

**Experimentelle Untersuchung, Simulation und
Materialmodellierung von
edelstahltextilverstärkten Langfaserthermoplasten**

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

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Nikolai Voll

aus Bad Schwalbach

Tag der mündlichen Prüfung: 07. Oktober 2010

Dekan: Prof. Dr.-Ing. S. Ripperger

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. E. Kerscher

1. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. M. Maier

2. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. P. L. Geiß

MEINER FAMILIE

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als Doktorand in der Abteilung Berechnung und Konstruktion der „Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) GmbH“ in Kaiserslautern in den Jahren 2007 - 2010.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Martin Maier für die Anregung zu dieser Arbeit. Er ermöglichte mir stets ein eigenständiges und selbstbestimmtes wissenschaftliches Arbeiten. Dadurch war es mir möglich, meine Ideen frei zu entfalten. Des Weiteren möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher und Herrn Prof. Dr.-Ing. Geiß für ihr Interesse an der Arbeit und die Übernahme des Prüfungsvorsitzes bzw. des Zweitgutachtens danken.

Bei allen Mitarbeitern des IVW möchte ich mich für die ausgezeichneten Arbeitsbedingungen und die hilfsbereite und kollegiale Zusammenarbeit bedanken. Besonderer Dank für Beiträge zu dieser Arbeit gilt an dieser Stelle den folgenden Damen und Herren: André Meichsner, Angelos Miaris, Balázs Fodor, David Scheliga, Erhard Natter, Harald Weber, Hermann Giertzsch, Jörg Blaurock, Michael Magin, Michael Päßler, Ralf Schimmele, Ralph Schneider, Rolf Walter, Sabine Yancey, Sebastian Schmeer, Stefan Gabriel, Stefan Kutsche, Thomas Schütz, Werner Gölzer und Valentine Kessler. In diesem Zusammenhang möchte ich auch den folgenden Studentinnen und Studenten danken, die durch ihren Arbeitseinsatz zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben: Alexander Eichner, Alexis Ponçot, Andreas Scherr, Anita Stoycheva Dimitrova, Bernhard Helfrich, Florian Pfaff, François Dumoulin, Hendrik Kramer, Javier De La Peña Vélez, Julia Evdokimow und Sebastian Fahr. Der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) gebührt mein Dank für die Förderung dieses Forschungsvorhabens im Rahmen des DFG-Graduiertenkollegs 814-2 „Ingenieurmaterialien auf verschiedenen Skalen: Experiment, Modellierung und Simulation“.

Mein größter Dank gilt meiner Familie, die mich stets gefördert hat. Besonders danke ich meinen Eltern Christa und Roger für ihre hingebungsvolle Unterstützung und ihr Vertrauen in meine Fähigkeiten, sowie meinen Geschwistern Mitja und Sholina für die anregenden Diskussionen. Mein Dank gilt ebenfalls meiner Verlobten Stephanie und ihrer Familie sowie meinen Freunden, die mir trotz der arbeitsintensiven letzten Jahre stets Verständnis und Geduld entgegenbrachten.

Inhaltsverzeichnis

1	Einführung in das Themengebiet	1
2	Stand der Technik	4
2.1	Langglasfaserthermoplaste und ihre Komponenten	4
2.1.1	Polypropylenwerkstoffe	4
2.1.1.1	Herstellung von Polypropylen	4
2.1.1.2	Modifikationen von PP (Homo- und Copolymere)	5
2.1.2	Technische Glaswerkstoffe und Langglasfasern	5
2.1.2.1	Einteilung von technischen Glaswerkstoffen	5
2.1.2.2	Herstellung von Glasfasern	6
2.1.3	Langglasfaserpellets	6
2.1.3.1	Herstellung von LGF-Pellets	7
2.1.3.2	Einfluss der Faserlänge	7
2.2	Edelstähle und Edelstahltextilien	8
2.2.1	X5CrNi1810 (Werkstoffnummer 1.4301)	8
2.2.2	Herstellung und Anwendungsgebiete von Edelstahlschweißgittern	9
2.3	Bisherige Anwendung von Metall-Kunststoffverbunden	10
2.4	Herstellung des untersuchten M-LFT und ESG-LFT	12
2.5	Funktionsprinzip der Grauwertkorrelation	15
2.6	Einfluss der Oberfläche auf Adhäsion und Haftung	16
2.7	Materialmodellierung mit <i>ABAQUS®</i>	17
2.7.1	Zeitintegrationsverfahren in der FEM	18
2.7.2	Verwendete Materialmodelle	19
2.7.3	Plastizität und Versagen von Metallen	21
2.7.4	Kontakt- und Haftungsformulierungen	21

2.7.5	Benutzerdefinierte Materialmodellierung in <i>ABAQUS®</i>	22
3	Ziele und Herangehensweise	25
4	Untersuchungen an unbelasteten Proben	28
4.1	Faserorientierung in LFT-Halbzeugplatten und LFT-Verbundplatten	28
4.2	Computertomografische Untersuchung der Faserorientierung.....	31
4.2.1	Faserorientierung in LFT-Verbundplatten	32
4.2.2	Faserorientierung in ESG-LFT-Platten.....	32
5	Experimentelle Untersuchung des Stahl-LFT-Interfaces.....	34
5.1	Scherfestigkeit des Interfaces	35
5.1.1	Versuchsaufbau, Probengeometrie und Probenherstellung.....	36
5.1.2	Versuchsergebnisse	36
5.2	Festigkeit des Interfaces normal zur Fügefläche	39
5.2.1	Versuchsaufbau, Probengeometrie und Probenherstellung.....	39
5.2.2	Versuchsergebnisse	40
5.3	Analyse der Bruchflächen.....	40
6	Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens	42
6.1	Bestimmung der Zugeigenschaften	43
6.1.1	LFT und ESG-LFT unter Zugbelastung.....	44
6.1.1.1	Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie	44
6.1.1.2	Versuchsergebnisse	46
6.1.2	X5CrNi1810 unter Zugbelastung.....	50
6.1.2.1	Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie	50
6.1.2.2	Versuchsergebnisse.....	51
6.2	Bestimmung der Schubeigenschaften von LFT und ESG-LFT	52
6.2.1	LFT und ESG-LFT im Schubversuch	53
6.2.1.1	Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie	53
6.2.1.2	Versuchsergebnisse.....	54

6.3	Bestimmung der Energieabsorption im Durchstoßversuch.....	56
6.3.1	Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie.....	57
6.3.2	Versuchsergebnisse	58
6.3.3	Vergleich mit kurzzeitdynamischen Durchstoßversuchen.....	62
6.4	Untersuchung der strukturellen Integrität in Komponententests.....	64
6.4.1	Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie.....	64
6.4.2	Versuchsergebnisse	65
7	Entwicklung & Simulation eines Mikromodells für ESG-LFT.....	67
7.1	Modellierung.....	67
7.1.1	Geometrie	67
7.1.2	Materialmodell LFT	69
7.1.3	Materialmodell X5CrNi1810.....	70
7.1.4	Modellierung des Interfaces.....	71
7.2	Validierung und Verifikation.....	72
7.3	Parametervariation	77
7.3.1	Variation der Haftung	78
7.3.2	Variation der Verschweißtiefe	81
7.3.3	Variation der Maschenweite.....	82
7.3.4	Variation des Drahtquerschnittes	84
7.4	Kombinierte Parametervariation	86
8	Entwicklung & Simulation eines Makromodells für ESG-LFT.....	89
8.1	Vereinfachung & Modellbildung des experimentellen Verhaltens.....	89
8.1.1	Versagenskriterium	90
8.1.2	Dehnungslokalisierung.....	91
8.2	Implementierung.....	93
8.3	Parameterbestimmung am Zugversuch.....	96
8.4	Dehnungsgeometriefaktor	98

8.5	Validierung am quasistatischen Durchstoßversuch.....	100
9	Zusammenfassung und Ausblick.....	105
10	Literaturverzeichnis.....	111

Liste der verwendeten Abkürzungen und Symbole

Abkürzungen

CAE	Computer aided engineering
CFL	Courant-Friedrich-Lewy
DGF	Dehngeometriefaktor
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
DIC	Digital image correlation
DMS	Dehnungsmessstreifen
DV	Druckluftstrahlende Vorbehandlung
ESG	Edelstahlschweißgitter
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
FKV	Faserkunststoffverbund
FML	Faser Metall Laminat
GMT	Glasmattenverstärkter Thermoplast
GOM	Gesellschaft für optische Messtechnik
IVW	Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
KFZ	Kubisch flächenzentriert
KH	Keine Haftung
KRZ	Kubisch raumzentriert
LFT	Langfaserverstärkter Thermoplast
LGF	Langglasfaser
M	Metall
PE	Polyethylen
PH	Perfekte Haftung
PP	Polypropylen
PV	Physikalische Vorbehandlung
PKD	Polykristalliner Diamant
SA	Standardabweichung
SG	Schweißgitter

Lateinische Zeichen und arabische Ziffern

Zeichen	Einheit	Bedeutung
1, 2, 3	[-]	Achsen des Koordinatensystems
A	[mm ²]	Fläche
B	[mm]	Probenbreite
c	[m/s]	Wellenausbreitungsgeschwindigkeit
D	[mm]	Dicke
d	[mm]	Drahtdurchmesser
E_i	[N/mm ²]	Elastizitätsmodul (i=Lastrichtung)
e_{ij}	[-]	Deviatorische Verzerrung
F	[N]	Kraft
f_h	[-]	Verfestigungsfunktion
G_{ij}	[N/mm ²]	Schubmodul (i=Lastrichtung, j=Schnittebenennormale)
J	[N/mm ²]	Invariante des deviatorischen Spannungstensors
K	[N]	Kraft
L	[mm]	Länge
p	[N/mm ²]	Druck
Ra	[μm]	Arithmetischer Mittenrauwert
Rz	[μm]	Mittlere Rautiefe
S	[-]	Steifigkeitsmatrix
s_{ij}	[N/mm ²]	Deviatorische Spannung
t	[s]	Zeit
V	[mm ³]	Volumen
v	[mm]	Verschweißtiefe
W	[J]	Energie
w	[mm]	Weite
Y	[-]	isotrope Verfestigung
Y_0	[-]	Anfangsfließgrenze

Griechische Zeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
Δ	[-]	Differenz
σ_i	[N/mm ²]	Normalspannung in i-Richtung
ρ	[g/cm ³]	Dichte
τ_{ij}	[N/mm ²]	Schubspannung (i=Lastrichtung, j=Schnittebenennormale)
ε_i	[-]	Dehnung in i-Richtung
γ_{ij}	[-]	Scherung (i=Lastrichtung, j=Schnittebenennormale)
ν_{ij}	[-]	Querkontraktionszahl (i=Ursache j=Wirkung)

Indices

Zeichen	Bedeutung
0	Anfangszustand
B-LFT	Langfasfaserthermoplastbruch
B-SG	Schweißgitterbruch
B-St	Stahlbruch
Char	Charakteristisch
D	Draht
d	Druck
DA	Drahtabstand
DB-LFT	Langfasfaserthermoplastdruckbruch
DB-SG	Schweißgitterdruckbruch
EI	Element
EB	Einbettung
EV	Elementversagen
EZ	Einheitszelle
F	Fuge
i,j	Laufvariable
lok	Lokalisierung
LB	LFT-Bruch
LFT	Langfasfaserthermoplast
MW	Maschenweite

max	Maximum
P	Plateau
p	Plastisch
S	Schnitt
SB	Stahlbruch
SG	Schweißgitter
v	Vergleich
z	Zug
ZB-LFT	Langfaserverbundthermoplastzugbruch
ZB-SG	Schweißgitterzugbruch

Symbole

Zeichen	Bedeutung
\bar{x}	Mittelwert von x
\int_a^b	Integral von a bis b
®	Registered Trade Mark
™	Unregistered Trade Mark

Kurzfassung

In Zeiten rasant ansteigender Energiepreise wird die Energieeinsparung durch Gewichtsreduzierung bewegter Massen, z. B. im Automobilbau, zunehmend wichtiger. In immer mehr Bereichen des Automobilbaues werden Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) aufgrund ihrer geringen Dichte eingesetzt. Positive Aspekte einer Faserverstärkung von Kunststoffen sind Verbesserungen der Steifigkeit und der Festigkeit. Negativ wirkt sich die Faserverstärkung hingegen auf die Bruchdehnung aus. Je nach eingesetztem FKV kann durch die geringe Bruchdehnung bei einem Crash nur wenig Energie absorbiert werden und es kommt zum strukturellen Versagen. Wegen der günstigen Material- und Verarbeitungskosten werden im Automobilbau häufig langglasfaserverstärkte Thermoplaste (LFT) verwendet. Diese können allerdings aufgrund ihrer suboptimalen Crasheigenschaften in vielen Bereichen des Fahrzeugbaues nicht eingesetzt werden. Die vorliegende Arbeit befasst sich daher mit der Verbesserung der Crasheigenschaften von LFT durch eine Verstärkung mit Metalltextilien. Ziel ist es, den Anwendungsbereich von LFT im Automobilbau zu erweitern. Aufgrund der Erfahrungen in vorangegangenen Arbeiten liegt der Fokus der vorliegenden Arbeit auf den Eigenschaften eines mit Edelstahlschweißgitter (ESG) verstärkten LFT. Das Material wurde mit einer Vielzahl an Versuchen einer eingehenden mechanischen Charakterisierung unterzogen. Vor der Probenentnahme wurde die herstellungsbedingte Faserorientierung in Plattenebene untersucht. Dies geschah durch die Auswertung von Röntgen- und Durchlichtaufnahmen. Es wurde eine hochgradige Faserausrichtung in Fließrichtung festgestellt. Mit Hilfe der Computertomographie war eine qualitative Untersuchung der lokalen Faserorientierung möglich. Weiterhin konnte die Beeinflussung der Faserorientierung durch die Metalltextilverstärkung beobachtet werden. Aufgrund der Bedeutung der Interfaceigenschaften zwischen Stahl und LFT für den ESG-LFT-Verbund wurden die Scher- und Normalfestigkeit mit Hilfe von Drahtauszug- und Stirnabzugversuchen bestimmt. Die Interfaceigenschaften wurden für verschiedene Vorbehandlungsmethoden der metallischen Oberfläche untersucht. Eine Vorbehandlung durch Druckluftstrahlen der Oberfläche führte zu den besten Haftungseigenschaften. Als Strahlmittel wurden Korundpartikel eingesetzt. Neben metalltextilverstärkten LFT-Proben wurden auch unverstärkte LFT-Proben als Referenz

untersucht. Es wurden quasistatische Versuche unter Zug- und Schubbelastung durchgeführt. Wegen der Crashanwendung wurden die Zugversuche auch unter kurzzeitdynamischer Belastung durchgeführt. Zusätzlich wurden Durchstoßversuche durchgeführt, um den Einfluss auf die Energieabsorption beobachten zu können. Um die Verbesserung der strukturellen Integrität zu demonstrieren, wurden einfache Demonstratorbauteile unter Zugbelastung getestet. Dabei konnte neben einer Bestimmung wichtiger Materialparameter eine erhöhte Energieaufnahme und eine verbesserte strukturelle Integrität nachgewiesen werden. Zur Erweiterung der experimentellen Erkenntnisse wurde ein parametrisiertes Simulationsmodell auf Mikroebene entwickelt. Anhand des Mikromodells gelang es, einen detaillierten Einblick in den Spannungszustand und das Versagensverhalten von ESG-LFT zu erhalten. Des Weiteren war es damit möglich, den Einfluss verschiedener Geometrie- und Haftungsparameter auf die Verbundeigenschaften zu untersuchen. Die vorliegenden Erkenntnisse wurden zur Programmierung eines makromechanischen Simulationsmodells genutzt. Dieses zeigte, trotz der vorgenommenen Vereinfachungen, bereits gute Übereinstimmungen von Simulation und Experiment und konnte Hinweise für weiterführende Arbeiten liefern. Das entwickelte makromechanische Modell kann damit als Basis für die Weiterentwicklung dieses Materialmodells genutzt werden.

Abstract

In times of rising energy costs, saving of energy is gaining more and more importance. One option to influence energy consumption of moved masses is by reduction of structural weight. Therefore fiber reinforced plastics (FRP) are increasingly used in the automotive industry due to their low density and high mechanical properties. An improvement of the modulus of elasticity and increased strength are positive aspects of fiber reinforcement of plastics. However, a negative effect of fiber reinforcement is a reduction of the fracture strain of the composite. Depending on the FRP that is used, only very little energy can be absorbed during a crash. This is caused by the mostly brittle behavior and low fracture strain of FRPs. Because of this behavior, even structural failure may occur during a crash. Due to their good price performance ratio long glass fiber reinforced thermoplastics (LFRT) are often used in the automotive industry. However, these materials cannot be used in many areas of automotive engineering due to its suboptimal crash properties. LFRT are, therefore, mostly used for trim components and secondary structures. The study on hand therefore deals with the improvement of the crash properties of LFRT through reinforcement with metal textiles. The aim of this research project is to extend the application areas of LFRT in automotive engineering. Due to the results of previous research projects this study focuses on the properties of LFRT reinforced with a spot-welded mesh consisting of stainless steel. Therefore, this material was subjected to a multitude of experiments for detailed mechanical characterization. For specimen sampling, the in-plane fiber orientation caused by the production process was investigated via optical and x-ray fluoroscopy. A high-grade of fiber orientation in the extrusion direction was detected. Using computer tomography, a qualitative analysis of local fiber orientation was performed. Furthermore, the influence of the metal reinforcement on the glass fiber orientation could be observed. Based on the importance of interfacial properties between steel and LFRT, the shear strength and the normal strength were determined in fiber pull-out and normal adhesion tests. The properties of different pre-treatment methods for the metal surface were also investigated. Using corundum particles as abrasive material a compressed air blasting treatment showed the best results. Besides metal reinforced LFRT specimens, unreinforced LFRT specimens were also tested as a reference. Material

tests were performed under tension and shear load. Due to the crash application, the tensile tests were also performed under short-time dynamic load. Additional impact tests were conducted to investigate improvements in energy absorption. To demonstrate the improvement of structural integrity, simple demonstrator components were examined under tension load. In addition to the analysis of the mechanical material parameters it was possible to observe an increase of energy absorption and even an improvement of structural integrity. In order to expand the mechanical knowledge, a parametric simulation model on microscale level was developed. Based on the micro model, it was possible to gain insight of the state of stress and failure behavior of metal mesh reinforced LFRT. This model enabled the examination of the inner state of stress and the observation of the failure behavior of metal mesh reinforced LFRT. Furthermore it allowed the investigation of the influence of different geometric parameters and adhesion properties on the composite behavior. The available material data was used to program an user defined material model on the macroscale. Despite the simplification of the material model, the simulation results showed good agreement to the experimental data. Consequently the developed macro mechanical material model can be used as a basis for further development of this material model.

