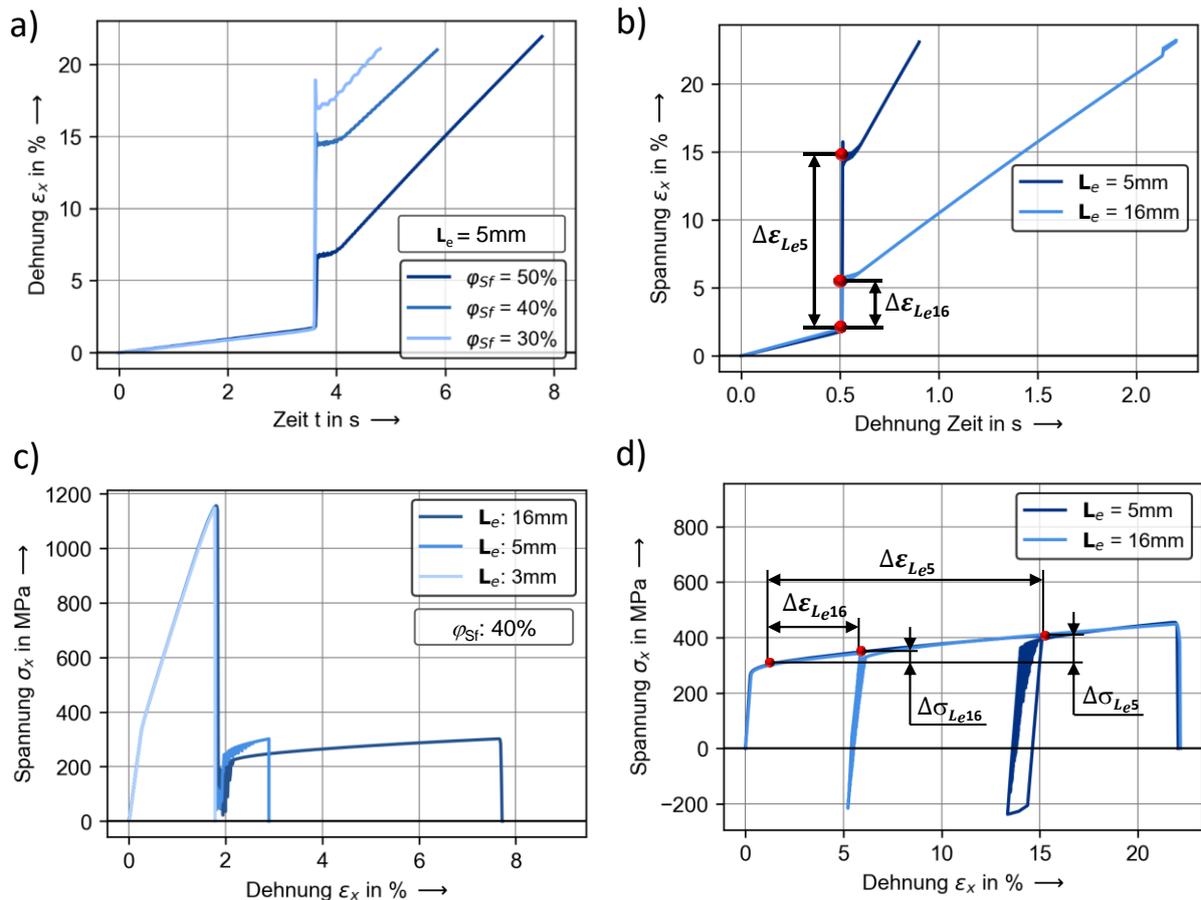


Abbildung 75: Sprunghafter Dehnungsanstieg während der initialen Schädigung für unterschiedliche Stahlfaservolumenanteile in a) und Elementkantenlängen in b) sowie Spannungs-Dehnungs-Verhalten einer Laminatkonfiguration mit 40 % Stahlfasern für eine Variation der Elementkantenlänge in c) und Spannungs-Dehnungs-Verhalten einer Stahlfaser-einzelschicht im initial geschädigten Elementen für unterschiedliche Elementkantenlängen

Generell wird der Spannungszuwachs während der plastischen Verformung einer SFK-Einzelschicht durch das Verfestigungsverhalten beeinflusst. Dies gilt auch für den sprunghaften Dehnungsanstieg während des Initialversagens. Wie zuvor dargestellt, treten bei Berechnungsmodellen mit kleinen Elementkantenlängen oder geringen

Stahlfaservolumenanteilen größere sprunghafte Dehnungsanstiege auf. Dementsprechend ist auch der Spannungszuwachs durch die Verfestigung während des Initialversagens für kleinere Elementkantenlängen bzw. für geringere Stahlfaservolumenanteile größer, als für große Elemente oder hohe Stahlfaservolumenanteile (vgl. Abbildung 75d). Überdies ist der sprunghafte Dehnungsanstieg mit einer gedämpften, translatorischen Schwingung in der Probengeometrie verbunden. Dabei gilt, je höher der sprunghafte Dehnungsanstieg, umso höher ist die erste Amplitude der Schwingung (vgl. Abbildung 75a und b). Je nach Stahlfaservolumenanteil und Elementkantenlänge kann die Ausprägung der ersten Amplitude dazu führen, dass die SFK-Einzelschichten dabei eine oder mehrere Hysteresen durchlaufen (vgl. Abbildung 75d).

Um überhaupt ein Nachversagen zu ermöglichen, muss der sprunghafte Dehnungsanstieg während der Relativverschiebung des Initialversagens von den SFK-Einzelschichten ertragen werden. Ist dies nicht der Fall, tritt das vollständige Versagen der Probe zusammen mit dem Initialversagen ein (vgl. Abbildung 75c Probe $L_e: 3mm$). Für den Fall, dass der sprunghafte Dehnungsanstieg geringer ist als die Bruchdehnung einer SFK-Einzelschicht, kann ein Nachversagen auftreten. Die Längenänderung der Probe führt im Nachversagen nichtmehr zu einer homogenen Dehnung der gesamten Probe, sondern teilt sich in Abhängigkeit des Steifigkeitsverhältnisses auf die geschädigten und intakten Elemente auf. Mit Ausnahme von SCFK-Hybridlaminat mit sehr hohen Stahlfaservolumenanteilen erfolgt die Längenänderung dabei größtenteils in den initial geschädigten Elementen (vgl. Abbildung 73b). Die im Nachversagen erreichte Bruchdehnung der gesamten Probe wird dabei im Wesentlichen durch die vorgegebene Verschiebung der Einspannung, dem nach dem Initialversagen verbleibenden Dehnungspotenzials der SFK-Einzelschichten und der Kantenlänge der initialgeschädigten Elemente bestimmt. Beispielsweise beträgt das verbleibende Dehnungspotenzial einer SFK-Einzelschicht in einem SCFK-Hybridlaminat mit einem Stahlfaservolumenanteil von 40 %, einem Modell mit einer Elementkantenlänge von 5 mm und einer Gesamtlänge von 50 mm ca. $\Delta\varepsilon_{potential} \approx 8,7\%$. Die Dehnung der gesamten Probe im Nachversagen beträgt allerdings nur $\Delta\varepsilon_{post} \approx 0,87\%$. Daraus folgt, dass die Bruchdehnung eines Hybridlaminats umso größer ist, je größer das initial geschädigte Element bzw. der initial geschädigte Bereich einer Probe oder je höher der Stahlfaservolumenanteil des entsprechenden Hybridwerkstoffs ist. Dies liegt vor allem daran,

dass der sprunghafte Dehnungsanstieg beim Initialversagen für hohe Stahlfaservolumenanteile und auch für große initiale Schädigungen nahezu verschwindet. Für hohe Stahlfaservolumenanteile resultiert dies aus dem immer kleiner werdenden Kraftabfall, der wiederum aus den versagenden CFK-Einzelschichten resultiert. Für sehr große initiale Schädigungen folgt, dass die Relativverschiebungen immer kleiner werden und im Falle einer Schädigung in der Größe der Probengeometrie vollständig verschwinden.

4.6 Validierung der FEM-Vorhersagen für SCFK-Hybridwerkstoffe

Hinsichtlich der Bewertung der in Kapitel 4.5 diskutierten numerischen Vorhersage des Materialverhaltens von SCFK werden verschiedene experimentellen Ergebnisse mit Ergebnissen entsprechender Berechnungsmodelle verglichen. Hierfür werden ausgewählte Versuchsreihen aus den in Kapitel 2.3 diskutierten Untersuchungen an unidirektionalen und multidirektionalen SCFK-Hybridlaminaten verwendet. Wenn nicht anders angegeben, werden dabei ausschließlich Laminatkonfigurationen mit außen angeordneten SFK-Einzelschichten und Probengeometrien mit einer Gesamtlänge von 50 mm verwendet. Die Kennzeichnung der Ergebnisse erfolgt anhand der für die experimentellen Untersuchungen verwendeten Nomenklatur. Wie in Kapitel 4.5 dargestellt, hat die Elementkantenlänge einen maßgeblichen Einfluss auf die numerische Vorhersage des Nachversagens. Hier wird angenommen, dass der Einfluss der Elementkantenlänge eines initial geschädigten Elements vergleichbar ist mit dem Einfluss einer in einem experimentellen Zugversuch entstehenden initialen Schädigung. Dementsprechend liegt es nahe, neben den jeweiligen Faservolumenanteilen auch die im Experiment auftretende Ausprägung der initialen Schädigung bei der Modellierung zu berücksichtigen. Dies erfolgt durch eine entsprechende Anpassung der Elementkantenlänge. In Abbildung 76 ist eine Gegenüberstellung von numerischen Vorhersagen und experimentellen Ergebnissen für unidirektionale Hybridlaminat mit hohen Stahlfaservolumenanteilen im Zugversuch parallel zur Faserrichtung dargestellt. Im Bereich vor dem Initialversagen wird eine gute Abbildung der experimentellen Ergebnisse erreicht. Kleinere Abweichungen sind hier nur im Bereich der Vorhersage des Knickpunkts im bilinearen Spannungs-Dehnungs-Verhalten zu erkennen. Im Bereich des Nachversagens prognostizieren die numerischen Vorhersagen jedoch ein abweichendes Verhalten. Die experimentellen Ergebnisse für Laminatkonfigurationen mit hohen

Stahlfaservolumenanteilen zeigen eine initiale Schädigung mit einer vergleichsweise kleinen Ausprägung. Für die Konfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 50 % beträgt diese beispielsweise nur ca. 6,3 mm. Die numerische Vorhersage mit einer entsprechend angepassten Elementkantenlänge führt hier zu einer deutlichen Unterschätzung der spezifischen Energieabsorption im Nachversagen (absorbierte Energie im experimentell bestimmten Nachversagen $E_{50\text{exp}} = 34,6 \pm 4,24 \text{ MPa}$, absorbierte Energie im numerisch vorhergesagten Nachversagen $E_{50\text{FEM}} = 7,68 \text{ MPa}$, vgl. Abbildung 76a).

