

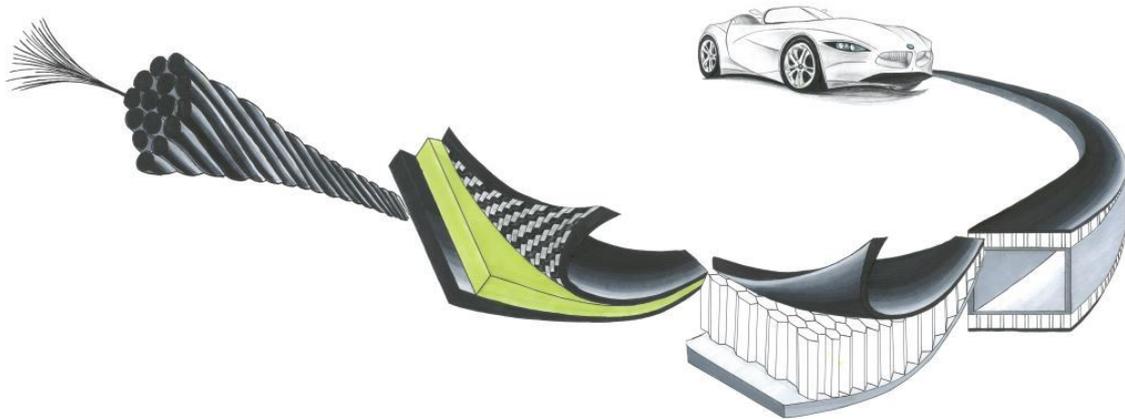
Hybride Werkstoffsysteme: Systematische Betrachtung und Bewertung der physikalischen Wirkmechanismen

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

genehmigte
Dissertation

von

Dipl.-Ing. David Hummelberger



Tag der mündlichen Prüfung: 19. Oktober 2018
Referent: Prof. Dr.-Ing. Frank Henning
Korreferent: Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay André Weidenmann
Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. habil. Alexander Fidlin

Kurzfassung

Hybride Werkstoffsysteme entstehen durch die gezielte Kombination unterschiedlicher Werkstoffe. Dadurch lassen sich spezifische Eigenschaftsprofile erzielen, die durch monolithische Werkstoffe nicht erreichbar wären. Aufgrund der Vielzahl an Variationsmöglichkeiten bieten derartige Werkstofflösungen enormes Potenzial, um diverse an Bauteile gestellte Anforderungen zu erfüllen.

Für eine optimierte und effiziente Auslegung hybrider Werkstoffsysteme für Strukturbauteile ist ein tiefgehendes Grundlagenverständnis hinsichtlich des Zusammenwirkens der unterschiedlichen Komponenten von hoher Bedeutung. In der vorliegenden Arbeit werden adhäsiv verbundene hybride Werkstoffsysteme bestehend aus Metallblechen oder Metall- und Faserverbundwerkstoffschichten mit Hilfe von uniaxialen Zugversuchen systematisch analysiert und bewertet. Die auftretenden Verformungs- und Versagensmechanismen und insbesondere die hybridisierungsbedingten Änderungen dieser werkstoffspezifischen Effekte werden mit experimentellen und numerischen Methoden untersucht. Bei metallbasierten hybriden Werkstoffsystemen lässt sich aufzeigen, dass die physikalischen Wirkmechanismen Lokalisierungsbehinderung, Überbrückungseffekt und Mehrfacheinschnürung zu einer Veränderung der Dehnpfade in den einzelnen Schichten beitragen. Diese Änderung des Deformationsverhaltens führt in bestimmten Lagen zu einer Stabilisierung der plastischen Instabilität und darauf basierend zur Bruchdehnungserhöhung von bis zu 25 Prozentpunkten im Vergleich zum monolithischen Werkstoff. Bei hybriden Werkstoffsystemen, welche sich aus einer Metall- und einer Faserverbundwerkstoffkomponente zusammensetzen, ist eine hybridisierungsbedingte gegenseitige Querdehnungsbeeinflussung der beiden Verbundpartner zu beobachten. Mit steigender Anzahl an Faserverbundwerkstoffschichten quer zur Belastungsrichtung ist in der Metalllage eine zunehmende Abweichung vom uniaxialen Dehnpfad und somit eine Zunahme der Querkontraktionsbehinderung zu erkennen. Im Zuge der Untersuchungen zeigt sich ein direkter Zusammenhang zwischen der Ausprägung der Querkontraktionsbehinderung und der Bruchdehnung der Metallkomponente.

Aufbauend auf den gewonnenen Erkenntnissen zu physikalischen Wirkmechanismen wird für ausgewählte hybride Werkstoffsysteme eine allgemeingültige, mechanismenbasierte analytische Auslegungsmethodik entwickelt. Durch Anwendung auf eine B-Säule wird das analytische Modell auf Werkstoffebene validiert. Der Vergleich zwischen analytisch, experimentell und numerisch ermittelten Ergebnissen zeigt eine hohe Übereinstimmung. Damit ermöglicht die Methodik eine effiziente und zuverlässige Ableitung von Hybridisierungslösungen mit lokal maßgeschneiderten Eigenschaften. Darüber hinaus lässt sich der Simulations- und Versuchsaufwand in frühen Entwicklungsphasen deutlich reduzieren.

Abstract

Hybrid material systems result from the specific association of different materials and their individual characteristics. As a result, specific property profiles can be achieved which would not be attainable with a monolithic material. Due to the large number of variation options, hybrid materials offer an outstanding potential to fulfill various requirements which are imposed on components.

For optimized and efficient design of hybrid material systems for structural components, a profound fundamental understanding regarding the interaction of the different materials is of great importance. This work systematically investigates and assesses adhesively bonded hybrid material systems consisting of different sheet metals or metal and fiber-reinforced composite layers under uniaxial tensile loading. The appearing deformation and failure mechanisms and especially the hybridization-induced changes of these material-specific effects are analyzed with experimental and numerical methods. For metal-based hybrid material systems it is shown, that the physical mechanisms localization hindrance, bridging effect and multiple neck formation contribute to strain path changes within the individual layers. In specific layers, these changes of the deformation behavior leads to stabilization of plastic instability and, based on that, to a uniform elongation improvement of up to 25 percentage points in comparison to the monolithic material. For hybrid material solutions constructed of sheet metals and fiber-reinforced composites, a hybridization-induced lateral contraction interaction between the bonding partners can be detected. With an increasing number of unidirectional fiber-reinforced composite layers oriented perpendicular to the loading direction, the drift of the strain path from uniaxial to multiaxial and the lateral contraction hindrance within the metal layer become increasingly pronounced. In the course of these investigations, it is shown that the manifestation of the mechanism lateral contraction hindrance is directly related to the uniform elongation of the sheet metal.

Based on the obtained knowledge regarding physical mechanisms, a universal mechanism-based analytic design strategy is developed for selected hybrid material systems. This analytic model is validated on material level by applying it to a b-pillar. The comparison of analytically, experimentally and numerically determined results shows a good agreement. Thereby, the design methodology enables an efficient and reliable derivation of hybrid material solutions with locally tailored properties. Furthermore, in early stages of development the experimental and numerical effort can be significantly reduced.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Teilinstitut Leichtbautechnologie, des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) im Rahmen des Projekts Hybride Werkstoffsysteme. Für die finanzielle Förderung dieses Projekts danke ich dem Ministerium für Wissenschaft, Forschung und Kunst Baden-Württemberg (Az: 32-7533.-4-113.11/1/1) und der BMW Group.

Mein ganz besonderer Dank gilt meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Henning, der mir diese Promotion ermöglicht und mir von Anfang an großes Vertrauen entgegengebracht hat. Er verschaffte mir die Möglichkeit dieses Thema am Teilinstitut zu etablieren und durch die enge Zusammenarbeit mit der BMW Group meinem Traum von der Automobilindustrie einen großen Schritt näher zu kommen. Ich danke Ihm auch dafür, dass ich des Öfteren seine Vorlesung „Fahrzeugleichtbau - Strategien, Konzepte, Werkstoffe“ vertreten durfte. Für mich war das immer etwas ganz Besonderes und eine überaus wichtige Erfahrung.

Ebenfalls danke ich Herrn Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die Übernahme des Korreferats, das große Interesse an meiner Arbeit, die wertvollen fachlichen Anregungen sowie die Unterstützung bei den experimentellen Untersuchungen. Darüber hinaus gilt mein großer Dank Frau Dr.-Ing. Luise Kärger für die sehr wertvolle fachliche Betreuung sowie die überaus angenehme und kollegiale Zusammenarbeit in den vergangenen Jahren. Beide leisteten einen großen Beitrag zum Gelingen dieser Dissertation und förderten sie durch die wissenschaftliche Diskussion und den professionellen Rat. Für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Alexander Fidlin.

Außerdem bin ich Herrn Dr.-Ing. Johannes Staeves und Herrn Dr.-Ing. Christian Rauber zu größtem Dank verpflichtet, die mir von Seiten der BMW Group diese Promotion ermöglicht haben. Ihre intensive Betreuung, ihre fachliche Unterstützung sowie ihr persönlicher Einsatz ermöglichten mir das Themengebiet sehr grundlagenorientiert im Hinblick auf die Automobilindustrie zu erforschen. Ein weiterer wertvoller fachlicher Diskussionspartner von Seiten der BMW Group war für mich Herr Dr.-Ing. Hariakto Hooputra. Nicht nur seine fachliche Kompetenz, auch seine große Hilfsbereitschaft haben maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen.

Des Weiteren danke ich all meinen Kolleginnen und Kollegen des Teilinstituts für Leichtbautechnologie, der BMW Group, des Instituts für Angewandte Materialien und des Fraunhofer Instituts für Chemische Technologie für die angenehme Arbeitsatmosphäre und die positive Zusammenarbeit in den vergangenen Jahren. Insbesondere danke ich Daniel Kugele, Dino Ma-

gagnato, Wilfried Liebig, Siegfried Galkin und Constantin Krauß für die konstruktiven fachlichen Diskussionen und ihre hilfreichen Ratschläge. Auch den Studentinnen und Studenten, die mich im Rahmen ihrer Abschlussarbeiten oder ihrer Tätigkeit als wissenschaftliche Hilfskraft bei der Umsetzung meiner Ideen und Aufgaben unterstützt haben, danke ich von Herzen.

Abschließend gebührt der größte Dank meinen Eltern Helga und Erwin sowie meiner Freundin Ulli, die mir während der Erstellung meiner Dissertation ausnahmslos zur Seite standen und für mich immer der wichtigste Rückhalt waren. Bei ihnen bedanke ich mich von ganzem Herzen für ihre liebevolle Unterstützung, ihr Verständnis in jeder Phase der Promotion, ihre permanenten Ermutigungen und vor allem ihren Glauben an mich und meine Fähigkeiten.

Karlsruhe, im Juli 2018

David Hummelberger

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation	1
1.2	Zielsetzung	2
1.3	Vorgehensweise	3
1.4	Aufbau der Arbeit	4
2	Kenntnisstand	7
2.1	Klassifizierungen im hybriden Leichtbau und Mechanismen	7
2.1.1	Hybrider Leichtbau	7
2.1.2	Anwendungen hybrider Werkstoffsysteme	11
2.1.3	Physikalische Wirkmechanismen	11
2.2	Stand der Forschung	27
2.2.1	Werkstoffsysteme aus unterschiedlichen Metalllagen	27
2.2.2	Werkstoffsysteme aus FKV- und Metalllagen	30
3	Versuchswerkstoffe und Probenfertigung	35
3.1	Versuchswerkstoffe	35
3.1.1	Metalle	35
3.1.2	Verbundwerkstoffe	36
3.1.3	Klebstoffe	37
3.2	Hybride Werkstoffsysteme	38
3.2.1	Metall-Metall-Hybride	38
3.2.2	FKV-Metall-Hybride	41
3.2.3	Hybridprobenherstellung	44
4	Methoden der Grundlagenuntersuchungen	47
4.1	Methodisches Vorgehen	47
4.2	Experimentelle Methoden	48
4.2.1	Zugversuch	48
4.3	Numerische Methoden	50
4.3.1	Aufbau der Simulationsmodelle	50
4.3.2	Anpassung der Materialmodelle für monolithische Werkstoffe	57
4.3.3	Auswertemethoden für Simulationen	66

5	Ergebnisse der Grundlagenuntersuchungen	67
5.1	Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Metall-Metall-Hybriden	67
5.1.1	Screening zu Metall-Metall-Hybriden	67
5.1.2	Experimentelle und numerische Zugversuche an AL-HC-AL-Hybriden	70
5.1.3	Experimentelle und numerische Zugversuche an HSD-HC-HSD-Hybriden	73
5.1.4	Experimentelle und numerische Zugversuche an HC-4301-Hybriden	76
5.2	Experimentelle und numerische Untersuchungen zu FKV-Metall-Hybriden	79
5.2.1	Screening zu FKV-Metall-Hybriden	79
5.2.2	Experimentelle und numerische Zugversuche an HC-CFK0-Hybriden	82
5.2.3	Experimentelle und numerische Zugversuche an HC-CFK90-Hybriden	84
5.2.4	Experimentelle und numerische Zugversuche an HC-CFK090-Hybriden	85
6	Diskussion zu den Grundlagenuntersuchungen	89
6.1	Zugverhalten von Metall-Metall-Hybriden	89
6.1.1	Zugverhalten von AL-HC-AL-Hybriden	89
6.1.2	Zugverhalten von HSD-HC-HSD-Hybriden	91
6.1.3	Zugverhalten von HC-4301-Hybriden	93
6.1.4	Bewertung des Mechanismus Lokalisierungsbehinderung	93
6.1.5	Bewertung des Mechanismus Überbrückung	96
6.2	Zugverhalten von FKV-Metall-Hybriden	99
6.2.1	Zugverhalten von HC-CFK0- und HC-CFK090-Hybriden	99
6.2.2	Zugverhalten von HC-CFK90-Hybriden	101
6.2.3	Bewertung des versagensinduzierten Kraftabfalls	102
6.2.4	Bewertung des Mechanismus Querkontraktionsbehinderung	104
7	Entwicklung, Anwendung und Validierung einer Auslegungsmethodik für metallbasierte hybride Werkstoffsysteme	107
7.1	Entwicklung einer analytischen Auslegungsmethodik für metallbasierte hybride Werkstoffsysteme	107
7.1.1	Superposition der Schnittkräfte	107
7.1.2	Mathematische Herleitung des analytischen Modells	108
7.1.3	Graphische Interpretation des analytischen Modells	109
7.2	Anwendung der mechanismenbasierten Auslegungsmethodik am Beispiel einer B-Säule	111
7.2.1	Anforderungen an die B-Säule und an eingesetzte Werkstoffe	111
7.2.2	Anforderungen an Verbundpartner und Werkstoffauswahl	113
7.2.3	Anwendung der analytischen Auslegungsmethodik	115
7.3	Validierung der mechanismenbasierten Auslegungsmethodik am Fallbeispiel eines B-Säulen-Fußes	117

7.3.1	Experimentelle und numerische Ergebnisse der systematisch abgeleiteten MB-HSD-Hybride	117
7.3.2	Experimentelle und numerische Ergebnisse der systematisch abgeleiteten MB-4301-Hybride	120
7.4	Diskussion der abgeleiteten hybriden Werkstofflösungen	121
7.4.1	Zugverhalten der abgeleiteten hybriden Werkstofflösungen	121
7.4.2	Validierung der analytischen Auslegungsmethodik	123
8	Zusammenfassung	127
9	Ausblick	131

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

Abkürzungen

bzw.	beziehungsweise
d.h.	das heißt
etc.	et cetera
z.B.	zum Beispiel
vgl.	vergleiche
<hr/>	
4301	Austenitischer Strahl (EN 1.4301)
AK	Auslegungskurve
AL	Aluminium (EN AW 5182-O)
ARALL	Aramid Reinforced Aluminium Laminate
ARB	Accumulative Roll Bonding
CAPAAL	Carbon Fiber Rreinforced Polyamide/Aluminium Laminate
CAPET	Carbon Fiber Reinforced PEEK/Titanium Laminate
CARALL	Carbon Fiber Reinforced Aluminium Laminate
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CHS	High Strength Carbon
CLD	Constrained Layer Damping
CPT	Cured Ply Thickness
DIC	Digitale Bildkorrelation
DoE	Design of Experiments
ESZ	ebener Spannungszustand
EVZ	ebener Verzerrungszustand
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FML	Fiber-Metal Laminates
GLARE	Glass-Fibre Reinforced Aluminium
GLARE 2	Glass-Fibre Reinforced 2024-T3 Aluminium
HC	IF-Stahl HC220Y
HSD	High Strength & Ductility
IR	Infrarot
LMC	Laminated Metal Composites
MB	Stahlblech CR1000Y1300T-MB-UC
MKM	Münchner Produktkonkretisierungsmodell
NLGEOM	geometrische Nichtlinearität

Abkürzungen	
PHS	pressgehärteter Stahl
PLC	Portevin-Le Chatelier
PP	Polypropylen
REM	Rasterelektronenmikroskop
TI	Titan Grade 2
TiGr HTCL	Kohlenstofffaserverstärktes Epoxidharz/Titan-Laminat
TP	Tailored Properties
TPP	Tailored-Property Parts
TWIP	Twinning Induced Plasticity Stahl
UD	unidirektional
UHCS	Stahl mit hohem Kohlenstoffgehalt
VSG	Verbundsicherheitsglas

Formelzeichen	Größe	Einheit
A	verformte Querschnittsfläche	[mm ²]
A_0	initiale Querschnittsfläche	[mm ²]
A_{80}	Bruchdehnung	[%]
A_g	Gleichmaßdehnung	[%]
A_{gt}	gesamte Dehnung bei Höchstlast/bei der Zugfestigkeit	[%]
c_i	i . Koeffizient des Fließkurvenansatzes	[-]
E	Elastizitätsmodul	[GPa]
E_0	initialer Elastizitätsmodul	[GPa]
F	Kraft	[N]
G	Schubmodul	[GPa]
G_{Ic}	kritische Energiefreisetzungsrate	[N mm ⁻¹]
k_f	Fließspannung	[MPa]
k_s	Materialparameter für Schädigungsmodell	[-]
L	initialer Abstand zwischen den Spannbacken	[mm]
L_0	initiale Versuchslänge	[mm]
m	Dehnratensensitivität	[-]
R_e	Streckgrenze	[MPa]
R_m	Zugfestigkeit	[MPa]
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze	[MPa]
t	Dicke	[mm]
T	Temperatur	[°C]

Formelzeichen	Größe	Einheit
γ	Koeffizient nicht-lineares Verhalten der Verstärkungsfaser	[-]
$\bar{\epsilon}_{pl}$	äquivalente plastische Dehnung	[-]
ν	Querkontraktionszahl	[-]
ϵ_b	Bruchdehnung (DIN EN ISO 527-1)	[-]
ϵ_t	technische Totaldehnung	[-]
ϵ_w	logarithmische „wahre“ Dehnung	[-]
$\epsilon_{w,pl}$	„wahre“ plastische Dehnung	[-]
ζ	Spannungssensitivität	[-]
η	Spannungsmehrachsigkeit	[-]
θ_S	Scherparameter	[-]
σ_n	technische Nennspannung	[MPa]
σ_h	hydrostatische Spannung	[MPa]
σ_{eq}	äquivalente Von-Mises-Spannung	[MPa]
σ_t	technische Spannung	[MPa]
σ_w	wahre Spannung	[MPa]
τ	Schubspannung	[MPa]
τ_{max}	maximal auftretende Schubspannung	[MPa]

1 Einleitung

1.1 Motivation

Der verantwortungsbewusste Umgang mit endlichen Ressourcen sowie die individuelle Mobilität, die Sicherheit, die Leistungsfähigkeit, der Komfort und die Kosten sind die zentralen Anforderungen im modernen Automobilbau [KBM11].

Das steigende Umweltbewusstsein in der Gesellschaft und in der Politik trägt zu einer Veränderung der grundlegenden Motivationsfaktoren für den Leichtbau bei. Während lange Zeit die Aspekte der Leistungsfähigkeit und der Ökonomie die treibenden Kräfte waren, ist aktuell eine Erweiterung um jene der Ökologie und der Emotion zu beobachten. Die Minimierung des Verbrauchs von begrenzt verfügbaren, fossilen Rohstoffen sowie die Reduktion von CO₂-Emissionen rücken immer weiter in den Vordergrund. Aus diesem Grund existieren in diesem Bereich strenge gesetzliche Regelungen des Europäischen Parlaments und des Rates der Europäischen Union [Eur09], denen Genüge getan werden muss. Durch die Reduktion der physikalischen Fahrwiderstände lässt sich eine Verbesserung der Effizienz der Fahrzeuge erzielen, was wiederum eine Verringerung von Emissionen zur Folge hat [HLH10, FK17]. Mit Ausnahme des Luftwiderstandes werden alle physikalischen Fahrwiderstände, wie der Roll-, der Beschleunigungs- und der Steigungswiderstand, durch die Fahrzeugmasse beeinflusst [HLH10, GGS17]. Dementsprechend gilt der Leichtbau in der Automobilindustrie als ein wesentliches Instrument, um die Fahrzeugeffizienz zu erhöhen und die Emissionen zu reduzieren.

Diesem Bestreben stehen steigende Anforderungen an Sicherheit und Komfort entgegen, welche wiederum zu einer deutlichen Erhöhung der Fahrzeugmasse führen. Um trotz der dadurch erhöhten Masse eine vergleichbare Fahrleistung zu erzielen, ist eine Steigerung der Antriebsleistung vonnöten, welche abermals in zusätzlicher Masse resultiert [GLMZ15]. Diese Entwicklung wird in der Automobilindustrie als sich selbst verstärkende Gewichtsspirale bezeichnet [Bra12, GLMZ15, GGS17]. Zusätzlich werden bei elektrifizierten Fahrzeugen, um die geforderten Reichweiten erzielen zu können, schwere Batterieeinheiten benötigt [KBM11].

Um diesen verschiedenen Ursachen für die Gewichtszunahme entgegenzuwirken, ist ein konsequenter Leichtbau für die Mobilität der Zukunft unverzichtbar [KBM11, GLMZ15]. Infolgedessen haben sich in der Entwicklung von Karosseriebauweisen diverse Trends ergeben [FTKK07, EGS⁺17]. Zur konsequenten Verbesserung der Leichtbaugüte der Fahrzeugstruktur verwenden und kombinieren die verschiedenen Bauweisen unterschiedliche Leichtbaustrategien. Bei stahllastigen Schalenbauweisen wird der Leichtbau beispielsweise durch eine vermehrte Verwendung von hoch- bis höchstfesten Stählen betrieben, wodurch die Querschnitte minimiert werden können [FK17, GN06]. Im Gegensatz dazu werden bei der aluminiumintensiven Space-

Frame-Bauweise kraftflussgerechte, hochintegrale Skelettstrukturen umgesetzt [Ost07]. Hierbei finden aufgrund ihrer hervorragenden Umformeigenschaften Knetlegierungen ihren Einsatz [Ost07]. Während in der Vergangenheit überwiegend Monomaterial-Konzepte zum Einsatz kamen, entwickelt sich zunehmend ein starker Trend in Richtung der Materialmischbauweisen und des Multi-Material-Design. Da jedes Bauteil in der Fahrzeugstruktur ein anders geartetes Anforderungsprofil aufweist, kommt es je nach Anwendungsfall zum Einsatz unterschiedlicher Werkstoffe. Als primäres Ziel gilt es, die Karosserie- und Fahrzeugstruktur mit den richtigen Werkstoffen an den jeweils richtigen Stellen auszustatten, um das individuelle Eigenschaftsprofil eines Werkstoffs optimal einzusetzen und so einen maximalen ökonomischen Leichtbau zu realisieren. Durch eine gezielte Kombination unterschiedlicher Werkstoffe lassen sich völlig neue und erweiterte Eigenschaftsprofile erzielen, die durch monolithische Werkstofflösungen nicht erreichbar wären. Aufgrund der Vielzahl an Gestaltungs- und Variationsmöglichkeiten bieten hybride Werkstoffsysteme ein herausragendes Potenzial, um unterschiedlichste an Bauteile gestellte Anforderungen zu erfüllen.

1.2 Zielsetzung

Zur Nutzung des gesamten Potenzials hybrider Werkstoffsysteme fehlt in vielen Bereichen ein tiefgehendes Grundlagenverständnis darüber, warum welche Werkstoffe für welche Funktionen in welcher Form kombiniert werden. Eine optimierte, effiziente Auslegung zukünftiger Fahrzeugstrukturen setzt dieses grundlegende Wissen und Verständnis voraus und ist somit von großer Bedeutung.

Hier setzt das gemeinsame Forschungsprojekt zwischen der BMW Group und dem Karlsruher Institut für Technologie an, welches diese wissenschaftliche Forschungslücke für ausgewählte Lastfälle gezielt schließen und dadurch das Verständnis für hybride Werkstoffsysteme sowie für deren physikalische Wirkmechanismen erhöhen soll. Unter Berücksichtigung der Anforderungen aus der Automobilindustrie sollen die physikalischen Wirkmechanismen, die zwischen den Werkstoffen auftreten und eine Änderung der Eigenschaftsprofile bedingen, systematisch aufgearbeitet und für ausgewählte Lastfälle bewertet werden.

Eine Betrachtung des aktuellen Stands der Forschung zeigt, dass das mechanische Verhalten hybrider Werkstoffsysteme sowie deren physikalischer Wirkmechanismen hinsichtlich der Betriebsfestigkeit und vor allem der Impaktbelastung bereits sehr umfangreich erforscht sind. Dies ist darauf zurückzuführen, dass derartige Werkstoffsysteme bislang überwiegend Anwendung in der Luft- und Raumfahrt finden, wo Betriebsfestigkeits- und Impaktlastfälle bei der Strukturlegung ausschlaggebend sind. Zum Zugverhalten existieren hinsichtlich der zugrunde liegenden Wirkmechanismen und physikalischen Effekte bislang nur sehr vereinzelt experimentelle Untersuchungen für ausgewählte hybride Werkstoffsysteme. Sich ergänzende detaillierte experimentelle, numerische und analytische Studien zur systematischen Bewertung des Zusammenwirkens der Komponenten und somit der physikalischen Wirkmechanismen fehlen bislang.

Ziel dieser Arbeit ist die systematische Betrachtung und Bewertung der physikalischen Wirkmechanismen verschiedenartiger hybrider Werkstoffsysteme unter quasistatischer uniaxialer Zugbeanspruchung.

Zusammenfassend lassen sich folgende Teilziele ableiten:

1. Das Zugverhalten verschiedenartiger hybrider Werkstoffsysteme soll mithilfe von experimentellen und numerischen Methoden untersucht werden.
2. Die physikalischen Wirkmechanismen sollen systematisch aufgearbeitet und mithilfe von sich ergänzenden experimentellen, numerischen und analytischen Methoden bewertet werden.
3. Eine mechanismenbasierte Auslegungsmethodik zur anforderungsorientierten Ableitung optimierter hybrider Werkstofflösungen soll entwickelt und am Beispiel einer B-Säule angewendet werden.

1.3 Vorgehensweise

Zur Erreichung der in Abschnitt 1.2 definierten Zielsetzung wird zunächst eine branchenübergreifende Situationsanalyse durchgeführt (Abbildung 1.1). Mit ihrer Hilfe soll herausgearbeitet werden, welche hybriden Werkstoffsysteme in den verschiedenen Industrien Anwendung finden, welche aktuell dem Stand der Forschung entsprechen und welche Vorteile sich aufgrund einzelner physikalischer Wirkmechanismen hinsichtlich Festigkeit, Steifigkeit, Energieabsorption etc. ergeben.

Die gesammelten Informationen dienen unter anderem der Entwicklung einer Methode zur Klassifizierung und Bewertung hybrider Werkstoffsysteme für den Einsatz in einer Fahrzeugstruktur (Abbildung 1.1). Um eine derartige Methode entwickeln zu können, ist die Definition der Anforderungen, die an hybride Werkstoffsysteme gerichtet werden, von großer Bedeutung. Hierfür werden mithilfe von Lastenheften, betriebsinternen Normen, Vorschriften und Anweisungen sowie fachlichen Diskussionen mit Ansprechpartnern der jeweiligen Fachbereiche sowie mit Belastungslandkarten, die in der Automobilindustrie an Werkstoffsysteme gestellten Anforderungen erarbeitet. Zusätzlich zur Klassifizierung und Bewertung dient die entwickelte Methode der Befähigung hybrider Werkstoffsysteme unter Berücksichtigung der Anforderungen aus der Automobilindustrie.

Wie in Abschnitt 1.2 erläutert, liegt der Fokus dieses Forschungsvorhabens in der Systematisierung und Bewertung der Wirkmechanismen bzw. der physikalischen Effekte hybrider Werkstoffsysteme (Abbildung 1.1). In dieser Phase werden unterschiedliche hybride Lösungen hinsichtlich ihrer Wirkmechanismen systematisch betrachtet und im Detail experimentell, analytisch und numerisch analysiert.

Durch eine derartige systematische Aufarbeitung unterschiedlicher Wirkmechanismen wird ein Wirkmechanismen-Baukasten zur gezielten Entwicklung zukünftiger innovativer hybrider Werkstoffsysteme abgeleitet.

Darauf basierend ist das übergeordnete und langfristige Ziel, für gewünschte Anforderungs- und Eigenschaftsprofile im Umkehrschluss die benötigten Wirkmechanismen und davon ausgehend optimierte hybride Werkstoffsysteme ableiten zu können.



Abbildung 1.1: Allgemeine Vorgehensweise zur zielgerichteten Entwicklung mechanismenbasierter innovativer hybrider Werkstoffsysteme.

1.4 Aufbau der Arbeit

Im **Kapitel 1** wird das Thema grundsätzlich motiviert. Darüber hinaus werden die zentralen Fragestellungen und die Zielsetzung der Arbeit konkretisiert. Die Begrifflichkeiten und die Klassifizierungen zu den Themenbereichen hybrider Leichtbau, hybride Werkstoffsysteme und physikalische Wirkmechanismen werden in **Kapitel 2** aufgearbeitet. Des Weiteren wird die Zielsetzung anhand des aktuellen Stands der Forschung zum Zugverhalten von Metall-Metall- und FKV-Metall-Hybriden sowie zu deren physikalischen Wirkmechanismen aufgearbeitet und aufgezeigt. **Kapitel 3** gibt zunächst einen Überblick zu den verwendeten Versuchswerkstoffen und damit zu den aufgebauten und untersuchten hybriden Werkstoffsystemen. Die Vorstellung der im Zuge dieser Arbeit verwendeten experimentellen und numerischen Methoden erfolgt in **Kapitel 4**. Bei den experimentellen Methoden liegt der Fokus auf den Zugversuchen inklusive der angewandten optischen Dehnungsmessung sowie der Wärmebildmessung. Ferner geht dieser Abschnitt auf die Auswertungsverfahren für die experimentellen Ergebnisse ein. Bei den nume-

rischen Methoden werden die Modellierungsansätze und Auswertungsmethoden für die Einzelwerkstoffe sowie für die hybriden Werkstoffsysteme vorgestellt. **Kapitel 5** stellt experimentelle und numerische Ergebnisse für Metall-Metall- und FKV-Metall-Hybride dar. Dazu werden für beide Arten der Hybridisierung umfangreiche experimentelle und numerische Studien durchgeführt und zur systematischen Bewertung der zugrunde liegenden Wirkmechanismen und physikalischen Effekte detailliert ausgewertet. In **Kapitel 6** folgt die übergreifende Diskussion zum grundsätzlichen Zugverhalten und zu den auftretenden physikalischen Wirkmechanismen. Aus den gewonnenen Erkenntnissen der Grundlagenuntersuchungen zu ausgewählten hybriden Lösungen wird in **Kapitel 7** eine mechanismenbasierte Auslegungsmethodik für metallbasierte hybride Werkstoffsysteme entwickelt. Des Weiteren erfolgt die Anwendung dieser Methodik am Beispiel einer B-Säule. Unter Berücksichtigung lokaler Anforderungen werden optimierte hybride Werkstofflösungen für unterschiedliche Bauteilbereiche herausgearbeitet. Schließlich erfolgt in diesem Abschnitt die numerische und experimentelle Untersuchung der ausgewählten hybriden Lösungen und damit die werkstofftechnische Validierung der entwickelten mechanismenbasierten Auslegungsmethodik. **Kapitel 8** fasst abschließend die im Rahmen dieser Arbeit gewonnenen grundlegenden Erkenntnisse zu den Wirkmechanismen hybrider Werkstoffsysteme zusammen. **Kapitel 9** bietet zudem einen Ausblick auf mögliche zukünftige Forschungsschwerpunkte zur zielgerichteten Weiterentwicklung der vorgestellten Auslegungsmethodik.

2 Kenntnisstand

2.1 Klassifizierungen im hybriden Leichtbau und Mechanismen

2.1.1 Hybrider Leichtbau

Der hybride Leichtbau ist ein verhältnismäßig junges Forschungsgebiet. Aus diesem Grund befinden sich die zugehörigen Begriffsdefinitionen noch im ständigen Wandel. Dieses Kapitel gibt einleitend einen Überblick über die Definitionen des hybriden Leichtbaus sowie über dessen Klassifizierungsmöglichkeiten. Darauf aufbauend wird eine eigene Definition und Klassifizierung des hybriden Leichtbaus vorgestellt, welche im weiteren Verlauf dieser Arbeit herangezogen wird.

Der Begriff *Hybrid* ist je nach Quelle abgeleitet von dem lateinischen *hybrida* [HWB11] beziehungsweise dem altgriechischen *hýbris* [Klu67] und bedeutet *Gemischtes*, *Gekreuztes* oder *Gebündeltes*. Im Werkstoffkontext bezeichnet *Hybrid* sowie *hybrides Material* nach Ashby [Ash16] eine Kombination von zwei oder mehreren Werkstoffen in einer vorgegebenen Konfiguration und Größenordnung. Beim Design hybrider Materialien liegt dementsprechend der Fokus bei der Auswahl der einzelnen Komponenten, deren Konfiguration, dem relativen Volumenanteil sowie deren Größenordnung. Diese Methode des hybriden Designs wird gemäß Ashby [Ash16] als $A + B + \text{Configuration} + \text{Scale}$ umschrieben, wobei A und B die Werkstoffkomponenten darstellen. Dies können Werkstoffe aller Art in unterschiedlichen Aggregatzuständen sein. Diese Erweiterung der Designparameter um die Konfiguration und die Größenordnung ermöglicht eine Optimierung von Eigenschaften, welche bei einer Beschränkung auf die einzelnen monolithischen Werkstoffe nicht realisierbar wäre [Ash16].

Die Bauweise, welche unterschiedliche Werkstoffe auf Bauteilebene [HWB11] bzw. auf Bauteil- und / oder Systemebene [FTKK07] kombiniert, wird als *Hybridbauweise* bezeichnet [HWB11, FTKK07]. Gemäß Wiedemann [Wie07, Wie82] wird von einer Hybridbauweise dann gesprochen, wenn „zum Erzielen besonderer Eigenschaften verschiedene Faserarten in ein Laminat eingearbeitet oder Faserlamine mit Metallen verbunden werden, so dass, abgesehen von der Harzmatrix, wenigstens zwei tragende Materialkomponenten existieren“ [Wie82, S. 167]. Die konsequente Weiterentwicklung dieser Bauweise wird von Henning et al. [HWB11] als *Multi-Material-Design* bezeichnet. Zur Ausschöpfung des vollen Leichtbaupotenzials werden in dieser Bauweise realisierte Strukturen durch verschiedene Werkstoffe und Fertigungsverfahren unter Berücksichtigung wirtschaftlicher und technischer Gesichtspunkte hergestellt [HWB11].

Die Klassen der Hybriden lassen sich nach Ashby [Ash16] nach deren Konfiguration in *Composites*, *Sandwiches* sowie *Cellular* und *Segmented structures* unterteilen. Gemäß Ashby [Ash16] kombinieren *Composites* zwei feste Komponenten, wobei die erste in Form von Fasern als Verstärkung dient. Diese Verstärkungselemente sind in der zweiten Komponente, der sogenannten Matrix, eingeschlossen [Ash16]. Nach Ondracek [Ond85] und Ondracek et al. [OK93] werden Werkstoffe, welche aus mindestens zwei Werkstoffkomponenten – Matrix- und Verstärkungskomponente – bestehen und makroskopisch homogen sind, als *Verbundwerkstoffe* bezeichnet [Ond85, OK93, HWB11, Nes14]. Wird ein Verbundwerkstoff mit zwei oder mehreren unterschiedlichen Verstärkungsarten realisiert, so wird im Deutschen von einem *Hybridverbundwerkstoff* [DDE⁺17] und im Englischen von einem *hybrid composite* [Bur09] gesprochen. *Sandwiches* [Ash16] bzw. *Sandwichstrukturen* [KBM11] kombinieren zwei Materialien mit bestimmter Form und Größenordnung. Dabei werden die äußeren Lagen durch einen dazwischenliegenden Kern gestützt, der häufig eine geringere Dichte besitzt [Ash16, KBM11]. Dieser Aufbau verleiht der Struktur eine hohe Biegesteifigkeit und Festigkeit bei geringem Gewicht [Ash16]. Eine derartige Bauweise wird laut Nestler [Nes14] als Sandwichbauweise bezeichnet. *Cellular structures* sind eine Verknüpfung aus Materialien und freiem Raum, wobei der freie Raum auch durch ein weiteres Material ersetzt werden kann [Ash16]. Bei *Segmented structures* handelt es sich um Materialien, die in mehrere Dimensionen unterteilt sind. Die Unterteilung in eine Vielzahl von diskreten Einheiten verringert die Steifigkeit und verleiht der segmentierten Struktur Schadenstoleranz [Ash16].

Gemäß Henning et al. [HWB11] sind den Begriffen *Hybrid* bzw. *hybrider Werkstoff* sowohl *Verbundwerkstoffe* als auch *Werkstoffverbunde* zuzuordnen. Im Vergleich zu Verbundwerkstoffen sind Werkstoffverbunde makroskopisch inhomogen und bestehen aber ebenso aus zwei Werkstoffkomponenten [Ond85, HWB11, Nes14]. Nach Henning et al. [HWB11] besitzen Werkstoffverbunde eine ersichtliche „gebaute Struktur“. Unter Verwendung eines Verbundwerkstoffs als mindestens eine Komponente des hybriden Materials, wird der Begriff *hybrider Werkstoffverbund* verwendet. Derartige hybride Werkstoffverbunde werden von Henning et al. [HWB11] hinsichtlich deren Fertigung in zwei Gruppen – *Hybridstruktur als Materialmischbauweise* und *Hybridstruktur als Bauteilmischbauweise* – unterteilt. Während Hybridstrukturen in Materialmischbauweise durch während der Fertigung erzeugten Form- und / oder Stoffschluss entstehen, erfordern Hybridstrukturen in Bauteilmischbauweise den Einsatz von Verbindungs- und Füge-technologien [HWB11].

Unter *hybride Verbunde* werden von Nestler [Nes14] Werkstoffverbunde verstanden, die aus unterschiedlichen Subsystemen bestehen und in ihrer Gesamtheit als funktionelle und strukturelle Einheit wirken [Nes14]. Dabei handelt es sich um eine „erweiterte Form der Integralbauweise, bestehend aus unterschiedlichen Werkstoffen und/oder Strukturelementen“ [Nes14]. Kennzeichnend für derartige hybride Verbunde sind Interfaces, also innere Grenzflächen [Nes14]. Gemäß Nestler [Nes14] erfolgt die Hybridisierung der Verbunde zum einen durch die Verbindung von zwei oder mehreren monolithischen Werkstoffen als *werkstofflicher Hybrid*, zum anderen durch die Kombination unterschiedlicher struktureller Komponenten zu einem *struk-*

turellen Hybrid [Nes14]. Klassifizieren lassen sich derartige Verbunde laut Nestler [Nes14] in *Sandwichbauweisen*, *Laminate/Schichtverbunde* und *Bauteile*. Laminate/Schichtverbunde bestehen gemäß Nestler [Nes14] aus mehreren Schichten unterschiedlicher Materialien. Schichtverbunde werden nach Wiedemann [Wie07, Wie82] als *Hybridlaminate* und *Hybridverbunde* bezeichnet. Klassifiziert werden diese Verbunde hinsichtlich des strukturellen Aufbaus in die drei differenzierten Systeme *homogener Verbund*, *richtungsspezifisch differenzierter Verbund* sowie *schichtspezifisch differenzierter Verbund* [Wie07]. Uni- oder multidirektionale, einschichtige oder quasi homogen vielschichtige Fasermischlamine mit gleichem Hybridverhältnis in allen Faserrichtungen werden als homogener Verbund bezeichnet [Wie07]. Hybridlamine mit unterschiedlichen Faserarten und Faserhältnissen in verschiedene Richtungen werden den richtungsspezifisch differenzierten Verbunden zugeordnet [Wie07]. Aus Gründen der Fertigung oder um schichtspezifische Funktionen zu übernehmen, werden bei schichtspezifisch differenzierten Verbunden hingegen unterschiedliche Faserlamine oder Bleche auf Schichtebene kombiniert [Wie07]. Nach Salve et al. [SKM16] werden Schichtverbunde, welche mit sich abwechselnden Metall- und faserverstärkten Kunststoffschichten aufgebaut sind, als *Fiber-Metal Laminates (FMLs)* bezeichnet. Im Gegensatz dazu bestehen nach Lesuer et al. [LSS⁺96] sogenannte *Laminated Metal Composites (LMCs)* aus sich abwechselnden Metallschichten oder metallhaltigen Schichten, die über eine scharfe Grenzfläche miteinander verbunden sind.

In Anbetracht der diskutierten Definitionen aus der Literatur werden im weiteren Verlauf dieser Arbeit unter *Hybridbauweisen* oder *hybriden Werkstoffsystemen* Strukturen verstanden, bei denen Materialien aus unterschiedlichen Klassen und/oder Ebenen (Abbildung 2.1) auf Bauteil- und/oder Systemebene gezielt kombiniert oder gefügt werden, um die Eigenschaften der Gesamtstruktur zu verbessern.

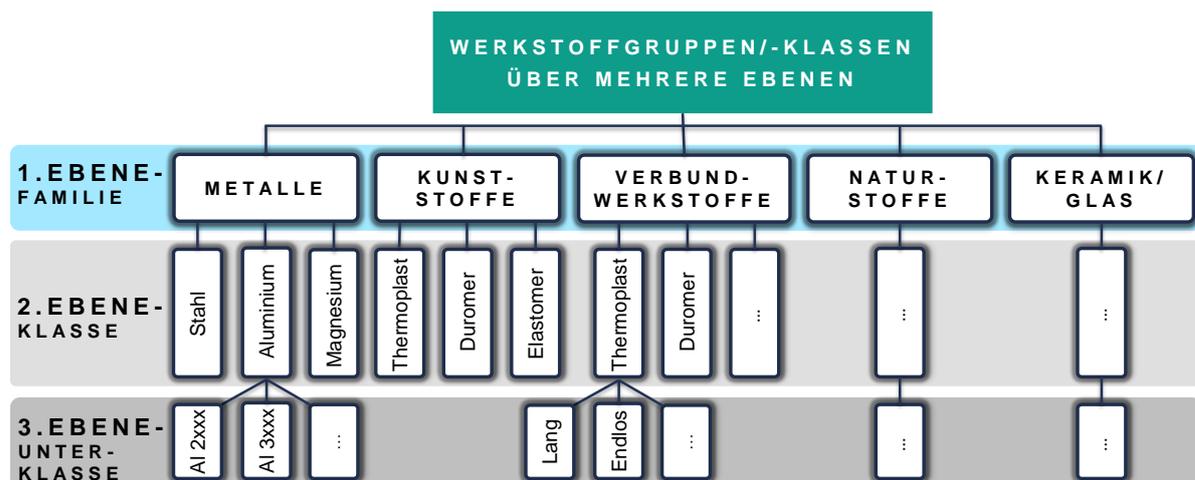


Abbildung 2.1: Klassifizierung der Werkstoffgruppen/-klassen über mehreren Ebenen.

Dabei entsteht ein Werkstoffverbund, bei welchem die verschiedenen Komponenten bereits auf makroskopischer Ebene unterscheidbar sind. Die Verbindung kann bei der Hybridbauweise sowohl form- als auch stoffschlüssig sein.

Die Hybridisierung lässt sich nach Hummelberger et al. [HKH15] hinsichtlich ihrer Fertigung in eine *extrinsische* und *intrinsische* unterscheiden. Abbildung 2.2 zeigt die grundlegenden Unterscheidungsmerkmale der beiden Hybridisierungsarten. Bei der intrinsischen Hybridisierung werden die Komponenten während der Bauteilherstellung form- und/oder stoffschlüssig gefügt. Das heißt, mindestens einer dieser Werkstoffe wird im Urformprozess mit einem weiteren Werkstoff verbunden. Im Vergleich dazu werden bei der extrinsischen Hybridisierung die unterschiedlichen Werkstoffe nach deren Herstellung mit Verbindungs- oder Füge-technologien meist formschlüssig verbunden [HKH15].

Basierend auf Nestler [Nes14] sowie Ashby [Ash16] lässt sich eine weitere Klassifizierung von intrinsischen und extrinsischen hybriden Werkstoffsystemen auf unterschiedlichen Ebenen ableiten [HKH15]. Die Hybridisierung kann durch die Einführung von Ebenen auf *Scheiben-/Plattenebene*, *Strukturebene* oder *Bauteilebene* erfolgen [HKH15]. Eine Hybridisierung auf Scheiben-/Plattenebene resultiert in mehrschichtigen Werkstoffverbunden/Hybridlaminaten, bestehend aus Schichten unterschiedlicher Werkstoffe. Im Vergleich dazu entstehen durch die Hybridisierung auf Strukturebene Sandwichverbunde, aufgebaut aus zwei Deckschichten sowie einer dazwischenliegenden Kernschicht mit oftmals geringerer Dichte [HKH15]. Werden unterschiedliche Werkstoffe innerhalb eines Bauteils gefügt, so soll im Zuge dieser Arbeit von Hybridisierung auf Bauteilebene gesprochen werden [HKH15].



Abbildung 2.2: Gegenüberstellung der Definitionen und Unterscheidungsmerkmale für intrinsische und extrinsische Hybridisierung.

2.1.2 Anwendungen hybrider Werkstoffsysteme

Die folgende Abbildung 2.3 gibt eine Übersicht zu Anwendungen hybrider Werkstoffsysteme. Im Zuge der Situationsanalyse werden intrinsische und extrinsische Hybridisierungen auf verschiedenen Ebenen betrachtet – von hybriden Schichtmaterialien auf Scheiben-/Plattenebene bis hin zu komplexen hybriden Strukturen auf Bauteilebene. Abbildung 2.3 zeigt die Zusammenfassung ausgewählter im Zuge der Situationsanalyse näher betrachteter hybrider Werkstoffsysteme.

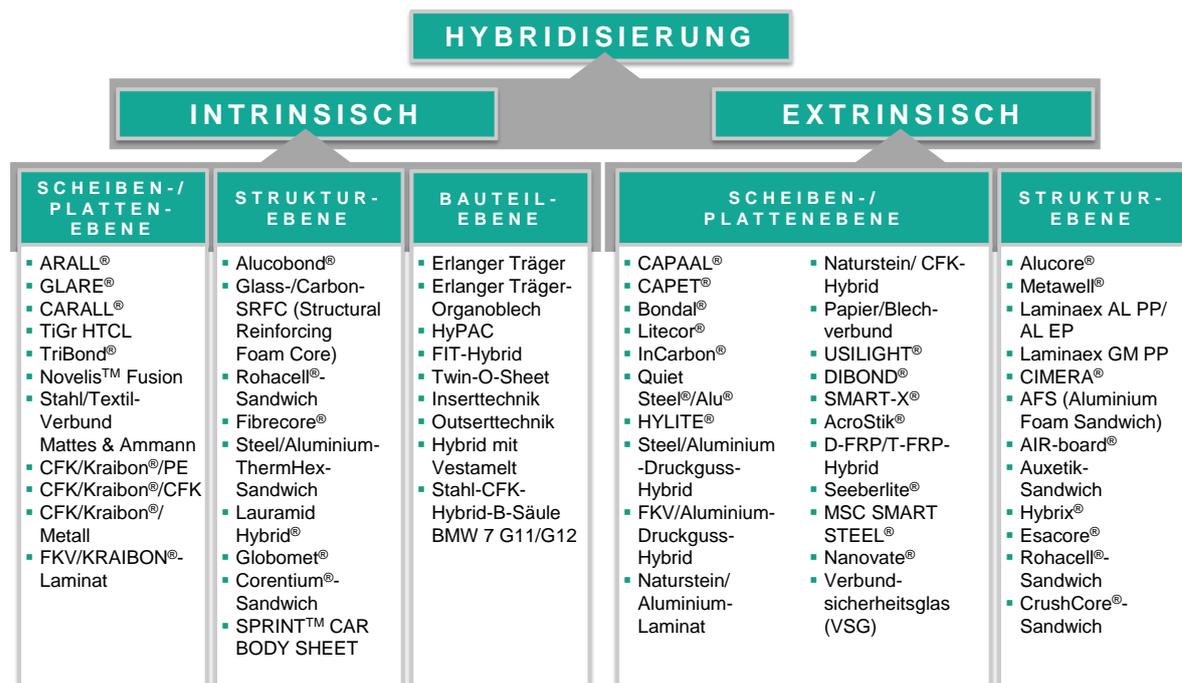


Abbildung 2.3: Übersicht der im Zuge der Situationsanalyse näher betrachteten hybriden Werkstoffsysteme.

2.1.3 Physikalische Wirkmechanismen

Das folgende Kapitel führt zunächst notwendige Begrifflichkeiten zu diesem Themengebiet ein und stellt die Vorgehensweise zur Ableitung der Wirkmechanismen vor. Des Weiteren werden die Anforderungen an Werkstoffe in der Fahrzeugstruktur angeführt, die eine gezielte Aufarbeitung und Kategorisierung der unterschiedlichen Wirkmechanismen ermöglichen. Auf Basis dieser Anforderungen folgt die Vorstellung unterschiedlicher Mechanismen und die Zuordnung dieser zu den jeweiligen Kategorien.

Um den Begriff *Wirkmechanismus* definieren zu können, werden zunächst die Begriffe *Effekt* sowie *physikalischer Effekt* eingeführt. Der Begriff Effekt steht nach VDI 2221 [VDI] für das „immer gleiche, vorhersehbare, durch Naturgesetze bedingte Geschehen physikalischer, chemischer oder biologischer Art“ [VDI, S. 39]. Gemäß Ponn et al. [PL11] wird eine als Gesetzmäßigkeit formulierbare, elementare physikalische Erscheinung, welche sich vorhersehbar

beschreiben lässt, als physikalischer Effekt bezeichnet. Die zur Erfüllung einer Funktion erforderlichen physikalischen Effekte kombiniert mit stofflichen und geometrischen Merkmalen – Wirkgeometrie, Wirkbewegung und Werkstoff – werden als *Wirkprinzip* bezeichnet [FGGT13]. Der Begriff *Wirkmodell* bezeichnet gemäß Ponn et al. [PL11] die prinzipielle Lösungsmöglichkeit für eine technische Aufgabenstellung. Die Vorsilbe *Wirk-* bei Begriffen wie Wirkgeometrie, Wirkbewegung, Wirkprinzip, Wirkmodell sowie Wirkmechanismus bedeutet gemäß Ehrlenspiel et al. [EM17] *funktionsrelevant*. Nach Naefe [Nae12] können die Begriffe Wirkprinzip und Wirkmechanismus gleichermaßen verwendet werden.

Im Zuge dieser Arbeit wird das Zusammenwirken der unterschiedlichen Komponenten des hybriden Werkstoffsystems und somit die zugrundeliegenden physikalischen Effekte kombiniert mit stofflichen sowie geometrischen Merkmalen als *physikalischer Wirkmechanismus* bezeichnet.

Die Ableitung von Wirkprinzipien bzw. Wirkmechanismen erfolgt gemäß dem *Münchener Produktkonkretisierungsmodell (MKM)* [PL11] ausgehend von Anforderungs-, Funktions- oder Baumodellen. Während Anforderungsmodelle technische Entwicklungsziele bzw. erforderliche Eigenschaften des Produktes beinhalten, stellen Funktionsmodelle die Produktfunktionen sowie deren Vernetzung dar [PL11]. Baumodelle beschreiben hingegen auf konkreter Bauelementebene die Darstellungsform eines Produktes [PL11]. Wird beispielsweise ausgehend von der Funktionsebene gestartet, so handelt es sich bei der Ableitung von Wirkprinzipien um einen Konkretisierungsschritt [PL11]. Werden existierende technische Produkte bzw. Baumodelle auf Wirkebene betrachtet, so lassen sich dabei unterschiedliche Ziele verfolgen. Zum einen lässt sich dadurch das Problem- und Systemverständnis erhöhen. Zum anderen kann eine Übersicht über den gesamten Lösungsraum geschaffen oder es können neue Lösungen abgeleitet werden [PL11]. Informationen zur Bauteilgestalt sowie zur Struktur sind in der Regel in technischen Produkten enthalten [PL11]. Herauszufinden, welche Funktionen eine konkrete Produktdarstellung erfüllt und nach welchem Prinzip diese grundsätzlich umgesetzt werden, stellt hierbei die größte Herausforderung dar [PL11]. Zur optimalen Einbringung von Informationen aus bestehenden technischen Produkten in den Entwicklungsprozess, ist es vor allem in der ersten Lösungsfindungsphase erforderlich, existierende Baumodelle auf deren wesentliche Zusammenhänge, das heißt auf die zugrundeliegenden Wirkmechanismen, herunterzubrechen [PL11]. Um dies zu erreichen, werden zunächst mit Hilfe von Lastenheften, Belastungslandkarten, betriebsinternen Normen, Vorschriften und Anweisungen sowie fachlichen Diskussionen mit Ansprechpartnern der jeweiligen Fachbereiche bei der BMW Group in der Automobilindustrie an Werkstoffsysteme gestellte Anforderungen detailliert erarbeitet. Abbildung 2.4 beinhaltet mit der Energieaufnahme, Steifigkeit, Betriebsfestigkeit, Akustik sowie thermische Betriebssicherheit die grundlegenden Kategorien der Anforderungen an derartige Werkstoffsysteme in der Fahrzeugstruktur.

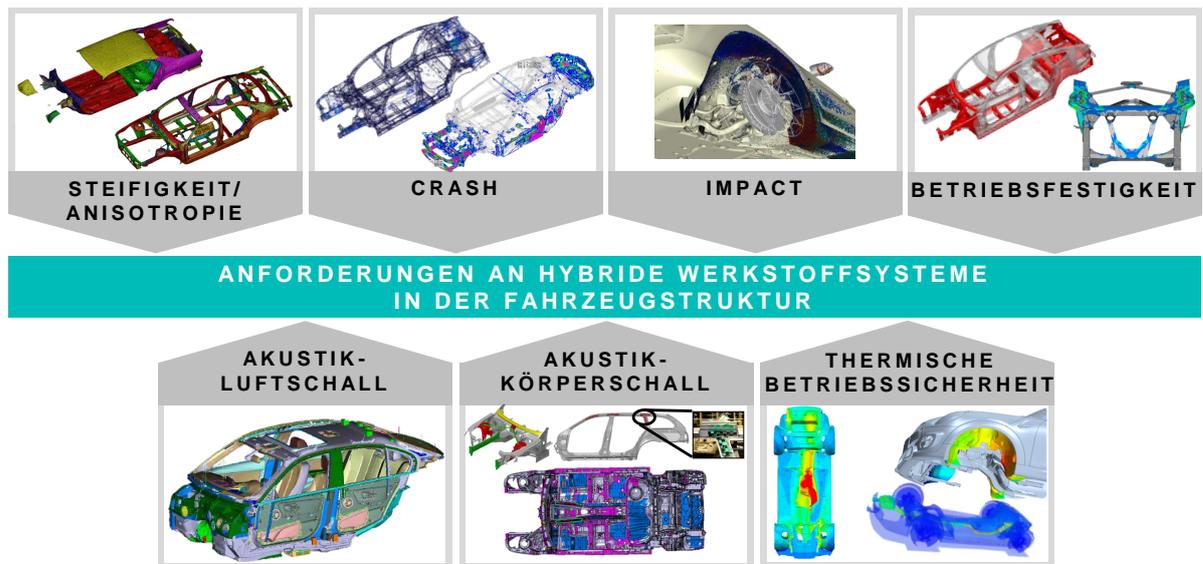


Abbildung 2.4: Grundlegende Kategorien der Anforderungen an hybride Werkstoffsysteme in der Fahrzeugstruktur.

Auf Basis dieser Vorarbeit erfolgt eine gezielte Auswahl bestimmter Anforderungen. Es werden unterschiedliche hybride Lösungen systematisch betrachtet und im Detail analysiert, um herauszufinden, welche der zugrundeliegenden Wirkmechanismen zur Erfüllung der jeweiligen Anforderungen beitragen. Sämtliche aus den Werkstoffsystemen und den Anforderungen abgeleiteten, im Detail betrachteten physikalischen Wirkmechanismen werden in Abbildung 2.5 und Abbildung 2.6 veranschaulicht. Zusätzlich erfolgt eine Zuordnung dieser zu den jeweiligen durch den Mechanismus beeinflussten Anforderungen. Außerdem wird in den folgenden Abschnitten auf Definitionen zu ausgewählten physikalischen Wirkmechanismen näher eingegangen.

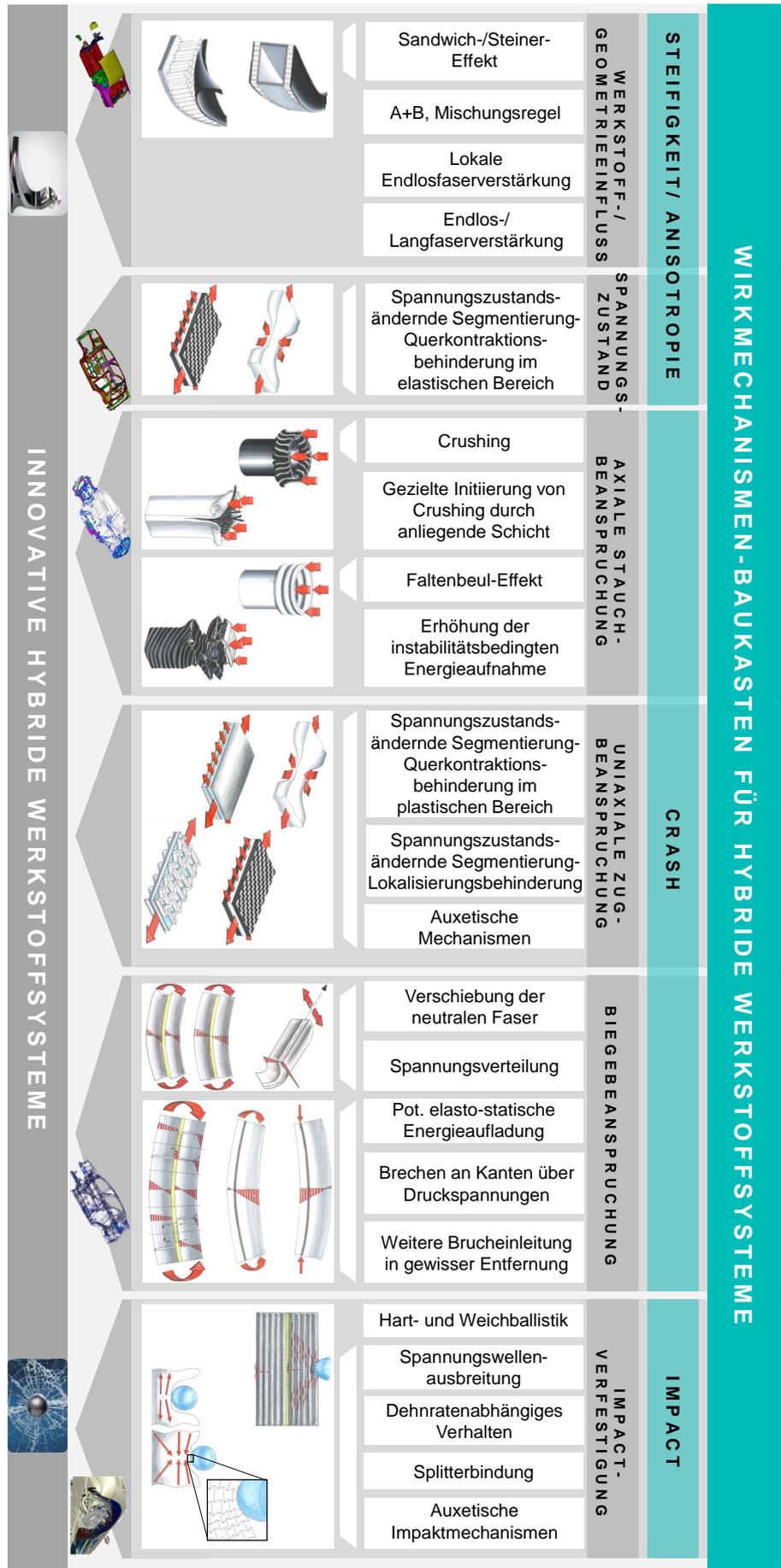


Abbildung 2.5: Übersicht der aus unterschiedlichsten Werkstoffsystemen und Anforderungen abgeleiteten physikalischen Wirkmechanismen (1).

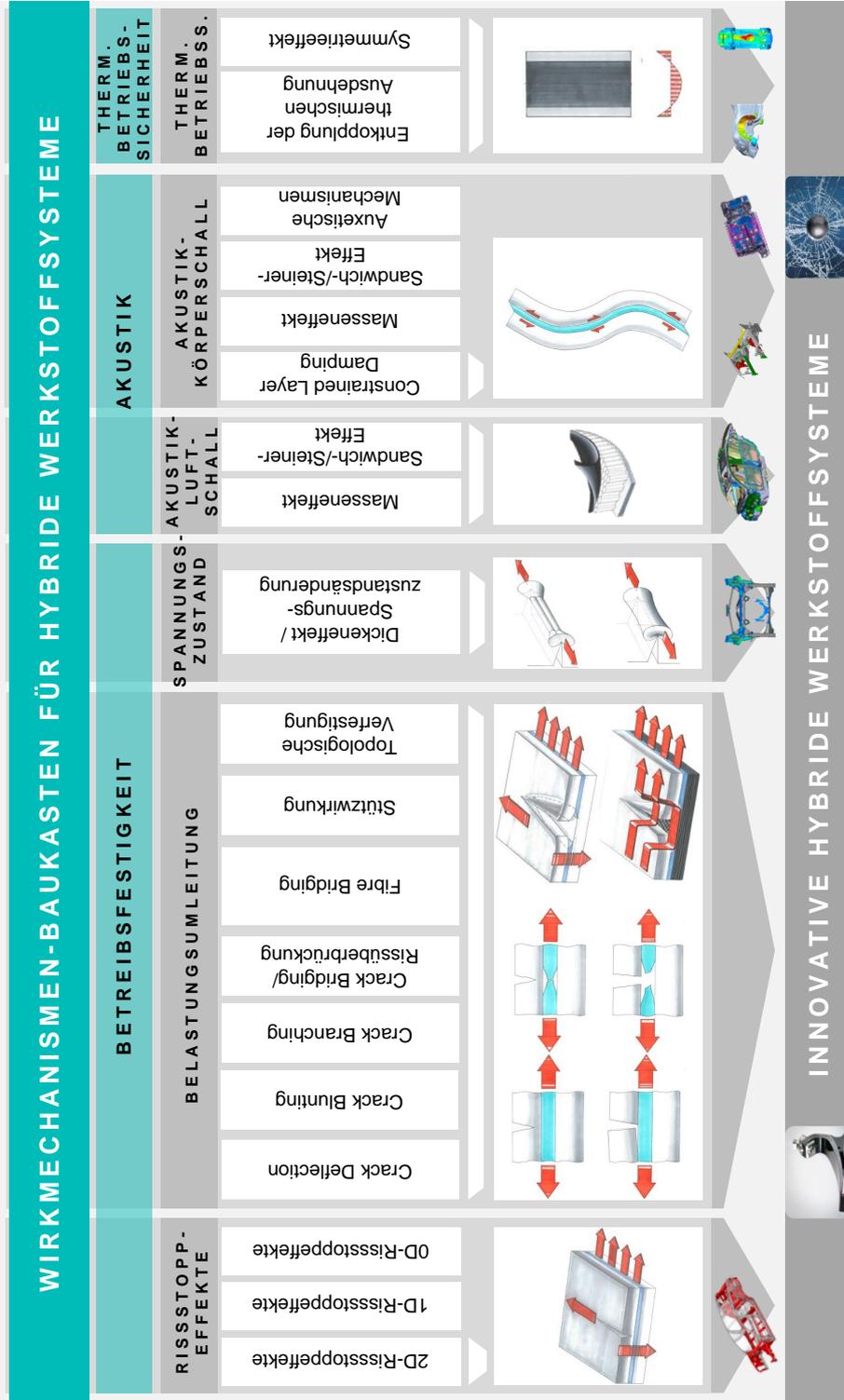


Abbildung 2.6: Übersicht der aus unterschiedlichsten Werkstoffsystemen und Anforderungen abgeleiteten physikalischen Wirkmechanismen (2).

Wirkmechanismen zur Verbesserung der Steifigkeit

Wirkmechanismen zur Steigerung der Biegesteifigkeit: Eine gezielte Erhöhung des Flächenträgheitsmoments und somit der Biegesteifigkeit lässt sich beispielsweise durch den Aufbau einer Sandwichstruktur realisieren.

Sandwich-/Steiner-Effekt: Die Verwendung des Sandwich-Effekts führt zu einem Werkstoffverbund mit einer definierten Geometrie und Abmessung, aufgebaut aus dünnen, steifen Deckschichten und einer leichten, schub- sowie kompressionssteifen Kernschicht. Deck- und Kernschichten sind unter Kraftschluss miteinander verbunden. Die Deckschichten nehmen bei Biegebelastung Zug- und Druckkräfte auf und schützen den Kern gegen punktuellles Eindringen. Die Kernschicht hingegen dient zur Aufnahme der Schubkräfte sowie zum Schutz der Deckschichten gegen Knicken, Knittern und Beulen. Die Erhöhung des Trägheitsmoments ist auf den *Steiner'schen Satz*¹ zurückzuführen, da die beiden tragenden Deckschichten durch den Kern voneinander entfernt und im vorgesehenen Abstand fixiert werden [Wie07]. Gegenüber eines I-Trägers, welcher ebenfalls den *Steiner'schen Satz* nutzt, zeichnet sich ein Sandwichverbund aufgrund der quasi kontinuierlichen Stützung der Deckschichten durch die volle Tragfähigkeit und Steifigkeit in allen Richtungen aus [Wie07, DIN02]. Mit diesem Mechanismus lassen sich Werkstoffsysteme realisieren, die sich besonders für die Aufnahme flächig verteilter Lasten eignen.

Wirkmechanismen zur Steigerung der Zugsteifigkeit: Die Steifigkeit eines Werkstoffsystems unter Zugbelastung kann durch die Behinderung der Querdehnung erhöht werden. Auf Werkstoffverbundebene kann diese Behinderung durch die Hybridisierung mit einer weiteren Komponente mit unterschiedlichem Querdehnungsverhalten realisiert werden.