1 Einführung in das Themengebiet

Der Begriff „Verbundwerkstoff“ beschreibt im allgemeinen einen mindestens aus zwei voneinander abgrenzbaren und mechanisch trennbaren Phasen bestehenden Verbund. Dabei ist das Eigenschaftsprofil des Verbundwerkstoffs den Eigenschaftsprofilen der Einzelkomponenten überlegen oder in einigen Fällen sogar einzigartig [1]. In der Natur hat sich dieses Bauprinzip bereits mit der Entwicklung des Lebens auf unserer Erde bewährt [2]. Hölzer und Gräser steigern durch Fasern ihre mechanischen Eigenschaften und stellen so natürliche Verbundwerkstoffe dar. Wie archäologische Funde zeigen, haben sich bereits unsere Vorfahren dieser Bauart bedient [3], zum Beispiel bei der Herstellung von Jagdbögen oder zum Bau von Behausungen aus mit Pflanzenfasern verstärktem Lehm. Ein Spezialfall der Verbundwerkstoffe, der eine weite Verbreitung findet, sind die Faserverbundwerkstoffe. Diese bestehen aus Fasern, welche in eine sogenannte Matrix eingebettet sind. Dabei übernehmen die Fasern hauptsächlich die Kraftübertragung. Die Matrix dient der Übertragung der Kräfte von einer Faser auf die nächste und schützt diese außerdem vor schädlichen Umwelteinflüssen. In modernen Anwendungen werden als Matrix überwiegend thermoplastische und duroplastische Kunststoffe und als Verstärkungsfasern hauptsächlich industriell hergestellte Kohlenstoff-, Glas- oder Aramidfasern eingesetzt. Besonders bei bewegten Strukturen ist die Gewichtsreduzierung zur Verbesserung der Energieeffizienz von großem Interesse. Wegen der meist hohen Leichtbaugüte liefern Verbundwerkstoffe hierzu einen bedeutenden Beitrag. Durch den geringeren Kostendruck konnten sich Faserverbundwerkstoffe am Besten in der Rüstungs-, der Sport-, sowie der Luft- und Raumfahrtindustrie durchsetzen. Auch im Automobilbau findet die Verwendung von Verbundwerkstoffen immer größeren Anklang. Dies ist unter anderem auf steigende Energiepreise und knapper werdende Rohölressourcen zurückzuführen. Durch die zunehmenden Kraftstoffkosten hat sich der Treibstoffverbrauch eines Fahrzeuges inzwischen zu einem bedeutenden Verkaufsargument entwickelt und energiesparende Bauweisen haben an Bedeutung gewonnen. Der große Kostendruck bewirkt in dieser Branche, dass hauptsächlich kostengünstige und recycelbare Materialien eingesetzt werden. Als Matrixmaterial kommen in der Regel Thermoplaste wie Polypropylen (PP) und Polyamid (PA) zum Einsatz. Als Fasern werden bevorzugt Glas- und Naturfasern verwendet. Eine Sonderart, der von

der Automobilindustrie eingesetzten Verbundwerkstoffe, sind die sogenannten langglasfaserverstärkten Thermoplaste (LFT). Diese sind in vielen Bereichen den glasmattenverstärkten Thermoplasten (GMT) sehr ähnlich. In Bild 1.1 sind die Anwendungsbereiche für LFT und GMT im Automobilbau abgebildet.

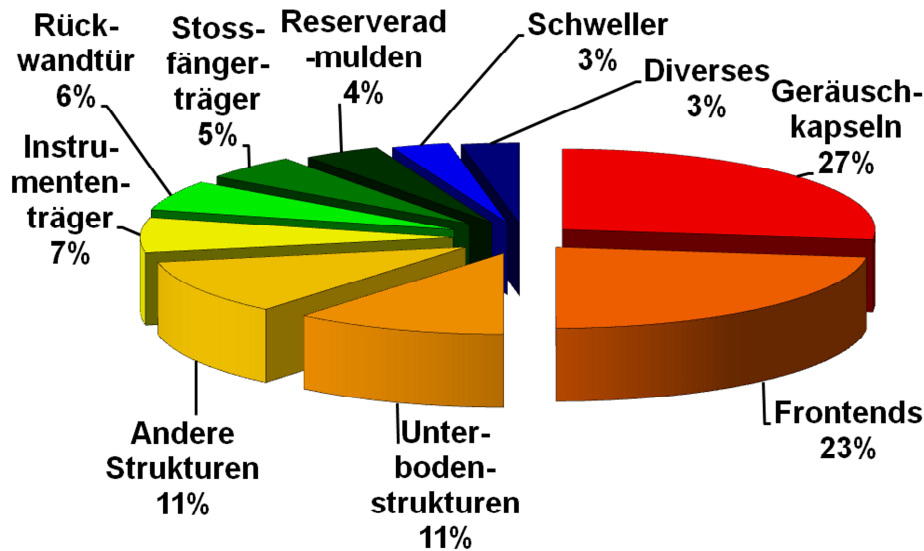


Bild 1.1: Anwendungsgebiete von LFT und GMT im Automobilbau nach [4]

Darin wird ersichtlich, dass der Hauptanwendungsbereich bei Verkleidungsbauteilen und nicht-lasttragenden Sekundärstrukturbauteilen liegt. Dieser Sachverhalt ist unter anderem den ungünstigen Crasheigenschaften von LFT geschuldet. Unter kurzzeitdynamischer Crashbelastung verhält sich LFT spröde und neigt zu Splitterbildung. Aufgrund der geringen Bruchdehnung ist die absorbierte Energie vergleichsweise gering. Ein überwiegend aus LFT bestehendes Kraftfahrzeug wäre aufgrund des geringeren Gewichtes umweltschonend und wegen der geringen Material- und Herstellungskosten preisgünstig. Jedoch würde das Fahrzeug bei einem Verkehrsunfall wegen des spröden Werkstoffverhaltens mit hoher Wahrscheinlichkeit seine strukturelle Integrität verlieren. Aus Sicht der Automobilindustrie und des Umweltschutzes wäre eine Erweiterung der Anwendungsbereiche von LFT im Automobilbau sehr erstrebenswert.

Aus der Vergangenheit ist die Automobilindustrie mit der Verwendung von Metallen sehr vertraut. Diese wurden bereits in den Anfängen des Automobilbaus eingesetzt. Metalle (M) bieten aufgrund ihrer hohen Duktilität eine gleichermaßen hohe Energie-

absorption. Diese Eigenschaft ist für crashbelastete Strukturen von größter Bedeutung. Da LFT wegen der Notwendigkeit eines hohen Energieabsorptionsvermögens in crashrelevanten Bereichen nicht verwendet werden kann, liegt die Idee nahe, die positiven Eigenschaften beider Materialien zu kombinieren. Das neu kreierte Material (M-LFT) soll die Vorzüge beider Materialien aufweisen und so in neue Anwendungsgebiete vorstoßen, die LFT bisher verschlossen blieben. Bild 1.2 zeigt die vor Beginn der Forschungsarbeiten prognostizierten Eigenschaften von M-LFT.

LFT		M		M-LFT
+ Dichte		+ Steifigkeit		+ Steifigkeit
+ Verarbeitung		+ Festigkeit		+ Festigkeit
+ Materialkosten		+ Duktiles Versagen		+ Spröd-Duktiles-Versagen
- Steifigkeit	+	+ Strukturelle Integrität	=	+ Strukturelle Integrität
- Festigkeit		+ Energieabsorption		+ Energieabsorption
- Sprödes Versagen		o Materialkosten		+ Materialkosten
- Strukturelle Integrität		o Verarbeitung		o Verarbeitung
- Energieabsorption		- Dichte		o Dichte

Bild 1.2: Prognostizierte Eigenschaften

Die folgenden Ausführungen befassen sich mit der Herstellung, der Charakterisierung und der Simulation dieses neuartigen Werkstoffverbundes. Dabei wird im folgenden Kapitel zunächst die nötige Verständnisgrundlage für die einzelnen Gebiete, die in dieser Arbeit abgehandelt werden, geschaffen. Im Anschluss daran erfolgt eine Untersuchung an unbelasteten M-LFT-Proben. Danach folgt die mechanische Charakterisierung des Interfaces und der Materialparameter in quasi-statischen sowie kurzzeitdynamischen Versuchen. Aufbauend auf den Versuchsergebnissen folgt abschließend eine simulative Betrachtung des Materialverhaltens auf mikro- und makromechanischer Ebene.

2 Stand der Technik

2.1 Langglasfaserthermoplaste und ihre Komponenten

Wie bereits in der Einführung angedeutet, bestehen sogenannte Langglasfaserthermoplaste aus zwei Phasen. In diesem Kapitel wird auf LFT und dessen einzelne Komponenten, Polypropylen und Langglasfasern (LGF), eingegangen. Dabei stehen der chemische Aufbau und die Herstellung im Vordergrund.

2.1.1 Polypropylenwerkstoffe

Polypropylen (PP) wurde zum ersten Mal im Jahr 1954 in der Hoechst AG in Frankfurt synthetisiert. Neben Polyethylen (PE) ist PP heute einer der am häufigsten hergestellten und verwendeten Kunststoffe weltweit. PP gehört zur Gruppe der Polyolefine und weist einen teilkristallinen Aufbau auf [5, 6].

2.1.1.1 Herstellung von Polypropylen

PP wird durch eine katalytische Kettenpolymerisation von Propen hergestellt. Zur Polymerisation werden häufig Ziegler-Natta-Katalysatoren eingesetzt. Bild 2.1 zeigt die Polymerisationsreaktion als Strukturformel.

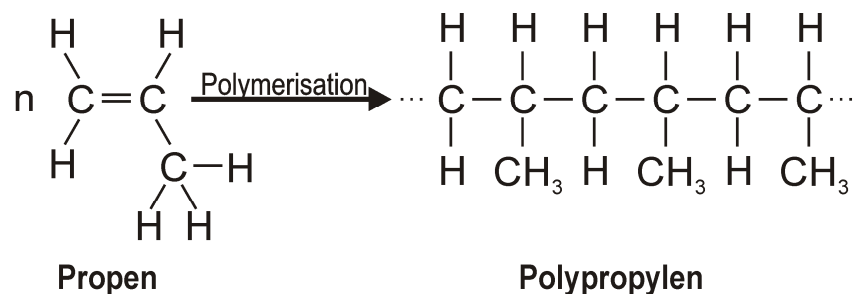


Bild 2.1: Polymerisation von Polypropylen

In einem PP-Molekül gehen die Kohlenstoffatome mit jeweils vier Nachbaratomen eine Bindung ein und bilden so eine Tetraederform. Daher liegen Tetraederwinkel von 109° vor. Bei der Polymerisation kann demzufolge in Abhängigkeit des Herstellungsverfahrens die Methylgruppe (CH_3) räumlich unterschiedlich angeordnet sein. Diese Eigenschaft wird als Taktizität bezeichnet und hat Auswirkungen auf die chemischen und physikalischen Eigenschaften des Kunststoffes. Je nach Anordnung

wird zwischen isotaktischem, syndiotaktischem oder ataktischem PP unterschieden. Von großer wirtschaftlicher Bedeutung ist hier das isotaktische PP. Dies liegt daran, dass mit steigendem isotaktischem Anteil sowohl der Kristallisationsgrad, die Schmelztemperatur, die Zugfestigkeit, die Steifigkeit als auch die Härte ansteigen.

2.1.1.2 Modifikationen von PP (Homo- und Copolymere)

Bei Unterschreitung der Glasübergangstemperatur weist PP ein sprödes Materialverhalten auf. Daher werden häufig PP-Blends mit elastomeren Anteilen hergestellt [7, 8, 9]. Die Bildung von Copolymerisaten durch Hinzufügen anderer Alkene (z. B.: Ethylen und Butylen) ermöglicht ebenfalls eine Zähigkeitssteigerung. Bei den Copolymeren wird zwischen Randomcopolymeren, Blockcopolymeren und Random-Blockcopolymeren unterschieden.

2.1.2 Technische Glaswerkstoffe und Langglasfasern

Glas und die daraus bestehenden Glasfasern zählen zu den anorganischen Werkstoffen. Alle Glasfaserarten basieren auf der chemischen Verbindung Siliziumdioxid (SiO_2) Hinzu kommen noch verschiedene Zusatzstoffe. Um den Schmelzpunkt herabzusetzen, werden Dinatriumoxid (Na_2O), Dikaliumoxid (K_2O) und Fluor (F) zugesetzt. Für Hochtemperaturanwendungen werden Zusätze von Calciumoxid (CaO) und Magnesiumoxid (MgO) verwendet. Durch Beifügung von Dialuminiumtrioxid (Al_2O_3) gelingt es, die mechanischen Eigenschaften zu verbessern. Dibortrioxid (B_2O_3) erhöht die dielektrischen Eigenschaften. Mit Hilfe der Zuschlagstoffe lassen sich die Eigenschaften des Glases genau auf die jeweilige Anwendung einstellen. Technische Glassorten werden daher abhängig von ihrer Zusammensetzung unterschieden.

2.1.2.1 Einteilung von technischen Glaswerkstoffen

Unter anderem gibt es E- (engl. Electric), C- (engl. Corrosion) und S-Gläser (engl. Strength). Tabelle 2.1 zeigt die prozentuale Zusammensetzungen von E-Glas aus dem auch das im Rahmen dieser Arbeit verwendete LFT hergestellt wurde.

Tabelle 2.1: Die chemische Zusammensetzung von E-Glas [1]

Verbindung	SiO_2	$\text{AlO}_2, \text{Fe}_2\text{O}_3$	CaO	MgO	$\text{Na}_2\text{O}, \text{K}_2\text{O}$	B_2O_3
Anteil [Gew.-%]	52,4	14,4	17,2	4,6	0,8	10,6

Durch die kovalenten Bindungen zwischen den Silizium- und Sauerstoffatomen zeigt Glas eine hohe Festigkeit. Aufgrund des geringen Durchmessers von Glasfasern verringert sich die Fehlstellenwahrscheinlichkeit (Größeneffekt), wodurch sich die Fasereigenschaften an die theoretisch möglichen Festigkeiten von Glas annähern.

2.1.2.2 Herstellung von Glasfasern

Glasfasern werden großtechnisch hauptsächlich im Düsenziehverfahren hergestellt. Entsprechend den späteren technischen Anforderungen wird ein Gemisch aus Quarzmehl, Kalkstein, Colemanit und Kaolin angefertigt. Dieses wird dann bei 1400 °C aufgeschmolzen. Die Schmelze läuft infolge des Eigengewichts aus einer Ziehdüse heraus. Durch schnelles Herausziehen wird die noch flüssige Schmelze in die Länge gezogen und verjüngt sich dabei. Die Abzugsgeschwindigkeit beträgt 20 bis 60 m/s. Durch Variation von Düsendurchmesser, Viskosität der Schmelze und Abzugsgeschwindigkeit lässt sich der Faserdurchmesser steuern. Dieser liegt in der Regel zwischen 5 und 24 µm. Beim Durchlaufen eines Wassernebels werden die Filamente bis unter ihre Erstarrungstemperatur abgekühlt. Zur Haftungsverbesserung wird nach dem Erstarren auf die Faseroberflächen eine sogenannte Schlichte aufgetragen und die Filamente abschließend aufgewickelt.

2.1.3 Langglasfaserpellets

Unverstärktes Polypropylen weist verhältnismäßig schlechte mechanische Eigenschaften auf. Daraus entstand der Wunsch, die Eigenschaften von Polypropylen durch Hinzufügen von Glasfasern zu verbessern. Die Verwendung von Glasfasern bietet sich in diesem Fall an, da beide Grundwerkstoffe sehr kostengünstig sind. So konnte sich das entstehende Material bei Anwendungen mit hohem Kostendruck, wie es zum Beispiel in der Automobilindustrie der Fall ist, gut durchsetzen. Bei den thermoplastischen Glasfaserprepregs und Halbzeugen wird zwischen glasmatten-, endlosfaser- und langglasfaserverstärkten Thermoplasten unterschieden. Endlosfaserverstärktes PP ist auch unter dem Markennamen *TWINTEX®* bekannt, während wirrglasfaserplattenverstärktes Polypropylen als glasmattenverstärkte Thermoplaste (GMT) bezeichnet werden. Da sowohl GMT als auch endlosfaserverstärkte Thermoplaste für die kostengünstigen Herstellungsverfahren, wie Spritzgießen und Extrusion, nicht anwendbar sind, haben sich, trotz der schlechteren Eigenschaften, auch kurz- und langglasfaserverstärkte Thermoplaste auf dem freien Markt

behauptet. Laut [10] liegt der in Westeuropa eingesetzte Anteil an LFT und GMT, im Vergleich zu allen eingesetzten faserverstärkten Kunststoffen, bei nur 4%. Das Marktpotenzial scheint aber bedeutend höher zu sein: *„Das Marktpotenzial kann als wesentlich größer bezeichnet werden, doch um dieses zu erreichen, muss die Werkstoffgruppe ein erweitertes Eigenschaftsprofil aufweisen oder derzeit noch vorhandene Nachteile überwinden“* [10: S. 295]. Für die LFT-Verarbeitung haben sich zwei Verfahren etabliert. Zum einen das Direkt-LFT-Verfahren (D-LFT), bei dem zunächst PP im Extruder aufgeschmolzen und in situ innerhalb eines Mischers mit Langglasfasern vermischt wird. Zum anderen existiert das G-LFT-Verfahren, für das ein Granulat aus bereits mit PP imprägnierten LGF verwendet wird. Das LFT-Granulat wird je nach Literatur auch als LFT-Pellet bezeichnet. Diese Pellets können dann wie gewöhnliche Thermoplastgranulate im Extruder oder Spritzgießautomaten aufgeschmolzen und verarbeitet werden. Je nach Additivierung ist auch ein Abmischen mit Kunststoffgranulat möglich, um niedrigere Fasergehalte zu realisieren.