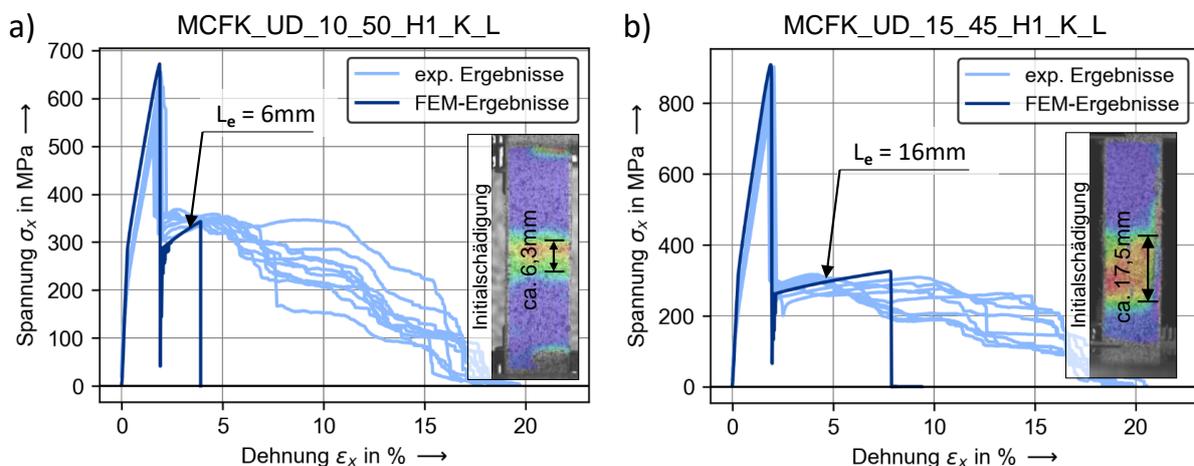


Abbildung 76: Experimentell ermitteltes und numerisch vorhergesagtes Spannungs-Dehnungs-Verhalten für Laminatkonfigurationen mit a) einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 50 % und b) einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 45 %

Für Laminatkonfigurationen mit Stahlfaservolumenanteil von ca. 45 % ist die numerische Vorhersage des Nachversagens etwas genauer ($E_{45\text{exp}} = 31,5 \pm 4,64 \text{ MPa}$, $E_{45\text{FEM}} = 12,13 \text{ MPa}$, vgl. Abbildung 76b). Der Grund hierfür liegt in der Abbildung der initialen Schädigung durch die Geometrie der initialversagenden Elemente. Während sich die im Experiment entstehende initiale Schädigung im Verlauf der weiter Belastung ausbreitet, ist die initiale Schädigung in dem numerischen Modell auf die Geometrie der initialgeschädigten Elemente begrenzt (vgl. Abbildung 77). Durch diese Begrenzung bleibt die Referenzlänge für die Dehnungen von Beginn bis zum Ende des Nachversagens unverändert. Im experimentell bestimmten Nachversagen wird der sich dehrende Bereich hingegen kontinuierlich bis zum vollständigen Versagen größer. Daraus folgt, dass das Versagen der numerischen Vorhersage deutlich früher eintritt, als das Versagen im Experiment.

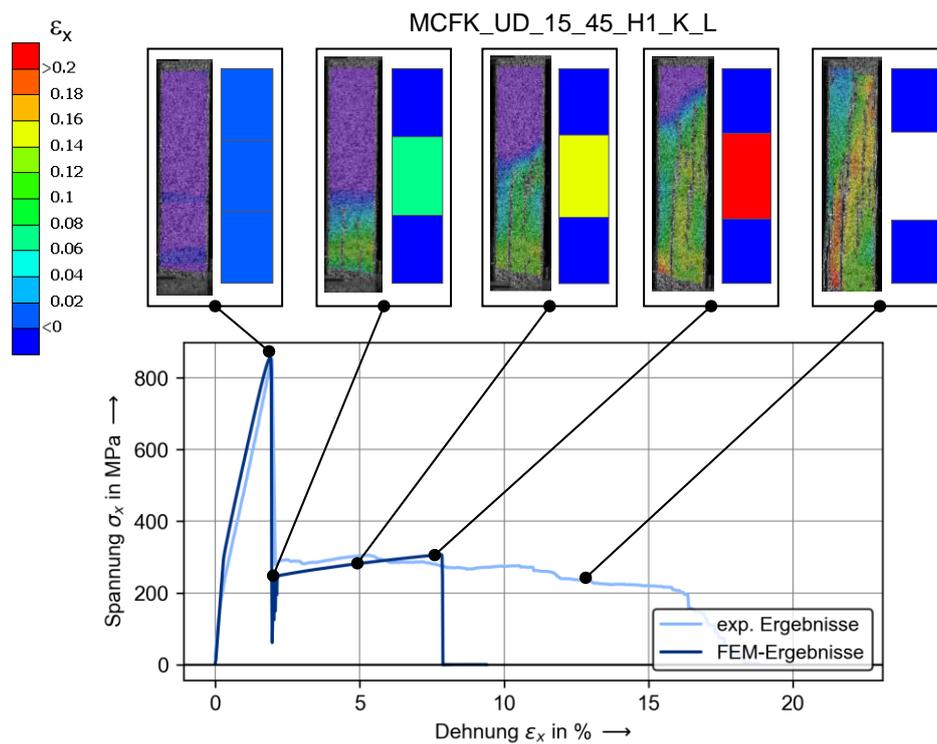


Abbildung 77: Schädigungsevolution im Experiment und Dehnung des initial geschädigten Element im Berechnungsmodell am Beispiel einer Laminatkonfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 45 %.

Dieser Hypothese folgend, wird die numerische Vorhersage des Nachversagens genauer, wenn der Einfluss der Schädigungsausbreitung im Vergleich zum Einfluss der initialen Ausprägung immer geringer wird. Dies ist beispielsweise bei Hybridlaminaten mit geringeren Stahlfaservolumenanteilen der Fall. Für diese Hybridlaminaten kann die im Experiment auftretende initiale Schädigung jedoch nicht mehr gemessen werden. Aus diesem Grund wird die Größe der initialen Schädigung mit Hilfe der in Kapitel 2.3.4 vorgestellten Hypothese auf Basis der interlaminaren Schubspannungsfestigkeit theoretisch abgeschätzt (vgl. Abbildung 78a). Die auf Basis der Hypothese ermittelte Initialschädigung für ein Laminat mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 40 % beträgt ca. 24,9 mm. Die numerische Vorhersage des Nachversagens dieser Laminatkonfiguration zeigt dabei eine sehr gute Übereinstimmung mit den Experimenten ($E_{40\text{exp}} = 25,4 \pm 3,28 \text{ MPa}$, $E_{40\text{FEM}} = 21,91 \text{ MPa}$, vgl. Abbildung 78 b).

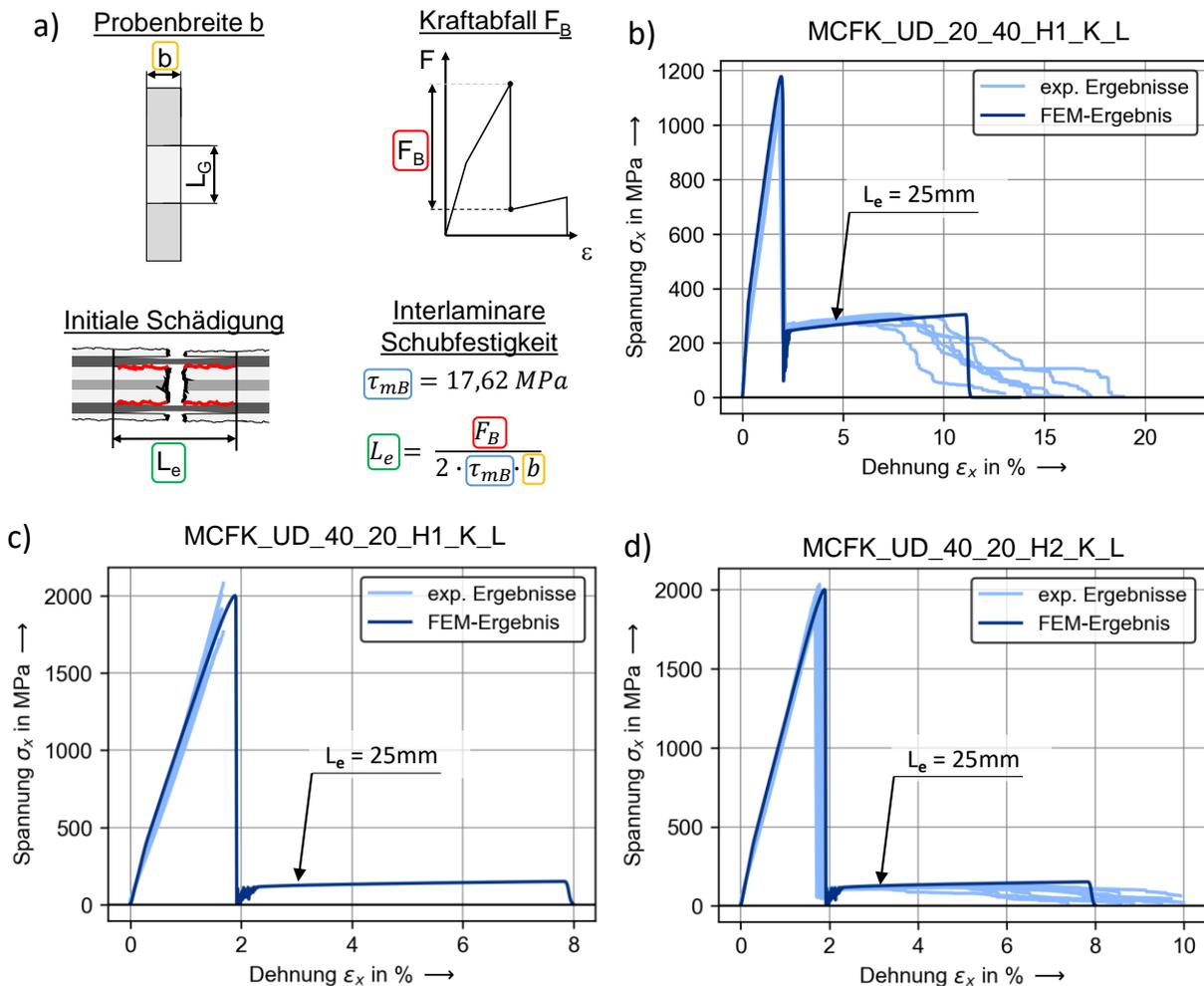


Abbildung 78: a) Hypothese zur theoretischen Abschätzung der initialen Schädigung und Gegenüberstellung des experimentell ermittelten und numerisch vorhergesagten Spannungs-Dehnungs-Verhaltens für Laminatkonfigurationen mit b) einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 40 % und einem Kohlenstofffaservolumenanteil von ca. 20 % für c) außen liegende und d) innen liegende SFK-Einzelschichten

Für Laminatkonfigurationen mit Stahlfaservolumenanteilen $\leq 20 \%$ sind die theoretisch abgeschätzten initialen Schädigungen größer als 50 mm und übersteigen damit die Gesamtlänge der untersuchten bzw. modellierten Probengeometrie. Ein Berechnungsmodell mit einer darauf angepassten Elementkantenlänge besteht damit nur aus einem Element. Da für die Abbildung des Initialversagenseffekts (sprunghafter Dehnungsanstieg in den geschädigten Elementen und sprunghafter Dehnungsabfall in den intakten Elementen, vgl. Kapitel 4.5) mindestens zwei Elemente über die Länge der Probengeometrie erforderlich sind, wird hier ein Berechnungsmodell mit einer Elementkantenlänge von 25 mm verwendet. In der numerischen Vorhersage dieser Lamine wird dabei ein ausgeprägtes Nachversagen prognostiziert. Für Laminatkonfigurationen, in

denen die SFK-Einzelschichten außen angeordnet sind, trifft diese Vorhersage nicht zu ($E_{20H1exp} = 0 \text{ MPa}$, $E_{20FEM} = 7,19 \text{ MPa}$, vgl. Abbildung 78c). Hinsichtlich der Entstehung einer initialen Schädigung im Experiment kann gezeigt werden, dass sich diese nicht nur in der Ebene, sondern auch in Dickenrichtung der Laminat ausbreitet (vgl. Sprengwirkung des CFK-Versagens in Kapitel 2.3.3). In Abhängigkeit des Stahlfaservolumenanteils, der Prüfkörpergeometrie, der Schichtreihenfolge und dem Hybridisierungsgrad wird beim Initialversagen auch ein Teil der Stahlfasern zerstört. In den Berechnungsmodellen werden jedoch ausschließlich ebene Spannungszustände betrachtet. Schädigungen in Dickenrichtung werden dabei vernachlässigt. Vor allem bei Laminatkonfigurationen mit geringem Stahlfaservolumenanteil hat die Zerstörung der Stahlfasern beim Initialversagen einen maßgeblichen Einfluss auf das Versagen. Die Vernachlässigung dieses Effektes führt zur Überschätzung des Nachversagens der Laminatkonfigurationen mit geringen Stahlfaservolumenanteilen. Ein Indiz für diese Hypothese ist die Vergleichsweise gute Vorhersage des Nachversagens der Laminatkonfigurationen mit innen liegenden SFK-Einzelschichten. ($E_{20H2exp} = 6,5 \pm 1,44 \text{ MPa}$, $E_{20FEM} = 7,19 \text{ MPa}$, vgl. Abbildung 78 d). Für diese Laminataufbauten kann angenommen werden, dass die Schädigungen der SFK-Einzelschichten in Dickenrichtung auf Grund der Freiheitsgrade beim Versagen der CFK-Einzelschichten deutlich geringer sind, als die Schädigungen in den Laminaten mit außenliegenden SFK-Einzelschichten.