Querkontraktionsbehinderung im vollständig elastischen Bereich: Weisen beide Komponenten eines Werkstoffverbunds unterschiedliche Querkontraktionszahlen auf, so wird in einem davon, abhängig von Volumenanteilen, Steifigkeitsniveaus und Querkontraktionszahlen, die Querkontraktion während der Belastung behindert. Diese durch die Hybridisierung bedingte Querkontraktionsbehinderung führt dazu, dass sich in den Komponenten ein mehrachsiger Spannungszustand ausbildet. Durch diese gegenseitige Beeinflussung der sich einstellenden Verformungen können bestimmte Verbunde eine erhöhte Steifigkeit aufweisen. Der Grund dafür liegt darin, dass die einachsigen Dehnungen, welche durch die Spannungen in der jeweiligen Richtung erzeugt werden, größer sind als die mehrachsigen Dehnungen. Grundsätzlich ist die Änderung der Steifigkeit monolithischer Werkstoffe bei Behinderung der Querdehnung zum Faktor $1/(1 - \mu^2)$ proportional, wobei μ die Querkontraktionszahl bezeichnet [KMHL02].

¹ Jakob Steiner, Mathematiker, 1796 – 1863.

Wirkmechanismen zur Verbesserung des Crash- und Impaktverhaltens

Wirkmechanismen bei axialer Stauchbeanspruchung: Nach Hull et al. [Hul91] werden bei einer axialen Stauchbeanspruchung im Allgemeinen zwei Versagensarten unterschieden – *Progressive Folding* bzw. *Progressive Crushing*. Durch eine gezielte Hybridisierung und / oder die Nutzung auxetischer Mechanismen lassen sich die unterschiedlichen Energieabsorptionsmechanismen gezielt beeinflussen.

Faltenbeulen: In homogenen, isotropen sowie duktilen Metall- und Kunststoffstrukturen wird das sogenannte *Progressive Folding* beobachtet [Hul91]. Dieser Mechanismus wird im Deutschen als Faltenbeulen betitelt [Fei12]. Sehr dünnwandige Strukturen aus kontinuierlichen Verbundwerkstoffen weisen ebenfalls vorrangig diese Versagensart auf [Hul91]. Beim *Progressive Folding* lassen sich nach Wierzbicki et al. [WA83] durch die Ausbildung einer komplizierten Folge von Falten und Knitterfalten große Verformungen erzielen (Abbildung 2.7a). Das besondere Merkmal dieses Wirkmechanismus besteht darin, dass die Formänderungsenergie sowie die Rate der Energiedissipation auf relativ kleine Bereiche konzentriert ist [WA83]. Die restliche Struktur erfährt lediglich eine Starrkörperbewegung [WA83]. Die Energie wird bei derartigen Strukturen somit hauptsächlich durch lokale plastische Deformation absorbiert [Fei12]. Die Geometrie der sich ausbildenden Falten sowie die Bruchlast werden von der Form sowie der Dimension der Struktur maßgeblich beeinflusst [Hul91].

Progressive Crushing: Im Vergleich zum *Progressive Folding* zeigt sich bei axial stauchbeanspruchten Verbundwerkstoffen überwiegend das sogenannte *Progressive Crushing* [Hul91]. Beim *Crushing* wird eine Zone von mikro- und makroskopischen Brüchen am Ende der Struktur initiiert, welche gleichmäßig entlang der Länge der Struktur fortschreitet [Hul91]. Während dieses *Crushings* tritt eine Kombination von komplexen mikro- und makroskopischen Bruchvorgängen – Faser- und Zwischenfaserbrüche sowie Delamination und Reibung – auf (Abbildung 2.7b) [Fei12]. Beeinflusst wird die spezifische Energieabsorption dabei gemäß Hull et al. [Hul91] vor allem durch die folgenden, in Wechselwirkung stehenden, Einflussgrößen:

- Mikroskopische Bruchvorgänge an der *Crushing-Zone*
- Kräfte, die in dieser Zone wirken
- Mikrostrukturelle Parameter des Verbundwerkstoffs
- Form und Dimension der Komponente
- Versuchsparameter

Bei den *Crushing-Modi* werden grundsätzlich zwei Extreme unterschieden, das *Splaying* sowie die *Fragmentation* [Hul91].

Erhöhung der instabilitätsbedingten Energieaufnahme durch anliegende Schicht: Bei axial beanspruchten Metallstrukturen wird die Energie in Form von Faltenbeulen und somit durch lokale plastische Deformation absorbiert. Werden derartige Strukturen gezielt mit Verbundwerkstoffen verstärkt, so erhöht sich die Formänderungsenergie und somit das Energieabsorptionsvermögen. Durch die Verstärkung mit transversal verlaufenden FKV-Schichten

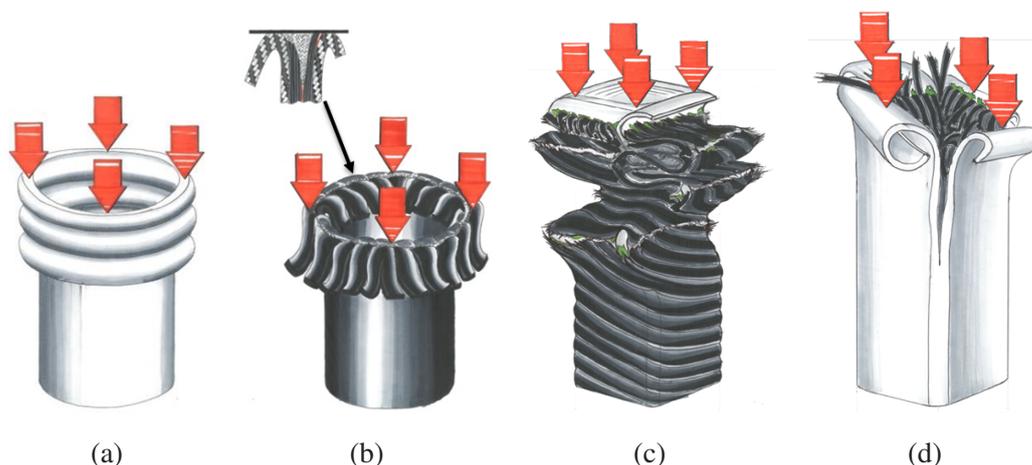


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung der bei axialer Stauchbeanspruchung möglichen Mechanismen a) Faltenbeulen, b) Progressive Crushing, c) Erhöhung der instabilitätsbedingten Energieaufnahme durch anliegende Schicht und d) gezielte Initiierung von Crushing durch anliegende Schicht.

lässt sich lokales Beulen begrenzen (Abbildung 2.7c) [SF06]. Dadurch werden die instabilitätsbedingten Verformungsmechanismen beeinflusst, die Formänderungsenergie erhöht und unter Umständen lässt sich ein vollkommen veränderter, effektiverer Ausfallmodus erzielen [WBC92]. Durch die Interaktion zwischen Werkstoffen, die Stabilisierung und die Verfestigung des bei Metallen auftretenden Faltenbeulmechanismus kann eine Erhöhung der Energieabsorption erreicht werden.

Gezielte Initiierung von Crushing durch Stützwirkung der anliegenden duktilen Schicht:

Abhängig von den Faktoren Faser- und Matrixwerkstoff, Faserorientierung, Lagenaufbau, Geometrie und Belastungszustand neigen Profile aus faserverstärkten Kunststoffen bei axialer Stauchbelastung dazu, in ziemlich große Stücke oder in einzelnen Lagen zu brechen [DFLH17]. Dadurch ist bei axial beanspruchten Verbundwerkstoffstrukturen oftmals eine große Streuung des Energieabsorptionsvermögens zu beobachten. Wird eine Basisstruktur aus Verbundwerkstoff mit einer speziell ausgelegten umliegenden Metallschicht, die einer Metalleinhausung entspricht, verstärkt, so zeigt sich ein sprödes Bruch- und Delaminationsmuster (Abbildung 2.7d) [DFLH17]. Durch die Stützwirkung des umliegenden Metalls lässt sich das Crushing gezielter und über einen längeren Zeitraum in der Basisstruktur initiieren. Die entstehenden Bruchstücke werden durch die Stahlbewehrung zusammengehalten und zu weiteren Bruchvorgängen gezwungen. Zusätzlich drängt die umhüllende Schicht die FKV-Komponente dazu, sich in den inneren Hohlraum der Struktur zu falten [DFLH17]. Durch gezielte Umsetzung dieses Mechanismus lässt sich eine wesentlich höhere Energieabsorption erreichen.

Verfestigung durch Nutzung auxetischer Mechanismen: Der Begriff *auxetisch* beschreibt Werkstoffe bzw. Strukturen, deren Querkontraktions- bzw. Poissonzahl negativ ist [Lov13]. Konventionelle, nicht-auxetische Strukturen zeigen unter Axialdruck ein Ausbauchen und somit eine Querschnittsvergrößerung bei Druckbelastung. Eine auxetische Struktur wölbt sich hingegen nach innen und resultiert in einer Verkleinerung der Querschnittsfläche. Unter axialer

Crashbelastung führt dieses Verhalten dazu, dass auxetische Strukturen nach innen kollabieren, wodurch die Energieabsorptionseigenschaften positiv beeinflusst werden können [OFR⁺08, ORW11]. Durch die Erzeugung einer hybriden Struktur, bestehend aus auxetischen und nicht-auxetischen Werkstoffen lässt sich das Tragverhalten unter Axialdruck wesentlich verbessern. Die entgegengesetzt gerichteten Deformationsmechanismen auxetischer und nicht-auxetischer Strukturen führen im Verbund zur Reduzierung der Spannungen innerhalb der hybriden Struktur. Eine zunehmende Belastung bedingt eine Verstärkung dieses Effekts [OFR⁺08, ORW11].

Wirkmechanismen bei Zugbeanspruchung: Weisen die Komponenten eines Werkstoffverbunds zum Beispiel ein unterschiedliches Querkontraktions-, Verfestigungs- oder Einschnürverhalten auf, so beeinflussen sich die Verbundpartner gegenseitig in ihrem Verformungsverhalten. Im Vergleich zu den jeweiligen monolithischen Werkstoffen verändert sich bei der Deformation durch die Hybridisierung deren Spannungs- und Dehnungszustand. Je nachdem welche Werkstoffe bzw. Strukturen in Verbindung gebracht werden, können bei Zugbeanspruchung unterschiedliche Mechanismen zu einer Beeinflussung des Deformationsverhaltens beitragen. Diese Effekte werden unter dem Begriff *spannungszustandsändernde Segmentierung* zusammengefasst.

Querkontraktionsbehinderung: Weisen zwei Werkstoffe ein unterschiedliches Querdehnungsverhalten auf, so lässt sich durch die gezielte Kombination zu einem Werkstoffverbund eine Bruchdehnungserhöhung gegenüber den monolithischen Werkstoffen erzielen. Wird beispielsweise eine Metallkomponente mit einem FKV (z.B. [0°/90°]-Lagenaufbau) in Verbindung gebracht, so lässt sich ein derartiger Effekt beobachten. Aufgrund des einschränkenden Effekts des FKV auf die anliegende Metalllage wird die Querdehnung im Metall während der Zugbeanspruchung behindert (Abbildung 2.8a). Durch die zusätzliche Beanspruchung quer zur Belastungsrichtung wird dem Metall ein bestimmter Dehnungszustand aufgeprägt, welcher in einem erhöhten Verformungsvermögen resultieren kann [DLFH15]. In der FKV-Schicht werden während der Verformung aufgrund des Querdehnungsverhaltens der Metallphase Druckspannungen in Querrichtung induziert. Druckspannungen quer zur Belastungsrichtung können bei FKV zusätzlich zu einer Erhöhung der Bruchdehnung in Richtung der Belastung führen [Kumazawa]. Beide Effekte können somit zu einer Erhöhung der Bruchdehnung in Belastungsrichtung des Verbunds beitragen [DLFH15].

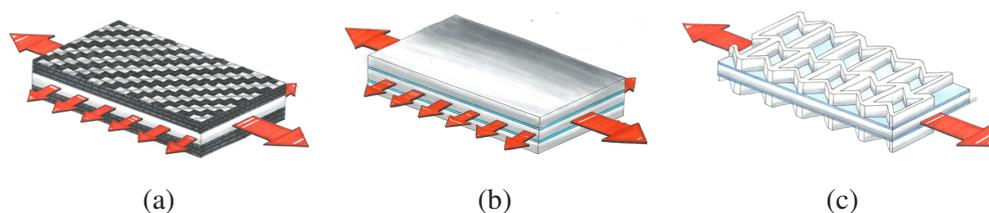


Abbildung 2.8: Schematische Darstellung der a) Querkontraktions- und b) Lokalisierungsbehinderung sowie c) der auxetischen Mechanismen.

Lokalisierungsbehinderung: Werden Werkstoffe mit unterschiedlichem Verfestigungsverhalten und unterschiedlichen Bruchdehnungen zu einem Werkstoffverbund gefügt, so lässt sich eine Erhöhung der Bruchdehnung im Vergleich zum spröden monolithischen Werkstoff erzielen. Während Einzelwerkstoffe mit vergleichsweise geringer Bruchdehnung nach Erreichen der Gleichmaßdehnung lokal einschnüren, wird diese Einschnürung im Verbund durch den anliegenden duktileren Werkstoff behindert (Abbildung 2.8b). Diese Behinderung der Lokalisierung resultiert in einer Erhöhung der Bruchdehnung dieser Werkstoffkomponente [YOK⁺10, OTK⁺10].

Duktilitätserhöhung durch Nutzung auxetischer Mechanismen: Während eine Zugbelastung bei konventionellen Werkstoffen zu einer Verlängerung in Belastungsrichtung sowie einer negativen Querdehnung führt, resultiert eine Zugbelastung bei auxetischen Werkstoffen bzw. Strukturen in einer Verlängerung in allen drei Raumrichtungen [ORW11]. Werden auxetische und nicht-auxetische Werkstoffe in Verbindung gebracht und in der Ebene auf Zug beansprucht, so lässt sich eine Erhöhung der Bruchdehnung erzielen. Im Verbund wirkt die negative Querdehnung der auxetischen Struktur der positiven Querdehnung des nicht-auxetischen Werkstoffs entgegen. Dadurch wird den beiden Komponenten ein zunehmend multiaxialer Dehnungszustand aufgeprägt, was in einem erhöhten Verformungsvermögen der Gesamtstruktur resultieren kann (Abbildung 2.8c).

Wirkmechanismen bei Biege- und Impaktbeanspruchung: Werden Werkstoffverbunde mit einer Biege- oder Impaktbelastung beaufschlagt, so können in Abhängigkeit der zu kombinierenden Werkstoffe, des gewählten Lagenaufbaus und der eingesetzten Verbindungstechnik die folgenden unterschiedlichen Wirkmechanismen wirksam werden.

Verschiebung der neutralen Ebene: Wird ein Werkstoff auf Biegung beansprucht, so werden an der äußeren konvexen Oberfläche Zugspannungen induziert, wohingegen an der konkaven Oberfläche Druckspannungen wirken. Das Maximum der Spannungen wird in den äußeren Bereichen erreicht und nimmt in Richtung des Materialinneren ab. In der Nähe des Zentrums befindet sich die sogenannte neutrale Ebene, bei der keine Dehnung in Zugrichtung oder Kompression in Druckrichtung vorliegt [VB89]. Während bei symmetrischen Aufbauten die neutrale Achse durch den Schwerpunkt des Querschnitts hindurchtritt, kann sich bei unsymmetrischen Aufbauten eine ungleichmäßige Verteilung an zug- und druckbeanspruchten Flächenanteilen einstellen (Abbildung 2.9a) [VB89]. Werden beispielsweise im Druckbereich Werkstoffe mit hervorragenden Druckeigenschaften und auf der Zugseite Materialien mit vorteilhaften Eigenschaften bei Zugbelastung eingesetzt, so können die Werkstoffe im Verbund ihr Potenzial für den Biegelastfall bestmöglich ausschöpfen.

Spannungsverteilung: Werden die Zug- und Druckspannungen im Mehrschichtverbund bei quasistatischer Biege- oder lokaler Impaktbeanspruchung betrachtet, ergibt sich abhängig von der Verbundart eine jeweils andere Spannungsverteilung über der Materialdicke [XHZ08]. Im Vergleich zum quasi-monolithischen Aufbau, bei dem sich die Verteilung einheitlich über den ganzen Verbund erstreckt, zeigt sich im Teilverbund ein unstetiger Verlauf (Abbildung 2.9b)

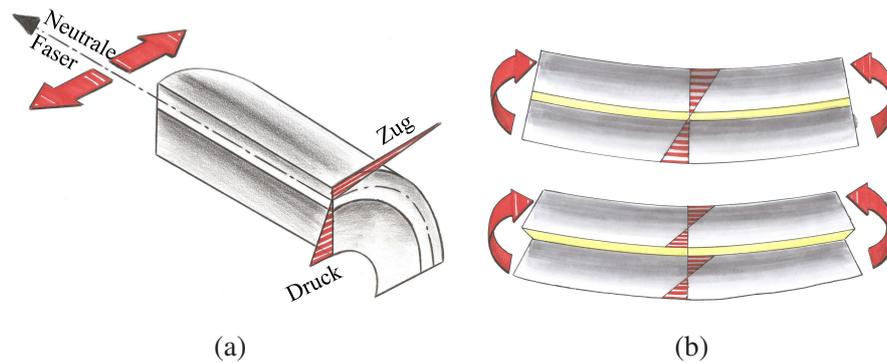


Abbildung 2.9: Schematische Darstellung der Wirkmechanismen a) Verschiebung der neutralen Faser (vgl. [VB89]) und b) Spannungsverteilung (vgl. [XHZ08]).

[XHZ08]. Unter quasistatischer Biege- oder Impaktbelastung sind besonders schubweiche Klebeschichten nicht in der Lage die auftretenden Belastungen zwischen den einzelnen Schichten zu übertragen [XHZ08]. Aus diesem Grund verhalten sich die einzelnen Schichten nahezu wie eigenständige Biegeträger. In den Lagen bildet sich jeweils eine neutrale Ebene aus, an welcher sich die Deformationen orientieren (Abbildung 2.9b). Dies führt oftmals zur Delamination zwischen den Schichten, die ebenfalls gezielt zur Energieabsorption genutzt werden kann [XHZ08, WTC91]. Eine Optimierung des Impaktverhaltens ist durch einen Aufbau mit mehreren schubweichen Zwischenschichten möglich, da sich in diesem Fall mehrere Spannungsebenen im Werkstoffsystem ausbilden. Außerdem kann durch die Anwendung von schubsteifen Klebeschichten eine globale Aufgabentrennung aufgrund einer unterschiedlichen Beanspruchung (Zug-/Druckbeanspruchung) der einzelnen Schichten angestrebt werden.

Potenzielle elasto-statische Energieaufladung: Mit der Erzeugung eines Vorspannungszustandes wird die Struktur mit potenzieller elasto-statischer Energie aufgeladen. Die Umsetzung dieses Mechanismus ist nur dann sinnvoll, wenn damit in der Konstruktion vorhandene, im ungespannten Zustand aber ungenutzte Tragreserven aktiviert werden. Hierfür sind beispielsweise Konstruktionselemente aus Werkstoffen mit einer materialabhängigen Asymmetrie der Festigkeit von Interesse (z.B. Beton). Beim Spannbeton werden über den vorgespannten Stahl Druckspannungen im Beton induziert, da dieser im monolithischen Zustand eine geringe Zugfestigkeit aufweist (Abbildung 2.10a) [Kom05, Rog10]. Diese Druckspannungen müssen erst überwunden werden, bevor aufgrund der einwirkenden Belastung Zugspannungen im Beton induziert werden [Kom05]. Im Gebrauchszustand lassen sich dadurch Zugspannungen im Beton vermeiden oder unterhalb eines festgelegten Grenzwertes halten. Dadurch lässt sich bei einer Laststeigerung in Zugrichtung über einen längeren Zeitraum ein ungerissener Zustand realisieren [Kom05, Rog10].

Brechen an den Kanten über Druckspannungen durch Splitterbindung: Werden gebrochene spröde Segmente durch eine geeignete Zwischenschicht auch nach dem ersten Brechen zusammengehalten (Splitterbindung), so können die Bruchstücke maßgeblich zum Lastabtrag beitragen (z.B. bei Verbundsicherheitsglas) [Kot07, Fei10, KM99]. Während auf der Zugseite haftende Bruchstücke nur bedingt zum Lastabtrag beitragen können, werden Bruchstücke auf

der Druckseite dazu gezwungen, an deren Kontaktflächen Druckkräfte zu übertragen und weiter zu brechen [Kot07]. Durch diese erzwungenen weiteren Bruchvorgänge lässt sich Energie effizient absorbieren. Treten Biegebeanspruchungen in intakten Bereichen auf, so muss die Zwischenschicht überwiegend Schubspannungen übertragen. Zwischen den einzelnen auf der Zugseite haftenden Bruchstücken muss die Zwischenschicht Zugspannungen übertragen damit an den Kontaktflächen der Bruchstücke auf der Druckseite die Beanspruchung effektiv aufgebaut wird (Abbildung 2.10b) [Kot07]. Es bildet sich somit ein Kräftepaar, bestehend aus der Zugkraft in der Zwischenschicht und der Druckkraft an den Kontaktflächen. Bei ausreichender Dehnsteifigkeit, Zugfestigkeit und ausreichendem Adhäsionsvermögen der Zwischenschicht lässt sich ein zusätzliches Brechen an den Kanten erzielen [Kot07, Fei10].

Weitere Brucheinleitung bei ausreichendem Bruchlinienversatz: Tritt bei einer Beanspruchung auf Biegung ein Versagen der auf Zug beanspruchten Schicht auf, so lässt sich bei ausreichendem Bruchlinienversatz die Belastung durch die andere Schicht abtragen [Kot07]. Bei zu geringer verbleibender Verbundlänge wäre die Zwischenschicht sehr hohen Zugbeanspruchungen ausgesetzt [Kot07]. Tritt ein Versagen in der auf Druck beanspruchten Schicht auf und liegt zusätzlich ein ausreichender Bruchlinienversatz vor, so lässt sich eine Krafteinleitung in die Bruchstücke realisieren [Kot07]. Es kann bei Belastung sowohl ein weiteres Zugversagen in der zugbeanspruchten Schicht, als auch ein Brechen an den Kanten in der auf Druck beanspruchten Schicht auftreten (Abbildung 2.10b) [Kot07, Fei10]. Eine wesentlich höhere Resttragfähigkeit sowie ein vermehrtes Herbeiführen von weiteren Brüchen lässt sich unter Verwendung dieses Mechanismus realisieren [Kot07, Fei10].

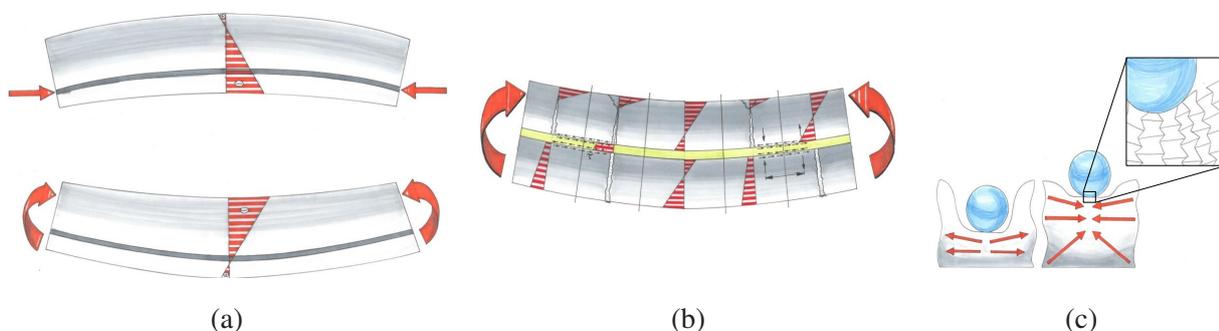


Abbildung 2.10: Schematische Darstellung der a) potenziellen elasto-statischen Energieaufladung, b) der Mechanismen bei Splitterbindung und c) der auxetischen Impaktmechanismen.

Hart- und Weichballistik: Bei einem Hochgeschwindigkeitsaufprall sollte die erste mit dem Projektil in Kontakt tretende Schicht des Mehrschichtverbunds einen möglichst hohen Eindringwiderstand aufweisen [CB03]. Dadurch kann die Kernschicht die Funktion der Schubübertragung sowie die Deckschichtstabilisierung übernehmen. Besonders in der sogenannten Hart- und Weichballistik wird dieser Effekt zur Energieaufnahme genutzt [CB03]. Trifft ein scharfkantiges Projektil auf mehrschichtige Panzerungssysteme, so bildet die erste Lage den Durchschusskanal [CB03]. Während sich die restlichen Lagen wie eine Membran verhalten und somit eine elastische Belastungsantwort liefern, zeigen Schichten nahe der Aufprallfläche eine inelasti-

sche Antwort [CB03]. Mit Hilfe dieses Mechanismus lässt sich neben der Energieabsorption beispielsweise auch die Steifigkeit der Verbunds gezielt beeinflussen [Cun99].

Spannungswellenausbreitung: Die dem Impaktor zugewandten Schichten sind häufig für die Aufnahme des Impulses sowie dessen gleichmäßige Verteilung an die anliegenden Schichten verantwortlich. Es bildet sich eine elastische Druckwelle aus, die sich innerhalb des Verbunds ausbreitet [PLVHOC99, GD02]. Die Wellen stoßen während der Impulsausbreitung an Materialgrenzen. An diesen Grenzen werden die Wellen reflektiert oder an die nächste Schicht übermittelt [PLVHOC99, GD02]. Dieser Übergang von einer Schicht in die nächste führt zu einer Änderung der Eigenschaften der Welle. Welcher Anteil an der Grenzfläche reflektiert und welcher in die nächste Schicht geleitet wird, ergibt sich aus dem Wellenwiderstandsverhältnis der beiden Werkstoffe [PLVHOC99, GD02]. Eine umgehende Lastverteilung, welche in einer schnellen Impulsübertragung resultiert, führt zur Beteiligung eines größeren Anteils des Zielobjekts an Energieabsorptionsprozessen sowie in weiterer Folge zu einer Minimierung der lokalisierten Impaktbelastung [PLVHOC99, GD02]. Durch Einbringen einer Schicht in den Werkstoffverbund, die eine rasche Ausbreitung der Spannungswellen ermöglicht, lässt sich dieser Mechanismus gezielt nutzen [PLVHOC99, GD02].

Impaktverfestigung durch dehnratenabhängiges Materialverhalten: Bei der sogenannten *Scherverdickung*, engl. *shear thickening*, handelt es sich um ein nicht-newtonsches Fließverhalten. Dieses ist charakterisiert durch einen signifikanten Anstieg der Viskosität mit steigender Scherrate. Werkstoffe, welche dieses Verhalten aufweisen (z.B. Elastomere), reagieren bei einem Impaktvorgang im Niedriggeschwindigkeitsbereich mit einer gewissen Nachgiebigkeit, wohingegen sie im Hochgeschwindigkeitsbereich einen hohen Eindringwiderstand aufweisen [LWW03, Hof12]. Der Grund dafür liegt im erläuterten dehnratenabhängigen Materialverhalten. Durch den gezielten Einsatz dieses Mechanismus lässt sich sowohl das Dämpfungs- als auch das Impaktverhalten von Mehrschichtverbunden beeinflussen.

Auxetische Impaktmechanismen: Hinsichtlich Impaktverhalten lässt sich durch eine auxetische Struktur oder ein auxetisches Material eine wesentliche Verbesserung erzielen. Während eine Impaktbelastung bei konventionellen Werkstoffen zu einem Ausweichen quer zur Belastungsrichtung führt, resultiert diese bei auxetischen Werkstoffen in einer Komprimierung und somit Verdichtung in allen drei Raumrichtungen (Abbildung 2.10c) [ORW11]. Dadurch ergibt sich im Vergleich zu nicht-auxetischen Strukturen bzw. Werkstoffen ein erhöhter Eindringwiderstand.

Wirkmechanismen zur Verbesserung der Betriebsfestigkeit

Wirkmechanismen zur Steigerung der Zähigkeit: In mehrschichtigen Werkstoffverbunden lassen sich gemäß Lesuer et al. [LSS⁺96], Wadsworth et al. [WL00], Schijve et al. [Svvh79, Sch94, Sch93] sowie Ritchie et al. [RYB89] unter anderem die Wirkmechanismen *Crack Deflection*, *Crack Blunting*, *Crack Branching*, *Supporting Effect* bzw. *Crack Bridging*, *Fibre Bridging* und *Stress Redistribution* unterscheiden. Diese Mechanismen können auch in

Kombination auftreten. Ausgehend von einem Anriss breitet sich der Riss in der Regel sowohl in Breiten- als auch in Dickenrichtung aus (Abbildung 2.11a). Aufgrund der geschichteten Struktur, der damit verbundenen Unterteilung sowie der Klebeverbindung mit verhältnismäßig niedriger Steifigkeit wird der Rissfortschritt erheblich behindert. Hierbei verringert sich der Spannungsintensitätsfaktor in der anliegenden Schicht [Sch94, Sch93]. Auf Basis dessen führen Mills et al. [MH75] und Hertzberg [Her96] den Begriff *Crack Arrestor Direction* für diese Richtung des Risswachstums ein.

Crack Deflection: Abhängig vom untersuchten Werkstoff oder von der Materialkombination kann der Mechanismus *Crack Deflection* bzw. *Rissumlenkung* das Risswachstum erheblich beeinflussen. Werden in einem monolithischen Werkstoff beispielsweise Partikel mit einem hohen Aspektverhältnis, Fasern oder Poren eingebracht, so lässt sich der Riss umlenken und die Risszähigkeit erhöhen. Wenn bei einem mehrschichtigen Aufbau der fortschreitende Riss die erste Lage durchdrungen hat und die anliegende Schicht erreicht, tritt hierbei Delamination an der Grenzfläche zwischen gerissener und dazwischenliegender Schicht auf. Diese lokale Delamination führt zur Rissumlenkung und so zu einer wesentlichen Verringerung der Modus I-Komponente des lokalen Spannungsintensitätsfaktors. Der Grund dafür liegt darin, dass sich durch diese Umlenkung, der Riss nicht mehr in der Ebene mit maximaler Belastung befindet [LSS⁺96, WL00, Svvh79, Sch94, Sch93, RYB89].

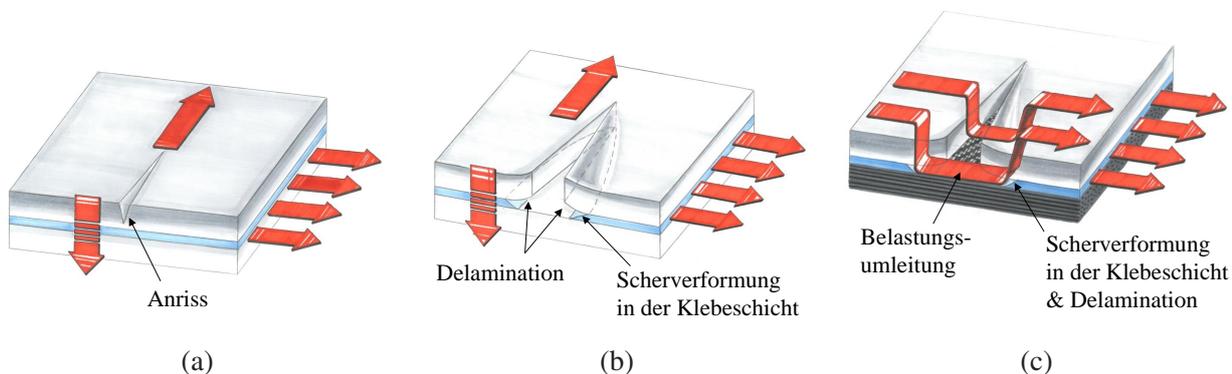


Abbildung 2.11: Schematische Darstellung der a) Rissausbreitung ausgehend von einem Anriss, der b) Rissöffnung aufgrund von Delamination und Scherverformung des Klebstoffs sowie der c) Rissüberbrückung (vgl. [HKH15]).

Crack Blunting: Erreicht der fortschreitende Riss eine bereits über der Dicke hinweg gerissene duktile Zwischenschicht (z.B. gerissene Klebeschicht), so kommt der Wirkmechanismus *Crack Blunting* bzw. *Rissabstumpfung* zum Tragen. Da diese anliegende Schicht bereits einen Riss über der gesamten Schichtdicke aufweist, kommt es zum einen zu einer Umlenkung aufgrund von Delamination und zum anderen zu einer Abstumpfung der Risspitze (Abbildung 2.11b). Für ein weiteres Risswachstum in der anliegenden intakten Schicht muss der Riss in dieser Lage erst neu initiiert werden. Für diese Reinitiation sind wesentlich höhere Energien erforderlich, wodurch der Übergang eines Risses von der einen in die nächste Schicht zu wesentlich höheren Lastspielzahlen verzögert wird [LSS⁺96, WL00, RYB89, RL86, HKH15].

Crack Branching: Ein in der Praxis oft auftretender Wirkmechanismus ist das sogenannte *Crack Branching* bzw. die *Rissverzweigung*. Dieser Mechanismus führt zu einer Teilung des fortschreitenden Risses in mehrere Risse mit unterschiedlichen Wachstumspfaden. Ein Teil der Rissausbreitung kann folglich in Form von Delamination an der Grenzfläche erfolgen, während ein anderer Teil sich unter gewissen Umständen weiterhin in Dickenrichtung in der dazwischenliegenden Schicht ausbreitet. Durch eine derartige Rissverzweigung lässt sich die Reinitiiierung in die intakte Schicht ebenfalls verzögern [Sch94, Sch93, HKH15].

Crack Bridging: Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit in der gerissenen Lage lässt sich darüber hinaus durch den *Supporting Effect* bzw. die *Stützwirkung* der anliegenden intakten Lage reduzieren. Bei monolithischen Materialien, welche einen Riss über der gesamten Dicke hinweg aufweisen, kann die Last ausschließlich um die Risspitze geleitet werden. Im Gegensatz dazu formen die intakten Lagen einer geschichteten Struktur einen zweiten Lastpfad (Abbildung 2.11c). Dadurch wird es möglich einen Teil der Last in diesen Überbrückungslastpfad zu leiten, was die Betriebsfestigkeit wesentlich verbessert. Abgeleitet von diesem Überbrückungslastpfad wird dieser Wirkmechanismus auch als *Crack Bridging* bzw. *Rissüberbrückung* bezeichnet. Im Vergleich zum Mechanismus der Rissumlenkung wird die Ausprägung der Rissüberbrückung hier wesentlich stärker durch Steifigkeits- und Zähigkeitsunterschiede zwischen Metall- und Klebstofflage beeinflusst. Die Schubsteifigkeit dieser Lage sowie das Auftreten von Delamination bestimmen demnach den Rissfortschritt [Svvh79, Sch94, Sch93, HKH15].

Fibre Bridging: Die Stützwirkung bei hybriden Schichtverbunden lässt sich durch die Verwendung von Faserverbundschichten als Verbindungspartner weiter erhöhen. Im Vergleich zu reinen mehrschichtigen Metallverbunden wird der Mechanismus bei der Verwendung von speziellen Verbundwerkstoffen als *Fibre Bridging* bezeichnet. Diese verstärkte Unterstützung wird durch intakte Fasern, welche quer zur Richtung des Risswachstums ausgerichtet sind, erreicht. Die Faserverbundschicht formt einen zweiten Lastpfad. Diese Umleitung der Lasten in die orientierten, hochfesten sowie ermüdungsfesten faserverstärkten Schichten führt innerhalb der rissempfindlichen Schicht zu einer Entlastung in der Umgebung der Risspitze (Abbildung 2.11c). Dadurch lassen sich im Vergleich zu monolithischen Werkstofflösungen die Rissausbreitungsgeschwindigkeiten erheblich reduzieren [Mar83, Mar88, Ald05, Ald07, Ald15, AV01]. *Fibre Bridging* lässt sich auch in monolithischen FKV's umsetzen. Ähnlich wie bei Mehrschichtaufbauten fungieren die intakten Fasern bei Matrixbruch quer zu den Fasern sowie weiterer Belastung in Faserrichtung als Brücken. Dadurch lässt sich die weitere Rissöffnung behindern [HKH15].

Wirkmechanismen zur Beeinflussung des Spannungszustands: Die plastische Zone an der Risspitze und somit das Rissausbreitungsverhalten zeigt gemäß Broek [Bro88, Bro84] eine starke Abhängigkeit von der Dicke. Dieser sogenannte Dickeneffekt lässt sich bei Werkstoffverbunden nutzen, um das Risswachstum gezielt zu beeinflussen.

Dickeneffekt: Ein weiterer Vorteil ergibt sich hinsichtlich der Betriebsfestigkeit durch den Aufbau von sehr dünn-schichtigen Laminaten. Diese bestehen aus vielen sehr dünnen Lagen,

welche unter Betriebslast einen vorteilhaften Effekt auf das Rissausbreitungsverhalten zeigen [SvvH79, Sch94, Sch93, Mar83, Mar88, Ald05, Ald07]. Dies begründet sich dadurch, dass in sehr dünnen Schichten ein überwiegend ebener Spannungszustand (ESZ) in der Umgebung der Risspitze vorliegt [Bro88, Bro84]. Die maximale Schubspannung tritt in diesem Fall unter 45° zur x_1 - x_2 -Ebene auf [Bro88, Bro84]. Demzufolge bildet sich für das plastische Fließen ein Gleitmechanismus, wie in Abbildung 2.12a dargestellt, aus [GS07]. Die Ausdehnung dieser plastischen Zone in x_2 -Richtung beschränkt sich auf die Größe der Lagendicke [GS07] und führt zu einer, wie in Abbildung 2.12a dargestellten, streifenförmigen Ausbildung in x_1 -Richtung [Bro88, Bro84]. Im Gegensatz dazu tritt in dicken Lagen ein nahezu ESZ nur an der Oberfläche auf (Abbildung 2.12b). Über die Dicke hinweg bildet sich überwiegend ein ebener Verzerrungszustand (EVZ) aus [Bro88, Bro84]. Dieser EVZ im Inneren bedeutet, dass die maximale Schubspannung zum größten Teil in unter 90° zur x_1 - x_2 -Ebene ausgerichteten Schnitten auftritt [GS07]. Dieser auftretende Gleitmechanismus, welcher in Abbildung 2.12b abgebildet ist, resultiert in einer Abstumpfung der ursprünglich scharfen Risspitze sowie einer Öffnung des Risses [Bro88, Bro84, GS07]. Bei dünnen Schichten (bis B_0) lassen sich vergleichsweise höhere Spannungsintensitätsfaktoren erreichen bevor ein weiterer Rissfortschritt auftritt (Abbildung 2.12c) [Bro88, Bro84, GS07, HKH15].

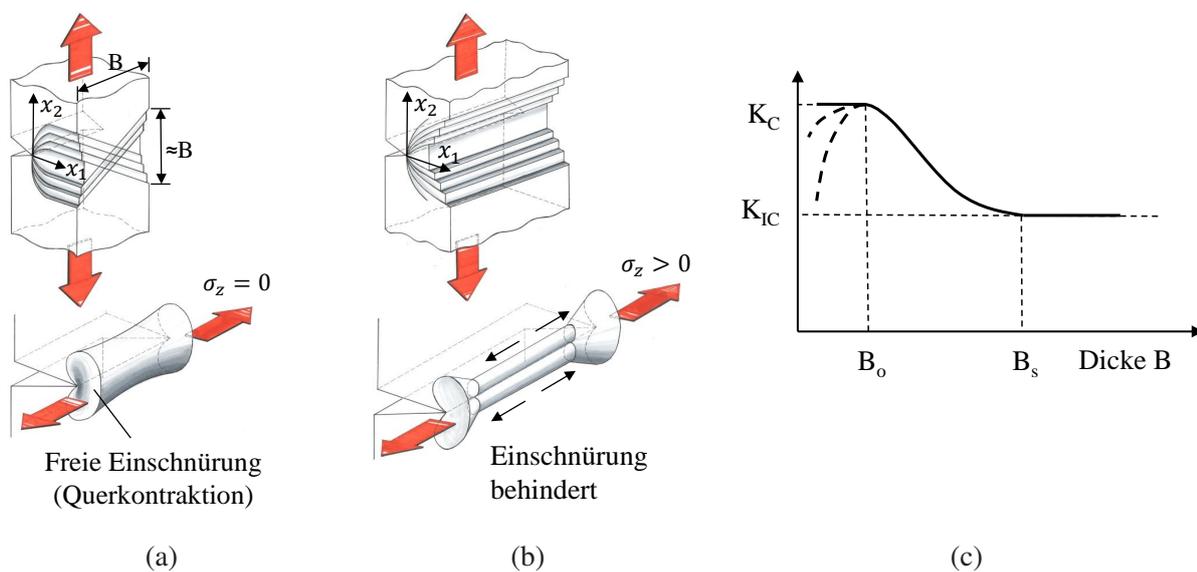


Abbildung 2.12: Schematische Darstellung der plastischen Zone, des Spannungszustandes sowie der Gleitmechanismen von a) dünnen und b) dicken Probekörpern; c) Spannungsintensitätsfaktor in Abhängigkeit der Schichtdicke (vgl. [GS07, HKH15]).

Wirkmechanismen zur Verbesserung der Akustik

Wirkmechanismen zur Beeinflussung des Körperschalls: Lärm, Schwingungen und Vibrationen lassen sich durch ein Zusammenspiel der vier Methoden – Absorption, Verwendung von Abdeckungen oder Gehäusen, Isolation und strukturelle Dämpfung – steuern [Ren05]. Die strukturelle Dämpfung reduziert sowohl stoßbedingte als auch stationäre Schwingungen an ihrer Quelle. Sie dissipiert die Schwingungsenergie in der Struktur bevor diese sich aufbauen und in Form von Körperschall ausgestrahlt werden kann [Ren05].

Constrained Layer Damping: Durch Umsetzung eines Sandwichverbunds bestehend aus einer steifen Basisstruktur, einer dazwischenliegenden Dämpfungsschicht und einer steifen Beschränkungsschicht, lassen sich unerwünschte Vibrationen oder akustische Wellen gezielt dämpfen [Dew, Ren05]. Das dabei genutzte sogenannte *Constrained Layer Damping (CLD)* ist auf die Scherbewegung der Dämpfungsschicht und die daraus resultierende Energiedissipation zurückzuführen. Diese Schubbewegung wird durch die Beschränkung der Dämpfungsschicht mit einer weiteren steifen Schicht bewirkt. Die Fähigkeit der dritten (einschränkenden) Schicht, eine Schubbewegung in der Dämpfungsschicht zu induzieren, ohne selbst eine übermäßige Dehnung zu erfahren, ist ein essentielles Merkmal der Dämpfungskonfiguration. Aufgrund des Vorhandenseins der Dämpfungsschicht und der Zwangsschicht wird die Neutralebene des Verbundstabes um eine bestimmte Distanz von der Mitte der Schicht verschoben [Ker59]. Das durch die Verwendung dieses viskoelastischen Materials erreichte Dämpfungsverhältnis hängt von der Frequenz und der Umgebungstemperatur ab [XS14].

2.2 Stand der Forschung

2.2.1 Werkstoffsysteme aus unterschiedlichen Metalllagen

Wie bereits in Kapitel 2.1.1 erwähnt, bestehen Laminated Metal Composites (LMCs) nach Lesuer et al. [LSS⁺96] aus sich abwechselnden Metallschichten oder metallhaltigen Schichten, welche über eine scharfe Grenzfläche miteinander verbunden sind. Durch eine derartige Werkstoffkombination lassen sich unterschiedliche Eigenschaften, wie zum Beispiel Risszähigkeit, Betriebsfestigkeit, Impaktverhalten, Verschleiß, Korrosion, Dämpfungseigenschaften sowie Verformungsvermögen und Duktilität erheblich verbessern [LSS⁺96]. Durch die gezielte Auswahl des Laminataufbaus, der zu kombinierenden Metalle oder metallhaltigen Werkstoffe sowie durch die Verarbeitungshistorie lassen sich in vielen Fällen Werkstoffe mit eingestellten Eigenschaften realisieren [LSS⁺96]. Während zu der Risszähigkeit, der Betriebsfestigkeit sowie zum Impaktverhalten zahlreiche Untersuchungen auch mit dem Fokus auf die während der Belastung ablaufenden physikalischen Effekte vorliegen, sind das Zugverhalten und die zugrunde liegenden Wirkmechanismen hinsichtlich des Verformungsvermögens und der Duktilität wenig erforscht.

Eine der ersten Studien zum quasistatischen Zugverhalten an metallbasierten hybriden Werkstoffsystemen, bestehend aus einem Stahl mit hohem Kohlenstoffgehalt (UHCS) kombiniert mit einem 304 Edelstahl, einem Manganhartstahl oder einer Fe-3%Si-Legierung, wird in [LWS91] vorgestellt. Zugversuche an walzplattierten Mehrlagenblechen nach verschiedenen Bedingungen der selektiven Wärmebehandlung werden durch Lee et al. [LWS91] durchgeführt. Zusätzlich zum Einfluss der unterschiedlichen thermischen Behandlung wird die Möglichkeit der Vorhersage von Festigkeit und Bruchdehnung mithilfe der Mischungsregel analysiert [LWS91], die eine Prognose für die Festigkeit aller untersuchten Varianten ermöglicht. Während sich die Bruchdehnung für Schichtverbunde, bestehend aus Metallblechen mit annähernd gleichem Verformungsvermögen, mit der Mischungsregel bestimmen lässt, ist dieses Modell zur Vorhersage der Bruchdehnung von Verbunden bei denen die einzelnen Komponenten stark unterschiedliche Duktilität aufweisen nicht geeignet [LWS91]. Die Kombination aus UHCS und 304 Edelstahl führt im Vergleich zum monolithischen UHCS zur Verdoppelung der Bruchdehnung [LWS91]. Dennoch kann die Duktilität des monolithischen 304 Edelstahls bei Weitem nicht erreicht werden [LWS91].

Eine Verbesserung der Duktilität von walzplattierten Laminaten, die aus unterschiedlichen Stahlblechen bestehen, wird unter anderem von Bouaziz et al. [BMPH16], Syn et al. [SLWS93], Koseki et al. [KIN14], Inoue et al. [INIK08], Yanagimoto et al. [YOK⁺10], Oya et al. [OTK⁺10] dargelegt. Zweilagige LMCs, basierend auf einem hochmartensitischen Stahl und einem Twinning-Induced-Plasticity-Stahl (TWIP), führen zu einer erhöhten Zugfestigkeit und vor allem zu einer erhöhten Gleichmaßdehnung [BMPH16]. Zusätzlich wird in [BMPH16] aufgezeigt, dass durch den Walzplattierprozess (Accumulative Roll Bonding - ARB) unter hohen Temperaturen zwischen den Verbindungspartnern eine chemische Verbindung entsteht. Eine Erhöhung der Zugfestigkeit und der Duktilität lässt sich auch bei Schichtverbunden, die aus UHCS und Messing [SLWS93], aus hochfestem (martensitischem) und hochzähem (austenitischem) Stahl [KIN14, INIK08] sowie aus einer Magnesiumlegierung und einem austenitischen Stahl [KIN14] bestehen, feststellen. In [SLWS93, INIK08] ist eine Verbesserung der Bruchdehnung mit abnehmender Schichtdicke erkennbar. Gemäß [SLWS93] ist dieser Effekt der Lagendicke auf jene Eigenspannungen zurückzuführen, welche mit abnehmender Dicke einen geringeren Einfluss auf die Delamination aufweisen. Das Umform- bzw. Biegeverhalten von LMCs, basierend auf einem hochfesten (martensitischem) und einem hochzähem (austenitischem) Stahl wird von Yanagimoto et al. [YOK⁺10] und Oya et al. [OTK⁺10] untersucht. Das verbesserte Umformverhalten ist auf das erhöhte Dehnungsvermögen des Verbunds im Vergleich zum monolithischen martensitischen Stahl zurückzuführen. In [YOK⁺10, OTK⁺10] wird erstmals postuliert, dass eine Behinderung der lokalisierten Einschnürung des Werkstoffs mit einem vergleichsweise geringeren Dehnungsvermögen durch die anliegende duktilere Komponente für die Erhöhung der Bruchdehnung des Verbunds verantwortlich ist.

Das Zugverhalten von Schichtverbunden, die auf Stahl- und Aluminiumblechen basieren, wird in [SP79] untersucht. Mithilfe von uniaxialen Zugversuchen wird das stabile und das instabile plastische Fließen von dreilagigen plattierten Edelstahl-Aluminium- und Aluminium-Edelstahl-

Sandwichverbunden bewertet [SP79]. Die erreichte Duktilität des Hybrids liegt zwischen den charakteristischen Werten der monolithischen Werkstoffe. Gemäß [SP79] tritt aufgrund von Einschnürvorgängen eine instabile Deformation auf. Angesichts einer plastizitätsinduzierten Ausdünnung der einzelnen Lagen des Verbunds bilden sich Delaminationen aus [SP79].

Untersuchungen hinsichtlich des Zugverhaltens von Laminaten, bestehend aus Magnesium und Aluminium, werden von Wu et al. [WCM⁺10] vorgestellt. Die Metall-Schichtverbunde werden in [WCM⁺10] ebenfalls nach dem Accumulative-Roll-Bonding-Verfahren hergestellt. Wu et al. [WCM⁺10] stellen fest, dass der Schichtverbund wesentlich höhere Zugfestigkeiten aufweist. Eine Verbesserung der Bruchdehnung lässt sich mit dieser Materialkombination jedoch nicht erzielen [WCM⁺10].

Des Weiteren wird in einem Review-Artikel von Lesuer et al. [LSS⁺96] umfangreich auf das mechanische Verhalten von LMCs eingegangen. Bei niedrigen Temperaturen lassen sich abhängig von der Verbindungstechnik zwei Effekte unterscheiden [LSS⁺96]. Lamine, welche mittels Abscheidung hergestellt werden, resultieren laut Tench et al. [TW84] und Adams et al. [AVT⁺93] in ultrafeinen Laminaten mit einer Schichtdicke von 1 bis 0,0015 μm . Walzplattierte Lamine mit einer Lagendicke von 50 bis 1000 μm führen zu einer verbesserten Duktilität [LWS91, SLS96], während die ultrafeinen Lamine hohe Zugfestigkeiten ermöglichen [TW84, AVT⁺93, LWS91, SLS96, LSS⁺96]. Zusätzlich wird in [SWS84] das superplastische Verhalten ausgewählter Materialsysteme bei erhöhter Temperatur untersucht [SWS84, LSS⁺96]. Während die monolithischen Werkstoffe selbst kein superplastisches Materialverhalten aufweisen, kann durch den Aufbau von stark dehnratensensitiven Laminaten ein derartiges Verhalten beobachtet werden [SWS84, LSS⁺96].

Erste Untersuchungen hinsichtlich des Dehnungsfeldes sowie der Spannungsverteilung walzplattierter Schichtverbunde, die aus unterschiedlichen Stahlblechen bestehen, werden unter anderem von Lhuissier et al. [LIK11], Nambu et al. [NMI⁺09], Park et al. [PKK⁺17] und Ojima et al. [OIN⁺12] vorgestellt. In [LIK11] werden speziell die Dehnungsfelder von 13-schichtigen Laminaten ausgewertet, welche aus abwechselnden Lagen von kohlenstoffreichem (SUS420) und duktilem Stahl (SUS301) bestehen. In [PKK⁺17] werden die Dehnungsfelder von dreilagigen hybriden Werkstoffsystemen, bestehend aus einer mittleren TWIP-Schicht kombiniert mit zwei anliegenden Schichten aus einem kohlenstoffarmen oder höherfesten Stahl ohne interstitiell eingelagerte Legierungselemente (IF-Stahl), betrachtet. Die signifikante Verbesserung der Duktilität lässt sich auf das makroskopisch homogene Dehnungsfeld entlang des Probenkörpers zurückführen. Dadurch wird im martensitischen Stahl der Beginn des Versagens verzögert [LIK11, NMI⁺09, PKK⁺17]. In Ojima et al. [OIN⁺12] werden die Spannungsverteilungen von LMCs basierend auf martensitischen und austenitischen Lagen während des Zugversuchs mithilfe von In-situ-Neutronenbeugungsmessungen untersucht. Gemäß [OIN⁺12] lässt sich die Deformation derartiger Verbunde in drei Segmente unterteilen, in einen vollständig elastischen, einen teilweise plastischen sowie in einen vollständig plastischen Abschnitt. Die effektive Übertragung der angewandten Spannung in die dazwischenliegende martensitische Schicht durch die anliegenden austenitischen Lagen führt zur gleichmäßigen Verformung innerhalb der mar-

tensitischen Phase und in weiterer Folge zu verbesserten Bruchdehnungswerten des gesamten hybriden Systems.

Wird der Stand der Forschung zu metallbasierten hybriden Werkstoffsystemen betrachtet, so lässt sich erkennen, dass nur für spezifische Werkstoffkombinationen mit bestimmten Schichtdickenverhältnissen eine hybridisierungsbedingte Duktilitätserhöhung bestimmter Werkstoffe aufgezeigt wird. Für eine vordefinierte Werkstoffkombination fehlt hinsichtlich der im Verbund erreichbaren Festigkeit und Duktilität eine skalierbare sowie ganzheitliche Darstellung aller Möglichkeiten. Des Weiteren zeigt sich, dass nur sehr vereinzelt Untersuchungen zu den Dehnungsfeldern von spezifischen Verbunden existieren. Detaillierte optische Dehnungsmessungen, kombiniert mit Wärmebildmessungen sowie umfangreichen numerischen Studien zur systematischen Bewertung des Zusammenwirkens der Komponenten und somit der zugrunde liegenden Wirkmechanismen existieren bislang nicht. Vor allem die numerischen Methoden bieten die Möglichkeit, einzelne Schichten des hybriden Systems getrennt voneinander auszuwerten, wodurch Rückschlüsse zu auftretenden Wechselwirkungen gezogen werden können.

Außerdem fokussieren sich die meisten der genannten Untersuchungen auf Schichtverbunde, welche mittels ARB oder Abscheidung hergestellt werden. Eine Studie zum Einfluss der Verbindungsfestigkeit der Grenzfläche auf das Zugverhalten von LMCs, die aus martensitischem und austenitischem Stahl bestehen, wird durch Nambu et al. [NMIK09] vorgestellt. Für diesen speziellen Metall-Schichtverbund konnte herausgefunden werden, dass sich mit zunehmender Grenzflächenfestigkeit eine erhöhte Duktilität erzielen lässt [NMIK09]. In [NMIK09] werden zusätzlich Ergebnisse von walzplattierten Laminaten dem Ergebnis von verklebten Schichtverbunden gegenübergestellt. Ungeachtet dessen wird der Einfluss von Steifigkeit und Bruchdehnung der Klebeschicht auf die gegenseitige Beeinflussung der unterschiedlichen Komponenten des hybriden Werkstoffsystems auch in [NMIK09] nicht betrachtet.

2.2.2 Werkstoffsysteme aus FKV- und Metalllagen

Wie in Kapitel 2.1.1 erläutert, stellen Fiber-Metal Laminates (FMLs) nach Salve et al. [SKM16] Werkstoffsysteme dar, welche aus sich abwechselnden Metall- und faserverstärkten Kunststoffschichten aufgebaut sind. Durch diese Verbindung lassen sich bei unterschiedlichen Eigenschaften Synergieeffekte erzielen und somit die jeweiligen Vorteile der metallischen Werkstoffe und der Verbundwerkstoffe kombinieren [BSPR06, SABÇ11]. Mit FMLs lassen sich Werkstoffeigenschaften wie beispielsweise Bruchzähigkeit, Betriebsfestigkeit, Schlagzähigkeit, Festigkeit, Energieaufnahmevermögen, Dichte, Korrosion, Feuchtebeständigkeit sowie Materialabbau positiv beeinflussen. Da FMLs besonders aufgrund der verbesserten Betriebsfestigkeit sowie der Impakteigenschaften für den Einsatz im Flugzeugbau von Interesse sind, sind deren Wirkmechanismen für diese Beanspruchungsarten im Detail erforscht. Im Gegensatz dazu gibt es wenige Untersuchungen, die sich darauf fokussieren, wie sich die kombinierten Werkstoffe bei Zugbelastung in ihrem Verformungs- und Versagensverhalten gegenseitig beeinflussen. Aus diesem

Grund wird im Folgenden der Stand der Forschung zum Zugverhalten unterschiedlichster extrinsisch und intrinsisch gefügter FMLs aufgearbeitet. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit wird der Schwerpunkt jedoch auf extrinsisch gefügte FMLs gelegt, welche auf kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen basieren.

In [WWSV94, WWSV95] werden unter anderem erste experimentelle Studien zum quasi-statischen Zugverhalten von glasfaserverstärktem Aluminium (GLARE), bestehend aus sich abwechselnden Schichten einer Aluminiumlegierung sowie einem unidirektional oder biaxial glasfaserverstärkten Kunststoff veröffentlicht. Im Zuge der Untersuchungen werden die Konfiguration – 2/1, 3/2 und 5/4 – sowie der Volumenanteil der Aluminiumkomponente – zwischen 50 % und 68 % – als Variationsparameter herangezogen. Nach Wu et al. [WWSV94, WWSV95] ermöglicht der vorgestellte "metal volume fraction approach", welcher auf der Mischungsregel basiert, eine Vorhersage unterschiedlicher mechanischer Eigenschaften. Im Zugversuch lassen sich damit beispielsweise die Zugfestigkeit sowie der Elastizitätsmodul gut approximieren [WWSV94, WWSV95]. Es wird jedoch darauf verwiesen, dass weitere umfangreiche Studien erforderlich sind, um dieses Konzept ganzheitlich zu validieren.

Der bei FMLs typische bilineare Spannungs-Dehnungs-Verlauf bis zur Zugfestigkeit wird unter anderem von Wu et al. [WY05], Reyes et al. [RK07], Carrillo et al. [CC09], Moussavi-Torshizi et al. [MTDSS10], Esfandire et al. [EDM11], Stefaniak et al. [SKKH12], Mildner et al. [Mil13] sowie Hassan et al. [HAAM15] analysiert. Das bilineare Zugverhalten sowie das Versagensverhalten der hybriden Werkstoffsysteme GLARE 4 und GLARE 5 wird von Wu et al. [WY05] mit experimentellen, analytischen sowie numerischen Methoden untersucht. Gemäß Wu et al. [WY05] weisen die experimentell untersuchten GLARE-Varianten hinsichtlich der Zugfestigkeit eine Verbesserung gegenüber der monolithischen Aluminiumlegierung auf. Der Übergangsbereich des bilinearen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs wird auf die Nachgiebigkeit der Aluminiumschichten zurückgeführt [WY05]. Faserzugversagen und Delamination zwischen den Aluminiumlagen und den Faserverbundschichten sind nach Wu et al. [WY05] die wesentlichen Versagensmerkmale. Das herangezogene analytische Modell beruht auf einer modifizierten klassischen Laminattheorie, die verwendete numerische Simulation auf der Finite-Elemente-Methode. Die Berechnungsergebnisse des analytischen sowie des numerischen Modells zeigen eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen [WY05]. Die analytischen Modelle nach Moussavi-Torshizi et al. [MTDSS10], Esfandire et al. [EDM11] und Stefaniak et al. [SKKH12] zur Beschreibung des bilinearen Verhaltens beziehen sich auf ähnliche Ansätze. Die experimentellen Ergebnisse nach Hassan et al. [HAAM15] an verschiedenen Aufbauten von GLARE beweisen, dass die Zugfestigkeit grundsätzlich mit zunehmender Lagenanzahl steigt, wobei sich ein Optimum in der Dicke erkennen lässt. Der Grund dafür liegt nach Hassan et al. [HAAM15] darin, dass ab einer bestimmten Dicke Delamination begünstigt wird. Dies führt zu einer reduzierten Zugfestigkeit.

Für FMLs, die aus einer Aluminiumlegierung und selbstverstärktem Polypropylen (PP) bzw. glasfaserverstärktem PP aufgebaut sind, werden von Reyes et al. [RK07] Ergebnisse aus Zug- bzw. Verformbarkeits- und Ermüdungsversuchen vorgestellt. Bei Verbunden, die selbstverstärk-

tes PP als eine Komponente enthalten, zeigt sich ein überwiegend duktiler Verhalten [RK07]. Die Zugfestigkeit sowie die Bruchdehnung werden dabei im Wesentlichen von der Aluminiumlegierung dominiert [RK07]. Im Gegensatz dazu bildet sich bei FMLs, die auf glasfaserverstärktem PP basieren, ein eher sprödes Materialverhalten aus, was auf den Verbundwerkstoff zurückzuführen ist [RK07]. Bei FMLs aus einer Aluminiumlegierung und einem selbstverstärkten PP mit den unterschiedlichen Faserorientierungen $[Al, 0^\circ/90^\circ]_s$ und $[Al, \pm 45^\circ]_s$ lassen sich gemäß Carrillo et al. [CC09] in beiden Fällen eine Erhöhung der Festigkeit im Vergleich zum Verbundwerkstoff sowie eine Verbesserung der Bruchdehnung im Vergleich zum Aluminium feststellen. In [CC09] wird erstmals postuliert, dass die gute Verbindung zwischen den Komponenten für die Bruchdehnungserhöhung der Aluminiumkomponenten verantwortlich ist. Hinsichtlich des Einflusses der Faserorientierung zeigt sich, dass $[Al, \pm 45^\circ]_s$ -FMLs im Vergleich zu FML mit dem Aufbau $[Al, 0^\circ/90^\circ]_s$ eine wesentlich höhere Bruchdehnung aufweisen [CC09]. Des Weiteren wird festgestellt, dass die Faserverbundschichten und nicht – wie vermutet – die Aluminiumlagen zuerst versagen [CC09].

Der Einfluss von Skalierungseffekten auf das Zugverhalten von FMLs wird unter anderem von Carillo et al. [CC07], Mcknown et al. [MCJ08] und Kashani et al. [KSMA15] im Detail untersucht. Von Carillo et al. [CC07] werden experimentelle Untersuchungen an Probekörpern vorgestellt, welche entweder in einer Dimension (in Dickenrichtung), in zwei (entlang der Probenlänge und -breite) oder in drei Dimensionen (alle Abmessungen) skaliert werden. Für die ein- und die dreidimensionale Skalierung zeigt sich eine Abnahme der Zugfestigkeit mit zunehmender Probengröße [CC07]. In Übereinstimmung mit den Beobachtungen von Vlot et al. [VG01] ist diese Festigkeitsabnahme auf eine erhöhte Delaminationsneigung im Randbereich sowie zwischen den Schichten mit zunehmender Skalierung zurückzuführen [VG01, CC07]. Nach Mcknown et al. [MCJ08] sowie Kashani et al. [KSMA15] lässt sich bei einer Größenskalierung keine Veränderung der grundlegenden Versagensmechanismen feststellen.

Die Auswirkungen der Faserorientierung auf das Zugverhalten von FMLs stehen unter anderem bei den Untersuchungen von Kawai et al. [KMTT98], Cortes et al. [CC06], Moussavi-Torshizi et al. [MTDSS10] und Mildner et al. [Mil13] im Vordergrund. Unter statischer Zugbeanspruchung werden von Kawai et al. [KMTT98] das elastische und das inelastische Verhalten sowie das Versagensverhalten von GLARE 2 bei verschiedenen Faserorientierungen untersucht. Sowohl für die Festigkeit, die Steifigkeit und die Poissonzahl als auch für das grundsätzliche Spannungs-Dehnungs-Verhalten lässt sich eine starke Abhängigkeit vom Off-Axis-Winkel detektieren [KMTT98]. Für alle Faserorientierungen lässt sich erkennen, dass das plastische Fließen in den Aluminiumschichten zu einem scharfen Knick in der Spannungs-Dehnungs-Kurve führt [KMTT98]. Während sich die Anisotropie des Elastizitätsmoduls und die elastische Poissonzahl mit einem orthotropen linear elastischen Materialgesetz gut approximieren lassen, muss zur Vorhersage der Anisotropie der Versagensspannung die Tsai-Hill-Theorie herangezogen werden [KMTT98]. Die plastische Poissonzahl von GLARE 2 lässt sich für den Winkelbereich $15^\circ \leq \theta \leq 90^\circ$ mithilfe der modifizierten klassischen Laminattheorie bestimmen [KMTT98]. Die Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte von der Orientierung der Faserverbundlagen

wird ebenfalls von Cortes et al. [CC06] und Mildner et al. [Mil13] aufgezeigt. Ferner wird das Versagensverhalten mithilfe von Mikroskopaufnahmen im Detail analysiert [CC06, Mil13]. Mit steigendem Off-Axis-Winkel zeigt sich bei FMLs mit einem kohlenstofffaserverstärkten Polyetheretherketon eine Veränderung der Versagensart [CC06]. Während bei geringen Winkelabweichungen zur Belastungsrichtung das Versagen durch Faserbruch dominiert, zeigt sich mit zunehmenden Off-Axis-Winkeln zunächst eine Kombination aus Schub- und transversalem Faserversagen und bei großen Winkelabweichungen ein Versagen an der Faser-Matrix-Grenzfläche [CC06]. Eine derartige Änderung des Versagensverhaltens lässt sich nach Mildner et al. [Mil13] auch bei FMLs, die aus sich abwechselnden Schichten von Aluminium- oder Stahllegierungen und glasfaser- oder kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen bestehen, erkennen. Nach Mildner et al. [Mil13] sind die Delamination der einzelnen Lagen im Laminat sowie die stark ausgeprägte Krümmung der Probe für die in FMLs mit $\pm 45^\circ$ -Faserorientierung festgestellte Erhöhung der Bruchdehnung verantwortlich.

Während sich die bisher angeführten Veröffentlichungen vor allem mit dem bilinearen Verhalten bis zum Erreichen der Zugfestigkeit befassen, wird im Folgenden der Fokus auf das Verhalten nach Eintreten des Erstversagens gelegt. Erste Spannungs-Dehnungs-Kurven bis zum finalen Versagen werden von Reyes et al. [RC00] sowie von Khalili et al. [KMK05] vorgestellt. Es lässt sich erkennen, dass die Konfiguration der FMLs (2/1, 3/2, 4/3) [RC00] sowie die innerhalb der Werkstoffkombination ausgewählten Metallschichten [KMK05] die letztendlich erreichbare Bruchdehnung erheblich beeinflussen. Da die Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Metallkomponenten nicht in den Diagrammen enthalten sind, lässt sich keine Aussage über die erreichbare Bruchdehnung des FML im Vergleich zum Einzelwerkstoff treffen [RC00, KMK05]. Erste vergleichende Untersuchungen zum Zugverhalten der FMLs bis zum finalen Versagen und der Einzelwerkstoffe werden unter anderem von Cortes et al. [CC05], Cortes et al. [CCK07], Uriayer et al. [Uri12] sowie von Dlugosch et al. [DLFH16, DLFH15] durchgeführt. Für die von Cortes et al. [CC05] analysierten FMLs, welche aus außenliegenden Magnesiumlagen sowie einer zwischenliegenden kohlenstofffaserverstärkten Kunststofflage bestehen, lässt sich eine Verbesserung der Bruchdehnung im Vergleich zum monolithischen Magnesium feststellen. Im Zuge dieser Untersuchungen wird die Anzahl der Faserverbundlagen variiert, wodurch sich hinsichtlich der erreichbaren Dehnungen unterschiedliche Zusammenhänge feststellen lassen [CC05]. Während FMLs mit einem Faserverbundanteil $V_c = 37\%$ gemäß Cortes et al. [CC05] die niedrigste Zugfestigkeit und Dehnung beim Erstversagen aufweisen, lassen sich bei dieser Werkstoffkombination die höchsten Bruchdehnungen erzielen. Im Gegensatz dazu liefert die Kombination mit $V_c = 67\%$ die größte Zugfestigkeit, die maximale Dehnung bei Faserversagen sowie den niedrigsten finalen Bruchdehnungswert [CC05]. Für dreischichtige FMLs, die auf einer Nickel-Titan-Formgedächtnislegierung und einem glasfaserverstärkten Kunststoff basieren, lassen sich laut Cortes et al. [CCK07] ähnliche Zusammenhänge feststellen. Diese Werkstoffkombination weist bei einem Faserverbundanteil $V_c = 45\%$ hinsichtlich der erreichbaren Bruchdehnung ein Optimum auf [CCK07]. Da von Uriayer et al. [Uri12] die experimentell ermittelten Ergebnisse in Form von Kraft-Verformungs-Kurven dargestellt wer-

den, lässt sich feststellen, dass nach dem Versagen der Faserverbundschichten das Verhalten des FML dem des monolithischen Metalls entspricht. Da jedoch in den Kraft-Verformungs-Kurven ein Rückschwingen zu erkennen ist, ist ein Vergleich der Bruchdehnungen zwischen FMLs und Einzelwerkstoffen hierbei nicht möglich [Uri12].