2.1.3.1 Herstellung von LGF-Pellets

Glasfaserpellets werden im Pultrusionsverfahren hergestellt [11, 12, 13]. Bei diesem Verfahren werden vorgeheizte Glasfaserrovings durch eine mit aufgeschmolzenem PP gefüllte Vorrichtung geführt. Der Roving wird darin mit PP durchtränkt und anschließend abgekühlt. Mittels eines Granulators wird anschließend der PP-getränkte Endlosstrang in die gewünschte Pelletlänge unterteilt und damit auch die Glasfaserlänge festgelegt.

2.1.3.2 Einfluss der Faserlänge

Nach [4] werden Verstärkungsfasern je nach Faserlänge in verschiedene Klassen eingeteilt. Dabei wird zwischen Kurz-, Lang- und Endlosfasern unterschieden (siehe Tabelle 2.2). Hier liegen im Allgemeinen zwei gegenläufige Tendenzen vor. Mit steigender Faserlänge verbessern sich die mechanischen Eigenschaften des späteren Verbundes, während die möglichen Verarbeitungsverfahren und damit die späteren Herstellungskosten negativ beeinflusst werden. Faserverbunde mit Langglasfasern sind bezüglich der Faserlängen noch in Spritzguss- und Pressprozessen verarbeitbar. Gleichzeitig bieten sie bessere mechanische Eigenschaften als unverstärkte oder kurzfaserverstärkte Kunststoffe. So verbessern sich mit zunehmender Faserlänge zunächst Eigenschaften wie die Steifigkeit [14, 15]. Mit weiter ansteigender

Faserlänge erhöht sich auch die Festigkeit des späteren Bauteils. Da sich mit zunehmender Faserlänge die durch Faserauszug absorbierte Energieaufnahme erhöht, steigt mit zunehmender Faserlänge auch die Schlagzähigkeit. Für die Crasheigenschaften ist besonders die Schlagzähigkeit von großer Bedeutung.

Tabelle 2.2: Längeneinteilung von Glasfasern [4]

Einteilung	Kurzfaser	Langfaser	Endlosfaser
Faserlänge	< 2 mm	2-50 mm	>50mm

2.2 Edeltähle und Edelstahltextilien

Da sich diese Arbeit mit der Metallverstärkung von LFT beschäftigt, wird in diesem Kapitel auf die wichtigsten Aspekte des verwendeten Edelstahls und der daraus hergestellten Edelstahltextilien eingegangen.

2.2.1 X5CrNi1810 (Werkstoffnummer 1.4301)

Der hier behandelte Stahl ist auch unter dem Namen V2A bekannt. Dabei handelt es sich um einen metastabilen, austenitischen Stahl. Er enthält neben Eisen und Kohlenstoff noch 18% Chrom und 10% Nickel. Der hohe Chromgehalt macht den Stahl unter atmosphärischen Bedingungen korrosionsbeständig. Durch die Zugabe von Nickel wird die austenitische Struktur ermöglicht und die Korrosionsbeständigkeit erhöht. Das Kristallsystem eines austenitischen Stahls ist kubisch flächenzentriert (KFZ). Bei einer plastischen Deformation wandelt sich das γ -austenitische Gefüge in ein α -martensitisches Gefüge um. Dabei kommt es durch Versetzungsbewegungsbehinderungen gleichzeitig zu einer Kaltverfestigung des Materials [16]. Für die Anwendung als Verstärkungstextil für Craschanwendungen ist die Verformbarkeit von besonderer Bedeutung. Der verwendete Stahl wurde daher unter anderem wegen seiner hohen Bruchdehnung von über 50% ausgewählt, die diesen Stahl für den Einsatz in einem M-LFT prädestinieren. Der Aspekt der Korrosionsbeständigkeit spielt für das in dieser Arbeit verwendete Einbettungsmaterial (LFT) keine große Rolle, könnte jedoch bei Anwendungen mit hydrophilen Kunststoffen, z. B. Polyamid an Bedeutung gewinnen, da das Metalltextil durch Wasseraufnahme mit der Zeit korrodieren würde.

2.2.2 Herstellung und Anwendungsgebiete von Edelstahlschweißgittern

Die Herstellung sowie die Eigenschaften von verschiedenen Edelstahltextilien und edelstahltextilverstärktem-LFT wurden in [17] bereits ausgiebig untersucht. Versuche an Metallverstärkungstextilien mit unterschiedlichen Maschenweiten, Drahtdurchmessern und Bindungsarten haben bereits gezeigt, dass stoffschlüssig verschweißte Edelstahlgelege (Schweißgitter) mit großer Maschenweite und großem Drahtdurchmesser am ehesten das gewünschte Eigenschaftsprofil von M-LFT liefern. Folglich befasst sich diese Arbeit ausführlich mit dem Eigenschaftsprofil von mit diesem Verstärkungstextil hergestellten M-LFT-Verbunden.

Aus dem in Kapitel 2.2.1 beschriebenen Edelstahl werden in mehreren Ziehoperationen Drähte hergestellt. Bis zu einem Drahtdurchmesser von 1 mm werden dabei häufig Ziehmatrizen aus polykristallinen Diamanten (PKD) oder Hartmetallen sowie Trockenschmiermittel wie Natrium- oder Calciumstearate verwendet. Je nach Ausgangsquerschnitt erfolgt dieser Prozess in mehreren Stufen. Aufgrund der mit einer plastischen Deformation einhergehenden Kaltverfestigung, kann zwischen den Ziehschritten ein Spannungsfreiglühen des Drahtes notwendig werden. Das für die Herstellung von Edelstahlschweißgittern angewandte Verfahren ist in die Gruppe der halbkontinuierlichen Herstellungsverfahren einzuordnen.

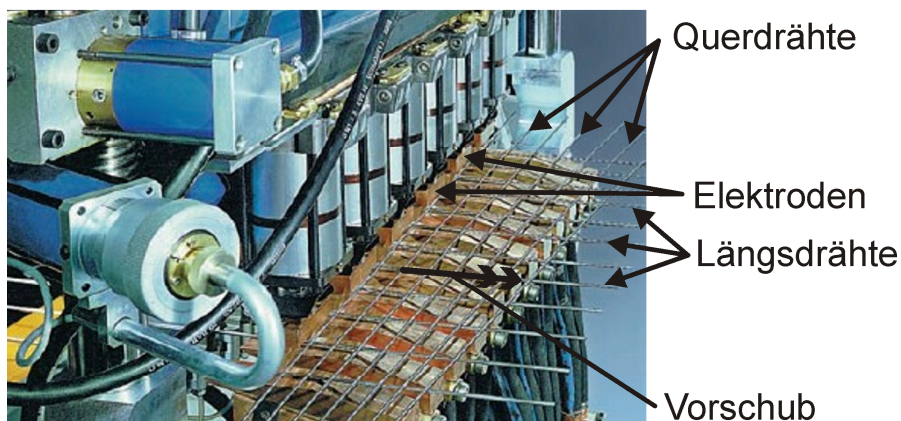


Bild 2.2: Gitterschweißmaschine nach [18]

Die Schweißgitter werden in einer sogenannten Gitterschweißmaschine hergestellt (siehe Bild 2.2). Ähnlich der Kettfäden in der Webtechnik werden längs zur Herstellungsrichtung verlaufende Drähte in die Maschine geführt. Darüber werden einzelne oder mehrere Querdrähte platziert (analog zu Schussfäden beim Weben).

Diese Drähte werden dann abgelängt und von einer Balkenelektrode auf die Längsdrähte gedrückt. Durch Hochspannung werden die Drähte abschließend widerstandsgeschweißt [19] und der verschweißte Längsdrahtabschnitt weiter transportiert, sodass erneut Querdrähte platziert und verschweißt werden können.

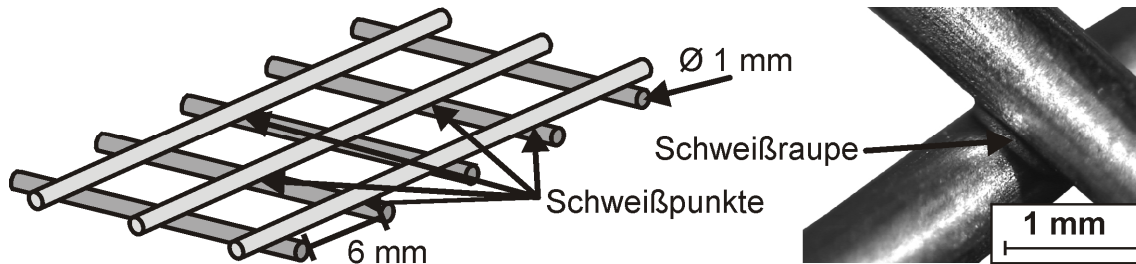


Bild 2.3: Schema Schweißgitter (links) Aufnahme Schweißpunkt (rechts)

Bild 2.3 zeigt den schematischen Aufbau des in dieser Arbeit verwendeten Schweißgitters. Das Schweißgitter wurde aus X5CrNi1810 mit einem Drahtdurchmesser (l_d) von 1 mm und einer Maschenweite (l_M) von 6 mm hergestellt. Aufgrund der Variabilität des Herstellungsprozesses lassen sich prinzipiell alle erdenklichen Maschenweiten und Drahtdurchmesser realisieren. Die Anwendungsgebiete von Schweißgittern erstrecken sich über viele Bereiche. Beispielsweise werden Käfige, Schutzzäune, Einkaufswagen und Gitterboxen aus Schweißgittern hergestellt.

2.3 Bisherige Anwendung von Metall-Kunststoffverbunden

Die Kombination von Metallen und Kunststoffen zu einem Verbundwerkstoff oder Werkstoffverbund ist keine neue Erfindung. Beispielsweise werden in der Elektronikindustrie schon seit geraumer Zeit Metalldrähte, -fasern und -partikel zur elektromagnetischen Abschirmung von Kunststoffgehäusen eingesetzt [20, 21, 22]. Zwei weitere bekannte Einsatzmöglichkeiten, bei denen Stahl als Verstärkungsstruktur für ein sprödes Matrixmaterial verwendet wird, sind Drahtgläser und Stahlbeton. Besonders bei Drahtgläsern erfüllt der Verstärkungsdraht denselben Zweck wie bei M-LFT. Das spröde Matrixmaterial soll bei einem Bruch durch den Draht zusammengehalten werden und erhält gewissermaßen die strukturelle Integrität des Fensters, um zum Beispiel einen Einbruch zu erschweren oder einen Brand einzudämmen [23].

In neuerer Zeit haben Werkstoffverbunde wie z. B. *ARALL®* (aramidfaserverstärktes Aluminiumlaminat) und *GLARE®* (engl. glas fiber reinforced aluminium) Anwendung in der Luft- und Raumfahrtindustrie gefunden. Beide Werkstoffe sind in die Gruppe der Schichtverbundwerkstoffe einzuordnen und werden häufig als Faser-Metall-Lamine (FML) bezeichnet [24]. FML zeichnen sich durch ausgezeichnete mechanische Eigenschaften und ein gutes Durchbrandverhalten aus. Außerdem wird bei FML an den Grenzflächen der vielen Schichten das Wachstum von Rissen verlangsamt bzw. gestoppt [25]. Aufgrund der weiten Verbreitung von FML im Flugzeugbau existieren eine Vielzahl von Publikationen zu dieser Materialgruppe [24, 25, 26, 27].

Bezüglich der mechanischen Eigenschaften von metallverstärkten Kunststoffen finden sich bisher nur sehr wenige Arbeiten. In [28] wird z. B. das Ermüdungsverhalten von stahlgewebeverstärkten Polyethylenverbundwerkstoffen untersucht. Außerdem wird in [29] die Verstärkung von glasfaserverstärktem Polyphenylsulfid und glasfaserverstärkten Epoxidharzen mit Edelstahlgeweben untersucht. In [30] wurde am IVW die Herstellung und Eigenschaftsverbesserung von stahlfaserverstärktem *TWINTEX®* untersucht.

An der Universität Gent in Belgien wurde in Zusammenarbeit mit verschiedenen Industriezweigen ein Forschungsprojekt ins Leben gerufen. In diesem Projekt wurde die Möglichkeit einer Verstärkung von Thermoplasten mit Stahlcords untersucht [31, 32, 33]. Die Ergebnisse führten zu einem *EASI* (engl. energy absorption safety integrity) genannten Material, welches sich seit Kurzem in der Serienanwendung befindet [34], [35]. Dieses Material zielt auf eine ähnliche Anwendung ab, wie das in dieser Arbeit untersuchte Material. Allerdings handelt es sich bei der Verstärkung nicht um ein Schweißgitter, sondern um ein unidirektionales Stahlcordgelege. Anstelle von LFT wird GMT und *GMTex®* als Einbettung verwendet. Je nach Anwendungsfall könnte hier ein Metalltextil mit LFT aufgrund der Gestaltungsvielfalt Vorteile bei der Herstellung sowie Optimierung der Lastübertragung und des Crashverhaltens bieten.

2.4 Herstellung des untersuchten M-LFT und ESG-LFT

In vorangegangenen Untersuchungen [36] wurden verschiedene Metallverstärkungstextilien und LFT-Varianten auf ihre Eignung zur Herstellung von M-LFT untersucht (siehe Tabelle 2.3). Parallel wurde außerdem ein für die Herstellung von M-LFT geeigneter Herstellungsprozess entwickelt. Während der anschließenden mechanischen Charakterisierung zeigten zwei Verstärkungstextilien die gewünschten Eigenschaften, wie z. B. eine gesteigerte Energieaufnahme des M-LFT gegenüber einem herkömmlichem LFT.

Tabelle 2.3: Merkmale der untersuchten Verstärkungstextilien

Bezeichnung	Flächengew. [kg/m ²]	Drahtdurchmesser [mm]	Maschenweite [mm]	Bindungsart
1,0x6,0	1,8	1,0	6,0	Schweißgitter
0,6x0,67	3,6	0,6	0,67	Leinwand
0,4x1,0	1,45	0,4	1,0	Leinwand
0,3x0,315	1,3	0,3	0,315	Leinwand
0,2x0,2	1,3	0,2	0,2	Köper

Das erste Textil ist ein als 1,0 x 6,0 respektive Edelstahlschweißgitter bezeichnetes Verstärkungstextil. Die Besonderheiten dieses Textils wurden bereits in Kapitel 2.2 näher erläutert. Bei dem zweiten Textil handelt es sich um ein als 0,6 x 0,67 bezeichnetes Leinwandgewebe. Ersteres kann aufgrund des geringen Flächengewichtes sehr gute dichtetpezifische Eigenschaften erreichen und ist dadurch dem zweiten Verstärkungstextil überlegen. Aus diesem Grund konzentrieren sich die Forschungsbemühungen dieser Arbeit auf edelstahlschweißgitterverstärktes LFT. Der untersuchte ESG-LFT wurde nach dem in [17] entwickelten Produktionsverfahren hergestellt.

Das Verfahren gliedert sich in zwei im Fließpressverfahren arbeitende Herstellungsschritte (siehe Bild 2.4). Zunächst wird in einem ersten Schritt im G-LFT-Verfahren ein Gemisch aus PP-Granulat und LFT-Pellets extrudiert und in ein Tauchkantenwerkzeug zur Herstellung von Platten mit den Abmessungen 547 mm x 547 mm eingelegt. Verwendet wurde ein Einschneckenextruder des Typs *Kannengiesser KMH 60S*. Die sowohl zum Pressen der Halbzeugplatten als auch zum Verpressen der Verbundplatten verwendete hydraulische Presse stammte von der Firma

Dieffenbacher mit der Typenbezeichnung *pHp 800-650*. Der Einlegebereich im Plattenwerkzeug lag dabei am Werkzeugrand. Da sich nach [10, 37, 38, 39] die Glasfasern während des Fließpressvorgangs überwiegend in Fließrichtung orientieren, soll auf diese Weise eine möglichst über die gesamte Platte homogene und hochorientierte Faserausrichtung erreicht werden. Deshalb wird die Fließrichtung im Folgenden als 1-Richtung bezeichnet. Mit 2-Richtung wird die Richtung bezeichnet, welche senkrecht zur 1-Richtung in der Plattenebene liegt. Dementsprechend wird die Dickenrichtung der Platte als 3-Richtung gekennzeichnet.