Für die bisherigen Gegenüberstellungen des experimentell ermittelten und numerisch vorhergesagten Spannungs-Dehnungs-Verhaltens wurde eine Probengeometrie mit einer Länge von $L_G = 50 \text{ mm}$ verwendet. Den Erkenntnissen aus der experimentellen Charakterisierung folgend, ist die Ausprägung der initialen Schädigung nicht von der Länge der untersuchten Probengeometrie abhängig. Für die Berechnung der Vorhersagen einer Probengeometrie mit einer Länge von 150 mm kann dementsprechend die gleiche Elementkantenlänge verwendet werden. Ein diesbezüglicher Vergleich ist in Abbildung 79 am Beispiel einer Laminatkonfiguration mit einem Stahlfaservolumenanteil von ca. 40% dargestellt. Die theoretisch ermittelte Initialschädigung für diese Laminat beträgt ca. $29,9 \text{ mm}$. Die an den Probengeometrien mit einer Länge von 150 mm gemessenen Initialschädigungen liegen im Bereich zwischen $28,3 \text{ mm}$ und $34,1 \text{ mm}$. In beiden Fällen zeigt die numerische Vorhersage des Nachversagens mit einer Elementkantenlänge von 25 mm eine gute Übereinstimmung

($E_{40K_{exp}} = 25,4 \pm 3,28$ MPa, $E_{40K_{FEM}} = 21,91$ MPa und $E_{40G_{exp}} = 5,3 \pm 2,04$ MPa, $E_{40G_{FEM}} = 6,12$ MPa).

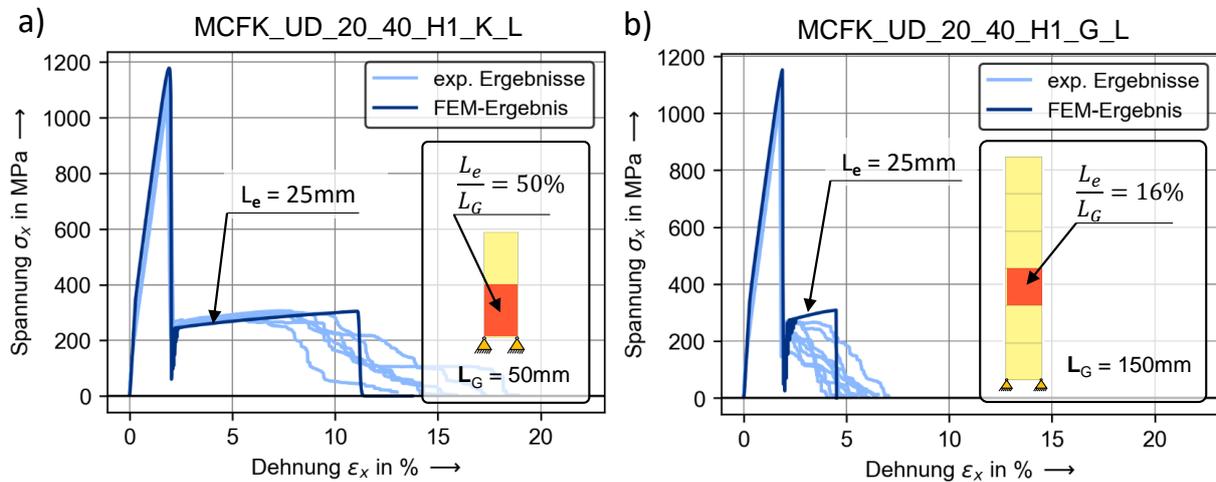


Abbildung 79: Experimentell ermitteltes und numerisch vorhergesagtes Spannungs-Dehnungs-Verhalten für eine Laminatkonfiguration mit einem ca. 40%igem Stahlfaservolumenanteil und eine Elementkantenlänge von 25 mm für eine Probenlänge von a) 50 mm und b) 150 mm

Bislang wurden Vorhersagen für das Werkstoffverhalten von unidirektionalen Hybridlaminaten unter monotonen Zugbelastungen bis zum Versagen mit Experimenten verglichen. Das dabei auftretende Nachversagen löst Effekte aus, die lokal betrachtet auch eine Entlastung des Werkstoffes beinhalten. Dies betrifft beispielsweise die mit dem Initialversagen verbundene Relativverschiebung und die damit einhergehende Schwingung (vgl. Abbildung 73b und Abbildung 75d). Damit liegt es nahe, neben dem Belastungsverhalten auch das Entlastungsverhalten der Hybridwerkstoffe zu validieren. Hierzu werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchung des Be- und Entlastungsverhaltens mit entsprechenden Ergebnissen einer numerischen Vorhersage verglichen (vgl. Abbildung 80). Hier kommt es vor allem auf die Abbildung des Verfestigungsverhalten während der plastischen Verformung der MFK-Einzelschichten an. Wie in Kapitel 4.3 dargestellt, ermöglicht das Materialmodell die Berücksichtigung von kinematischen und isotropen Verfestigungseffekten. Innerhalb der experimentellen Untersuchung treten für große Belastungsamplituden bei Laminatkonfigurationen mit hohen Stahlfaservolumenanteilen Hystereseschleifen auf. Die Vorhersage dieses Verhaltens unter Berücksichtigung einer vorwiegenden isotropen Verfestigungsformulierung kann diese Hystereseschleifen nicht abbilden (vgl. Abbildung 80a). Die durch diese Art der Belastung erzeugten Eigenspannungen im Laminat führen

zwar dazu, dass die SFK-Einzelschichten beim Entlasten des Laminats nach einer hohen Belastungsamplitude mit Druckspannungen beansprucht werden (vgl. Abbildung 80b). Diese reichen im Falle isotroper Verfestigung aber nicht aus, um die Fließgrenze im Druckbereich zu überschreiten. Zu plastischen Verformungen im Druckbereich der SFK-Einzelschichten kommt es in diesem Fall daher nicht.

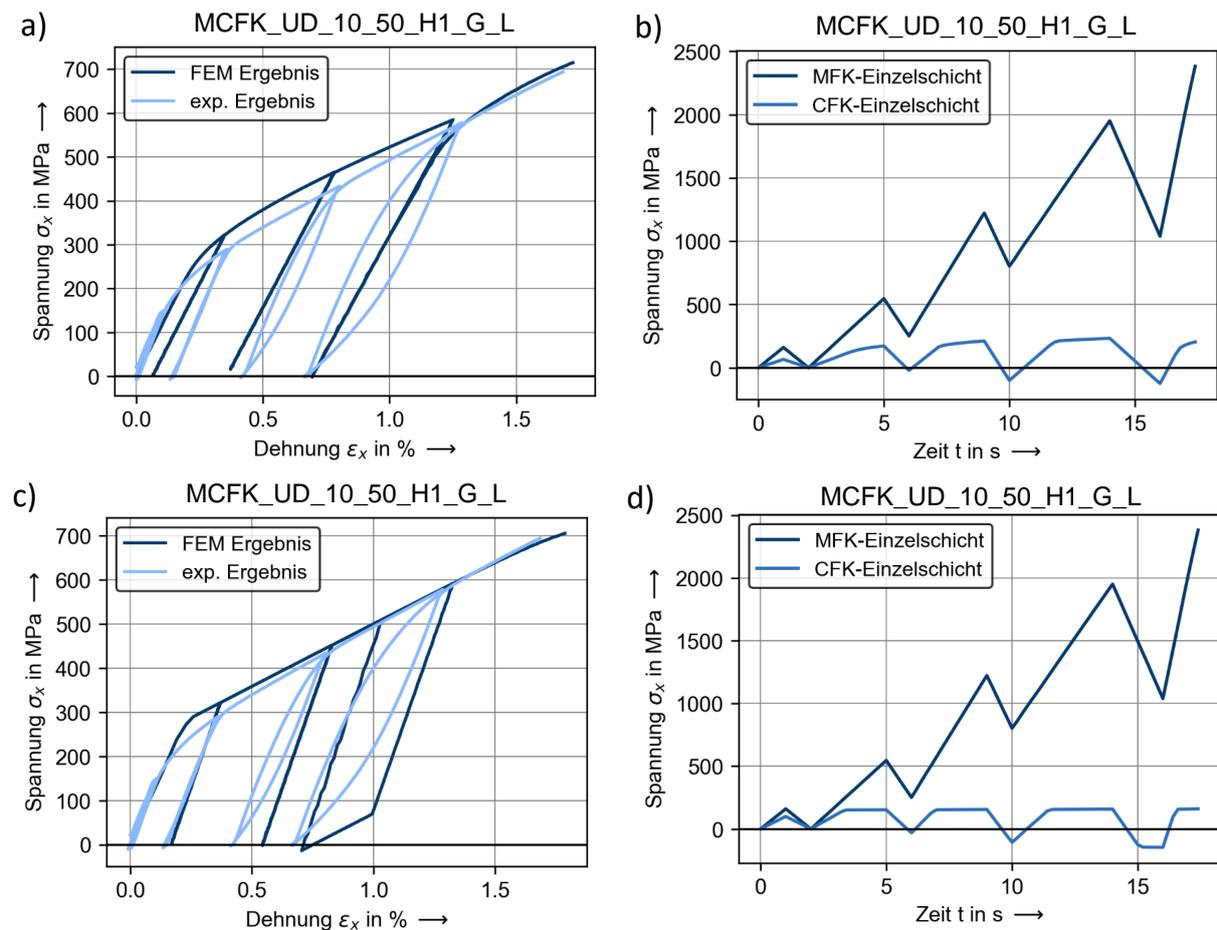


Abbildung 80: Experimentell ermitteltes und numerisch vorhergesagtes Spannungs-Dehnungs-Verhalten für 5-stufige Be- und Entlastungsversuche mit a) einer isotropen und c) einer kinematischen Verfestigungsformulierung der SFK-Einzelschichten sowie Spannungen in den CFK- und MFK-Einzelschichten während der Be- und Entlastungsversuche für b) isotrope und d) kinematische Verfestigung

Vorhersagen unter Anwendung einer kinematischen Verfestigungsformulierung zeigen hingegen, dass eine solche Hystereseschleife durchaus abgebildet werden kann (vgl. Abbildung 80c). Im Gegensatz zur isotropen Verfestigung wird die Fließgrenze im Druckbereich nach erfolgter Belastung im Falle kinematischer Verfestigung früher erreicht. In Folge reichen die Druckspannungen beim Entlasten nach hohen Belastungsamplituden aus, um die Fließgrenze im Druckbereich zu überschreiten (vgl. Abbildung

80d). Die im Druckbereich entstehenden plastischen Verformungen führen dazu, dass bei einer erneuten Belastung des Laminats eine Hystereseschleife entsteht. Prinzipiell kann die im Experiment entstehende Hystereseschleife damit durch kinematische Verfestigungseffekte erklärt werden. Tatsächlich kann die Hysterese allerdings auch durch Effekte aus dem Öffnen und Schließen von Mikrorissen sowie durch die damit verbundene Reibung erklärt werden.

Neben dem bisher betrachteten Werkstoffverhalten in Faserrichtung ist für eine Anwendung der SCFK-Modellierungsstrategie im Rahmen von Auslegungsaufgaben auch eine Betrachtung des Werkstoffverhaltens quer zur Faserrichtung und unter Schubbeanspruchungen erforderlich. Die diesbezügliche Bewertung der Vorhersagefähigkeit wird mit Hilfe der Ergebnisse aus den Zugversuchen an multidirektionalen SCFK-Laminaten durchgeführt. Dabei zeigen die numerischen Vorhersagen sowohl für die SCFK-Laminatkonfiguration als auch für die CFK-Laminatkonfiguration eine gute Übereinstimmung mit den Experimenten (vgl. Abbildung 81 a und b).