Eine zu Cortes et al. [CC05] analoge Erhöhung der Bruchdehnung im Vergleich zu den zugrunde liegenden monolithischen Werkstoffen wird von Dlugosch et al. [DLFH16, DLFH15] festgestellt. Für die untersuchten hybriden Aufbauten, bestehend aus dem Dualphasenstahl HCT660X und dem CFK [DLFH16, DLFH15] sowie aus dem Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 und dem GFK [DLFH15], zeigt sich eine Erhöhung der Bruchdehnung, sowohl bei der Faserverbund- als auch bei der Metallschicht. Beim hybriden System, welches aus dem Stahl 22MnB5 und dem glasfaserverstärkten Kunststoff besteht, sind diese beiden Effekte wesentlich stärker ausgeprägt. Die gegenseitige Beeinflussung der unterschiedlichen Komponenten des hybriden Systems ist laut Dlugosch et al. [DLFH15] für die auftretenden Dehnungsüberhöhungen verantwortlich. Zum einen führt die Faserverbundlage zu einer Behinderung der Querdehnung innerhalb des Metalls, was eine erhöhte erreichbare Dehnung in Längsrichtung zur Folge hat [DLFH15]. Zum anderen können bei einem $0^\circ/90^\circ$ -Laminat negative Spannungen in Querrichtung, welche durch die Querdehnung des Metalls induziert werden, zu einer Bruchdehnungserhöhung der 0° -Schicht beitragen. Der letztgenannte Effekt wird von Kumazawa et al. [KT09] im Detail für quasiisotrope Faserverbundlaminare bewertet.

Bei der Betrachtung des aktuellen Standes der Forschung zum Zugverhalten von FMLs wird ersichtlich, dass es nur vereinzelt Untersuchungen gibt, die sich mit dem Verformungs- und Versagensverhalten über das Erstversagen hinaus auseinandersetzen. Ein Verständnis dafür, warum sich bei bestimmten Lagenaufbauten und Faserorientierungen eine Bruchdehnungserhöhung erzielen lässt, ist unzureichend vorhanden. Von Dlugosch et al. [DLFH15] wird, wie bereits erwähnt, eine erste mögliche Erklärung für diese Effekte vorgestellt. Um derartige Verbunde gezielt dazu zu verwenden, Festigkeiten, Bruchdehnung sowie das daraus resultierende Energieaufnahmevermögen zu steuern und dahin gehend auszulegen, ist ein tiefgehendes grundlegendes Verständnis hinsichtlich des Zusammenwirkens der unterschiedlichen Werkstoffe von großer Bedeutung.

3 Versuchswerkstoffe und Probenfertigung

3.1 Versuchswerkstoffe

3.1.1 Metalle

Im Zuge dieser Arbeit werden insgesamt sechs verschiedene Metallbleche für die systematische Untersuchung der physikalischen Wirkmechanismen unterschiedlicher hybrider Werkstoffsysteme herangezogen. Ein in der Automobilindustrie weit verbreiteter IF-Stahl HC220Y wird als Grundwerkstoff verwendet. Dieser Werkstoff wurde von der ThyssenKrupp Steel GmbH hergestellt und wird im Folgenden als „HC“ bezeichnet.

Für eine zielgerichtete Bewertung der wesentlichen Einflussfaktoren auf die Ausprägung des jeweiligen Mechanismus werden bei der Werkstoffauswahl zwei unterschiedliche Herangehensweisen verfolgt. Es werden zudem zwei weitere Stähle für die Untersuchungen ausgewählt. Da diese einen annähernd gleichen Elastizitätsmodul aufweisen, wird durch diese Herangehensweise versucht ausschließlich die Festigkeit zu variieren. Um den Einfluss der Steifigkeit auf den jeweiligen Mechanismus bewerten zu können, wird eine Aluminium- sowie eine Titanlegierung mit Festigkeiten und Bruchdehnungen vergleichbar zu jenen vom HC herangezogen. Da bei Metallblechen nicht auf jedes gewünschte Eigenschaftsprofil in Kombination mit jeder beliebigen Blechdicke zurückgegriffen werden kann, ist die Materialauswahl eingeschränkt. Dadurch lassen sich diese beiden Herangehensweisen nicht gänzlich umsetzen.

Aus diesem Grund werden bei jenen metallbasierten hybriden Werkstoffsystemen, welche aus unterschiedlichen Stählen aufgebaut sind, folgende Stähle herangezogen. Zunächst ein austenitischer Stahl (EN 1.4301) der Outokumpu EMEA GmbH mit der Bezeichnung „4301“. Es handelt sich um einen nichtrostenden Cr-Ni-Stahl (X5CrNi18-10) mit austenitischen Gefüge. Zudem wird ein optimierter Twinning Induced Plasticity (TWIP) Stahl (HSD[®]-steel X70MnAlSi15_2.5_2.5) im Legierungssystem Fe-Mn-Al-Si der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH verwendet. Dieser wird im weiteren Verlauf dieser Arbeit als „HSD“ (High Strength and Ductility) bezeichnet.

Hybride Werkstoffsysteme, welche aus unterschiedlichen Metallen aufgebaut sind, beinhalten zusätzlich zum HC die folgenden beiden Metallbleche. Es wird ein Titanblech Titan Grade 2, welches in der Folge als „TI“ bezeichnet wird, herangezogen. Diese Titanbleche werden von der TIMET Germany GmbH zur Verfügung gestellt. Zudem wird EN AW 5182-O (bezeichnet als „AL“), eine Standard Aluminium-Magnesium-Legierung für Karosseriebauteile, eingesetzt. Diese Aluminiumlegierung wurde von Constellium hergestellt.

Zur Validierung der mechanismenbasierten Auslegungsmethodik für hybride Werkstoffsysteme

wird der Grundwerkstoff HC durch ein, vor allem in Strukturbauteilen eingesetztes, Stahlblech CR1000Y1300T-MB-UC [Zim14, WS12] ersetzt. Dieser Werkstoff wird von der voestalpine Stahl GmbH hergestellt, unter dem Handsnamen „phs-ultraform®“ vertrieben und im weiteren Verlauf dieser Arbeit als „MB“ bezeichnet [voe17].

Die untersuchten Metallbleche weisen eine Schichtdicke von 0,2 mm, 0,6 mm, 1,0 mm oder 1,2 mm auf. Die experimentell ermittelten mechanischen Kennwerte unter quasistatischer Zugbeanspruchung werden für die einzelnen Werkstoffe exemplarisch für eine Dicke von 1,0 mm in Tabelle 3.1 zusammengefasst. Für die Werkstoffe TI bzw. MB sind die mechanischen Kennwerte für eine Dicke von 0,6 mm (TI) bzw. 1,5 mm (MB) angeführt.

Tabelle 3.1: Im Zuge der Grundlagenuntersuchungen gemessene quasistatische Kennwerte der verwendeten Werkstoffe exemplarisch für eine Dicke von 1,0 mm.

Bezeichnung	0,2%- Dehngrenze $R_{p0,2}$ / MPa	Zugfestig- keit R_m / MPa	Gleichmaß- dehnung A_g / %	Bruch- dehnung A_{80} / %	E- Modul E / GPa
HC220Y (HC)	230 ± 1	375 ± 2	$23,0 \pm 0,3$	$36,4 \pm 0,7$	202 ± 7
X5CrNi18-10 (4301)	285 ± 1	696 ± 2	$55,8 \pm 0,8$	$60,8 \pm 0,5$	200 ± 1
X70MnAlSi15_2.5_2.5 (HSD)	546 ± 1	1027 ± 4	$49,5 \pm 0,3$	$53,4 \pm 0,4$	182 ± 3
EN AW 5182-O (AL)	137 ± 1	289 ± 1	$24,2 \pm 0,8$	$26,0 \pm 0,4$	70 ± 1
Titan Grade 2 (TI)	358 ± 1 *	477 ± 1	$16,7 \pm 0,5$	$32,8 \pm 0,1$	108 ± 3
CR1000Y1300T-MB-UC [voe17] (MB)	546 ± 1	1509 ± 8	$3,7 \pm 0,3$	$5,7 \pm 0,1$	184 ± 5

* Da dieser Werkstoff eine ausgeprägte Streckgrenze aufweist, wird hierbei R_{eH} angegeben.

3.1.2 Verbundwerkstoffe

Zur zielgerichteten Bewertung der Mechanismen von hybriden Werkstoffsystemen, bestehend aus Faserverbund- und Metalllagen, werden kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffaufbauten mit unterschiedlicher Lagenanzahl sowie verschiedenen Faserorientierungen herangezogen. Zur Herstellung dieser Verbundwerkstoffe wird als Halbzeug ein Prepreg mit der Bezeichnung „HexPly® M77/38%/UD150/CHS-12K T700“ der Hexcel Composites GmbH & Co KG verwendet [Hex14]. Hierbei handelt es sich um ein Prepreg mit dem expoxidharzbasierten Harzsystem „M77“ sowie einem Verstärkungsmaterial der Bezeichnung „UD150/CHS-12K“ [Hex14]. Der Harzgehalt beträgt hierbei 38 Gew.-%. Dieses Prepreg-Halbzeug beinhaltet eine unidirektionale Verstärkung mit einem Flächengewicht von 150 g m^{-2} . Die Bezeichnung „CHS“ bedeutet, dass es sich beim Verstärkungsmaterial um eine hochfeste Kohlenstofffaser (Carbon High Strength) handelt. Das verwendete Prepreg-Halbzeug weist ein Flächengewicht von 242 g m^{-2} auf [Hex14]. Die Aushärtung erfolgt bei einer Temperatur von 120 °C sowie einem Druck von

6 bar für 75 min [Hex14]. Die Aufheizrate beträgt hierbei 5 °C min^{-1} [Hex14].

Zwei Variationsparameter, welche im Zuge dieser Arbeit jeweils innerhalb von drei Faktorstufen variiert werden, sind die Orientierung der FKV-Komponente sowie deren Lagenanzahl. Hinsichtlich der Faserorientierung wird zwischen $[0^\circ]$ -, $[0^\circ/90^\circ]$ - und $[90^\circ]$ -Aufbauten unterschieden. Um den Einfluss der Lagenanzahl und somit der Dicke des Laminats auf den jeweiligen Wirkmechanismus bewerten zu können, werden 3-, 5- sowie 7-lagige Aufbauten herangezogen. Die experimentell untersuchten Lagenaufbauten sowie die dabei ermittelten mechanischen Kennwerte unter quasistatischer Zugbelastung werden in Tabelle 3.2 zusammengefasst.

Tabelle 3.2: Verwendete Lagenaufbauten & gemessene quasistatische Kennwerte.

Bezeichnung	Lagenaufbau	quasistatische Kennwerte		
		Zugfestigkeit R_m / MPa	Bruchdehnung A_{80} / %	E-Modul E / MPa
CFK 0 D02	$[0^\circ]_3$	$1882,4 \pm 194,1$	$2,0 \pm 0,1$	$85,7 \pm 2,4$
CFK 0 D06	$[0^\circ]_5$	$1910,5 \pm 71,2$	$2,0 \pm 0,1$	$84,0 \pm 1,1$
CFK 0 D10	$[0^\circ]_7$	$1999,1 \pm 50,8$	$1,9 \pm 0,1$	$92,1 \pm 1,3$
CFK 090 D02	$[0^\circ/90^\circ/0^\circ]$	$1165,3 \pm 34,8$	$1,8 \pm 0,1$	$61,6 \pm 2,0$
CFK 090 D06	$[0^\circ/90^\circ/\overline{0^\circ}]_s$	$1089,6 \pm 26,2$	$1,8 \pm 0,1$	$56,1 \pm 2,2$
CFK 090 D10	$[0^\circ/90^\circ/0^\circ/\overline{90^\circ}]_s$	$1323,4 \pm 50,7$	$1,7 \pm 0,1$	$70,3 \pm 0,9$
CFK 90 D02	$[90^\circ]_3$	$42,6 \pm 4,3$	$0,6 \pm 0,1$	$6,2 \pm 1,7$
CFK 90 D10	$[90^\circ]_7$	$40,7 \pm 1,5$	$0,6 \pm 0,1$	$6,7 \pm 0,1$

3.1.3 Klebstoffe

Für die Klebeverbindung zwischen den einzelnen Werkstoffen des hybriden Werkstoffsystems werden kaltaushärtende 2K-Strukturklebstoffe auf Epoxidharzbasis von Dow Automotive mit einer Klebeschichtdicke von ca. 0,15 mm verwendet. Durch die Verwendung der in Tabelle 3.3 aufgelisteten unterschiedlichen Klebstoffe soll der Einfluss der Klebstoffsteifigkeit sowie der Bruchdehnung auf das Zusammenwirken der einzelnen Komponenten des hybriden Werkstoffsystems gezielt untersucht werden.

Der BETAMATE 2090 2:1 [Dowb], der im Folgenden als „B21“ bezeichnet wird, weist im Vergleich zum BETAMATE 2090 1:1 (bezeichnet als „B11“) [Dowa] einen wesentlich höheren Elastizitätsmodul auf. Ein vollständiger Parametersatz, der für die numerische Modellierung des Klebstoffverhaltens erforderlich ist, war für die beiden Klebstoffe B11 und B21 nicht verfügbar. Aus diesem Grund wird für die numerischen Simulationen ausschließlich der BETAMATE 2098 (bezeichnet als „B98“) [Dowc] eingesetzt.

Tabelle 3.3: Kennwerte der eingesetzten Strukturklebstoffe [Dowb, Dowa, Dowc].

Bezeichnung	DIN EN 1465		DIN EN ISO 527-1	
	Zugscherfestigkeit	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	E-Modul
	/ MPa	/ MPa	/ %	/ MPa
BM 2090 1:1 [Dowa] (B11)	18	16	≥ 84	150
BM 2098 [Dowc] (B98)	23	22	≥ 20	1100
BM 2090 2:1 [Dowb] (B21)	25	30	≥ 5	2000

3.2 Hybride Werkstoffsysteme

In den folgenden Abschnitten werden sowohl die Variationsparameter sowie die daraus resultierenden Versuchsprogramme zu Metall-Metall- sowie FKV-Metall-Hybriden erarbeitet. Die Benennung der untersuchten hybriden Werkstoffsysteme erfolgt nach dem folgenden Schema:

$$\mathbf{A_Dx} - \mathbf{B_Dy} - \mathbf{C} - \mathbf{z} \quad (3.1)$$

Während die Platzhalter **A** und **B** Auskunft über die monolithischen Komponenten des hybriden Werkstoffsystems geben, handelt es sich bei den Werten **x** und **y** um die jeweils dazugehörigen Blechdicken in 10^{-1} mm. Der Parameter **C** kennzeichnet den im Verbund verwendeten Strukturklebstoff, wohingegen **z** Auskunft über die Konfiguration des hybriden Werkstoffsystems gibt. Eine dreischichtiges hybrides Werkstoffsystem, bestehend aus einer 1,0 mm dicken HC-Schicht, zwei HSD-Decklagen mit jeweils einer Dicke von 0,6 mm und dem Strukturklebstoff B98, wird gemäß Gleichung 3.1 als *HC_D10 – HSD_D06 – B98 – 212* bezeichnet.

3.2.1 Metall-Metall-Hybride

Um die Einflussfaktoren auf die Ausprägung des physikalischen Wirkmechanismus Lokalisierungsbehinderung getrennt voneinander bewerten zu können, ist die sinnvolle Wahl geeigneter Variationsparameter von großer Bedeutung. Um die Versuchsanzahl möglichst gering zu halten und trotzdem einen hohen Informationsgewinn hinsichtlich der physikalischen Wirkmechanismen zu erlangen, kann die statistische Versuchsplanung, welche auch als Design of Experiments (DoE) bezeichnet wird, herangezogen werden. Dabei sind die Faktoren bzw. Variationsparameter sowie die sogenannten Faktorstufen ausschlaggebend für die Aussagekraft des daraus entwickelten Modells für den Mechanismus. Die Werte auf die ein Faktor innerhalb eines Versuchsprogramms eingestellt wird, werden als Faktorstufen bezeichnet. Für diese Untersuchungen wird die Anzahl der Faktorstufen bzw. das statistische Modell so gewählt, dass eine Abbildung der Wechselwirkungen sowie der Nichtlinearität des Einflusses eines Faktors ermöglicht wird [SvH10].

Variationsparameter und Versuchsprogramme

Im Zuge der Untersuchungen zum Wirkmechanismus Lokalisierungsbehinderung bei metallbasierten hybriden Werkstoffsystemen fungieren

- der Typ des Metalls,
- die Klebeverbindung zwischen den Metallkomponenten,
- die Konfiguration bzw. der Schichtaufbau des Werkstoffverbunds sowie
- die Dicke der verwendeten Metallbleche

als Variationsparameter.

Metalle: Wie bereits in Abschnitt 3.1.1 erläutert, werden hinsichtlich der Art des Metalls für eine Bewertung der einzelnen Einflüsse grundsätzlich zwei unterschiedliche Herangehensweisen gewählt. In einem Versuchsprogramm wird, durch die Verwendung unterschiedlicher Stähle innerhalb des Werkstoffverbunds, die Steifigkeit konstant gehalten und somit lediglich die Festigkeit variiert. In einem weiteren statistischen Versuchsprogramm wird genau der umgekehrte Weg angestrebt. Die Festigkeit der Metalle soll weitestgehend konstant gehalten und die Steifigkeit durch die Verwendung eines Stahls, einer Aluminium- sowie einer Titanlegierung variiert werden.

Klebeverbindungen: Zur gezielten Untersuchung des Einflusses der Verbindungstechnik auf die gegenseitige Lokalisierungsbehinderung der Metallkomponenten, werden die in Kapitel 3.1.3 vorgestellten unterschiedlich steifen Strukturklebstoffe herangezogen. Hierdurch soll erzielt werden, dass unter Verwendung jenes Klebstoffs mit der höchsten Steifigkeit die lokalisierte Einschnürung der Stahlkomponenten maximal behindert wird. Die Scherinteraktion zwischen den Komponenten wird hierbei maximiert, wodurch die Verfestigungsmechanismen der Komponenten positiv beeinflusst werden. Durch die Verwendung des Klebstoffes mit geringer Steifigkeit sollen beide Komponenten in ihrem Materialverhalten weitestgehend entkoppelt werden. Die Lokalisierungsbehinderung, bzw. das mögliche Auftreten von Mehrfacheinschnürungen, wird dadurch auf einen Minimum reduziert.

Konfigurationen: Hinsichtlich des Schichtaufbaus werden die drei Konfigurationen – 1-2, 2-1-2 und 1-2-1 – für die Untersuchungen herangezogen. Im Vergleich zur 1-2-Konfiguration, bei der die Einschnürung der Stahllagen bei entsprechender Klebeverbindung einseitig in ihrer lokalisierten Einschnürung behindert wird, erfolgt bei einer 2-1-2-Konfiguration eine beidseitige Lokalisierungsbehinderung der dazwischenliegenden Komponente sowie eine Scherinteraktion mit den beiden angrenzenden Komponenten.

Schichtdicken: Um den Einfluss der Schichtdicken der einzelnen Metallkomponenten auf den jeweiligen Mechanismus bewerten zu können, werden die Stahl-, Aluminium- und Titanschichten gleichermaßen in den drei Faktorstufen 0,2 mm, 0,6 mm und 1,0 mm variiert.

Die unterschiedlichen Variationsparameter bzw. die daraus resultierenden statischen Versuchsprogramme für metallbasierte hybride Werkstoffsysteme sind in Tabelle 3.4 zusammengefasst.

Tabelle 3.4: Zusammenstellung der im Zuge der Grundlagenuntersuchungen zu Metall-Metall-Hybriden untersuchten hybriden Werkstoffsysteme.

Bezeichnung *	Komponente 1	Komponente 2	Klebstoff	Konfiguration
HC_D02-HC_D02-B11-212	HC_D02	HC_D02	B11	2-1-2
HC_D02-HC_D02-B21-212	HC_D02	HC_D02	B21	2-1-2
HC_D10-HC_D10-B11-212	HC_D10	HC_D10	B11	2-1-2
HC_D10-HC_D10-B21-212	HC_D10	HC_D10	B21	2-1-2
HC_D02-HSD_D02-B11-212	HC_D02	HSD_D02	B11	2-1-2
HC_D02-HSD_D02-B21-212	HC_D02	HSD_D02	B21	2-1-2
HC_D10-HSD_D10-B11-212	HC_D10	HSD_D10	B11	2-1-2
HC_D10-HSD_D10-B21-212	HC_D10	HSD_D10	B21	2-1-2
HC_D06-4301_D06-B98-212	HC_D06	4301_D06	B98	2-1-2
HC_D10-4301_D02-B98-212	HC_D10	4301_D02	B98	2-1-2
HC_D10-4301_D06-B98-212	HC_D10	4301_D06	B98	2-1-2
HC_D10-4301_D10-B98-212	HC_D10	4301_D10	B98	2-1-2
HC_D10-4301_D02-B98-12	HC_D10	4301_D02	B98	1-2
HC_D10-4301_D06-B98-12	HC_D10	4301_D06	B98	1-2
HC_D10-4301_D10-B98-12	HC_D10	4301_D10	B98	1-2
HC_D02-AL_D02-B11-212	HC_D02	AL_D02	B11	2-1-2
HC_D02-AL_D02-B21-212	HC_D02	AL_D02	B21	2-1-2
HC_D10-AL_D10-B11-212	HC_D10	AL_D10	B11	2-1-2
HC_D10-AL_D10-B21-212	HC_D10	AL_D10	B21	2-1-2
HC_D06-TI_D06-B98-212	HC_D06	TI_D06	B98	2-1-2

* Bezeichnungen folgen dem System nach Gleichung 3.1.

3.2.2 FKV-Metall-Hybride

Um den Wirkmechanismus Querkontraktionsbehinderung bei hybriden Werkstoffsystemen bestehend aus Metall und FKV gezielt bewerten zu können, werden zunächst die wichtigsten Einflussfaktoren herausgefiltert. Darauf basierend werden im Folgenden geeignete statistische Versuchsprogramme abgeleitet.

Variationsparameter und Versuchsprogramme

Zur ganzheitlichen Bewertung des physikalischen Wirkmechanismus Querkontraktionsbehinderung werden

- die Faserorientierungen bzw. der Lagenaufbau der FKV-Komponente,
- die Klebeverbindung zwischen den einzelnen Komponenten,
- die Konfiguration bzw. der Schichtaufbau des Werkstoffverbunds sowie
- die Dicke der verwendeten Schichten

als Variationsparameter herangezogen.

Faserorientierungen der FKV-Komponenten: Die Faserorientierung und somit der Lagenaufbau des Verbundwerkstoffs wird als einer der Haupteinflussfaktoren auf die Ausprägung der hybridisierungsbedingten gegenseitigen Querkontraktionsbeeinflussung identifiziert. Im Zuge des statistischen Versuchsprogramms werden Lagenaufbauten mit $[0^\circ]$ -, $[0^\circ/90^\circ]$ - und $[90^\circ]$ -Faserorientierung untersucht. Bei 0° -Aufbauten wird das Querdehnungsverhalten des Metalls aufgrund der fehlenden Faser quer zu Belastungsrichtung minimal beeinflusst. Hingegen wird bei Lagenaufbauten mit $[0^\circ/90^\circ]$ - und $[90^\circ]$ -Faserorientierung eine erhebliche Beeinflussung des Dehnungsfeldes erwartet. Zusätzlich können bei $[0^\circ/90^\circ]$ -Aufbauten neben der Querkontraktionsbehinderung, aufgrund der in Belastungsrichtung orientierten zusätzlichen Fasern, Überbrückungseffekte zur Bruchdehnungsbeeinflussung beitragen.

Klebeverbindungen: Hinsichtlich der Klebeverbindung werden, wie bei den metallbasierten hybriden Lösungen aus Kapitel 3.2.1, drei unterschiedlich steife Strukturklebstoffe variiert. Zum einen soll durch die Verwendung des Klebstoffs mit der höchsten Steifigkeit eine maximale Interaktion zwischen den einzelnen Komponenten des hybriden Systems realisiert werden. Bei hybriden Lösungen welche den weicheren Klebstoff beinhalten, sollen sich zum anderen die einzelnen Komponenten des Hybrids aufgrund der geringeren Schubsteifigkeit der Zwischenschicht nur geringfügig gegenseitig beeinflussen.

Konfigurationen: Um den Einfluss der Konfiguration auf die Ausprägung der Querkontraktionsbehinderung analysieren zu können, werden 1-2-, 2-1-2- und 1-2-1-Konfigurationen experimentell und numerisch untersucht. Während bei einer einseitigen Verstärkung der Metallkom-

ponente mit FKV die Querkontraktion nur auf einer Seite beeinflusst wird, lässt sich durch eine 2-1-2-Konfiguration eine beidseitige Querkontraktionsbehinderung realisieren.

Schichtdicken: Zur Quantifizierung der Schichtdickeneinflüsse auf das Dehnungsfeld und somit den Mechanismus „Querkontraktionsbehinderung“, werden die Stahllagen in den drei Faktorstufen – 0,2 mm, 0,6 mm und 1,0 mm – und die FKV-Komponenten über die Anzahl der jeweiligen unidirektionalen Prepreglagen – 3, 5, 7 – jeweils gleichermaßen zueinander variiert. Die Dicke einer Prepreglage im ausgehärteten Zustand, die sogenannte „Cured Ply Thickness“, beträgt laut Herstellerangaben [Datenblatt] ca. 0,17 mm, wobei diese bei verschiedenen Lagenaufbauten stark unterschiedlich sein kann.

In Tabelle 3.5 sind die entwickelten statischen Versuchsprogramme für FKV-Metall-Hybride zusammengefasst.

Tabelle 3.5: Zusammenstellung der im Zuge der Grundlagenuntersuchungen zu FKV-Metall-Hybriden untersuchten hybriden Werkstoffsysteme.

Bezeichnung *	Komponente 1	Komponente 2	Klebstoff	Konfiguration
HC_D02-CFK0_D02-B11-212	HC_D02	CFK0_D02	B11	2-1-2
HC_D02-CFK0_D02-B21-212	HC_D02	CFK0_D02	B21	2-1-2
HC_D10-CFK0_D10-B11-212	HC_D10	CFK0_D10	B11	2-1-2
HC_D10-CFK0_D10-B21-212	HC_D10	CFK0_D10	B21	2-1-2
HC_D06-CFK0_D06-B98-212	HC_D06	CFK0_D06	B98	2-1-2
HC_D02-CFK90_D02-B11-212	HC_D02	CFK90_D02	B11	2-1-2
HC_D02-CFK90_D02-B21-212	HC_D02	CFK90_D02	B21	2-1-2
HC_D10-CFK90_D10-B11-212	HC_D10	CFK90_D10	B11	2-1-2
HC_D10-CFK90_D10-B21-212	HC_D10	CFK90_D10	B21	2-1-2
HC_D02-CFK090_D02-B11-212	HC_D02	CFK090_D02	B11	2-1-2
HC_D02-CFK090_D02-B21-212	HC_D02	CFK090_D02	B21	2-1-2
HC_D10-CFK090_D10-B11-212	HC_D10	CFK090_D10	B11	2-1-2
HC_D10-CFK090_D10-B21-212	HC_D10	CFK090_D10	B21	2-1-2
HC_D06-CFK090_D06-B98-212	HC_D06	CFK090_D06	B98	2-1-2
HC_D02-CFK0_D02-B11-12	HC_D02	CFK0_D02	B11	1-2
HC_D02-CFK0_D02-B21-12	HC_D02	CFK0_D02	B21	1-2
HC_D10-CFK0_D10-B11-12	HC_D10	CFK0_D10	B11	1-2
HC_D10-CFK0_D10-B21-12	HC_D10	CFK0_D10	B21	1-2
HC_D06-CFK0_D06-B98-12	HC_D06	CFK0_D06	B98	1-2
HC_D02-CFK90_D02-B11-12	HC_D02	CFK90_D02	B11	1-2
HC_D02-CFK90_D02-B21-12	HC_D02	CFK90_D02	B21	1-2
HC_D10-CFK90_D10-B11-12	HC_D10	CFK90_D10	B11	1-2
HC_D10-CFK90_D10-B21-12	HC_D10	CFK90_D10	B21	1-2
HC_D02-CFK090_D02-B11-12	HC_D02	CFK090_D02	B11	1-2
HC_D02-CFK090_D02-B21-12	HC_D02	CFK090_D02	B21	1-2
HC_D10-CFK090_D10-B11-12	HC_D10	CFK090_D10	B11	1-2
HC_D10-CFK090_D10-B21-12	HC_D10	CFK090_D10	B21	1-2
HC_D06-CFK090_D06-B98-12	HC_D06	CFK090_D06	B98	1-2

* Bezeichnungen folgen dem System nach Gleichung 3.1.

3.2.3 Hybridprobenherstellung

Der für die Hybridproben verwendete Fertigungsprozess wird im Folgenden erläutert. Die einzelnen Komponenten des hybriden Systems – Metalle und FKV – werden zunächst extern gefertigt. Die Hybridisierung erfolgt über einen separaten, speziell abgestimmten Klebprozess. Um eine hervorragende Klebeverbindung zwischen den Werkstoffen realisieren zu können, werden die Oberflächen der Metalle sowie der Verbundwerkstoffe mittels Schleifen mit einem leichten Kreuzschliff versehen und somit aufgeraut. Anschließend werden die Oberflächen mit Isopropanol gereinigt um eine schmutz- und fettfreie Kleboberfläche zu gewährleisten. Der Auftrag der Klebstoffe auf die zu verbindenden Materialien erfolgt mit einer pneumatischen 2K-Kartuschenpresse für 2K-Strukturklebstoffe. Dabei werden die Klebstoffe gezielt sowie speziell dosiert lokal auf die Oberflächen aufgebracht. Die einzelnen Werkstoffe werden anschließend am Fraunhofer ICT mit einer Laborplattenpresse P200PM (Hersteller Dr. COLLIN GmbH, max. Druck 250 bar) unter reproduzierbaren Bedingungen verpresst. Im Zuge dieses Pressvorgangs mit einem maximalen Druck von 45 bar verteilt sich der lokal aufgetragene Klebstoff während der Pressdauer von 50 s gleichmäßig über der gesamten zu verklebenden Fläche. Eine konstante und reproduzierbare Klebeschichtdicke von 0,2 mm (B98, B21) bzw. 0,1 mm (B11) stellt sich über die in den Klebstoffen enthaltenen Hohlglaskugeln ein. Nach diesem Pressvorgang werden die hybriden Werkstoffsysteme in eine separate Presseinheit gegeben und zusätzlich mit Gewichten beschwert. Dadurch soll gewährleistet werden, dass die Klebeschichten unter konstantem Druck bei Raumtemperatur vollständig aushärten und somit thermisch induzierte Eigenspannungen vermieden werden. Nach einer siebentägigen Aushärtung in der Vorrichtung werden die Probekörper der monolithischen Metalle sowie der metallbasierten hybriden Werkstoffsysteme gemäß DIN 50125 type H [DIN09] mit einer Messlänge von 80 mm mittels Fräsen aus der Platte extrahiert. Die Probekörper der Faserverbunde sowie der Hybriden bestehend aus Metallen und FVKs orientieren sich an der DIN EN ISO 527-1 [DIN12]. Im Gegensatz zu den Vorgaben dieser Norm beträgt die Breite der Probekörper 20 mm und die Messlänge 80 mm. Dies entspricht im Messbereich den Abmessungen der Metallprobekörper gemäß DIN 50125 [DIN09], wodurch ein Vergleich zwischen den unterschiedlichen Varianten sowie den daraus ermittelten Kennwerten möglich ist. Die Gesamtlänge der FVK- und FVK-Metall-Probekörper beträgt entweder 220 mm oder 250 mm. Bei den Probekörpern mit einer Länge von 220 mm ist des Öfteren ein Versagen nahe der Einspannung festzustellen. Um Randeffekte als Ursache für den einspannungsnahen Versagensort weitgehend ausschließen zu können, wird ab der zweiten Charge eine Probenlänge von 250 mm gewählt. Dieser Unterschied in den Gesamtlängen wird bei der Auswertung und Gegenüberstellung der experimentellen Ergebnisse berücksichtigt. Abschließend werden die Prüfkörper mittels Fräsen nachbearbeitet, um die geforderte Oberflächenqualität über der Dicke zu gewährleisten. Bei den FVKs und den Hybriden bestehend aus Metallen und FVKs werden Aluminiumaufleimer mit einer Dicke von 1,0 mm verwendet. Auf diese Weise soll eine Schädigung der Probekörper im Einspannbereich vermieden werden.

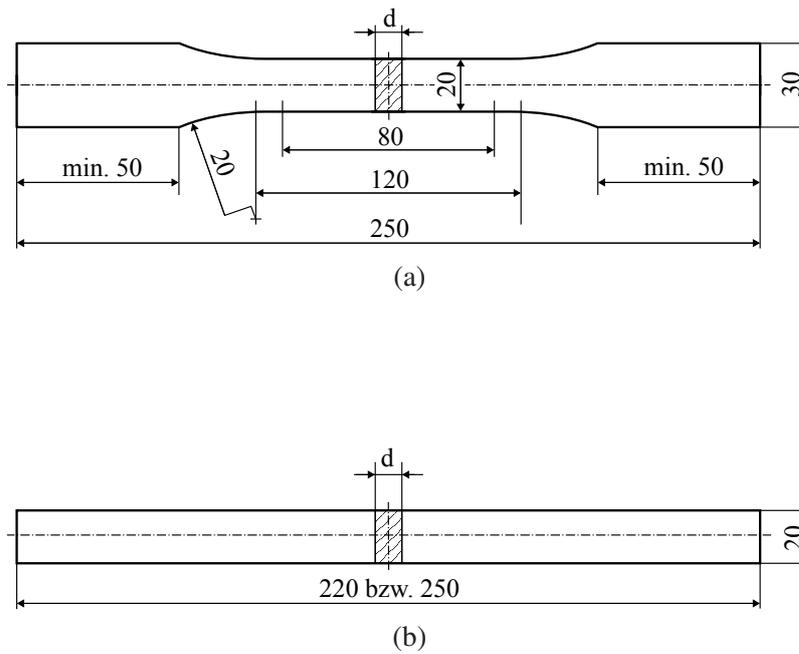


Abbildung 3.1: a) Prüfkörpergeometrie für Metalle und Metall-Metall-Hybride nach DIN 50125 Typ H [DIN09] und b) Prüfkörpergeometrie für FKV und FKV-Metall-Hybride nach DIN EN ISO 527-1 [DIN12].

4 Methoden der Grundlagenuntersuchungen

4.1 Methodisches Vorgehen

Zur gezielten Aufarbeitung und Bewertung einzelner physikalischer Wirkmechanismen und in weiterer Folge auch zur Bewertung und Auslegung der daraus resultierenden hybriden Lösungen werden sowohl experimentelle als auch numerische Untersuchungen durchgeführt (Abbildung 4.1).

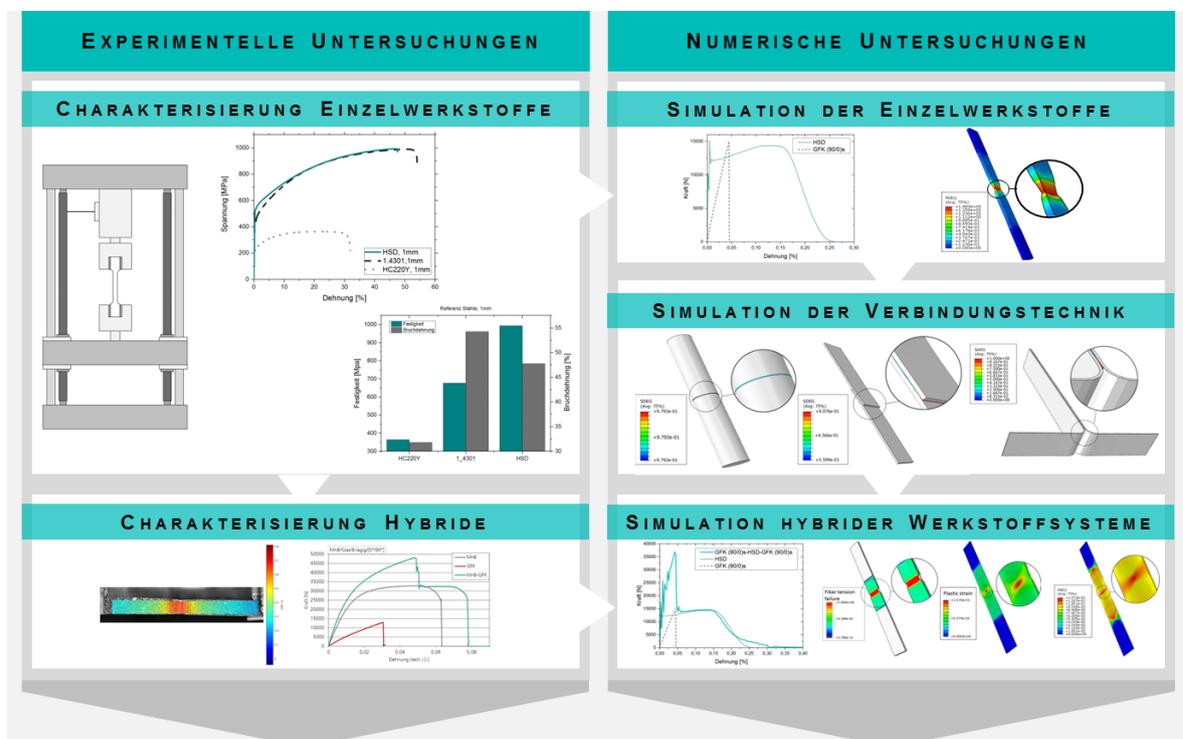


Abbildung 4.1: Methodisches Vorgehen zur systematischen Betrachtung und Bewertung der physikalischen Wirkmechanismen hybrider Werkstoffsysteme.

Bei den experimentellen Untersuchungen werden die jeweiligen Einzelwerkstoffe mechanisch mittels Zugversuchen charakterisiert. Zusätzlich werden diese Untersuchungen an ausgewählten hybriden Werkstoffsystemen anhand statistischer Versuchsprogramme durchgeführt. Zur detaillierten Bewertung der Wirkmechanismen werden hierbei uniaxiale Zugversuche mit optischen und thermischen Messungen sowie vereinzelt Bruchflächen- (REM), Schlifffanalysen (lichtoptisch am Längsschliff), Kontur- und Oberflächenvermessungen durchgeführt.

Die numerischen Untersuchungen gliedern sich in die Simulation der Einzelwerkstoffe, der Klebeverbindungen sowie der hybriden Werkstoffsysteme. Die Modelle der monolithischen Werk-

stoffe werden an die experimentell ermittelten Daten angepasst. Zusätzlich ist die Simulation der Verbindungstechnik für den Aufbau derartiger Schichtverbunde von hoher Bedeutung. Hierbei werden Modelle zur Charakterisierung von Klebeverbindungen erstellt und anschließend an Versuchsergebnisse aus einem FOSTA-Bericht [FOS15] angepasst. Mit Hilfe der abgeleiteten Einzelwerkstoffmodelle und der Klebstoffmodelle wird das hybride Werkstoffsystem modelliert, das Verhalten des resultierenden hybriden Systems simuliert und anschließend mit den Versuchsergebnissen abgeglichen.

Liefert die Simulation eine ausreichend gute Vorhersage der Versuchsergebnisse, so können die zugrundeliegenden Wirkmechanismen mit Hilfe der Simulation im Detail untersucht und zusätzlich unterschiedliche alternative Lösungen mechanismenbasiert vorhergesagt werden.

4.2 Experimentelle Methoden

4.2.1 Zugversuch

Die experimentellen Untersuchungen zur Materialcharakterisierung erfolgen im Festigkeitslabor am Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM–WK) des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT).

Sämtliche quasistatische Zugversuche werden wegkontrolliert an einer Universalprüfmaschine der Bauart „Zwick ZMART.PRO“ unter Verwendung einer 200kN-Kraftmessdose durchgeführt. Zur taktilen Dehnungsmessung wird ein maschinenintegriertes Multi-Xtens-Ansetzdehnungsmesssystem der Bauart Zwick/Roell eingesetzt. Zusätzlich wird ein optisches Dehnungsmesssystem herangezogen. Dieses System besteht aus einer digitalen Videokamera der Canon Deutschland GmbH mit der Bezeichnung „EOS 70D“ und einer MATLAB®-basierten Software zur digitalen Bildkorrelation (DIC). Des Weiteren wird eine Wärmebildkamera der FLIR Systems GmbH mit der Bezeichnung „T420“ verwendet. Die beiden angesprochenen Kameras werden so angeordnet, dass jeweils eine der Kameras auf eine der beiden Probenoberflächen ausgerichtet ist. Vereinzelt werden die Kameras auch frontal zur Prüfmaschine ausgerichtet, um mögliche Effekte in Dickenrichtung detektieren zu können.

Alle quasistatischen Zugversuche an den monolithischen Metallblechen sowie den metallbasierten hybriden Werkstoffsystemen werden nach DIN EN ISO 6892-1 [DIN14] mit einer Versuchslänge von 80 mm durchgeführt. Gemäß dieser Norm werden für die unterschiedlichen Testphasen jeweils unterschiedliche Verfahrensgeschwindigkeiten des Querhaupts eingestellt. Zur Bestimmung des Elastizitätsmoduls durch Regression nach DIN EN ISO 6892-1 [DIN14], wird eine nominelle Dehnrates von $7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ sowie ein sich unterscheidender Auswertebereich für die einzelnen Werkstoffe und Hybride verwendet [DIN14]. Anschließend wird bis zur 0,2 %-Dehngrenze eine nominelle Dehnrates von $25 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ eingestellt. Nach Überschreiten dieser Fließgrenze wird die nominelle Dehnrates auf $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ erhöht.

Die Zugversuche an den Faser-Kunststoff-Verbunden sowie den hybriden Werkstoffsystemen bestehend aus FKV und Metall werden nach der Norm für die Zugprüfung von faserverstärkten

Kunststoffen DIN EN ISO 527-4 [DIN97] durchgeführt. Die Verfahrensgeschwindigkeit des Querschnitts wird hierbei gemäß der Norm bei 2 mm min^{-1} konstant gehalten und die Versuchslänge beträgt wie bei den Versuchen an Metallen 80 mm. Der Elastizitätsmodul wird in einem Dehnungsbereich zwischen 0,05 % und 0,25 % ebenfalls mittels Regression ausgewertet.

Zur quantitativen Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhaltens in Folge der uniaxialen Zugbelastung stehen neben den Werten der taktilen auch jene der optischen Dehnungsmessung zur Verfügung. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit stellt die taktile Messung die bevorzugte Möglichkeit zur Auswertung der Dehnung dar. Bei sämtlichen monolithischen Werkstoffen sowie einer Vielzahl von hybriden Werkstoffsystemen liefert die taktile Messung hinsichtlich Richtigkeit und Genauigkeit sehr gute Ergebnisse. Bei einzelnen hybriden Lösungen ist diese Messmethode jedoch nicht anwendbar, da das Versagen einer außenliegenden Komponente zum Rutschen der Messfühler und somit zu Fehlern in der Dehnungsmessung führen kann. Andererseits kann unter bestimmten Bedingungen die Maschinensteuerung eingreifen, das Abheben des Extensometers initiieren und somit die Messung abbrechen. Gemäß der Norm DIN EN ISO 527-1 [DIN12] gibt es zwei Auswerteverfahren, welche auf der Abstandsänderung zwischen den Einspannklemmen basieren. Beim Verfahren A wird die nominelle Dehnung über die gesamte Prüfdauer mit Hilfe der folgenden Formel berechnet:

$$\varepsilon_A = \frac{l_t}{L} \quad (4.1)$$

Während l_t die Änderung des Abstandes zwischen den Klemmen ab Start der Messung bezeichnet, steht L für deren ursprünglichen Abstand. Verfahren B hingegen, beschreibt eine Kombination der Dehnungsmessung aus dem Extensometer und der Abstandsänderung zwischen den Einspannklemmen. Gemäß DIN EN ISO 527-1 [DIN12] werden bis zur sogenannten Streckdehnung die Dehnungswerte des Extensometers herangezogen. Nach dem Versagen einer außenliegenden Komponente und somit dem Erreichen dieser Streckdehnung setzt sich die Dehnung aus den auftretenden relativen Verschiebungen der Klemmen Δl_t und dem Streckdehnungswert ε_Y folgendermaßen zusammen:

$$\varepsilon_B = \varepsilon_Y + \frac{\Delta l_t}{L} \quad (4.2)$$

Da es in der Anfangsphase der Prüfung zu einem nichtlinearen Anstieg der Keilspannungswirkung kommt und Relativbewegungen zwischen den einzelnen Komponenten nicht auszuschließen sind, wird Verfahren B im weiteren Verlauf dieser Arbeit eingesetzt. Verfahren A kommt nicht zur Anwendung, da die genannten Phänomene zu einer deutlichen Unterschätzung der Steifigkeit führen würden.

Die optische Dehnungsmessung erfolgt mittels digitaler Bildkorrelation mit einer MATLAB®-basierten Software. Damit lassen sich sowohl Vollfeld- als auch Punktauswertungen durchführen. Mit Hilfe der generierten Vollfeldinformationen zu den Dehnungen lässt sich das Entste-

hen und Fortschreiten von Inhomogenitäten sowie die Dehnungslokalisierung im Detail untersuchen. Im Gegensatz dazu werden Punktauswertungen als Ersatz für den Extensometer verwendet. An den Ausgangspositionen der Messfühler werden über die Probenbreite jeweils 25 Messpunkte festgelegt, welche über die gesamte Prüfdauer verfolgt, separat gemittelt und ausgewertet werden. Dadurch lässt sich ein zur taktilen Dehnungsmessung äquivalentes Dehnungsmaß mit einer Anfangsmesslänge von 80 mm bestimmen.

Durch die Normierung der gemessenen Reaktionskraft mit der initialen Querschnittsfläche und das Heranziehen der vorgestellten Dehnungsmaße lassen sich technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme ableiten. Diese dienen zum Vergleich und zur Bewertung der unterschiedlichen hybriden Lösungen sowie der monolithischen Werkstoffe. Zur Auswertung der hybriden Werkstoffsysteme wird der Anteil des Klebstoffes in der initialen Querschnittsfläche nicht berücksichtigt. Zur Bestimmung der anfänglichen Querschnittsfläche werden die Dicken der monolithischen Werkstoffe gemäß ihrer Konfiguration aufsummiert. Grund dafür ist, dass trotz der in den Klebstoffen enthaltenen Hohlglaskugeln leichte Schwankungen in den Klebeschichtdicken auftreten können. Das Miteinbeziehen dieser Klebstoffdicke in der initialen Querschnittsfläche würde somit in einer Verfälschung des berechneten Spannungswertes resultieren. Zudem ist der Traganteil des Klebstoffes im Vergleich zu den tragenden Komponenten der hybriden Werkstoffsysteme zu vernachlässigen.

Deformationsvorgänge führen außerdem lokal zu einer Temperaturänderung [MO12]. Daher wird das auftretende Verformungsverhalten zusätzlich qualitativ durch die Verfolgung verformungsinduzierter zeitlicher Temperaturänderungen mittels einer Wärmebildkamera ausgewertet. Hierbei werden ebenfalls Vollfeldinformationen gewonnen, wodurch wiederum Inhomogenitäten und Dehnungslokalisierungen detektiert werden können.

Mit diesen sich ergänzenden optischen Dehnungs- und Wärmebildmessungen werden die Verfestigungs- und die lokalen Versagensmechanismen sowie insbesondere auch die hybridisierungsbedingten Änderungen dieser Mechanismen untersucht.

4.3 Numerische Methoden

Die im Zuge dieser Arbeit vorgestellten numerischen Untersuchungen werden mit dem kommerziell verfügbaren Finite-Elemente-Code ABAQUS/Explicit durchgeführt. Zur Modellierung des uniaxialen Zugverhaltens der monolithischen Metallbleche, der monolithischen FKV's sowie der Metall-Metall- und der FKV-Metall-Hybride werden dreidimensionale, möglichst realitätsnahe Simulationsmodelle entwickelt.

4.3.1 Aufbau der Simulationsmodelle

Im folgenden Kapitel wird der Aufbau der unterschiedlichen Simulationsmodelle Schritt für Schritt vorgestellt. Das Ziel bei der Modellbildung besteht darin, alle ergebnisrelevanten Einflüsse und physikalischen Effekte bei einem akzeptablen Modellierungs- und Rechenaufwand

abbilden zu können. Um dies zu erreichen, sind Maßnahmen zu treffen und Simplifikationen vorzunehmen, die im Lauf dieses Kapitels erläutert werden.

Modellierung der Probekörpergeometrie

Zur Modellierung des uniaxialen Zugverhaltens unterschiedlicher monolithischer Metallbleche sowie metallbasierter hybrider Werkstoffsysteme werden dreidimensionale Simulationsmodelle gemäß der experimentell untersuchten Flachzugprobe Form H nach DIN 50125 [DIN09] mit einer Versuchslänge von 80 mm aufgebaut (Abbildung 4.2a).

Für die monolithischen FKV's sowie die FKV-Metall-Hybride dienen die Nennmaße der Zugprobe nach DIN EN ISO 527-4 [DIN97] als Vorgabe für die Geometrieerstellung, wobei die Breite der Probekörper, abweichend zur Norm, 20 mm beträgt (Abbildung 4.2b). Diese Abwandlung ist erforderlich, um einen Abgleich der Dehnungsfelder zwischen den untersuchten monolithischen Metallen und FKV's sowie den daraus aufgebauten Hybridvarianten zu ermöglichen. Die Dicken der monolithischen FKV's sowie die Schichtdicken der FKV-Komponenten des hybriden Systems werden für die unterschiedlichen Lagenaufbauten über die Cured Ply Thickness (CPT) direkt aus den Versuchsprobekörpern der monolithischen FKV's bestimmt. Dies führt dazu, dass Aufbauten mit gleicher Lagenanzahl, jedoch unterschiedlicher Faserorientierung durchaus unterschiedliche Gesamtdicken aufweisen können. Im Simulationsmodell wird bei den FKV's über Partitionierungen eine Aufteilung in die jeweiligen Einzelschichten vorgenommen (Abbildung 4.2b).

Bei den untersuchten diversen hybriden Werkstoffsystemen beträgt die Dicke der zwischenliegenden Strukturklebstoffschicht 0,15 mm. Dies entspricht ungefähr dem Mittelwert der Klebstoffschichtdicke aus den experimentellen Untersuchungen.

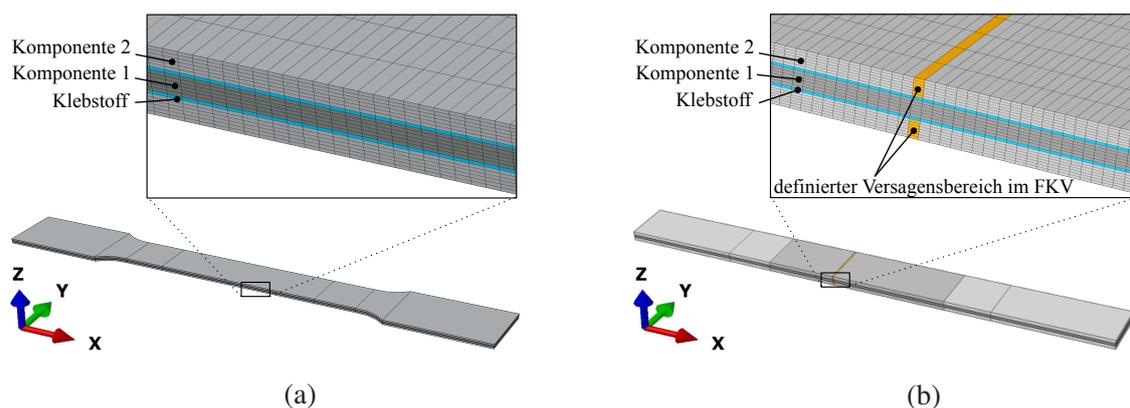


Abbildung 4.2: Modellgeometrie für a) Metalle bzw. metallbasierte hybride Werkstoffsysteme nach DIN 50125 Typ H [DIN09] und b) FKV bzw. FKV-Metall-Hybride nach DIN EN ISO 527-4 [DIN97].

Bei Betrachtung der Probekörpergeometrie liegt es nahe, dass nur ein Viertel oder in bestimmten Fällen sogar nur ein Achtel der Probe modelliert und mit entsprechenden Symmetriestandbedingungen versehen wird. Im Zuge dieser Arbeit wird bei den Simulationsmodellen jedoch bewusst auf eine derartige Nutzung der Symmetrien verzichtet. Der Grund dafür liegt

darin, dass Scherbandlokalisierungen sowie außermittige Lokalisierungs- und Versagensorte mit derartigen reduzierten Modellen nicht abbildbar sind. Zur exakten Abbildung der in den Experimenten beobachteten Verformungs- und Versagensmechanismen ist ein vollständiges Simulationsmodell erforderlich.

Modellierung des Materialverhaltens

Die Genauigkeit der Simulationsergebnisse wird im Wesentlichen durch das gewählte Materialmodell sowie die dazugehörigen hinterlegten Materialkenngrößen bestimmt. Eine Erhöhung der Komplexität der herangezogenen Materialgleichungen führt zu einem Zielkonflikt. Während komplexere Modelle zwar in einer verbesserten Vorhersagegenauigkeit resultieren, führen diese jedoch auch zu einem Anstieg der Rechenzeit. Zudem nimmt mit der Komplexität des Modells auch die Anzahl der benötigten Materialkenngrößen zu, was mit einem erhöhten experimentellen Aufwand einhergeht. Die Herausforderung besteht somit in der Auswahl eines Materialmodells, mit dem das im Experiment beobachtete Verformungs- und Versagensverhalten in ausreichender Qualität bei minimalem Rechenaufwand vorhergesagt werden kann.

Metalle: Zur Modellierung des Materialverhaltens der Metalle wird ein linear elastisches Materialmodell um ein plastisches Modell sowie ein phänomenologisches Schädigungsmodell erweitert. Zur Abbildung des linear elastischen Materialverhaltens sind aufgrund der Isotropie lediglich der Elastizitätsmodul sowie die Querkontraktionszahl zu hinterlegen. Beim plastischen Modell wird die Fließhypothese nach von Mises und ein isotropes Verfestigungsgesetz herangezogen. Die Fließkurven der unterschiedlichen Metallbleche, welche in Tabellenform hinterlegt werden, lassen sich bis zum Erreichen der Gleichmaßdehnung direkt aus den experimentellen wahren Spannungs-Dehnungs-Kurven beschreiben. Die Extrapolation der Verfestigungskurven über die Dehnung bei Höchstlast hinaus erfolgt mit den bekannten Verfestigungsmodellen nach Swift [Swi52], Swift-Voce [Lar10] oder Hockett-Sherby [HS75]. Um das diffuse und lokale Einschnürverhalten bestimmter Werkstoffe detailgetreu abbilden zu können, wird das Plastizitätsmodell bei diesen Werkstoffen um dehnratenabhängige Materialdaten erweitert [Har67, JHC76, HN77, HO77]. Nähere Ausführungen hinsichtlich des Vorgehens zur Ableitung der Fließkurven sowie der dehnratenabhängigen Werkstoffdaten aus den vorliegenden experimentellen Daten finden sich in Abschnitt 4.3.2. Um das Versagensverhalten metallischer Werkstoffe beschreiben zu können, wird das IDS-Schädigungsmodell nach Hooputra et al. [HGDW04] herangezogen. Es handelt sich hierbei um ein phänomenologisches Modell, welches in ABAQUS/Explicit [ABA14] bereits implementiert ist und sowohl duktilen Versagen als auch Scherversagen abbilden kann. Hierfür werden Kurven für die duktilen und scherbasierten maximalen Vergleichsdehnungen in Abhängigkeit der Spannungszustände hinterlegt. Auf die Ermittlung dieser Versagenskurven wird in Abschnitt 4.3.2 näher eingegangen.

FKV: Im Vergleich zu nahezu isotropen Werkstoffen wie beispielsweise Stählen, weisen FKVs aufgrund ihrer ausgeprägten Anisotropie ein unterschiedliches Verformungs- und Versagensverhalten auf. Das Materialmodell der FKVs setzt sich daher aus einem linear elastischen orthotropen Modell, einem Gleichungssatz zu versagensmodenbezogenen Versagenskriterien und einem Modell der Schädigungsevolution zusammen. Zur Beschreibung des elastischen orthotropen Materialverhaltens sind an die Materialsubroutine (VUMAT) die Elastizitätsmoduln E_1 , E_2 und E_3 , die Querkontraktionszahlen ν_{12} , ν_{13} und ν_{23} sowie die Schubmoduln G_{12} , G_{13} und G_{23} zu übergeben. Während der erste Index der Querkontraktionszahlen die Beanspruchungsrichtung (Ursache) beschreibt, steht der zweite Index für die Querdehnungsrichtung (Wirkung) [PS98, Sch05]. Zusätzlich wird zur Abbildung des nichtlinear-elastischen Verhaltens der Verstärkungsfasern der Koeffizient γ hinterlegt, welcher in Abschnitt 4.3.2 näher erläutert wird. Zur Modellierung des Versagensverhaltens von FKVs wird in der Materialsubroutine das dreidimensionale Versagenskriterium nach Hashin [Has80] herangezogen. Gegenüber den Pauschkriterien nach Tsai [Tsa] oder Tsai-Wu [TW71] handelt es sich beim Kriterium nach Hashin [Has80] um ein versagensmodenbezogenes quadratisches Versagenskriterium. Dieses Kriterium beruht auf den Spannungsinvarianten und unterscheidet klar zwischen Versagen unter Zug- bzw. Druckbelastung sowie zwischen Faser- und Zwischenfaserbruch. Der Materialsubroutine sind die folgenden anisotropen Festigkeitswerte zu übergeben:

R_{11}^t	Zugfestigkeit in Faserrichtung (1-Richtung)	(Abschnitt 5.2.1)
R_{11}^c	Druckfestigkeit in Faserrichtung (1-Richtung, Absolutbetrag)	[Hex14]
R_{22}^t	Zugfestigkeit quer zur Faserrichtung in 2-Richtung	(Abschnitt 5.2.1)
R_{22}^c	Druckfestigkeit quer zur Faserrichtung in 2-Richtung (Absolutbetrag)	[Hex14]
R_{33}^t	Zugfestigkeit quer zur Faserrichtung in 3-Richtung	[Hex14]
R_{33}^c	Druckfestigkeit quer zur Faserrichtung in 3-Richtung (Absolutbetrag)	[Hex14]
R_{12}	In-plane oder intralaminare Schubfestigkeit	[Hex14]
R_{23}	Transversale Schubfestigkeit	[Hex14]
R_{13}	Out-of-plane oder interlaminare Schubfestigkeit	[Hex14]

Diese zu hinterlegenden Materialkennwerte lassen sich aus Datenblättern der Hexcel Composites GmbH & Co KG [Hex14] sowie experimentellen Untersuchungen an den monolithischen FKVs (Abschnitt 5.2.1) gewinnen. Um das Verhalten von 90°-Lagen, welche ein- oder beidseitig durch verstärkende Schichten gestützt werden, korrekt abbilden zu können, werden für diese Lagen zusätzlich sogenannte In-situ-Festigkeitswerte hinterlegt. Detaillierte Ausführungen zur Bestimmung dieser Festigkeitswerte sind in Abschnitt 4.3.2 zu finden. Wird das Versagen durch das Kriterium nach Hashin initiiert, erfolgt in weiterer Folge eine lineare Degradation der Steifigkeit der jeweiligen Schicht. Zur Modellierung dieser Schädigungsevolution wird das grundlegende Modell nach Matzenmiller et al. [MLT95], welches für den ebenen Spannungszustand gilt, mit Hilfe der experimentellen Erkenntnisse nach Highsmith et al. [HR], Laws et

al. [LDH83, LD87] und Talreja [Tal85] auf den dreidimensionalen Spannungszustand erweitert [Hei17]. Die Degradation der Steifigkeit wird durch die im Modell enthaltenen Schädigungsvariablen bestimmt, welche wiederum von den kritischen Energiefreisetzungsraten abhängen. Aus diesem Grund sind zur Modellierung des Schädigungsverhaltens die kritischen Energiefreisetzungsraten G_{Ic} zu hinterlegen. Diese Materialkennwerte werden im Zuge dieser Arbeit aus Soden et al. [SHK98] sowie aus Datenblättern der Hexcel Composites GmbH & Co KG [Hex14] herangezogen.

Um bei der Simulation des FKV's oder der FKV-Metall-Hybride ein Versagens innerhalb der Messlänge von 80 mm zu gewährleisten, wird die Schädigung analog zu Lapczyk et al. [LH07] in einer definierten Elementreihe initiiert (Abbildung 4.2b). Während die Festigkeitswerte dieser Elementreihe an die experimentellen Daten angepasst werden, weisen die umliegenden Elemente geringfügig höhere Festigkeiten auf. Da die Steifigkeiten in den unterschiedlichen Bereichen unverändert bleiben, wird die grundlegende Materialantwort durch diese Maßnahmen nicht negativ beeinflusst.

Klebeverbindungen: Für die effiziente Werkstoffmodellierung der Klebeverbindungen wird ein in ABAQUS/Explicit [ABA14] bereits implementiertes Kohäsivzonenmodell herangezogen. In diesem Modell werden Kenngrößen für einen linear-elastischen Traction-Separation-Ansatz sowie für eine bruchmechanische Versagensmodellierung hinterlegt. Diese zur Modellierung des eingesetzten Strukturklebstoffs B98 benötigten Steifigkeits-, Festigkeits- und Energieparameter werden dem Abschlussbericht zu FOSTA P 957 [FOS15] entnommen. Es ist zu erwähnen, dass durch Klebeverbindungen, die mit dem Kohäsivzonenmodell modelliert werden, keine Kräfte in Längsrichtung übertragen werden können. Somit dient die Klebeverbindung hierbei nur der Kraftübertragung zwischen den Verbindungspartnern.

Modellierung der Randbedingungen

Um die Krafteinleitung ähnlich wie im Experiment zu realisieren, werden die außenliegenden Kopfflächen, welche im Versuch mit den hydraulischen Keilspannbacken in Kontakt sind, jeweils mit einem Referenzpunkt kinematisch gekoppelt. Am traversenseitigen Referenzpunkt wird eine Verschiebung in x-Richtung von 110 mm in Abhängigkeit der Zeit vorgegeben. Auf der fest eingespannten Seite erfolgt eine Sperrung sämtlicher translatorischer und rotatorischer Freiheitsgrade. Die maximale Verschiebung von 110 mm wird deshalb gewählt, damit sämtliche untersuchte monolithische Werkstoffe sowie hybride Werkstoffsysteme innerhalb des vorgegebenen Berechnungsschritts versagen. Um ausreichende Genauigkeit und Effizienz bei der expliziten Zeitintegration zu gewährleisten, wird die Verschiebung in Form einer Smooth-Step-Amplitude aufgebracht. Während ein linear ansteigender Step aufgrund des ruckartigen Anstiegs der Verschiebung in einer wellenartigen Ausbreitung der Spannungen resultiert, lassen sich derartige dynamische Effekte durch Verwendung eines Smooth-Steps weitestgehend vermeiden.

Durch eine Modellierung mittels der angeführten kinematischen Kopplung erfolgt bei einem dreilagigen hybriden Aufbau die Krafteinleitung in die mittlere Schicht ausschließlich über die Klebeverbindung. Der Druck, der bei den experimentellen Untersuchungen durch die Spannbacken entsteht, wird im Modell akutell nicht berücksichtigt. Hierfür müsste die numerische Simulation um ein Kontaktproblem erweitert werden. Wie bereits in Kapitel 4.2.1 vorgestellt, werden die Dehnungen bei den experimentellen Zugversuchen unter anderem mit Hilfe eines Extensometers bestimmt. Aus diesem Grund wird das Modell in unterschiedliche Bereiche unterteilt. Die Dehnungsmessung erfolgt im Modell über die beiden Messpunkte an den, im Ausgangszustand 80 mm voneinander entfernten, Bereichsgrenzen. Bei hybriden Werkstoffsystemen, die sowohl aus Metall als auch aus FKV bestehen, werden die Messpunkte am Metall positioniert und somit die Dehnungen in der Metallkomponente verfolgt. Durch diese Maßnahme ist es möglich, die Dehnungen auch nach dem Versagen der FKV-Komponente auszuwerten.

Diskretisierung der Probekörper

Die einzelnen Metallbleche werden, bedingt durch die wenig komplexe Probekörpergeometrie, mit Hilfe von hexaederförmigen Volumenelementen mit einem linearen Verschiebungsansatz diskretisiert.

Um den Einfluss der Netzfeinheit sowie des Integrationsschemas auf die Simulationsergebnisse bewerten zu können, erfolgen in diesem Zusammenhang numerische Studien. Bei Modellen mit vollständig integrierten Elementen zeigt sich nach Überschreiten der Dehnung bei Höchstlast und somit bei der Ausbildung der Lokalisierung ein nicht-physikalisches Verhalten. Wird das qualitative Verformungsverhalten im Bereich der lokalisierten Einschnürung sowie der Verlauf der Gesamtenergie betrachtet, lässt sich das sogenannte Lockingphänomen feststellen (Abbildung 4.3) [DSHF00, Cri97]. Gemäß dem Energieerhaltungssatz der Thermodynamik darf sich in einem abgeschlossenen System die gesamte Energie nicht ändern. Unter Verwendung der vollständig integrierten Elemente zeigt sich jedoch ab dem Überschreiten der Dehnung bei Höchstlast ein Anstieg der Energie (Abbildung 4.3). Dieser Verstoß gegen die Energieerhaltung resultiert in einem unphysikalisch steifen Lokalisierungsverhalten. Im Gegensatz dazu ist bei Modellen mit reduziert integrierten Elementen kein derartiger Anstieg der Gesamtenergie feststellbar. Da jedoch bei unterintegrierten Elementen unter Umständen Hourglassingeffekte [Hug12] auftreten und die Ergebnisse negativ beeinflussen können, wird hierfür bei den Elementeneinstellungen ein Kontrollmechanismus (Hourglass Control) aktiviert. Aufgrund der gewonnenen Erkenntnisse werden für die Vernetzung der Metalle reduziert integrierte lineare Elemente mit der Bezeichnung „C3D8R“ verwendet.