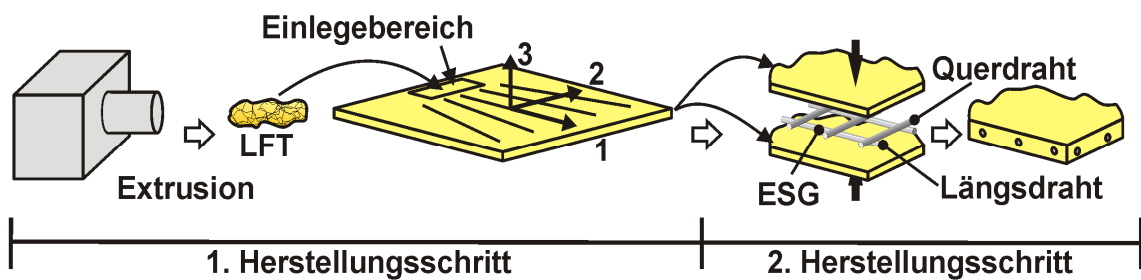


Bild 2.4: Herstellung von metalltextilverstärktem LFT

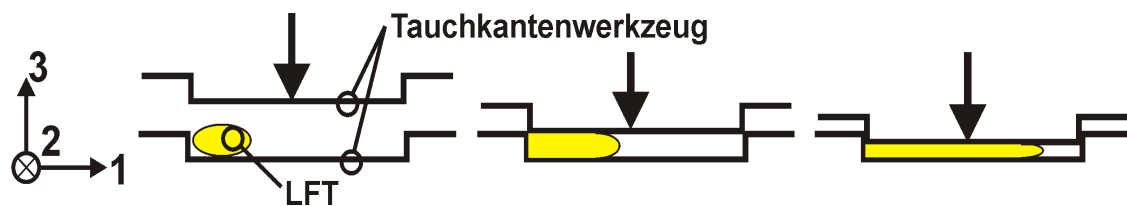


Bild 2.5: Vorgang des Fließpressverfahrens

In Bild 2.5 wird der Vorgang während des Fließpressverfahrens veranschaulicht. Die entsprechenden Herstellungparameter sind in Tabelle 2.4 und Tabelle 2.5 abgebildet. Vor dem Plastifizieren im Extruder wurde das PP-Granulat und die LFT-Pellets auf einen Fasergewichtsanteil von 40% abgemischt (PP/GF40). Dazu wurde ein duktiler copolymeres PP-Granulat des Herstellers *LYONDELLBASELL* mit der Bezeichnung *MOPLEN EP 340 K* verwendet. Die LFT-Pellets wurden von der Firma *FACT* mit einer Faserlänge von 25 mm geliefert. Dabei handelte es sich um den Typ *FACTOR ADD PP-LGF 60/30 N25*. Um eine optische Untersuchung des Materials zu ermöglichen, wurden diese Pellets ohne Zugabe von Farbpartikeln hergestellt. Zum Vermindern eventuell noch vorhandener herstellungsbedingter Fettrückstände

werden die Metalltextilien vor dem Verpressen in einem Umluftofen für 30 Minuten bei einer Solltemperatur von 230 °C erhitzt.

In einem zweiten Schritt wird der gewünschte M-LFT-Verbund hergestellt. Dazu wird das auf ein Maß von 500 mm x 500 mm zugeschnittene Verstärkungstextil zwischen zwei auf ein Maß von 450 mm x 450 mm vorkonfektionierte Halbzeugplatten aus Schritt eins platziert.

Tabelle 2.4: Extrusionsparameter für den ersten Herstellungsschritt (Extrudat)

Extruderparameter	Wert
Plastifikatlänge	150 mm
Staudruck	50 bar
Drehzahl Schnecke	10 U/min
Massetemperatur	245-250 °C
Düsendurchmesser	55 mm

Tabelle 2.5: Pressparameter für den ersten Herstellungsschritt (Halbzeug)

Pressparameter	Wert
Presskraft	6000 kN
Werkzeugtemperatur oben	70 °C
Werkzeugtemperatur unten	80 °C
Pressenschließgeschwindigkeit	10 mm/s
Presszeit	1 min

Tabelle 2.6: Pressenparameter für den zweiten Herstellungsschritt (Verbund)

Pressparameter	Wert
Presskraft	1500 kN
Werkzeugtemperatur oben	70 °C
Werkzeugtemperatur unten	80 °C
Pressenschließgeschwindigkeit	7,5 mm/s
Presszeit	3 min

Dieser Stapel wird zum Aufschmelzen des LFT für 14 Minuten bei einer Solltemperatur von 230 °C in einem Umluftofen auf eine Kerntemperatur von 205 - 210 °C erhitzt. Nach dem Aufschmelzen wird der Stapel umgehend in einem Plattenwerkzeug positioniert und verpresst. Nach einer Haltezeit von drei Minuten ist der Pressvorgang abgeschlossen und der M-LFT-Verbund kann entnommen werden. Die

dazu verwendeten Pressenparameter sind in Tabelle 2.6 dargestellt. Als Referenz für die experimentelle Charakterisierung von ESG-LFT wurde LFT herangezogen. Einige der zur Charakterisierung notwendigen Versuche sind von der Probendicke abhängig. Um eine annähernd gleiche Dicke wie im ESG-LFT zu erreichen, wurden LFT-Verbundplatten durch Verpressen zweier LFT-Halbzeugplatten ohne Metalltextilverstärkung hergestellt. Durch diese Maßnahme sollte eine bessere Vergleichbarkeit von Versuchen an ESG-LFT und unverstärktem LFT erreicht werden. Die durchschnittliche Dicke der ESG-LFT- und LFT-Verbundplatten betrug ca. 3,75 mm. Der LFT wies dabei eine Dichte ρ_{LFT} von 1,232 g/cm³ auf. Der hergestellte ESG-LFT zeigte eine etwas höhere Dichte $\rho_{ESG-LFT}$ von 1,764 g/cm³.

2.5 Funktionsprinzip der Grauwertkorrelation

Viele der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten experimentellen Versuche wurden mit Hilfe des optisch arbeitenden Grauwertkorrelationsverfahrens ausgewertet. Das Verfahren kann mit DIC (engl. Digital Image Correlation) abgekürzt werden. Die DIC wurde unter anderem deswegen angewandt, weil insbesondere bei kurzzeitdynamischen Versuchen [40] die Verwendung berührungsloser Messverfahren von großem Vorteil ist. Hinzu kommt, dass mit Hilfe der Grauwertkorrelation vollflächige Auswertungen des Dehnungsfeldes der gesamten sichtbaren Oberfläche möglich sind. Bei der Verwendung von zwei Kameras bietet das Verfahren auch die Möglichkeit einer 3D-Auswertung. Da die untersuchten Proben eben sind, war eine 3D-Auswertung jedoch nicht notwendig. Weil das DIC-Verfahren im Rahmen dieser Arbeit häufig eingesetzt wurde, wird im Folgenden auf die wichtigsten Merkmale und Arbeitsprinzipien dieses Verfahrens eingegangen. Detailliertere Informationen finden sich in den angegebenen Quellen. Die Grauwertkorrelation ist ein Verfahren der rechnergestützten digitalen Bildbearbeitung. Grundlage des Verfahrens ist die Auswertung der Aufnahme einer Oberfläche zu zwei verschiedenen Zeitpunkten. Dabei werden mit Hilfe eines Korrelationsalgorithmus die Verschiebungen bzw. die Verschiebungsfelder zwischen beiden Aufnahmen bestimmt.

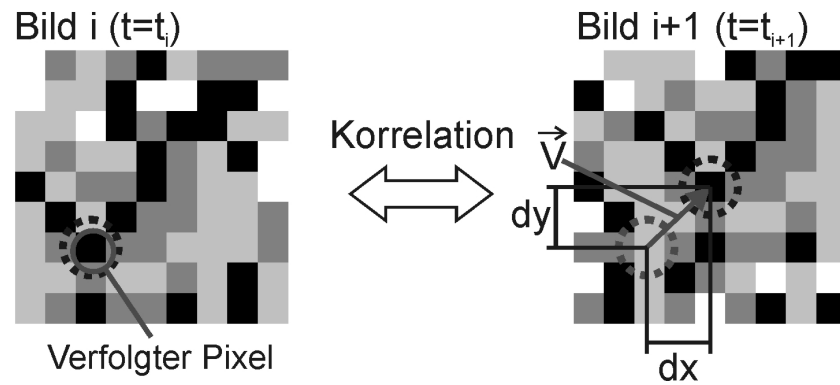


Bild 2.6: Arbeitsprinzip der Grauwertkorrelation nach [41]

Das Arbeitsprinzip der DIC ist in Bild 2.6 dargestellt. Der Algorithmus ermittelt anhand der Grauwertverteilung die Verschiebung einzelner Pixel oder auch Pixelfelder [41]. Bei großen Deformationen müssen Bildfolgen aufgezeichnet werden, die dann von Bild zu Folgebild ausgewertet werden. Voraussetzung zur Anwendung des Verfahrens ist, dass die zu untersuchende Oberfläche eine hinreichend ausgeprägte Oberflächenstruktur aufweist. Dabei kann es sich sowohl um die natürliche Oberflächenbeschaffenheit als auch ein künstlich aufgesprühtes Muster handeln. Das Muster sollte dabei möglichst kontrastreich (Schwarz-Weiß) sein und im Auflösungsbereich der verwendeten Kamera und des Objektivs liegen. Für vollflächige Auswertungen wurde im Rahmen dieser Arbeit die Auswertungssoftware *ARAMIS* vom Anbieter *GOM* (Gesellschaft für optische Messtechnik) verwendet. Für die einfache Dehnungsmessung wurde je nach Anwendungsfall die IVW-Interne Software *WINTRACE* und die kommerziell verfügbare Software *MOTION STUDIO* des Herstellers *IDT* (Integrated Design Tools) verwendet. Da im Rahmen dieser Arbeit das DIC-Verfahren nur zur Auswertung angewendet wurde, wird an dieser Stelle auf eine weitere Vertiefung verzichtet und der geneigte Leser auf [42] verwiesen.

2.6 Einfluss der Oberfläche auf Adhäsion und Haftung

Die mechanischen Eigenschaften eines Verbundwerkstoffs werden maßgeblich von der Adhäsion, das heißt Bindungskräften zwischen Fasern und Matrix beeinflusst [43]. In Bild 2.7 sind die wesentlichen Adhäsionsmodelle und deren Wirkmechanismen dargestellt. In [44] wird zwischen den Begriffen Adhäsion (Wechselwirkung) und Haftung (Ergebnis dieser Wechselwirkung) unterschieden. Unpolare Polyolefine, wie

z. B. Polypropylen, können neben einer mechanischen auch eine begrenzte chemische Adhäsion in Form von Van-der-Waals-Bindungen ausbilden. „Im Falle des eher unpolaren PP leisten nur die Dispersionskräfte einen nennenswerten Beitrag zur Haftung“ [44: S.109]. Dieser Sonderfall der Van-der-Waals-Kraft wird als London-Kraft bezeichnet. Sie entstehen durch, auch in eigentlich unpolaren Molekülen auftretenden, Fluktuationen der Dipolmomente. Die Rauigkeitseigenschaften der Oberfläche sind hinsichtlich der mechanischen Adhäsion von großer Bedeutung. Durch eine raue Oberfläche werden formschlüssige Verbindungen in Form von Verankerungen, Verkrallungen und Verklammerungen überhaupt erst ermöglicht. Die Oberflächenbeschaffenheit hat großen Einfluss auf die Haftung. Durch eine gezielte Oberflächenvorbehandlung der Fügepartner lässt sich somit die Art der Adhäsion und damit die Haftung beeinflussen. Die Qualität der Haftung zwischen zwei Fügepartnern kann mit Hilfe von Auszug- (Scherfestigkeit) oder Stirnabzugversuchen (Normalfestigkeit) untersucht werden [45, 46, 47].

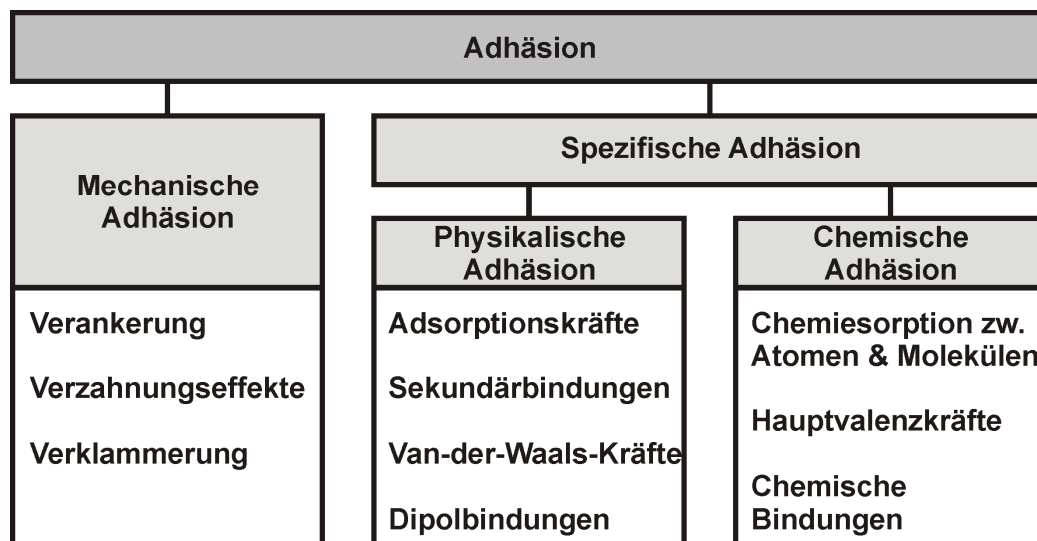


Bild 2.7: Adhäsionsmodelle und Wirkmechanismen nach [36]

2.7 Materialmodellierung mit ABAQUS®

Die Finite-Elemente-Methode (FEM) ist ein heutzutage weit verbreitetes Verfahren zur Simulation von Werkstoffen, Bauteilen oder auch komplexen Baugruppen bis hin zu großen Strukturen wie Fahrzeugen oder Gebäuden. Dabei können sowohl statische, zyklische, thermische als auch kurzzeitdynamische Belastungen, wie z. B. bei einem Crash, simuliert werden [48]. Im Unterschied zu einem analytischen Lösungs-

ansatz versucht die FEM nicht das Problem mit einer allgemeingültigen Gleichung zu beschreiben, sondern das Gesamtproblem wird in viele kleine Lösungsansätze aufgeteilt. Dazu wird ein mit Randbedingungen und Lasten versehenes geometrisches Modell des Problems in eine endliche (finite) Anzahl von Elementen und Knoten aufgeteilt. Die Knoten sind über Verschiebungsansätze untereinander gekoppelt. Den Elementen werden auf kontinuumsmechanischen Ansätzen basierende Materialmodelle zugewiesen. So entsteht schließlich ein Gleichungssystem, das mit Hilfe leistungsstarker Rechner gelöst werden kann.

2.7.1 Zeitintegrationsverfahren in der FEM

Bei der Berechnung instationärer Vorgänge in der FEM besteht die Möglichkeit implizit oder explizit arbeitende Verfahren zur Zeitintegration zu verwenden [49, 50]. Bei einem impliziten Verfahren werden die Gleichungen so aufgestellt, dass nicht direkt alle Lösungsmatrizen zum Zeitpunkt $t+dt$ bestimmt werden können und somit iterativ bestimmt werden müssen. In der Regel wird dazu das „Newmark Verfahren“ eingesetzt. Der Berechnungsaufwand und der erforderliche Speicherplatz ist aufgrund des Iterationsverfahrens hoch, jedoch sind diese Verfahren unabhängig vom Zeitschritt stabil. Bei einigen Problemstellungen mit starken Nichtlinearitäten, Kontakten oder in der Kurzzeitdynamik muss aber auch bei impliziten Verfahren der Zeitschritt gesenkt werden, wodurch ein großer Rechenaufwand entsteht. In diesem Fall sind explizit arbeitende Verfahren besser geeignet. Bei explizit arbeitenden Verfahren wird die instationäre Kräftebilanz direkt gelöst. Im Allgemeinen wird dazu das Zentrale-Differenzen-Verfahren eingesetzt. Da keine Iterationsschritte notwendig sind arbeitet das explizite Verfahren wesentlich schneller und kommt mit weniger Speicherplatz aus. Bei diesem Verfahren besteht hinsichtlich der Stabilität eine Einschränkung des Zeitschritts. Der maximale Zeitschritt wird durch die Courant-Friedrich-Lewy-Bedingung (CFL) in Gl. (2.1) beschrieben:

$$1 > \frac{c \cdot t_{max}}{L_{char}} \quad (2.1)$$

$$c = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)}} \quad (2.2)$$

Dabei muss CFL stets kleiner 1 sein. Bei Festkörpern entspricht die Geschwindigkeit (c) der Schallausbreitungsgeschwindigkeit nach Gl. (2.2). Wegen der Einschränkung der Zeitschrittweite benötigen diese Verfahren zur Berechnung einer Lösung viele Zeitschritte. Daher wird die explizite Zeitintegration hauptsächlich für Problemstellungen aus der Kurzzeitdynamik und bei großen auftretenden Deformationen eingesetzt, da in diesen Fällen ohnehin die Anwendung kleiner Zeitschritte erforderlich ist. Die bestehenden Einschränkungen hinsichtlich der Zeitschrittweite können bis zu gewissen Grenzen durch die Anwendung eines Massenskalierungsverfahrens kompensiert werden. Dabei wird ausgenutzt, dass sich in Gl. (2.2) die Dichte im Nenner befindet. Bei einer Dichteerhöhung, vergrößert sich gleichzeitig der maximal anwendbare Zeitschritt. Dabei muss jedoch unbedingt beachtet werden, dass die während der Berechnung auftretende kinetische Energie weit unter der inneren Energie liegt. So kann sichergestellt werden, dass das Ergebnis nicht durch die zusätzliche Masse verfälscht wird.