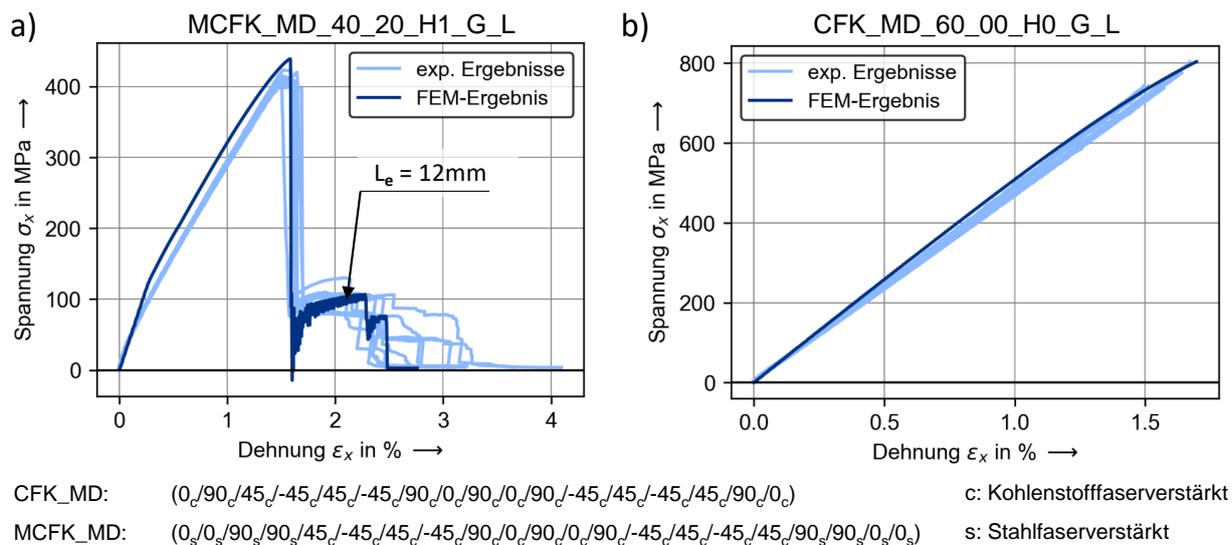


Abbildung 81: Experimentell ermitteltes und numerisch vorhergesagtes Spannungs-Dehnungs-Verhalten für multidirektionale a) MCFK- und b) CFK-Laminatkonfigurationen

Hinsichtlich des Nachversagens wurde für die SCFK-Konfiguration eine an die im Versuch auftretende initiale Schädigung (durchschnittlich 11,45 mm) angepasste Elementkantenlänge von 12 mm verwendet. In der Vorhersage des Nachversagens der SCFK-Konfiguration sind neben den in 0° orientierten SFK-Einzelschichten auch die in ±45° orientierten CFK-Einzelschichten an der Lastaufnahme nach dem Initialversagen beteiligt. Das Spannungsniveau des vorhergesagten Nachversagens passt dabei

sehr gut zum experimentell bestimmten Spannungsniveau und bestätigt damit die in Kapitel 2.3.7 dargestellte Hypothese.

4.7 Zusammenfassende Diskussion der Ergebnisse

Die Untersuchung zur Bewertung der Vorhersagefähigkeit des Werkstoffverhaltens von MFK-Hybridwerkstoffen durch die FEM wurde unter Anwendung der „laminated shell“-Strategie durchgeführt. Dabei wurde der Hybridwerkstoff SCFK als hybrider Laminataufbau, bestehend aus SFK- und CFK-Einzelschichten modelliert. Aufgrund des derzeitigen Mangels an zur Verfügung stehenden Materialmodellen für die Abbildung des Werkstoffverhalten von SFK-Einzelschichten, im Speziellen der Entstehung von irreversiblen Dehnungen durch die plastische Verformung der Stahlfasern, wurde in Zusammenarbeit mit ANDRIß [136] im Rahmen dieser Arbeit ein Materialmodell zur Beschreibung von SFK-Einzelschichten entwickelt und als benutzerdefinierte Materialroutine für die explizite Finite-Elemente-Simulation mit dem Solver LS-Dyna implementiert. Darauf aufbauend wurde ein Parameterfitting der Materialmodellparameter des neu entwickelten Materialmodells für SFK-Einzelschichten und des Materialmodells *MAT_LAMINATED_COMPOSITE_FABRIC für CFK-Einzelschichten durchgeführt. Mit diesen parametrisierten Materialmodellen erfolgte eine Parameterstudie zur Vorhersage des mechanischen Werkstoffverhaltens von SCFK und eine abschließende Bewertung der Vorhersagefähigkeit anhand einer Gegenüberstellung mit experimentellen Ergebnissen. Die daraus hervorgehenden Erkenntnisse sind im Folgenden zusammengefasst.

- Für hybride Werkstoffe, die aus spröde versagenden Einzelschichten mit niedriger Bruchdehnung und duktil versagenden metallischen Einzelschichten mit hoher Bruchdehnung bestehen, ist das Auftreten eines Initialversagens und die damit zusammenhängende Relativverschiebung ein entscheidender Wirkmechanismus im Werkstoffverhalten. Diesbezügliche Einflüsse folgen dabei aus der Zusammensetzung des Werkstoffes selbst und aus der durch das Initialversagen entstehenden Schädigung des Werkstoffes. Im Rahmen dieser Untersuchung konnte am Beispiel von SCFK gezeigt werden, dass eine Modellierung unter Anwendung der „laminated shell“-Strategie in Kombination mit dem neuentwickelten Materialmodell prinzipiell in der Lage ist, diesen Wirkmechanismus und die Einflüsse darauf abzubilden. Vor allem die mit dem Initialversagen zusammenhängenden Materialreaktionen der

SFK-Einzelschichten in Faserrichtung zeigen ein physikalisch plausibles mechanisches Verhalten und kennzeichnen dabei den durch die Entwicklung des Materialmodells erzielten Fortschritt im Bereich der Beschreibung des Werkstoffverhaltens von SCFK. Als nachteilig zu bewerten ist allerdings die aus der Modellierungsstrategie entstehende Abhängigkeit zwischen der Elementgröße und der Ausprägung des vorhergesagten Nachversagens.

- Hinsichtlich der numerischen Vorhersagen für SCFK-Hybridlaminat bleibt festzuhalten, dass das Nachversagen von Laminaten mit geringen Stahlfaservolumenanteilen überschätzt und das Nachversagen von Laminaten mit hohen Stahlfaservolumenanteilen unterschätzt wird. Der Grund für die Überschätzung des Nachversagens bei geringen Stahlfaservolumenanteilen folgt aus der Einschränkung der numerischen Vorhersagen auf ebene Spannungszustände und der damit einhergehenden Vernachlässigung von mit dem Initialversagen verbundenen Schädigungen in Dickenrichtung. Hier wird vermutet, dass diese vor allem bei Laminatkonfigurationen mit geringen Stahlfaservolumenanteilen einen großen Einfluss auf das Nachversagen haben. Zur Unterschätzung des Nachversagens bei Laminaten mit hohen Stahlfaservolumenanteilen wird vermutet, dass dieses aus der Abhängigkeit des Nachversagens von der Elementkantenlänge resultiert. In experimentellen Untersuchungen zeigt sich, dass sich Initialschädigungen in Folge andauernder Belastung im Nachversagen weiter ausbreiten. Dies tritt vor allem bei Laminatkonfigurationen mit hohen Stahlfaservolumenanteilen auf. Dieser Effekt kann innerhalb der numerischen Vorhersage durch die Begrenzung der Initialschädigung auf die geschädigten Elemente jedoch nicht abgebildet werden und wird hier als ein möglicher Grund für die Unterschätzung angeführt. Übertragen auf den allgemeinen Fall lässt sich daraus ableiten, dass eine numerische Vorhersage für einen MFK-Hybridwerkstoff immer dann zu vergleichbaren Ergebnissen führt, wenn die Ausbreitung einer initialen Schädigung während des Nachversagens im Verhältnis zu deren anfänglicher Größe vernachlässigt werden kann und wenn die beim Initialversagen auftretende Schädigung in Dickenrichtung nur einen sehr geringen Einfluss auf das Nachversagen hat. Beispiele hierfür sind die numerischen Vorhersagen für Hybridlaminat mit mittleren Stahlfaservolumenanteilen.
- Im Bereich vor dem Initialversagen zeigen die numerischen Vorhersagen des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von SCFK-Hybridlaminaten eine vergleichsweise gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Ergebnissen. Dies

gilt für die untersuchten unidirektional und mehrdirektional verstärkten Laminatkonfigurationen unter monoton ansteigenden Belastungen und auch für das Be- und Entlastungsverhalten von unidirektional verstärkten Laminaten. Bei Letzteren ist es zudem möglich, den durch das Be- und Entlasten entstehenden Eigenspannungszustand im Hybridlaminat abzubilden. Durch ein entsprechend parametrisiertes SFK-Materialmodell mit dem Schwerpunkt auf kinematische Verfestigungsmechanismen ist man damit prinzipiell in der Lage, auch die in der experimentellen Untersuchung entstehende Hysterese vorhersagen zu können.

Der Einfluss der Elementgröße auf die numerische Vorhersage im Nachversagen stellt eine Einschränkung dar. Da für eine Vorhersage des Nachversagens die Elementgröße an die geometrische Ausprägung der initialen Schädigung im Experiment angepasst werden muss, kann man ohne eine Methode zur vorherigen Bestimmung der Elementgröße innerhalb des Modellaufbaus im eigentlichen Sinn nicht mehr von einer Vorhersage sprechen. Die in Kapitel 2.3.5 vorgestellte Methode stellt zwar prinzipiell eine Möglichkeit zur theoretischen Abschätzung der Initialschädigung dar, diese basiert allerdings eher auf einer phänomenologischen Hypothese, deren Gültigkeit und Anwendungsgrenzen nicht untersucht sind. Überdies folgen aus dieser Hypothese beispielsweise für SCFK-Hybridlamine mit geringen Stahlfaservolumenanteilen sehr große vorhergesagte initiale Schädigungen bzw. sehr große Elementgrößen. Hinsichtlich der Diskretisierung komplexer geometrischer Körper kann dies zu impraktikablen Einschränkungen in der Modellierung führen. Die Ursache des Einflusses der Elementkantenlänge auf das vorhergesagte Nachversagen liegt in der modellierungsbedingten Vernachlässigung von Einflüssen interlaminarer Schädigungen. Schädigungen, wie beispielsweise Delaminationen, können unter Anwendung der „laminated shell“-Strategie nicht abgebildet werden. Eine Möglichkeit, um diesem Nachteil entgegen zu wirken, ist der sogenannte „stacked shell“-Ansatz (vgl. Kapitel 1.3). Andere Möglichkeiten ergeben sich aus der Formulierung von zusätzlichen element-übergreifenden Schädigungskriterien, wie beispielsweise einem Kriterium auf Basis der Methode zur Abschätzung der Initialschädigung über die interlaminare Schubspannungsfestigkeit (vgl. Kapitel 2.3.5). Die Implementierung solcher Schädigungskriterien oder auch die Erweiterung der Modellierungsstrategien führen zur Entkopplung der Vorhersagen des Nachversagens von der Elementgröße und stellen vielversprechende Möglichkeiten

zur Weiterführung der Forschung im Bereich der Beschreibung des mechanischen Verhaltens hybrider Werkstoffe dar.