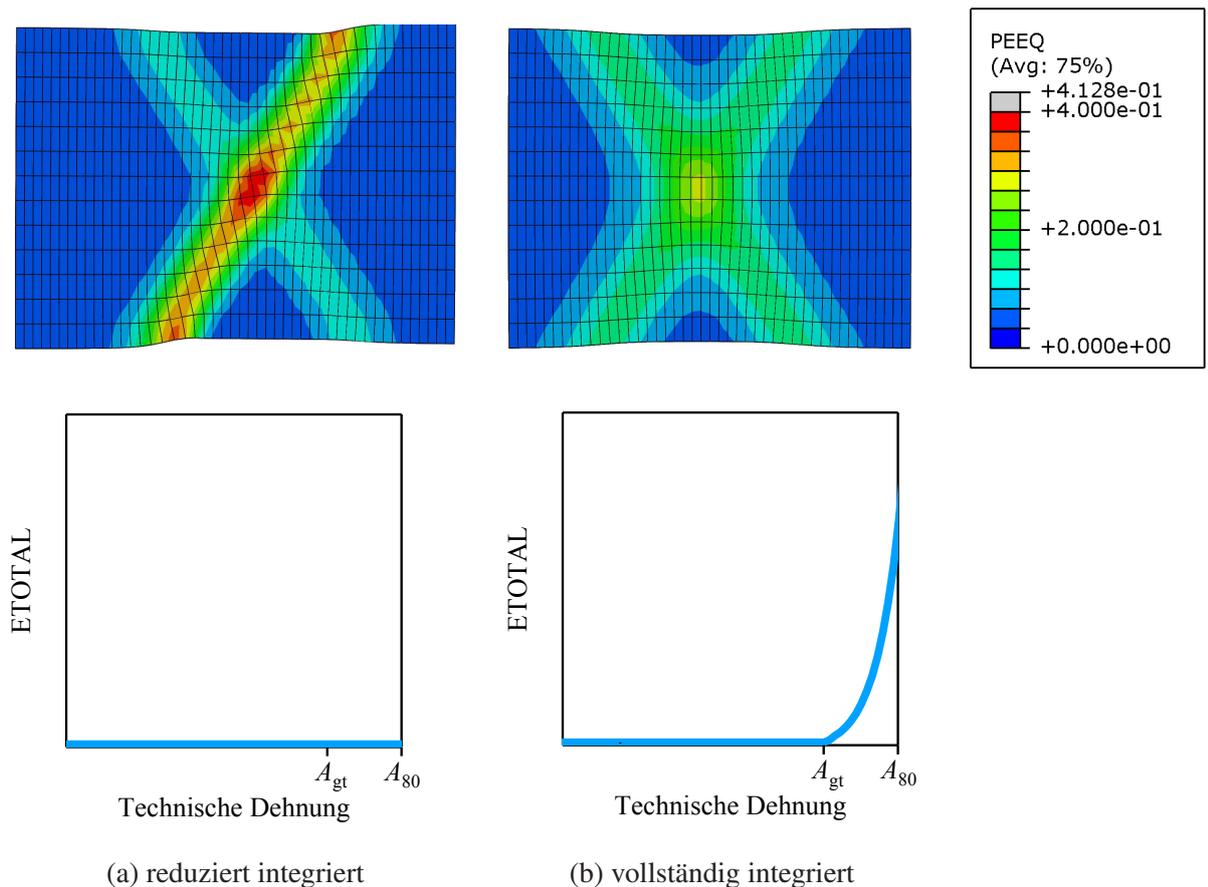


Abbildung 4.3: Verteilung der äquivalenten plastischen Dehnung im Lokalisierungsbereich und Energieverläufe bei Verwendung von a) reduziert und b) vollständig integrierten C3D8-Elementen (vgl. [Kra17] (betreute Abschlussarbeit)).

Aufgrund der geringen Komplexität in ihrer Probengeometrie werden auch die monolithischen FKV's sowie die Hybride bestehend aus Metall- und FKV-Lagen mit hexaederförmigen Volumenelementen mit einem linearen Verschiebungsansatz diskretisiert. Im Vergleich zu den Metallen sind hierfür jedoch vollständig integrierte Elemente mit der Bezeichnung „C3D8“ heranzuziehen, da bei der expliziten Berechnung die Einhaltung der Energiebilanz nicht iterativ sichergestellt wird. Dies führt zu einer zunehmenden Abweichung zwischen der Arbeit der äußeren Kräfte und der inneren Energie und resultiert in einem Ungleichgewicht und einer Verletzung der Energiebilanz.

Die Klebeverbindungen der hybriden Werkstoffsysteme werden mit Hilfe von linearen hexaederförmigen kohäsiven Elementen (COH3D8-Elemente) modelliert [ABA14].

Numerische Parameter

Um die plastische Instabilität und somit das Lokalisierungsverhalten abbilden zu können, wird trotz der einfachen quasistatischen Beanspruchung der Solver ABAQUS/Explicit zur Lösung des diskretisierten Gleichungssystems herangezogen. Der Beginn einer plastischen Instabilität ist hierbei auf das Auftreten kleiner numerischer Fehler zurückzuführen. Bei der Verwendung

des impliziten Berechnungsschemas ist ein separates Kriterium zur Initiierung der plastischen Instabilitäten erforderlich. Außerdem können im Falle eines impliziten Gleichungslösers Konvergenzprobleme auftreten, die in unbrauchbaren Simulationsergebnissen resultieren.

Die Berechnungsdauer sowie die Stabilität der Rechnung hängen beim expliziten Verfahren maßgeblich von der kritischen Zeitschrittweite bzw. dem stabilen Zeitinkrement ab. Diese charakteristische Größe wird im Wesentlichen durch die kleinste Elementkantenlänge und die Materialeigenschaften wie beispielsweise die Dichte beeinflusst. Da bei exakter Nachbildung der Experimente aufgrund der großen Anzahl an Elementen mit einem kleinen stabilen Zeitinkrement und daher einer hohen Rechenzeit zu rechnen ist, werden die folgenden beiden Simplifikationen vorgenommen. Das Modell wird zunächst mit einer Massenskalierung mit dem Faktor 100 versehen, wodurch sich die Dichte des Werkstoffs – respektive die Masse – künstlich erhöhen. Außerdem wird die Dauer des gesamten Berechnungsschritts angepasst, indem die Verschiebung von 110 mm innerhalb von einer Sekunde vorgenommen wird. Durch diese Simplifikationen stimmen Berechnungs- und Versuchsdauer nicht mehr überein und die natürliche Zeitskala bleibt nicht erhalten. Dies muss bei der Modellierung des dehnratenabhängigen Materialverhaltens berücksichtigt werden. Da die Simulationsergebnisse auch unter Verwendung der angeführten Maßnahmen keine dynamischen Effekte aufweisen, sind die getroffenen Vereinfachungen zulässig.

Aufgrund der auftretenden großen Deformationen bei den durchgeführten Versuchen, ist bei den numerischen Einstellungen geometrische Nichtlinearität (NLGEOM) zu aktivieren.

4.3.2 Anpassung der Materialmodelle für monolithische Werkstoffe

Da das Verformungs- und Versagensverhalten der unterschiedlichen hybriden Werkstoffsysteme auf Basis der zugrundeliegenden monolithischen Werkstoffe vorhergesagt werden soll, beeinflussen die hinterlegten Materialmodelle der monolithischen Metalle oder FKV's die Berechnungsergebnisse entscheidend. Aufgrunddessen wird hierbei das Ziel verfolgt, die verwendeten Materialkarten möglichst genau an die Versuchsergebnisse der Einzelwerkstoffzugversuche anzupassen.

Metalle

Zur systematischen Anpassung der monolithischen Metalle wird eine methodische Vorgehensweise entwickelt, welche nachfolgend in Form eines Flussdiagramms (Abbildung 4.4) dargestellt wird. Auf die einzelnen Abschnitte dieser Methodik wird im Folgenden näher eingegangen.

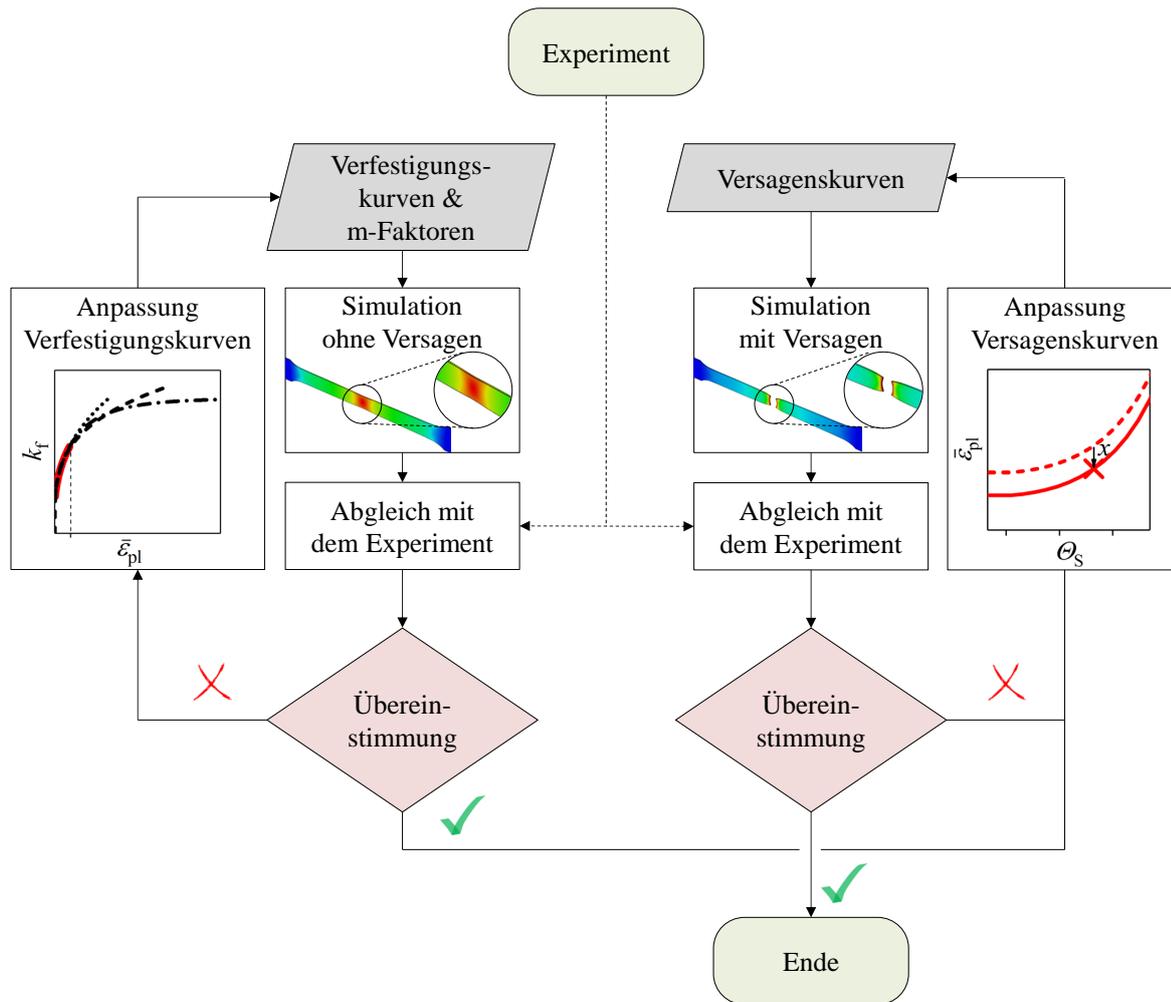


Abbildung 4.4: Flussdiagramm zur Anpassung der Materialmodelle metallischer Werkstoffe.

Anpassung der Verfestigungskurven: Beim verwendeten plastischen Modell sind Wertepaare aus der aktuellen Fließspannung k_f und der äquivalenten plastischen Dehnung $\bar{\epsilon}_{pl}$ in tabellarischer Form zu hinterlegen. Die aus den experimentellen Zugversuchen gewonnenen Daten lassen sich lediglich bis zur Dehnung bei der Höchstlast aus technischen Spannungs-Dehnungs-Zusammenhängen in Fließkurvenwerte überführen, da ab dieser Dehnung eine Änderung des Spannungs- und Dehnungszustandes auftritt (Abbildung 4.5a). Ab dem Beginn der lokalisierten Einschnürung bildet sich innerhalb der Probe ein mehrachsiger Spannungszustand aus. Die Fließspannungswerte für höhere Dehnungen werden über eine der folgenden beiden Herangehensweise ermittelt:

1. Bestimmung über Versuchsaufbauten, bei welchen die Spannungseinachsigkeit über einen wesentlich größeren Dehnungsbereich aufrechterhalten wird (z.B. Druckversuche).
2. Extrapolation der Versuchsdaten über die Dehnung bei Höchstlast hinaus mit Hilfe bekannter Verfestigungsmodelle wie beispielsweise Swift [Swi52], Swift-Voce [Lar10] oder Hocket-Sherby [HS75].

Aufgrund des erhöhten experimentellen Aufwands der ersten Methode, wird in Anbetracht der Vielzahl unterschiedlicher Versuchswerkstoffe im Zuge dieser Arbeit die zweite Methode zur Extrapolation der Fließkurven herangezogen. Dafür werden zunächst die aus dem Zugversuch gewonnenen technischen Spannungen σ_t und die Totaldehnungen ε_t in wahre Spannungen σ_w und in ein logarithmisches, „wahres“ Dehnungsmaß ε_w mit folgenden Formeln umgerechnet:

$$\varepsilon_w = \ln(1 + \varepsilon_t) \quad \sigma_w = \sigma_t(1 + \varepsilon_t) \quad (4.3)$$

Die wahren plastischen Dehnungen lassen sich über den in der Literatur verbreiteten Zusammenhang

$$\varepsilon_{w,pl} = \varepsilon_w - \frac{\sigma_w}{E} = \bar{\varepsilon}_{pl} \quad (4.4)$$

berechnen. Die Wertepaare, bestehend aus wahrer Spannung σ_w und „wahrer“ plastischer Dehnung $\varepsilon_{w,pl}$ bzw. $\bar{\varepsilon}_{pl}$, dienen als Zielfunktion für die Parameteroptimierung bei der Betrachtung unterschiedlicher Extrapolationsmodelle. Die optimalen Parameter c_i der unterschiedlichen Verfestigungsmodelle werden über ein nichtlineares Regressionsverfahren basierend auf der Least-Square-Methode ermittelt:

$$\min_{c_i} \sum_n \left[\underbrace{k_f(\bar{\varepsilon}_{pl}, c_i)}_{\text{analytische Zielfunktion}} - \underbrace{\sigma_w(\bar{\varepsilon}_{pl})}_{\text{experimentelle Ergebnisse}} \right]^2 \quad (4.5)$$

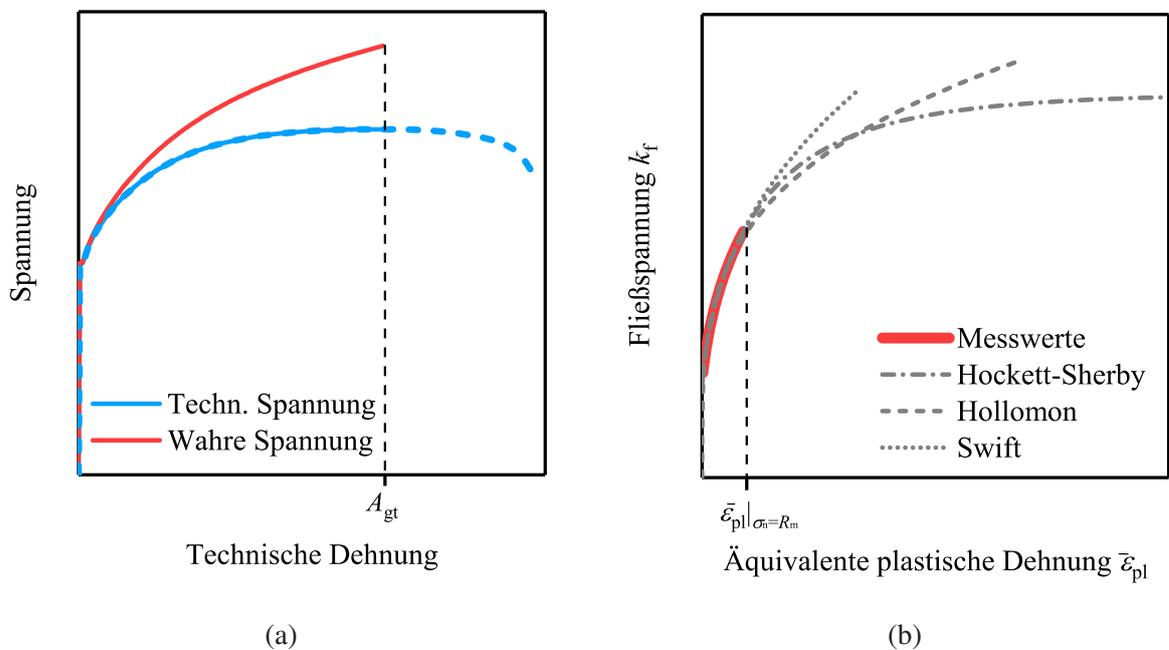


Abbildung 4.5: a) Vergleich der technischen und wahren Spannung und b) Extrapolation der Fließkurve aus den Zugversuchsdaten mit unterschiedlichen Verfestigungsgesetzen.

Wie in Abbildung 4.5b ersichtlich, weisen die verschiedenen Extrapolationsansätze große Unterschiede auf. Im Bereich der Zugversuchdaten lässt sich eine sehr gute Übereinstimmung feststellen, während sich die Modelle bei höheren Dehnungswerten teils signifikant unterscheiden. Während beispielsweise das Swift-Modell eine unbeschränkte monotone Steigung aufweist, streben die Ansätze nach Hockett-Sherby und Voce gegen eine Sättigungsspannung und stellen somit eher konservative Ansätze dar. Das Materialverhalten nach Erreichen der Höchstlast und folglich das Einschnürungsverhalten werden erheblich durch die Modellierung der Verfestigungskurve beeinflusst. Die zusammengesetzte Verfestigungskurve, bestehend aus experimentell ermittelten Daten und ausgewählten Extrapolationsdaten, wird in tabellarischer Form dem Simulationsmodell übergeben.

Anpassung des lokalisierten Einschnürungsverhaltens: Durch eine Optimierung der Fließkurven wird eine Anpassung des Kraftdegressionsverhaltens an jenes aus dem Experiment angestrebt. Bei einer derartigen Anpassung handelt es sich um einen iterativen Prozess. Im Zuge der Optimierung werden die wesentlichen Einflussfaktoren, welche die Ausprägung der Dehnungslokalisierung steuern, erarbeitet.

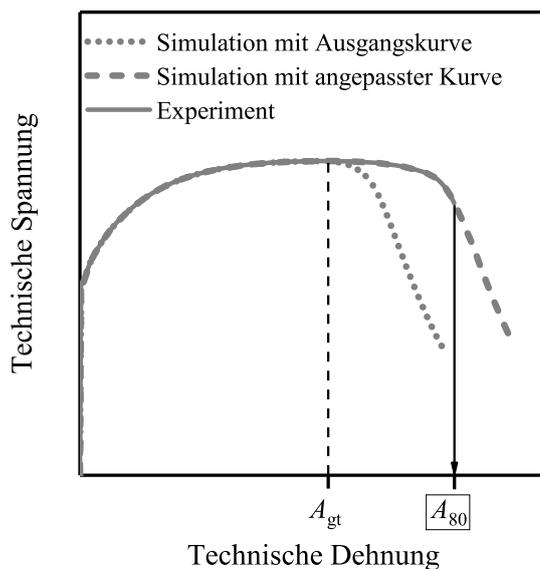


Abbildung 4.6: Optimierung des lokalisierten Einschnürungsverhaltens durch gezielte Anpassung der hinterlegten Verfestigungskurven.

Bei bestimmten Werkstoffen weisen die technischen Spannungs-Dehnungs-Zusammenhänge ein ausgedehntes Plateau und die Werkstoffe somit ein sehr stabiles Kraftdegressionsverhalten nach Erreichen der Dehnung bei Höchstlast auf. Ist dieses Werkstoffverhalten nicht mit Hilfe der Fließkurvenmodelle beschreibbar, so wird eine dehnratenabhängige Formulierung verwendet. Bei derartigen Werkstoffen lässt sich das Verhalten bis zur Dehnung bei Höchstlast mit einer dehnratenunabhängigen Formulierung sehr gut beschreiben, während diese in einer zu raschen Dehnungslokalisierung und somit in einem frühzeitigen Kraftabfall resultiert. Wird für das totale Differential der Spannungen die folgende Beziehung betrachtet,

$$d\sigma = \left. \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right|_{\dot{\varepsilon}, T} d\varepsilon + \left. \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\varepsilon}} \right|_{\varepsilon, T} d\dot{\varepsilon} + \left. \frac{\partial \sigma}{\partial T} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} dT \quad (4.6)$$

so lässt sich eine Abhängigkeit des Verfestigungsverhalten von der Dehnratesowie der Temperatur feststellen. Ein Großteil metallischer Werkstoffe zeigt eine Dehnratesverfestigung, die auch beim uniaxialen Zugversuch eine entscheidende Rolle spielen kann. Zu Beginn des Zugversuchs stellt sich eine gleichmäßige Verformung über die gesamte Probenlänge hinweg ein. Es bildet sich entlang der Probe eine konstante Dehnrates sowie ein uniaxialer Belastungszustand aus. Nach dem Überschreiten der Dehnung bei Zugfestigkeit entstehen aufgrund von auftretenden plastischen Instabilitäten Dehnungslokalisierungen. Diese resultieren lokal in einem Anstieg der Dehnrates. Durch die inhomogene Dehnratesverteilung tritt im Bereich der Lokalisierungen eine dehnratesbedingte Verfestigung auf, die die Ausbildung der lokalisierten Einschnürung stabilisiert und somit das Versagen hinauszögert.

Das plastische Materialmodell wird hierfür gezielt mit dehnratesabhängigen Materialdaten erweitert. Die von den Dehnrates abhängigen Verfestigungskurven werden durch Skalierung der Grundkurve mit der sogenannten Dehnratesensitivität m nach Hart et al. [Har67] erstellt. Von den untersuchten Versuchswerkstoffen weist beispielsweise der HC ein ausgeprägtes Kraftdegressionsverhalten auf. Der Parameter m zur Berücksichtigung der Dehnratesabhängigkeit wird für diesen Werkstoff mit Hilfe vorliegender experimenteller Daten der BMW Group und Gleichung 4.7 bestimmt.

$$m = \left. \frac{\partial \log \sigma_w}{\partial \log \dot{\varepsilon}_{w,pl}} \right|_{\varepsilon_{w,pl}, T} \quad (4.7)$$

Diese Anpassung des Einschnürungsverhaltens ist ein essentieller Schritt, um das Lokalisierungsverhalten unterschiedlicher hybrider Lösungen gezielt mit numerischen Methoden bewerten zu können. Derartige Dehnungslokalisierungen können außerdem zu lokalen Temperaturerhöhungen führen. Diese können in ausgeprägten dynamischen Erholungs- oder Rekristallisationsvorgängen resultieren, die eine Entfestigung bewirken. Die Temperaturabhängigkeit bleibt in den in dieser Arbeit verwendeten Materialmodellen unberücksichtigt.

Anpassung der Versagenskurven: Wie bereits bei der Modellierung des Materialsverhaltens erläutert, wird das Versagen bei metallischen Werkstoffen durch das IDS-Schädigungskriterium nach Hooputra et al. [HGDW04] initiiert. Bei diesem Modell sind Versagenskurven für den duktilen Bruch bzw. den Scherbruch in Form äquivalenter plastischer Dehnung $\bar{\varepsilon}_{pl}$ als Funktion der Spannungsmehrachsigkeit η bzw. des Scherparameters θ_S zu hinterlegen. Die dimensionslose Größe η beschreibt den vorliegenden Spannungszustand und ist nach Hooputra et al. [HGDW04], Bao et al. [BW04a, BW04b] und Wierzbicki et al. [WBLB05] definiert durch das Verhältnis der hydrostatischen Spannung σ_h zur äquivalenten Von-Mises-Spannung σ_{eq} . Der sogenannte Scherparameter ergibt sich nach $\theta_S = (\sigma_{eq} - k_S \sigma_h) / \tau_{max}$, wobei es sich bei k_S

um eine materialspezifische Konstante handelt [HGDW04]. τ_{\max} steht hierbei für die maximal auftretende Schubspannung. Qualitative Verläufe für die Versagenskurven der einzelnen Werkstoffe stehen aus vorliegenden experimentellen Daten der BMW Group zur Verfügung. Um die vorhandenen Versagenskurven an die experimentellen Ergebnisse anpassen zu können, wird zunächst ein Zugversuch ohne die Aktivierung von Versagen simuliert. Aus den daraus resultierenden Ergebnissen werden beim gewünschten Zeitpunkt der Versagensaktivierung im kritischen Element die Feldgrößen $\bar{\epsilon}_{\text{pl}}$, η und θ_{S} ausgewertet. Beim kritischen Element handelt es sich um jenes Element, welches die größte plastische Vergleichsdehnung bei größter Abweichung vom uniaxialen Dehnpfad aufweist. Wie in Abbildung 4.7 ersichtlich, finden sich die ermittelten Wertepaare $\{\bar{\epsilon}_{\text{pl}}, \eta\}$ und $\{\bar{\epsilon}_{\text{pl}}, \theta_{\text{S}}\}$ im jeweiligen Diagramm wieder. Die makroskopischen Bruchbilder aller experimentell untersuchten Metallprobekörper zeigen einen Scherbruch. Dementsprechend wird die Versagenskurve für Scherbruch in Ordinateenrichtung so weit verschoben, bis die Kurve mit dem kritischen Punkt aus der Simulation zusammenfällt. Die zur Anpassung der Scherkurve notwendige prozentuale Veränderung der äquivalenten plastischen Dehnungswerte wird genutzt, um die Kurve zur Aktivierung des duktilen Versagens gleichermaßen anzupassen. Die beiden Bruchkurven verschieben sich somit nicht um denselben Absolutbetrag, sondern um denselben Prozentsatz. Die Verschiebung jeweils beider Kurven ist deshalb vorzunehmen, da sich durch die Hybridisierung der Dehnpfad und somit in weiterer Folge auch der Versagensmodus ändern könnte.

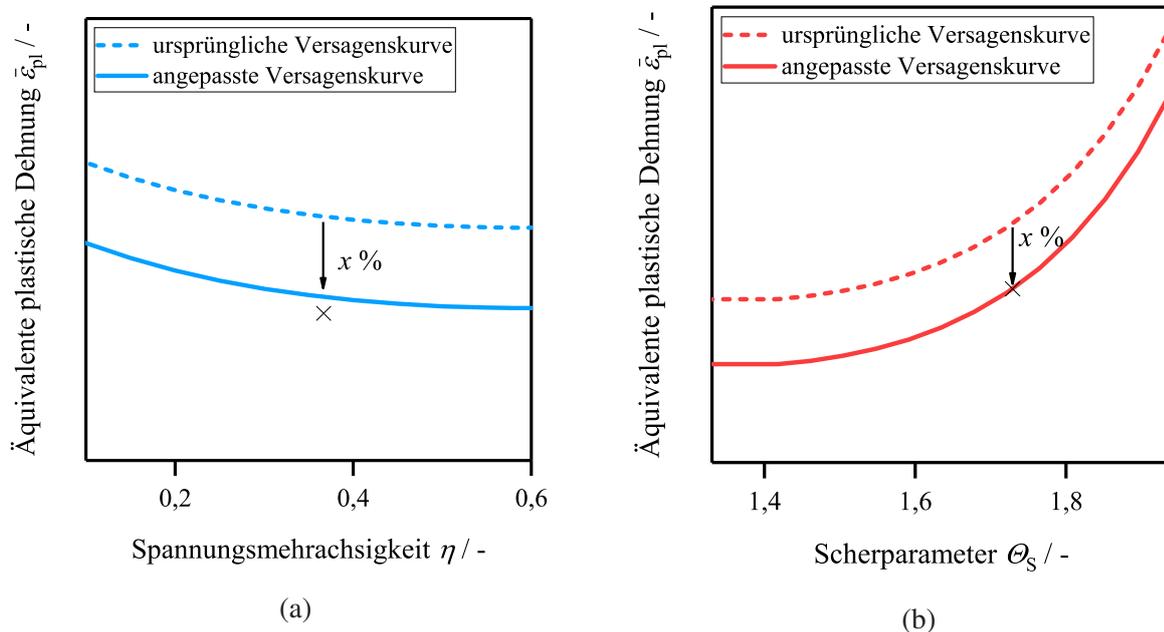


Abbildung 4.7: Anpassung der Versagenskurven für a) duktilen Versagen und b) Scherversagen.

Ist zur Anpassung des Einschnürverhaltens eine dehnratenabhängige Materialformulierung zu wählen, so ist die nach dem beschriebenen Vorgehen ermittelte Versagenskurve nur für jene Dehnrate gültig, die das kritische Element zum Zeitpunkt der gewünschten Versagensaktivierung ausweist. Die für die anderen Dehnraten verfügbaren Kurven aus den vorliegenden experimentellen Untersuchungen der BMW Group werden um den gleichen Absolutbetrag mitverschoben.

FKV

Zur detaillierten Beschreibung der monolithischen FKV's und vor allem der damit aufgebauten hybriden Werkstoffsysteme werden in der Materialsubroutine die im Folgenden näher beschriebenen Erweiterungen implementiert.

Anpassung des nichtlinear-elastischen Verhaltens von Kohlenstofffasern: Gemäß Ishikawa et al. [IMH85], Djordjevic et al. [DSS07] und Kant et al. [KP14] weisen Kohlenstofffasern bei einer Zugbelastung in Faserlängsrichtung ein nichtlineares, elastisches Materialverhalten auf. Dieses Verhalten soll auch im Materialmodell für FKV's berücksichtigt werden. Während Ishikawa et al. [IMH85] ausgehend von der nichtlinearen Elastizitätstheorie einen quadratischen Ansatz zur Beschreibung dieses Phänomen ableitet, zeigt sich in den experimentellen Ergebnissen nach Djordjevic et al. [DSS07] und Kant et. al [KP14] ein nahezu lineare Anstieg des Elastizitätsmoduls mit zunehmender Dehnung. Für die Anpassung des nichtlinear-elastischen Verhaltens der Kohlenstofffasern wird im Zuge dieser Arbeit der folgende lineare Ansatz implementiert:

$$E(\varepsilon_t) = E_0(1 + \gamma\varepsilon_t) \quad (4.8)$$

Ausgehend vom initialen Elastizitätsmodul E_0 beschreibt der Faktor γ die Zunahme des Elastizitätsmoduls mit der technischen Dehnung ε_t . Durch Zuhilfenahme der experimentell ermittelten technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven lässt sich γ ermitteln. Durch die Auftragung des experimentell bestimmten Elastizitätsmoduls als Funktion der Dehnung und durch die Berechnung einer Regressionsgerade für die Punkte aus den Versuchen können die einzelnen Faktoren bestimmt werden (Abbildung 4.8).

Dem verwendeten Materialmodell werden zur Beschreibung des nichtlinear-elastischen Verhaltens der initiale Elastizitätsmodul E_0 sowie der Koeffizient γ übergeben.

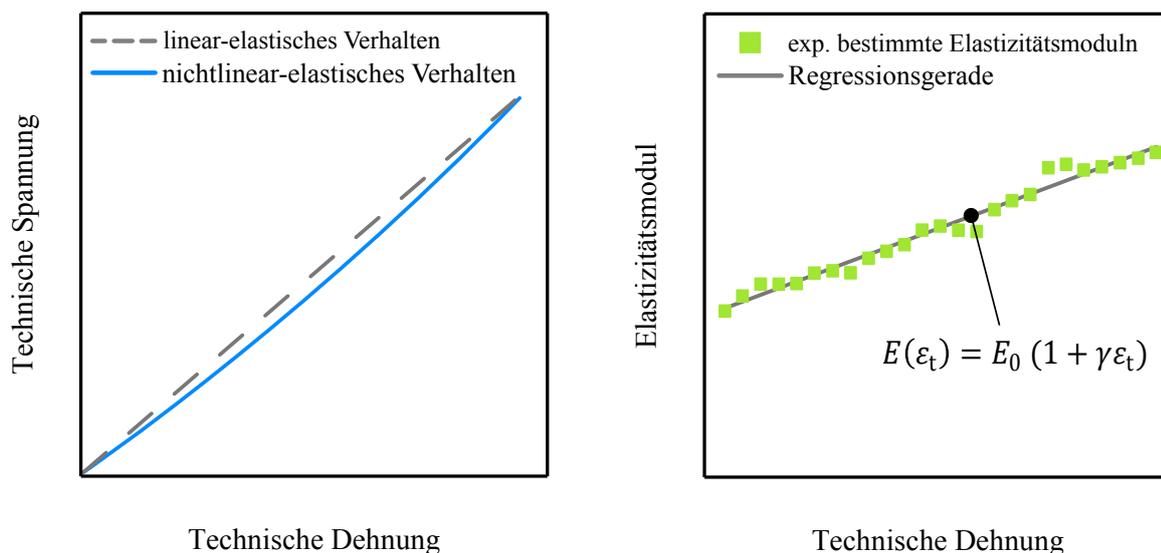


Abbildung 4.8: Schematische technische Spannungs-Dehnungs-Kurve eines FKV und Entwicklung des E-Moduls mit zunehmender Dehnung (vgl. [Hei17] (betreute Abschlussarbeit)).

Anpassung der In-situ-Festigkeiten bei Mehrschichtverbunden: Nach Parvizi et al. [PGB78] lässt sich bei glasfaserverstärkten Epoxidharzen mit einem Lagenaufbau von $(0/90)_s$ die transversale Zug- und Schubfestigkeit der 90° -Lage innerhalb des Verbund im Vergleich zu jener eines unidirektionalen 90° -Laminats erhöhen, was auf die Stützwirkung der anliegenden 0° -Lagen zurückzuführen ist. Dieser Effekt wird gemäß Camanho et al. [CDP⁺06] als „in situ effect“ bezeichnet.

Diese sogenannten „In-situ-Festigkeiten“ werden durch die beiden Parameter Lagenaufbau und Schichtdicke maßgeblich gesteuert. Wird eine 90° -Lage beidseitig durch anliegende verstärkende Lagen gestützt, so ergeben sich höhere Zug- und Scherfestigkeiten als bei einer einseitigen Verstärkung. Im Falle einer einseitigen Stützwirkung neigt die unbeeinflusste Oberfläche zur Rissinitiierung. Des Weiteren zeigt sich eine Abhängigkeit der In-situ-Festigkeiten von den Schichtdicken. Gemäß Camanho et al. [CDP⁺06] nehmen diese Festigkeiten mit abnehmender Lagenstärke ab. Aus den angeführten Gründen werden in Camanho et al. [CDP⁺06] Beziehungen für beidseitig gestützte dünne bzw. dicke Schichten sowie einseitig beeinflusste dünne Lagen entwickelt.

Wird ein derartiges $(0/90)_s$ -Laminat in 0° -Richtung belastet, so lässt sich die In-situ-Zugfestigkeit der zwischenliegenden 90° -Schicht über den folgenden Zusammenhang berechnen:

$$R_{22}^t = \sqrt{\frac{8G_{Ic,L}}{\pi t \Lambda_{22}^\circ}} \quad \text{mit } \Lambda_{22}^\circ = 2 \left(\frac{1}{E_2} - \frac{\nu_{21}^2}{E_1} \right) \quad (4.9)$$

Hierbei wird die Energiefreisetzungsrates G_{Ic} mit der Dicke t , der Querkontraktion ν_{12} und den E-Moduln längs (E_1) bzw. quer (E_2) zur Faserrichtung in Verbindung gesetzt. Um das Materialverhalten derartiger Verbunde korrekt abbilden zu können, wird dieser ermittelte In-situ-Festigkeitswert für die jeweiligen Schichten innerhalb eines Laminats hinterlegt.

Anpassung der Querkzugfestigkeiten beim Zweitversagen: Experimentelle Untersuchungen von Liebig et al. [LLHF16] zeigen, dass bei unidirektionalen Laminaten, welche quer zu Faserrichtung auf Zug belastet werden, die Festigkeit beim Zweitversagen höher ausfällt als beim Erstversagen. Während das initiale Versagen dort initiiert wird, wo über die Probenlänge hinweg der größte Materialdefekt vorliegt, gibt der Festigkeitswert beim Zweitversagen Aufschluss über die maximale Tragfähigkeit des Laminats quer zur Faserrichtung. Bezogen auf die Werte des Erstversagens lässt sich nach Liebig et al. [LLHF16] beim Zweitversagen eine Erhöhung des Weibull-Moduls um 27,01 % sowie der mittleren Spannungen σ_0 um 6,07 % erzielen. Zur detaillierten Beschreibung des Verformungs- und Versagensverhalten von Hybriden, bestehend aus Metall- und FKV-Lagen mit 90° -Faserorientierung, sind Festigkeitswerte für das Erst- und Zweitversagen zu hinterlegen. Bei derartigen Hybriden kann es nach dem initialen Versagen der 90° -Lagen und fortschreitender Verformung zur Initiierung von weiteren Matrixbrüchen entlang der Probenlänge kommen.

Um den Versuchsaufwand an den monolithischen FKV's möglichst gering zu halten, wird im Zuge dieser Arbeit in erster Näherung auf die von Liebig et al. [LLHF16] ermittelten Werte für die Erhöhung des Weibull-Moduls und der mittleren Spannungen zurückgegriffen (Abbildung 4.9). Mit Hilfe dieser prozentualen Änderungen sowie der experimentell bestimmten Querkzugfestigkeiten an den verwendeten 90° -Laminaten, lassen sich Festigkeitswerte für das Zweitversagen berechnen.

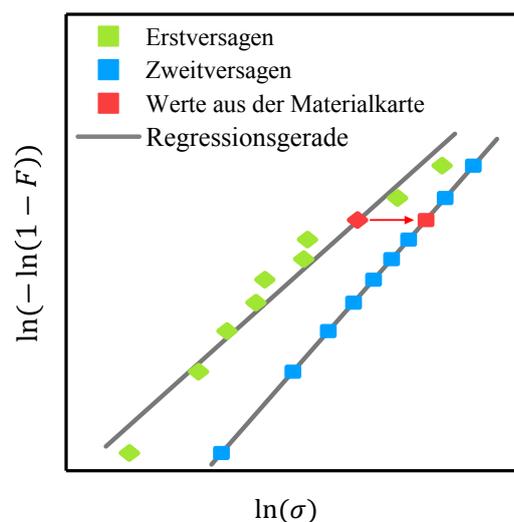


Abbildung 4.9: Anpassung der Querkzugfestigkeiten eines unidirektionalen Laminats beim Zweitversagen (vgl. [LLHF16] und [Hei17] (betreute Abschlussarbeit).

4.3.3 Auswertemethoden für Simulationen

Spannungs-Dehnungs-Diagramme

Technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme lassen sich sowohl für die monolithischen Werkstoffe sowie für die daraus aufgebauten hybriden Werkstoffsysteme bestimmen. Die Reaktionskräfte in x-Richtung, welche unter Zuhilfenahme der initialen Querschnittsflächen in technische Spannungen überführbar sind, werden am Lagerreferenzpunkt ausgewertet. Zur Bestimmung der Dehnung werden zunächst die Verschiebungen an zwei definierten Referenzpunkten zeitlich verfolgt. Gemäß der Messlänge aus den Experimenten weisen diese Punkte einen initialen Abstand von 80 mm auf. Die relative Verschiebung wird durch eine Entdimensionierung mit dem initialen Abstand dieser beiden Punkte in die technische Dehnung überführt.

Wie im Experiment wird bei der Auswertung der hybriden Werkstoffsysteme der Anteil des Klebstoffes in der initialen Querschnittsfläche nicht berücksichtigt. Diese Annahme wird deshalb getroffen, da das zur Klebstoffmodellierung herangezogene Materialmodell keine Normalspannungen aufnehmen kann. Aus diesem Grund können durch die Klebstoffschicht keine Kräfte in Belastungsrichtung übertragen werden.

Schnittkraftanalyse

Zur Bestimmung der Traganteile in den einzelnen Komponenten des hybriden Werkstoffsystems wird an einer bestimmten Fläche der zeitliche Verlauf der Schnittkräfte in der Simulation ausgewertet. Hierfür kann der in ABAQUS integrierte Postprocessor herangezogen werden. Mit Hilfe der parallel zur Belastungsrichtung wirkenden Schnittkraftanteile und der anfänglichen Querschnittsfläche werden die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der einzelnen Schichten der hybriden Lösung bestimmt. Mit Hilfe dieser numerischen Auswertemethodik ist ein direkter Vergleich mit dem monolithischen Werkstoffverhalten möglich. Auf diese Weise lassen sich durch die Hybridisierung hervorgerufene Änderungen des Werkstoffverhaltens bewerten.

Dehnpfadanalyse

Zur systematischen Bewertung ausgewählter physikalischer Wirkmechanismen werden die Dehnpfade in den einzelnen Schichten untersucht. Hierfür wird am kritischen (größte Dehnung) Element die Entwicklung der äquivalenter plastischer Dehnung $\bar{\epsilon}_{pl}$ als Funktion der Spannungsmehrachsigkeit η bzw. des Scherparameters θ_S ausgewertet.

5 Ergebnisse der Grundlagenuntersuchungen

5.1 Experimentelle und numerische Untersuchungen zu Metall-Metall-Hybriden¹

In den Grundlagenuntersuchungen zu Metall-Metall-Hybriden wird zunächst ein Screening durchgeführt. Dieses verfolgt das Ziel durch umfangreiche experimentelle Studien an unterschiedlichen monolithischen Metallblechen sowie an daraus aufgebauten metallbasierten hybriden Werkstoffsystemen vielversprechende Werkstofflösungen zu identifizieren. Die im Zuge dessen ausgewählten hybriden Lösungen werden in den folgenden Abschnitten anhand weiterführender experimenteller und numerischer Methoden hinsichtlich ihrer physikalischen Wirkmechanismen gezielt untersucht.

5.1.1 Screening zu Metall-Metall-Hybriden

Im Zuge des Screenings werden die in Abschnitt 3.1.1 vorgestellten monolithischen Metalle sowie die gemäß Abschnitt 3.2.1 systematisch aufgebauten metallbasierten hybriden Werkstoffsysteme weitreichend experimentell untersucht. Zur Bewertung dieser Werkstofflösungen hinsichtlich ihrer zugrundeliegenden physikalischen Wirkmechanismen werden die in Abschnitt 4.2 beschriebenen experimentellen Methoden herangezogen.

Die Zugfestigkeit, die Gleichmaßdehnung sowie die letztendlich erreichbare Bruchdehnung der experimentell untersuchten monolithischen Metalle sowie der daraus aufgebauten Werkstoffsysteme können den Tabellen 5.1 und 5.2 entnommen werden. Bei Betrachtung der ermittelten mechanischen Kennwerte lässt sich in den meisten Fällen eine sehr geringe Streubreite zwischen den einzelnen gemessenen Probekörpern feststellen. Lediglich der monolithische 4301 mit einer Dicke von 0,2 mm und 0,6 mm, der monolithische HSD mit 0,2 mm Dicke sowie die hybriden Werkstoffsysteme HC_D02-HSD_D02-B11-212 und HC_D02-HSD_D02-B21-212 weisen größere Streuungen hinsichtlich Zugfestigkeit, Gleichmaß- und / oder Bruchdehnung auf. Bei genauerer Betrachtung der einzelnen experimentell ermittelten Ergebnisse lassen sich besonders bei hybriden Lösungen bestehend aus HC und einem wesentlich duktileren Werkstoff, wie beispielsweise HSD oder 4301, vielversprechende Erhöhungen der im Verbund erreichbaren Gleichmaß- und Bruchdehnungen feststellen. Hinsichtlich der Verformungsmechanismen sind im Versuch außerdem bei hybriden Werkstoffsystemen mit AL interessante Effekte zu beobachten. Um diese zugrundeliegenden Wirkmechanismen gezielt und reprodu-

¹ Einzelne Ergebnisse der Grundlagenuntersuchungen zu Metall-Metall-Hybriden wurden in Hummelberger et al. [HKW⁺17] erstmals vorgestellt.

zierbar bewerten zu können, werden aufgrund der geringen Standardabweichung jene Hybride zur detaillierten Analyse herangezogen, die ein- oder beidseitig mit einer 1,0 mm dicken Lage verstärkt sind. Der Grund für die Fokussierung auf Werkstoffkombinationen mit Blechdicken von jeweils 1,0 mm besteht darin, dass die untersuchten dünnen Metallbleche (Dicke 0,2 mm oder 0,6 mm) gewisse Schwankungen innerhalb des Werkstoffzustandes aufweisen. Diese führen bereits im monolithischen Zustand zur größeren Streuung der mechanischen Kennwerte, die zusätzlich eine reproduzierbare Bewertung hybrider Mechanismen erschweren.

Tabelle 5.1: Zusammenstellung der experimentellen Ergebnisse zu monolithischen Metallen und Metall-Metall-Hybriden (1).

Bezeichnung ¹	Zugfestigkeit ²	Gleichmaßdehnung	Bruchdehnung
	R_m / MPa	A_g / %	A_{80} / %
HC_D02	369 ± 6	21,9 ± 0,2	36,6 ± 0,3
HC_D06	537 ± 1	17,2 ± 0,2	25,5 ± 0,6
HC_D10	375 ± 2	23,0 ± 0,3	36,4 ± 0,7
4301_D02	703 ± 7	73,0 ± 2,7	77,7 ± 3,0
4301_D06	724 ± 14	58,8 ± 1,1	63,1 ± 1,5
4301_D10	696 ± 2	55,8 ± 0,8	60,8 ± 0,5
HSD_D02	1049 ± 4	50,3 ± 2,0	52,6 ± 3,7
HSD_D10	1027 ± 4	49,5 ± 0,3	53,4 ± 0,4
AL_D02	310 ± 6	20,4 ± 0,9	20,6 ± 0,8
AL_D10	289 ± 1	24,2 ± 0,8	26,0 ± 0,4
TI_D06	477 ± 1	16,7 ± 0,5	32,8 ± 0,1
HC_D02-HC_D02-B11-212	233 ± 1	20,4 ± 0,4	30,9 ± 1,2
HC_D02-HC_D02-B21-212	237 ± 3	19,5 ± 0,2	33,6 ± 0,7
HC_D10-HC_D10-B11-212	331 ± 1	22,7 ± 0,1	36,4 ± 0,2
HC_D10-HC_D10-B21-212	335 ± 1	22,1 ± 0,1	36,3 ± 0,4
HC_D02-HSD_D02-B11-212	536 ± 14	46,3 ± 2,9	51,0 ± 1,7
HC_D02-HSD_D02-B21-212	472 ± 9	26,5 ± 3,7	35,6 ± 10,1
HC_D10-HSD_D10-B11-212	707 ± 3	47,6 ± 0,2	52,8 ± 0,1
HC_D10-HSD_D10-B21-212	708 ± 2	47,3 ± 0,2	52,2 ± 0,1
HC_D06-4301_D06-B98-212	539 ± 1	46,5 ± 0,3	52,6 ± 0,4

¹ Bezeichnungen folgen dem System nach Gleichung 3.1.

² Aus der Maximalkraft und dem gesamten Ausgangsquerschnitt (inklusive Klebeschicht) berechnet.

Tabelle 5.2: Zusammenstellung der experimentellen Ergebnisse zu monolithischen Metallen und Metall-Metall-Hybriden (2).

Bezeichnung ¹	Zugfestigkeit ² R_m / MPa	Gleichmaßdehnung A_g / %	Bruchdehnung A_{80} / %
HC_D10-4301_D02-B98-212	393 ± 2	35,0 ± 0,25	47,2 ± 0,8
HC_D10-4301_D06-B98-212	460 ± 4	46,1 ± 1,0	53,8 ± 0,9
HC_D10-4301_D10-B98-212	512 ± 2	47,5 ± 0,5	55,3 ± 1,3
HC_D10-4301_D02-B98-12	372 ± 1	30,3 ± 0,4 ³	76,8 ± 0,7 ³
HC_D10-4301_D06-B98-12	425 ± 1	42,5 ± 0,4	52,4 ± 0,3
HC_D10-4301_D10-B98-12	471 ± 2	42,2 ± 0,7	51,5 ± 0,5
HC_D02-AL_D02-B11-212	215 ± 1	21,2 ± 0,5	23,2 ± 1,5
HC_D02-AL_D02-B21-212	212 ± 1	21,2 ± 0,1	24,0 ± 0,3
HC_D10-AL_D10-B11-212	288 ± 1	23,1 ± 0,7	30,4 ± 0,3
HC_D10-AL_D10-B21-212	286 ± 1	22,1 ± 0,5	29,1 ± 0,6
HC_D06-TI_D06-B98-212	410 ± 1	15,0 ± 0,1	30,0 ± 0,3

¹ Bezeichnungen folgen dem System nach Gleichung 3.1.

² Aus der Maximalkraft und dem gesamten Ausgangsquerschnitt (inklusive Klebeschicht) berechnet.

³ Nach dem Erstversagen wird die nominelle Dehnung herangezogen.

Basierend auf diesem umfangreichen Screening werden in den folgenden Abschnitten ausgewählte experimentelle und numerische Ergebnisse zu den physikalischen Wirkmechanismen von Metall-Metall-Hybriden vorgestellt. Aufgebaut sind die im folgenden betrachteten metallbasierten hybriden Lösungen aus einer 1,0 mm dicken HC-Schicht, welche beidseitig mit dem Werkstoff AL (Abschnitt 5.1.2) oder HSD (Abschnitt 5.1.3) bzw. einseitig mit 4301 (Abschnitt 5.1.4) mit einer Dicke von jeweils 1,0 mm verstärkt wird. Als Verbindung zwischen den einzelnen Lagen des jeweiligen hybriden Werkstoffsystems dienen die in Abschnitt 3.1.3 vorgestellten Strukturklebstoffe. In Abbildung 5.1 werden die mechanischen Kennwerte dieser experimentell untersuchten monolithischen Werkstoffe sowie der metallbasierten hybriden Werkstoffsysteme in Form eines Balkendiagramms zusammengefasst.

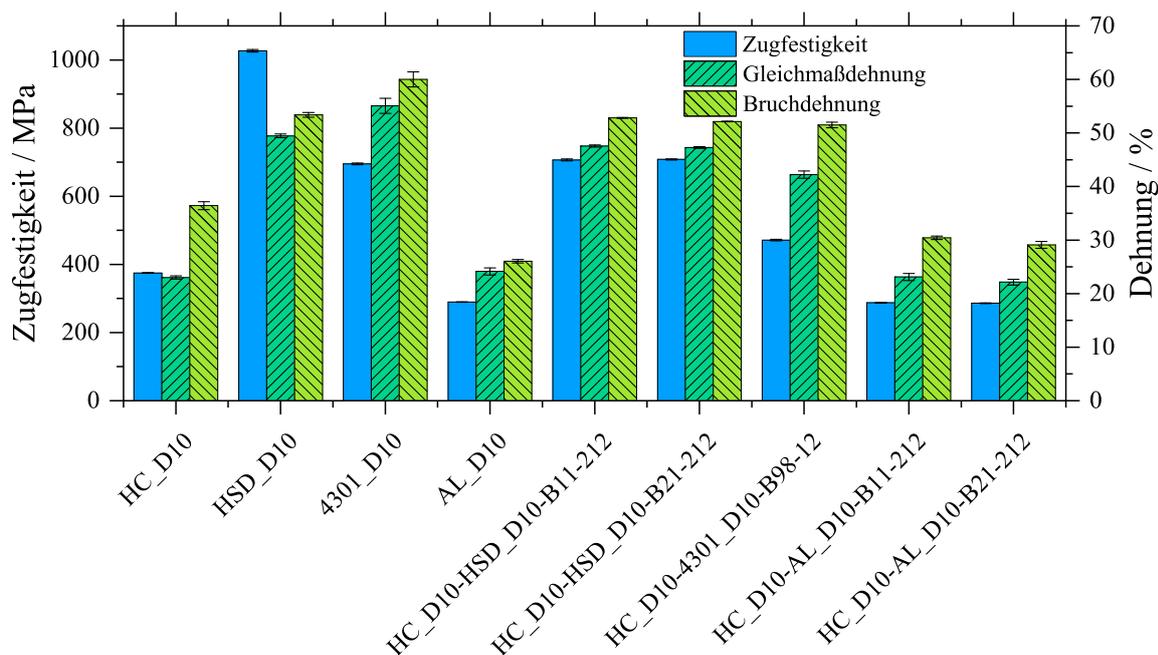


Abbildung 5.1: Gegenüberstellung der experimentell ermittelten mechanischen Kennwerte ausgewählter monolithischer Metalle sowie metallbasierter hybrider Werkstoffsysteme.

5.1.2 Experimentelle und numerische Zugversuche an AL-HC-AL-Hybriden

Abbildung 5.2a stellt die experimentellen technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der beiden AL-HC-AL-Hybridproben mit unterschiedlichen Klebstoffen (blau durchgezogen und grün durchgezogen) im Vergleich zu den monolithischen Werkstoffen – AL (schwarz) und HC (grau) – dar. Grundsätzlich lässt sich der Kurvenverlauf der beiden hybriden Werkstoffsysteme gemäß der phänomenologischen Beschreibung nach Kelly et al. [KD13] in vier Bereiche unterteilen. Einem linear-elastischen Verhalten folgt ein Bereich, in dem sich ein Werkstoff weiterhin linear-elastisch verformt, wobei sich im zweiten Werkstoff bereits plastisches Verhalten ausprägt. Der darauffolgende Bereich wird bestimmt durch die plastische Verformung beider Materialien. Nach dem Eintreten des Versagens im ersten Werkstoff, lässt sich weiterhin plastisches Verhalten im erhaltenen Werkstoff erkennen. Werden die beiden abgebildeten hybriden Werkstoffsysteme, welche mit zwei unterschiedlichen Strukturklebstoffen verbunden sind, verglichen, so lassen sich Unterschiede in den Dehnungswerten bei der jeweiligen Höchstlast erkennen, während die Bruchdehnungen eine gute Übereinstimmung aufweisen. Das stufenförmige Versagen ist bei Hybriden mit dem steiferen Klebstoff B21 stärker ausgeprägt. Bei diesem hybriden Werkstoffsystem wird das Spannungsmaximum bei einer Dehnung von 22,7 % erreicht und beträgt 326,5 MPa. Die mit dem Klebstoff B11 aufgebaute hybride Lösung weist eine Zugfestigkeit von 320,5 MPa bei einer Dehnung von 24,3 % auf. Im Vergleich zum monolithischen AL weisen beide hybriden Werkstoffsysteme eine um ca. 5 Prozentpunkte höhere Bruchdehnung auf [HKW⁺17].

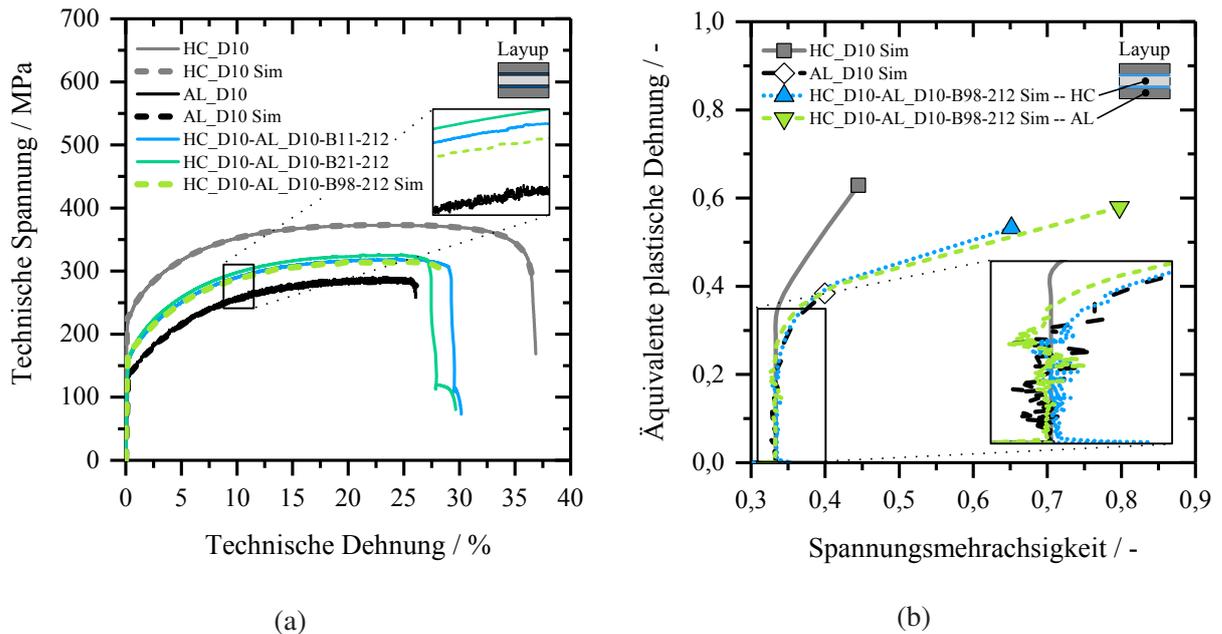


Abbildung 5.2: a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe HC und AL sowie der AL-HC-AL-Hybride und
b) numerische bestimmte äquivalente plastische Dehnpfade des HC, AL sowie der einzelnen Lagen des AL-HC-AL-Hybrids (vgl. [HKW⁺17]).

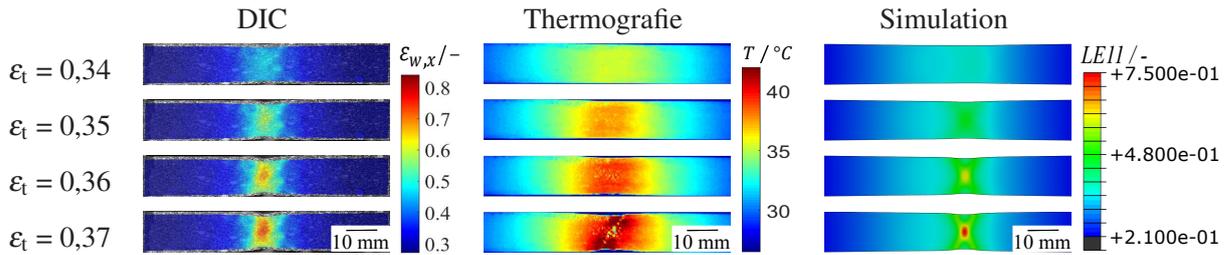
Werden in Abbildung 5.2a die numerisch ermittelten Kurven für das mit dem Klebstoff B98 gefügte hybride Werkstoffsystem (hellgrün gestrichelt) betrachtet, so befindet sich der Höchstwert der Spannung von 315,5 MPa bei einem Dehnungswert von 24,8 %. Die Streckgrenze, die Zugfestigkeit, die Bruchdehnung sowie das grundsätzliche Verfestigungsverhalten aus den experimentellen Untersuchungen zeigen für die monolithischen Werkstoffe HC (grau gestrichelt) und AL (schwarz gestrichelt) sowie für den AL-HC-AL-Hybrid (hellgrün gestrichelt) grundsätzlich eine gute Übereinstimmung mit den Simulationsergebnissen [HKW⁺17].

Bei detaillierter Betrachtung der experimentell und numerisch ermittelten Kurvenverläufe des AL sowie auch der beiden AL-HC-AL-Hybride lässt sich ein gezackter Spannungs-Dehnungs-Verlauf feststellen (Detail in Abbildung 5.2a). Dieser gezackte Kurvenverlauf kann auf den sogenannten Portevin-Le Chatelier (PLC) Effekt zurückgeführt werden. Der Effekt wird der dynamischen Reckalterung zugeschrieben, welche auf dynamische Wechselwirkungen zwischen Versetzungen und mobilen, gelösten Atomen beruht [HWN07, Pen72]. Außerdem ist zu erkennen, dass dieses sägezahnförmige Verhalten beim monolithischen AL wesentlich stärker ausgeprägt ist als bei den jeweiligen AL-Schichten der hybriden Werkstoffsysteme [HKW⁺17].

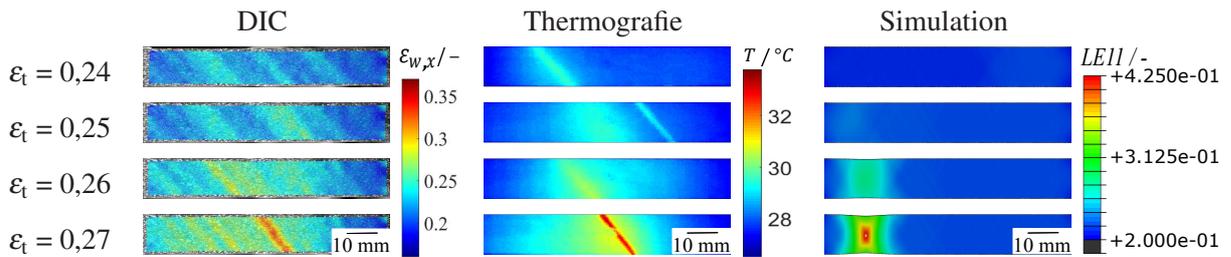
Abbildung 5.2b stellt die am jeweiligen kritischen (größte Vergleichsdehnung) Element ausgewerteten Dehnpfade der monolithischen Werkstoffe HC (grau) und AL (schwarz) sowie der einzelnen Lagen der hybriden Werkstofflösungen (HC – blau, AL – grün) in Form von äquivalenter plastischer Dehnung $\bar{\epsilon}_{pl}$ als Funktion der Spannungsmehrachsigkeit η dar. Bei genauerer Betrachtung der Verläufe lassen sich für die monolithischen Werkstoffe sowie die einzelnen Lagen des Hybrids unterschiedliche stark ausgeprägte Abweichungen vom uniaxialen Dehnpfad ($\eta = \sigma_h / \sigma_{eq} = 1/3$) feststellen (Detail in Abbildung 5.2b). Im Vergleich zum monolithischen AL ($\bar{\epsilon}_{pl} \approx 0,22$) folgt der Werkstoff HC ($\bar{\epsilon}_{pl} \approx 0,31$) dem uniaxialen Dehnpfad über einem geringfügig größeren Dehnungsbereich. Die beiden Lagen des Verbunds werden durch die Hybridisierung bis zu einer äquivalenten plastischen Dehnung von ca. 0,26 auf dem uniaxialen Pfad gehalten. Während der monolithische HC einen glatten Kurvenverlauf aufweist, sind beim monolithischen AL sowie bei beiden Komponenten des hybriden Systems zusätzlich gezackte Dehnpfade ersichtlich [HKW⁺17].

Werden die auftretenden physikalischen Wirkmechanismen, die mit Hilfe der optischen Dehnungsmessung, Wärmebildmessung sowie numerischer Simulation beobachtet werden, verglichen, so lassen sich sowohl für die monolithischen Werkstoffe HC und AL als auch für die AL-HC-AL-Hybride (Abbildung 5.3a - c) drei unterschiedliche Effekte beobachten. Beim monolithischen Werkstoff HC zeigt sich etwa in der Mitte der Messlänge ein typisches lokalisiertes Einschnürungsverhalten (Abbildung 5.3a). Beim AL hingegen werden lokalisierte Deformationsbänder sichtbar, welche gemäß [HWN07] als PLC-Bänder bezeichnet werden. Wird im Experiment und in der Simulation das Fortschreiten der bandförmigen Verformungen betrachtet, so ist festzustellen, dass sich diese schnell und diskontinuierlich entlang der Probe ausbreiten (Abbildung 5.3b). Für hybride Lösungen, bestehend aus zwei Lagen AL und einer dazwischenliegenden HC-Lage, werden im Vergleich zum monolithischen Aluminiumblech kontinuierlich fortschreitende breite Bänder sichtbar (Abbildung 5.3c) [HKW⁺17].

(a) HC220Y (HC)



(b) EN AW 5182-O (AL)



(c) AL-HC-AL-Hybrid

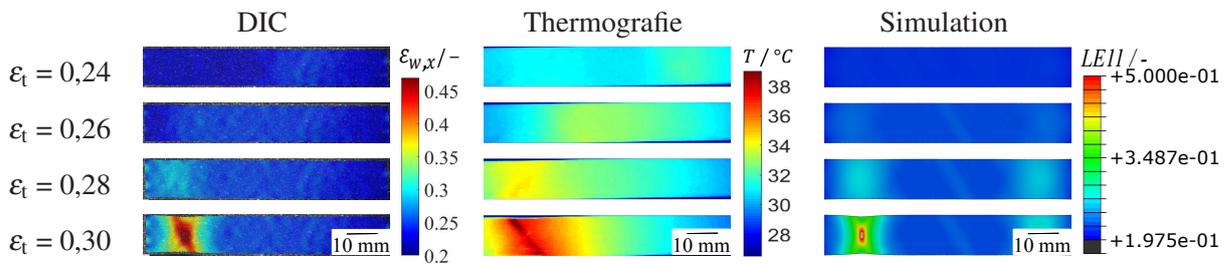


Abbildung 5.3: Dehnungsfelder aus den optischen Dehnungsmessungen (links); Wärmebilder aus der Thermografie (mitte); Verteilungen der logarithmischen Dehnung in Belastungsrichtung (LE11) aus der Simulation (rechts) für die Werkstoffe a) HC und b) AL sowie den c) AL-HC-AL-Hybrid (vgl. [HKW⁺17]).

5.1.3 Experimentelle und numerische Zugversuche an HSD-HC-HSD-Hybriden

Sowohl die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe HC (grau) und HSD (schwarz) als auch der hybriden Werkstoffsysteme, bestehend aus zwei äußeren HSD-Schichten und einer dazwischenliegenden Lage HC, sind in Abbildung 5.4a dargestellt. Bei Betrachtung der experimentellen Kurvenverläufe lässt sich erkennen, dass die beiden, mit unterschiedlichen Klebstoffen aufgebauten, hybriden Werkstoffsysteme (blau und grün) im Vergleich zum monolithischen HSD eine annähernd identische Bruchdehnung (53,4 %) aufweisen. Während AL-HC-AL-Hybride, wie bereits in Kapitel 5.1.2 erwähnt, ein stufenförmiges Versagensverhalten aufweisen, zeigt sich bei HSD-HC-HSD-Hybriden eine gleichmäßige plastische Verformung bis zur Zugfestigkeit und zum anschließenden Totalversagen. Die hybriden Werkstoffsysteme aufgebaut mit dem Klebstoff B11 bzw. B21 weisen Zugfestigkeiten von 800,2 MPa bzw. 802,0 MPa bei Dehnungswerten von 48,1 % und 47,7 % auf. Die dazwischenliegende HC-Schicht, welche im Regelfall eine Gleichmaßdehnung von 23,0 % besitzt, wird aufgrund der

durch die anliegenden HSD-Schichten hervorgerufenen Stützwirkung bis zu einer Dehnung von ca. 48 % gleichmäßig verformt [HKW⁺17].