2.7.2 Verwendete Materialmodelle

Mechanisch gesehen wird ein Werkstoff durch das zugeordnete Werkstoffgesetz charakterisiert. Dieses beschreibt den Zusammenhang zwischen Spannungen und Verzerrungen. Liegt ein linearer Zusammenhang vor, wird das Materialgesetz auch als lineares Elastizitätsgesetz oder „Hooke’s Law“ bezeichnet. Bei vielen Materialien sind die mechanischen Eigenschaften makroskopisch isotrop. Dies bedeutet, dass die Eigenschaften unabhängig von der Richtung sind. Bei faserverstärkten Kunststoffen liegt für gewöhnlich, aufgrund der Faserorientierung, kein isotropes Verhalten mehr vor. Durch die unterschiedlichen Materialeigenschaften von Faser und Matrix zeigt das Verbundmaterial richtungsabhängige Eigenschaften. Dieses Verhalten wird als anisotrop bezeichnet. Für den allgemeingültigen Anisotropiefall ist die Nachgiebigkeitsmatrix S voll besetzt, siehe Gl. (2.3):

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} & S_{16} \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} & S_{26} \\ S_{31} & S_{32} & S_{33} & S_{34} & S_{35} & S_{36} \\ S_{41} & S_{42} & S_{43} & S_{44} & S_{45} & S_{46} \\ S_{51} & S_{52} & S_{53} & S_{54} & S_{55} & S_{56} \\ S_{61} & S_{62} & S_{63} & S_{64} & S_{65} & S_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (2.3)$$

Laut [3] kann über Energiebetrachtungen nachgewiesen werden, dass S symmetrisch zur Hauptdiagonalen ist und der Zusammenhang $S_{ij} = S_{ji}$ gilt. Daher beinhaltet ein anisotroper Werkstoff 21 unabhängige Werkstoffparameter. Für einige Materialien, die Sonderfälle der Anisotropie darstellen, sind weitere Vereinfachungen möglich. So besitzt ein sogenannter orthotroper Werkstoff drei senkrecht zueinanderstehende Symmetrieebenen. Dies führt dazu, dass die Dehnungs-Scherungs-Kopplung aus Gl. (2.3) verschwindet und sich zu folgender Gleichung vereinfacht:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad (2.4)$$

Dies verringert die Anzahl der unabhängigen Parameter auf neun. Ein Beispiel für einen solchen Werkstoff ist ein Faserkunststoffverbund mit ausgeglichenem und symmetrischem Lagenaufbau.

Liegt in einem Material eine unidirektionale Faserorientierung vor, so kann das Werkstoffgesetz weiter vereinfacht werden, da transversal zur Faserorientierung eine Isotropieebene entsteht. Die Anzahl der Konstanten verringert sich in diesem Fall auf fünf. Diese sind: E_1 , E_2 , ν_{12} , G_{12} sowie ν_{23} oder G_{23} . Das sich einstellende Verhalten wird als Transversalisotropie bezeichnet.

Für den Fall, dass in einem orthotropen Material ein ebener Spannungszustand vorliegt, lässt sich Gl. (2.4) auf den 2D-Fall vereinfachen. So reduziert sich die Anzahl der unabhängigen Variablen auf vier. Diese sind im Detail E_1 , E_2 , G_{12} und ν_{12} oder ν_{21} .

Wird anstelle der oben beschriebenen Matrixschreibweise die Tensorschreibweise verwendet, ist zu beachten, dass die Ingenieurgröße der Scherung als Dehnung der Hauptdiagonalen beschrieben wird [3]. In diesem Fall gilt Gl. (2.5):

$$\varepsilon = \frac{1}{2}\gamma \quad (2.5)$$

2.7.3 Plastizität und Versagen von Metallen

Neben elastischen Verformungen treten bei einigen Werkstoffen auch plastische Verformungsanteile auf. Es existieren unterschiedliche Theorien, um dieses Verhalten zu beschreiben. An dieser Stelle wird jedoch nur kurz die weit verbreitete Plastizitätstheorie nach von-Mises vorgestellt. von-Mises geht davon aus, dass die plastische Deformation unabhängig von den hydrostatischen Spannungen ist und im Wesentlichen von der zweiten Invarianten des deviatorischen Spannungstensors abhängt [51]. Als deviatorisch wird der Teil des Spannungstensors bezeichnet, der vom hydrostatischen Anteil abweicht. Die Fließbedingung f lautet nach von-Mises:

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma_v^2 - Y(\varepsilon_v^p) \quad \text{mit } \sigma_v = \sqrt{3J_2} = \sqrt{(3/2)s_{ij}s_{ij}} \quad (2.6)$$

Dabei ist J_2 die zweite Invariante des deviatorischen Spannungstensors s und es gilt:

$$s_{ij} = \sigma_{ij} - 1/3 \text{spur}(\sigma) \quad (2.7)$$

Die isotrope Verfestigung berechnet sich nach Gl. (2.8) aus der Anfangsfließgrenze Y_0 und der Verfestigungsfunktion f_h :

$$Y(\varepsilon_v^p) = Y_0 + f_h(\varepsilon_v^p) \quad \text{mit } \varepsilon_v^p = \sqrt{(2/3)e_{ij}e_{ij}} \quad (2.8)$$

In *ABAQUS®/Explicit 6.8* werden zur Beschreibung plastischen Fließens mehrere σ_v - ε_v^p -Paare eingegeben, zwischen denen eine lineare Beziehung angenommen wird. Die Beschreibung des Versagens von Metallen erfolgte im Rahmen dieser Arbeit in *ABAQUS®* als *DUCTILE DAMAGE* nach [52]. Dazu wird ein Versagenskriterium eingesetzt, welches dehnraten- und spannungszustandsabhängig die Deformationen des Materials über die Simulationszeit aufintegriert und bei Überschreiten eines Grenzwertes zum Elementversagen führt.

2.7.4 Kontakt- und Haftungsformulierungen

In FEM-Programmen stehen eine Vielzahl von Kontaktformulierungen zur Verfügung. In *ABAQUS®* besteht die Möglichkeit durch Definition eines *HARD CONTACT* ein gegenseitiges Durchdringen von Kontaktpartnern zu verhindern oder mittels einer

TIED INTERACTION eine untrennbare Verbindung herzustellen. Des Weiteren ist es möglich, mit Hilfe von *COHESIVE ELEMENTS* und *COHESIVE SURFACES*, Verbindungen zu simulieren, welche bei einer definierbaren Belastung versagen. Die Versagensbedingung für diese Verbindung lautet für ein Maximalspannungskriterium:

$$\max \left\{ \frac{|\sigma_I|}{\sigma_{B,I}}, \frac{\sigma_{II}}{\sigma_{B,II}}, \frac{\sigma_{III}}{\sigma_{B,III}} \right\} \leq 1$$

σ_I	Normalspannung	
$\sigma_{B,I}$	Normalfestigkeit	(2.9)
II, III	Tangentiale Komponenten	

Für ein quadratisches Spannungskriterium gilt:

$$\left(\frac{|\sigma_I|}{\sigma_{B,I}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{II}}{\sigma_{B,II}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{III}}{\sigma_{B,III}} \right)^2 \leq 1$$

σ_I	Normalspannung	
$\sigma_{B,I}$	Normalfestigkeit	(2.10)
II, III	Tangentiale Komponenten	

2.7.5 Benutzerdefinierte Materialmodellierung in *ABAQUS*®

Für die Umsetzung eines benutzerdefinierten Materialmodells werden Subroutinen programmiert, welche die Spannungen, die sich im Material einstellen, anhand der von *ABAQUS*® übergebenen Dehnungen berechnen.

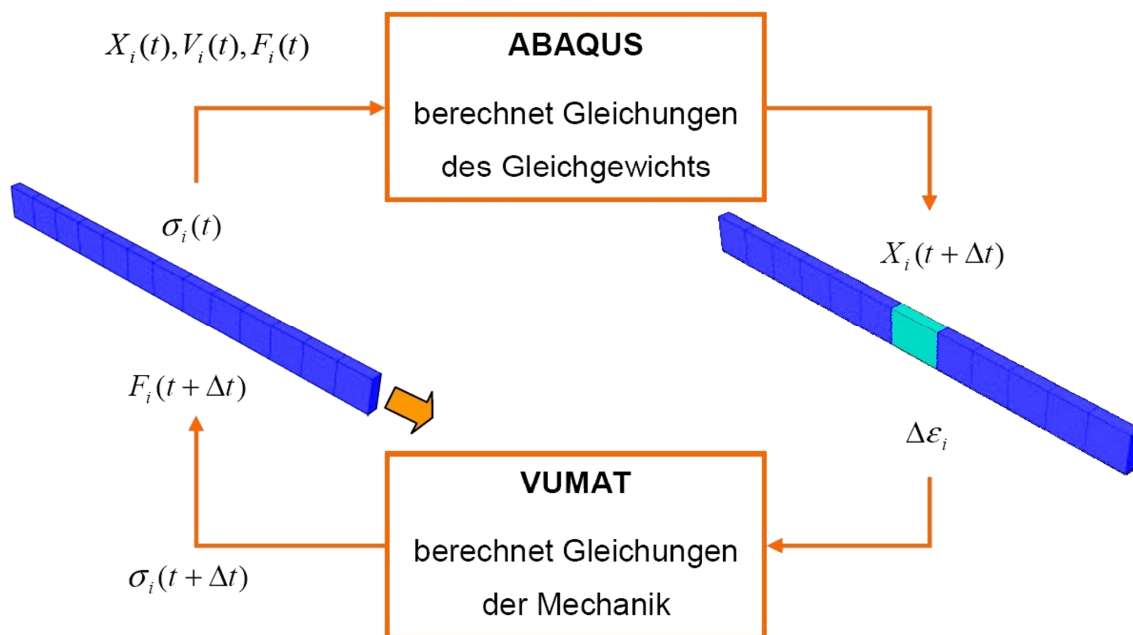


Bild 2.8: Interaktion von *ABAQUS*® mit *VUMAT* nach [53] und [54]

In *ABAQUS®* werden solche Routinen als *VUMAT* (engl. User Defined Material) bezeichnet. Nach Durchführung der Berechnungen übergibt das *VUMAT* die Ergebnisse wieder an *ABAQUS®* [55]. In Bild 2.8 ist der beschriebene Prozess stark vereinfacht dargestellt. Da *ABAQUS®* selbst in der Programmiersprache *Fortran 77* programmiert wurde, ist für die Programmierung des *VUMAT* diese Programmiersprache ebenfalls erforderlich. Die Routinen werden für jedes Feld „block“ aus in *ABAQUS®* definierten Materialpunkten aufgerufen.

Tabelle 2.7: Schreibgeschützte formale Parameter eines *VUMAT*

Parameter(Felddimension)	Erläuterung
nblock	Gibt die Anzahl der Materialpunkte im Feld „block“ an, die in diesem Aufruf von <i>VUMAT</i> berechnet werden sollen.
ndir	Anzahl der Diagonalelemente (entlang der Hauptdiagonalen) in einem symmetrischen Tensor
nshr	Anzahl der deviatorischen Komponenten in einem symmetrischen Tensor
nstatev	Anzahl der benutzerdefinierten Statusvariablen für diesen Materialtyp
nprops	Anzahl der benutzerdefinierten Materialeigenschaften
totalTime	Gesamtzeit
charLength(nblock)	Charakteristische Elementlänge des Elements
props(nprops)	Die in <i>ABAQUS®</i> durch den Benutzer angegebenen Materialeigenschaften
density(nblock)	Dichte der einzelnen Materialpunkte
strainInc(nblock, ndir+nshr)	Tensoren der Dehnungsinkremente aller Materialpunkte (logarithmische Dehnung)
stressOld(nblock,ndir+nshr)	Spannungstensoren jedes Materialpunktes am Inkrementanfang (wahre Spannung)
stateOld (nblock,statev)	Statusvariablen jedes Materialpunktes am Inkrementanfang
enerInternOld(nblock)	Innere Energie pro Masseneinheit jedes Materialpunktes am Inkrementanfang
stretchNew(nblock,ndir+nshr)	Dehnungstensor \mathbf{U} jedes Materialpunktes am Inkrementende (technische Dehnung)

Dabei übergibt *ABAQUS®* verschiedene Variablen und Felder an die Subroutine. Die Mehrzahl dieser Variablen ist dabei schreibgeschützt (siehe Tabelle 2.7). Nur ein Teil der zur Verfügung stehenden Variablen wird während des Durchlaufs der *VUMAT*-Routine verändert (siehe Tabelle 2.8). Da es sich bei dem Programmaufruf des *VUMAT* von *ABAQUS®* um den Aufruf einer Subroutine handelt, werden die übergebenen Größen als formale Parameter bezeichnet [56]. Alle weiteren formalen Parameter, welche z. B. für thermomechanische Berechnungen in *ABAQUS®* verfügbar sind, kommen im Rahmen dieser Arbeit nicht zur Anwendung.

Tabelle 2.8: Durch *VUMAT* definierte formale Parameter

Parameter(Felddimension)	Erläuterung
stressNew(nblock,ndir+nshr)	Spannungstensoren jedes Materialpunktes am Inkrementende (logarithmische Spannung)
stateNew(nblock,nstatev)	Statusvariablen jedes Materialpunktes am Inkrementende
enerInternNew(nblock)	Innere Energie pro Masseneinheit jedes Materialpunktes am Inkrementende

3 Ziele und Herangehensweise

Im Rahmen dieser Arbeit werden, aufbauend auf den Erkenntnissen von [17], weitere Untersuchungen bezüglich des mechanischen Verhaltens durchgeführt. Dabei soll wegen des Einsatzes in crashbelasteten Strukturen insbesondere auch das Crashverhalten untersucht werden. In Zeiten von CAE (engl. Computer Aided Engineering) und FEM (Finite-Elemente-Methode) kann sich ein Werkstoff nur noch durchsetzen, wenn dessen Verhalten bereits so gut verstanden ist, dass dessen Verhalten simuliert werden kann. Nur so ist es möglich bei der Bauteil- und Fahrzeugentwicklung die Anzahl kostenintensiver Crashversuche zu reduzieren und die Entwicklungszeiten zu verkürzen. Aus diesem Grund werden im Rahmen dieser Arbeit neben der mechanischen Charakterisierung auch erste Versuche hinsichtlich einer Materialmodellierung unternommen. Dabei wird zwischen Modellen im mikro- und makromechanischen Bereich unterschieden. Mikromechanische Modelle bilden die real vorliegende Struktur bis zu einem gewissen Grad sehr genau ab [57, 58]. Dies führt zu sehr detaillierten Berechnungsergebnissen. Bereits bei sehr kleinen Modellabmessungen entsteht ein sehr hoher Berechnungsaufwand. Für die Simulation großer Bauteile oder gar gesamter Fahrzeuge ist diese Art der Modellierung daher unbrauchbar. Besteht kein Interesse an den mikromechanischen Vorgängen bieten makromechanische Materialmodelle die Möglichkeit das Materialverhalten „verschmiert“ zu berechnen und so viel Rechenzeit einzusparen.

In [48] wird unter anderem die Vorgehensweise bei der Materialmodellierung beschrieben. Eine modifizierte grafische Darstellung dieser Vorgehensweise, die im Rahmen dieser Arbeit angewandt wurde, ist in Bild 3.1 dargestellt. Es wird ersichtlich, dass ein Informationsfluss vom Mikromodell zur experimentellen Charakterisierung besteht. Zum einen werden experimentelle Ergebnisse für den Aufbau und zum Validieren des Mikromodells benötigt. Zum anderen ermöglicht das Mikromodell aufgrund des hohen Detaillierungsgrades die Beobachtung von Phänomenen, die nicht oder nur unter erheblichen Schwierigkeiten messbar sind. Beide Informationsquellen (Mikromodell und Experiment) werden zusammengeführt, um das Materialverhalten möglichst gut und umfassend zu verstehen. Während der eigentlichen Materialmodellierung erfolgt eine Analyse des Materialverhaltens.

Darauf aufbauend erfolgt die sukzessive Erweiterung eines vereinfachten, aber die wesentlichen Effekte beschreibenden, Materialmodells.

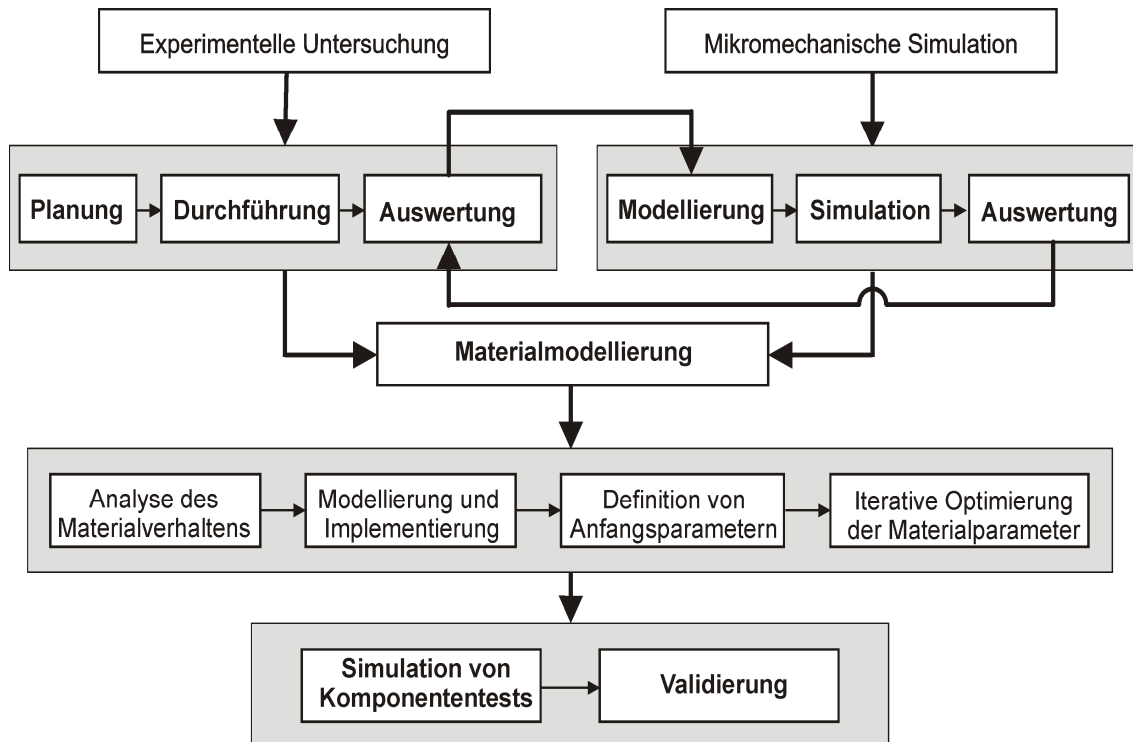


Bild 3.1: Vorgehensweise bei der Materialmodellierung

Kernpunkt der Modellierung ist die Definition eines Anwendungsbereichs für das Materialmodell. Abhängig davon sind die dafür ausschlaggebenden Effekte und die sich daraus ergebenden und möglichen Vereinfachungen zu bestimmen. Auf diese Weise ist es möglich, das Materialverhalten so weit zu vereinfachen, dass dieses mit akzeptablem Aufwand berechenbar wird. *„Das Ziel der Materialtheorie ist die Bereitstellung eines systematisch geordneten Spektrums von Möglichkeiten zu einer physikalisch und mathematisch einwandfreien Materialbeschreibung. Am Anfang dieses Spektrums steht die allergrößte Materialmodellierung, die fast nichts aussagt, etwa der Hookesche Körper oder das Newtonsche Fluid. Am offenen Ende stünde eine beliebig detaillierte Modellbildung, deren Verfeinerung nie abgeschlossen wäre“* [59: S. 64]. Dieses vereinfachte Modell muss schließlich nur noch in ein entsprechendes FEM-Programm implementiert werden. Es folgt die Definition von Anfangsmaterialparametern, welche dann anschließend iterativ optimiert werden. *„Die Parameteridentifikation beschäftigt sich mit der Bestimmung der im*

Modell enthaltenen Materialparameter anhand eines Vergleichs von experimentellen und simulierten Daten. Ziel ist eine möglichst gute quantitative Übereinstimmung von Experiment und Simulation zu erreichen. Ist diese Übereinstimmung erreicht, ist das Modell verifiziert“ [60: S. 39]. Das Materialmodell muss abschließend in einem Komponententest validiert werden, um so seine Tauglichkeit als allgemein anwendbares Modell zu beweisen. Im Allgemeinen geschieht dies ebenfalls durch Vergleiche der Simulationsergebnisse mit den experimentellen Ergebnissen.