Abgesehen von dem Einfluss der Elementkantenlänge auf die Vorhersagefähigkeit des Nachversagens lässt die vergleichsweise gute Vorhersage des mechanischen Verhaltens bis zum Initialversagen darauf schließen, dass die hier verwendete Werkstoffmodellierung auch innerhalb der Auslegung von Komponenten oder Bauteilen verwendet werden kann. Auf Grund der genannten Einschränkungen gilt dies jedoch nur dann, wenn im Rahmen der Auslegung keine speziellen Anforderungen an das Versagenverhalten bestehen. Unter diesen Einschränkungen können damit nun Beispiele, wie die von HANNEMANN [72] beschriebene Anwendung von SCFK in einem Flugzeugrumpf, gezielt mechanisch ausgelegt werden. Die hier angewandte Modellierungsstrategie ist dabei mit herkömmlichen Methoden der Strukturoptimierung für FKV kombinierbar und ermöglicht damit die Berücksichtigung von Randbedingungen und Restriktionen, die sich aus der Integration zusätzlicher Funktionen, wie beispielsweise elektromagnetischer Abschirmung oder der Blitzschutzfunktion ergeben können.

Unter der Voraussetzung der Kombination von spröde versagenden Einzelschichten geringer Bruchdehnung und duktil versagenden metallischen Einzelschichten hoher Bruchdehnung können die Erkenntnisse dieser Untersuchung nach Einschätzung des Autors dabei durchaus auch auf andere Materialkombinationen, wie beispielsweise glas- und stahlfaserverstärkte Verbundwerkstoffe übertragen werden. Entscheidend ist dabei, dass die charakteristischen Eigenschaften der jeweiligen Einzelschichten durch die dafür verwendeten Materialmodelle richtig abgebildet werden. Neben der gezielten Anpassung eines Hybridlaminats an entsprechende Anforderungen aus der Auslegung, ermöglicht dies den Vergleich verschiedener Hybridwerkstoffkombinationen untereinander sowie deren Potenzialbewertung, verglichen mit anderen Leichtbauwerkstoffen.

5 Zusammenfassung

Durch ihre vorteilhaften mechanischen Eigenschaften und durch das mit der multifunktionalen Anwendbarkeit verbundene Potenzial zur Gewichtseinsparung gewinnen Metallfaserhybridverbundwerkstoffe (MFHVW) zunehmend an Bedeutung. Um das vorteilhafte mechanische Verhalten dieser Hybridwerkstoffe im Rahmen der Bauteilkonstruktion in Betracht ziehen zu können, ist jedoch die Erforschung und Entwicklung von Methoden zur Beschreibung des Materialverhaltens notwendig. Die meisten Forschungsarbeiten zu MFHVW befassen sich mit Potenzialstudien oder Optimierungen ausgewählter Werkstoffeigenschaften von MFHVW im Kontext der Wettbewerbsfähigkeit zu anderen Leichtbauwerkstoffen, wie herkömmlichen FKV oder Aluminium. Erkenntnisse zu Wirkmechanismen im Werkstoffverhalten basieren daher größtenteils auf Untersuchungen an MFHVW mit vergleichsweise geringen Metallanteilen. Unter anderem wird der Metallanteil aber als eine entscheidende Einflussgröße auf das mechanische Verhalten von MFHVW identifiziert. MFHVW mit höheren Metallanteilen sind bisher jedoch nicht hinreichend untersucht worden. Damit sind wichtige Grundlagen für die Entwicklung von Beschreibungsansätzen nur lückenhaft vorhanden.

Aus diesem Grund konzentriert sich die vorliegende Arbeit darauf, den Kenntnisstand zu den Wirkmechanismen im Materialverhalten von MFHVW zu vervollständigen, die gewonnenen Erkenntnisse für die Entwicklung von unterschiedlichen Methoden zur Abschätzung und Beschreibung des Werkstoffverhalten von MFHVW zu nutzen und die Anwendungseignung dieser Methoden auf Basis von experimentellen Untersuchungen zu bewerten.

Im ersten Teil dieser Arbeit (Kapitel 2) wird hierzu eine umfangreiche experimentelle Charakterisierung des mechanischen Verhaltens am Beispiel von auf Laminebene hybridisiertem, stahl- und kohlenstofffaserverstärktem Epoxidharz (SCFK) vorgestellt. Dünne Epoxidharzfilme (Cycom 977-2-40), vorimprägnierte Kohlenstofffasern (Cycom 977-2-35-12KHTS-134) und quasiunidirektionale Stahlfasertextile (s. Kapitel 2.2) in einer Fertigung im Autoklaven kombinierend, werden hierfür SCFK-Laminataufbauten mit variierenden Stahlfaservolumenanteilen, unterschiedlichen Schichtreihenfolgen und unterschiedlichen Probengeometrien hergestellt, hinsichtlich der entstandenen Werkstoffmikrostruktur analysiert und anhand von Zugversuchen an Couponprobekörpern untersucht. Neben der zusammensetzungsbedingten Beeinflussbarkeit des

Spannungs-Dehnungs-Verhaltens von unidirektional verstärktem SCFK liegt ein besonderer Fokus dieser Untersuchung auf der Charakterisierung des Versagensmechanismus beim Initialversagen und dessen Auswirkungen auf das Nachversagen.

Der zweite Teil dieser Arbeit (Kapitel 3) befasst sich mit der Entwicklung einer Methode zur Vorhersage der mechanischen Eigenschaften von MFHVW und leistet damit einen wichtigen Beitrag um diese Hybridwerkstoffe im Rahmen von Eigenschaftsvergleichen bei der Werkstoffauswahl für eine Bauteilkonstruktion in Betracht ziehen zu können. Kernbestandteil dieser Entwicklung ist ein an den Versagensvorgang beim Initialversagen angelehntes Versagenskriterium, das diesbezügliche Gleichungssystem und der Berechnungsablauf zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte eines MFHVW.

Ein weiterer wichtiger Baustein um das mechanisch vorteilhafte Verhalten von MFHVW im Rahmen der Bauteilauslegung nutzbar zu machen, ist die im dritten Teil dieser Arbeit (Kapitel 4) betrachtete Beschreibung von MFHVW mit der Finite Elemente Methode (FEM). Hierzu wird die im Bereich der Modellierung von Faser-Kunststoff-Verbunden etablierte „laminated shell“-Modellierungsstrategie verwendet um auf Laminateneben hybridisierte SCFK-Laminataufbauten in der FEM abzubilden und die damit verbundene Vorhersageeignung zu bewerten. Die Modellierung erfolgt über die separate Berücksichtigung der einzelnen stahlfaserverstärkten (SFK) und kohlenstofffaserverstärkten (CFK) Einzelschichten entsprechend der Schichtreihenfolgen der Laminataufbauten. Darüber hinaus wird ein Materialmodell zur Abbildung des Materialverhaltens einer SFK-Einzelschicht sowie dessen Implementierung für den Solver LSDyna vorgestellt.

Zu den wichtigsten Erkenntnissen dieser Arbeit zählen zum einen das Wissen um die untersuchten Einflüsse auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten, das vor allem im Bereich hoher Metallanteile eine wichtige Erweiterung des derzeitigen Stands der Technik darstellt und zum andern das Wissen um die Wirkmechanismen im Materialverhalten von MFHVW. Vor allem der durch das Versagen der Kohlenstofffasern ausgelöste Wirkmechanismus beim Initialversagen ist dabei für die hier entwickelten Beschreibungsmethoden von besonderer Bedeutung. Hier kann gezeigt werden, dass der Steifigkeitsabfall beim initialversagen mit einem komplexen Lastumlagerungsprozess verbunden ist und dass das Materialverhalten nach dem Versagen der Kohlenstofffasern im Wesentlichen von den dabei entstehenden lokalen Schädigungen und dem mit dem

Versagen der Kohlenstoffasern einhergehenden Lastabfall abhängt. Ferner wird gezeigt, wie diese Schädigungen durch die Zusammensetzung des Werkstoffes, die Laminatarchitektur oder die Prüfkörpergeometrie beeinflusst werden können.

Innerhalb der Untersuchung zur schnellen Abschätzung der Materialeigenschaften von MFHVW wird dargestellt, dass das auf Basis dieser Erkenntnisse entwickelte Modell in der Lage ist, den komplexen Lastumlagerungsprozess nach dem Versagen der Kohlenstoffasern abzubilden und dabei die Einflüsse aus der Zusammensetzung des Werkstoffes, der Laminatarchitektur und der Prüfkörpergeometrie berücksichtigen kann. In Abhängigkeit des die lokale Schädigung repräsentierenden Parameters der Bruchefflusszone ist das über ein strukturdynamisches Modell des Initialversagens formulierte Versagenskriterium in der Lage vorherzusagen, ob ein MFHVW bei Zugbeanspruchung in Faserrichtung ein Nachversagen zeigt und welche Bruchdehnung bzw. Energieabsorption im Nachversagen erreicht wird. Die Vorhersageeignung ist dabei vor allem von der Abschätzung der Bruchefflusszone bzw. der geometrischen Ausprägung der Schädigung abhängig und erreicht mit dem im Rahmen dieser Arbeit vorgestellten Ansatz zur Bestimmung der Schädigungsausprägung vor allem im Bereich mittlerer Stahlfaservolumenanteile eine vergleichsweise gute Abbildung der experimentellen Ergebnisse. Das Nachversagen wird jedoch bei Laminaten mit geringen Stahlfaservolumenanteilen überschätzt und bei Laminaten mit hohen Stahlfaservolumenanteilen unterschätzt. Dennoch bleibt festzuhalten, dass das vorgestellte Modell bzw. das darin enthaltene Versagenskriterium eine vielversprechende Grundlage zur verbesserten Abschätzung der mechanischen Eigenschaften von MFHVW darstellt und damit einen wichtigen Beitrag zur Weiterentwicklung des derzeitigen Stands der Technik leistet.

In der Untersuchung zur Abbildung des Materialverhalten von MFHVW in der FEM konnte ebenfalls gezeigt werden, dass eine Modellierung unter Anwendung der „laminated shell“-Strategie in Kombination mit dem neuentwickelten Materialmodell prinzipiell in der Lage ist, den Wirkmechanismus beim Initialversagen und die Einflüsse darauf abzubilden. Vor allem die mit dem Initialversagen zusammenhängenden Materialreaktionen der SFK-Einzelschichten in Faserrichtung zeigen dabei ein physikalisch plausibles mechanisches Verhalten und kennzeichnen dabei den durch die Entwicklung des Materialmodells erzielten Fortschritt im Bereich der Beschreibung des Werkstoffverhaltens von MFHVW. Bedingt durch die gewählte Modellierungsstrategie sind

die auftretenden Schädigungen jedoch auf die gewählte Elementgröße begrenzt, so dass auch hier eine vorherige Abschätzung der zu erwartenden Schädigung erforderlich ist und darüber hinaus bei der Modellvernetzung berücksichtigt werden muss. Unter Anwendung des im Rahmen dieser Arbeit vorgestellten Ansatz zur Bestimmung der Schädigungsausprägung führt dies zu einer vergleichsweise guten Abbildung der experimentellen Ergebnisse im Bereich mittlerer Stahlfaservolumenanteile. Das Nachversagen von Laminaten mit geringen oder hohen Stahlfaservolumenanteilen wird jedoch auch hier überschätzt bzw. unterschätzt.

Sowohl für die Methode zur schnellen Abschätzung der Materialeigenschaften von MFHVW als auch für die Beschreibung von MFHVW in der FEM besteht Forschungsbedarf in der Verbesserung der Vorhersage des Nachversagens für Laminat mit hohen und geringen Metallfaseranteilen. Vielversprechende Ansätze für die Weiterentwicklung des Modells zur schnellen Abschätzung der Materialeigenschaften liegen beispielsweise in der Integration einer Formulierung für den Schädigungsfortschritt während des Nachversagens oder der zusätzlichen Berücksichtigung eines die Sprengwirkung beim Initialversagen repräsentierenden Reduktionsfaktors für den Metallfaseranteil. Hinsichtlich der Beschreibung von MFHVW in der FEM liegt das größte Verbesserungspotenzial in der Entkopplung der Schädigungsausprägung von der Elementdimension. Möglichkeiten hierzu ergeben sich beispielsweise aus einem Wechsel auf die „stacked shell“-Modellierungsstrategie oder aus der Integration der Formulierung eines zusätzlichen element-übergreifenden Schädigungskriteriums. Weitere offene Fragestellungen im Bereich des mechanischen Werkstoffverhalten von MFHVW bestehen vor allem im Hinblick auf die Entstehung und die Vorhersage von Initialschädigungen. So stehen die im Rahmen dieser Arbeit getroffenen Aussagen zur geometrischen Ausprägung der Initialschädigungen unter dem Vorbehalt der Übereinstimmung zwischen der aus den Verzerrungsinformationen ableitbaren und der tatsächlichen geometrischen Ausprägung einer Initialschädigung. Davon abgesehen besteht die generelle Fragestellung nach der Übertragbarkeit der hier erarbeiteten Erkenntnisse auf Laminataufbauten mit anderen Hybridisierungsgraden oder anderen Werkstoffen bzw. Halbzeugen.