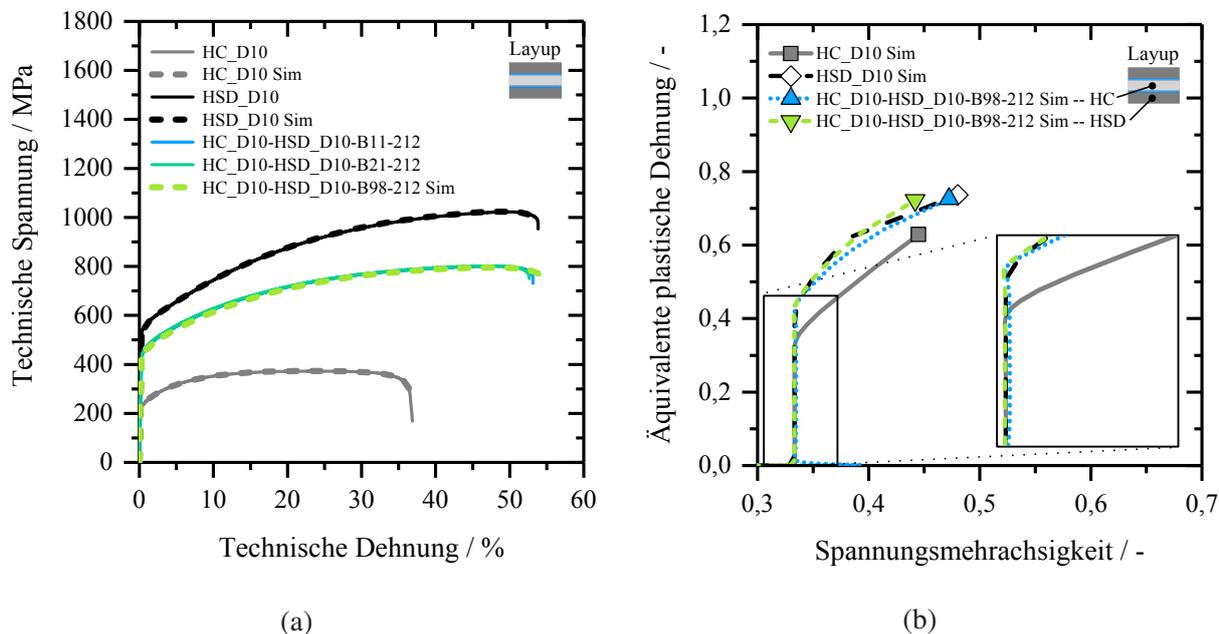


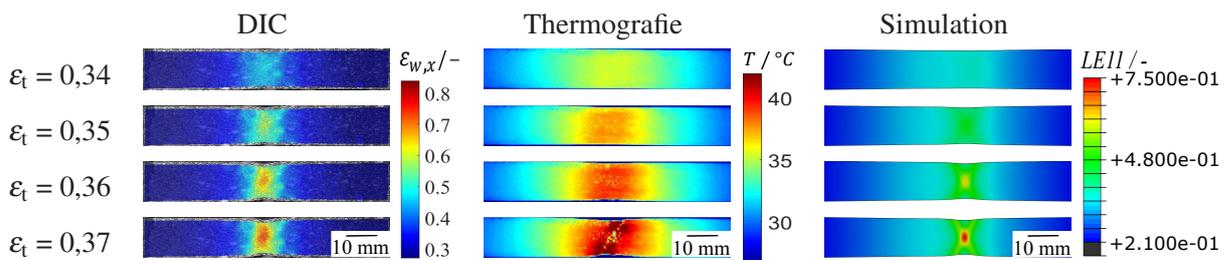
Abbildung 5.4: a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe HC und HSD sowie der HSD-HC-HSD-Hybride und
b) numerische bestimmte äquivalente plastische Dehnpfade des HC, HSD sowie der einzelnen Lagen des HSD-HC-HSD-Hybrids (vgl. [HKW⁺17]).

Werden die Ergebnisse aus der numerischen Simulation des mit B98 gefügten hybriden Werkstoffsystems (hellgrün gestrichelt) in Abbildung 5.4a betrachtet, so zeigt sich im Vergleich zu den experimentell ermittelten Kurven der Hybride bestehend aus B11 (blau) und B21 (grün) eine sehr gute Übereinstimmung für Streckgrenze, Verfestigungsverhalten, Zugfestigkeit, Dehnung bei Zugfestigkeit sowie Bruchdehnung. In der Simulation ergibt sich ein Höchstwert für die Spannung von 795,4 MPa bei einer Dehnung von 47,5 % [HKW⁺17].

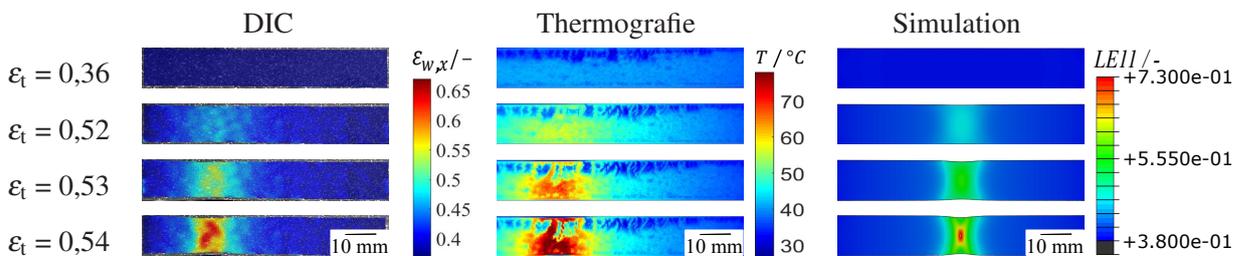
In Abbildung 5.4b ist die äquivalente plastische Dehnung $\bar{\epsilon}_{pl}$ über der Spannungsmehrrachsigkeit η für die monolithischen Werkstoffe HC (grau) und HSD (schwarz) sowie für die einzelnen Lagen des hybriden Werkstoffsystems (HC – blau, HSD – hellgrün) aufgetragen. Bei detaillierter Betrachtung der Kurvenverläufe lässt sich ein im Vergleich zum monolithischen HC ausgeprägter uniaxialer Dehnpfad ($\eta = 1/3$) für den monolithischen HSD sowie für die HSD- und HC-Lage des Hybrids erkennen. Während der monolithische HC-Probekörper bei einer äquivalenten plastischen Dehnung von ca. 0,31 ein frühzeitiges Abweichen auf einen multiaxialen Dehnpfad zeigt, weist die HC-Lage der hybriden Lösung ein Abgleiten erst auf dem Dehnungsniveau des HSD ($\bar{\epsilon}_{pl} \approx 0,41$) auf. Auch nach dem Übergang zum multiaxialen Dehnpfad folgt die Kurve der HC-Lage des hybriden Werkstoffsystems annähernd jener des Werkstoffs HSD [HKW⁺17].

Durch die Verwendung der optischen Dehnungsmessung, der Wärmebildmessung sowie der numerischen Simulation lassen sich die zugrundeliegenden Verformungsmechanismen von HC, HSD und HSD-HC-HSD-Hybrid qualitativ im Detail untersuchen. Wird die Ausbildung der lokalisierten Einschnürung in Abbildung 5.5a - c betrachtet, so lässt sich feststellen, dass sich sowohl beim HC und HSD als auch bei den Laminaten bestehend aus HSD- und HC-Lagen ein ähnlicher lokalisierter Einschnürmechanismus ausbildet. Wenn die zeitlichen Verläufe der optischen Messungen, Wärmebildmessungen und der numerischen Simulation betrachtet werden, so lässt sich das folgende Verhalten beobachten: Monolithisches HC zeigt eine geringe gleichmäßigen Verformung (bis ca. $\varepsilon_t = 0,23$) gefolgt von einer gleichmäßige Entwicklung der lokalisierten Einschnürung (zwischen $\varepsilon_t = 0,34$ und $\varepsilon_t = 0,37$). Im Vergleich dazu verformt sich monolithisches HSD wesentlich länger gleichmäßig (bis ca. $\varepsilon_t = 0,50$). Anschließend folgt eine abrupte Lokalisierung der Dehnung an einer Stelle zwischen $\varepsilon_t = 0,52$ und $\varepsilon_t = 0,54$. Ähnlich wie beim monolithischen HSD bildet sich beim aufgebauten hybriden Werkstoffsystem die lokalisierte Einschnürung ab einer Dehnung von ca. $\varepsilon_t = 0,53$ aus [HKW⁺17].

(a) HC220Y (HC)



(b) X70MnAlSi15_2.5_2.5 (HSD)



(c) HSD-HC-HSD-Hybrid

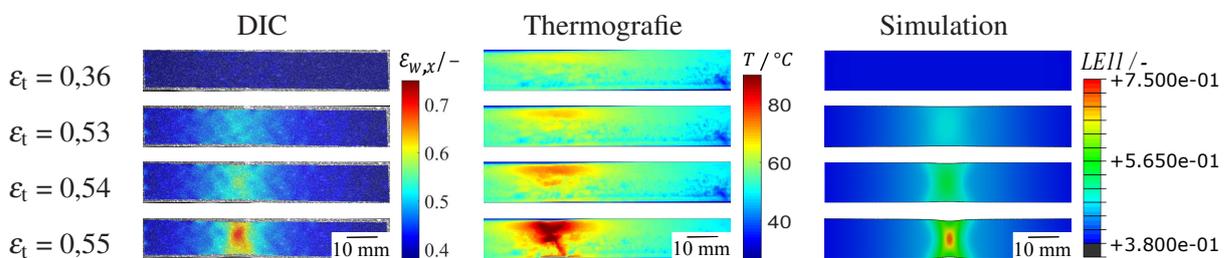


Abbildung 5.5: Dehnungsfelder aus den optischen Dehnungsmessungen (links); Wärmebilder aus der Thermografie (mitte); Verteilungen der logarithmischen Dehnung in Belastungsrichtung (LE11) aus der Simulation (rechts) für die Werkstoffe a) HC und b) HSD sowie den c) HSD-HC-HSD-Hybrid (vgl. [HKW⁺17]).

5.1.4 Experimentelle und numerische Zugversuche an HC-4301-Hybriden

In Abbildung 5.6a werden sowohl die experimentellen technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe HC (grau) und 4301 (schwarz) als auch des auf dem B98 basierenden HC-4301-Hybrids dargestellt. Wird der Kurvenverlauf der hybriden Lösung (blau) betrachtet, so lässt sich qualitativ ein ähnliches Verhalten wie bei den im vorherigen Abschnitt vorgestellten HSD-HC-HSD-Hybriden feststellen. Es ist wiederum zu erkennen, dass die Dehnung bei Höchstlast des HC von 23,4 % in der monolithischen Ausführung auf 42,8 % innerhalb des Hybrids gesteigert werden kann. Die durch die anliegenden 4301-Schichten hervorgerufene Stützwirkung resultiert in einer gleichmäßigen Verformung der dazwischenliegenden HC-Schicht bis zu einer Dehnung von 42,8 %. Die Dehnung bei der Zugfestigkeit (53,3 %) und die Bruchdehnung (59,2 %) des monolithischen Werkstoffs 4301 lässt sich mit der hybriden Lösung jedoch nicht erreichen. Die im Hybrid erreichbare Zugfestigkeit liegt im Experiment bei 522,8 MPa.

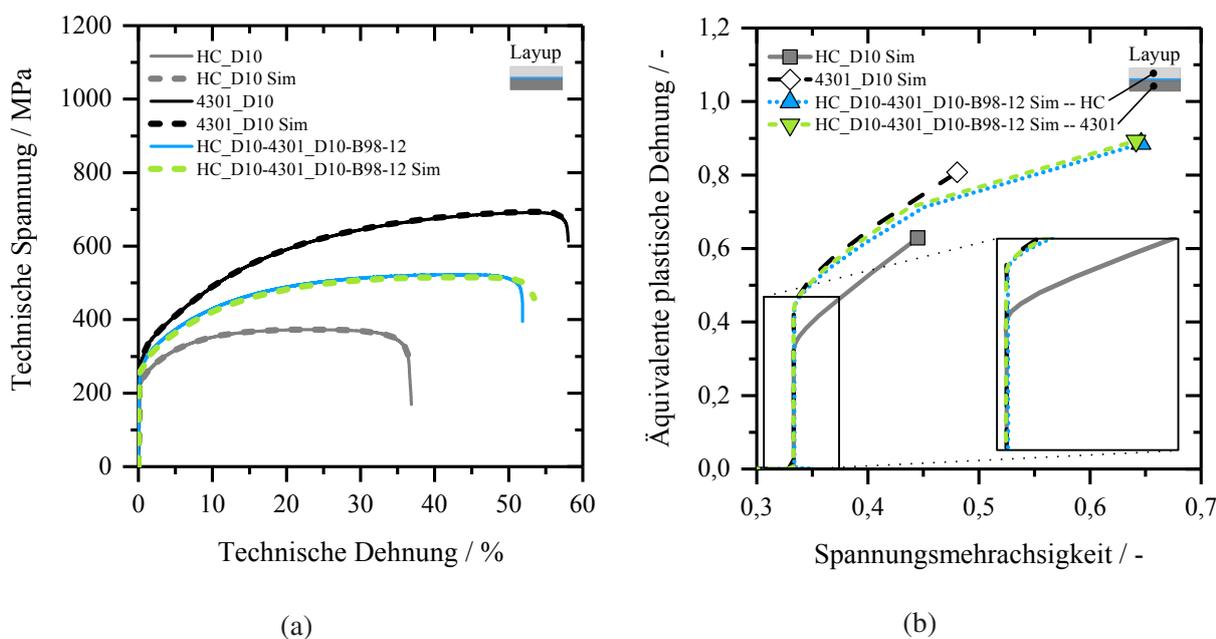


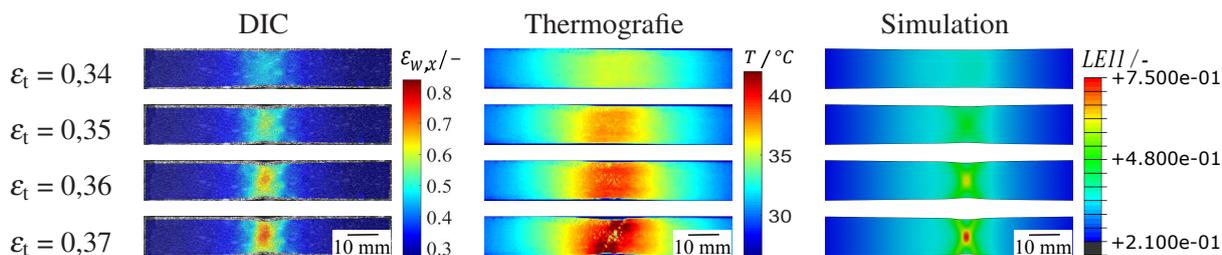
Abbildung 5.6: a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe HC und 4301 sowie der HC-4301-Hybride und
b) numerische bestimmte äquivalente plastische Dehnpfade des HC, 4301 sowie der einzelnen Lagen des HC-4301-Hybrids.

In Abbildung 5.6a sind außerdem die Ergebnisse der numerischen Simulationen dargestellt. Für die Streckgrenze, das Verfestigungsverhalten, die Zugfestigkeit, die Dehnung bei Höchstlast sowie die Bruchdehnung zeigt sich für das auf B98 basierende hybride Werkstoffsystem wiederum eine sehr gute Übereinstimmung zwischen dem experimentellen (blau) sowie dem numerisch ermittelten Ergebnis (hellgrün gestrichelt). Die Simulation liefert für dieses hybride Werkstoffsystem einen maximalen Spannungswert von 515,3 MPa bei einer Dehnung von 43,6 %.

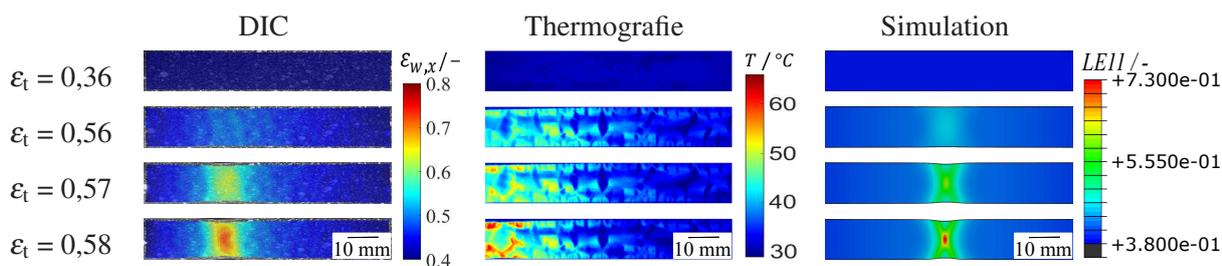
Abbildung 5.6b stellt die Dehnpfade der monolithischen Werkstoffe HC (grau) und 4301 (schwarz) sowie der einzelnen Lagen des hybriden Werkstoffsystems (HC – blau, 4301 – grün) in Form von äquivalenter plastischer Dehnung $\bar{\epsilon}_{pl}$ als Funktion der Spannungsmehrachsigkeit η dar. Während der monolithische HC bei $\bar{\epsilon}_{pl} \approx 0,31$ ein frühzeitiges Abweichen vom uniaxialen Dehnpfad ($\eta = 1/3$) aufweist, folgen der monolithische 4301 (bis $\bar{\epsilon}_{pl} \approx 0,43$) sowie die 4301- und die HC-Lage der hybriden Lösung (bis $\bar{\epsilon}_{pl} \approx 0,42$) diesem Dehnpfad über einem wesentlich längeren Dehnungsbereich.

Vollfeldinformation zum Verformungs- und Versagensverhalten der monolithischen Werkstoffe HC und 4301 sowie des HC-4301-Hybrids können aus der optischen Dehnungsmessung, der Wärmebildmessung sowie der numerischen Simulation gewonnen werden. In Abbildung 5.7 lässt sich sowohl beim monolithischen HC und 4301 sowie bei der daraus aufgebauten hybriden Lösung ein einfaches lokalisiertes Einschnürverhalten feststellen. Der monolithische HC weist, wie bereits in Abschnitt 5.1.3 erwähnt, eine gleichmäßige Verformung bis ca. $\epsilon_t = 0,23$ und ein langsames Lokalisierungsverhalten auf. Beim monolithischen 4301 sowie beim hybriden Werkstoffsystem zeigt sich eine wesentlich ausgeprägtere gleichmäßige Verformung (ca. $\epsilon_t = 0,50$ – 4301, ca. $\epsilon_t = 0,53$ – Hybrid) gefolgt von einer abrupten Ausbildung einer lokalisierten Einschnürung.

(a) HC220Y (HC)



(b) X5CrNi18-10 (4301)



(c) HC-4301-Hybrid

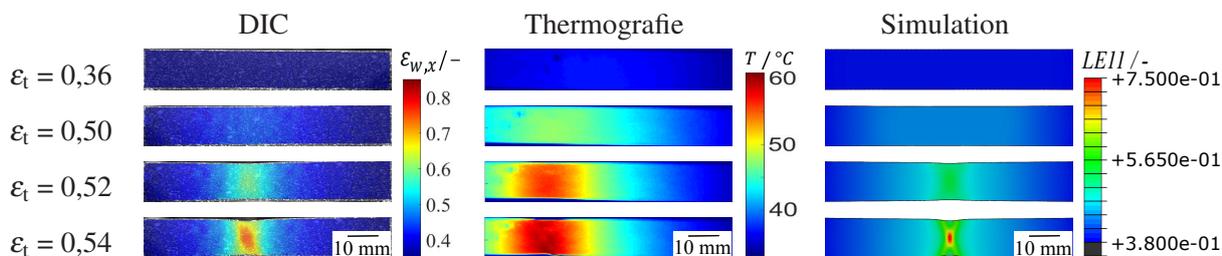


Abbildung 5.7: Dehnungsfelder aus den optischen Dehnungsmessungen (links); Wärmebilder aus der Thermografie (mitte); Verteilungen der logarithmischen Dehnung in Belastungsrichtung (LE11) aus der Simulation (rechts) für die Werkstoffe a) HC und b) 4301 sowie den c) HC-4301-Hybrid.

5.2 Experimentelle und numerische Untersuchungen zu FKV-Metall-Hybriden

Zur Identifizierung von vielversprechenden physikalischen Wirkmechanismen von FKV-Metall-Hybriden erfolgen zunächst umfangreiche Voruntersuchungen zu derartigen hybriden Werkstoffsystemen. Darauf aufbauend werden im Zuge dieses Screenings hybride Werkstofflösungen ausgewählt und anschließend im Detail mit experimentellen und numerischen Methoden untersucht. Besonderes Augenmerk wird hierbei auf die systematische Betrachtung und Bewertung der zugrundeliegenden physikalischen Wirkmechanismen gelegt.

5.2.1 Screening zu FKV-Metall-Hybriden

Im folgenden Abschnitt werden die experimentellen Ergebnisse der Voruntersuchungen zu monolithischen FKV und FKV-Metall-Hybriden vorgestellt. Hierfür werden die unterschiedlichsten in den Abschnitten 3.1.2 und 3.2.2 angeführten Werkstoffe und Werkstoffkombinationen mit Hilfe der in Abschnitt 4.2 beschriebenen experimentellen Methoden bewertet.

Die experimentell ermittelten mechanischen Kennwerte der in Abschnitt 3.1.2 eingeführten monolithischen FKV sowie der gemäß Abschnitt 3.2.2 systematisch aufgebauten FKV-Metall-Hybriden lassen sich den Tabellen 5.3 und 5.4 entnehmen. Sowohl bei den FKV als auch den FKV-Metall-Hybriden sind vor allem bei der Zugfestigkeit stark ausgeprägte Abweichungen zwischen den einzelnen gemessenen Probekörpern zu erkennen. Des Weiteren ist anzumerken, dass eine Auswertung der Werkstoffsysteme HC_D10-CFK0_D10-B11-212 und HC_D10-CFK0_D10-B21-212 mit den herangezogenen experimentellen Methoden nicht möglich ist. Dies ist auf die hohen ertragbaren Lasten der beidseitig mit einer $[0^\circ]_7$ -CFK-Komponente verstärkten Hybride zurückzuführen. Noch bevor im hybriden Werkstoffsystem ein Erstversagen eintritt, ist aufgrund der hohen Schubbelastungen zwischen Aufleimern und Probekörper innerhalb der Klebstoffschicht ein Schubversagen zu beobachten. Aufgrund dieses Versagens der Zwischenschicht, können die in die Aufleimer eingeleiteten Kräfte nicht mehr in die Hybridprobe übertragen werden.

Bei ein- oder beidseitig mit einer $[0^\circ]_3$ - bzw. $[0^\circ/90^\circ]_s$ -CFK-Komponente verstärkten Hybriden tritt nach dem Erstversagen der Faserverbundkomponente umgehend das Totalversagen des hybriden Werkstoffsystems ein. Aus diesem Grund fallen bei derartigen hybriden Lösungen der Dehnungswert für das Erstversagen des CFK und der Bruchdehnungswert des Verbundes zusammen. Bei genauerer Betrachtung der einzelnen Kennwerte lässt sich vor allem bei hybriden Werkstoffsystemen mit einer 5- bzw. 7-lagigen CFK-Komponente eine Abhängigkeit der im Verbund erreichbaren Bruchdehnungen vom Lagenaufbau der CFK-Komponente sowie der Konfiguration des hybriden Werkstoffsystems feststellen. Um die für diesen Zusammenhang verantwortlichen physikalischen Wirkmechanismen tiefgehend mit experimentellen und numerischen Methoden untersuchen zu können, wird im Folgenden der Fokus auf einseitig mit einer 7-lagigen CFK-Komponente verstärkte hybride Lösungen gelegt.

Tabelle 5.3: Zusammenstellung der experimentellen Ergebnisse zu monolithischen FKV's und FKV-Metall-Hybriden (1).

Bezeichnung ¹	Zugfestigkeit ²	Dehnung Erstversagen CFK	Bruchdehnung
	σ_m / MPa	ε_m / %	ε_b / %
CFK 0 D02	1882,4 ± 194,1	2,0 ± 0,1	2,0 ± 0,1
CFK 0 D06	1910,5 ± 71,2	2,0 ± 0,1	2,0 ± 0,1
CFK 0 D10	1999,1 ± 50,8	1,9 ± 0,1	1,9 ± 0,1
CFK 090 D02	1165,3 ± 34,8	1,8 ± 0,1	1,8 ± 0,1
CFK 090 D06	1089,6 ± 26,2	1,8 ± 0,1	1,8 ± 0,1
CFK 090 D10	1323,4 ± 50,7	1,7 ± 0,1	1,7 ± 0,1
CFK 90 D02	42,6 ± 4,3	0,6 ± 0,1	0,6 ± 0,1
CFK 90 D10	40,7 ± 1,5	0,6 ± 0,1	0,6 ± 0,1
HC_D02-CFK0_D02-B11-212	1346,8 ± 35,4	1,9 ± 0,1	1,9 ± 0,1
HC_D02-CFK0_D02-B21-212	1307,2 ± 33,1	2,0 ± 0,1	2,0 ± 0,1
HC_D10-CFK0_D10-B11-212 ³	-	-	-
HC_D10-CFK0_D10-B21-212 ³	-	-	-
HC_D06-CFK0_D06-B98-212	1470,7 ± 16,3	1,9 ± 0,1	11,1 ± 2,7
HC_D02-CFK90_D02-B11-212	65,0 ± 1,2	0,5 ± 0,1	1,6 ± 0,3
HC_D02-CFK90_D02-B21-212	67,3 ± 0,6	0,6 ± 0,1	10,1 ± 1,0
HC_D10-CFK90_D10-B11-212	93,5 ± 2,0	0,5 ± 0,1	17,8 ± 0,6
HC_D10-CFK90_D10-B21-212	88,2 ± 1,8	0,5 ± 0,1	14,1 ± 2,1
HC_D02-CFK090_D02-B11-212	928,4 ± 21,8	1,9 ± 0,1	1,9 ± 0,1
HC_D02-CFK090_D02-B21-212	981,4 ± 11,2	2,0 ± 0,1	2,0 ± 0,1
HC_D10-CFK090_D10-B11-212	681,5 ± 13,7	1,3 ± 0,1	41,0 ± 3,0
HC_D10-CFK090_D10-B21-212	872,8 ± 15,9	1,6 ± 0,1	33,3 ± 2,1
HC_D06-CFK090_D06-B98-212	910,1 ± 69,3	1,8 ± 0,1	11,6 ± 0,9

¹ Bezeichnungen folgen dem System nach Gleichung 3.1.

² Aus der Maximalkraft und dem gesamten Ausgangsquerschnitt (inklusive Klebeschicht) berechnet.

³ Aufgrund der hohen Lasten tritt ein Schubversagen zwischen Aufkleimern und Probekörper auf.

Tabelle 5.4: Zusammenstellung der experimentellen Ergebnisse zu FKV-Metall-Hybriden (2).

Bezeichnung ¹	Zugfestigkeit ²	Dehnung Erstversagen CFK	Bruchdehnung
	σ_m / MPa	ϵ_m / %	ϵ_b / %
HC_D02-CFK0_D02-B11-12	1288,9 ± 13,8	2,0 ± 0,1	2,0 ± 0,1
HC_D02-CFK0_D02-B21-12	1123,2 ± 79,0	2,0 ± 0,1	2,0 ± 0,1
HC_D10-CFK0_D10-B11-12	1105,9 ± 44,9	1,8 ± 0,1	33,1 ± 1,0
HC_D10-CFK0_D10-B21-12	1172,5 ± 28,6	2,0 ± 0,1	29,0 ± 0,5
HC_D06-CFK0_D06-B98-12	1306,2 ± 62,8	2,0 ± 0,1	11,6 ± 0,5
HC_D02-CFK90_D02-B11-12	91,5 ± 1,0	0,5 ± 0,1	8,4 ± 0,3
HC_D02-CFK90_D02-B21-12	93,2 ± 2,3	0,6 ± 0,1	6,5 ± 0,3
HC_D10-CFK90_D10-B11-12	140,3 ± 0,5	0,7 ± 0,1	29,3 ± 0,1
HC_D10-CFK90_D10-B21-12	136,4 ± 0,6	0,9 ± 0,3	32,2 ± 0,3
HC_D02-CFK090_D02-B11-12	841,9 ± 39,7	2,0 ± 0,1	2,0 ± 0,1
HC_D02-CFK090_D02-B21-12	819,5 ± 4,7	2,0 ± 0,1	2,0 ± 0,1
HC_D10-CFK090_D10-B11-12	793,1 ± 25,8	1,8 ± 0,1	38,4 ± 1,0
HC_D10-CFK090_D10-B21-12	816,5 ± 51,8	1,8 ± 0,1	36,8 ± 0,6
HC_D06-CFK090_D06-B98-12	854,2 ± 18,5	1,9 ± 0,1	12,8 ± 0,4

¹ Bezeichnungen folgen dem System nach Gleichung 3.1.

² Aus der Maximalkraft und dem gesamten Ausgangsquerschnitt (inklusive Klebeschicht) berechnet.

In den folgenden Abschnitten werden ausgewählte experimentelle sowie numerische Ergebnisse der Grundlagenuntersuchungen zu FKV-Metall-Hybriden vorgestellt. Es handelt sich in den folgenden Abschnitten um zweilagige hybride Werkstoffsysteme, die aus einer 1,0 mm dicken HC-Lage, einer 7-lagigen CFK-Komponente sowie einer dazwischenliegenden Strukturklebstoffschicht aufgebaut sind. Für das CFK-Laminat innerhalb des hybriden Verbunds wird im Folgenden der Lagenaufbau zwischen $[0^\circ]_7$ (Abschnitt 5.2.2), $[0^\circ/90^\circ/0^\circ/\overline{90^\circ}]_s$ (Abschnitt 5.2.4) und $[90^\circ]_7$ (Abschnitt 5.2.3) variiert. Die mechanischen Kennwerte dieser hybriden Werkstoffsysteme sind in Abbildung 5.8 in Form eines Balkendiagrammes zusammengefasst.

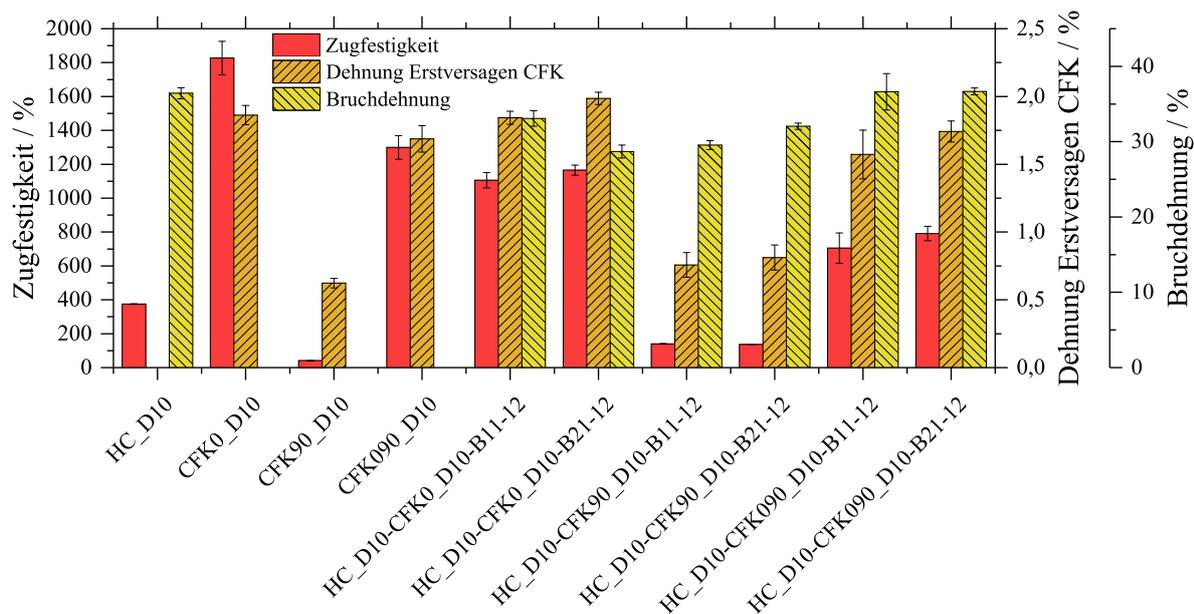


Abbildung 5.8: Gegenüberstellung der experimentell ermittelten mechanischen Kennwerte ausgewählter FKV's sowie hybrider Werkstoffsysteme.

5.2.2 Experimentelle und numerische Zugversuche an HC-CFK0-Hybriden

Bei der im Folgenden untersuchten hybriden Lösung wird die HC-Lage einseitig mit einer $[0^\circ]_7$ -CFK-Komponente verstärkt. Die experimentellen technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven dieser HC-CFK0-Hybride, basierend auf den beiden Strukturklebstoffen B21 (grün) und B11 (blau), sind in Abbildung 5.9a im Vergleich zu den numerisch ermittelten Ergebnissen (hellgrün gestrichelt) dargestellt. Des Weiteren sind die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des monolithischen Werkstoffs CFK0 (schwarz) sowie die mit der Volumenfraktion skalierten Kurven des HC (grau) im Diagramm enthalten. Die Dehnungswerte werden nach dem in Abschnitt 4.2.1 beschriebenen Verfahren B unter Verwendung einer Messlänge von 120 mm bestimmt. Grundsätzlich weisen die Hybridvarianten bis zum Versagen der CFK0-Lage sowohl im Experiment als auch in der Simulation ein bilineares Spannung-Dehnungs-Verhalten auf. Einem linear-elastischen Verhalten folgt ein Bereich, in dem sich innerhalb der Metallkomponente ein plastisches Verhalten ausprägt. Im Verbund führt dies zu einer geringfügigen Abnahme der Steigung.

Nach dem Versagen der CFK0-Komponente zeigt sich bei den Hybridvarianten ein abruher Abfall der gemessenen Reaktionskraft. Bei experimentell untersuchten hybriden Lösungen, welche den steiferen Klebstoff B21 enthalten, wird dieses Erstversagen bei einem Dehnungswert von 2,0 % und einer maximalen Spannung von 1331,6 MPa erreicht. Die mit dem Klebstoff B11 gefügten hybriden Werkstoffsysteme weisen eine Zugfestigkeit von 1167,4 MPa bei einer Dehnung von 1,8 % auf. In der numerischen Simulation ergibt sich für den mit B98 gefügten Verbund ein Höchstwert der Spannung von 1291,4 MPa bei 1,9 % Dehnung.

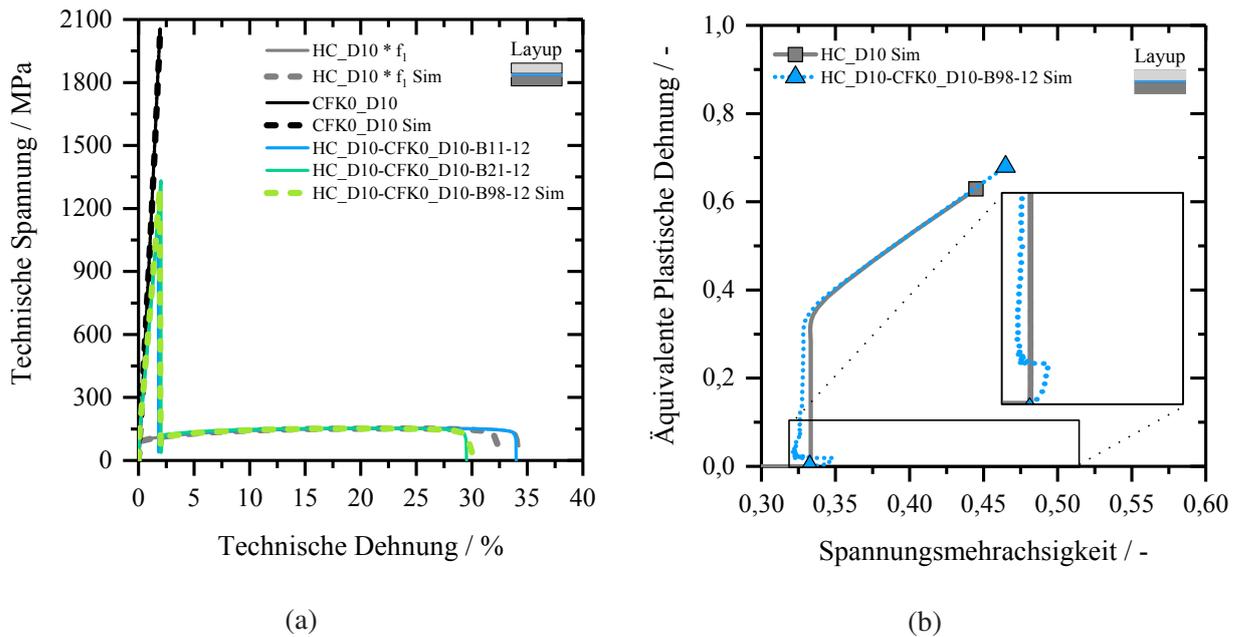


Abbildung 5.9: a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe HC und CFK0 sowie der HC-CFK0-Hybride und
b) numerische bestimmte äquivalente plastische Dehnpfade des HC sowie der HC-Lage des HC-CFK0-Hybrids.

Nach dem Versagen der CFK-Komponente mit $[0^\circ]_7$ -Faserorientierung bleibt in den drei Fällen die HC-Lage intakt und verformt sich weiter plastisch. Im folgenden Bereich konvergiert der Kurvenverlauf gegen die skalierte Kurve des monolithischen Werkstoffs HC und folgt dieser schließlich. Hinsichtlich der letztendlichen Bruchdehnung weisen die Werkstoffsysteme, welche mit den unterschiedlichen Klebstoffen verbunden sind, ausgeprägte Differenzen auf. Das letztendliche Versagen tritt bei Hybriden, welche die steiferen Klebstoffe B21 (Experiment) bzw. B98 (Simulation) enthalten, bei einer Dehnung von 29,5 % (Experiment bzw. Simulation) auf. Im Vergleich dazu folgt die Kurve des Hybrids mit dem B11 dem Kurvenverlauf des monolithischen HC bis zu dessen Bruchdehnung bei 34,0 %.

In Abbildung 5.9b sind die in der Simulation am kritischen Element ausgewerteten Dehnpfade des monolithischen Werkstoffs HC sowie der HC-Lage des auf dem Klebstoff B98 basierenden hybriden Werkstoffsystems dargestellt. Beide Kurvenverläufe weisen auf den ersten Blick ein sehr ähnliches Verhalten auf. Bei Betrachtung der Detailansicht in Abbildung 5.9b wird ersichtlich, dass der Dehnpfad der HC-Schicht durch die Hybridisierung geringfügig zu höheren Spannungsmehrrachsichtigkeiten abweicht. Die maximale Auslenkung des Dehnpfades liegt bei einer Spannungsmehrrachsichtigkeit von $\eta \approx 0,35$. Bei einer äquivalenten plastischen Dehnung von ca. 0,02 ist eine sprunghafte Änderung zurück zum uniaxialen Dehnpfad ($\eta = 1/3$) festzustellen. Im weiteren Verlauf der Verformung folgt der Dehnpfad der HC-Lage innerhalb des hybriden Systems annähernd jenem der monolithischen Variante.

5.2.3 Experimentelle und numerische Zugversuche an HC-CFK90-Hybriden

Die im Folgenden erläuterten HC-CFK90-Hybride setzen sich aus einer HC-Lage mit einer einseitigen CFK-Verstärkung mit dem Lagenaufbau $[90^\circ]_7$ zusammen. In Abbildung 5.10a sind die experimentellen (BM11 - blau, BM21 - grün) sowie die numerisch bestimmten Ergebnisse (Experiment - hellgrün gestrichelt) der hybriden Lösungen in Form von technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven dargestellt. Im Vergleich dazu sind die Kurven des monolithischen CFK90 (Experiment - schwarz, Simulation - schwarz gestrichelt) und zusätzlich die mit der Volumenfraction skalierten Kurven des monolithischen Werkstoffs HC (Experiment - grau, Simulation - grau gestrichelt) in Abbildung 5.10a enthalten. Die zur Auftragung herangezogenen Dehnungen werden hier wiederum unter Verwendung des Verfahrens B (siehe Abschnitt 4.2.1) und einer freien Einspannlänge von 120 mm bestimmt.

Ähnlich wie bei den Hybriden mit 0° -Faserorientierung der CFK-Komponente, zeigt sich im Anfangsbereich ein bilinearer Anstieg der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve, welcher durch die eintretende plastische Verformung des Metalls hervorgerufen wird. Diesem bilinearen Verlauf folgt ein Bereich, welcher hohe Spannungsfluktuationen aufweist. Bei detaillierter Betrachtung des Bereichs der Spannungsfluktuationen ist ein Einfluss des verwendeten Strukturklebstoffs zu erkennen. Die Hybride, welche den weicheren Klebstoff B11 enthalten, weisen einen ausgeprägten gezackten Kurvenverlauf bis zu einer Dehnung von ca. 7 % auf. Im Gegensatz dazu ist das sägezahnförmige Verhalten bei den mit B21 gefügten Hybriden wesentlich schwächer ausgeprägt und erstreckt sich über einen geringeren Dehnungsbereich (bis ca. 3 %). Anschließend konvergieren die Kurvenverläufe der Hybride gegen die skalierte Kurve des monolithischen Werkstoffs HC. Das hybride Werkstoffsystem, das den steiferen Klebstoff B21 enthält, weist das Spannungsmaximum von 149,9 MPa bei einer Dehnung von 21,4 % auf. Die Bruchdehnung liegt bei einem Dehnungswert von 32,3 %. Im Gegensatz dazu zeigt sich bei den auf B11 basierenden Hybriden eine Zugfestigkeit von 149,4 MPa, eine Dehnung bei Höchstlast von 16,9 % und eine Bruchdehnung von 29,0 %. Die Dehnung bei Höchstlast und die Bruchdehnung des monolithischen Werkstoffs HC (23,4 % und 36,4 %) lassen sich mit keiner der Hybridvarianten erreichen. Die technische Spannungs-Dehnungs-Kurve der numerisch untersuchten Lösung zeigt ebenfalls einen bilinearen Anfangsbereich, gefolgt von einigen ausgeprägten Spannungsabfällen bis zu einer Dehnung von ca. 3 %. Anschließend konvergiert die numerische Lösung im Vergleich zu den experimentellen Kurven schneller gegen den Kurvenverlauf des monolithischen HC. Die Werte für die Dehnung bei Höchstlast bzw. die Bruchdehnung sind vergleichbar mit den experimentellen für Hybride, welche den B11 enthalten und betragen 21,2 % bzw. 28,9 %. In der Simulation beträgt die prognostizierte Zugfestigkeit 148,3 MPa.

In Abbildung 5.10b ist die in der Simulation ausgewertete äquivalente plastische Dehnung $\bar{\epsilon}_{pl}$ über der dazugehörigen Spannungsmehrachsigkeit η für die HC-Lage des hybriden Werkstoffsystems (hellgrün) sowie für den monolithischen Werkstoff HC (grau) aufgetragen. Werden die einzelnen Verläufe genauer betrachtet, so lassen sich im Anfangsbereich für die HC-Schicht der

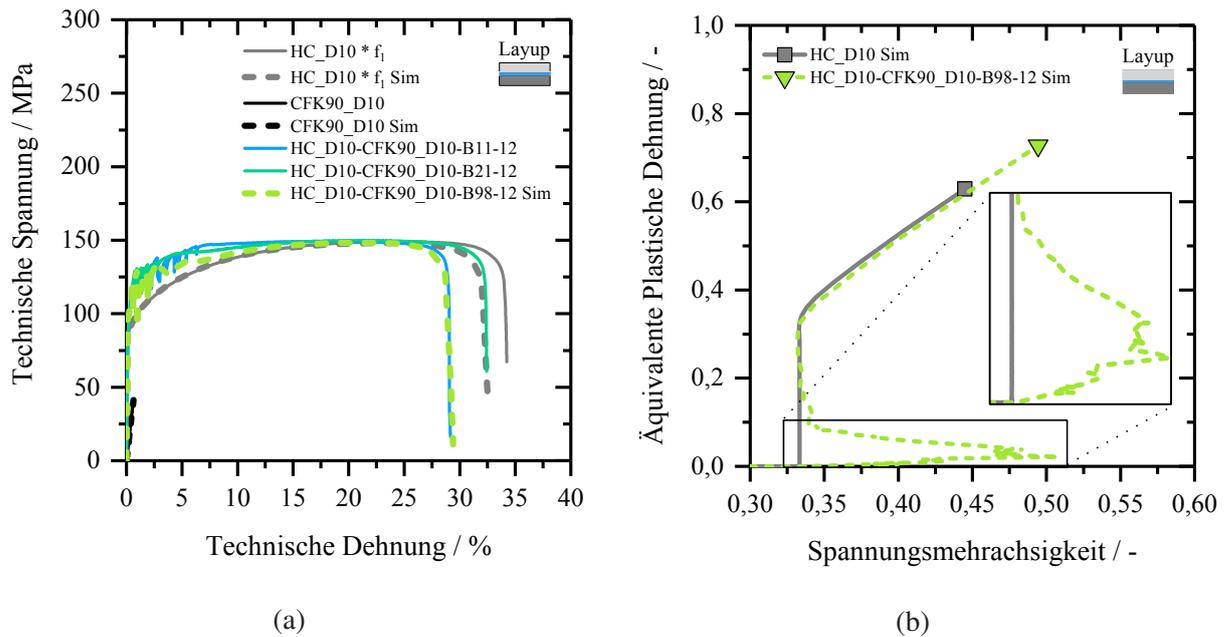


Abbildung 5.10: a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe HC und CFK90 sowie der HC-CFK90-Hybride und
 b) numerische bestimmte äquivalente plastische Dehnpfade des HC sowie der HC-Lage des HC-CFK90-Hybrids.

Hybridvariante stark ausgeprägte Abweichungen vom uniaxialen Dehnpfad feststellen. Während der monolithische HC einen glatten Kurvenverlauf aufweist und dem uniaxialen Dehnpfad über einen großen Dehnungsbereich folgt, zeigt sich in der Hybridlage ein starkes anfängliches Abgleiten zu höheren Spannungsmehrrachsigkeiten (bis $\eta \approx 0,51$). Dieses Abdriften weist ab einer äquivalenten plastischen Dehnung von ca. 0,005 einen sägezahnförmigen Verlauf auf. Im Vergleich zum Hybrid aus Abschnitt 5.2.2 ist hierbei nach dem Erreichen der maximalen Dehnpfadauslenkung kein sprunghafter Rückgang zum uniaxialen Dehnpfad zu erkennen. Die Kurve konvergiert in gezackter Form bis zu einer äquivalenten plastischen Dehnung von ca. 0,10 gegen die Kurve des monolithischen HC und folgt dieser schließlich.

5.2.4 Experimentelle und numerische Zugversuche an HC-CFK090-Hybriden

Bei den ausgewählten HC-CFK090-Hybriden handelt es sich um zweischichtige Verbunde, welche aus der 1,0 mm dicken HC-Lage sowie einer CFK-Komponente mit dem Lagenaufbau $[0/90/0/90]_s$ bestehen. Die experimentellen und numerisch bestimmten technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der Hybridvarianten sind in Abbildung 5.11 a zu finden. Hierbei repräsentiert die blaue bzw. die grüne durchgezogene Linie die mit dem Klebstoff B11 bzw. B21 gefügten experimentell untersuchten Verbunde, wohingegen die numerisch bewerteten Hybride, welche auf dem B98 basieren, mit einer hellgrün gestrichelten Kurve dargestellt sind. Die Dehnungsauswertung erfolgt hier wiederum mit dem Verfahren B (siehe Abschnitt 4.2.1). Im Gegensatz zu den bisher betrachteten Metall-FKV-Hybriden wird aufgrund der in Abschnitt 3.2.3 erwähnten

Änderung der Probengeometrie von einer freien Einspannlänge von 150 mm ausgegangen. Da der monolithische Werkstoff HC nur mit einer Einspannlänge von 150 mm verfügbar ist, ist ein Vergleich der experimentellen Bruchdehnungswerte zwischen den Hybriden und dem monolithischen HC nicht zulässig. Der HC wird daher zusätzlich mit einer Einspannlänge von 150 mm simuliert, um einen Abgleich zwischen den numerisch bestimmten Bruchdehnungen zu ermöglichen. Die dazugehörige mit der Volumenfraktion skalierte, numerisch ermittelte technische Spannungs-Dehnungs-Kurve ist ebenfalls in Abbildung 5.11a zu finden. Grundsätzlich sind für die dargestellten hybriden Systeme Kurvenverläufe zu beobachten, die eine große Ähnlichkeit mit jenen aus Abschnitt 5.2.2 aufweisen. Dem bilinearen Verlauf im Anfangsbereich folgt wiederum ein starker Abfall der Spannung, welcher auf das Versagen der CFK-Komponente zurückzuführen ist. Bei den experimentell untersuchten hybriden Lösungen weisen jene mit B21 das Erstversagen bei einer Dehnung von 1,8 % und einer Spannung von 855,9 MPa auf. In der numerischen Simulation wird das Spannungsmaximum von 827,7 MPa bei einem Dehnungswert von 1,7 % prognostiziert. Diejenigen Hybride, welche auf dem B11 basieren, weisen bei einem Dehnungswert von 1,5 % eine im Verbund erreichte Zugfestigkeit von 700,7 MPa auf. Nach diesem Abfall nähert sich die Kurve dem in grau gehaltenen, skalierten Kurvenverlauf des monolithischen Werkstoffs HC an. Hinsichtlich der letztendlich erreichbaren Bruchdehnungen lassen sich bei den experimentell untersuchten Hybriden mit den unterschiedlichen Strukturklebstoffen Unterschiede erkennen. Während der mit B21 gefügte Verbund eine Bruchdehnung von 36,1 % erreicht, liegt diese beim hybriden Werkstoffsystem mit B11 bei 33,8 %. In der Simulation wird die Bruchdehnung des auf dem B98 basierenden Systems bei einem Dehnungswert von 28,5 % vorhergesagt.

Um eine Vergleichbarkeit zu ermöglichen, werden für die numerischen Auswertungen der Dehnpfade sowohl beim HC-CFK090-Hybrid als auch beim monolithischen HC die Simulationsmodelle mit einer freien Einspannlänge von 150 mm herangezogen. Abbildung 5.11b veranschaulicht die am kritischen Element ausgewerteten Dehnpfade der HC-Lage des hybriden Werkstoffsystems sowie des monolithischen Werkstoffs HC in Form von äquivalenter plastischer Dehnung $\bar{\epsilon}_{pl}$ als Funktion der Spannungsmehrachsigkeit η . Auch bei den Dehnpfaden lässt sich für den HC-CFK090-Hybrid ein dem HC-CFK0-Hybrid ähnliches Verhalten erkennen. Die Abweichung vom uniaxialen Dehnpfad ist bei der einseitigen Verstärkung mit einer $[0/90/0/\overline{90}]_s$ -CFK-Komponente jedoch deutlich stärker ausgeprägt (bis $\eta \approx 0,40$). Bei einer äquivalenten plastischen Dehnung von ca. 0,02 weist der Dehnpfad wiederum eine sprunghafte Veränderung zu $\eta = 1/3$ auf. Anschließend folgt der Pfad der Hybridvariante annähernd jenem des monolithischen Werkstoffs HC.

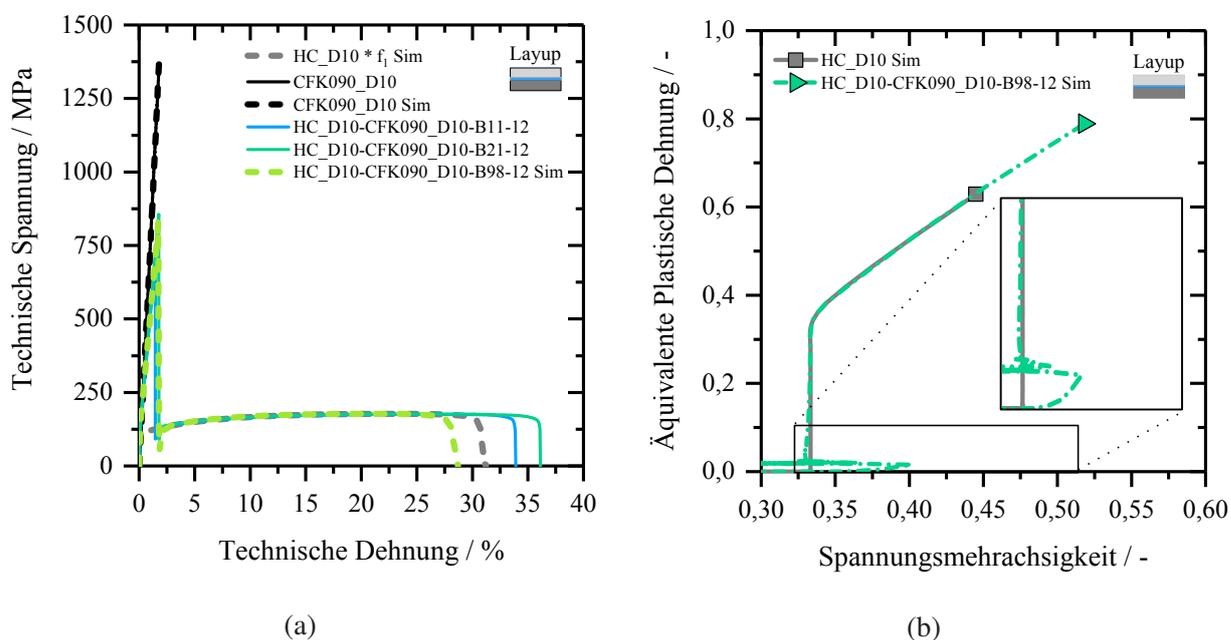


Abbildung 5.11: a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe HC und CFK090 sowie der HC-CFK090-Hybride und
b) numerische bestimmte äquivalente plastische Dehnpfade des HC sowie der HC-Lage des HC-CFK090-Hybrids.

6 Diskussion zu den Grundlagenuntersuchungen

6.1 Zugverhalten von Metall-Metall-Hybriden¹

6.1.1 Zugverhalten von AL-HC-AL-Hybriden

Die stärker ausgeprägte Zackenform in den technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven von AL (Abbildung 5.2a), welche in Kapitel 5.1.2 aufgezeigt wird, ist auf die probabilistische Initiierung und das sprunghafte Fortschreiten der lokalisierten Deformationsbänder in Probenlängsrichtung zurückzuführen (Abbildung 5.3b, Abbildung 6.1a). Dieser Typ der PLC-Bänder wird nach Halim et al. [HWN07] als Typ C bezeichnet [HKW⁺17].

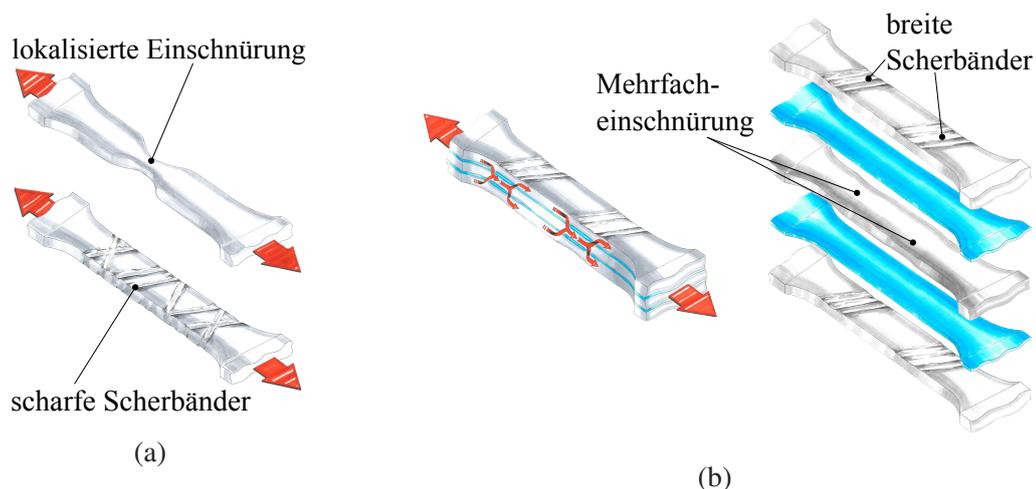


Abbildung 6.1: Phänomenologische Beschreibung der physikalischen Wirkmechanismen
a) der monolithischen Werkstoffe (HC - oben, AL - unten) und
b) des AL-HC-AL-Hybrids (links) sowie der einzelnen Lagen (rechts) (vgl. [HKW⁺17]).

Im Gegensatz dazu lassen sich bei hybriden Werkstoffsystemen bestehend aus zwei Aluminiumlagen mit einer dazwischenliegenden Stahllage breitere lokalisierte Deformationsbänder erkennen, die an einem Ende der Messlänge initiiert werden und sich anschließend langsam und kontinuierlich entlang der Probenlänge ausbreiten (Abbildung 5.3c, Abbildung 6.1b). Durch die Hybridisierung zeigt sich somit in den AL-Lagen eine Veränderung des Typs der PLC-Bänder. Dieses kontinuierliche Fortschreiten der Bänder wird nach Halim et al. [HWN07] als Typ A betitelt. Die daraus resultierenden Zacken im Spannungs-Dehnungs-Verhalten (Abbildung 5.2a) sind im Vergleich zu jenen des monolithischen AL weniger ausgeprägt. Ein Wirkmechanismus,

¹ Teile der Diskussion zu den Grundlagenuntersuchungen metallbasierter hybrider Werkstoffsysteme wurden in Hummelberger et al. [HKW⁺17] erstmals vorgestellt.

welcher im Hybrid zur Veränderung des Typs der PLC-Bänder innerhalb der Aluminiumschichten beitragen könnte, ist der sogenannte Überbrückungseffekt [LSS⁺96, HKH15]. Dieser Mechanismus wird von Ohashi et al. [OWKS92] bei 35-lagigen UHCS/Messing Schichtverbunden unter Biegebelastfällen und von Gonzalez-Canche et al. [GCFJC17] bei Faser-Metall-Laminaten bestehend aus einer niedrig-duktilen Aluminiumlegierung und aramidfaserverstärktem Polypropylen unter Zugbelastung beobachtet. Abbildung 6.1b stellt schematisch dar, dass im Bereich der Entfestigung an den einzelnen Zacken die Belastung in die anliegenden Stahlschicht umgeleitet werden kann. Das Abfallen der Spannungs-Dehnungs-Kurve des monolithischen AL wird durch das Verfestigungsverhalten der unterstützenden Stahllage kompensiert. An den Stellen der PLC-Bänder innerhalb der AL-Lagen tritt in diesen Bereichen in der dazwischenliegenden HC-Lage lokalisierte Einschnürung auf. Das resultierende kontinuierliche Fortschreiben der PLC-Bänder führt somit zu schwach ausgeprägten Mehrfacheinschnürungen innerhalb der Stahllage (Abbildung 6.1b). Der Effekt der Mehrfacheinschnürung wird von Merzkirch et al. [MMSW15a, MMSW15b] bei der verbundstranggepressten, federstahldrahtverstärkten Aluminiumlegierung EN AW-6082 beobachtet. Diese erwähnten Effekte sind ebenfalls in den numerisch bestimmten Dehnpfaden der einzelnen Lagen des hybriden Werkstoffsystem sowie der monolithischen Werkstoffe zu beobachten (Abbildung 5.2b). Während die monolithische HC-Lage einen gleichmäßigen uniaxialen Dehnpfad ($\eta = 1/3$) bis zum Beginn der Dehnungslokalisierung aufweist, zeigen sich in der HC-Lage des AL-HC-AL-Hybrids Zacken im Dehnpfad, welche mit jenen der äußeren Aluminiumlagen korrelieren [HKW⁺17].

Des Weiteren wird bei den AL-Lagen die Ausbildung der Einschnürung, die bei monolithischem Aluminium bei einer Dehnung von 24,2 % einsetzt, durch die dazwischenliegende Stahllage geringfügig behindert [LIK11, NMI⁺09]. Aufgrund dieses einschränkenden Effekts, hervorgerufen durch die HC-Lage, wird durch die Hybridisierung der Dehnpfad der beiden Aluminiumlagen verändert (Abbildung 5.2b). Beim monolithischen Aluminiumblech driftet der Dehnpfad aufgrund der lokalen Einschnürung von uni- zu multiaxial ab. Durch die vorgestellte Lokalisierungsbehinderung können die Aluminiumlagen des Hybrids geringfügig länger auf dem Dehnpfad von HC gehalten werden, bevor deren Dehnpfade zur Multiaxialität abgleiten (Detail in Abbildung 5.2b) [HKW⁺17].

Bei Betrachtung der Spannungs-Dehnungs-Kurven der Hybride basierend auf den beiden unterschiedlichen Strukturklebstoffen lässt sich ein signifikanter Unterschied bei der Ausprägung des erwähnten stufenförmigen Versagensverhalten feststellen. Beim hybriden Werkstoffsystem, welches den Klebstoff B21 beinhaltet, separieren sich die Metalllagen wesentlich früher, wodurch der Mechanismus Lokalisierungsbehinderung unwirksam wird. Basierend darauf wird eine lokalisierte Einschnürung in den Aluminiumlagen initiiert, welche in einem frühzeitigen Versagen dieser Schicht sowie in einem ersten Spannungsabfall resultiert. Nach diesem Versagen der AL-Schichten wird die Last von der HC-Lage aufgenommen und es lässt sich trotzdem eine vergleichbare Bruchdehnung wie beim Hybrid mit dem Klebstoff B11 erzielen. Bei hybriden Werkstoffsystemen, welche mit B11 gefügt werden, bleibt die Klebeverbindung länger intakt, wodurch die Aluminiumlagen nahezu bis zum Totalversagen des Schichtverbunds auf

dem Dehnpfad der HC-Lage gehalten werden können [HKW⁺17].

Zusammengefasst lässt sich konstatieren, dass der Überbrückungseffekt, die Ausbildung von Mehrfacheinschnürungen sowie die Lokalisierungsbehinderung zu einer Änderung der Dehnpfade in den einzelnen Lagen beitragen. Dadurch lässt sich bei AL-HC-AL-Hybriden im Vergleich zum monolithischen Aluminium eine Verbesserung der Bruchdehnung um 5 Prozentpunkte erzielen. Die Ausprägung der Lokalisierungsbehinderung und das daraus resultierende stufenförmige Versagensverhalten lässt sich durch den verwendeten Strukturklebstoff beeinflussen. Bei hybriden Werkstofflösungen, die den Klebstoff mit geringerer Steifigkeit und höhere Bruchdehnung beinhalten, hält die Klebung geringfügig länger stand, was in einer erhöhten gleichmäßigen Verformung dieses Hybrids resultiert. Werkstoffverbunde, welche mit einem steifen Klebstoff gefügt werden, trennen sich bei wesentlich geringeren Dehnungen, wodurch sich ein ausgeprägteres stufenförmiges Versagensverhalten ergibt [HKW⁺17].

6.1.2 Zugverhalten von HSD-HC-HSD-Hybriden

Die gleichmäßige plastische Deformation bis zum endgültigen Versagen des HSD-HC-HSD-Hybrids bei ungefähr 55 % Dehnung ist auf die beiden sich gegenseitig beeinflussenden Wirkmechanismen, Lokalisierungsbehinderung und Überbrückungseffekt, zurückzuführen. Diese Mechanismen führen in der dazwischenliegenden HC-Schicht zu einer Stabilisierung der plastischen Instabilität [LIK11, NMI⁺09]. Während sich das monolithische HC-Blech nur bis zu einer Dehnung von 23,4 % gleichmäßig verformen lässt, zeigt HSD eine stabile Verformung bis 49,5 % Dehnung (Abbildung 5.4a, Abbildung 6.2a). Im Fall der monolithischen HC-Probe tritt nach Erreichen der Dehnung bei Höchstlast an einem bestimmten Punkt eine geringfügige Veränderung der Querschnittsfläche oder der lokalen Werkstoffeigenschaften auf, die zu einer Lokalisierung der Dehnung in diesem Bereich führt (Abbildung 5.5a). Die Dehnung lokalisiert dadurch immer mehr, was in einer Entfestigung und in der Folge im Totalversagen des Werkstoffs resultiert [Har67, JHC76]. Bei HSD-HC-HSD-Hybriden lässt sich die größere stabile Deformation des HSD (Abbildung 5.5b) nutzen. Die äußeren HSD-Lagen des hybriden Werkstoffsystems versuchen die Ausbildung der lokalisierten Einschnürung in der HC-Lage zu unterdrücken. Diese dazwischenliegende Schicht wird somit dazu gezwungen, sich weiterhin annähernd gleichmäßig über der gesamten Länge der Probe zu verformen (Abbildung 5.5c, Abbildung 6.2b) [HKW⁺17].

Lhuissier et al. [LIK11], Semiatin et al. [SP79] und Ojima et al. [OIN⁺12] haben bereits vermutet, dass ein derartiger Effekt für die beobachtete Verbesserung der Bruchdehnung verantwortlich sein könnte. Dieser Mechanismus lässt sich ebenfalls durch den Vergleich der numerisch bestimmten Dehnpfade der einzelnen Lagen der hybriden Werkstofflösung sowie der monolithischen Werkstoffe beschreiben. Abbildung 5.4b zeigt, dass bei einer derartigen Struktur der dazwischenliegenden Schicht über einen deutlich längeren Dehnungsbereich ein uniaxialer Dehnpfad ($\eta = 1/3$) aufgeprägt wird. Während der Dehnpfad der monolithischen HC-Probe nach Überschreiten der Gleichmaßdehnung von uniaxial zu multiaxial abdriftet, wird die HC-

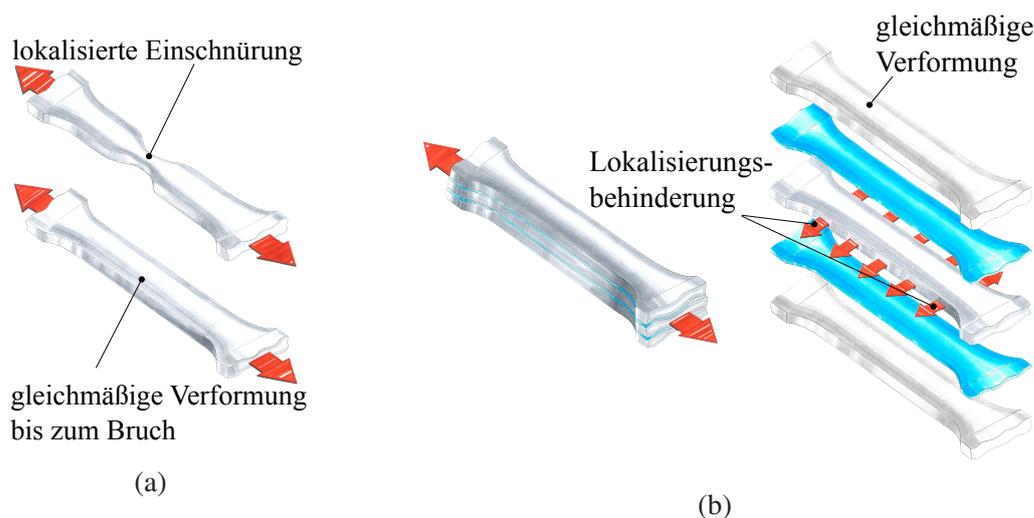


Abbildung 6.2: Phänomenologische Beschreibung der physikalischen Wirkmechanismen
 a) der monolithischen Werkstoffe (HC - oben, HSD - unten) und
 b) des HSD-HC-HSD-Hybrids (links) sowie der einzelnen Lagen (rechts) (vgl. [HKW⁺17]).

Lage innerhalb dieses Hybrids bis zum Beginn der plastischen Instabilität der äußeren HSD-Lagen auf dem uniaxialen Dehnpfad gehalten. Aus diesem Grund lässt sich kein stufenförmiges Versagensverhalten nach Kelly [KD13] feststellen, sondern ein wie von Ojima et al. [OIN⁺12] beschriebenes [HKW⁺17].

Der Überbrückungseffekt trägt als zweiter Mechanismus zur Stabilisierung der plastischen Instabilitäten bei [LSS⁺96, HKH15]. In jenem Bereich, in dem die HC-Lage den Beginn der Einschnürung erreicht, formen die umliegenden HSD-Schichten einen zweiten Belastungspfad, wodurch die Last in diesen sogenannten Überbrückungslastpfad umgeleitet werden kann [LSS⁺96, HKH15, OWKS92]. Durch diese Umverteilung der Lasten in die anliegenden, gleichmäßig deformierenden Schichten, tritt in der HC-Lage in der Nähe des potenziellen Einschnürbereichs lokal eine Entlastung auf [HKW⁺17].