Zusammengefasst besteht das Ziel dieser Arbeit darin, den Kenntnisstand hinsichtlich des Materialverhaltens von ESG-LFT zu erweitern und die experimentellen Ergebnisse zur Implementierung eines ersten einfachen makromechanischen Materialmodells zu verwenden. Dabei sollen mikromechanische Simulationen die Versuchsergebnisse ergänzen. Da bezüglich des Einflusses verschiedener Textilparameter nur wenige Informationen vorliegen, kann das Mikromodell im Rahmen einer Geometrieparametervariation zusätzlich dazu genutzt werden, die Eigenschaften des ESG-LFT zu optimieren.

Im Rahmen dieser Arbeit sprechen zwei Gründe für die Verwendung eines FEM-Programms mit explizitem Zeitintegrationsverfahren (siehe Kapitel 2.7.1). Zum einen ist es Ziel der Arbeit, das hohe Deformationsvermögen von Metallen zu nutzen, um die Strukturintegrität und die Energieabsorption von Bauteilen aus LFT zu verbessern. Daher ist bei der Simulation mit großen Deformationen zu rechnen. Zum anderen, weil der spätere Anwendungsbereich von M-LFT und ESG-LFT in crash-belasteten Strukturen liegt. Diese Vorgänge spielen sich im kurzzeitdynamischen Bereich ab und werden für gewöhnlich mit expliziten Verfahren gelöst. Ferner muss das verwendete Programm neben einem explizit arbeitenden Gleichungslöser die Möglichkeit bieten, benutzerdefinierte Materialmodelle zu implementieren. Unter anderem stehen dafür folgende kommerzielle FEM-Programme zur Auswahl: *LS-DYNA™*, *ABAQUS®*, *PAM-CRASH®*. Im Rahmen dieser Arbeit wurde das Programm *ABAQUS®/Explicit* des Herstellers *SIMULIA®* ausgewählt. Ausschlaggebend war der große Funktionsumfang von *ABAQUS®/CAE* bei gleichzeitiger Erfüllung der genannten Mindestvoraussetzungen. Zusätzlich besteht dabei die Möglichkeit, mit *ABAQUS®/Implicit* auch implizite Berechnungen durchzuführen.

4 Untersuchungen an unbelasteten Proben

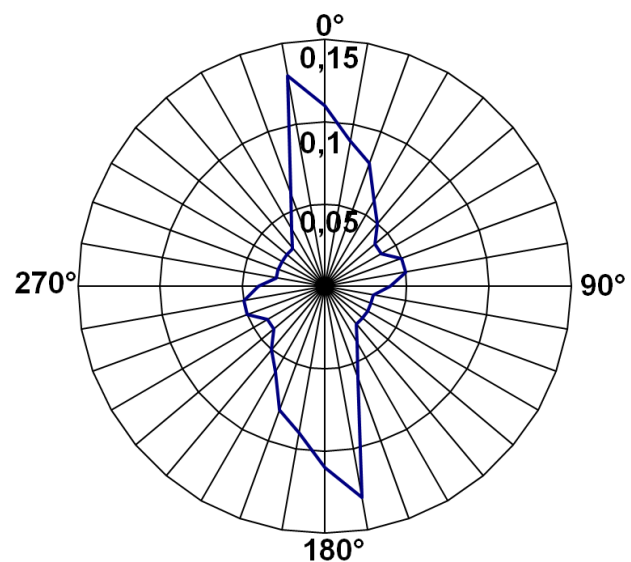
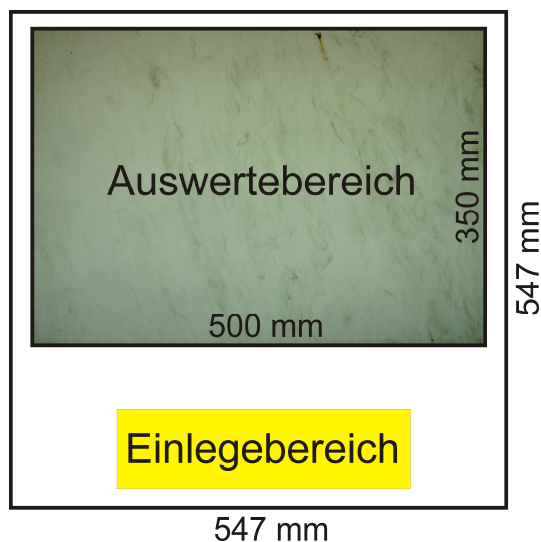
Vor einer experimentellen Untersuchung der nach Kapitel 2.4 hergestellten LFT-Verbund- und ESG-LFT-Platten wurde überprüft, welche Auswirkungen der Herstellungsprozess auf die Glasfaserorientierung hat. Dies war unter anderem für die Probenentnahme von großer Bedeutung. Weiterhin konnten, ausgehend von den Ergebnissen, die für die Simulationsmodelle notwendigen Vereinfachungen vorgenommen werden. Die unverstärkten Platten sind elektromagnetisch durchlässig und konnten sowohl mit dem Durchlichtverfahren als auch mit dem Röntgenverfahren untersucht werden. Zur Auswertung der Faserorientierung wurde die an der IVW GmbH entwickelte Software *FIBORAS* verwendet. *FIBORAS* ermöglicht das Einlesen einer Bilddatei und gibt die Häufigkeit von im Bild vorhandenen Linien über deren Orientierung aus. Da LFT neben dem Fließpressverfahren auch häufig im Spritzgießverfahren verarbeitet wird und beide Verfahren sehr ähnlich sind, wurde im Folgenden auch Literatur aus diesem Bereich herangezogen. Zusätzlich zur Auswertung mit *FIBORAS* wurden LFT- und ESG-LFT-Proben mit einem Computertomografen des Typs *NANOTOM®* der Firma *PHOENIX X-RAY®* untersucht. Wegen der abschirmenden Wirkung des Stahls war an ESG-LFT-Platten eine Auswertung von durchleuchteten Proben mit *FIBORAS* nicht möglich, da die entstehenden Schatten der Stahldrähte von *FIBORAS* als Fasern interpretiert werden.

4.1 Faserorientierung in LFT-Halbzeugplatten und LFT-Verbundplatten

Die ohne Farbpartikel hergestellten Platten erlaubten es, erste einfache Untersuchungen an den Platten mit Hilfe der Durchlichtmethode durchzuführen. Dazu wird die Platte von hinten mit Weißlicht durchleuchtet und von der anderen Seite eine optische Aufnahme gemacht. Nachteil dieser Methode ist, dass dabei nur die schlecht imprägnierten Fasern [37] sichtbar werden, da das Licht an den entstehenden Grenzflächen gebrochen wird. Es wurden sowohl Durchlichtbilder der LFT-Halbzeugplatten aus dem ersten Herstellungsschritt als auch der LFT-Verbundplatten aus dem zweiten Herstellungsschritt angefertigt. Die Ergebnisse der mit *FIBORAS* ausgewerteten Aufnahmen sind in Bild 4.1 dargestellt. Zumindest für den unzureichend imprägnierten Faseranteil ist bereits eine hochgradige

Orientierung der Fasern in Fließrichtung erkennbar. Diese Erkenntnis deckt sich mit [61]. Die Orientierung der Fasern wird durch die beim Herstellungsprozess auftretenden Strömungen in der Werkzeugkavität verursacht. Dabei orientieren sich die Fasern überwiegend in Fließrichtung. Bei Halbzeugplatten zeichnet sich eine leichte Asymmetrie der Faserhäufigkeit über die Orientierung ab. Bei den verpressten Verbundplatten zeigt sich im Durchlichtbild hingegen eine hochgradige und symmetrische Faserorientierung. Die Vermutung liegt nahe, dass die Ursache im während des zweiten Herstellungsschrittes erneut auftretenden Fließens liegt. Durch das Verbinden der beiden Halbzeugplatten gleichen sich etwaige Abweichungen aus.

Herstellungsschritt 1 (Halbzeugplatte)



Herstellungsschritt 2 (Verbundplatte)

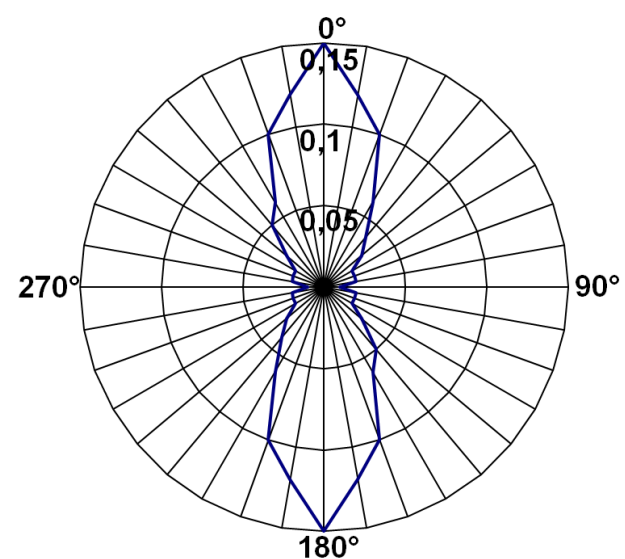
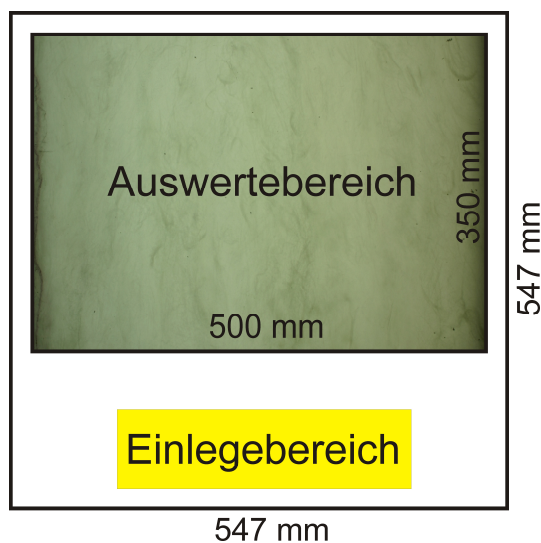


Bild 4.1: Faserorientierung in Durchlichtaufnahmen

Mit dieser Erkenntnis kann schon jetzt vorhergesagt werden, dass das Material ein anisotropes Verhalten aufweist und daher die experimentellen Versuche darauf abgestimmt sein müssen. So müssen z. B. Versuche in verschiedene Belastungsrichtungen durchgeführt werden. Die dazu benötigten Proben werden ausschließlich aus dem untersuchten Bereich entnommen. Da dieser Bereich weit genug vom Einlegebereich entfernt liegt, sollten so Streuungen bei den Versuchen reduziert werden. Weil die LFT-Verbundplatten als Referenz zu den untersuchten ESG-LFT-Platten dienen sollen, werden diese einer präziseren Untersuchung der Faserorientierung unterzogen. Von einer LFT-Verbundplatte wurde eine Röntgenaufnahme angefertigt und erneut mit *FIBORAS* ausgewertet. Dabei wurden jedoch auch lokale Unterschiede untersucht, indem der Auswertungsbereich in neun Segmente unterteilt wurde (siehe Bild 4.2).

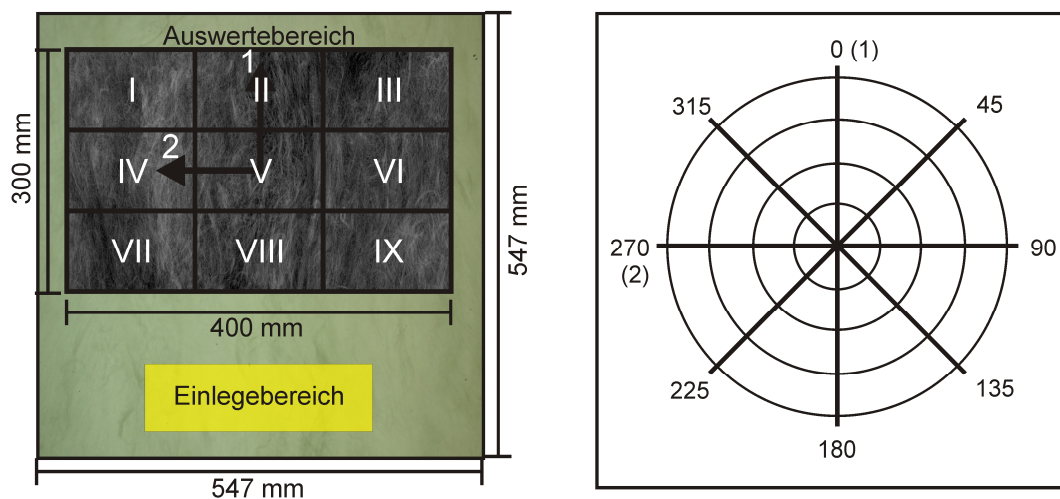


Bild 4.2: Röntgentechnische Untersuchung der Faserorientierung (Aufteilung)

Die Ergebnisse der Auswertung sind in Bild 4.3 abgebildet. Aufgetragen ist der prozentuale Anteil der Glasfasern über die Richtung. Erneut zeigt sich eine hochgradige Faserorientierung, welche auch lokal nur geringe Schwankungen von $\pm 10^\circ$ aufweist. Innerhalb dieses Sektors liegen 45-50% der Glasfasern. Wird der Bereich auf $\pm 30^\circ$ erweitert, liegen bereits 71-81% der Fasern in diesem Sektor. In den Segmenten I und III lässt die stark ausgeprägte Faserorientierung geringfügig nach. Hier liegen nur etwa 40% der Fasern in dem $\pm 10^\circ$ -Sektor. Ursache dafür ist, dass diese Segmente in den Ecken des Plattenwerkzeuges liegen und bei der Herstellung zuletzt gefüllt werden. Die Ergebnisse decken sich mit [37, 61].

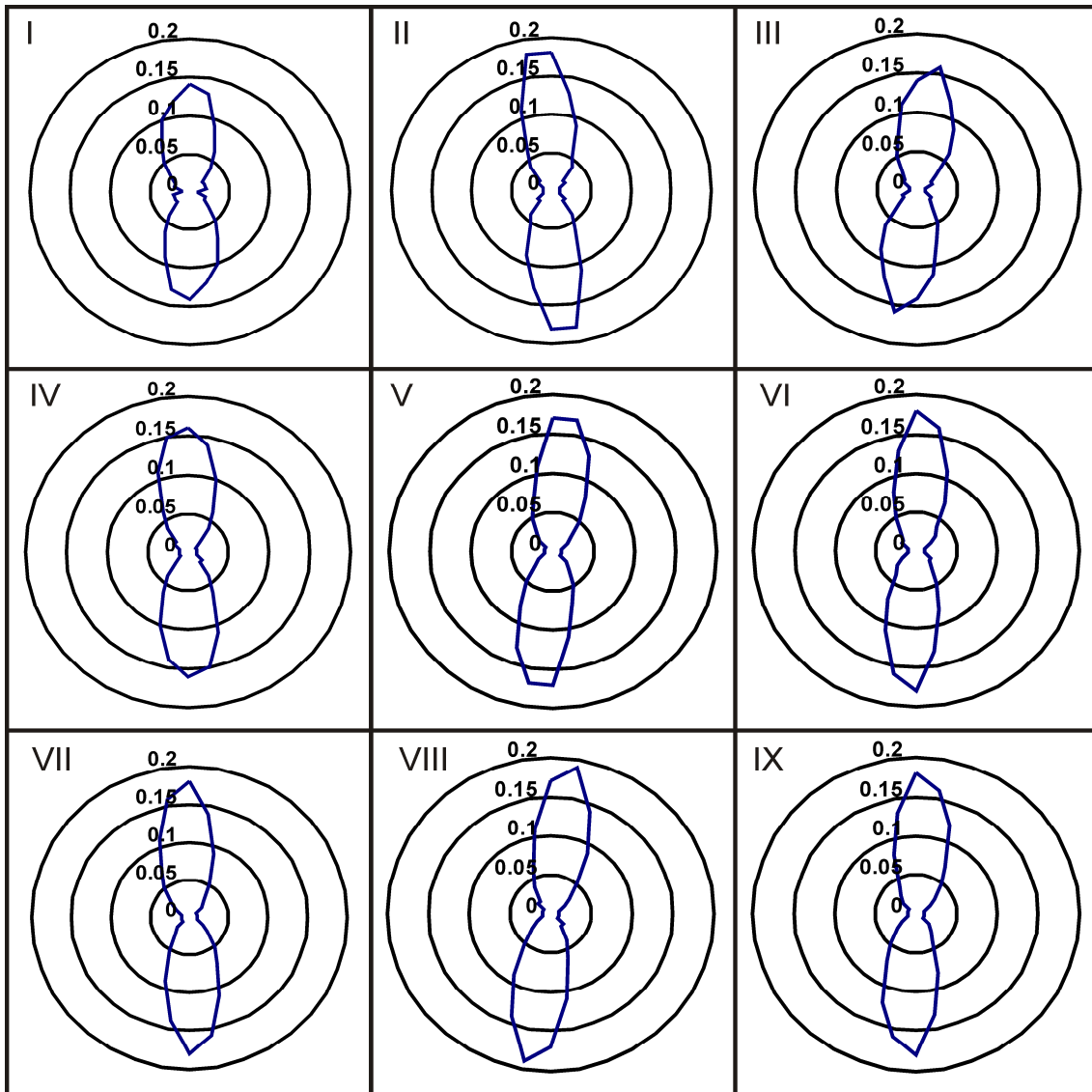


Bild 4.3: Faserorientierung in einer LFT-Verbundplatte

4.2 Computertomografische Untersuchung der Faserorientierung

Zur Probenentnahme genügen die Erkenntnisse aus Kapitel 4.1. Für den Aufbau des FEM-Modells ist jedoch auch die Faserorientierung im Mikrobereich von Interesse. So können die lokalen Faserorientierungen untersucht werden und darauf aufbauend eine Entscheidung über die möglichen Vereinfachungen für die Simulationsmodelle getroffen werden. Dabei wurde die Faserorientierung in LFT-Verbundplatten sowie ESG-LFT-Platten untersucht, um den Einfluss der Metallverstärkung auf die Faserausrichtung zu untersuchen.