Literaturverzeichnis

- [1] Ehrenstein, G. W.: *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften*, 2. Auflage. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2006, ISBN 978-3-446-22716-3
- [2] Friedrich, K., Breuer, U. P.: *Multifunctionality of Polymer Composites - Challenges and New Solutions*, 1. Auflage, Elsevier, 2015, ISBN 978-0-323-26434-1
- [3] Schürmann, H: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden - mit 39 Tabellen*, 2. Auflage, Berlin Springer, 2007, ISBN 978-3-540-72189-5
- [4] Mathes, V.: *Faserverbund-Kunststoffe – mehr als nur Carbon*, Industrieanzeiger Nr. 20/2012, S. 42, 2012 url: https://www.avk-tv.de/files/pressclip/avk-pc/20140723_faserverbund-kunststoffe_-_mehr_als_nur_carbon.pdf
- [5] Witten, E.; Mathes, V.; Sauer, M.; Kühnel, M.: *Composites-Marktbericht 2018 - Marktentwicklungen, Trends, Ausblicke und Herausforderungen*. AVK Marktbericht, 2018, url: https://www.avk-tv.de/files/20181115_avk_ccev_marketbericht_2018_final.pdf
- [6] Kaiser, O. S.; Krauss, O.; Seitz, H.; Kirmes, S.: *Kurzanalyse Nr. 17 - Ressourceneffizienz im Leichtbau*, VDI ZRE Publikationen, 2016, url: https://www.ressource-deutschland.de/fileadmin/user_upload/downloads/kurzanalysen/Kurzanalyse_17_Ressourceneffizienz_im_Leichtbau.pdf
- [7] Lässig, R.; Eisenhut, M.; Mathias, A.; Schulte, R. T.; Peters, F.; Kühmann, T.; Waldmann, T.; Begemann, W.: *Serienproduktion von hochfesten Faserverbundbauteilen - Perspektiven für den deutschen Maschinen- und Anlagenbau*, Studie, Roland Berger Strategy Consultants, 2012, url: https://www.industrial-production.de/upload_weka/Studie_894791.pdf
- [8] Lochot, C.; Slomianowski, D.: *A350 XWB Electrical Structure Network*. In: *Fast*, Airbus technical magazine Nr. 53, 2014, url: <https://www.airbus.com/content/dam/corporate-topics/publications/fast/FAST53.pdf>
- [9] Hannemann, B.; Backe, S.; Schmeer, S.; Balle, F.; Breuer, U. P.; Schuster, J.: *Hybridisation of CFRP by the use of continuous metal fibres (MCFRP) for damage tolerant and electrically conductive lightweight structures*. In: *Composite Structures*, Bd. 172, S. 374–382, 2017
- [10] Bergmann T.: *Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung zugbelasteter Energieabsorberkonzepte mittels experimenteller, analytischer und numerischer Methoden*, Dissertation, TU-Kaiserslautern, 2016, url: <https://kluedo.ub.uni-kl.de/frontdoor/deliver/index/docId/4711/file/Bergmann+2016++Beitrag+zur+Charakterisierung+und+Auslegung.pdf>

- [11] Netz, J.; Hannemann, B.; Schmeer, S: *Micro-leveled modeling of structural stitched FRP joints as energy absorbing rupture points*. In: *Composite Structures*, Bd. C Nr. 157, S. 131–140, 2016
- [12] Akca, E.; Gursel, A.: *A review on the matrix toughness of thermoplastic materials*. In: *Periodicals of Engineering and Natural Sciences*, Bd. 3 Nr. 2, 2015, url: <http://pen.ius.edu.ba/index.php/pen/article/download/52/69.pdf>
- [13] Baheri, R.; Marouf, B. T.; Pearson, R. A.: *Rubber-Toughened Epoxies: A Critical Review*, *Polymer Reviews*, Bd. 49 No 3, S 201-225, 2009
- [14] Unnikrishnan, K. P.; Thachil, E. T.: *Toughening of epoxy resins*. In: *Designed Monomers and Polymers* Bd. 9, Nr. 2, S. 129–152, 2006
- [15] Kim, J. K.; Mai, Y. W.: *Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites*, 1. Auflage, Elsevier, 1998, ISBN 978-0-08-053097-0
- [16] Drzal, L. T.; Madhukar, M.: *Fibre-matrix adhesion and its relationship to composite mechanical properties*. In: *Journal of Materials Science*, Bd. 28 Nr. 3, S. 569–610, 1993
- [17] Jang, J.; Yang, H.: *The effect of surface treatment on the performance improvement of carbon fiber/polybenzoxazine composites*. In: *Journal of Materials Science*, Bd. 35 Nr. 9, S. 2297–2303, 2000
- [18] Hughes, J. D. H.: *The carbon fibre/epoxy interface - A review*. In: *Composites Science and Technology*, Bd. 41 Nr. 1, S. 13–45, 1991
- [19] Silvain, J. F.; Heintz, J. M.; Veillere, A.; Constantin, L.; Lu, Y. F.: *A review of processing of Cu/C base plate composites for interfacial control and improved properties*. In: *International Journal of Extreme Manufacturing* Bd. 2 Nr. 1, S. 22 2020, url: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/2631-7990/ab61c5/pdf>
- [20] Yu, S.; Park, B. I.; Park, C.; Hong, S. M.; Han, T. H.; Koo, C. M.: *RTA-Treated Carbon Fiber/Copper Core/Shell Hybrid for Thermally Conductive Composites*. In: *ACS Applied Materials & Interfaces* Bd. 6, American Chemical Society, Nr. 10, S. 7498–7503, 2014
- [21] De Greef, N.; Gorbatikh, L.; Godara, A.; Mezzo, L.; Lomov, S. V.; Verpoest, I.: *The effect of carbon nanotubes on the damage development in carbon fiber/epoxy composites*. In: *Carbon* Bd. 49, Nr. 14, S. 4650–4664, 2011
- [22] De Greef, N.; Gorbatikh, L.; Lomov, S. V.; Verpoest, I.: *Damage development in woven carbon fiber/epoxy composites modified with carbon nanotubes under tension in the bias direction*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Bd. 42, Nr. 11, S. 1635–1644, 2011

- [23] Garg, A. C.; Mai, Y. W.: *Failure mechanisms in toughened epoxy resins - A review*. In: *Composites Science and Technology* Bd. 31 Nr. 3, S. 179–223, 1988
- [24] Kretsis, G.: *A review of the tensile, compressive, flexural and shear properties of hybrid fibre-reinforced plastics*. In: *Composites* Bd. 18, Nr. 1, S. 13–23, 1987
- [25] Sowlfs, Y.; Gorbatiikh, L.; Verpoest, I.: *Fibre hybridisation in polymer composites: A review*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Bd. 67, S. 181 – 200, 2014
- [26] Roos, E.; Maile, K.; Seidenfuß, M.: *Werkstoffkunde für Ingenieure - Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, 6. Auflage, Springer Berlin Heidelberg, 2017, ISBN 3662495317
- [27] Werkstoffdatenblatt: 1.4401, Welt Stahl, url: <https://www.weltstahl.com/werkstoff-1-4401-datenblatt-x5crnimo17-12-2-edelstahl-v4a-material/>. - abgerufen am 2021-02-05
- [28] Neitzel, M., Mitschang, P., Breuer, U. P.: *Handbuch Verbundwerkstoffe - Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*. 2.Auflage, Hanser Fachbuchverlag, 2014, ISBN 3446436960
- [29] Gomeringer, R.; Kilgus, R.; Menges, V.; Oesterle, S.; Rapp, T.; Scholer, C.; Stenzel, A.; Stephan, A.; Wieneke, F.: *Tabellenbuch Metall – mit Formelsammlung*, 48. Auflage, Europa-Lehrmittel, 2019, ISBN 978-3-8085-1728-4
- [30] Fritsche, H.; Fritsche, C.; Gradl, W.; Kolbinger, J.; Küspert, K. H.; Morgner, D.; Rudolph, U.; Schmidt, A.; Schwarze, F.: *Tabellenbuch Kunststofftechnik*, 2. Auflage, Europa-Lehrmittel, 2018, ISBN 978-3-8085-1540-2
- [31] Gu, Y.; Yu, L.; Mou, J.; Wu, D.; Zhou, P.; Xu, M.: *Mechanical properties and application analysis of spider silk bionic material*. In: *e-Polymers* Bd. 20, De Gruyter, Nr. 1, S. 443–457, 2020
- [32] Manders, P. W.; Bader, M. G.: *The strength of hybrid glass/carbon fibre composites*. In: *Journal of Materials Science* Bd. 16 Nr. 8, S. 2233–2245, 1981
- [33] Manders, P. W.; Bader, M. G.: *The strength of hybrid glass/carbon fibre composites*. In: *Journal of Materials Science* Bd. 16 Nr. 8, S. 2246–2256, 1981
- [34] Sinmazçelik, T.; Avcu, E.; Bora, M. Ö.; Çoban, O.: *A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods*. In: *Materials & Design* Bd. 32 Nr. 7, S. 3671–3685, 2011
- [35] Werkstoffdatenblatt: EN AW-7075, AMCO Metall-Service, url: https://amco-metall.de/fileadmin/downloads/Datenblaetter/Datenblatt_AMCO_7075.pdf - abgerufen am 2021-02-05

- [36] Werkstoffdatenblatt: 1.4301, HSM, url: https://www.hsm-stahl.de/fileadmin/user_upload/datenblatt/HSM_Datenblatt_1.4301.pdf - abgerufen am 2021-02-05
- [37] Vlot, A.; Gunnink, J. W.: *Fibre Metal Laminates: An Introduction*. 1. Auflage, Springer Science & Business Media, 2011, ISBN 978-94-010-0995-9
- [38] Vlot, A.: *Glare - History of the development of a new aircraft material*, 1. Auflage, Springer Science & Business Media, 2001, ISBN 978-1-4020-0124-6
- [39] Salve, A.; Kulkarni, R.; Mache, A.: *A Review: Fiber Metal Laminates (FML's) - Manufacturing, Test methods and Numerical modeling*. In: *International Journal of Engineering Technology and Sciences*, Bd.6, S. 14, 2016
- [40] Kühn, F.; Rehra, J.; May, D.; Schmeer, S.; Mitschang, P.: *Dry fiber placement of carbon/steel fiber hybrid preforms for multifunctional composites*. In: *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science* Bd. 5, Nr. 1, S. 37 - 49, 2019
- [41] Czél, G.; Wisnom, M. R.: *Demonstration of pseudo-ductility in high performance glass/epoxy composites by hybridisation with thin-ply carbon prepreg*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Bd. 52, S. 23–30, 2013
- [42] Czél, G.; Jalalvand, M.; Wisnom, M. R.; Czigány, T.: *Design and characterisation of high performance, pseudo-ductile all-carbon/epoxy unidirectional hybrid composites*. In: *Composites Part B: Engineering* Bd. 111, S. 348–356, 2017
- [43] Melro, A. R.; Camanho, P. P.; Pinho, S. T.: *Generation of random distribution of fibres in long-fibre reinforced composites*. In: *Composites Science and Technology* Bd. 68, Nr. 9, S. 2092–2102, 2008
- [44] Tang, M. M.; Bacon, R.: *Carbonization of cellulose fibers - Low temperature pyrolysis*. In: *Carbon*, Bd. 2, Nr. 3, S. 211–220, 1964
- [45] Shindo, A.: *On the carbonization of polyacrylonitrile fiber*. In: *Carbon*, Bd. 1, Nr. 3, S. 391–392, 1964
- [46] Abeele, F.: *Impact Damage Models for Steel Fibre Reinforced Composite Materials*, Dissertation, Universität Gent, 2006
- [47] Backe, S.; Balle, F.; Hannemann, B.; Schmeer, S.; Breuer, U. P.: *Fatigue properties of multifunctional metal- and carbon-fiber-reinforced polymers and intrinsic capabilities for damage monitoring*. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Bd. 42, Nr. 1, S. 143 - 151, 2019