Im Vergleich zu den AL-HC-AL-Hybriden, lässt sich bei den untersuchten HSD-HC-HSD-Hybriden kein signifikanter Einfluss der Klebstoffeigenschaften auf das Verformungs- und Versagensverhalten feststellen.

Zusammenfassend tragen die beiden physikalischen Wirkmechanismen, Lokalisierungsbehinderung sowie Überbrückungseffekt, zu einer Änderung des Dehnpfades innerhalb der HC-Lage bei, führen zu einer Stabilisierung der plastischen Instabilität in dieser Schicht und basierend darauf zu einer ausgedehnten gleichmäßigen Verformung. Demzufolge lässt sich durch diesen Typ der Hybridisierung eine erhebliche Verbesserung der Dehnung bei Höchstlast und der Bruchdehnung (Erhöhung des jeweiligen Dehnungswerts um mehr als 20 Prozentpunkte) erzielen [HKW⁺17].

6.1.3 Zugverhalten von HC-4301-Hybriden

Ähnlich wie bei den Hybridvarianten mit der beidseitigen HSD-Verstärkung, beruht die Erhöhung der Dehnung bei Höchstlast und der Gleichmaßdehnung des einseitig mit 4301 verstärkten hybriden Werkstoffsystems auf den Mechanismen Lokalisierungsbehinderung und Überbrückungseffekt. Die Ausbildung der lokalisierten Einschnürung, die beim HC im monolithischen Zustand (Abbildung 5.7a) nach dem Überschreiten der Dehnung bei Höchstlast beginnt, wird innerhalb des Hybrids durch die anliegende 4301-Schicht behindert (Abbildung 5.6a, 5.7c, 6.2a). Durch Zuhilfenahme der Dehnpfadanalyse lässt sich der Mechanismus Lokalisierungsbehinderung bestätigen. Wie in Abbildung 5.6b ersichtlich ist, wird die HC-Schicht des hybriden Werkstoffsystems über einen wesentlich längeren Dehnungsbereich auf dem überwiegend uniaxialen Dehnpfad der 4301-Lage gehalten. Bei detaillierter Betrachtung ist jedoch auch zu erkennen, dass bei diesem Hybrid zusätzlich die 4301-Lage durch die Hybridisierung beeinflusst wird. Im Vergleich zur 4301-Schicht der hybriden Lösung beginnt das Abgleiten zu höheren Spannungsmehrachsigkeiten des monolithischen Werkstoffs 4301 bei geringfügig höherer äquivalenter plastischer Dehnung, schreitet jedoch etwas langsamer fort. Dies stellt ein Indiz für die geringe gleichmäßige Verformung des Hybrids im Vergleich zum monolithischen 4301 dar (Abbildung 5.6a).

Neigt die HC-Schicht nach dem Überschreiten der monolithischen Dehnung bei Höchstlast zum lokalisierten Einschnüren, so trägt der Wirkmechanismus Überbrückungseffekt zur Stabilisierung der plastischen Instabilität bei – wie beim HSD-HC-HSD-Hybrid. Durch die Umleitung der Last in den sogenannten Überbrückungslastpfad wird die potenzielle Einschnürstelle lokal entlastet. Dies führt dazu, dass sich diese Lage über einen größeren Dehnungsbereich gleichmäßig verformt (Abbildung 5.7c).

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Lokalisierungsbehinderung sowie der Überbrückungseffekt zur einer Änderung der Dehnpfade in den einzelnen Lagen führen. Im Vergleich zum monolithischen HC lässt sich beim einseitig mit 4301 verstärkten Hybrid durch die Nutzung dieser Mechanismen eine Erhöhung der gleichmäßigen Verformung um bis zu 20 Prozentpunkte erzielen. Die Dehnung bei Höchstlast des monolithischen Werkstoffs 4301 (53,3 %) kann mit der hybriden Lösung (42,8 %) jedoch nicht erreicht werden.

6.1.4 Bewertung des Mechanismus Lokalisierungsbehinderung

In den vorhergehenden Abschnitten erweist sich vor allem der Wirkmechanismus Lokalisierungsbehinderung aufgrund des daraus resultierenden Potenzials zur gezielten Duktilitätserhöhung als sehr vielversprechend. Aufgrund der Übereinstimmung experimenteller und numerischer Ergebnisse bietet die vorgestellte Simulationsmethode die Möglichkeit den Einfluss weiterer Variationsparameter auf die Ausprägung des Mechanismus zu bewerten. Im Zuge dieser ergänzenden numerischen Studien an hybriden Werkstoffsystemen, bestehend aus HC- und 4301-Lagen, dienen die Dicke der verstärkenden 4301-Schicht sowie die Konfiguration des Werkstoffverbunds als zusätzliche Variationsparameter. Um gezielt den Einfluss des Volument-

anteils der Verstärkungslagen zu bewerten, wird trotz dickenabhängiger Schwankungen der Werkstoffeigenschaften jeweils dieselbe Materialkarte zur Modellierung der unterschiedlich dicken 4301-Schichten herangezogen.

Die numerisch ermittelten technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen HC- und HSD-Probe sowie der zwei- oder dreilagigen hybriden Werkstoffsysteme, bestehend aus HC (1,0 mm) und 4301 mit unterschiedlicher Dicke (1,0 mm, 0,6 mm, 0,2 mm), sind in Abbildung 6.3a und 6.3b dargestellt.

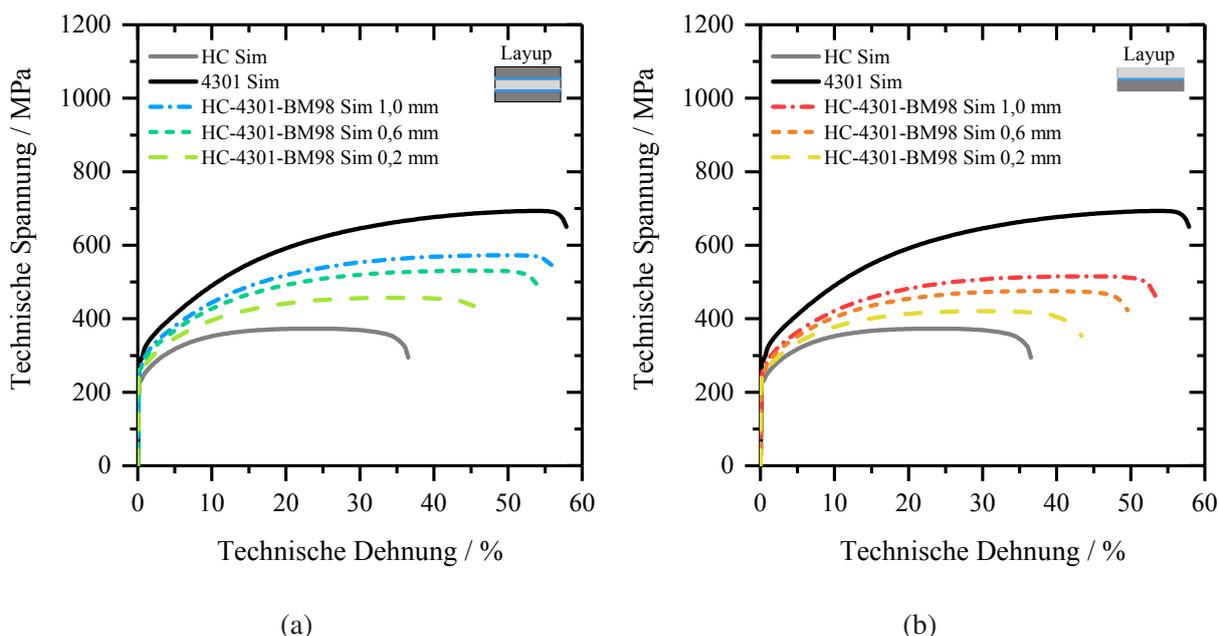


Abbildung 6.3: Numerisch ermittelte technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe HC und 4301 sowie der a) zwei- und b) dreilagigen hybriden Werkstoffsysteme, aufgebaut mit unterschiedlich dicken 4301-Lagen (1,0 mm, 0,6 mm, 0,2 mm).

Bei Betrachtung der Kurverläufe der Hybride in Abbildung 6.3a wird ersichtlich, dass sich durch die Hybridisierung von HC mit einer 1,0 mm dicken 4301-Lage (49,5 %) annähernd die Dehnung bei Höchstlast des monolithischen 4301 (53,3 %) erreichen lässt. Im Vergleich zu diesen Werkstofflösungen verformen sich Hybride, aufgebaut aus einer HC-Lage (1,0 mm) und zwei 0,6 mm bzw. 0,2 mm dicken 4301-Decklagen, bis zu einer Dehnung von 45,6 % bzw. 34,3 % gleichmäßig. Die Duktilität der monolithischen 4301-Probe lässt sich mit beiden Varianten jedoch nicht erreichen. Es ist außerdem festzuhalten, dass grundsätzlich das Festigkeitsniveau sowie die Duktilität mit zunehmendem Verstärkungsanteil zunimmt. Beim Vergleich der zweilagigen hybriden Werkstoffsysteme (Abbildung 6.3b) lässt sich mit keiner der untersuchten Hybridvarianten die Dehnung bei Höchstlast oder die Bruchdehnung des monolithischen 4301 erzielen. Für die betrachteten einseitig verstärkten Varianten ist eine Reduktion der Duktilität sowie auch der Zugfestigkeit mit abnehmender Dicke der verstärkenden 4301-Lage erkennbar. Untersuchungen an beiden Konfigurationen zeigen, dass die Dicke der 4301-Verstärkungslage bestimmend für den Beginn der plastischen Instabilität in der der HC-Schicht und somit für die erreichbare Duktilität der hybriden Lösung ist. Unterhalb eines bestimmten Dickenverhältnis-

ses ist der Verstärkungseffekt der HSD-Schichten nicht mehr ausreichend, um die lokalisierte Einschnürung in der HC-Schicht zu unterdrücken. Deshalb tritt innerhalb dieser Lage plastische Instabilität auf und in weiterer Folge wird das Versagen der Hybrids initiiert [HKW⁺17].

Werden speziell die technischen Spannungs-Dehnungs-Verläufe der HC-Lagen unterschiedlicher hybrider Werkstoffsysteme und des monolithischen HCs verglichen (Abbildung 6.4a und 6.4b), so lässt sich feststellen, dass die HC-Lagen der Hybride bis zur individuellen Dehnung bei Höchstlast der Kurve des monolithischen HCs exakt folgen. Des Weiteren ist bei den Lagen der Hybride ersichtlich, dass diese auch nach dem Erreichen dieses charakteristischen Dehnungswertes bis zum Beginn der jeweiligen lokalen Einschnürung den nahezu gleichen Kurvenverlauf aufweisen. Wie bereits erwähnt, zeigt der Beginn der plastischen Instabilität und der damit verbundene starke Abfall der Kurve eine Abhängigkeit von der Dicke der Verstärkungskomponente. Dieser Zusammenhang lässt sich auch in Abbildung 6.4a und 6.4b erkennen. Wird die Dehnungsverteilung in den HC-Lagen ausgewertet, so bildet sich auch nach Überschreitung der monolithischen Zugfestigkeit eine gleichmäßige und uniaxiale Verformung innerhalb der HC-Lagen der Verbunde aus. Aus diesem Grund werden zwei unterschiedliche Herangehensweisen gewählt, um dieses Verformungsverhalten nach Überschreitung der monolithischen Zugfestigkeit abbilden zu können. Zum einen wird eine eigenständige Simulation an der monolithischen spröderen Werkstoffkomponente durchgeführt, wobei durch das Aufbringen einer kinematischen Randbedingung dessen lokalisierte Einschnürung verhindert wird. Da sich bei gleichmäßiger Verformung die lokale Dehnrate nur geringfügig ändert, ist zum anderen eine direkte Umrechnung der hinterlegten Verfestigungskurven in technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven (Gleichung 6.1, 6.2) zulässig [Kra17].

$$\varepsilon_t = \exp\left(\varepsilon_w + \frac{k_f}{E}\right) - 1 \quad (6.1)$$

$$\sigma_n = \sigma_w (1 + \varepsilon_t)^{-1} \quad (6.2)$$

Zwischen den mit beiden Methoden prognostizierten Kurvenverläufen lassen sich keine Unterschiede feststellen. Die Verläufe bilden bis zur im Hybrid erreichten Dehnung bei der Zugfestigkeit das jeweilige Kraftdegressionsverhalten der HC-Lagen ab. Aufgrund der exakten Übereinstimmung zwischen den beiden berechneten Verläufen ist repräsentativ der Kurvenverlauf der Simulation mit den kinematischen Randbedingungen (grau gepunktet) in Abbildung 6.4 enthalten.

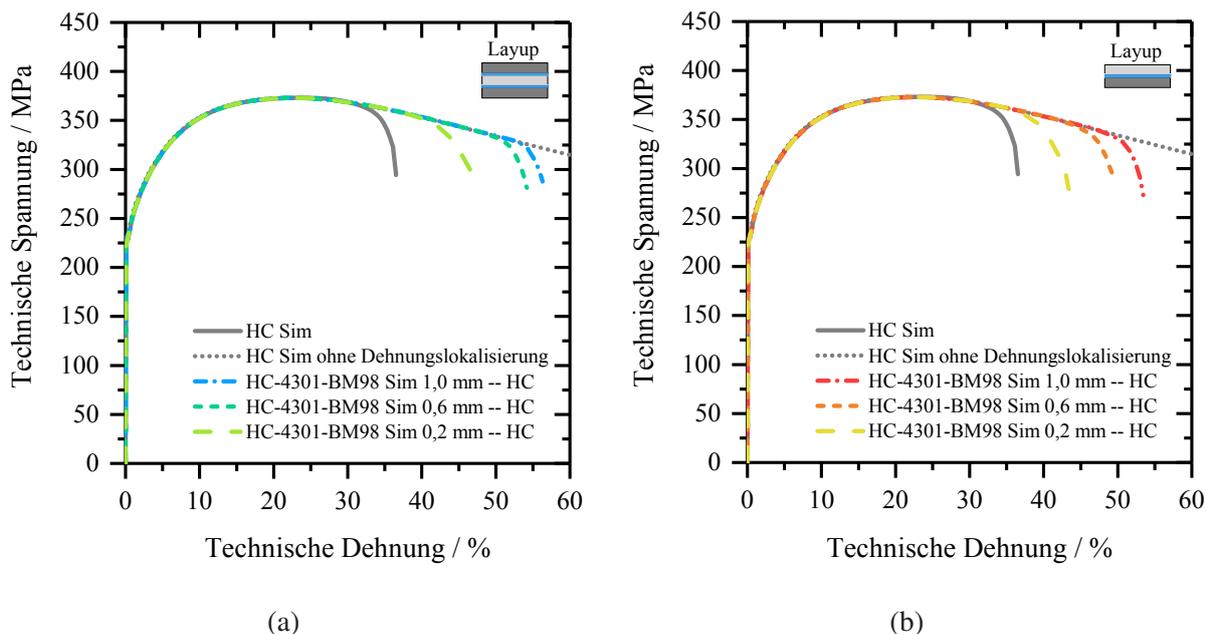


Abbildung 6.4: Numerisch prognostizierte technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der HC-Lagen unterschiedlicher a) zwei- bzw. b) dreischichtiger HC-4301-Hybride.

6.1.5 Bewertung des Mechanismus Überbrückung

Ein weiterer physikalischer Wirkmechanismus, der zu einer Erhöhung der im Verbund erzielbaren Duktilität beitragen kann, ist der sogenannte Überbrückungseffekt. Es handelt sich hierbei um interlaminare Kraftübertragungsmechanismen, welche zwischen den einzelnen Schichten des hybriden Werkstoffsystems auftreten.

Dieser Mechanismus wird durch eine Betrachtung der Schnittkräfte in den einzelnen Lagen des hybriden Systems als Funktion der Zeit bewertet. Des Weiteren werden die Schnittkräfte entlang der Messlänge verfolgt, wodurch jegliche Inhomogenitäten der Kräfte in Abhängigkeit der Zeit erfasst werden können. Hierfür wird ein relatives Koordinatensystem eingeführt, das seinen Ursprung in einem Abstand von 40 mm zur vertikalen Symmetrie hat (siehe Abbildung 6.5a). Da derartige Effekte bis zum Erreichen der Zugfestigkeit des Hybrids aufgrund der verhältnismäßig geringen Ausprägung schwierig zu detektieren sind, wird im Folgenden das Verhalten nach der Dehnung bei Höchstlast gezielt untersucht. Nach dem Überschreiten dieses charakteristischen Dehnungswertes beginnt die Dehnungslokalisierung. Die Kraftverläufe weisen mit fortschreitender Verformung eine zusätzliche Abhängigkeit von der Position des ausgewerteten Schnittufers auf. Etwaige Überbrückungseffekte zwischen den Verbundpartnern sind in diesem Bereich aussagekräftig bewertbar.

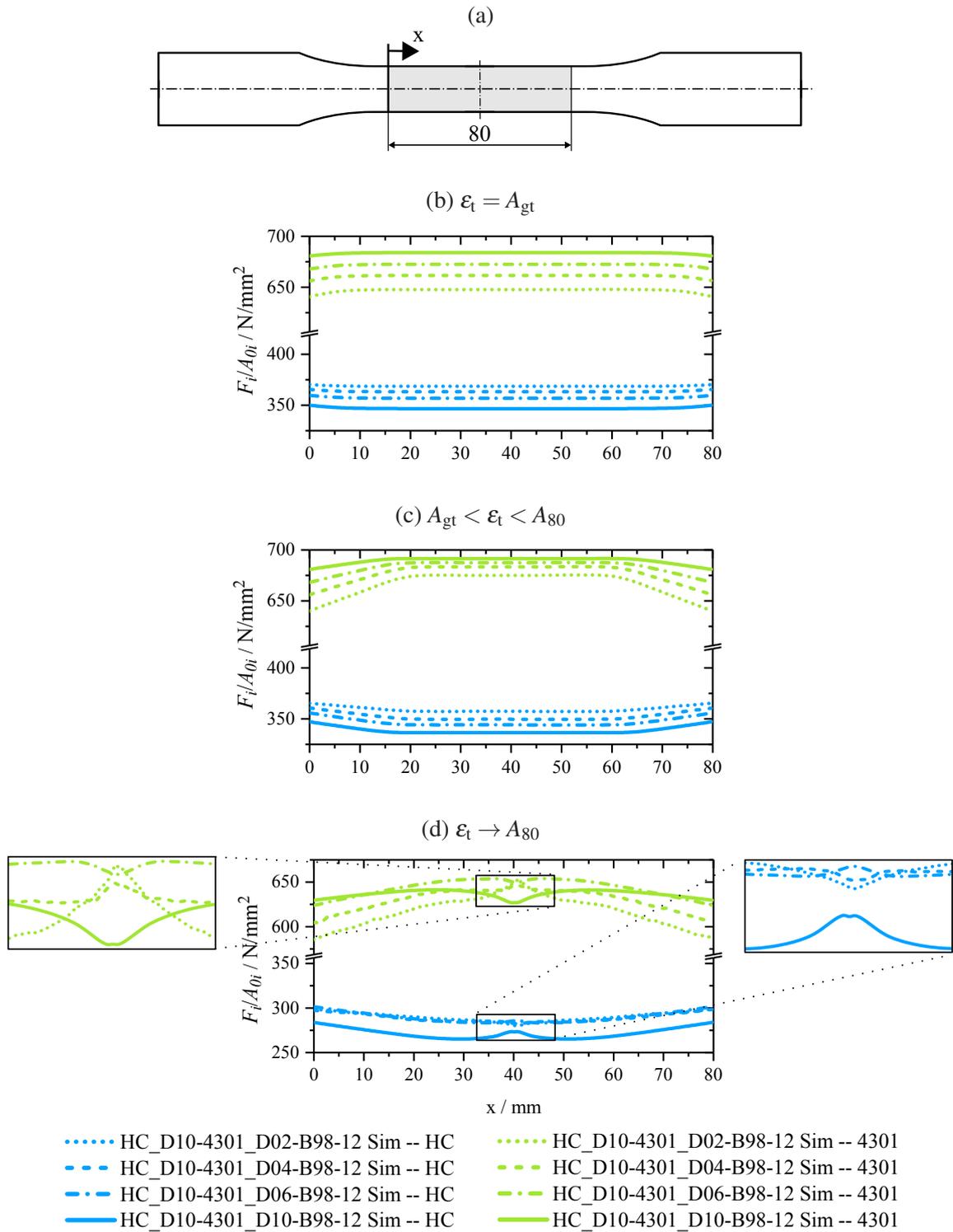


Abbildung 6.5: Schnittkraftverläufe der einzelnen Lagen ausgewählter hybrider Werkstoffsysteme zu unterschiedlichen Zeitpunkten.

Als Grundlage für die Auswertung dienen die in Abbildung 6.3b dargestellten hybriden Werkstoffsysteme bestehend aus einer 1,0 mm dicken HC-Schicht, die einseitig mit einer 4301-Komponente unterschiedlicher Dicke (1,0 mm, 0,6 mm, 0,2 mm) verstärkt wird. Des Weiteren wird zusätzlich eine hybride Lösung mit einer 0,4 mm dicken 4301-Verstärkung herangezogen. Bei Betrachtung der Kurvenläufe nach dem Überschreiten der jeweiligen Dehnung bei Höchstlast lässt sich eine negative Korrelation zwischen der Dicke der Verstärkungslage und der Ausprägung des Einschnürbereichs feststellen. Die Schnittkraftverläufe über der initialen Messlänge hinweg werden für diese drei hybriden Lösungen an drei charakteristischen Stellen ausgewertet. Zum einen erfolgt eine Auswertung der Kraftverläufe bei der jeweiligen Dehnung bei Höchstlast ($\epsilon_t = A_{gt}$) und zum anderen beim letzten verfügbaren Ergebnis vor der Versagensinitiierung ($\epsilon_t \rightarrow A_{80}$). Des Weiteren wird eine Auswertung zwischen diesen beiden Dehnungswerten vorgenommen ($A_{gt} < \epsilon_t < A_{80}$). Um die Schnittkräfte zwischen den unterschiedlichen hybriden Aufbauten besser vergleichen zu können, werden diese auf den jeweiligen Anfangsquerschnitt bezogen.

Abbildung 6.5b - d stellt somit die Schnittkraftverläufe in Form von technischer Spannung als Funktion der x-Koordinate dar. Bei Betrachtung der Verläufe in Abbildung 6.5b lässt sich bei allen Hybridvarianten sowie bei allen Lagen der jeweiligen Hybride ein nahezu homogener Verlauf über die gesamte Messlänge erkennen. Es ist ebenfalls ersichtlich, dass sich die flächenspezifischen Kraftdichten mit zunehmender Dicke der Verstärkungslage einander annähern. Der Grund dafür liegt in den Veränderungen zwischen den Tragfähigkeiten der Verbundpartner zueinander. Während mit fortschreitender Dehnung des hybriden Verbundes eine Abnahme der Tragfähigkeit in HC-Lage gemäß Gleichung 6.2 einhergeht, nimmt gleichzeitig die in der 4301-Lage zu ertragende Last zu. Im Bereich zwischen A_{gt} und A_{80} lassen sich erste Inhomogenitäten in den Schnittkraftverläufen feststellen (Abbildung 6.5c). Die Ausprägung dieser Inhomogenitäten wird mit fortschreitender Dehnung bis A_{80} verstärkt (Abbildung 6.5d). Die Kurven der HC-Schichten der Hybride mit 0,2 mm, 0,4 mm und 0,6 mm dicker 4301-Verstärkung nehmen im Bereich der Probenmitte, wo sich in der Simulation die Einschnürung sowie das spätere Versagen ausbildet, ein globales Minimum an. Im Gegenzug weisen die Schnittkraftverläufe der verstärkenden 4301-Lagen an dieser Stelle ein Maximum auf. Bei Hybriden, welche eine 4301-Lage der Dicke 1,0 mm beinhalten, zeigt sich kurz vor A_{80} eine gegensätzliche Entwicklung. Während die Spannung in der 4301-Lage lokal ein Minimum aufweist, zeigt sich innerhalb der HC-Schicht ein lokales Maximum. Diese Veränderung ist auf die Dehnratenverfestigung innerhalb der HC-Lage zurückzuführen. Durch die Dehnungslokalisierung steigt in diesem Bereich die Dehnraten an, was an dieser Stelle in einer Verfestigung resultiert. Dadurch weist der Werkstoff HC lokal eine erhöhte Tragfähigkeit auf. Grundsätzlich nimmt die Ausprägung der Inhomogenitäten mit abnehmender Dicke der Verstärkungsschicht ab. Zusätzlich ist bei dieser Auftragung zu erkennen, dass der verstärkende 4301-Werkstoff bei den Hybridvarianten mit 0,2 mm, 0,4 mm und 0,6 mm dicker Verstärkung sein volles Potenzial ausschöpft (Detail links in Abbildung 6.5d). Lediglich in Verbunden mit einer 4301-Lage der Dicke 1,0 mm zeigt sich aufgrund der Dehnratenverfestigung innerhalb der HC-Lage lokal ein verändertes Verhalten. Die

Summe der absoluten Schnittkräfte der einzelnen Lagen des Hybrids nimmt in der Simulation entlang der Messlänge zu jedem Zeitpunkt einen konstanten Wert an. Dadurch ist die Impulsbilanz unter Vernachlässigung der Trägheitseffekte erfüllt. Damit lässt sich auch die Annahme bestätigen, dass zwischen den einzelnen Lagen des hybriden Werkstoffsystems interlaminare Kraftübertragungsmechanismen auftreten.

6.2 Zugverhalten von FKV-Metall-Hybriden

6.2.1 Zugverhalten von HC-CFK0- und HC-CFK090-Hybriden

Die im Vergleich zum monolithischen HC bei den HC-CFK0- (Abbildung 5.9b) und HC-CFK090-Hybriden (Abbildung 5.11b) auftretenden Auslenkungen der Dehnpfade zu höheren Spannungsmehrachsigkeiten sind auf den Wirkmechanismus Querkontraktionsbehinderung zurückzuführen. Im Fall des monolithischen Werkstoffs HC zeigt sich bis zum Beginn der plastischen Verformung eine gleichmäßige Querdehnung mit einer Querkontraktionszahl von ca. 0,3. Wird von einem isotropen Materialverhalten im Metall ausgegangen, so verläuft die Deformation im plastischen Bereich isochor. Dies führt zu einem fließenden Übergang der Querkontraktionszahl von 0,3 zu 0,5. Der daraus resultierende numerisch ausgewertete Dehnpfad verläuft beim monolithischen HC bis zum Beginn der Dehnungslokalisierung konstant bei einer Spannungsmehrachsigkeit von $\eta = 1/3$ (Abbildung 5.9b). Bei den Faserverbunden hingegen wird die auftretende Querdehnung maßgeblich durch den gewählten Lagenaufbau beeinflusst. Wird der Werkstoff HC mit einer CFK-Komponente mit zur Gänze anderem Querdehnungsverhalten in Verbindung gebracht, so beeinflussen sich die beiden Verbundpartner gegenseitig in ihrer Dehnung quer zur Belastungsrichtung. Innerhalb der HC-Lage wird die freie Querkontraktion durch die Hybridisierung behindert und dem Werkstoff wird dadurch ein mehrachsiger Spannungszustand aufgeprägt (Abbildung 2.8a). Dieses Verhalten ist bei allen Hybridvarianten in den Dehnpfaden ersichtlich. Bei der hybriden Lösung, welche eine CFK-Komponente mit $[0^\circ]$ -Faserorientierung beinhaltet, tritt lediglich eine maximale Auslenkung des Dehnpfades bis zu einer Spannungsmehrachsigkeit von $\eta \approx 0,35$ auf (Abbildung 5.9a). Im Vergleich dazu liegen diese Auslenkungen bei den mit $[0^\circ/90^\circ]$ -verstärkten Hybriden (Abbildung 5.10b) bei $\eta \approx 0,40$.

Bei hybriden Werkstoffsystemen, die eine CFK-Komponente mit dem Lagenaufbau $[0^\circ]_7$ bzw. $[0^\circ/90^\circ/0^\circ/\overline{90^\circ}]_s$ beinhalten, zeigt sich dieses, in den Kapiteln 5.2.2 und 5.2.4 beschriebene, ausgeprägte bilineare Verhalten, gefolgt vom Versagen des CFK. Das Versagen des Laminats weist in beiden Fällen einen explosionsartigen Charakter auf, wodurch sich die Klebeverbindung schlagartig über nahezu die gesamte freie Einspannlänge ablöst (Abbildung 6.6).

Dieses Phänomen ist ebenfalls in den numerisch prognostizierten Dehnpfaden ersichtlich. Bei einer äquivalenten plastischen Dehnung in der HC-Lage von ca. 0,02, was der Versagensdehnung der CFK-Komponente entspricht, verändert sich der Dehnpfad der HC-Lage schlagartig zurück zu einem überwiegend uniaxialen Dehnpfad ($\eta = 1/3$). Nach dem schlagartigen Versagen des Laminats ist die HC-Lage im weiteren Verlauf der Verformung unbeeinflusst, da der Effekt der Querkontraktionsbehinderung durch die Ablösung der Klebeverbindung außer Kraft tritt.

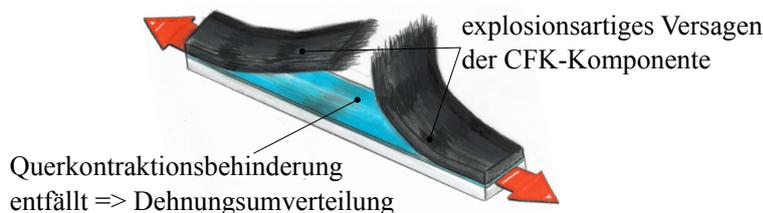


Abbildung 6.6: Phänomenologische Beschreibung des physikalischen Wirkmechanismus bei HC-CFK0- und HC-CFK090-Hybriden.

Dieses Verhalten ist auch im Dehnpfad zu erkennen, da dieser bei fortschreitender Verformung dem Pfad des monolithischen Werkstoffs HC folgt. Werden die numerisch bestimmten technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven sowie die Dehnpfade dieser beiden Hybridvarianten verglichen, so zeigt sich eine negative Korrelation der maximalen hybridisierungsbedingten Auslenkungen der Dehnpfade mit der zu erreichenden Dehnung bei Höchstlast und Bruchdehnung der HC-Komponente. Dies deutet darauf hin, dass der Mechanismus Querkontraktionsbehinderung auch die Duktilität und das Versagen des Werkstoffs HC maßgeblich beeinflusst. Bei Betrachtung der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Hybriden basierend auf den unterschiedlichen Strukturklebstoffen lässt sich bei beiden Hybridvarianten (HC-CFK0-, HC-CFK090-Hybrid) ein Unterschied hinsichtlich der erreichbaren Bruchdehnung feststellen. Dieses Phänomen könnte auf den zweiten auftretenden Effekt zurückzuführen sein – den Kraftabfall beim Versagen der CFK-Komponente und der damit verbundenen frei werdenden Energie. Werden beispielsweise die beiden experimentell untersuchten HC-CFK0-Hybride in Abbildung 5.9a im Detail betrachtet, so ist festzustellen, dass der mit B11 gefügte Verbund eine höhere Dehnung bei Höchstlast und Bruchdehnung aufweist. Da die beiden Klebstoffe unterschiedliche Zugscherfestigkeiten besitzen, könnte sich bei gleicher beim CFK-Versagen freigesetzter Energie die Ablösung zwischen den CFK-Bruchstücken und der intakten Metallkomponente unterschiedlich stark ausprägen (Abbildung 6.6). Der Strukturklebstoff B11 mit einer Zugscherfestigkeit von ca. 18 MPa versagt beispielsweise schlagartig über der gesamten freien Einspannlänge, was in einer Dehnungsumverteilung auf diese gesamte Länge resultiert. Im Vergleich dazu reicht die beim Versagen des CFK-Laminats frei werdende Energie bei mit B21 gefügten Hybriden nicht für eine vollständige Ablösung zwischen den Verbundpartnern aus. Dadurch wird die Dehnung bei dieser Hybridvariante auf einen kleineren Bereich konzentriert, was in einer frühzeitigen Dehnungslokalisierung sowie in weiterer Folge im früher eintretenden Versagen resultiert. Bei den mit unterschiedlichen Strukturklebstoffen gefügten HC-CFK090-Hybriden in

Abbildung 5.11a zeigt sich ein umgekehrter Zusammenhang. Hierbei ist jedoch festzuhalten, dass im Diagramm nur jeweils eine repräsentative Kurve dargestellt ist. Bei Betrachtung aller experimentellen Versuchsergebnisse dieser Hybridvariante wird deutlich, dass diese Schwankungen innerhalb des Streubands liegen.

6.2.2 Zugverhalten von HC-CFK90-Hybriden

Im Vergleich zu den Verbunden aus Abschnitt 6.2.1 tritt bei hybriden Werkstoffsystemen bestehend aus einer Stahllage und einem CFK mit dem Lagenaufbau $[90^\circ]_7$ das Erstversagen des Laminats bei wesentlich geringeren Dehnungen ein (ca. 0,8 %). Anschließend folgt ein ausgeprägter gezackter Bereich, welcher sich bis zu einem Dehnungswert von ca. 7 % ausweitet. Dieses Verhalten ist dadurch begründet, dass nach dem ersten Zwischenfaserbruch in der 90° -CFK-Lage die Klebeverbindung zwischen den beiden Bruchstücken und der Metallkomponente weiterhin intakt ist (Abbildung 6.7a). Dadurch wird der Werkstoff HC weiterhin durch die anliegenden Bruchstücke in seiner Querkontraktion beeinflusst. Mit fortschreitender Verformung entstehen im Laminat mehrere Zwischenfaserbrüche (Abbildung 6.7a), welche für diesen gezackten Spannungs-Dehnungs-Verlauf verantwortlich sind. Die Ausprägung des Wirkmechanismus Querkontraktionsbehinderung nimmt mit zunehmender Anzahl der Zwischenfaserbrüche innerhalb der 90° -CFK-Lage ab. Dieser Effekt lässt sich ebenfalls in den Dehnpfaden in Abbildung 5.10b erkennen. Nach einer ersten anfänglichen Auslenkung des Pfades stellt sich bereits ab einer äquivalenten plastischen Dehnung von ca. 0,005, was ungefähr dem Erstversagen des 90° -CFK-Laminats entspricht, ein sägezahnförmiger Verlauf ein. Durch die weiterhin auftretenden Interaktionen zwischen den Bruchstücken und dem Metall wird die Ausprägung der Querkontraktionsbehinderung anfänglich weiter gesteigert. Nach einer maximalen Auslenkung des Pfades bis zur Spannungsmehrachsigkeit von $\eta \approx 0,51$, konvergiert der Kurvenverlauf in gezackter Form bis zu einem äquivalenten plastischen Dehnungswert von ca. 0,10 zurück zum uniaxialen Dehnpfad ($\eta = 1/3$). Es ist jedoch auch festzuhalten, dass sich zwischen den einzelnen Bruchstücken im Metall lokalisierte Einschnürbereiche ausbilden, da die Stellen der Zwischenfaserbrüche als Kerben fungieren (Abbildung 6.7a). Dies könnte neben der in Abschnitt 6.2.1 beschriebenen hybridisierungsbedingten Querkontraktionsbehinderung eine Begründung für die Unterschiede in der Dehnung bei Höchstlast und der Bruchdehnung sein, der bei den experimentell untersuchten Hybriden mit den beiden unterschiedlichen Strukturklebstoffen zu erkennen ist (Abbildung 5.10a). Bei den mit B21 aufgebauten Hybriden lösen sich die Bruchstücke ab einem gewissen Verformungsgrad sukzessive ab, wodurch die Dehnung wieder auf einen größeren Bereich verteilt werden kann (Abbildung 6.7b). Im Vergleich dazu ist im Versuch zu beobachten, dass die Verbindung zwischen dem Metall und den CFK-Bruchstücken bei Verwendung des weicheren bzw. zäheren Klebstoffs B11 vergleichsweise länger intakt bleibt (Abbildung 6.7b). Dadurch kommt es ab einer gewissen Verformung zu einer lokalisierten Einschnürung im Metall, welche zwischen den einzelnen Bruchstücken auftritt. Eine Umverteilung wie beim B21 ist hierbei aufgrund der guten Haftung und Zähigkeit des B11 nicht realisierbar

(Abbildung 6.7b). Dies ist eine Erklärung dafür, dass jene Verbunde, welche auf dem B11 basieren, eine vergleichsweise geringere Dehnung bei Höchstlast sowie Bruchdehnung aufweisen.

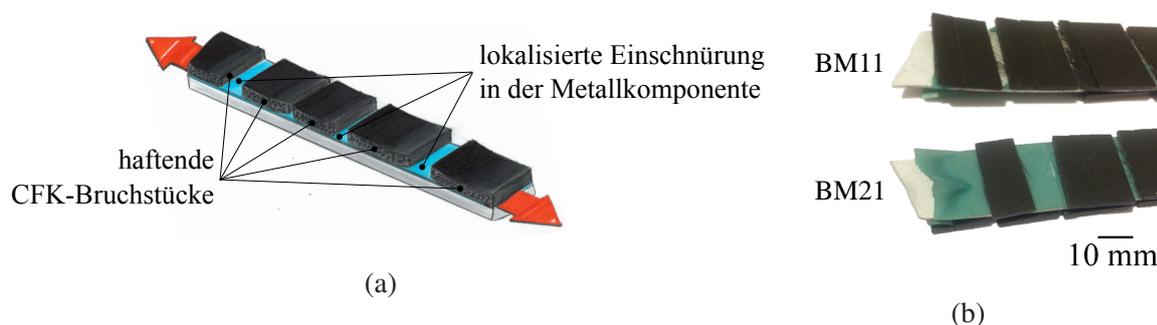


Abbildung 6.7: a) Phänomenologische Beschreibung des physikalischen Wirkmechanismus bei HC-CFK90-Hybriden und b) Gegenüberstellung der mit unterschiedlichen Klebstoffen gefügten Hybridprobekörper nach dem Versuch.

6.2.3 Bewertung des versagensinduzierten Kraftabfalls

Um den in Abschnitt 6.2.1 beschriebenen Effekt der schlagartigen Dehnungsumverteilung aufgrund des Kraftabfalls beim Versagen der CFK-Komponente im Detail untersuchen zu können, werden gezielt weiterführende numerische Studien durchgeführt. Im Zuge der experimentellen Untersuchungen (Tabelle 3.5) werden bei einer Änderung der Dicke des hybriden Werkstoffsystems stets die Dicke des Metalls sowie jene der CFK-Komponente gleichermaßen angepasst. Aus diesem Grund werden zur gezielten Bewertung des Kraftabfalls beim Versagen der CFK-Komponente einseitig verstärkte hybride Werkstoffsysteme aufgebaut, welche aus einer 1,0 mm dicken HC-Schicht sowie einer Faserverbundkomponente mit dem Lagenaufbau $[0^\circ]_3$, $[0^\circ]_5$ oder $[0^\circ]_7$ bestehen. Durch die zunehmende Anzahl an CFK-Lagen mit $[0^\circ]$ -Faserorientierung nimmt das Kraftaufnahmevermögen innerhalb des Hybrids zu, während das Querdehnungsverhalten und somit der Dehnpfad annähernd unverändert bleiben sollten.

Die mit Hilfe der Simulation ermittelten Kraft-Dehnungs-Kurven der drei unterschiedlichen hybriden Werkstoffsysteme sowie deren numerisch ermittelte Dehnpfade in der HC-Lage sind in Abbildung 6.8a bzw. 6.8b dargestellt. Bei genauer Betrachtung der Kurvenverläufe im Kraft-Dehnungs-Diagramm wird deutlich, dass das Kraftmaximum, wie erwartet, mit zunehmender Anzahl an CFK-Lagen in Belastungsrichtung zunimmt, während die im Verbund erreichbare Bruchdehnung nahezu konstant bleibt. Das Kraftaufnahmevermögen der Verbunde mit 3, 5 bzw. 7 Lagen $[0^\circ]$ -CFK beträgt 30 327 N, 46 083 N bzw. 63 436 N (Abbildung 6.8a). Im Bereich bis zum Versagen der jeweiligen CFK-Komponente bei einer technischen Dehnung von ca. 1,9 %, weisen die Dehnpfade der unterschiedlichen Hybride eine vergleichbare Abweichung vom uniaxialen Dehnpfad bis zu einer Spannungsmehrachsigkeit von $\eta \approx 0,35$ auf (Abbildung 6.8b). Nach dem Versagen der CFK-Komponente, das sich in den Kraft-Dehnungs-Kurven in Form eines abrupten Kraftabfalls offenbart, wird die verbleibende HC-Komponente nicht mehr

durch das CFK in der Querkontraktion beeinflusst. Mit fortschreitender Dehnung zeigt sich aus diesem Grund ein HC-typisches Verfestigungs- und Einschnürungsverhalten (Abbildung 6.8a). Ein ähnliches Verhalten ist bei den jeweiligen Dehnpfaden zu erkennen. Nach dem Versagen des CFK zeigt sich ein schlagartiger Rückgang der Spannungsmehrachsigkeit auf annähernd $\eta = 1/3$ (Abbildung 6.8b). Im weiteren Verlauf der Verformung folgt der Dehnpfad des jeweiligen hybriden Systems jenem des monolithischen HC. Es ist ebenfalls ersichtlich, dass die Bruchdehnung der HC-Lage bei den drei hybriden Lösungen jeweils bei ca. 30 % liegt.

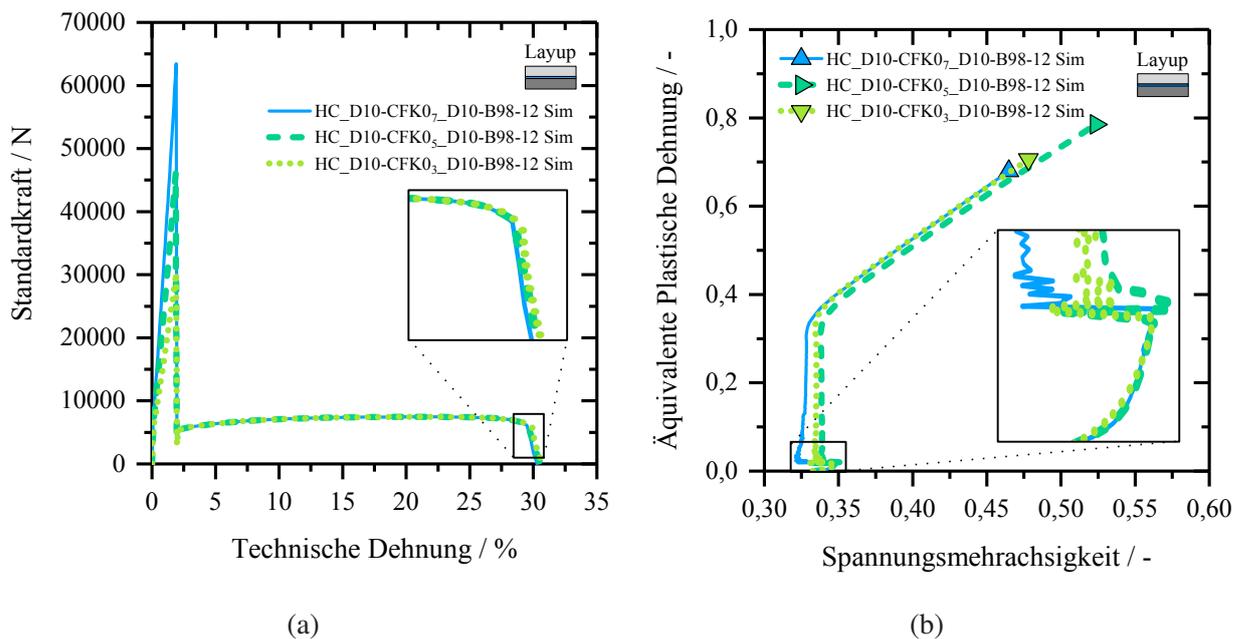


Abbildung 6.8: a) Kraft-Dehnungs-Kurven der HC-CFK0-Hybride mit 3, 5 bzw. 7 CFK-Lagen mit $[0^\circ]$ -Faserorientierung und b) dazugehörigen numerisch bestimmten äquivalenten plastischen Dehnpfaden der jeweiligen HC-Lage.

Sollte der untersuchte versagensinduzierte Kraftabfall einen signifikanten Einfluss auf die erreichbare Bruchdehnung der metallischen Komponente darstellen, so müsste der Wert des Schädigungskriteriums beim Versagenseintritt der CFK-Komponente einen sprunghaften Anstieg aufweisen. Für die drei untersuchten hybriden Lösungen wird deshalb in Abbildung 6.9 die Entwicklung des integralen Schädigungskriteriums für den Scherbruch [HGDW04] über der Zeit aufgetragen. Es zeigt sich bei dieser numerischen Auswertung für die drei Hybridvarianten auch ein nahezu identischer Verlauf. Beim Versagenseintritt des CFK sind selbst im Detail in Abbildung 6.9 keine Änderungen in der Schädigungsentwicklung erkennbar.

Aus diesem Grund ist anzunehmen, dass bei den im Zuge dieser Arbeit numerisch untersuchten Konfigurationen der Kraftabfalls beim CFK-Versagen bzw. die dabei frei werdende Energie keinen Einfluss auf die Duktilität der HC-Komponente haben.

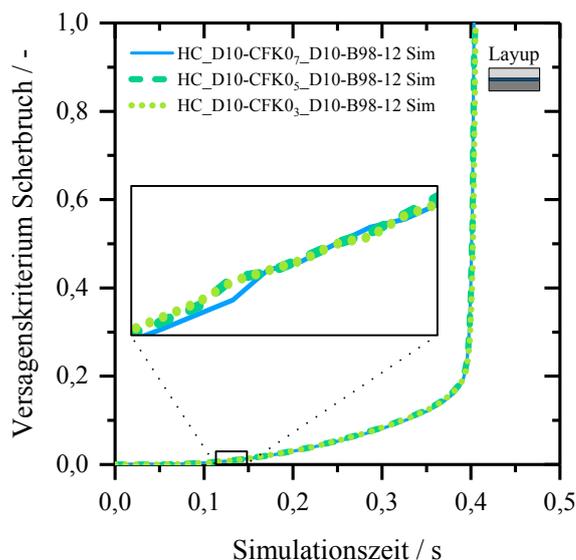


Abbildung 6.9: Entwicklung des Schädigungskriteriums der jeweiligen HC-Schicht bei den unterschiedlichen HC-CFK0-Hybriden.

6.2.4 Bewertung des Mechanismus Querkontraktionsbehinderung

In den Abschnitten 6.2.1 und 6.2.2 kann aufgezeigt werden, dass der Wirkmechanismus Querkontraktionsbehinderung einen großen Einfluss auf die im Verbund zu erreichende Duktilität haben kann. Das Verformungs- und Versagensverhalten der Metallschicht wird durch die anliegenden FKV-Komponenten mit einem bestimmten Lagenaufbau erheblich beeinflusst. Um diesen auftretenden Mechanismus zielgerichtet bewerten zu können, werden weiterführende numerische Studien an HC-CFK-Hybriden durchgeführt. Im Zuge dieser Untersuchungen fungiert die Anzahl der quer zur Belastungsrichtung orientierten CFK-Lagen als Variationsparameter. Um den Einfluss der Faserorientierung bewerten zu können, werden zweischichtige Hybride, welche aus einer 1,0 mm dicken HC-Schicht und einer bestimmten CFK-Komponente aufgebaut sind, numerisch untersucht. Im Zuge dieser Untersuchungen werden die drei Lagenaufbauten $[0^\circ/90^\circ_2/0^\circ]$, $[0^\circ/90^\circ_3/0^\circ]$ und $[0^\circ/90^\circ_4/0^\circ]$ für die verstärkende CFK-Komponente verwendet. Auf diese Weise soll der Kraftabfall aufgrund der zwei Lagen in Belastungsrichtung nahezu konstant gehalten werden, wobei die Querkontraktionsbeeinflussung durch die zunehmende Anzahl an Lagen mit $[90^\circ]$ -Faserorientierung gezielt erhöht wird.

Die im Zuge der weiterführenden numerischen Studien gewonnenen Kraft-Dehnungs-Kurven der drei unterschiedlichen Hybridvarianten sowie die dazugehörigen Dehnpfade innerhalb der jeweiligen HC-Schicht werden in den Abbildungen 6.10a und 6.10b dargestellt. Während sich in den Kraft-Dehnungs-Kurven für die drei hybriden Lösungen ein annähernd gleiches Kraftmaximum zeigt, ist mit zunehmender Anzahl der CFK-Lagen mit $[90^\circ]$ -Faserorientierung eine Abnahme der Bruchdehnung des HC zu erkennen. Der Verbund, der das CFK mit dem Lagenaufbau $[0^\circ/90^\circ_2/0^\circ]$ beinhaltet, weist ein Kraftaufnahmevermögen von 19 581 N und eine Bruchdehnung von 28,9 % auf. Beim Hybrid mit dem $[0^\circ/90^\circ_3/0^\circ]$ - bzw. $[0^\circ/90^\circ_4/0^\circ]$ -CFK

liegt das Kraftmaximum bei 18 969 N bzw. 17 893 N und die Bruchdehnung bei 28,4 % bzw. 26,7 %. Der Dehnpfad des hybriden Werkstoffsystems mit vier CFK-Lagen quer zur Belastungsrichtung weist eine maximale Abweichung vom uniaxialen Dehnpfad bis zu einer Spannungsmehrachsichtigkeit von $\eta = 0,397$ auf, wohingegen diese bei der mit $[0^\circ/90^\circ_2/0^\circ]$ -CFK verstärkten hybriden Lösung bei $\eta = 0,392$ liegt. Mit steigender Anzahl der CFK-Lagen mit $[90^\circ]$ -Faserorientierung ist somit eine zunehmende Abweichung vom uniaxialen Fall zu erkennen. Bei detaillierte Betrachtung der einzelnen Kurven lässt sich zusätzlich eine negative Korrelation zwischen der Abweichung des Dehnpfades vom uniaxialen Fall und der erreichbaren Bruchdehnung der Metallkomponente feststellen.

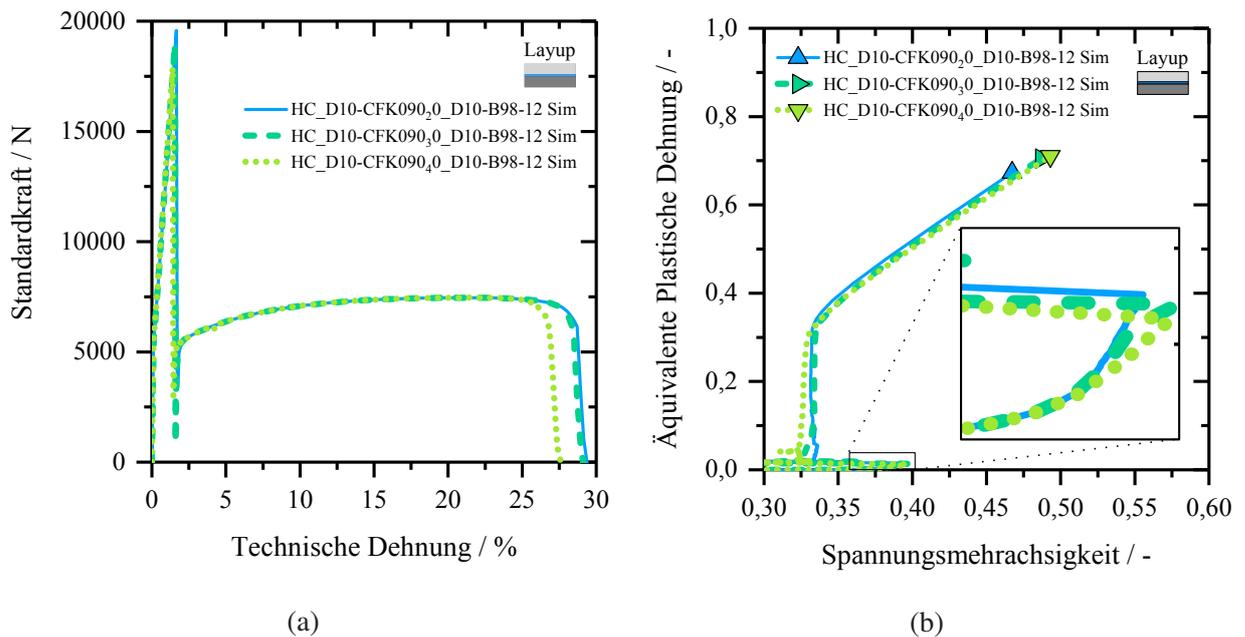


Abbildung 6.10: a) Kraft-Dehnungs-Kurven der HC-CFK090-Hybride mit den drei unterschiedlichen CFK-Lagenaufbauten $[0^\circ/90^\circ_2/0^\circ]$, $[0^\circ/90^\circ_3/0^\circ]$ und $[0^\circ/90^\circ_4/0^\circ]$ und b) dazugehörigen numerisch bestimmten äquivalenten plastischen Dehnpfaden der jeweiligen HC-Lage.

Eine wie in Dlugosch et al. [DLFH16, DLFH15] vorgestellte Zunahme der Bruchdehnung in Abhängigkeit der Querdehnungsbehinderung durch $[90^\circ]$ -CFK-Lagen lässt sich zumindest bei den im Zuge dieser Arbeit numerisch untersuchten Konfigurationen nicht feststellen. Die vorgestellten Untersuchungen liefern eher einen gegensätzlichen Zusammenhang zwischen der CFK-induzierten Querkontraktionsbehinderung und der im Metall erreichbaren Bruchdehnung. Es ist anzumerken, dass die in dieser Arbeit verwendeten Versagenskurven für duktiles Versagen und Scherversagen ab $\eta = 1/3$ mit zunehmender Spannungsmehrachsichtigkeit kontinuierlich abnehmen. Aus diesem Grund führt ein hybridisierungsbedingter Anstieg der Spannungsmehrachsichtigkeit konsequenterweise zu einer frühzeitigen Initiierung des Versagens innerhalb der Metallkomponente. Dies bedeutet jedoch im Umkehrschluss, dass bei Werkstoffen, die unter mehrachsiger Belastung ein erhöhtes Deformationsvermögen aufweisen, eine derartige Hybridisierung durchaus zu einer Bruchdehnungssteigerung führen könnte. In Abbildung 6.11 ist

zur Erklärung beispielhaft eine schematische Versagenskurve für einen Werkstoff mit erhöhtem Dehnungsvermögen bei mehrachsiger Beanspruchung dargestellt. In einem derartigen Fall treten mit fortschreitender Dehnung zwei konkurrierende Effekte auf. Zum einen führt eine Abweichung vom uniaxialen Fall bis zum Erreichen des in Abbildung 6.11 dargestellten Plateaus tendenziell zu einem frühzeitigen Versagen. Zum anderen nimmt das Dehnungsvermögen nach Überschreiten dieses Bereichs stark zu. Das bedeutet, dass eine hybridisierungsbedingte Erhöhung der Bruchdehnung in der Realität durchaus möglich ist. Demzufolge könnte durch eine gezielte Werkstoffkombination der sich negativ auswirkende Bereich möglichst schnell überbrückt und so innerhalb der Metallkomponente eine nachhaltige Verbesserung des Deformationsvermögens erzielt werden. Um die Effekte der Querkontraktionsbehinderung im Detail numerisch bewerten zu können, wären umfangreiche und komplexe experimentelle Untersuchungen zur weiteren Ausdetaillierung der hinterlegten Versagenskurven erforderlich [Hei17].

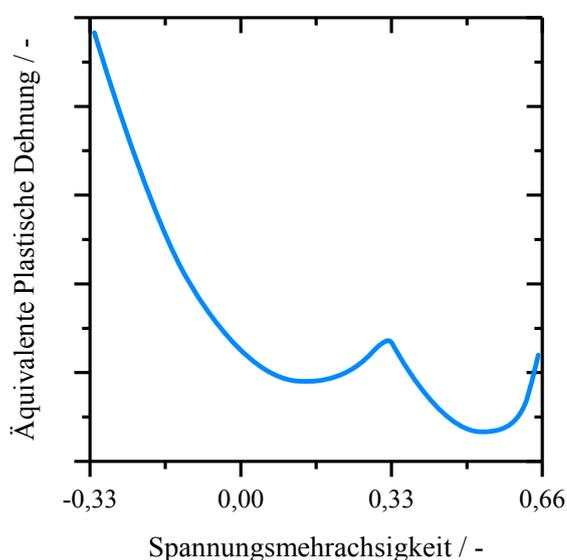


Abbildung 6.11: Schematische Versagenskurve für einen Werkstoff mit erhöhtem Dehnungsvermögen bei mehrachsiger Beanspruchung (vgl. [Hei17] (betreute Abschlussarbeit)).

7 Entwicklung, Anwendung und Validierung einer Auslegungsmethodik für metallbasierte hybride Werkstoffsysteme

Im folgenden Kapitel wird eine mechanismenbasierte analytische Auslegungsmethodik für die in Abschnitt 5.1 grundlegend untersuchten metallbasierten hybriden Werkstoffsysteme entwickelt und werkstofftechnisch auf eine B-Säule angewendet. Es werden zunächst die lokalen Anforderungen an das Bauteil sowie den Werkstoff vorgestellt und das Optimierungsziel verschiedener Bereiche abgeleitet. In weiterer Folge werden die Anforderungen an mögliche Hybridisierungspartner abgeleitet und, davon ausgehend, geeignete Verbundpartner zum Erreichen des Optimierungsziels systematisch ausgewählt. Die mit Hilfe des analytischen Modells abgeleiteten hybriden Werkstofflösungen werden sowohl experimentell als auch numerisch untersucht. Durch diese Herangehensweise erfolgt eine Validierung der entwickelten mechanismenbasierten Auslegungsmethodik.

7.1 Entwicklung einer analytischen Auslegungsmethodik für metallbasierte hybride Werkstoffsysteme

Durch die systematische Betrachtung und Bewertung der zugrundeliegenden physikalischen Wirkmechanismen metallbasierter hybrider Werkstoffsysteme lässt sich ein allgemeingültiger analytischer Ansatz zur zielgerichteten Auslegung und Bewertung derartiger Werkstoffsysteme ableiten. Das Modell stellt für eine vordefinierte Werkstoffkombination die im Verbund realisierbaren Festigkeiten und Duktilitäten in Form einer Grenzkurve dar. Der analytische Ansatz wird in den folgenden Abschnitten Schritt für Schritt mathematisch hergeleitet und anschließend in graphischer Form veranschaulicht.

7.1.1 Superposition der Schnittkräfte

Werden technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme der monolithischen Werkstoffe sowie der daraus aufgebauten hybriden Werkstoffsysteme einander gegenübergestellt, so lässt sich erkennen, dass sich das Verhalten des Verbunds nicht unmittelbar anhand der Mischungsregel beschreiben lässt. Unter Verwendung der Mischungsregel würde sich ein stufenförmiges Versagen nach Kelly et al. [KD65] ausbilden. Wird nun auf Kraft-Dehnungs-Kurven übergegangen, so resultiert auch die Addition der Kräfte gemäß des hybriden Aufbaus in einem stufenförmigen Versagensverhalten. Wird die Kurve des monolithischen HC jedoch durch die transformierte und mit dem Anfangsquerschnitt gewichtete Fließkurve (Abbildung 6.4) ersetzt, so lässt sich

das Verhalten des Hybrids bis zur Erreichung des Kraftmaximums unter Verwendung der Superposition der Schnittkräfte beschreiben [Bar17].

7.1.2 Mathematische Herleitung des analytischen Modells

Im Folgenden wird basierend auf dieser Superposition der Kraftverläufe ein analytischer Ansatz mathematisch hergeleitet. Dieses Modell ermöglicht die Vorhersage des Materialverhaltens bis zum Erreichen der Zugfestigkeit des Hybrids bei alleiniger Kenntnis der technischen Spannungs-Dehnungs-Zusammenhänge der duktileren ($\sigma_{n,1}$) sowie der spröderen Komponente. Für den spröderen Werkstoff ist, wie in Abschnitt 6.1.4 vorgestellt, die transformierte Verfestigungskurve ($\sigma_{n,2}^*$) heranzuziehen. Bei der Herleitung wird davon ausgegangen, dass ein Isohnungsproblem vorliegt und somit keine Relativverschiebungen zwischen den einzelnen Schichten auftreten. Des Weiteren wird vorausgesetzt, dass die zu kombinierenden Werkstoffe die gleiche Querkontraktion aufweisen, was bei Metallen bei isochorer plastischer Verformung gegeben ist. Zudem ist dieser Ansatz nur dann zulässig, wenn die plastische Instabilität durch eine der tragenden Verbundkomponenten initiiert wird. Ein Lokalisierungsverhalten, das durch ein frühzeitiges Versagen der zwischenliegenden Klebeschicht hervorgerufen wird, lässt sich damit nicht prognostizieren.

Werden die initialen Querschnittsflächen $A_{0,i}$ berücksichtigt, so lässt sich die von hybriden Systemen ertragbare Traglast F als Funktion der technischen Totaldehnung ε_t nach folgender Formel berechnen:

$$F = \sigma_{n,1}(\varepsilon_t)A_{0,1} + \sigma_{n,2}^*(\varepsilon_t)A_{0,2} \quad (7.1)$$

Wird diese Traglast F durch den gesamten tragenden Querschnitt $A_0 = A_{0,1} + A_{0,2}$ geteilt, so ergibt sich eine Formel für die technische Spannung σ_n als Funktion der Volumenfraktion $f_1 = A_{0,1}/A_0 = V_1/V$:

$$\sigma_n = f_1 \sigma_{n,1} + (1 - f_1) \sigma_{n,2}^* \quad (7.2)$$

Wendet man darauf nun die Produktregel an, so ergibt sich in inkrementeller Form der folgende Zusammenhang:

$$d\sigma_n = df_1 (\sigma_{n,1} - \sigma_{n,2}^*) + f_1 d\sigma_{n,1} + (1 - f_1) d\sigma_{n,2}^* \quad (7.3)$$

Wird innerhalb des Systems von Volumenkonstanz $dV_1 = df_1 = 0$ ausgegangen, so lässt sich Formel 7.3 folgendermaßen vereinfachen:

$$d\sigma_n = f_1 d\sigma_{n,1} + (1 - f_1) d\sigma_{n,2}^* \quad (7.4)$$

Bei der Zugfestigkeit $R_m = \sigma_n(\varepsilon_t = A_{gt})$ gilt die Beziehung $dF = d\sigma_n = 0$. Wird diese nun in Gleichung 7.4 eingesetzt, so lässt sich die Volumenfraktion f_1 als Funktion der hier als Span-

nungssensitivität bezeichneten Größe ausdrücken. Diese Größe bezeichnet die bei der Dehnung bei Höchstlast des Verbunds (A_{gt}) vorliegende Änderung der transformierten Fließkurve der spröderen ($\sigma_{n,2}^*$) mit der technischen Spannung der duktileren Komponente ($\sigma_{n,1}$). Diese Spannungssensitivität wird in weiterer Folge mit dem Symbol ζ gekennzeichnet [Kra17].

$$f_1 = \frac{\left. \frac{d\sigma_{n,2}^*}{d\sigma_{n,1}} \right|_{A_{gt}}}{\left. \frac{d\sigma_{n,2}^*}{d\sigma_{n,1}} \right|_{A_{gt}} - 1} = \frac{\zeta}{\zeta - 1} \quad (7.5)$$

Wird dieser Zusammenhang für die Volumenfraktion f_1 in Gleichung 7.4 eingesetzt, so ergibt sich eine mechanismenbasierte Auslegungskurve für derartige hybride Werkstoffsysteme. Sämtliche im Verbund erzielbare Kombinationen aus Zugfestigkeit und der dazugehörigen Dehnung lassen sich über den folgenden Zusammenhang mathematisch beschreiben:

$$R_m = \frac{\zeta}{\zeta - 1} \sigma_{n,1} + \frac{1}{1 - \zeta} \sigma_{n,2}^* \quad (7.6)$$

Da der Wertebereich der Volumenfraktion zwischen $f_1 = 0$ und $f_1 = 1$ liegen kann, ist dieser analytische Ansatz nur für einen Dehnungsbereich zwischen $A_{gt,1}$ und $A_{gt,2}$ anwendbar. Diese Einschränkung ist physikalisch damit begründet, dass sich die geometrische Entfestigung der spröderen Komponente nur innerhalb dieses Bereichs durch die Verfestigung des duktileren Werkstoffs (über-)kompensieren lässt. Während beispielsweise das Modell nach Semiatin et al. [SP79] lediglich Zugfestigkeiten sowie Gleichmaßdehnungen zur Vorhersage heranzieht, gehen in Gleichung 7.6 die momentanen Werte und Änderungen der technischen Spannung ein, was in einer wesentlich besseren Prognostizierbarkeit resultiert [Kra17].

7.1.3 Graphische Interpretation des analytischen Modells

Anhand eines repräsentativen Beispiels wird im Folgenden das Vorgehen zur Ableitung einer Auslegungskurve für eine definierte Werkstoffkombination graphisch veranschaulicht. Ausgegangen wird hierbei von der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve eines duktilen Werkstoffs (schwarz) sowie der mit Gleichung 6.2 ermittelten transformierten Fließkurve einer vergleichsweise spröden Komponente (grau) (Abbildung 7.1). Der grün hinterlegte Bereich in Abbildung 7.1 repräsentiert die Möglichkeiten für die Hybridisierung.

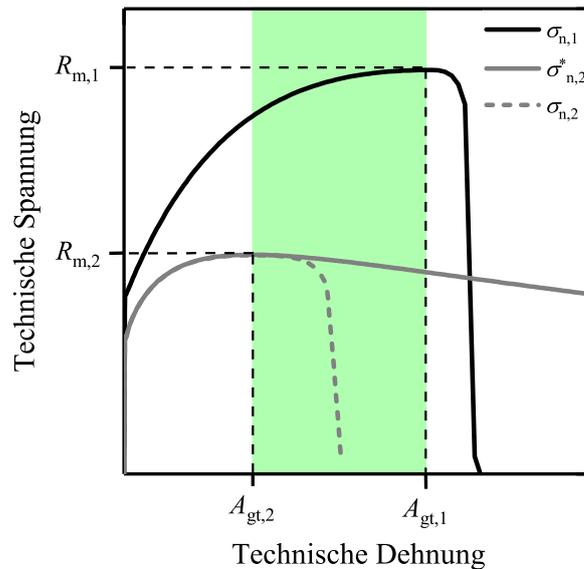


Abbildung 7.1: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven eines duktilen und eines vergleichsweise spröden monolithischen Werkstoffs und grün-markierter Möglickeitsbereich für die Hybridisierung (vgl. [Kra17] (betreute Abschlussarbeit)).

Es werden an jedem Dehnungswert zwischen $A_{gt,1}$ und $A_{gt,2}$ die technischen Spannungen $\sigma_{n,1}$ und $\sigma_{n,2}^*$ ausgewertet und in einem vergleichenden Diagramm zueinander dargestellt (Abbildung 7.2a). Daraus lässt sich die infinitesimale Änderung der Spannungssensitivität ζ berechnen. Abbildung 7.2b stellt diese Spannungssensitivität in Abhängigkeit der technischen Dehnung dar.