4.2.1 Faserorientierung in LFT-Verbundplatten

In Bild 4.4 ist links die 3D-Darstellung einer CT-Aufnahme einer LFT-Verbundplatte abgebildet. Wird diese in verschiedenen Ebenen geschnitten, ist rechts im Bild erkennbar, dass Schichten mit verschiedenartiger Orientierung vorliegen. Dabei zeigt sich an der Oberfläche eine Hauptorientierung in 2-Richtung, während sich für den größten Teil dazwischen eine Hauptorientierung in 1-Richtung ergibt. Teilweise liegt auch eine regellose Orientierung der Glasfasern vor. Auch dieses Ergebnis deckt sich mit [61] und lässt sich mit den in [62] gemachten Ausführungen erklären. Die unterschiedliche Orientierung entsteht durch ein sich vom Rand zur Mitte der Kavität hin änderndes Geschwindigkeits- und Viskositätsprofil.

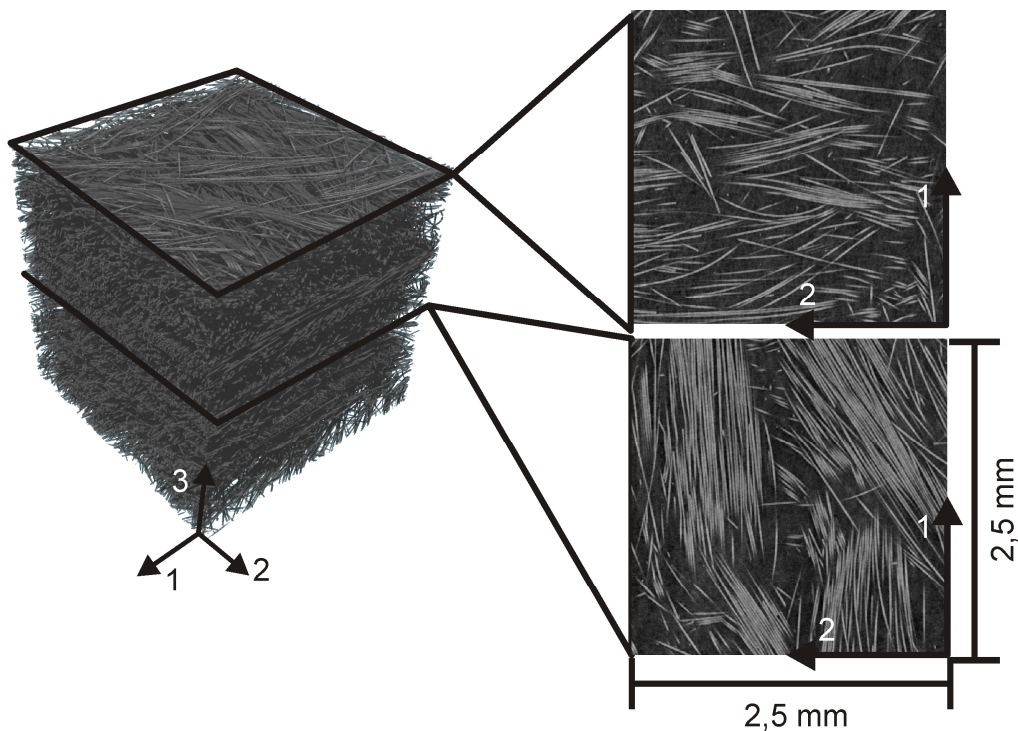


Bild 4.4: Computertomografische Abbildung einer LFT-Verbundplatte

4.2.2 Faserorientierung in ESG-LFT-Platten

Da die im LFT vorhandenen Glasfasern bei der ESG-LFT Herstellung vom Schweißgitter verdrängt werden, wurde ebenfalls eine unbelastete ESG-LFT-Probe computertomografisch untersucht. Dabei führte die Werkstoffkombination von Stahl und LFT zu Auswertungsproblemen. Durch den Stahl entstehen Effekte wie Strahlaufhärtung und Objektstreustrahlung. So wird die Bildgebung in Form von störenden Artefakten negativ beeinflusst [63]. Aus diesem Grund ist hier auch keine

brauchbare 3D-Darstellung des Messvolumens möglich. Aus den vorhandenen Daten lassen sich dennoch interessante Rückschlüsse ziehen. Die verwertbaren CT-Aufnahmen sind in Bild 4.5 dargestellt. In den Ansichten I und II zeigen sich, wie schon in Kapitel 4.2.1 beobachtet, Schichten mit verschieden ausgeprägter Faserorientierungen und unterschiedlichem Faservolumengehalt. Aufgrund des Herstellungsprozesses von ESG-LFT entstehen Filtrationseffekte, die zu einer Faseranhäufung um die Drähte führen. Ansicht III zeigt eine sehr faserreiche Schicht knapp oberhalb des Querdrahtes aus Ansicht I. Demgegenüber zeigt Ansicht IV eine faserarme Schicht knapp unterhalb des Querdrahtes aus I. Zusammenfassend gesehen wird die Faserorientierung durch das Schweißgitter nur geringfügig beeinflusst.

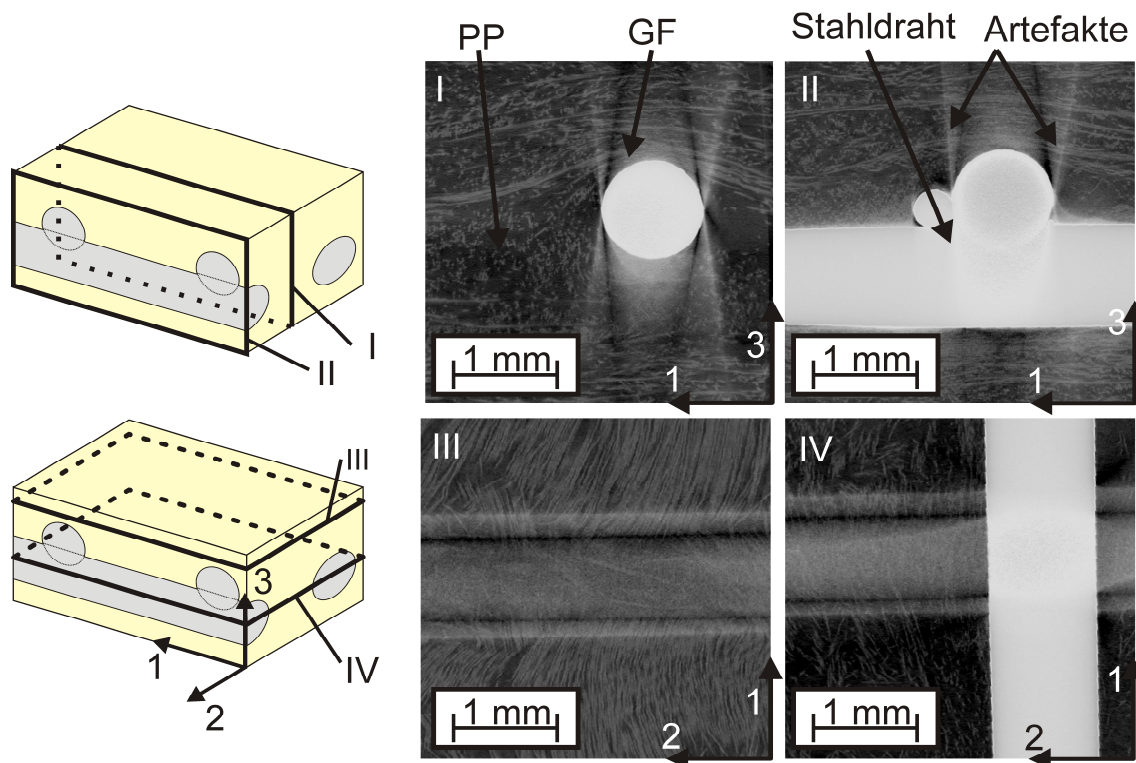


Bild 4.5: Computertomografische Abbildung einer ESG-LFT-Platte

5 Experimentelle Untersuchung des Stahl-LFT-Interfaces

Die Interfaceeigenschaften haben einen großen Einfluss auf die späteren Eigenschaften eines Verbundwerkstoffes. Dieses Kapitel beschäftigt sich mit der Charakterisierung des bestehenden Interfaces zwischen Edelstahlweißgitter bzw. Stahldraht und dem umgebenden LFT. Im Rahmen dieser Arbeit geht es nicht primär um eine Verbesserung der Interfaceeigenschaften. Daher werden hier lediglich wenige ausgewählte und für die bisherigen Versuche relevante Vorbehandlungsmethoden untersucht. Für zukünftige Arbeiten sollte jedoch festgehalten werden, dass hinsichtlich der Interfaceeigenschaften Haftvermittler wie z. B. Maleinsäureanhydrid in anderen Arbeiten [45, 64] zu vielversprechenden Ergebnissen geführt haben. Weil das Interface zwischen Stahl und LFT nicht unmittelbar am ESG-LFT geprüft werden kann, müssen möglichst realitätsnahe Prüfungen durchgeführt werden. Die Scherfestigkeit der Verbindung wird anhand von Drahtauszugversuchen [65] ermittelt. Die maximal übertragbare Spannung normal zur Oberfläche wird in Stirnabzugversuchen überprüft. Geprüft wurden vier verschiedene Stahloberflächenvorbehandlungsmethoden:

1. Unbehandelt (Unbehandelte Oberfläche im Anlieferungszustand)
2. Physikalisch (Reinigen der Oberfläche mit Aceton)
3. Thermisch (Erhitzen auf 230 °C für 30 Minuten, siehe Kapitel 2.4)
4. Mechanisch (Druckluftstrahlen mit Korund: Körnung 0,25 - 0,5 mm)

Wegen des großen Einflusses der Oberflächenbeschaffenheit auf die Haftung, wird hier zunächst eine Analyse der Oberflächenbeschaffenheit durchgeführt. Zum Vergleich der Oberflächen wurden die mit einem Weißlichtprofilometer des Herstellers *FRT* ermittelten Werte für den arithmetischen Mittenrauwert (R_a) und die Mittlere Rautiefe (R_z) herangezogen. Die Eigenschaften der abgetasteten Proben sind in Tabelle 5.1 und Tabelle 5.2 abgebildet. Es ist nicht ohne Weiteres möglich, die Oberfläche eines gezogenen Drahtes auf eine spanend hergestellte Probe zu übertragen. Dies äußert sich besonders in einem unterschiedlichen Wert für R_z von Stirnabzug- und Drahtauszugprobe in Tabelle 5.1. Aus diesem Grund sind die Ergebnisse für die Normalfestigkeit von unbehandelten Proben als Richtwerte zu

verstehen. Bei den druckluftgestrahlten Proben in Tabelle 5.2 liegt ein anderer Fall vor. Durch die mechanische Vorbehandlung erhalten sowohl das Schweißgitter als auch die Drahtauszug- und Normalhaftprobe sehr ähnliche Oberflächentopologien und in Folge dessen nähern sich die Werte für Rz und Ra einander an.

Tabelle 5.1: Oberflächentopologie von X5CrNi1810 unbehandelten Proben

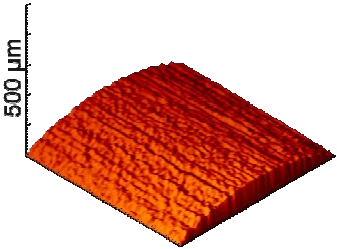
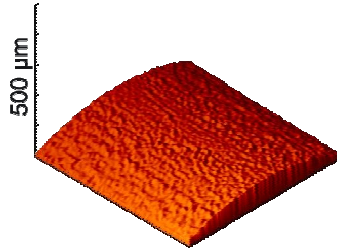
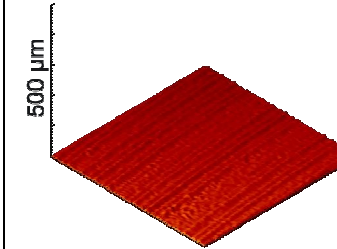
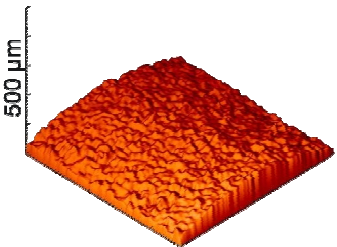
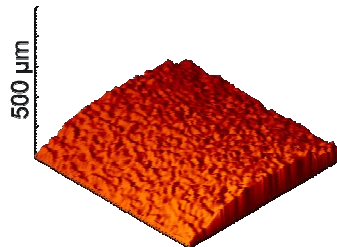
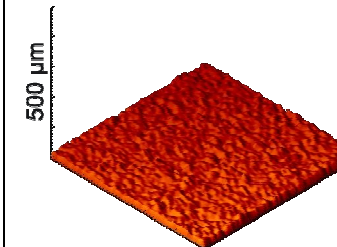
	Schweißgitter	Drahtauszugprobe	Normalhaftprobe
Ra	1,522	1,610	1,521
Rz	14,701	14,136	8,716
			

Tabelle 5.2: Oberflächentopologie von X5CrNi1810 druckluftgestrahlten Proben

	Schweißgitter	Drahtauszugprobe	Normalhaftprobe
Ra	2,331	2,315	2,151
Rz	24,966	27,211	22,095
			

5.1 Scherfestigkeit des Interfaces

In diesem Kapitel werden die Interfaceeigenschaften unter Scherbelastung untersucht. Das folgende Kapitel beschränkt sich auf eine quasistatische Belastung. In [66] wurden bereits an anderen Werkstoffkombinationen auch kurzzeitdynamische Drahtauszugversuche durchgeführt.

5.1.1 Versuchsaufbau, Probengeometrie und Probenherstellung

Zur Herstellung von Drahtauszugproben wurden zwei am IVW entwickelte Vorrichtungen zur Herstellung und zur Prüfung von Drahtauszugproben verwendet. Die verschiedenartig vorbehandelten Stahldrähte wurden mit Hilfe einer Heizpresse (Typ: *WEBER PW 20 HS*) in einen LFT-Block eingebettet. Dazu wurde der LFT auf 200 °C erhitzt und eine Druckkraft von 0,8 kN aufgebracht. Nach Erreichen der Solltemperatur wurde diese Temperatur für fünf Minuten gehalten und die Probe anschließend abgekühlt. Die auf diese Weise hergestellten Proben wurden nach dem in Bild 5.1 gezeigten Versuchsaufbau geprüft. Diese wurde dazu weggesteuert mit einer Geschwindigkeit von 1 mm/min bis zum ersten Kraftabfall und darüber hinaus belastet (Teil 1). Dann wurde der Versuch gestoppt und mit derselben Probe erneut gestartet (Teil 2). Durch das erneute Anfahren konnten Rückschlüsse sowohl auf die Reibung als auch die inneren Spannungszustände gezogen werden.