- [48] Breuer, U. P.; Hannemann, B.; Schmeer, S.; Balle, F.; Backe, S.: *Metal and carbon – The development of a new multifunctional material for primary structures*. In: *Deutscher Luft- und Raumfahrtkongress 2016 (DLRK)*, Brunswick (Germany), 2016
- [49] Hannemann, B.; Backe, S.; Schmeer, S.; Balle, F.; Breuer, U. P.: *New multifunctional hybrid polymer composites reinforced by carbon and steel fibers*. In: *20th International Conference on Composite Materials (ICCM)*. Copenhagen (Denmark), 2015
- [50] Hasselbruch, H; Von Hehl, A.; Zoch, H. W.: *Properties and failure behavior of hybrid wire mesh/carbon fiber reinforced thermoplastic composites under quasi-static tensile load*. In: *Materials & Design* Bd. 66, 2014
- [51] Lehmann, B.; Selvarayan, S. K.; Ghomeshi, R.; Gresser, G. T.: *Carbon Fiber Reinforced Composite – Toughness and Structural Integrity Enhancement by Integrating Surface Modified Steel Fibers*. *Materials Science Forum*, 825–826, 425–432, 2015
- [52] McBride, A.: *Mechanical Behavior of Hybrid Glass/Steel Reinforced Epoxy Composites*. Masterarbeit, University of Connecticut, 2016
- [53] Meichsner, M. A.; Voll, N.; Maier, M.: *Experimentelle und numerische Untersuchung des Deformations- und Bruchverhaltens von edelstahltextilverstärkten Kunststoffen und LFT-Werkstoffen*. In: *Zeitschrift Kunststofftechnik*, 2008, url: <https://www.kunststoffe.de/a/fachartikel/experimentelle-und-numerische-untersuchu-254504>
- [54] O'Brien, C.; McBride, A.; E. Zaghi, A; Burke, K.; Hill, A.: *Mechanical Behavior of Stainless Steel Fiber-Reinforced Composites Exposed to Accelerated Corrosion*. In: *Materials*, Bd. 10, S. 772, 2017
- [55] Rao, S.; Daniel, I. M.; Gdoutos, E. E.: *Mechanical Properties and Failure Behavior of Cord/Rubber Composites*. In: *Applied Composite Materials* Bd. 11 Nr. 6, S. 353–375, 2004
- [56] Schmeer, S.; Steeg, M.; Maier, M.; Mitschang, P.: *Metal Fibre Reinforced Composite - Potentialities and Tasks*. In: *Advanced Composites Letters*, Bd. 18, Nr. 2, S. 45 - 52, 2009
- [57] Swolfs, Y.; De Cuyper, P.; Callens, M. G.; Verpoest, I.; Gorbatikh, L.: *Hybridisation of two ductile materials – Steel fibre and self-reinforced polypropylene composites*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Bd. 100, S. 48–54, 2017

- [58] Truong, G.T.; Choi, K. K.: *Tensile behavior of hybrid composites of carbon fibers—steel wire mesh reinforced polymer*. In: *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, Bd. 28 Nr. 2, S. 154-166, 2021
- [59] Vanclooster, K.; Barburski, M.; Lomov, S. V.; Verpoest, I.; Deridder, F.; Lanckmans, F.: *Experimental Characterization of Steel Fibre Knitted Fabrics Deformability*. In: *Experimental Techniques* Bd. 39, Nr. 2, S. 16–22, 2015
- [60] Produktbroschüre: *TitanWeave™ - A revolution in lightweight, penetration resistant composites*, Qinetiq, url: <https://www.qinetiq.com/en/what-we-do/services-and-products/aircraft-impact-protection-material>. - abgerufen am 2021-02-04
- [61] Arun Prakash, V. R.; Julyes Jaisingh, S.: *Mechanical strength behaviour of silane treated E-glass fibre, Al-6061 and SS-304 wire mesh reinforced epoxy resin Hybrid composites*. In: *Defence Technology*, 2018, ISSN 2214-9147
- [62] Håkansson, E.: *Galvanic Corrosion of Aluminum/Carbon Composite Systems*, Dissertation, University of Denver, 2016
- [63] Lide, D. R.: *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, 85. Auflage, CRC Press, 2004. ISBN 978-0-8493-0485-9
- [64] Hupfeid, J.: *Elektrochemische Grundlagen der Korrosion*. In: *Zeitschrift für Schadenverhütung und Schadenforschung der öffentlich-rechtlichen Versicherer*, Bd. 85 Nr. 4, S 61 - 68, 1985
- [65] Donald, I. W.: *Production, properties and applications of micro wire and related products*. In: *Journal of Materials Science*, Bd. 22, S 2661 – 2679, 1987 url: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF01086455>
- [66] Dietrich, J.: *Drahtziehen*. In: *Praxis der Umformtechnik Umform- und Zerteilverfahren, Werkzeuge, Maschinen* 12 Auflage, Springer Fachmedien Wiesbaden 2018, ISBN: 978-3-658-19529-8
- [67] De Bondt, S.; Decrop, J.: *Bundle drawn stainless steel fibers*, Patent Nr. WO2003010353A1, 2003.
- [68] Taylor, G. F.: *A Method of Drawing Metallic Filaments and a Discussion of their Properties and Uses*. In: *Physical Review* Bd. 23, American Physical Society, Nr. 5, S. 655–660, 1924
- [69] Schmeer, S.; Grieser, T.; Rehra, J.; Kühn, F.: *Funktionale Textilien Und REproduzierbare Prozesse „FUTURE“* In: *NanoMatTextil: Technische Textilien für innovative Anwendungen und Produkte*, Abschlussbericht des BMBF-Projektes, Institut für Verbundwerkstoffe, Technische Universität Kaiserslautern, 2018

- [70] O'Brien, C.; E. Zaghi, A.: *Mechanical Characteristics of Hybrid Composites with $\pm 45^\circ$ Glass and $0^\circ/90^\circ$ Stainless Steel Fibers*. In: *Materials* Bd. 11, S. 1355, 2018
- [71] O'Brien, C.; McBride, A.; E. Zaghi, A.; Burke, K.; Hill, A.: *Mechanical Behavior of Stainless Steel Fiber-Reinforced Composites Exposed to Accelerated Corrosion*. In: *Materials* Bd. 10, S. 772, 2017
- [72] Hannemann, B.: *Multifunctional metal-carbon-fibre composites for damage tolerant and electrically conductive lightweight structures*, Dissertation, TU-Kaiserslautern, 2017
- [73] Mosleh, Y.; Clemens, D.; Gorbatiikh, L.; Verpoest, I.; van Vuure, A. W.: *Penetration impact resistance of novel tough steel fibre-reinforced polymer composites*. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites* Bd. 34, Nr. 8, S. 624–635, 2015
- [74] Ahmed, T.: *Hybrid Composite Structures: Multifunctionality through Metal Fibres- An exploratory investigation*, Dissertation, TU Delft (2009)
- [75] Hübner, M.; Nissle, S.; Gurka, M.; Breuer, U. P.: *Fiber-reinforced polymers with integrated shape memory alloy actuation: an innovative actuation method for aerodynamic applications*. In: *CEAS Aeronautical Journal* Bd. 7, 2016
- [76] Gurka, M.; Nissle, S.; Hübner, M.; Kaiser, M.: *Active Vortex Generator Deployed on Demand by Active Hybrid Composites From Shape Memory Alloys and Fiber Reinforced Polymers*. In: *Emerging Technologies*, S. V001T08A001, 2017
- [77] Nissle, S.; Gurka, M.: *Characterization of the load transfer between fiber reinforced composites and shape memory alloys for active hybrid structures*. In: *18th European Conference on Composite Materials (ECCM)*, Athens, 2018
- [78] Hannemann, B.; Backe, S.; Schmeer, S.; Balle, F.; Breuer, U. P.: *Improved mechanical and electrical properties of CFRP multiaxial laminates by embedded metal fibers*. In: *17th European Conference on Composite Materials (ECCM)*, Munich (Germany), 2016
- [79] Sowlfs, Y.; Gorbatiikh, L.; Verpoest, I.: *Fibre hybridisation in polymer composites: A review*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Bd. 67, S. 181 – 200, 2014
- [80] Aveston, J.; Kelly, A.: *Theory of multiple fracture of fibrous composites*. In: *Journal of Materials Science* Bd. 8, Nr. 3, S. 352–362, 1973
- [81] Bunsell, A. R.; Harris, B.: *Hybrid carbon and glass fibre composites*. In: *Composites* Bd. 5, Nr. 4, S. 157–164, 1974

- [82] Zweben, C.: *Tensile strength of hybrid composites*. In: *Journal of Materials Science* Bd. 12, Nr. 7, S. 1325–1337, 1977
- [83] Gross, D.; Seelig, T.: *Bruchmechanik: mit einer Einführung in die Mikromechanik*, 4. Auflage, Berlin : Springer, 2007, ISBN 978-3-540-37113-7
- [84] Jalalvand, M.; Czél, G.; Wisnom, M. R.: *Damage analysis of pseudo-ductile thin-ply UD hybrid composites – A new analytical method*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Bd. 69, S. 83–93, 2015
- [85] Jalalvand, M.; Czél, G.; Wisnom, M. R.: *Parametric study of failure mechanisms and optimal configurations of pseudo-ductile thin-ply UD hybrid composites*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Bd. 74, S. 123–131, 2015
- [86] Jalalvand, M.; Czél, G.; Wisnom, M. R.: *Numerical modelling of the damage modes in UD thin carbon/glass hybrid laminates*. In: *Composites Science and Technology* Bd. 94, S. 39–47, 2014
- [87] Swolfs, Y.; McMeeking, R. M.; Verpoest, I.; Gorbatiikh, L.: *The effect of fibre dispersion on initial failure strain and cluster development in unidirectional carbon/glass hybrid composites*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Bd. 69, S. 279–287, 2015
- [88] Sabuncuoglu, B.; Orlova, S.; Gorbatiikh, L.; Lomov, S. V.; Verpoest, I.: *Micro-scale finite element analysis of stress concentrations in steel fiber composites under transverse loading*. In: *Journal of Composite Materials* Bd. 49, Nr. 9, S. 1057–1069, 2015
- [89] Utzig, L.; Karch, C.; Rehra, J.; Hannemann, B.; Schmeer, S.: *Modelling and simulation of effective strength of hybrid polymer composites reinforced by carbon and steel fibres*. In: *Journal of Materials Science* Bd. 53, S. 667–677, 2017
- [90] Bauer, C.; Hannemann, B.; Glatt, E.; Schmeer, S.: *Micromechanical simulation of a multifunctional hybrid composite with continuous steel and carbon fiber reinforcement*. In: *17th Automotive Composites Conference and Exhibition (ACCE)*, Detroit (USA), 2017
- [91] Voll, N.: *Experimentelle Untersuchung, Simulation und Materialmodellierung von edelstahlverstärkten Langfaserthermoplasten*, Dissertation, TU-Kaiserslautern, 2010
- [92] Ikbal, M. H.; Ahmed, A.; Qingtao, W.; Shuai, Z.; Wei, L.: *Hybrid composites made of unidirectional T600S carbon and E-glass fabrics under quasi-static loading*. In: *Journal of Industrial Textiles* Bd. 46, SAGE Publications Ltd STM, Nr. 7, S. 1511–1535, 2017