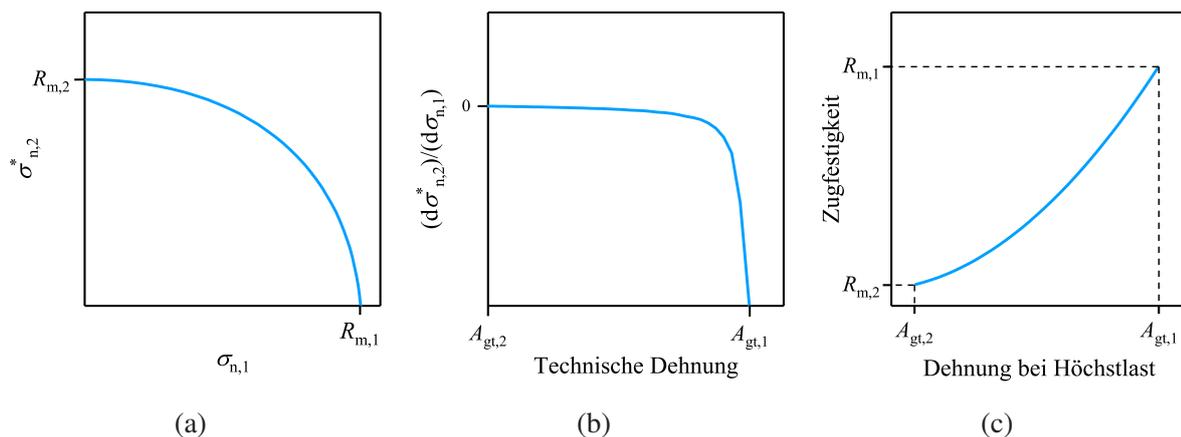


Abbildung 7.2: a) Abhängigkeit der technischen Spannungen zueinander, b) Zusammenhang zwischen Spannungssensitivität und technischer Dehnung und c) Auslegungskurve für die definierte Werkstoffkombination (vgl. [Kra17] (betreute Abschlussarbeit)).

Werden die für ζ ermittelten Werte in Gleichung 7.6 eingesetzt, so lässt sich damit die Auslegungskurve für diese definierte Materialkombination bestimmen. Die daraus resultierende Kurve ist in Abbildung 7.2c dargestellt.

7.2 Anwendung der mechanismenbasierten Auslegungsmethodik am Beispiel einer B-Säule

7.2.1 Anforderungen an die B-Säule und an eingesetzte Werkstoffe

Bei der B-Säule handelt es sich um ein Bauteil, das ungefähr in der Mitte der Fahrzeuglänge in die Struktur integriert ist und als Verbindungselement zwischen Fahrzeugunterboden und -dach fungiert. Des Weiteren ist die B-Säule Teil der seitlichen Begrenzung der Fahrgastzelle und somit wesentlicher Bestandteil des seitlichen Crashsubsystems. Bei einem Seitenaufprall muss die B-Säule unterschiedliche Aufgaben übernehmen. Einerseits muss sie im Bereich der Fahrgastzelle eine möglichst hohe Steifigkeit aufweisen, damit auch im Crashfall der Überlebensraum erhalten bleibt. Andererseits werden die durch den Seitenaufprall eingebrachten Kräfte in anliegende Strukturen, wie beispielsweise Dachrahmen, Schweller oder Seitenaufprallträger, weitergeleitet. Aufgrund der beim Seitencrash fehlenden Knautschzone werden in modernen Konzepten die zur Energiedissipation erforderlichen Deformationszonen in bestimmten Bereichen der B-Säule integriert [Kra13]. Durch die daraus resultierende Transformation der kinetischen Energie in plastische Deformationsenergie lässt sich eine insassenverträgliche Beschleunigungscharakteristik einstellen [Kra13]. Eine derartige Struktur wird in der Regel iterativ im Kontext des Gesamtfahrzeugs ausgelegt. Neben den mechanischen Anforderungen sind bei der Entwicklung auch Randbedingungen hinsichtlich Fertigung und Design sowie Funktions- und Modulintegration zu berücksichtigen. Das gewünschte Versagenshalten sowie der -ort werden grundsätzlich durch die Form des Bauteils, die lokale Dicke des Blechs sowie den verwendeten Werkstoff eingestellt. Des Weiteren ist bei der Auslegung der B-Säule zu berücksichtigen, dass unterschiedliche Fahrzeugkonzepte wie Limousine, SUV oder Coupé unterschiedliche Positionen des Schwellers und somit der Einwirkung des Seitenaufpralls aufweisen. Im Vergleich zur BMW 5er Limousine kann der Brüstungsbereich beim BMW X3 mit geringeren Blechdicken ausgeführt werden. Der Grund dafür liegt in der höheren Lage des Schwellers beim SUV. Dies resultiert in einer veränderten Crashcharakteristik.

Zusammenfassend sind beim Design der B-Säule zahlreiche unterschiedliche Anforderungen sowie grundlegende Randbedingungen der Fahrzeugkonzepte zu berücksichtigen. Aus diesem Grund wird des Öfteren eine Unterteilung der B-Säule in lokale Anforderungsbereiche vorgenommen. Um eine zu große Intrusion in den Fahrzeuginnenraum durch globales Knicken und somit die lebensgefährliche Einwirkung auf den Fahrzeuginsassen zu vermeiden, werden an den sogenannten Brüstungsbereich (Abbildung 7.3a) hohe Anforderungen an die Formsteifigkeit gestellt. Der untere Bereich, der eine ausreichende duktile Verformung ermöglichen soll, um die Reststruktur zu entlasten sowie Beschleunigungen für den Fahrzeuginsassen zu reduzieren, wird als Hauptdeformationsbereich (Abbildung 7.3a) bezeichnet. Da die Anforderungen bei der Auslegung durch eine Kombination aus Form, Blechdicke sowie Werkstoff erfüllt werden können, ist die allgemeingültige Ableitung lokal geforderter Werkstoffeigenschaften nur unter bestimmten Vereinfachungen möglich.

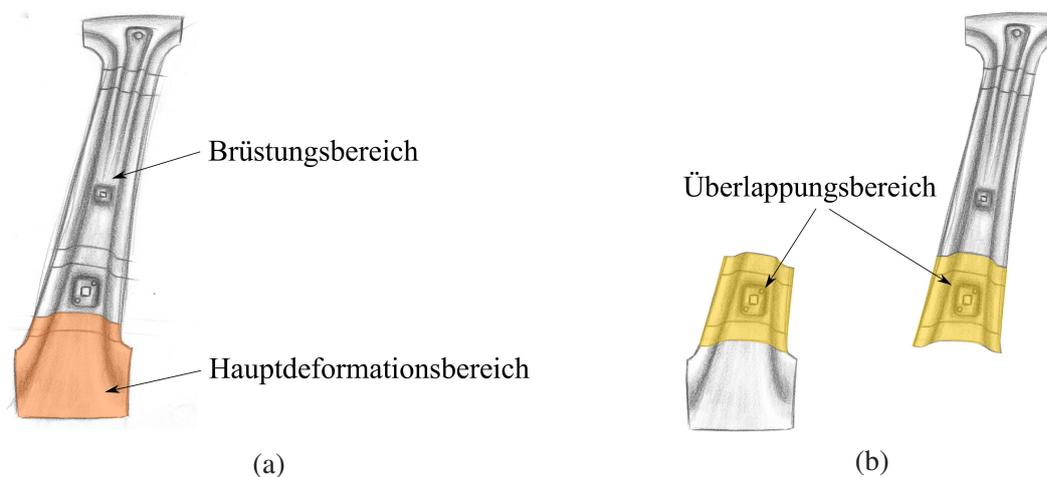


Abbildung 7.3: a) Anforderungsbereiche in einem modernen B-Säulenkonzept und b) patentiertes zwei-teiliges B-Säulenkonzept (vgl. [PDB10]).

Während im Brüstungsbereich werkstoffseitig vor allem eine hohe Festigkeit sowie ein hoher Elastizitätsmodul die Intrusion in den Fahrzeuginnenraum verhindern soll, ist im Hauptdeformationsbereich vor allem eine gewisse Duktilität bei ausreichender Risszähigkeit zur lokalen Funktionserfüllung gefordert. Um eine hohe Energiedissipation im Zuge der plastischen Deformation zu erzielen, ist werkstoffseitig außerdem ein ausgeprägtes Spannungsplateau im Hauptdeformationsbereich vorteilhaft.

Es existieren einige fertigungstechnische Möglichkeiten, bei denen in der Fertigung partielle Wärmebehandlungen integriert werden, um lokal maßgeschneiderte Eigenschaftsprofile einstellen zu können [KH06, Zim14]. Derartige Bauteile werden als Tailored-Property Parts (TPP) bezeichnet [MRK⁺12]. Mit der lokal geforderten Duktilitätserhöhung mit derartigen Methoden geht ein erheblicher Festigkeitsverlust einher. Eine Möglichkeit zur Vermeidung dieser Einbußen lässt sich über eine Bauteiltrennung realisieren [PDB10]. Dabei folgt für den Brüstungs- und den Hauptdeformationsbereich eine Auswahl geeigneter Werkstoffe, die über große Überlappungsflächen gefügt werden müssen (Abbildung 7.3b). Dies bringt jedoch den Nachteil der Gewichtsmehrung mit sich. Außerdem lassen sich durch eine derartig strikte Trennung keine Synergien oder Wechselwirkungen zwischen den Verbindungspartnern nutzen. Wird jedoch die geforderte Duktilität im unteren Bereich der B-Säule durch eine gezielte Hybridisierung unter Nutzung bestimmter Wirkmechanismen erzielt, so lassen sich maßgeschneiderte Werkstofflösungen mit hohem Leichtbaupotenzial entwickeln (Abbildung 7.4a).

Ausgegangen wird hierbei zunächst von einer über fertigungstechnische Ansätze ausgelegten B-Säule. Während die geforderte Festigkeit im oberen Bereich durch das Presshärten erzielt wird, werden die Werkstoffeigenschaften des Weichbereichs am B-Säulen-Fuß durch eine gezielte Temperaturführung eingestellt. Die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der pressgehärteten Ausführung (grau) sowie der beiden durch unterschiedliche Wärmebehandlung realisierten Werkstoffvarianten (orange und orange gestrichelt) sind in Abbildung 7.4b dargestellt. Bei

Betrachtung der Kurvenverläufe wird deutlich, dass durch die Wärmebehandlung eine Erhöhung der Dehnung bei Höchstlast von 3,7 % auf 12,1 % bzw. 13,3 % mit einer Verringerung der Zugfestigkeit auf ca. ein Drittel einhergeht.

Wie in Abbildung 7.4b außerdem ersichtlich, lässt sich damit das Zielfenster für hybride Werkstoffsysteme (grün-markierter Bereich) definieren. Es sind hybride Werkstofflösungen auszulegen, die mindestens die Duktilität des thermisch eingestellten Weichbereichs ($A_{gt} \geq A_{gt,min}$) sowie ein erhöhtes Festigkeitsniveau ($R_m > R_{m,min}$) erreichen.

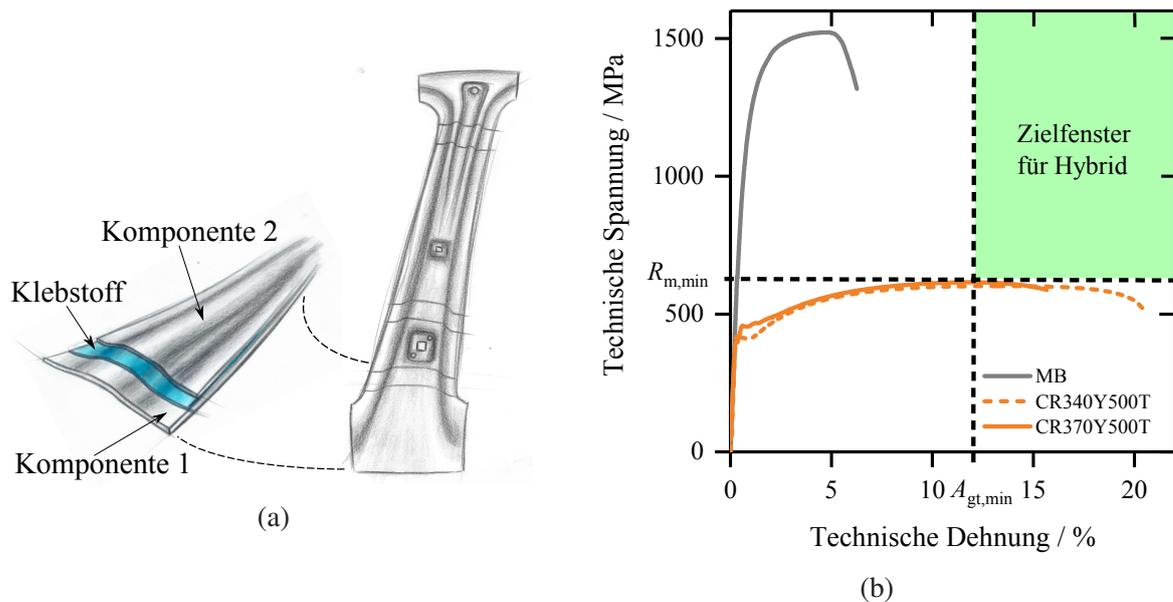


Abbildung 7.4: a) Schematische Darstellung des hybriden B-Säulen-Konzepts und
b) technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der pressgehärteten Ausführung des MB sowie der beiden durch Wärmebehandlung realisierten Werkstoffe und grün-markiertes Zielfenster für die Hybridisierung.

7.2.2 Anforderungen an Verbundpartner und Werkstoffauswahl

Durch gezielte Hybridisierung mit einem duktileren Werkstoff lässt sich der im Detail vorgestellte Wirkmechanismus „Lokalisierungsbehinderung“ zur Erhöhung der Duktilität eines spröderen Werkstoffs nutzen. Damit wird die lokalisierte Einschnürung in der hochspröden martensitischen MB-Schicht behindert und der uniaxiale Dehnpfad lässt sich über dessen individuelle Gleichmaßdehnung hinaus aufrechterhalten. Wie in Abschnitt 6.1.4 erläutert, wird das im Verbund vorliegende Spannungs-Dehnungs-Verhalten der spröden Komponente durch die transformierte Verfestigungskurve repräsentiert. Abbildung 7.5 stellt die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des MB-Werkstoffs sowohl mit als auch ohne Lokalisierungsbehinderung dar. Die experimentell ermittelte Kurve (grau) des monolithischen MB zeigt ein für den Werkstoff typisches Lokalisierungsverhalten. Im Gegensatz dazu resultiert die Lokalisierungsbehinderung, gepaart mit der geringen Kaltverfestigung des MB, nach der Dehnung bei Höchstlast in einem kontinuierlichen, stark degressiven Spannungs-Dehnungs-Verlauf (grau gestrichelt).

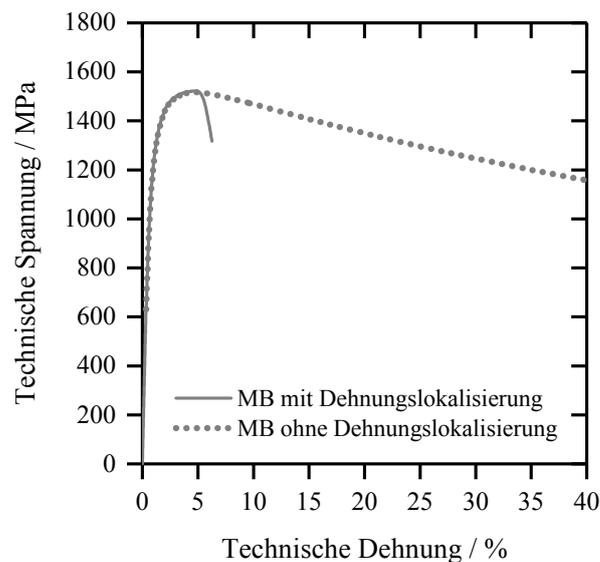


Abbildung 7.5: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven des monolithischen Werkstoffs MB mit und ohne Dehnungslokalisierung.

Um diesen Wirkmechanismus umsetzen zu können, ist ein Hybridisierungspartner zu finden, der den Beginn der plastischen Instabilität des MB behindert. Dadurch wird das Verformungsverhalten des hybriden Werkstoffsystems über die Dehnung bei Höchstlast hinaus stabilisiert. Basierend auf Gleichung 7.6 lassen sich die drei grundlegenden Kriterien – Dehnungsreserve, Spannungslevel und Spannungssensitivität – für potenzielle Verbindungspartner ableiten (Abbildung 7.6). Wie in Abschnitt 7.1.2 erläutert, stellt die Dehnung bei Höchstlast der Verstärkungsschicht $A_{gt,1}$ die oberste Grenze der im Verbund theoretisch erzielbaren Dehnung bei der Zugfestigkeit dar. Um ein gezieltes Duktilitätsziel $A_{gt,min}$ erreichen zu können, muss der Kombinationswerkstoff, wie durch Abbildung 7.6a veranschaulicht, eine ausreichende Dehnungsreserve aufweisen ($A_{gt,1} > A_{gt,min}$). Des Weiteren ist es von Vorteil, wenn der momentane Spannungswert $\sigma_{n,1}$ bei der im Verbund gewünschten Dehnung bei Höchstlast jenen des spröderen Werkstoffs übertrifft (Abbildung 7.6b). Der Grund dafür liegt in Gleichung 7.6, da das aktuelle Spannungslevel direkt über die Mischungsregel in die im Verbund erzielbare Zugfestigkeit eingeht. Neben dem aktuellen Spannungsniveau geht auch die Spannungssensitivität ζ und somit die momentanen Steigungen der Spannungs-Dehnungs-Kurven zueinander direkt in Gleichung 7.6 ein (Abbildung 7.6c). Stehen zwei Werkstoffe zur Verfügung, die bei der im Verbund gewünschten Dehnung bei Höchstlast den gleichen momentanen Spannungswert, jedoch unterschiedliche aktuelle Steigungen aufweisen, so ist der Werkstoff mit der höheren Steigung $d\sigma_{n,1}$ zu bevorzugen. Um im Verbund das gleiche Duktilitätsziel zu erreichen, ist durch diese Wahl ein geringerer Anteil des duktileren Partners erforderlich. Im Umkehrschluss lässt sich dadurch im Verbund bei gleicher Duktilität eine höhere Zugfestigkeit erzielen.

Auf Basis dieser Auswahlkriterien werden mit den Werkstoffen HSD sowie 1.4301 zwei vielversprechende Verbundpartner aus Abschnitt 3.1.1 für weitere Untersuchungen ausgewählt.

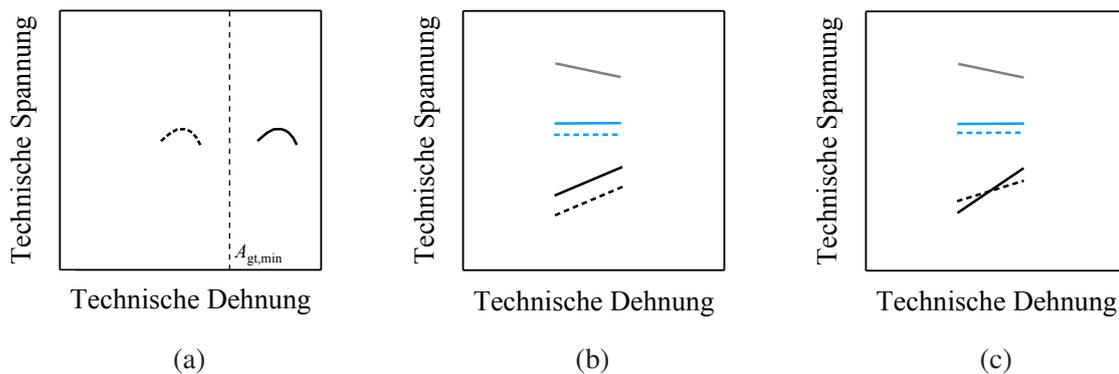


Abbildung 7.6: Schematische Darstellungen zur Erläuterung der an mögliche Verbindungspartner gestellten Anforderungen a) Dehnungsreserve, b) Spannungslevel und c) Spannungssensitivität (vgl. [Kra17] (betreute Abschlussarbeit)).

7.2.3 Anwendung der analytischen Auslegungsmethodik

Wird der in Abschnitt 7.1.2 vorgestellte analytische Ansatz (Gleichung 7.6) auf die ausgewählten Werkstoffkombinationen angewendet, so lassen sich damit Auslegungskurven (AK) generieren. Um derartige Kurven ableiten zu können, sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven der zu kombinierenden monolithischen Werkstoffe zunächst mit einem geeigneten Algorithmus zu glätten. Aufgrund der zeitlich konstanten Abtastrate ergeben sich für die Spannungs-Dehnungs-Beziehungen keine äquidistanten Dehnungsinkremente. Da für die Auswertung bei jedem Verbundpartner am gleichen Dehnungswert die Spannungen sowie die Steigungen erfasst werden müssen, ist ein Interpolationsverfahren vorzuschalten [Kra17].

Des Weiteren wird ein Kriterium zur Bewertung der als sinnvoll erachteten Lösungen eingeführt. Flacht beispielsweise die technische Spannungs-Dehnungs-Kurve der duktileren Komponente sehr stark ab, so strebt der zum Erreichen dieser Dehnung benötigte Anteil des Werkstoffs gegen 100%. Um derartige Lösungen ausschließen zu können, wird das Kriterium $\sigma'_{n,1}/\sigma_{n,1} \geq \delta$ eingeführt. Der Parameter $\sigma'_{n,1}$ bezeichnet die Ableitung der technischen Spannung nach ϵ_t und δ stellt einen definierten Schwellenwert dar. Durch den Wert δ werden die zu verfolgenden Lösungen sinnvoll eingeschränkt. In Abbildung 7.7a bzw. 7.7b sind neben den Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe MB und HSD bzw. 4301 zusätzlich die ermittelten Auslegungskurven für die jeweilige Werkstoffkombination dargestellt. Des Weiteren ist jeweils die Volumenfraktion f_1 als Ergänzung zur Auslegungskurve aufgetragen. Dieser Wert gibt Auskunft darüber, welche Zusammensetzung zum Erreichen der jeweiligen Kombination aus Zugfestigkeit und Dehnung bei Höchstlast vonnöten ist [Kra17].

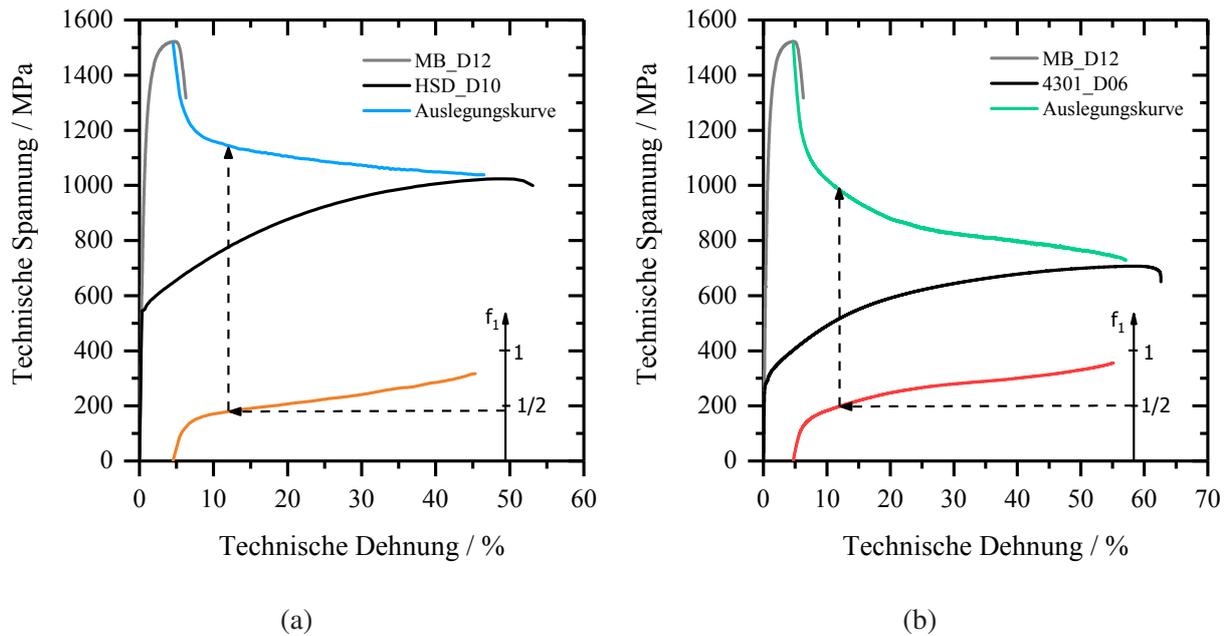


Abbildung 7.7: a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe MB und a) HSD bzw. b) 4301 sowie Auslegungskurven für a) MB-HSD- und b) MB-4301-Hybride (vgl. [Kra17] (betreute Abschlussarbeit)).

Da die ermittelten Auslegungskurven von der Volumenfraktion f_1 und somit des Schichtdickenverhältnisses abhängen, ist die Auslegung derartiger hybrider Werkstoffsysteme grundsätzlich beliebig skalierbar. Die Vorgehensweise zur Ableitung bestimmter hybrider Lösungen aus den ermittelten Auslegungskurven wird in Abbildung 7.7 veranschaulicht. Es wird zunächst in der Kurve der Volumenfraktion f_1 jener Punkt gesucht, welcher die im Verbund gewünschte Duktilität repräsentiert. Davon ausgehend lässt sich auf den benötigten Anteil des Hybridisierungspartners schließen. Gleichmaßen wird aus der Auslegungskurve der zur im Verbund gewünschten Dehnung gehörige Zugfestigkeitswert abgeleitet. Um eine experimentelle Validierung des analytisch prognostizierten Materialverhaltens des hybriden Systems zu ermöglichen, wird auf die in Abschnitt 3.1.1 vorgestellten Blechdicken für die jeweiligen monolithischen Werkstoffe zurückgegriffen. Davon ausgehend werden mit Hilfe der Auslegungskurven jene ein- oder beidseitig verstärkte hybride Aufbauten abgeleitet, die das in Abschnitt 7.2.1 vorgestellte Zielfenster erreichen.

7.3 Validierung der mechanismenbasierten Auslegungsmethodik am Fallbeispiel eines B-Säulen-Fußes

Die mit Hilfe der analytischen Auslegungsmethodik abgeleiteten Hybride zur Realisierung maßgeschneiderter Werkstoffeigenschaften am B-Säulen-Fuß werden im Folgenden experimentell sowie numerisch untersucht. Des Weiteren werden die analytischen, numerischen und experimentellen Ergebnisse verglichen sowie im Detail diskutiert. Mit Hilfe dieser zusätzlichen zielgerichteten Untersuchungen wird das mechanismenbasierte Auslegungsmodell validiert.

7.3.1 Experimentelle und numerische Ergebnisse der systematisch abgeleiteten MB-HSD-Hybride

Eine mittels der mechanismenbasierten Methodik abgeleitete und im Folgenden im Detail untersuchte hybride Werkstofflösung besteht aus einer 1,2 mm dicken MB-Schicht sowie einer HSD-Lage mit einer Blechstärke von 1,0 mm. Abbildung 7.8a stellt die experimentell ermittelte technische Spannungs-Dehnungs-Kurve der Hybridvariante (blau) im Vergleich zu der dazugehörigen numerischen Kurve (hellgrün gestrichelt) dar. Des Weiteren werden die experimentell und numerisch ermittelten technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des monolithischen MB sowie die mit der jeweiligen Volumenfraktion skalierten technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des monolithischen Werkstoffs HSD (schwarz und schwarz gestrichelt) im Diagramm eingetragen. Sowohl die experimentell als auch die simulativ ermittelten Kurvenläufe des Hybrids lassen sich in erster Näherung mit dem phänomenologischen Modell nach Kelly et al. [KD13] beschreiben. Hierbei folgt auf einen rein linear-elastischen Anfangsbereich ein Abschnitt, in welchem die Streckgrenze der HSD-Lage bereits überschritten ist. Während diese Lage somit plastische Verformung aufweist, wird die MB-Lage weiterhin elastisch verformt. Diesem Abschnitt schließt sich ein Bereich an, welcher durch plastisches Verhalten beider Verbundpartner gekennzeichnet ist. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven flachen in dieser Domäne bis zum Erreichen eines Spannungsplateaus immer mehr ab. Beim MB-HSD-Hybrid wird im Experiment die Zugfestigkeit von 1142,2 MPa bei einer Dehnung von 12,7 % erreicht. Im Vergleich dazu zeigt sich in der Simulation das Spannungsplateau bei einer Dehnung von 11,9 % und beträgt 1143,2 MPa.

Nach Erreichen der Zugfestigkeit weisen die experimentell und numerisch bestimmten technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven ein ähnliches Einschnürverhalten auf. Die im Experiment und der Simulation bestimmten Dehnungswerte, bei welchen jeweils der Bruch der MB-Komponente initiiert wird, weichen jedoch stark voneinander ab. Im Experiment tritt das Einschnüren und das Versagen abrupter ein, wohingegen sich in der Simulation ein stabileres Einschnürverhalten vor dem Versagenseintritt zeigt. Während beim MB-HSD-Hybrid die Simulation das Versagen der MB-Schicht bei einer Dehnung von ca. 18,0 % prognostiziert, beträgt im Experiment die Bruchdehnung dieser Komponente ca. 14,0 %. Nachdem beim unsymme-

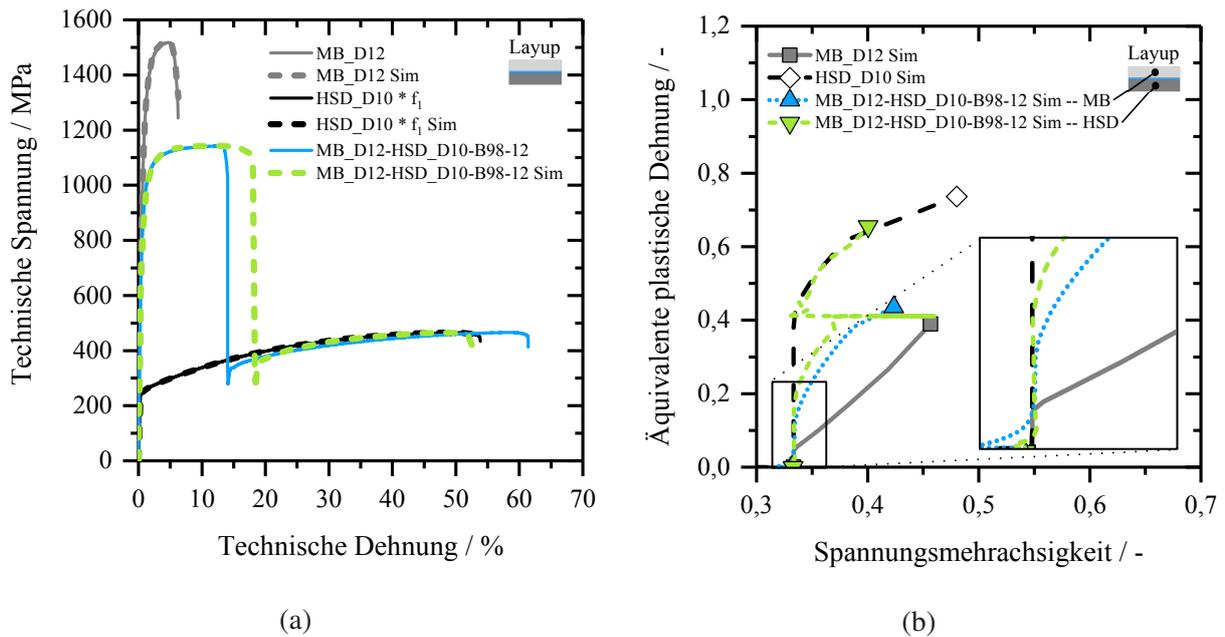


Abbildung 7.8: a) Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe MB und HSD sowie der MB-HSD-Hybride und b) numerische bestimmte äquivalente plastische Dehnpfade des MB, HSD sowie der einzelnen Lagen des MB-HSD-Hybride.

trischen Hybrid der Bruch einer Komponente eingetreten ist, lässt sich die weitere Dehnung nicht mehr mit dem Extensometer bestimmen. Zum einen kann die Maschinensteuerung eine Fehlermeldung liefern, wodurch die Dehnungsmessung gestoppt wird. Zum anderen führt der Bruch der MB-Komponente kombiniert mit der daraus resultierenden Biegung der Probe zu einem Abrutschen, was ebenfalls zu unbrauchbaren Messergebnissen führt. Aus diesem Grund werden beim experimentell untersuchten hybriden Werkstoffsystem die mittels Extensometer bestimmten Dehnungswerte nur bis zum Versagen der MB-Schicht verwendet. Obwohl nominelle Dehnungen, welche über den Traversenweg und die freie Einspannlänge bestimmt werden, aufgrund der Probekörpergeometrie gemäß DIN 50125 Typ H [DIN09] grundsätzlich nicht zulässig sind, werden diese nach dem Erstversagen zu Vergleichszwecken herangezogen. Es ist festzuhalten, dass sich sowohl im Experiment als auch in der Simulation die noch intakte HSD-Schicht weiter verformt. Nach dem ausgeprägten Spannungsabfall konvergieren die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven des Hybrids gegen die mit der Volumenfraktion gewichtete Kurve des monolithischen HSD und folgen dieser über einen großen Dehnungsbereich. Die mit Hilfe der numerischen Simulation prognostizierte Bruchdehnung des gesamten MB-HSD-Hybrids (52,4 %) fällt im Vergleich zum monolithischen HSD (53,4 %) geringfügig niedriger aus. Die mit Hilfe der nominellen Dehnungen bestimmte Bruchdehnung aus dem Experiment beträgt im Vergleich dazu 61,4 %.

In Abbildung 7.8b sind die am jeweiligen kritischen Element ausgewerteten Dehnpfade der monolithischen Werkstoffe MB (grau) und HSD (schwarz) sowie der einzelnen Schichten des hybriden Systems (MB – blau, HSD – hellgrün) gegenübergestellt. Werden die Kurvenverläufe im Detail betrachtet, so lässt sich anfänglich in allen Kurven ein überwiegend uniaxialer Dehnpfad

($\eta = 1/3$) erkennen. Das Abgleiten der einzelnen Kurven zu höheren Spannungsmehrachsigkeitswerten beginnt jedoch bei stark unterschiedlichen Dehnungswerten. Im Vergleich zum monolithischen MB kann diese Lage innerhalb des Hybrids über einen längeren Dehnungsbereich auf dem uniaxialen Pfad gehalten werden. Eine gegensätzliche Tendenz ist beim monolithischen HSD und den dazugehörigen Lagen in der hybriden Lösung zu erkennen. Auch hinsichtlich der nichtlinearen Kurvenverläufe hin zu höheren Mehrachsigkeiten weisen die Lagen im Hybrid ein stark unterschiedliches Verhalten im Vergleich zu den jeweiligen Einzelwerkstoffen auf. Nach dem Versagen der MB-Schicht, das über die dreieckige blaue Markierung gekennzeichnet ist, zeigt sich in der HSD-Lage zunächst eine sprunghafte Erhöhung der Spannungsmehrachsigkeit. Diese ist gefolgt von einem Plateau im Belastungspfad. Hierbei entwickelt sich η auf einem konstanten äquivalenten plastischen Dehnungsniveau $\bar{\epsilon}_{pl} \approx 0,40$ vom multiaxialen hin zum uniaxialen Zustand. Anschließend ist wiederum ein kontinuierliches Abgleiten zu höheren Spannungsmehrachsigkeiten zu erkennen. Dieser nichtlineare Kurvenverlauf weist große Ähnlichkeit zu jenem des monolithischen HSD auf.

Werden die mittels der numerischen Simulation ermittelten Dehnungsfelder jenen der optischen Dehnungsmessung gegenübergestellt, so lässt sich das Verformungsverhalten qualitativ untersuchen (Abbildung 7.9). Wird das Dehnungsfeld des aufgebauten hybriden Werkstoffsystems auf der freien Oberfläche der HSD-Schicht im Detail betrachtet, so kann folgendes Verhalten beobachtet werden: Nach dem Überschreiten der Gleichmaßdehnung bzw. der Dehnung bei Höchstlast des Hybrids zeigt sich im Konturverlauf bereits das für Metalle typische Lokalisierungs- und Einschnürverhalten (zwischen $\epsilon_t \approx 0,12$ und $\epsilon_t \approx 0,18$). Dieses Verhalten lässt sich im Dehnungsfeld in Form einer ausgeprägten Inhomogenität in der Nähe der Probenmitte beobachten ($\epsilon_t \approx 0,18$). Nach dem Versagen der anliegenden MB-Schicht stellt sich in der HSD-Schicht mit fortschreitender Dehnung ein wiederum nahezu gleichmäßiges Dehnungsfeld ein. Bei genauer Betrachtung der Konturverläufe ist zu erkennen, dass die maximale wahre Dehnung in Belastungsrichtung ($\epsilon_{w,x} \approx 0,40$ (Simulation) bzw. $\epsilon_{w,x} \approx 0,30$ (DIC)), welche sich nach Überschreiten der Zugfestigkeit sehr lokal einstellt, bei einem Dehnungswert von $\epsilon_t \approx 0,53$ über die gesamte Messlänge homogen verteilt ist. Das letztendliche Einschnürverhalten ($\epsilon_t \approx 0,54$), welches sich vor dem Eintritt des Versagens abrupt ausbildet, ist mit jenem des monolithischen HSD (Abbildung 5.5b) vergleichbar. Sowohl in der experimentellen optischen Dehnungsmessung als auch in der numerischen Simulation lassen sich qualitativ die gleichen Verformungsmechanismen beobachten.

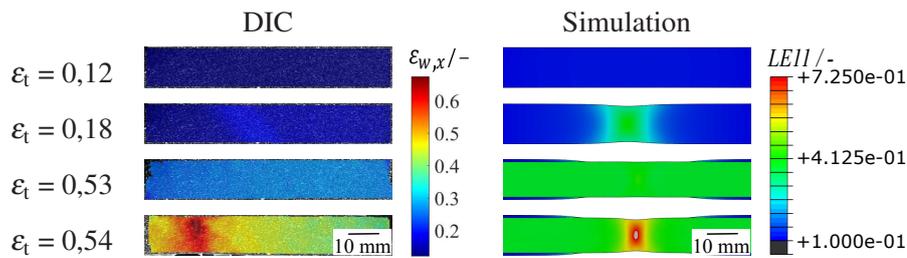


Abbildung 7.9: Dehnungsfelder aus den optischen Dehnungsmessungen (links) und Verteilungen der logarithmischen Dehnung in Belastungsrichtung (LE11) aus der Simulation (rechts) für den MB-HSD-Hybrid.

7.3.2 Experimentelle und numerische Ergebnisse der systematisch abgeleiteten MB-4301-Hybride

Das folglich untersuchte hybride Werkstoffsystem besteht aus einer MB-Lage mit einer Wandstärke von 1,2 mm, die beidseitig mit einer 0,6 mm dicken 4301-Schicht verstärkt ist. In Abbildung 7.10 werden die experimentellen (blau) den numerisch ermittelten (hellgrün gestrichelt) technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der MB-4310-Hybride gegenübergestellt. Neben den Kurven der hybriden Lösung sind die mit der jeweiligen Volumenfraktion skalierten Kurven des monolithischen 4301 (schwarz) sowie die Kurve des monolithischen Werkstoffs MB (grau) im Diagramm enthalten.

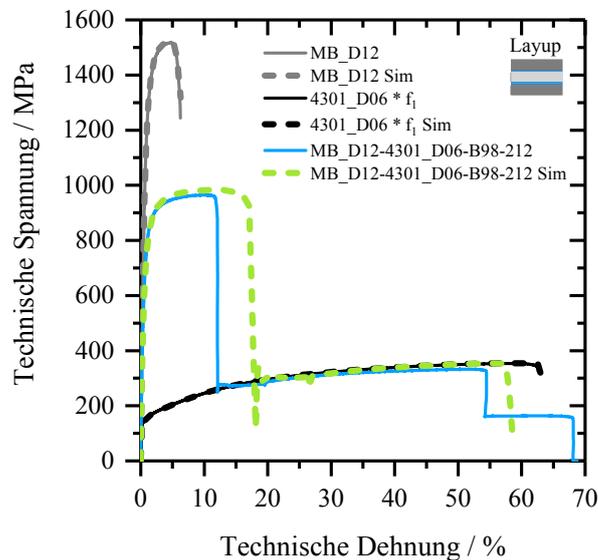


Abbildung 7.10: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der monolithischen Werkstoffe MB und 4301 sowie der MB-4301-Hybride.

Der MB-4301-Hybrid zeigt ein qualitativ ähnliches Verformungs- und Versagensverhalten wie der im vorhergehenden Abschnitt beschriebene MB-HSD-Hybrid. Da bei der beidseitig verstärkten Variante das beschriebene Durchrutschen der Messfühler nicht auftritt, können die Dehnungen bis zum Erreichen des Totalversagens mit Hilfe des Extensometers verfolgt wer-

den. Die Hybridvariante liefert im Experiment eine Verbundzugfestigkeit von 961,1 MPa bei einer Verbunddehnung von 10,1 %. In der numerischen Simulation wird im Verbunde bei einer Dehnung von 12,2 % das maximale Spannungsniveau bei 983,2 MPa erreicht. Beim Vergleich der experimentellen und numerisch ermittelten Kurven lässt sich feststellen, dass die numerische Simulation das Verhalten aus dem Experiment nicht exakt abbildet. Bereits im Bereich der Verfestigung tritt eine Abweichung der Kurven auf. Die im Experiment erreichten Werte für die im Verbund erreichte Zugfestigkeit (961,1 MPa) und Dehnung bei Höchstlast (10,1 %) sowie die Bruchdehnung der MB-Komponente (12,1 %) werden in der Simulation (983,2 MPa, 12,2 %, 17,1 %) überschätzt. Im Gegensatz zu den bisher vorgestellten einseitig verstärkten Verbunden, stellt sich bei beidseitiger Verstärkung in der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve nach dem Versagen der MB-Schicht ein Spannungsplateau ein. In diesem Bereich bleiben die Spannungen für einen Dehnungsbereich von mehreren Prozentpunkten auf einem nahezu konstanten Level. Auch das darauffolgende erneute Verfestigungsverhalten der 4301-Lage lässt sich nicht wie bei der einseitigen Verstärkung exakt über die mit der Volumenfraktion gewichtete Kurve des monolithischen 4301 abschätzen. Auch in diesem Bereich liegt die experimentelle leicht unterhalb der numerisch prognostizierten Kurve. Der Kurvenverlauf aus der Simulation folgt der mit der Volumenfraktion gewichteten 4301-Kurve. Im Endbereich der Kurve zeigt sich im Experiment ein stufenförmiges Versagensverhalten. Die beiden Verstärkungslagen weisen hierbei stark unterschiedliche Versagenszeitpunkte auf. Die letztendlich erreichte Bruchdehnung des Hybrids (68,1 %) übertrifft hierbei sogar jene des monolithischen 4301 (62,6 %). Es ist jedoch anzumerken, dass bei dieser Variante im Bereich der letztendlich erreichbaren Bruchdehnung starke Schwankungen in den Experimenten auftreten, da nach dem Versagen einer außenliegenden Verstärkungslage erneut ein Durchrutschen der Messfühler auftreten kann. In der Simulation zeigt sich ein gleichzeitiges Versagen beider Verstärkungslagen bei einer Dehnung von 57,5 %.

7.4 Diskussion der abgeleiteten hybriden Werkstofflösungen

7.4.1 Zugverhalten der abgeleiteten hybriden Werkstofflösungen

Ähnlich wie bei den HSD-HC-HSD- und HC-4301-Hybriden aus Abschnitt 5.1, beruht die größere gleichmäßige plastische Deformation bis zum Versagen der MB-Komponente der hybriden Lösungen auf den Wirkmechanismen Lokalisierungsbehinderung und Überbrückungseffekt. Diese stabilisieren innerhalb der dazwischenliegenden MB-Schicht die plastische Instabilität [LIK11, NMI⁺09], wodurch die Ausbildung einer lokalisierten Einschnürung zu höheren Dehnungswerten verschoben wird.

Ein Aufschlüsselung des hybriden Werkstoffsystems in die jeweiligen Traganteile erfolgt in Abbildung 7.11a mit Hilfe der experimentellen sowie in Abbildung 7.11b mittels der numerisch ermittelten Ergebnisse. Um aus den experimentellen Ergebnissen auf die Traganteile der jewei-

ligen Schichten schließen zu können, wird die mit dem dazugehörigen Volumenanteil gewichtete technische Spannungs-Dehnungs-Kurve der verstärkenden HSD- bzw. 4301-Komponente(n) von jener des hybriden Werkstoffsystems subtrahiert. Die Traganteile aus der numerischen Simulation werden, wie in Abschnitt 4.3.3 beschrieben, durch eine lokale Auswertung des zeitlichen Verlaufs der Schnittkräfte bestimmt. Der mit beiden Methoden ermittelte Anteil beschreibt, welchen Beitrag die MB-Schicht zur Traglast leistet. Bei Betrachtung des Traganteils dieser Schicht wird deutlich, dass die MB-Lage im Experiment bei der einseitig verstärkten Variante bis zu einer Dehnung von ca. 12 % und bei beidseitiger Verstärkung bis ca. 10 % gleichmäßig verformt wird. Der monolithische MB hingegen weist eine Dehnung bei Höchstlast von 3,7 % auf. In der Simulation weist die MB-Lage sowohl bei ein- als auch bei beidseitiger Verstärkung eine gleichmäßige Verformung bis ca. 12 % auf. Die Ausbildung der lokalisierten Einschnürung wird innerhalb der MB-Lage behindert, sodass die Traglast über einen größeren Dehnungsbereich der transformierten Fließkurve des monolithischen MB folgt (Abbildung 7.11). Diese Kompensation der Lokalisierungsneigung lässt sich am Beispiel des MB-HSD-Hybrids durch die dazugehörigen Dehnpfadverläufe (Abbildung 7.8b) und die Dehnungsfelder (Abbildung 7.9) beschreiben. Durch die Hybridisierung mit der duktilen HSD-Lage wird dem martensitischen Stahl MB über einen ausgeprägteren Dehnungsbereich ein uniaxialer Dehnpfad ($\eta = 1/3$) aufgeprägt (Detail in Abbildung 7.8b). Dieses Ausbleiben der lokalisierten Einschnürung führt dazu, dass die MB-Schicht innerhalb des Hybrids auch nach dem Überschreiten der monolithischen Zugfestigkeit gleichförmig über den gesamten Probenbereich verformt (Abbildung 7.9). Bei detaillierter Betrachtung der Dehnpfadverläufe der einzelnen Schichten des hybriden Systems (Detail in Abbildung 7.8b) ist festzustellen, dass die Verläufe zu scheinbar unterschiedlichen Zeitpunkten von uniaxial zu multiaxial abweichen. Tatsächlich tritt die Veränderung der Spannungsmehrachsigkeit, welche als Lokalisierungseintritt interpretiert werden kann, in beiden Komponenten des hybriden Werkstoffsystems zum gleichen Versuchszeitpunkt und somit bei gleicher technischer Dehnung ein. Der Grund für den beschriebenen Unterschied in Abbildung 7.8b liegt in der vergleichsweise höheren Streckgrenze und des damit verbundenen höheren Anteils der elastischen Dehnung im Werkstoff MB.

Nach Überschreiten der im Verbund erreichten Dehnung bei Höchstlast bildet sich in beiden Lagen des hybriden Werkstoffsystems eine lokalisierte Einschnürung aus (Abbildung 7.9). In den Dehnpfadverläufen offenbart sich dieser Vorgang durch Zunahme der Spannungsmehrachsigkeit in beiden Verbundpartnern (Abbildung 7.8b). Innerhalb der HSD-Schicht des Hybrids tritt somit im Vergleich zum monolithischen HSD ein frühzeitiges Abweichen des Dehnpfades von uniaxial zu multiaxial auf. Ab einer bestimmten Einschnürung des Verbunds tritt Versagen der dazwischenliegenden Klebstoffschicht sowie der MB-Komponente auf. Dieser Vorgang resultiert in der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve in einem abrupten Spannungsabfall (Abbildung 7.8a). Nach Versagen der MB-Komponente zeigt sich beim Dehnpfad der HSD-Lage eine sukzessive Abnahme der Spannungsmehrachsigkeit, während die äquivalente plastische Dehnung lokal trotz zunehmender Probenverlängerung auf einem konstanten Niveau verläuft (Abbildung 7.8b). Gemäß der experimentellen und numerisch bestimmten Dehnungsfelder in

Abbildung 7.9 ist dieser horizontale Dehnpfadverlauf auf den sukzessiven Dehnungsausgleich über die gesamte Messlänge zurückzuführen. Nach Erreichen der Dehnung bei Höchstlast der intakten HSD-Schicht zeigt sich ein Einschnürverhalten, das im dazugehörigen Dehnpfad durch erneutes Abweichen zu höheren Spannungsmehrachsigkeiten repräsentiert wird (Abbildung 7.9 und 7.8b).

Beim beidseitig mit 4301 verstärkten hybriden Werkstoffsystem fällt der experimentelle Traganteil nur im Anfangsbereich mit der gewichteten Verfestigungskurve des MB zusammen (Abbildung 7.11a). Bereits im Bereich der Verfestigung ist eine Abweichung festzustellen, welche mit fortschreitender technischer Dehnung zunimmt. Die numerisch ermittelten Traganteile (Abbildung 7.11b) folgen hingegen der gewichteten Fließkurve des monolithischen MB bis zur im Hybrid erreichten Dehnung von ca. 12 %. Sowohl die numerisch als auch die analytisch prognostizierte Dehnung bei Höchstlast von ca. 12 % lässt sich im Experiment folglich nicht erreichen. Da auch nach dem Versagen der MB-Lage sowohl die Simulation als auch die gewichtete Verfestigungskurve des 4301 das Materialverhalten aus dem Experiment geringfügig überschätzen, ist anzunehmen, dass Schwankungen innerhalb des Werkstoffzustands für die Unterschiede verantwortlich sind (Abbildung 7.10).

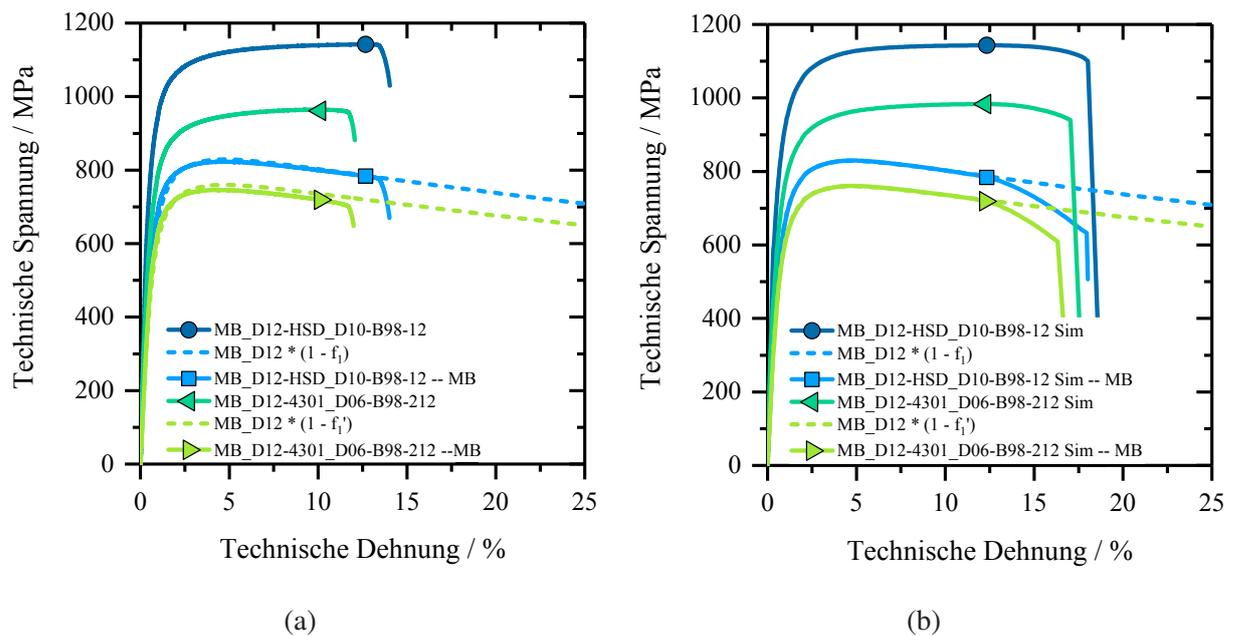


Abbildung 7.11: a) Experimentelle und b) numerisch bestimmte Spannungs-Dehnungs-Kurven der beiden untersuchten hybriden Werkstoffsysteme und Traganteile der enthaltenen MB-Lage.

7.4.2 Validierung der analytischen Auslegungsmethodik

Um die Anwendbarkeit der analytischen mechanismenbasierten Auslegungsmethodik bewerten zu können, werden die experimentellen sowie die numerisch ermittelten Ergebnisse der beiden hybriden Werkstoffsysteme zum Vergleich herangezogen. Die Ergebnisse aus dem Experiment

und der Simulation weisen beim MB-HSD-Hybrid (Abbildung 7.8a und 7.11a) bis zur Gleichmaßdehnung bzw. Dehnung bei Höchstlast eine gute Übereinstimmung auf, wohingegen sich beim MB-4301-Hybrid (Abbildung 7.10 und 7.11b) Unterschiede zwischen Experiment und Simulation feststellen lassen. Aus diesem Grund wird zur Validierung der Auslegungsmethodik ein drittes experimentell und numerisch untersuchtes hybrides Werkstoffsystem herangezogen. Der Hybrid besteht aus einer 1,2 mm dicken MB-Lage, welche einseitig mit einer 1,0 mm dicken 4301-Schicht verstärkt ist. Da diese Lösung das in Abbildung 7.4 definierte Zielfenster nicht erreicht, werden die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven dieses Werkstoffsystems in den vorhergehenden Abschnitten nicht im Detail vorgestellt. Die experimentellen und numerisch ermittelten Ergebnisse der drei hybriden Lösungen werden in Abbildung 7.12a vergleichend zu den jeweiligen, mit der Auslegungsmethodik prognostizierten Kennwerten dargestellt. Während die kreisförmigen Symbole die Ergebnisse aus dem Experiment und die dreieckigen nach links zeigenden Symbole jene aus der Simulation kennzeichnen, werden die mit der analytischen Auslegungsmethodik ermittelten Wertepaare mit nach rechts gerichteten Dreiecken dargestellt. Für diese zweischichtigen hybriden Werkstofflösungen zeigt sich hinsichtlich der Zugfestigkeit und der dazugehörigen Dehnung eine sehr gute Übereinstimmung zwischen der analytischen Methode sowie dem Experiment und der Simulation. Beim beiseitig verstärkten hybriden System zeigt sich im Experiment eine vergleichsweise geringere im Verbund erreichte Dehnung bei Höchstlast. In diesem Fall lässt sich mit der analytischen Auslegungsmethodik das Ergebnis aus der Simulation prognostizieren. Wie in Abschnitt 7.4.1 vorgestellt, ist die bei dieser Werkstoffkombination feststellbare experimentelle Abweichung auf mögliche Schwankungen innerhalb des Werkstoffzustands zurückzuführen.

Um die Grenzen der Auslegungsmethodik kennenzulernen, werden zusätzlich experimentelle Untersuchungen an HSD-MB-HSD-Hybriden durchgeführt, die gemäß der mechanismenbasierten Auslegungsmethodik eine Dehnung bei Höchstlast von 31,8 % aufweisen sollten. In einem derartigen Fall müsste die anliegende Verstärkungslage in Kombination mit der dazwischenliegenden Klebstoffschicht in der Lage sein, die Ausbildung der lokalisierte Einschnürung innerhalb der MB-Lage bis zu einem Dehnungswert von 31,8 % zu verhindern. Da hierbei sehr hohe Belastungen auf die Klebeschicht wirken, wird der Klebstoff als limitierender Faktor identifiziert. Aus diesem Grund erfolgen experimentelle Untersuchungen an drei hybriden Werkstoffsystemen, welche die gleiche Konfiguration aufweisen, jedoch mit unterschiedlich festen Klebstoffen gefügt werden. Abbildung 7.12b stellt die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven der experimentell untersuchten Hybride mit den Klebstoffen B21 (blau), B98 (grün) sowie B11 (hellgrün) im Vergleich zu jener Kurve (grau) dar, die mit Hilfe der Auslegungsmethodik prognostiziert wird. Bei Betrachtung der experimentellen Kurvenverläufe der hybriden Lösungen lässt sich feststellen, dass diese über einen großen Dehnungsbereich dem prognostizierten Verlauf folgen. Die mittels der Auslegungsmethodik bestimmte Kurve zeigt im Endbereich ein Abflachen der Kurve und weist bei einer Dehnung von 31,8 % eine maximale Spannung von 1067,0 MPa auf. Im Gegensatz dazu wird bei den Experimenten dieses Spannungsplateau nicht erreicht. Noch im Bereich der Verfestigung der hybriden Werkstoffsysteme kommt

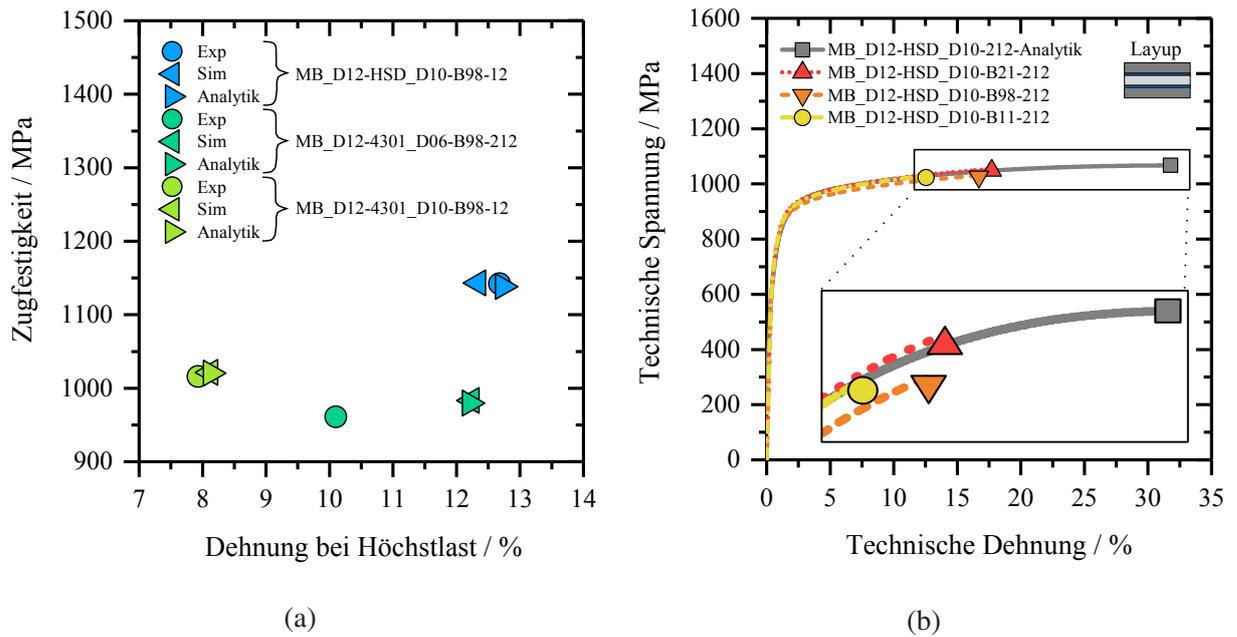


Abbildung 7.12: a) Vergleich zwischen experimentellen sowie numerisch und analytisch ermittelten Ergebnissen; b) experimentelle technische Spannung-Dehnungs-Kurven der Hybride mit unterschiedlichen Klebstoffen und die dazugehörige analytisch prognostizierte Kurve.

es zum Versagen der MB-Komponente und somit zum vorzeitigen Spannungsabfall. Während die mit dem Strukturklebstoff B21 gefügten hybriden Werkstoffsysteme dem prognostizierten Verlauf bis zu einer Dehnung von 17,7 % folgen, zeigt sich bei den Hybriden mit dem Klebstoff B11 eine gleichmäßige Verformung nur bis 12,5 %. Die dazugehörigen Festigkeitswerte liegen bei Hybriden aufgebaut mit B21 bei 1048,4 MPa und jenen bestehend aus B11 bei 1023,3 MPa. Werden alle drei experimentell untersuchten Hybridvarianten untereinander verglichen, so zeigt sich eine Abnahme der Versagensdehnung der MB-Komponente sowie der Hybridzugfestigkeit mit abnehmender Zugscherfestigkeit und Steifigkeit des verwendeten Strukturklebstoffs. Diese Abhängigkeit, gepaart mit visuellen Beobachtungen in den jeweiligen Versuchen, deuten darauf hin, dass innerhalb des hybriden Werkstoffsystems frühzeitig ein Versagen der Klebstoffschicht auftritt. Dadurch separieren sich lokal die Metalllagen, wodurch lokal der physikalische Wirkmechanismus Lokalisierungsbehinderung sowie auch der Überbrückungseffekt unwirksam werden. Innerhalb der MB-Schicht bildet sich in weiterer Folge schlagartig an dieser Stelle eine lokalisierte Einschnürung aus, gefolgt vom abrupten Versagen dieser Komponente.

8 Zusammenfassung

Im Zuge dieser Arbeit wurden hybride Werkstoffsysteme bestehend aus unterschiedlichen Metallblechen oder Metall- und Faserverbundwerkstoffschichten mit uniaxialen Zugversuchen analysiert und bewertet. Mittels optischer Dehnungsmessungen, Wärmebildmessungen sowie numerischer Simulationen wurde ein tiefgehendes Wissen zu auftretenden Verfestigungs-, Lokalisierungs- und Versagensmechanismen und insbesondere zu den hybridisierungsbedingten Änderungen dieser materialspezifischen Effekte generiert. Resultierend aus den gewonnenen Erkenntnissen zu physikalischen Wirkmechanismen wurde auf analytischer Basis eine allgemeingültige mechanismenbasierte Auslegungsmethodik für metallbasierte hybride Werkstoffsysteme entwickelt. Damit wird ein effizientes Tool zur zuverlässigen Ableitung von metallbasierten Hybridisierungslösungen mit lokal maßgeschneiderten Eigenschaften zur Verfügung gestellt.

Durch die systematische Betrachtung und Bewertung der physikalischen Wirkmechanismen metallbasierter hybrider Werkstoffsysteme konnten wesentliche Erkenntnisse generiert werden. Bei Werkstoffsystemen, bestehend aus einer zwischenliegenden Schicht HC und zwei äußeren Schichten AL, lassen sich die Mechanismen Überbrückungseffekt, Mehrfacheinschnürung sowie Lokalisierungsbehinderung unterscheiden. Es wurde aufgezeigt, dass diese Mechanismen in den Aluminiumschichten zu einer Änderung des Typs der PLC-Bänder und in der zwischenliegenden Stahlschicht zu mehreren lokalisierten Einschnürstellen führen. Dadurch lässt sich bei AL-HC-AL-Hybriden im Vergleich zu monolithischem Aluminium eine Erhöhung der Bruchdehnung um 5 Prozentpunkte erzielen. Des Weiteren war zu erkennen, dass sich die Ausprägung der Lokalisierungsbehinderung und dadurch das stufenförmige Versagensverhalten durch den verwendeten Strukturklebstoff beeinflussen lassen.

Die experimentellen und numerisch ermittelten Ergebnisse der HSD-HC-HSD- und der 4301-HC-Hybride zeigen, dass die physikalischen Wirkmechanismen Lokalisierungsbehinderung und Überbrückungseffekt zu einer Veränderung des Dehnpfades sowie zu einer Stabilisierung von plastischen Instabilitäten in der HC-Lage und darauf basierend zu einer erhöhten Duktilität des Verbunds führen. Durch diese Art der Hybridisierung lässt sich, im Vergleich zum monolithischen HC, eine Verbesserung der Dehnung bei Höchstlast sowie der Bruchdehnung um bis zu 25 Prozentpunkte erreichen. Ein Einfluss der Klebstoffeigenschaften auf die Ausprägung der Lokalisierungsbehinderung war bei HSD-HC-HSD-Hybriden nicht erkennbar.

Die vorgestellten weiterführenden numerischen Untersuchungen an HC-4301-Hybriden haben verdeutlicht, dass die Ausprägung der Lokalisierungsbehinderung und in weiterer Folge das Festigkeits-, Gleichmaßdehnungs- und Bruchdehnungsniveau mit zunehmendem Verstär-

kungsanteil ansteigen. Die HC-Lage des jeweiligen hybriden Werkstoffsystems wird dabei über einen größeren Dehnungsbereich gleichmäßig und einachsig verformt. Das technische Spannungs-Dehnungs-Verhalten der lokalisierungsbehinderten Schicht lässt sich bis zum Einsetzen der lokalisierten Einschnürung des gesamten Verbunds durch die Umrechnung der im Materialmodell hinterlegten Verfestigungskurve beschreiben. Hinsichtlich des Wirkmechanismus Überbrückung liefern die vorgestellten Schnittkraftverläufe der einzelnen Lagen der numerisch untersuchten Hybride den Nachweis, dass während einer lokalen Einschnürung zwischen den Verbundpartnern lokal interlaminaire Kraftübertragungsmechanismen auftreten. Die dadurch entstehende gegenseitige Beeinflussung der einzelnen Komponenten des hybriden Systems in ihrem Einschnürverhalten führen zu einer Verzögerung des Versagenseintritts.

Bei hybriden Werkstoffsystemen, die aus einem Metallblech sowie einer CFK-Komponente aufgebaut sind, ist eine hybridisierungsbedingte gegenseitige Querdehnungsbeeinflussung der beiden Verbundpartner als wesentlicher Einflussfaktor zu beobachten. Dies führt in der Metallkomponente zu einer Querkontraktionsbehinderung, einer Veränderung des Dehnpfades und somit zur Ausbildung eines multiaxialen Spannungszustandes. Durch diesen Mechanismus wird die Dehnung bei Höchstlast und die Bruchdehnung der HC-Lage maßgeblich beeinflusst. Das Versagen der CFK-Komponente weist bei Werkstoffsystemen mit $[0^\circ]$ - bzw. $[0^\circ/90^\circ]$ -CFK-Verstärkung einen explosionsartigen Charakter auf, wohingegen bei HC-CFK90-Hybriden die CFK-Bruchstücke auch nach dem Erstversagen weiterhin auf der Metallkomponente haften.

Die Größe der Ablösungsfläche der Klebstoffschicht beim explosionsartigen CFK-Versagen bei HC-CFK0- und HC-CFK090-Hybriden und die daraus resultierende Dehnungsumverteilung innerhalb der Metallkomponente lassen sich durch den eingesetzten Klebstoff verändern. Die HC-Lagen der beiden Hybridvarianten mit $[0^\circ]$ - bzw. $[0^\circ/90^\circ]$ -Faserorientierung weisen im Vergleich zum monolithischen HC eine Verringerung der Bruchdehnung um bis zu 5 Prozentpunkte auf.

Bei hybriden Lösungen mit $[90^\circ]$ -CFK-Verstärkung lässt sich aufgrund der weiterhin haftenden CFK-Bruchstücke die Querkontraktionsbehinderung innerhalb der Metallkomponenten über einem größeren Dehnungsbereich aufrechterhalten. Da die auftretenden Zwischenfaserbrüche mit fortschreitender Dehnung zunehmen und als Kerben wirken, bilden sich in der Metallschicht lokale Mehrfacheinschnürungen aus. Die erreichbare Bruchdehnung der HC-Lage wird durch diesen Effekt zusätzlich beeinflusst, was verglichen mit dem monolithischen HC zu einer Abnahme der Bruchdehnung der HC-Schicht von bis zu 5 Prozentpunkten führt. Zudem wurde im Zuge der Untersuchungen erkennbar, dass die Ausprägung der Querkontraktionsbehinderung und die Ausbildung der Mehrfacheinschnürungen in Abhängigkeit zu den Strukturklebstoffeigenschaften stehen.

In weiterführenden numerischen Studien wurde der Wirkmechanismus Querkontraktionsbehinderung und der versagensinduzierte Kraftabfall systematisch untersucht. Hinsichtlich der Beeinflussung des Querdehnungsverhaltens wird ein indirekter Zusammenhang zwischen CFK-induzierter Querkontraktionsbehinderung und der Bruchdehnung der HC-Komponente erkenn-

bar. Diese Abhängigkeit ist der eingesetzten Materialmodellierung geschuldet. Die in dieser Arbeit verwendeten Versagenskurven nehmen mit steigender Spannungsmehrachsigkeit kontinuierlich ab. Im Umkehrschluss ist es möglich, die Duktilität von Werkstoffen mit einem erhöhten Dehnungsvermögen bei mehrachsiger Beanspruchung durch eine derartige Hybridisierung positiv zu beeinflussen. Im Hinblick auf den versagensinduzierten Kraftabfall war bei den numerisch untersuchten hybriden Werkstoffsystemen keine Abhängigkeit der Duktilität der Metallkomponente von der frei werdenden Energie beim CFK-Versagen festzustellen.

Durch die vorgestellte systematische Bewertung des vielversprechenden Wirkmechanismus Lokalisierungsbehinderung konnte auf analytischer Basis eine allgemeingültige skalierbare Auslegungsmethodik für metallbasierte hybride Werkstoffsysteme entwickelt werden. Das abgeleitete Modell stellt für jede beliebige vordefinierte Werkstoffkombination den Potenzialbereich für die im Verbund erreichbare Zugfestigkeit und Dehnung bei Höchstlast dar. Die Validierung dieser Methodik erfolgte auf Werkstoffebene am Fallbeispiel eines B-Säulen-Fußes. Ausgehend von den werkstoffseitigen Anforderungen an die B-Säule wurden für den Hauptdeformationsbereich der B-Säule gezielt hybride Werkstoffsysteme mit Hilfe des analytischen Ansatzes abgeleitet. Durch die Verbindung eines pressgehärteten martensitischen Stahls mit einem geeigneten duktilen Hybridisierungspartner wird die in diesem Bereich geforderte Duktilität bei gleichzeitig hohem Festigkeitsniveau ermöglicht. Durch die Hybridisierung lässt sich im Vergleich zum monolithischen MB die erzielbare Dehnung bei Höchstlast von ca. 4% auf ca. 12% erhöhen. Im Vergleich zu aktuellen B-Säulen-Konzepten, die im Fußbereich aufgrund der zur Duktilitätserhöhung notwendigen lokalen Wärmebehandlung lediglich eine Festigkeit von ca. 600 MPa aufweisen, lassen sich bei gleicher Duktilität durch eine derartige hybride Werkstofflösung Festigkeitswerte von bis zu ca. 1150 MPa erreichen. Die analytisch prognostizierten Wertepaare bestehend aus Zugfestigkeit und der dazugehörigen Dehnung weisen eine hohe Übereinstimmung mit den experimentellen und den numerisch ermittelten Ergebnissen auf. Durch die gezielte Analyse von Hybriden, die gemäß des Modells eine Duktilität von über 30% aufweisen sollten, lässt sich der verwendete Strukturklebstoff als einschränkender Faktor für die analytische Methodik identifizieren. Bei derart duktilen Werkstoffverbunden wird das prognostizierte Spannungsplateau experimentell nicht erreicht und es tritt ein frühzeitiges abruptes Versagen ein. Werden die mit unterschiedlichen Klebstoffen gefügten Hybridvarianten untereinander verglichen, so ist eine Abnahme der Versagensdehnung der MB-Komponente sowie der Hybridzugfestigkeit mit abnehmender Zugscherfestigkeit und Steifigkeit des Klebstoffs festzustellen. Für die entwickelte analytische Methodik lässt sich auf Basis dieser Ergebnisse konstatieren, dass unter der Voraussetzung der Erfüllung der getroffenen Annahmen eine gezielte Auslegung metallbasierter hybrider Werkstoffsysteme möglich wird.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass sich durch eine systematische Betrachtung und Bewertung physikalischer Wirkmechanismen ausgewählter hybrider Werkstoffsysteme ein fundiertes Verständnis und Wissen hinsichtlich des Zusammenwirkens einzelner Verbindungspartner

generieren lässt. Gelingt darauf basierend die Entwicklung einer mechanismenbasierten analytischen Auslegungsmethodik für vielversprechende Wirkmechanismen, so lassen sich damit in kurzer Zeit für unterschiedliche Anforderungen Hybridisierungslösungen mit lokal maßgeschneiderten Werkstoffeigenschaften ableiten. Es erfolgt somit eine zielgerichtete Werkstoffentwicklung und -auslegung während des Strukturauslegungsprozesses. In frühen Entwicklungsphasen kann mit Hilfe derartiger analytischer Ansätze der Versuchs- und Simulationsaufwand signifikant reduziert werden.

9 Ausblick

Mit Hilfe von optischen Dehnungs- und Wärmebildmessungen konnte im Zuge dieser Arbeit experimentell ein hoher Informationsgewinn hinsichtlich des Verformungs- und Versagensverhaltens unterschiedlicher hybrider Werkstoffsysteme gewonnen werden. Da es sich bei diesen experimentellen Methoden um eine Messung an der Oberfläche handelt, konnte beispielsweise bei dreischichtigen Aufbauten die dazwischenliegende Schicht mit diesen Methoden nicht direkt hinsichtlich ihres Verformungszustandes untersucht werden. Hierfür könnten zukünftig weiterführende experimentelle Methoden, wie zum Beispiel die In-situ Computertomographie, zur fundierten Analyse der vorgestellten Wirkmechanismen herangezogen werden.

Des Weiteren ist anzumerken, dass sich sowohl die taktile als auch die auf DIC basierende optische Dehnungsmessung über das Erstversagen hinaus schwierig gestalten kann. Dies ist zum einen darauf zurückzuführen, dass bei unsymmetrischen Aufbauten nach dem Versagen der ersten Schicht oftmals ein Rutschen oder sogar ein Abheben der taktilen Messaufnehmer zu beobachten ist, wodurch es zu einer Verfälschung der taktilen Dehnungsmessung kommt. Zum anderen kann sich durch das Versagen einer Schicht das für die optische Dehnungsmessung aufgebrauchte Muster sowohl auf der versagten Schicht als auch auf anderen Schichten ablösen. Dadurch ist im Bereich der Ablösungsfläche die Auswertung der Verformung nicht mehr mittels Grauwertkorrelation möglich, wodurch das Messergebnis ebenfalls verfälscht wird. Um eine zuverlässige Auswertung der lokalen Verformungen bis zum letztendlichen Versagen des gesamten Verbunds zu ermöglichen, sind geeignete Analysemethoden heranzuziehen oder gegebenenfalls zu erforschen.

Im Zuge dieser Arbeit wurde der im Verbund verwendete Strukturklebstoff als ein limitierender Faktor für die breite Nutzung derartiger hybrider Mechanismen identifiziert. In der Simulation wurden die Klebstoffe über kohäsive Elemente abgebildet und die zugehörigen Materialdaten wurden Datenblättern sowie der Literatur entnommen. Um den detaillierten Einfluss unterschiedlicher Klebstoffe auf das Verformungs- und Versagensverhalten von hybriden Werkstoffsystemen numerisch bewerten zu können ist eine umfangreiche Klebstoffcharakterisierung erforderlich. Davon ausgehend ist zu überprüfen, ob die zugrundeliegende Materialmodellierung der kohäsiven Elemente zur numerischen Untersuchung der Wirkmechanismen hybrider Werkstoffsysteme ausreicht oder ob komplexere Modelle für die Klebstoffmodellierung vonnöten sind.

Für ausgewählte hybride Werkstoffsysteme kann das Verformungs- und Versagensverhalten bei uniaxialer Zugbelastung mit den vorgestellten analytischen und/oder numerischen Methoden

zuverlässig ermittelt werden. Beim Einsatz in der Fahrzeugstruktur treten in den meisten Fällen mehrachsige Spannungszustände auf. Selbst beim uniaxialen Zugversuch sind aufgrund von Lokalisierungseffekten lokal nicht-lineare Dehnungspfade und somit mehrachsige Belastungszustände zu beobachten. Diese Mehrachsigkeit wird zwar bei den aktuell verwendeten Materialmodellen bereits berücksichtigt, jedoch wird hierfür auf vorhandene Materialdaten der BMW Group zurückgegriffen. Zur numerischen Abbildung des Lokalisierungsverhaltens bei uniaxialer Zugbelastung erwiesen sich diese Daten als ausreichend. Für eine Vorhersage des Verhaltens komplexer Fahrzeugstrukturen ist die numerisch korrekte Abbildung des mehrachsigen Verhaltens in den Materialmodellen der Einzelwerkstoffe von hoher Bedeutung. Aus diesem Grund besteht die Notwendigkeit die Einflüsse der Mehrachsigkeit sowie der Belastungspfade auf das Versagen der Einzelwerkstoffe mit speziellen umfangreichen Versuchen, beispielsweise an Scherzug-, Glattzug- und Kerbzugproben, zu charakterisieren.

In weiterer Folge wäre die Abhängigkeit der untersuchten physikalischen Wirkmechanismen von der Mehrachsigkeit zu überprüfen. Mit Hilfe der an das experimentelle Verhalten angepassten Materialmodelle der Einzelwerkstoffe wäre eine Vorhersage des Verformungs- und Versagensverhaltens hybrider Werkstoffsysteme für unterschiedliche Belastungsfälle möglich. Besonders bei Werkstoffen mit erhöhtem Verformungsvermögen bei zunehmender Spannungsmehrachsigkeit würden sich durch die exaktere Modellierung des mehrachsigen Verhaltens erweiterte Hybridisierungspotenziale erschließen lassen. Um zukünftig hybride Werkstofflösungen mechanismenbasiert für strukturelle Bauteile mit komplexen Belastungszuständen auslegen zu können, wären neben Versuchen zur Mehrachsigkeit zusätzlich Untersuchungen zu den physikalischen Wirkmechanismen bei Druck- und Biegebelastung von Interesse.

Basierend auf den dargelegten Perspektiven stellt die Erweiterung der entwickelten numerischen und analytischen Modelle auf mehrachsige komplexe Belastungszustände sowohl aus technologischer als auch aus wissenschaftlicher Sicht einen wichtigen nächsten Schritt dar.

In dieser Arbeit wurden die numerischen und analytischen Modelle an Couponversuchen unterschiedlicher Werkstoffverbunde erfolgreich validiert. Eine weiterführende interessante Herangehensweise wäre, basierend auf den Ergebnissen der analytischen mechanismenbasierten Auslegungsmethodik, ein hybrides B-Säulen-Konzept in der Simulation und in Hardware aufzubauen und zu analysieren. Mit Hilfe entsprechender Simulationen und Experimente ließe sich untersuchen, in wie weit sich die im Zugversuch beobachteten Phänomene bereits auf derartige Strukturbauteile übertragen lassen und welche Weiterentwicklungen notwendig wären. Damit könnte eine zusätzliche Validierung der Auslegungsmethodik und der entwickelten Simulationsmodelle anhand eines strukturellen Bauteils durchgeführt werden.

Literaturverzeichnis

- [ABA14] ABAQUS, V.: 6.14 documentation. Vélizy Villacoublay, 2014
- [Ald05] ALDERLIESTEN, R. C.: Fatigue Crack Propagation and Delamination Growth in Glare. Delft : Delft University Press, 2005
- [Ald07] ALDERLIESTEN, R. C.: On crack tunneling and plane-strain delamination in laminates. In: *International Journal of Fracture* 148 (2007), Nr. 4, 401–414. <http://dx.doi.org/10.1007/s10704-008-9212-8>. – DOI 10.1007/s10704-008-9212-8. – ISSN 1573-2673
- [Ald15] ALDERLIESTEN, R. C.: Designing for damage tolerance in aerospace: A hybrid material technology. In: *Materials & Design* 66 (2015), 421–428. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.06.068>. – DOI 10.1016/j.matdes.2014.06.068. – ISSN 02641275
- [Ash16] ASHBY, M. F.: Materials Selection in Mechanical Design. 5. Auflage. Amsterdam : Butterworth-Heinemann, 2016 – ISBN 9780081006108
- [AV01] ALDERLIESTEN, R. C. ; VLOT, A.: Fatigue crack growth modelling in GLARE. In: *ICCM-13 Beijing* (2001)
- [AVT⁺93] ADAMS, D. P. ; VILL, M. ; TAO, J. ; BILELLO, J. C. ; YALISOVE, S. M.: Controlling strength and toughness of multilayer films: A new multiscale approach. In: *Journal of Applied Physics* 74 (1993), Nr. 2, S. 1015–1021. <http://dx.doi.org/10.1063/1.354947>. – DOI 10.1063/1.354947. – ISSN 0021-8979
- [Bar17] BARTKOWIAK, M.: Numerische Untersuchung zu physikalischen Wirkmechanismen Metall-basierter hybrider Werkstoffsysteme im Zugversuch. Karlsruhe, Karlsruhe Institut für Technologie - Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit, Betreuer: Henning, F., Projektleiter: Hummelberger, D., 2017
- [BMPH16] BOUAZIZ, O. ; MASSE, J. P. ; PETITGAND, G. ; HUANG, M. X.: A Novel Strong and Ductile TWIP/Martensite Steel Composite. In: *Advanced Engineering Materials* 18 (2016), Nr. 1, S. 56–59. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201500113>. – DOI 10.1002/adem.201500113. – ISSN 14381656
- [Bra12] BRAESS, H.-H.: Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik. 6., aktualisierte und erweiterte Auflage. Wiesbaden : Vieweg+Teubner Verlag, 2012. – ISBN 978-3-8348-8298-1

- [Bro84] BROEK, D.: Elementary engineering fracture mechanics. The Hague : Martinus Nijhoff Publishers, 1984
- [Bro88] BROEK, D.: Practical Use of Fracture Mechanics. Dordrecht : Kluwer Academic Publishers, 1988
- [BSPR06] BOTELHO, E. C. ; SILVA, R. A. ; PARDINI, L. C. ; REZENDE, M. C.: A review on the development and properties of continuous fiber/epoxy/aluminum hybrid composites for aircraft structures. In: *Materials Research* 9 (2006), 247–256. http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392006000300002&nrm=iso. – ISSN 1516–1439
- [Bur09] BURGER, U.: Impactverhalten von hybriden Verbundwerkstoffen mit metallischem Ringgeflecht. Berlin, Technische Universität Berlin, Doktorarbeit, 2009
- [BW04a] BAO, Y. ; WIERZBICKI, T.: A Comparative Study on Various Ductile Crack Formation Criteria. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 126 (2004), Nr. 3, S. 314. <http://dx.doi.org/10.1115/1.1755244>. – DOI 10.1115/1.1755244. – ISSN 00944289
- [BW04b] BAO, Y. ; WIERZBICKI, T.: On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 46 (2004), Nr. 1, S. 81–98. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2004.02.006>. – DOI 10.1016/j.ijmecsci.2004.02.006. – ISSN 00207403
- [CB03] CHEESEMAN, B. A. ; BOGETTI, T. A.: Ballistic impact into fabric and compliant composite laminates. In: *Composite Structures* 61 (2003), Nr. 1, 161–173. [http://dx.doi.org/10.1016/S0263-8223\(03\)00029-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0263-8223(03)00029-1). – DOI 10.1016/S0263-8223(03)00029-1. – ISSN 02638223
- [CC05] CORTÉS, P. ; CANTWELL, W. J.: The fracture properties of a fibre–metal laminate based on magnesium alloy. In: *Composites Part B: Engineering* 37 (2005), Nr. 2-3, S. 163–170. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2005.06.002>. – DOI 10.1016/j.compositesb.2005.06.002. – ISSN 13598368
- [CC06] CORTÉS, P. ; CANTWELL, W. J.: The prediction of tensile failure in titanium-based thermoplastic fibre–metal laminates. In: *Composites Science and Technology* 66 (2006), Nr. 13, S. 2306–2316. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.11.031>. – DOI 10.1016/j.compscitech.2005.11.031. – ISSN 02663538
- [CC07] CARRILLO, J. G. ; CANTWELL, W. J.: Scaling effects in the tensile behavior of fiber-metal laminates. In: *Composites Science and Technology* 67 (2007), Nr. 7-8, S. 1684–1693. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2006.06.018>. – DOI 10.1016/j.compscitech.2006.06.018. – ISSN 02663538

- [CC09] CARRILLO, J. G. ; CANTWELL, W. J.: Mechanical properties of a novel fiber-metal laminate based on a polypropylene composite. In: *Mechanics of Materials* 41 (2009), Nr. 7, S. 828–838. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mechmat.2009.03.002>. – DOI 10.1016/j.mechmat.2009.03.002. – ISSN 01676636
- [CCK07] CORTES, P. ; CANTWELL, W. J. ; KUANG, K. S. C.: The fracture properties of a smart fiber metal laminate. In: *Polymer Composites* 28 (2007), Nr. 4, S. 534–544. <http://dx.doi.org/10.1002/pc.20319>. – DOI 10.1002/pc.20319
- [CDP⁺06] CAMANHO, P. P. ; DÁVILA, C. G. ; PINHO, S. T. ; IANNUCCI, L. ; ROBINSON, P.: Prediction of in situ strengths and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37 (2006), Nr. 2, S. 165–176. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.04.023>. – DOI 10.1016/j.compositesa.2005.04.023. – ISSN 1359835X
- [Cri97] CRISFIELD, M. A.: Non-Linear Finite Element Analysis of Solids and Structures – Volume 2: Advanced Topics. Bd. 44. Chichester : John Wiley & Sons, Ltd, 1997. – ISBN 0-471-95649-X
- [Cun99] CUNNIFF, P. M.: Decoupled response of textile body armor. In: *Proceedings of the 18th international symposium of ballistics* 1 (1999), S. 814–821
- [DDE⁺17] DIERINGA, H. ; DRECHSLER, K. ; EVERTZ, T. ; FLAXA, V. ; FURRER, P. ; GADOW, R. ; GEORGEOU, Z. ; GRONEBAUM, R.-H. ; KAINER, K. U. ; KWIA-TON, N. ; LESCH, C. ; LEYENS, C. ; MÜLLER, A. ; OTTO, M. ; PETERS, M. ; SCHÖTTLER, J. ; SCHULZ, T. ; SPRUNGUB, B. ; WIDEGGER, G. ; ZIEGMANN, G.: Die Leichtbauwerkstoffe für den Fahrzeugbau. In: *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Springer, Wiesbaden (2017), S. 207–436
- [Dew] DEWANGAN, P.: Passive viscoelastic constrained layer damping for structural application. Rourkela, National Institute of Technology Rourkela - Department of Mechanical Engineering, Doktorarbeit, 2009
- [DFLH17] DLUGOSCH, M. ; FRITSCH, J. ; LUKASZEWICZ, D. ; HIERMAIER, S.: Experimental investigation and evaluation of numerical modeling approaches for hybrid-FRP-steel sections under impact loading for the application in automotive crash-structures. In: *Composite Structures* 174 (2017), S. 338–347. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.04.077>. – DOI 10.1016/j.compstruct.2017.04.077. – ISSN 02638223
- [DIN97] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: EN ISO 527-4:1997 - Kunststoffe – Bestimmung der Zugeigenschaften – Teil 4. Berlin, 1997
- [DIN02] DIN - DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN 53290:1982-02 - Prüfung von Kernverbunden: Begriffe. Berlin, 1982-02

- [DIN09] DIN - DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN 50125:2009-07 - Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben. Berlin, 2009
- [DIN12] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: DIN EN ISO 527-1: 2012-01 - Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 1: Allgemeine Grundsätze. Berlin, 01.01.2012
- [DIN14] DIN - DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO/DIS 6892-1:2014); Deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2014. Berlin, 2014
- [DLFH15] DLUGOSCH, M. ; LUKASZEWICZ, D. ; FRITSCH, J. ; HIERMAIER, S.: Mechanical Characterization Of Hybrid Material Systems Consisting Of Sheet Metal And Advanced Composites. Copenhagen, 19-24 Juli 2015 (20th International Conference on Composite Materials)
- [DLFH16] DLUGOSCH, M. ; LUKASZEWICZ, D. ; FRITSCH, J. ; HIERMAIER, S.: Experimental investigation of hybrid material systems consisting of advanced composites and sheet metal. In: *Composite Structures* 152 (2016), S. 840–849. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.06.029>. – DOI 10.1016/j.compstruct.2016.06.029. – ISSN 02638223
- [Dowa] DOW AUTOMOTIVE AG: Betamate 2090 1:1: Technical Datasheet. 2015
- [Dowb] DOW AUTOMOTIVE AG: Betamate 2090: Technical Datasheet. 2011
- [Dowc] DOW AUTOMOTIVE AG: Betamate 2098: Technical Datasheet. 2011
- [DSHF00] DOLL, S. ; SCHWEIZERHOF, K. ; HAUPTMANN, R. ; FREISCHLÄGER, C.: On volumetric locking of low-order solid and solid-shell elements for finite elastoviscoplastic deformations and selective reduced integration. In: *Engineering Computations* 17 (2000), Nr. 7, S. 874–902
- [DSS07] DJORDJEVIĆ, I. M. ; SEKULIĆ, D. R. ; STEVANOVIĆ, M. M.: Non-linear elastic behavior of carbon fibres of different structural and mechanical characteristic. In: *Journal of the Serbian Chemical Society* 72 (2007), Nr. 5, S. 513–521
- [EDM11] ESFANDIAR, H. ; DANESHMAND, S. ; MONDALI, M.: Analysis of Elastic-Plastic Behavior of Fiber Metal Laminates Subjected to In-Plane Tensile Loading. In: *International Journal Advanced Design and Manufacturing Technology* 5 (2011), Nr. 1, S. 61–69
- [EGS⁺17] ELLENRIEDER, G. ; GÄNSICKE, T. ; SANDIANO, J. ; GOEDE, M. ; HERRMANN, H. G.: Die Leichtbaustrategien. In: *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Springer, Wiesbaden (2017), S. 45–122

- [EM17] EHRENSPIEL, K. ; MEERKAMM, H.: Integrierte Produktentwicklung: Denkabläufe, Methodeneinsatz, Zusammenarbeit. München : Carl Hanser Verlag GmbH & Company KG, 2017 <https://books.google.de/books?id=rCgvDwAAQBAJ>. – ISBN 9783446449084
- [Eur09] EUROPÄISCHE UNION: Verordnung (EG) Nr. 443/2009 des Europäischen Parlaments und des Rates vom 23. April 2009 zur Festsetzung von Emissionsnormen für neue Personenkraftwagen im Rahmen des Gesamtkonzepts der Gemeinschaft zur Verringerung der CO₂-Emissionen von Personenkraftwagen und leichten Nutzfahrzeugen. (2009)
- [Fei10] FEIRABEND, S.: Steigerung der Resttragfähigkeit von Verbundsicherheitsglas mittels Bewehrung in der Zwischenschicht. Stuttgart, Universität Stuttgart, Doktorarbeit, 2010
- [Fei12] FEINDLER, N.: Charakterisierungs und Simulationsmethodik zum Versagenverhalten energieabsorbierender Faserverbundstrukturen. München, Technische Universität München - Lehrstuhl für Carbon Composites (LCC), Doktorarbeit, 2012
- [FGGT13] FELDHUSEN, J. ; GROTE, K.-H. ; GÖPFERT, J. ; TRETOW, G.: Technische Systeme. In: *Pahl/Beitz Konstruktionslehre: Methoden und Anwendung erfolgreicher Produktentwicklung*. Springer, Heidelberg (2013), S. 237–282
- [FK17] FRIEDRICH, H. E. ; KRISHNAMOORTHY, S. K.: Leichtbau als Treiber von Innovationen. In: *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Springer, Wiesbaden (2017), S. 1–30
- [FOS15] FOSTA FORSCHUNGSVORHABEN P 957 / 422 ZN: Experimentelle Kennwertermittlung und Simulation von strukturellen Klebverbindungen mit elastoplastisch und bruchmechanischen Kohäsivelementen: Abschlussbericht. 2015
- [FTKK07] FRIEDRICH, H. E. ; TREFFINGER, P. ; KOPP, G. ; KNÄBEL, H.: Werkstoffe und Bauweisen ermöglichen neue Fahrzeugkonzepte. In: *Forschung für das Auto von morgen: Aus Tradition entsteht Zukunft*. Springer, Heidelberg (2007), S. 301–345
- [GCFJC17] GONZALEZ-CANCHE, N. G. ; FLORES-JOHNSON, E. A. ; CARRILLO, J. G.: Mechanical characterization of fiber metal laminate based on aramid fiber reinforced polypropylene. In: *Composite Structures* 172 (2017), S. 259–266. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.02.100>. – DOI 10.1016/j.compstruct.2017.02.100. – ISSN 02638223
- [GD02] GUPTA, Y. M. ; DING, J. L.: Impact load spreading in layered materials and structures: concept and quantitative measure. In: *International Journal of Impact Engineering* 27 (2002), Nr. 3, 277–291. <http://dx.doi.org/10.1016/>

S0734-743X(01)00051-3. – DOI 10.1016/S0734-743X(01)00051-3. – ISSN 0734-743X

- [GGS17] GÄNSICKE, T. ; GOEDE, M. ; SANDIANO, J.: Die Technische Motivation. In: *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. Springer, Wiesbaden (2017), S. 33–44
- [GLMZ15] GUDE, M. ; LIEBERWIRTH, H. ; MESCHUT, G. ; ZÄH, M. F.: FOREL Studie: Chancen und Herausforderungen im ressourceneffizienten Leichtbau für die Elektromobilität. 2015
- [GN06] GRABNER, J. ; NOTHHAFT, R.: Konstruieren von Pkw-Karosserien: Grundlagen, Elemente und Baugruppen, Vorschriftenübersicht, Beispiele mit CATIA V4 und V5. 3. erw. Aufl. Berlin : Springer, 2006 (VDI)
- [GS07] GROSS, D. ; SEELIG, T.: Bruchmechanik: Mit einer Einführung in die Mikromechanik. 4., bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg : Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-37114-4>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-37114-4>. – ISBN 9783540371137
- [HAAM15] HASSAN, M. K. ; ABDELLAH, M. Y. ; AZABI, S. K. ; MARZOUK, W. W.: Investigation of the Mechanical Behavior of Novel Fiber Metal Laminates. In: *International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering* 15 (2015), Nr. 3, S. 112–118
- [Har67] HART, E. W.: Theory of the tensile test. In: *Acta Materialia* 15 (1967), S. 351–355. – ISSN 13596454
- [Has80] HASHIN, Z.: Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites. In: *Journal of Applied Mechanics* 47 (1980), S. 329–334
- [Hei17] HEIDENREICH, J.: Experimentelle und numerische Untersuchung physikalischer Wirkmechanismen von Faser-Metall-Laminaten. Karlsruhe, Karlsruhe Institut für Technologie - Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit, Betreuer: Henning, F., Projektleiter: Hummelberger, D., 2017
- [Her96] HERTZBERG, R. W.: Deformation and fracture mechanics of engineering materials. 4th ed. New York : J. Wiley & Sons, 1996. – ISBN 0471012149
- [Hex14] HEXCEL COMPOSITES GMBH & CO KG: HexPly® M77/38%/UD150/CHS-12K T700: Datenblatt. (2014)
- [HGDW04] HOOPUTRA, H. ; GESE, H. ; DELL, H. ; WERNER, H.: A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminium extrusions. In: *International Journal of Crashworthiness* 9 (2004), Nr. 5, S. 449–464. <http://dx.doi.org/10.1533/ijcr.2004.0289>. – DOI 10.1533/ijcr.2004.0289. – ISSN 1358-8265

- [HKH15] HUMMELBERGER, D. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: Evaluation of Different Hybrid Material Systems and Systematic Analysis of their Physical Mechanisms in Terms of Fatigue. In: *Materials Science Forum* 825-826 (2015), S. 473–481. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.473>. – DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.473. – ISSN 1662-9752
- [HKW⁺17] HUMMELBERGER, D. ; KÄRGER, L. ; WEIDENMANN, K. A. ; STAEVES, J. ; HENNING, F.: Evaluation of the physical mechanisms of adhesively bonded metal-based hybrid material systems under tensile loading. In: *Materials & Design* 132 (2017), S. 215–224. – ISSN 02641275
- [HLH10] HELMS, H. ; LAMBRECHT, U. ; HANUSCH, J.: Energieeffizienz im Verkehr. In: *Energieeffizienz - Ein Lehr- und Handbuch*. Springer, Heidelberg (2010), S. 309–331
- [HN77] HUTCHINSON, J. W. ; NEALE, K. W.: Influence of strain-rate sensitivity on necking under uniaxial tension. In: *Acta Metallurgica* 25 (1977), S. 839–846. – ISSN 00016160
- [HO77] HUTCHINSON, J. W. ; OBRECHT, H.: Tensile instabilities in strain-rate dependent materials. In: *Fracture* 1 (1977), S. 101–116
- [Hof12] HOFFMANN, J.: Charakterisierung faserverstärkter Elastomere für formvariable Strukturflächen. München, Technische Universität München, Doktorarbeit, 2012
- [HR] HIGHSMITH, A. L. ; REIFSNIDER, K. L.: Stiffness-reduction mechanisms in composite laminates. In: *Damage in Composite Materials: Basic Mechanisms, Accumulation, Tolerance, and Characterization*, ASTM International (1982)
- [HS75] HOCKETT, J. E. ; SHERBY, O. D.: Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23 (1975), Nr. 2, S. 87–98. [http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096\(75\)90018-6](http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096(75)90018-6). – DOI 10.1016/0022-5096(75)90018-6. – ISSN 00225096
- [Hug12] HUGHES, T. JR: The finite element method: linear static and dynamic finite element analysis. New York : Courier Corporation, 2012
- [Hul91] HULL, D.: A unified approach to progressive crushing of fibre-reinforced composite tubes. In: *Composites Science and Technology* 40 (1991), Nr. 4, S. 377–421. [http://dx.doi.org/10.1016/0266-3538\(91\)90031-J](http://dx.doi.org/10.1016/0266-3538(91)90031-J). – DOI 10.1016/0266-3538(91)90031-J. – ISSN 02663538
- [HWB11] HENNING, F. ; WEIDENMANN, K. A. ; BADER, B.: Hybride Werkstoffverbunde. In: *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. Hanser, München (2011), S. 413–428

- [HWN07] HALIM, H. ; WILKINSON, D. ; NIEWCZAS, M.: The Portevin–Le Chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy. In: *Acta Materialia* 55 (2007), Nr. 12, S. 4151–4160. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2007.03.007>. – DOI 10.1016/j.actamat.2007.03.007. – ISSN 13596454
- [IMH85] ISHIKAWA, T. ; MATSUSHIMA, M. ; HAYASHI, Y.: Hardening non-linear behaviour in longitudinal tension of unidirectional carbon composites. In: *Journal of Materials Science* 20 (1985), Nr. 11, S. 4075–4083. – ISSN 0022–2461
- [INIK08] INOUE, J. ; NAMBU, S. ; ISHIMOTO, Y. ; KOSEKI, T.: Fracture elongation of brittle/ductile multilayered steel composites with a strong interface. In: *Scripta Materialia* 59 (2008), Nr. 10, S. 1055–1058. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.07.020>. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2008.07.020. – ISSN 13596462
- [JHC76] JONAS, J. J. ; HOLT, R. A. ; COLEMAN, C. E.: Plastic stability in tension and compression. In: *Acta Metallurgica* 24 (1976), Nr. 10, S. 911–918. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(76\)90039-0](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(76)90039-0). – DOI 10.1016/0001-6160(76)90039-0. – ISSN 00016160
- [KBM11] KOPP, G. ; BURKARDT, N. ; MAJIĆ, N.: Leichtbaustrategien und Bauweisen. In: *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. Hanser, München (2011), S. 57–76
- [KD65] KELLY, A. ; DAVIES, G. J.: THE PRINCIPLES OF THE FIBRE REINFORCEMENT OF METALS. In: *Metallurgical Reviews* 10 (1965), Nr. 1, S. 1–77. – ISSN 0076–6690
- [KD13] KELLY, A. ; DAVIES, G. J.: THE PRINCIPLES OF THE FIBRE REINFORCEMENT OF METALS. In: *Metallurgical Reviews* 10 (2013), Nr. 1, S. 1–77. <http://dx.doi.org/10.1179/mtlr.1965.10.1.1>. – DOI 10.1179/mtlr.1965.10.1.1. – ISSN 0076–6690
- [Ker59] KERWIN JR, E. M.: Damping of Flexural Waves by a Constrained Viscoelastic Layer. In: *The Journal of the Acoustical society of America* 31 (1959), Nr. 7, S. 952–962
- [KH06] KNAUP, H.-J. ; HIELSCHER, C.: Europäisches Patent 1 734 135 A2 - Verfahren und Presse zum Warmformen und Härten von Werkstücken aus Stahl. 2006
- [KIN14] KOSEKI, T. ; INOUE, J. ; NAMBU, S.: Development of Multilayer Steels for Improved Combinations of High Strength and High Ductility. In: *MATERIALS TRANSACTIONS* 55 (2014), Nr. 2, S. 227–237. – ISSN 1345–9678
- [Klu67] KLUGE, F.: Etymologisches Wörterbuch der deutschen Sprache. Berlin, New York : Walter de Gruyter, 1967

- [KM99] KELLER, U. ; MORTELMANS, H.: Adhesion in laminated safety glass—what makes it work. In: *Glass processing days* 8 (1999), S. 353–356
- [KMHL02] KUNZ, J. ; MICHAELI, W. ; HERRLICH, N. ; LAND, W.: Kunststoffpraxis: Konstruktion. Kissing : WEKA Media GmbH & Co. KG, 2002
- [KMK05] KHALILI, S.M.R. ; MITTAL, R. K. ; KALIBAR, S. G.: A study of the mechanical properties of steel/aluminium/GRP laminates. In: *Materials Science and Engineering: A* 412 (2005), Nr. 1-2, S. 137–140. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.016>. – DOI 10.1016/j.msea.2005.08.016. – ISSN 09215093
- [KMTT98] KAWAI, M. ; MORISHITA, M. ; TOMURA, S. ; TAKUMIDA, K.: Inelastic Behaviour And Strength Of Fiber-Metal Hybrid Composite: GLARE. In: *International Journal of Mechanical Sciences Vol. 40* (1998), S. 183–198
- [Kom05] KOMMER, B.: Zur Verbundverankerung bei Vorspannung mit sofortigem Verbund in Hochleistungsbetonen. In: *Beton- und Stahlbetonbau* 100 (2005), Nr. S2, 125–128. <http://dx.doi.org/10.1002/best.200590253>. – DOI 10.1002/best.200590253. – ISSN 1437–1006
- [Kot07] KOTT, A.: Zum Trag- und Resttragverhalten von Verbundsicherheitsglas. Zürich : Hochsch.-Verlag an der ETH, 2007 (Bericht / Institut für Baustatik und Konstruktion, ETH Zürich). <https://books.google.de/books?id=UYTXNYH1-QUC>. – ISBN 9783728131317
- [KP14] KANT, M. ; PENUMADU, D.: Dynamic mechanical characterization for nonlinear behavior of single carbon fibers. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 66 (2014), S. 201–208. – ISSN 1359835X
- [Kra13] KRAMER, F.: Integrale Sicherheit von Kraftfahrzeugen: Biomechanik - Simulation - Sicherheit im Entwicklungsprozess. 4., erw. und korr. Aufl. 2013. Wiesbaden : Springer Vieweg, 2013 (ATZ/MTZ-FachbuchSpringerLink : Bücher)
- [Kra17] KRAUSS, C.: Entwicklung und Validierung einer mechanismenbasierten Auslegungsmethodik für Metall-Metall-Hybride Karlsruhe, Karlsruhe Institut für Technologie - Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit, Betreuer: Henning, F., Projektleiter: Hummelberger, D., 2017
- [KSMA15] KASHANI, M. H. ; SADIGHI, M. ; MOHAMMADKHAH, M. ; ALAVIJEH, H. S.: Investigation of scaling effects on fiber metal laminates under tensile and flexural loading. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 229 (2015), Nr. 3, S. 189–201. <http://dx.doi.org/10.1177/1464420713507411>. – DOI 10.1177/1464420713507411. – ISSN 1464–4207

- [KT09] KUMAZAWA, H. ; TAKATOYA, T.: Biaxial Strength Investigation Of CFRP Composite Laminates By Using Cruciform Specimens. Edinburgh, 27-31 Juli 2009, The 17th International Conference on Composite Materials
- [Lar10] LAROUB, P.: Strain rate sensitivity of automotive sheet steels: influence of plastic strain, strain rate, temperature, microstructure, bake hardening and pre-strain. [Online-Ausg.]. Aachen : Shaker, 2010. – ISBN 3832291490
- [LD87] LAWS, N. ; DVORAK, G. J.: Transverse matrix cracking in composite laminates. In: *et al., Composite material response: constitutive relations and damage mechanisms, Elsevier Applied Science, Amsterdam* (1987), S. 91
- [LDH83] LAWS, N. ; DVORAK, G. J. ; HEJAZI, M.: Stiffness changes in unidirectional composites caused by crack systems. In: *Mechanics of Materials 2* (1983), Nr. 2, 123–137. [http://dx.doi.org/10.1016/0167-6636\(83\)90032-7](http://dx.doi.org/10.1016/0167-6636(83)90032-7). – DOI 10.1016/0167-6636(83)90032-7. – ISSN 01676636
- [LH07] LAPCZYK, I. ; HURTADO, J. A.: Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38 (2007), Nr. 11, S. 2333–2341. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2007.01.017>. – DOI 10.1016/j.compositesa.2007.01.017. – ISSN 1359835X
- [LIK11] LHUISSIER, P. ; INOUE, J. ; KOSEKI, T.: Strain field in a brittle/ductile multilayered steel composite. In: *Scripta Materialia* 64 (2011), Nr. 10, S. 970–973. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.01.048>. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2011.01.048. – ISSN 13596462
- [LLHF16] LIEBIG, W. V. ; LEOPOLD, C. ; HOBBIEBRUNKEN, T. ; FIEDLER, B.: New test approach to determine the transverse tensile strength of CFRP with regard to the size effect. In: *Composites Communications* 1 (2016), S. 54–59
- [Lov13] LOVE, A.E.H.: A Treatise on the Mathematical Theory of Elasticity. Cambridge : Cambridge University Press, 2013. <https://books.google.de/books?id=JFTbrz0Fs5UC>. – ISBN 9781107618091
- [LSS⁺96] LESUER, D. R. ; SYN, C. K. ; SHERBY, O. D. ; WADSWORTH, J. ; LEWANDOWSKI, J. J. ; HUNT, W. H.: Mechanical behaviour of laminated metal composites. In: *International Materials Reviews* 41 (1996), Nr. 5, S. 169–197. <http://dx.doi.org/10.1179/095066096790151204>. – DOI 10.1179/095066096790151204. – ISSN 09506608
- [LWS91] LEE, S. ; WADSWORTH, J. ; SHERBY, O. D.: Tensile Properties of Laminated Composites Based on Ultrahigh Carbon Steel. In: *Journal of COMPOSITE MATERIALS* 25 (1991), S. 842–853

- [LWW03] LEE, Y. S. ; WETZEL, E. D. ; WAGNER, N. J.: The ballistic impact characteristics of Kevlar® woven fabrics impregnated with a colloidal shear thickening fluid. In: *Journal of Materials Science* 38 (2003), Nr. 13, 2825–2833. <http://dx.doi.org/10.1023/A:1024424200221>. – DOI 10.1023/A:1024424200221. – ISSN 0022–2461
- [Mar83] MARISSSEN, R.: ARALL (Aramidfaserverstärkter Aluminiumschicht-Verbundwerkstoff) - Ein neuer Hybrid-Verbundwerkstoff mit besonderen Schwingfestigkeitseigenschaften. In: *Zeitschrift für Werkstofftechnik* 14 (1983), S. 278–283
- [Mar88] MARISSSEN, R.: Fatigue crack growth in ARALL - A hybrid aluminium-aramid composite material: Crack growth mechanisms and quantitative predictions of the crack growth rates. In: *Delft University of Technology, Faculty of Aerospace Engineering, Report LR-574, Delft* (1988)
- [MCJ08] MCKOWN, S. ; CANTWELL, W. J. ; JONES, N.: Investigation of Scaling Effects in Fiber–Metal Laminates. In: *Journal of Composite Materials* 42 (2008), Nr. 9, S. 865–888. <http://dx.doi.org/10.1177/0021998308089750>. – DOI 10.1177/0021998308089750. – ISSN 0021–9983
- [MH75] MILLS, W. J. ; HERTZBERG, R. W.: The effect of sheet thickness on fatigue crack retardation in 2024-T3 aluminum alloy. In: *Engineering Fracture Mechanics* 7 (1975), Nr. 4, 705–711. [http://dx.doi.org/10.1016/0013-7944\(75\)90026-0](http://dx.doi.org/10.1016/0013-7944(75)90026-0). – DOI 10.1016/0013–7944(75)90026–0. – ISSN 00137944
- [Mil13] MILDNER, C.: Numerische und experimentelle Untersuchungen des Crashverhaltens von FVK-verstärkten Metallstrukturbauteilen. München, Technische Universität München - Lehrstuhl für Carbon Composites (LCC), Doktorarbeit, 2013
- [MLT95] MATZENMILLER, A. ; LUBLINER, J. ; TAYLOR, R. L.: A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites. In: *Mechanics of Materials* 20 (1995), Nr. 2, 125–152. [http://dx.doi.org/10.1016/0167-6636\(94\)00053-0](http://dx.doi.org/10.1016/0167-6636(94)00053-0). – DOI 10.1016/0167–6636(94)00053–0. – ISSN 01676636
- [MMSW15a] MERZKIRCH, M. ; MEISSNER, M. ; SCHULZE, V. ; WEIDENMANN, K. A.: Tensile behaviour of spring steel wire reinforced EN AW-6082. In: *Journal of Composite Materials* 49 (2015), Nr. 3, S. 261–274. <http://dx.doi.org/10.1177/0021998313517581>. – DOI 10.1177/0021998313517581. – ISSN 0021–9983
- [MMSW15b] MERZKIRCH, M. ; MEISSNER, M. ; SCHULZE, V. ; WEIDENMANN, K. A.: Numerical analysis to study the tensile behaviour of a spring-steel-wire-reinforced aluminium alloy metal matrix composite. In: *Journal of Composite Materials* 49 (2015), Nr. 21, S. 2659–2671. <http://dx.doi.org/10.1177/0021998314553044>. – DOI 10.1177/0021998314553044. – ISSN 0021–9983

- [MO12] MAJ, M. ; OLIFERUK, W.: Analysis of Plastic Strain Localization on the Basis of Strain and Temperature Fields. In: *Archives of Metallurgy and Materials* 57 (2012), Nr. 4, S. 1111–1116. <http://dx.doi.org/10.2478/v10172-012-0124-2>. – DOI 10.2478/v10172-012-0124-2. – ISSN 2300–1909
- [MRK⁺12] MANZENREITER, T. ; ROSNER, M. ; KURZ, T. ; BRUGGER, G. ; KELSCH, R. ; HARTMANN, D. ; SOMMER, A.: Challenges and Advantages in Usage of Zinc-Coated, Press-Hardened Components with Tailored Properties. In: *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* 157 (2012), Nr. 3, 97–101. <http://dx.doi.org/10.1007/s00501-012-0061-4>. – DOI 10.1007/s00501-012-0061-4. – ISSN 1613–7531
- [MTDSS10] MOUSSAVI-TORSHIZI, S. E. ; DARIUSHI, S. ; SADIGHI, M. ; SAFARPOUR, P.: A study on tensile properties of a novel fiber/metal laminates. In: *Materials Science and Engineering: A* 527 (2010), Nr. 18-19, S. 4920–4925. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.04.028>. – DOI 10.1016/j.msea.2010.04.028. – ISSN 09215093
- [Nae12] NAEFE, P.: Einführung in das Methodische Konstruieren: Für Studium und Praxis. Wiesbaden : Springer Fachmedien, 2012 <https://books.google.de/books?id=cQtCX0hxBKQC>. – ISBN 9783658000011
- [Nes14] NESTLER, D. J.: Beitrag zum Thema Verbundwerkstoffe - Werkstoffverbunde: Status quo und Forschungsansätze. Chemnitz : Universitätsverlag Chemnitz, 2014. – ISBN 3944640128
- [NMI⁺09] NAMBU, S. ; MICHUUCHI, M. ; ISHIMOTO, Y. ; ASAKURA, K. ; INOUE, J. ; KOSEKI, T.: Transition in deformation behavior of martensitic steel during large deformation under uniaxial tensile loading. In: *Scripta Materialia* 60 (2009), Nr. 4, S. 221–224. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.10.007>. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2008.10.007. – ISSN 13596462
- [NMIK09] NAMBU, S. ; MICHUUCHI, M. ; INOUE, J. ; KOSEKI, T.: Effect of interfacial bonding strength on tensile ductility of multilayered steel composites. In: *Composites Science and Technology* 69 (2009), Nr. 11-12, S. 1936–1941. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.04.013>. – DOI 10.1016/j.compscitech.2009.04.013. – ISSN 02663538
- [OFR⁺08] OBRECHT, H. ; FUCHS, P. ; REINICKE, U. ; ROSENTHAL, B. ; WALKOWIAK, M.: Influence of wall constructions on the load-carrying capability of light-weight structures. In: *International Journal of Solids and Structures* 45 (2008), Nr. 6, 1513–1535. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2007.10.017>. – DOI 10.1016/j.ijsolstr.2007.10.017. – ISSN 00207683

- [OIN⁺12] OJIMA, M. ; INOUE, J. ; NAMBU, S. ; XU, P. ; AKITA, K. ; SUZUKI, H. ; KOSEKI, T.: Stress partitioning behavior of multilayered steels during tensile deformation measured by in situ neutron diffraction. In: *Scripta Materialia* 66 (2012), Nr. 3-4, S. 139–142. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.10.018>. – DOI 10.1016/j.scriptamat.2011.10.018. – ISSN 13596462
- [OK93] ONDRACEK, G. ; KRAVCHENKO, I. A.: Composites: General considerations, relationship of the microstructure and effective properties, application of composites in development of the materials with specific properties. III. Relationship of the microstructure and effective properties of materials using Young's modulus as an example. In: *Powder Metallurgy and Metal Ceramics* 32 (1993), Nr. 6, S. 555–560
- [Ond85] ONDRACEK, G.: Verbundwerkstoffe : Vortragstexte e. Symposiums d. Dt. Ges. für Metallkunde, Karlsruhe, 1985.
- [ORW11] OBRECHT, H. ; REINICKE, U. ; WALKOWIAK, M.: Neue Wege zu gewichtseffizienten Konstruktionen. In: *Lightweight Design* 4 (2011), Nr. 5, S. 37–42
- [Ost07] OSTERMANN, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. 2. Auflage. Berlin : Springer, 2007
- [OTK⁺10] OYA, T. ; TIESLER, N. ; KAWANISHI, S. ; YANAGIMOTO, J. ; KOSEKI, T.: Experimental and numerical analysis of multilayered steel sheets upon bending. In: *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010), Nr. 14, S. 1926–1933. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.07.003>. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.003. – ISSN 09240136
- [OWKS92] OHASHI, Y. ; WOLFENSTINE, J. ; KOCH, R. ; SHERBY, O. D.: Fracture behavior of a laminated steel-brass composite in bend tests. In: *Materials Science and Engineering: A* 151 (1992), S. 37–44
- [PDB10] PFESTORF, M. ; DRAGOI, C. ; BRANDHUBER, M.: Europäisches Patent 2248623 A1 20101110 - Teileverbund mit einem pressgehärteten Blechbauteil. 2010
- [Pen72] PENNING, P.: Mathematics of the portevin-le chatelier effect. In: *Acta Metallurgica* 20 (1972), Nr. 10, S. 1169–1175. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(72\)90165-4](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(72)90165-4). – DOI 10.1016/0001-6160(72)90165-4. – ISSN 00016160
- [PGB78] PARVIZI, A. ; GARRETT, K. W. ; BAILEY, J. E.: Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. In: *Journal of Materials Science* 13 (1978), Nr. 1, S. 195–201. – ISSN 0022-2461
- [PKK⁺17] PARK, J. ; KIM, J.-S. ; KANG, M. ; SOHN, S. S. ; CHO, W. T. ; KIM, H. S. ; LEE, S.: Tensile property improvement of TWIP-cored three-layer steel sheets fabri-

- cated by hot-roll-bonding with low-carbon steel or interstitial-free steel. In: *Scientific reports* 7 (2017), S. 40231. <http://dx.doi.org/10.1038/srep40231>. – DOI 10.1038/srep40231. – ISSN 2045–2322
- [PL11] PONN, J. ; LINDEMANN, U.: Konzeptentwicklung und Gestaltung technischer Produkte: Systematisch von Anforderungen zu Konzepten und Gestaltlösungen. Berlin : Springer Berlin Heidelberg, 2011 (VDI-Buch). <https://books.google.de/books?id=70ofBAAAQBAJ>. – ISBN 9783642205804
- [PLVHOC99] PARGA-LANDA, B. ; VLEGELS, S. ; HERNÁNDEZ-OLIVARES, F. ; CLARK, S. D.: Analytical simulation of stress wave propagation in composite materials. In: *Composite Structures* 45 (1999), Nr. 2, 125–129. [http://dx.doi.org/10.1016/S0263-8223\(99\)00015-X](http://dx.doi.org/10.1016/S0263-8223(99)00015-X). – DOI 10.1016/S0263–8223(99)00015–X. – ISSN 02638223
- [PS98] PUCK, A. ; SCHÜRMAN, H.: Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. In: *Composites Science and Technology* 58 (1998), Nr. 7, 1045–1067. [http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538\(96\)00140-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538(96)00140-6). – DOI 10.1016/S0266–3538(96)00140–6. – ISSN 02663538
- [RC00] REYES V., G. ; CANTWELL, W. J.: The mechanical properties of fibre-metal laminates based on glass fibre reinforced polypropylene. In: *Composites Science and Technology* 60 (2000), Nr. 7, S. 1085–1094. [http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538\(00\)00002-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0266-3538(00)00002-6). – DOI 10.1016/S0266–3538(00)00002–6. – ISSN 02663538
- [Ren05] RENNINGER, J.: Understanding Damping Techniques for Noise and Vibration Control. In: *E-A-R Specialty Composites, Indiana* (2005)
- [RK07] REYES, G. ; KANG, H.: Mechanical behavior of lightweight thermoplastic fiber-metal laminates. In: *Journal of Materials Processing Technology* 186 (2007), Nr. 1-3, S. 284–290. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.12.050>. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2006.12.050. – ISSN 09240136
- [RL86] RITCHIE, R. O. ; LANKFORD, J.: Small fatigue cracks: A statement of the problem and potential solutions. In: *Materials Science and Engineering* 84 (1986), Nr. Supplement C, 11–16. [http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416\(86\)90217-X](http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416(86)90217-X). – DOI 10.1016/0025–5416(86)90217–X. – ISSN 0025–5416
- [Rog10] ROGGENDORT, T.: Zum Tragverhalten von Spannbeton-Fertigdecken bei biegeweicher Lagerung: RWTH-CONV-124632. Aachen : Publikationsserver der RWTH Aachen University, 2010
- [RYB89] RITCHIE, R. O. ; YU, Weikang ; BUCCI, R. J.: Fatigue crack propagation in ARALL® LAMINATES: Measurement of the effect of crack-tip shielding

- from crack bridging. In: *Engineering Fracture Mechanics* 32 (1989), Nr. 3, 361–377. [http://dx.doi.org/10.1016/0013-7944\(89\)90309-3](http://dx.doi.org/10.1016/0013-7944(89)90309-3). – DOI 10.1016/0013-7944(89)90309-3. – ISSN 00137944
- [SABÇ11] SINMAZÇELİK, T. ; AVCU, E. ; BORA, M. ; ÇOBAN, O.: A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods. In: *Materials & Design* 32 (2011), Nr. 7, 3671–3685. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.03.011>. – DOI 10.1016/j.matdes.2011.03.011. – ISSN 02641275
- [Sch93] SCHIJVE, J.: Development of fibre-metal laminates, ARALL and GLARE, new fatigue resistant materials. In: *Delft University of Technology, Faculty of Aerospace Engineering, Report LR-715, Delft* (1993)
- [Sch94] SCHIJVE, J.: Fatigue of aircraft materials and structures. In: *International Journal of Fatigue* 16 (1994), Nr. 1, 21–32. [http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123\(94\)90442-1](http://dx.doi.org/10.1016/0142-1123(94)90442-1). – DOI 10.1016/0142-1123(94)90442-1. – ISSN 0142-1123
- [Sch05] SCHÜRMAN, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. 2., bearbeitete und erweiterte Auflage.* Berlin : Springer Berlin Heidelberg, 2005
- [SF06] SHAAT, A. ; FAM, A.: Axial loading tests on short and long hollow structural steel columns retrofitted using carbon fibre reinforced polymers. In: *Canadian Journal of Civil Engineering* 33 (2006), Nr. 4, 458–470. <http://dx.doi.org/10.1139/105-042>. – DOI 10.1139/105-042
- [SHK98] SODEN, P. D. ; HINTON, M. J. ; KADDOUR, A. S.: Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates. In: *Composites Science and Technology* 58 (1998), Nr. 7, S. 1011–1022.
- [SKKH12] STEFANIAK, D. ; KAPPEL, E. ; KOLESNIKOV, B. ; HÜHNE, C.: Improving The Mechanical Performance Of Unidirectional Cfrp By Metal-Hybridization. Venedig, Italien, 24-28 Juni 2012 (15th European Conference On Composite Materials (ECCM15))
- [SKM16] 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* 6 (2016), Nr. 1, S. 71–84
- [SLS96] SYN, C. K. ; LESUER, D. R. ; SHERBY, O. D.: Enhancing tensile ductility of a particulate-reinforced aluminum metal matrix composite by lamination with Mg-9%Li alloy. In: *Materials Science and Engineering: A* 206 (1996), Nr. 2, S. 201–207. [http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)09995-6](http://dx.doi.org/10.1016/0921-5093(95)09995-6). – DOI 10.1016/0921-5093(95)09995-6. – ISSN 09215093

- [SLWS93] SYN, C. K. ; LESUER, D. R. ; WOLFENSTINE, J. ; SHERBY, O. D.: Layer thickness effect on ductile tensile fracture. In: *Metallurgical Transactions A* 24 (1993), Nr. 7, S. 1647–1653. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02646603>. – DOI 10.1007/BF02646603. – ISSN 0360–2133
- [SP79] SEMIATIN, S. L. ; PIEHLER, H. R.: Deformation of sandwich sheet materials in uniaxial tension. In: *Metallurgical Transactions A* 10 (1979), Nr. 1, S. 85–96. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02686411>. – DOI 10.1007/BF02686411. – ISSN 0360–2133
- [SvH10] SIEBERTZ, K. ; VAN BEBBER, D. ; HOCHKIRCHEN, T.: Statistische Versuchsplanung: Design of Experiments (DoE). Heidelberg : Springer, 2010 (VDI-Buch). <http://site.ebrary.com/lib/alltitles/docDetail.action?docID=10391819>. – ISBN 9783642054921
- [SvH79] SCHIJVE, J. ; VAN LIPZIG, H. T. M. ; VAN GESTEL, G. F. J. A. ; HOEYMAKERS, A. H. W.: Fatigue properties of adhesive-bonded laminated sheet material of aluminum alloys. In: *Engineering Fracture Mechanics* 12 (1979), Nr. 4, 561–579. [http://dx.doi.org/10.1016/0013-7944\(79\)90098-5](http://dx.doi.org/10.1016/0013-7944(79)90098-5). – DOI 10.1016/0013-7944(79)90098-5. – ISSN 00137944
- [Swi52] SWIFT, H. W.: Plastic instability under plane stress. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1 (1952), Nr. 1, S. 1–18. [http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096\(52\)90002-1](http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096(52)90002-1). – DOI 10.1016/0022-5096(52)90002-1. – ISSN 00225096
- [SWS84] SNYDER, B.C ; WADSWORTH, J. ; SHERBY, O.D: Superplastic behavior in ferrous laminated composites. In: *Acta Metallurgica* 32 (1984), Nr. 6, S. 919–932. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90029-4](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(84)90029-4). – DOI 10.1016/0001-6160(84)90029-4. – ISSN 00016160
- [Tal85] TALREJA, R.: Transverse Cracking and Stiffness Reduction in Composite Laminates. In: *Journal of Composite Materials* 19 (1985), Nr. 4, 355–375. <http://dx.doi.org/10.1177/002199838501900404>. – DOI 10.1177/002199838501900404. – ISSN 0021–9983
- [Tsa] TSAI, S. W.: Strength Characteristics of Composite Materials. Philco Corp Newport Beach CA, 1965
- [TW71] TSAI, S. W. ; WU, E. M.: A General Theory of Strength for Anisotropic Materials. In: *Journal of Composite Materials* 5 (1971), Nr. 1, 58–80. <http://dx.doi.org/10.1177/002199837100500106>. – DOI 10.1177/002199837100500106. – ISSN 0021–9983
- [TW84] TENCH, D. ; WHITE, J.: Enhanced tensile strength for electrodeposited nickel-copper multilayer composites. In: *Metallurgical Transactions A* 15 (1984),

- Nr. 11, S. 2039–2040. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02646838>. – DOI 10.1007/BF02646838. – ISSN 0360–2133
- [Uri12] URIAYER, F.A.J.: The new Steel-CFRP composite specimen (CFRP laminates sandwiched between two steel strips) and its behaviour under Uniaxial tension. In: *International Journal Of Civil And Structural Engineering* 3 (2012), Nr. 1, S. 249–258
- [VB89] VESELY, I. ; BOUGHNER, D.: Analysis of the bending behaviour of porcine xenograft leaflets and of natural aortic valve material: Bending stiffness, neutral axis and shear measurements. In: *Journal of Biomechanics* 22 (1989), Nr. 6, 655–671. [http://dx.doi.org/10.1016/0021-9290\(89\)90016-X](http://dx.doi.org/10.1016/0021-9290(89)90016-X). – DOI 10.1016/0021-9290(89)90016-X. – ISSN 0021–9290
- [VDI] VDI: VDI 2221 - Methodik zum Entwickeln und Konstruieren technischer Systeme und Produkte. Düsseldorf : VDIFP und Mechatronik, 1993
- [VG01] VLOT, A. ; GUNNINK, J. W.: Fibre Metal Laminates: An Introduction. Dordrecht : Springer Science+Business Media, 2001
- [voe17] VOESTALPINE STAHL GMBH: phs-ultraform®: Feuerverzinktes Stahlband, Technisches Datenblatt. 2017
- [WA83] WIERZBICKI, T. ; ABRAMOWICZ, W.: On the Crushing Mechanics of Thin-Walled Structures. In: *Journal of Applied Mechanics* 50 (1983)
- [WBC92] WANG, X. G. ; BLOCH, J. A. ; CESARI, D.: Static and Dynamic Axial Crushing of Externally Reinforced Tubes. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 206 (1992), Nr. 5, 355–360. https://doi.org/10.1243/PIME_PROC_1992_206_138_02. – DOI 10.1243/PIME_PROC_1992_206_138_02
- [WBLB05] WIERZBICKI, T. ; BAO, Y. ; LEE, Y.-W. ; BAI, Y.: Calibration and evaluation of seven fracture models. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 47 (2005), Nr. 4-5, S. 719–743. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2005.03.003>. – DOI 10.1016/j.ijmecsci.2005.03.003. – ISSN 00207403
- [WCM⁺10] WU, K. ; CHANG, H. ; MAAWAD, E. ; GAN, W. M. ; BROKMEIER, H. G. ; ZHENG, M. Y.: Microstructure and mechanical properties of the Mg/Al laminated composite fabricated by accumulative roll bonding (ARB). In: *Materials Science and Engineering: A* 527 (2010), Nr. 13-14, S. 3073–3078. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.001>. – DOI 10.1016/j.msea.2010.02.001. – ISSN 09215093
- [Wie82] WIEDEMANN, J.: Technik, Probleme und Bewertung der Hybridbauweisen. In: *Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*. VDI-Verlag, Düsseldorf (1982), S. 167–191

- [Wie07] WIEDEMANN, J. (Hrsg.): *Leichtbau: Elemente und Konstruktion*. 3. Auflage. Berlin : Springer Berlin Heidelberg, 2007
- [WL00] WADSWORTH, J. ; LESUER, D. R.: Ancient and modern laminated composites — from the Great Pyramid of Gizeh to Y2K. In: *Materials Characterization* 45 (2000), Nr. 4, 289–313. [http://dx.doi.org/10.1016/S1044-5803\(00\)00077-2](http://dx.doi.org/10.1016/S1044-5803(00)00077-2). – DOI 10.1016/S1044-5803(00)00077-2. – ISSN 1044-5803
- [WS12] BMW WERKSTOFFSPEZIFIKATION: *WS 01006 - Werkstoffe für Bauteile aus warmumgeformten Stählen mit ZnFe-Beschichtung*. München : BMW Group, 02/2012
- [WTC91] WOODWARD, R. L. ; TRACEY, S. R. ; CROUCH, I. G.: The response of homogeneous and laminated metallic sheet material to ballistic impact. In: *J. Phys. IV France* 01 (1991), Nr. C3, C3-277-C3-282. <http://dx.doi.org/10.1051/jp4:1991339>. – DOI 10.1051/jp4:1991339
- [WWSV94] WU, H. F. ; WU, L. L. ; SLAGTER, W. J. ; VEROLME, J. L.: Use of rule of mixtures and metal volume fraction for mechanical property predictions of fibre-reinforced aluminium laminates. In: *Journal of Materials Science* 29 (1994), Nr. 17, S. 4583–4591. <http://dx.doi.org/10.1007/BF00376282>. – DOI 10.1007/BF00376282. – ISSN 0022-2461
- [WWSV95] WU, H. F. ; WU, L. ; SLAGTER, W. J. ; VEROLME, J. L.: Pilot study of metal volume fraction approach for fiber/metal laminates. In: *Journal of Aircraft* 32 (1995), Nr. 3, S. 663–671. <http://dx.doi.org/10.2514/3.46771>. – DOI 10.2514/3.46771. – ISSN 0021-8669
- [WY05] WU, G. ; YANG, J.-M.: Analytical modelling and numerical simulation of the nonlinear deformation of hybrid fibre–metal laminates. In: *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 13 (2005), Nr. 3, S. 413–425. <http://dx.doi.org/10.1088/0965-0393/13/3/010>. – DOI 10.1088/0965-0393/13/3/010. – ISSN 0965-0393
- [XHZ08] XIAO, X. ; HSIUNG, C.-K. ; ZHAO, Z.: Analysis and modeling of flexural deformation of laminated steel. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 50 (2008), Nr. 1, 69–82. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2007.05.005>. – DOI 10.1016/j.ijmecsci.2007.05.005. – ISSN 00207403
- [XS14] XIE, Z. ; SHEPARD, W. S. JR.: Analytical Modeling and Analysis of a Constrained Layer Damped Plate to Examine the Impact of the Transverse Compressional Damping Component. In: *Mechanics of Advanced Materials and Structures* 21 (2014), Nr. 8, 669–679. <http://dx.doi.org/10.1080/15376494.2012.707296>. – DOI 10.1080/15376494.2012.707296

- [YOK⁺10] YANAGIMOTO, J. ; OYA, T. ; KAWANISHI, S. ; TIESLER, N. ; KOSEKI, T.: Enhancement of bending formability of brittle sheet metal in multilayer metallic sheets. In: *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 59 (2010), Nr. 1, S. 287–290. <http://dx.doi.org/10.1016/j.cirp.2010.03.109>. – DOI 10.1016/j.cirp.2010.03.109. – ISSN 00078506
- [Zim14] ZIMMERMANN, F.: Generierung von maßgeschneiderten Bauteileigenschaften in PHS-Bauteilen durch Anlassen mittels Flamme. München, Technische Universität München, Doktorarbeit, 2014

Veröffentlichungen im Rahmen dieser Arbeit

HUMMELBERGER, D. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: Evaluation of Different Hybrid Material Systems and Systematic Analysis of their Physical Mechanisms in Terms of Fatigue. In: *Materials Science Forum* 825-826 (2015), S. 473–481. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.473>. – DOI 10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.473. – ISSN 1662-9752

HUMMELBERGER, D. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: Bewertung unterschiedlicher hybrider Werkstoffsysteme und systematische Betrachtung ihrer physikalischen Wirkmechanismen hinsichtlich Risswachstum. 20. *DGM-Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Wien (2015).

HUMMELBERGER, D. ; WEIDENMANN, K. A. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: Mechanism-based specific design improves the tensile behavior of hybrid material systems consisting of sheet metals with different stiffness levels. *ICAUTO2016 - International Conference on Automotive Composites*, Lissabon (2016).

HUMMELBERGER, D. ; KÄRGER, L. ; WEIDENMANN, K. A. ; STAEVES, J. ; HENNING, F.: Evaluation of the physical mechanisms of adhesively bonded metal-based hybrid material systems under tensile loading. In: *Materials & Design* 132 (2017), S. 215–224. – ISSN 02641275

Betreute Bachelor- und Masterarbeiten

AKCAY, T.: *Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Impaktverhalten ausgewählter hybrider Werkstoffsysteme*. Karlsruhe, Karlsruhe Institut für Technologie - Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Bachelorarbeit, Betreuer: Henning, F., Projektleiter: Hummelberger, D., 2016 (unveröffentlicht)

FAUSER, J.: *Experimentelle und numerische Bewertung des Impactverhaltens Metall-Metall- und FKV-Metall-Schichtverbunden*. Karlsruhe, Karlsruhe Institut für Technologie - Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit, Betreuer: Henning, F., Projektleiter: Hummelberger, D., 2016 (unveröffentlicht)

SOOT, T.: *Mechanismen der Energieabsorption in FVK-Metall-Hybridsystemen unter Biegebelastung*. Karlsruhe, Karlsruhe Institut für Technologie - Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit, Betreuer: Henning, F., Projektleiter: Hummelberger, D., Projektleiter Fraunhofer EMI: Dlugosch, M., 2017 (unveröffentlicht)

BARTKOWIAK, M.: *Numerische Untersuchung zu physikalischen Wirkmechanismen Metall-basierter hybrider Werkstoffsysteme im Zugversuch*. Karlsruhe, Karlsruhe Institut für Technologie - Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit, Betreuer: Henning, F., Projektleiter: Hummelberger, D., 2017 (unveröffentlicht)

KRAUSS, C.: *Entwicklung und Validierung einer mechanismenbasierten Auslegungsmethodik für Metall-Metall-Hybride*. Karlsruhe, Karlsruhe Institut für Technologie - Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit, Betreuer: Henning, F., Projektleiter: Hummelberger, D., 2017 (unveröffentlicht)

HEIDENREICH, J.: *Experimentelle und numerische Untersuchung physikalischer Wirkmechanismen von Faser-Metall-Laminaten*. Karlsruhe, Karlsruhe Institut für Technologie - Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Masterarbeit, Betreuer: Henning, F., Projektleiter: Hummelberger, D., 2017 (unveröffentlicht)