- [93] Matthews, F. L.; Davies, G. A. O.; Hitchings, D.; Soutis, C.: *Finite Element Modelling of Composite Materials and Structures*, In: *Woodhead Publishing Series: Elsevier*, 2000. ISBN 978-1-85573-892-8
- [94] Kaddour, A. S.; Hinton, M. J.: *Benchmarking of triaxial failure criteria for composite laminates: Comparison between models of 'Part (A)' of 'WWFE-II'*. In: *Journal of Composite Materials*, Bd. 46, Nr. 19–20, S. 2595–2634, 2012
- [95] Kaddour, A. S.; Hinton, M. J.: *Maturity of 3D failure criteria for fibre-reinforced composites: Comparison between theories and experiments: Part B of WWFE-II*. In: *Journal of Composite Materials* Bd. 47, Nr. 6–7, S. 925–966, 2013
- [96] Soden, P. D.; Kaddour, A. S.; Hinton, M. J.: *Recommendations for designers and researchers resulting from the world-wide failure exercise*. In: *Composites Science and Technology, Failure criteria in fibre reinforced polymer composites Part C: Additional theories conclusions and recommendations*, Bd. 64, Nr. 3–4, S. 589–604, (2004)
- [97] Tabiei, A.; Aminjikai, S. B.: *A strain-rate dependent micro-mechanical model with progressive post-failure behavior for predicting impact response of unidirectional composite laminates*. In: *Composite Structures* Bd. 88, Nr. 1, S. 65–82, 2009
- [98] Allen, D. H.; Jones, R. H.; Boyd, J. G.: *Micromechanical analysis of a continuous fiber metal matrix composite including the effects of matrix viscoplasticity and evolving damage*. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* Bd. 42 Nr. 3, S. 505–529, 1994
- [99] Goldberg, R. K.; Stouffer, D. C.: *Strain Rate Dependent Analysis of a Polymer Matrix Composite Utilizing a Micromechanics Approach*. In: *Journal of Composite Materials*, Bd. 36, Nr. 7, S 773 – 793, 2002
- [100] Gates, T. S.; Sun, C. T.: *Elastic/Viscoplastic Constitutive Model for Fiber Reinforced Thermoplastic Composites*. In: *AIAA Journal* Bd. 29, S. 457–463, 1991
- [101] Thirupukuzhi, S. V.; Sun, C. T.: *Models for the strain-rate-dependent behavior of polymer composites*. In: *Composites Science and Technology* Bd. 61, Nr. 1, S. 1–12, 2001
- [102] Yu, T. H.: *Continuum Damage Mechanics Models and Their Applications to Composite Components of Aero-Engines*, Dissertation, University of Nottingham (UK), 2016
- [103] Donadon, M. V.; de Almeida, S. F. M.; Arbelo, M. A.; de Faria, A. R.: *A Three-Dimensional Ply Failure Model for Composite Structures*. In: *International Journal of Aerospace Engineering*, Bd. 2009, Article ID 486063, S. 22 2009

- [104] Matzenmiller, A.; Lubliner, J.; Taylor, R. L.: *A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites*. In: *Mechanics of Materials* Bd. 20, Nr. 2, S. 125–152, 1995
- [105] Gerberich, W. W.: *Fracture mechanics of a composite with ductile fibers*. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Bd. 19, Nr. 2, S. 71–87, 1971
- [106] Chen, Y.; Zhao, Y.; Ai, S.; He, C.; Tao, Y.; Yang, Y.; Fang, D.: *A constitutive model for elastoplastic-damage coupling effect of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Bd. 130, S. 105736, 2020
- [107] Ge, J.; He, C.; Liang, J.; Chen, Y.; Fang, D.: *A coupled elastic-plastic damage model for the mechanical behavior of three-dimensional (3D) braided composites*. In: *Composites Science and Technology* Bd. 157, S. 86–98, 2018
- [108] Johnson, A. F.; Pickett, A. K.; Rozycki, P.: *Computational methods for predicting impact damage in composite structures*. In: *Composites Science and Technology* Bd. 61, Nr. 15, S. 2183–2192, 2001
- [109] Ren, R.; Le, G.; Zhong, J.; Ma, D.; He, Q.: *Numerical research on elasto-plastic behaviors of fiber-reinforced polymer based composite laminates*. In: *Composite Structures* Bd. 207, S. 364–372, 2019
- [110] CHEN, J-F.; MOROZOV, E. V.: *A consistency elasto-viscoplastic damage model for progressive failure analysis of composite laminates subjected to various strain rate loadings*. In: *Composite Structures* Bd. 148, S. 224–235, 2016
- [111] Ladeveze, P.; LeDantec, E.: *Damage modelling of the elementary ply for laminated composites*. In: *Composites Science and Technology* Bd. 43, Nr. 3, S. 257–267, 1992
- [112] Puck, A.; Schürmann, H.: *Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models*. In: *Composites Science and Technology* Bd. 62, Nr. 12–13, S. 1633–1662, 2002
- [113] Deuschle, H. M.; Puck, A.: *Application of the Puck failure theory for fibre-reinforced composites under three-dimensional stress: Comparison with experimental results*. In: *Journal of Composite Materials* Bd. 47, Nr. 6–7, S. 827–846 2013
- [114] Callens, M. G.: *Development of Ductile Stainless Steel Fibre Composites*, Dissertation, KU Leuven (Belgium), 2014

- [115] Produktdatenblatt: FAVIMAT, Text techno, url: <https://www.texttechno.com/wp-content/uploads/2015/11/FAVIMAT-FAVIGRAPH.pdf> - abgerufen am 2021-02-04
- [116] Illingworth, J.; Kittler, J.: *The Adaptive Hough Transform*. In: *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence* Bd. PAMI-9, Nr. 5, S. 690–698, 1987
- [117] El-Magd, E.: *Mechanical properties at high strain rates*. In: *Journal de Physique IV Proceedings* Bd. 04, EDP Sciences, Nr. C8, S. C8-149-C8-170, 1994
- [118] Abouridouane, M.: *Bruchverhalten von Leichtmetallen unter Impact-Beanspruchung*, Dissertation, RWTH Aachen, 2005
- [119] Habenicht, G.: *Kleben der Kunststoffe und weiterer nichtmetallischer Werkstoffe*. In: *Kleben: Grundlagen, Technologien, Anwendungen*, 6. Auflage, Springer Berlin Heidelberg, S. 645–737, 2009 ISBN 978-3-540-85266-7
- [120] Alderliesten, R. C.: *Fatigue and Fracture of Fibre Metal Laminates*, 1. Auflage, Springer International Publishing, 2017
- [121] Klusemann, B.; Böhm, H. J.; Svendsen, B.: *Homogenization methods for multi-phase elastic composites: Comparisons and benchmarks*, In: *European Journal of Mechanics - A/Solids* Bd. 34, S. 21 – 37, 2012
- [122] Rehra, J.; Hannemann, B.; Schmeer, S.; Hausmann, J.; Breuer, U. P.: *Approach for an Analytical Description of the Failure Evolution of Continuous Steel and Carbon Fiber Hybrid Composites*. In: *Advanced Engineering Materials* Bd. 21, Nr. 6, S. 1800565, 2019
- [123] Belytschko, T.; Hughes, T. J. R.: *Computational methods for transient analysis, Computational methods in mechanics*, Amsterdam, New York, Elsevier Science Pub. Co, 1983 ISBN 978-0-444-86479-6
- [124] Xiao, X.: *A Coupled Damage-plasticity Model for Energy Absorption in Composite*. In: *International Journal of Damage Mechanics* Bd. 19, SAGE Publications Ltd STM, Nr. 6, S. 727–751, 2010
- [125] Weber, T.: *Nichtlineare Analyse von Faser-Kunststoff-Verbunden: Grundlagen, Methoden und Auswirkungen auf den Konstruktionsprozess, Schriftenreihe Konstruktiver Leichtbau mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. Dissertation, Tu-Darmstadt, 2009, ISBN 978-3-8322-8527-2
- [126] Karush, W.: *Minima of functions of several variables with inequalities as side constraints*, Dissertation, University of Chicago, 1939

- [127] Kuhn, H. W.; Tucker, A. W.: *Nonlinear Programming*. In: *Proceedings of the Second Berkeley Symposium on Mathematical Statistics and Probability*, University of California Press, Berkeley, California, 1950
- [128] Hashin, Z.: *Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites*. In: *Journal of Applied Mechanics*, Bd. 47, Nr. 2, S. 329–334, 1980
- [129] Ramberg, W.; Osgood, W. R.: *Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters*. In: *NACA Technical Notes*, United States. National Advisory Committee for Aeronautics, 1943
- [130] Kojic, M.; Bathe, K. J.: *Inelastic Analysis of Solids and Structures, Computational Fluid and Solid Mechanics*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005 ISBN 978-3-540-22793-9
- [131] Ziegler, H.: *A modification of Prager's hardening rule*. In: *Quarterly of Applied Mathematics*, Bd. 17, Nr. 1, S. 55–65, 1959
- [132] Schweizerhof, K.; Weimar, K.; Münz, Th.; Rottner, Th.: *Crashworthiness analysis with enhanced composite material models in LS-DYNA- Merits and Limits*. In: 'LS-DYNA World Conference, 1998, Detroit, Michigan, USA, url: http://www.dynasupport.com/howtos/material/composite-models/composite_paper.pdf. - abgerufen am 2020-12-10
- [133] Galántai, A.: *The theory of Newton's method*. In: *Journal of Computational and Applied Mathematics, Numerical Analysis 2000. Vol. 4: Optimization and Non-linear Equations*. Bd. 124, Nr. 1, S. 25–44, 2000
- [134] O. Hallquist, J.: LS-DYNA Theory Manual - 2006, S. 680
- [135] Box, G. E. P.; Wilson, K. B.: *On the Experimental Attainment of Optimum Conditions*. In: *Journal of the Royal Statistical Society: Series B (Methodological)* Bd. 13, Nr. 1, S. 1–38, 1951
- [136] Rehra, J.; Andriß, C.; Schmeer, S.; Breuer, P. U.: *Describing the Material Behavior of Steel and Carbon Fiber Reinforced Composites Using a Combined Damage-Plasticity Approach* In: *Journal of J. Compos. Sci.* 2022, 6(8), 235; <https://doi.org/10.3390/jcs6080235>
- [137] Cytec Engineered Materials: Cycom 977-2 Epoxy resin System, Datenblatt 2012

Lebenslauf

Persönliche Angaben

Name: Jan Rehra
Geburtsort: Wesel (D)
Staatsangehörigkeit: deutsch
Familienstand: verheiratet

Ausbildung

1995 - 1999 Realschule der Stadt Rees
1999 - 2003 Berufsausbildung zum Mechatroniker bei der Katjes Fassin GmbH & Co.KG in Emmerich
2004 - 2006 Berufsausbildung zum staatlich geprüften Mechatronik-Techniker am Berufskolleg West der Stadt Essen
2006 - 2011 Bachelorstudium der Luft- und Raumfahrttechnik an der FH Aachen
2011 - 2014 Masterstudium zum Mechanical- and Process-Engineering an der TU Darmstadt

Berufserfahrung und studienbegleitende Tätigkeiten

02/2003 - 07/2003: Mechatroniker-Facharbeiter bei der Katjes Fassin GmbH & Co.KG in Emmerich
08/2003 - 05/2004: Wehersatzdienst bei den Alexianer Service Betriebe am Standort Köln
06/2004 - 12/2006: Mechatroniker-Facharbeiter bei der Katjes Fassin GmbH & Co.KG in Emmerich
01/2007 - 11/2009: Studentische Hilfskraft am Lehrstuhl für Strömungslehre und aerodynamisches Institut der RWTH Aachen
12/2009 - 10/2011: Studentische Hilfskraft am Fraunhofer Institut für Lasertechnik
11/2011 - 12/2013: Studentische Hilfskraft am Institut für Produktionsmanagement, Technologie und Werkzeugmaschinen der TU Darmstadt
Seit 10/2014: Wissenschaftlicher Mitarbeiter am der Leibniz Institut für Verbundwerkstoffe GmbH in Kaiserslautern