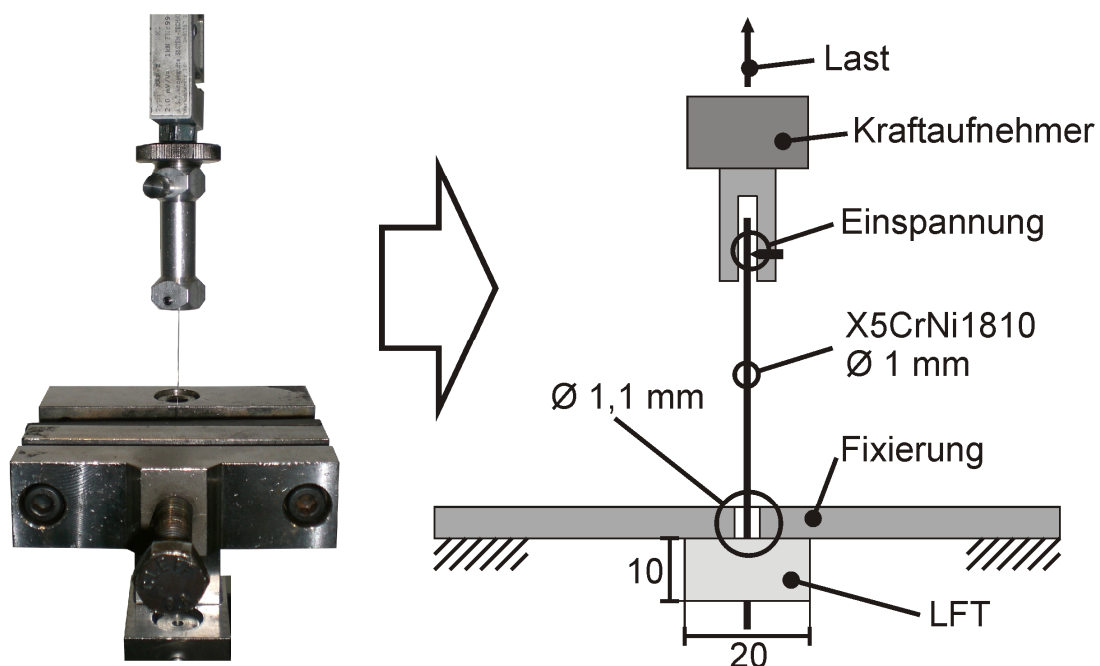


Bild 5.1: Probengeometrie und Versuchsaufbau für Drahtauszugversuche

5.1.2 Versuchsergebnisse

Da sich alle Vorbehandlungsarten lediglich in ihrem quantitativen Ergebnis unterscheiden, der qualitative Verlauf jedoch gleich ist, wird in Bild 5.2 exemplarisch nur ein gemessener Kraft-Weg-Verlauf abgebildet. Zu sehen sind beide Teile des Versuchs an einer Probe mit einem unbehandeltem Stahldraht. Zur Auswertung

wurden die Maximalkräfte K1 und K2 sowie die Plateaukraft K3 ermittelt und in Bild 5.3 dargestellt. Der eindeutige Unterschied zwischen K1 und K2 weist darauf hin, dass eine Haftung zwischen Stahldraht und LFT bzw. Polypropylen existiert. Ebenfalls wird deutlich, dass die hohe Oberflächenrauigkeit durch das Druckluftstrahlen bei Scherbelastung die auftretenden Kräfte bis zum Versagen des Interfaces fast verdoppelt. Auch die Plateaukraft K3 liegt bei druckluftgestrahlten Drähten höher, da deren raue Oberfläche eine größere Reibung verursacht. Von Interesse ist, dass unbehandelte Drähte bessere Festigkeitswerte erzielen als physikalisch und thermisch gereinigte. Als mögliche Ursache kämen die in Kapitel 2.2 angesprochenen Schmiermittel oder Verunreinigungen bei der Drahtherstellung in Frage. Diese Schmierstoffe würden auch die niedrige Reibkraft K3 bei den unbehandelten Drähten erklären.

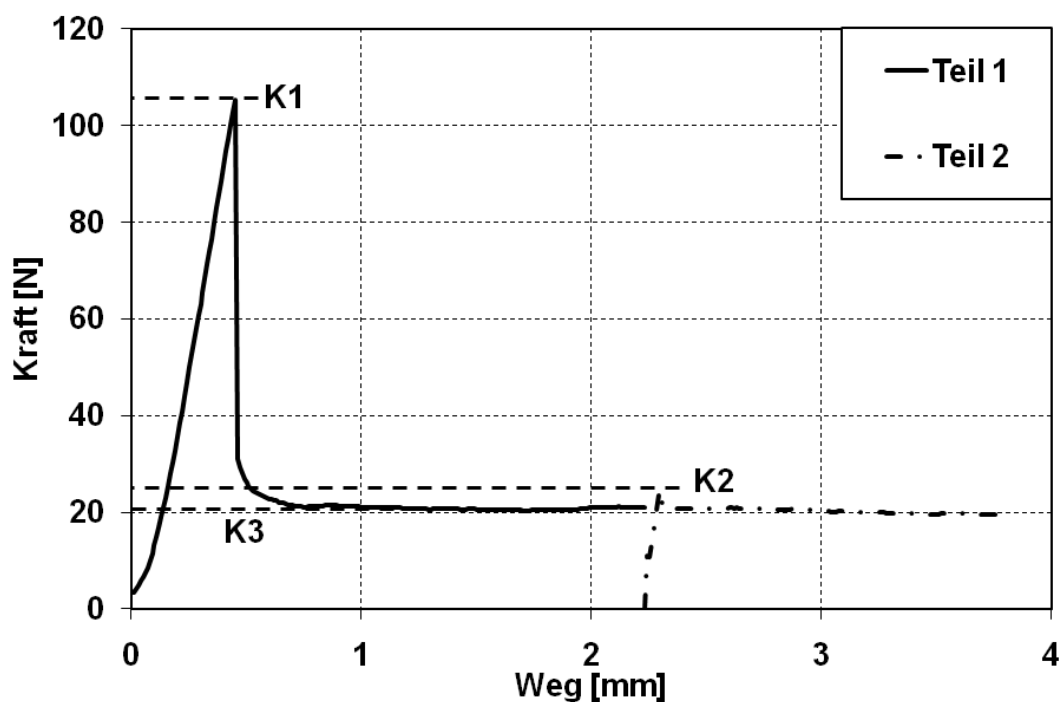


Bild 5.2: Kraft-Weg-Verlauf ohne Vorbehandlung

Die gemessenen Kräfte ermöglichen die Berechnung der Schubspannungen nach Gl. (5.1):

$$\tau_{max} = \frac{F_{max}}{A} \quad (5.1)$$

Da es sich bei beiden Fügepartnern um Objekte mit endlicher Steifigkeit handelt, ist zwar nicht von einer konstanten Schubspannungsverteilung auszugehen, jedoch stellt der berechnete Wert eine konservative Annäherung dar. Mit Kenntnis der Plateaukraft K_3 ist es möglich, weiterführende Abschätzungen zu treffen. Durch die herstellungsbedingten Eigenspannungen im LFT entsteht ein Spannungszustand, der in gewisser Weise einem Querpressverband ähnelt. Der Fugendruck bewirkt durch Reibung beim Herausziehen die gemessene Plateaukraft K_3 . Unter Verwendung eines Reibkoeffizienten ($\mu=0,5$) zwischen PP und Stahl aus [67] ist es möglich, den Fugendruck (p_F) an der Stahl-LFT-Grenzfläche nach Gl. (5.2) zu berechnen.

$$p_F = \frac{\tau_P}{\mu} \quad (5.2)$$

Die berechneten Zahlenwerte sind in Tabelle 5.3 dargestellt. Die Ergebnisse für die gemittelte Scherfestigkeit liegen im selben Bereich wie die Ergebnisse in [68].

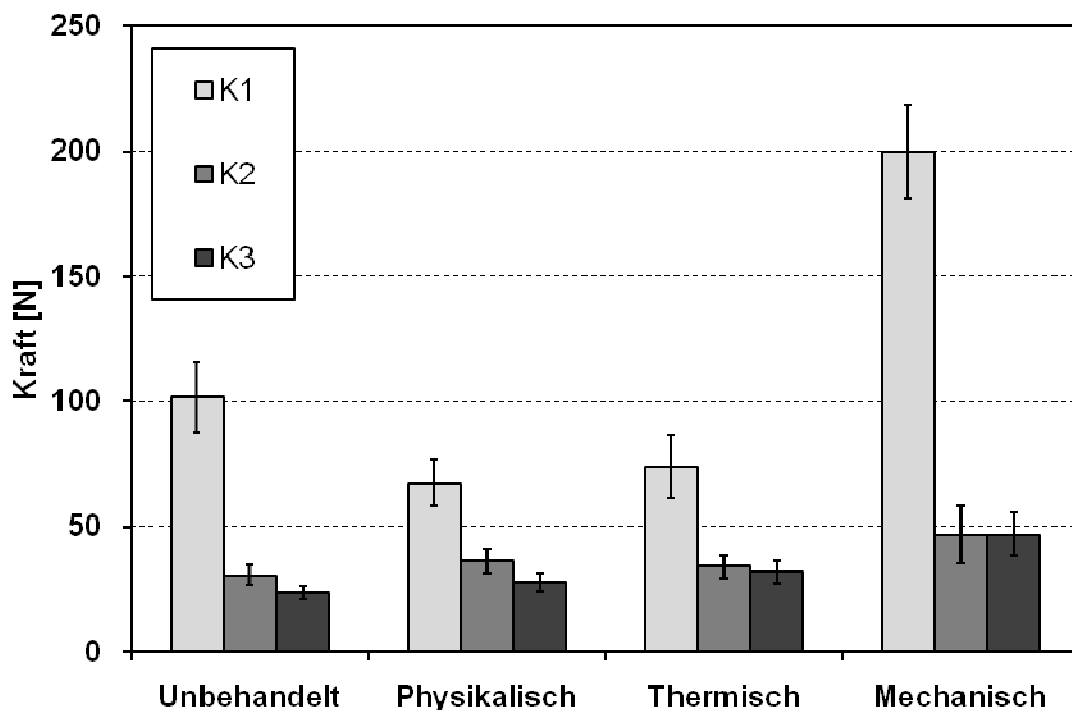


Bild 5.3: Versuchsergebnisse Drahtauszug

Tabelle 5.3: Berechnete Scherspannung und Fugendruck

	Unbehandelt	Physikalisch	Thermisch	Mechanisch
$\bar{\tau}_{max}$ [N/mm ²]	2,99	1,96	2,14	5,82
\bar{p}_F [N/mm ²]	0,35	0,41	0,46	0,68

5.2 Festigkeit des Interfaces normal zur Fügefläche

Um ergänzend zu den Ergebnissen aus den Drahtauszugversuchen Erkenntnisse über die Interfacefestigkeit normal zur Fügefläche zu erhalten, wurden Stirnabzugversuche zur Untersuchung der Haftung normal zur Oberfläche durchgeführt. Aufgrund der Erkenntnisse aus Kapitel 5.1 wurden lediglich mechanisch und physikalisch vorbehandelte Proben untersucht.

5.2.1 Versuchsaufbau, Probengeometrie und Probenherstellung

Wegen des Fehlens einer entsprechenden Prüfnorm für M-LFT, wurde der Versuchsaufbau und die Durchführung an die Norm [69] zur Bestimmung der Zugfestigkeit von Stumpfklebungen angelehnt. Die Probengeometrie wurde in Anlehnung an [70: S. 165] gewählt. Bild 5.4 zeigt sowohl die Probenabmessungen als auch den verwendeten Versuchsaufbau.

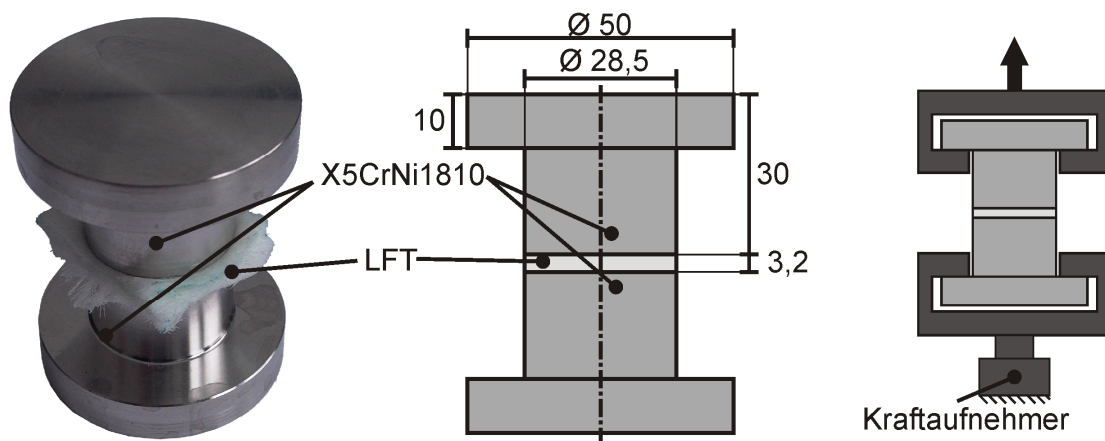


Bild 5.4: Probengeometrie und Versuchsaufbau Normalfestigkeit

Die Proben wurden in derselben Heizpresse gefügt wie schon die Proben für den Drahtauszugversuch. Ähnlich der Herstellung der Drahtauszugproben wurde durch entsprechende Aufheizzeiten eine Temperatur von 200 °C gewährleistet. Mit Hilfe einer Zentrierhülse wurde sichergestellt, dass beide Probenhälften koaxial und plan-

parallel ausgerichtet waren. Nach der Herstellung wurden die Proben auf einer Universalprüfmaschine vom Typ *ZWICK® Z020* mit dem beschriebenen Versuchsaufbau geprüft. Dazu wurden diese weggesteuert mit einer Geschwindigkeit von 1 mm/min belastet und die Kraft bis zum Versagen der Fügezone aufgezeichnet.

5.2.2 Versuchsergebnisse

Die gemessenen Maximalkräfte können bei bekannter Probenoberfläche nach Gl. (5.3) in Spannungen überführt werden.

$$\sigma_{max} = \frac{F_{max}}{A} \quad (5.3)$$

Die so ermittelten maximal und normal zur Oberfläche übertragbaren Spannungen und die Standardabweichung (SA) sind in Tabelle 5.4 dargestellt. Aufgrund der hohen Sensitivität auf Abweichungen der Idealgeometrie ist die Standardabweichung relativ hoch. Es ist jedoch klar erkennbar, dass durch Druckluftstrahlen eine erhebliche Haftungsverbesserung erzielbar ist.

Tabelle 5.4: Versuchsergebnisse Normalfestigkeit

	Physikalisch	Mechanisch
$\bar{\sigma}_{max}$ [N/mm ²]	5,54	12,32
SA [N/mm ²]	3,14	1,64

5.3 Analyse der Bruchflächen

Die Bruchflächen von physikalisch gereinigten und druckluftgestrahlten Proben wurden einer weiterführenden Untersuchung unterzogen. Die metallischen Oberflächen wurden mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops (REM) vom Typ *ZEISS SUPRA 40VP* analysiert (Beschleunigungsspannung 5 kV, Arbeitsabstand 12 mm). Als Referenz wurden auch Aufnahmen von ungefügten Drahtauszug- und Stirnabzugproben herangezogen. Bei der Probenvorbereitung wurde bewusst auf ein normalerweise übliches „Sputtern“ der Proben verzichtet. Dies soll gewöhnlich durch Beschichten der Probe mit Gold oder Platin dafür sorgen, dass die gesamte Probenoberfläche leitfähig ist. Befinden sich auf der Probenoberfläche nämlich nicht leitfähige Materialien, wie zum Beispiel PP, laden sich diese Bereiche durch den

Elektronenbeschuss auf, da die Primärelektronen bei größeren Kunststoffschichtdicken nicht abgeleitet werden können. Durch die Aufladung erscheinen die nicht leitenden Bereiche dann im REM-Bild als weiße Flecken.

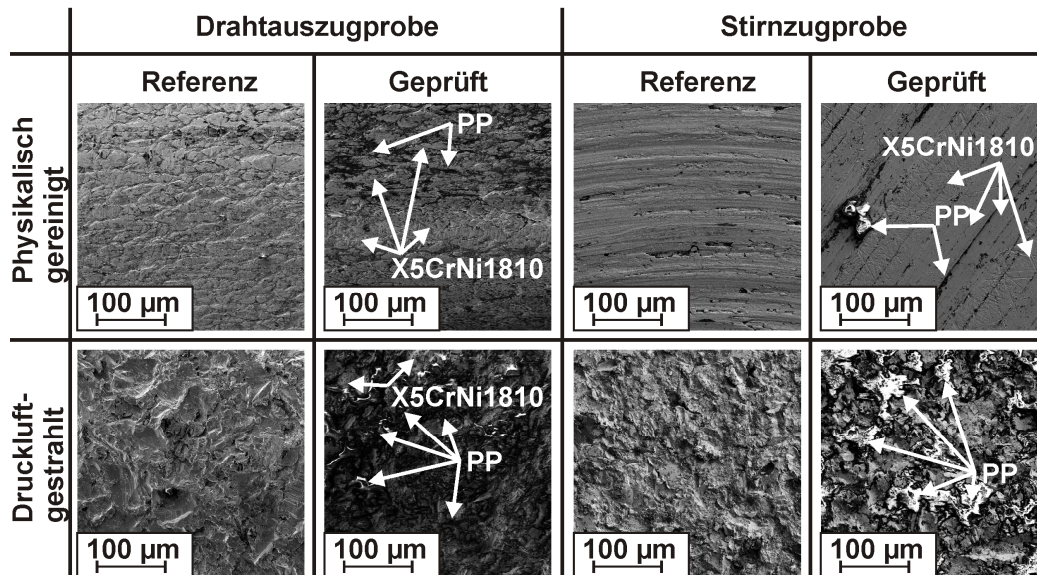


Bild 5.5: REM-Aufnahmen verschiedener Bruchflächen

Dünne Kunststoffschichten, bei denen die Elektronen abgeleitet werden, erscheinen hingegen auch als schwarze Flecken. Diese für gewöhnlich unerwünschten Effekte können hier also gezielt zur Identifizierung von Kunststoffanhaftungen genutzt werden. Die Aufnahmen der Probenoberflächen sind in Bild 5.5 dargestellt. Eine Einteilung der Bruchflächen nach [71] und der Norm [72] ergeben sowohl bei den physikalisch gereinigten als auch bei den druckluftgestrahlten Drahtauszug- und Stirnabzugproben Mischbrüche aus substratnahen Kohäsions- und Adhäsionsbrüchen. Bei den physikalisch gereinigten Proben liegt der Anteil der Bereiche, die einem Adhäsionsbruch unterliegen, wesentlich höher als der Kohäsionsbruchanteil. Bei den druckluftgestrahlten Proben zeigt sich ein gegensätzliches Bruchbild. Besonders bei der druckluftgestrahlten Probe wird ein sehr großflächiger Anteil eines substratnahen Kohäsionsbruchs beobachtet.

6 Charakterisierung des mechanischen Werkstoffverhaltens

In diesem Kapitel werden ESG-LFT als auch die Einzelkomponenten X5CrNi1810 und LFT hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften unter verschiedenen quasi-statischen und kurzzeitdynamischen Belastungszuständen charakterisiert. Im Detail sind dies Zug-, Schub- und Durchstoßversuche. Aufgrund der in Kapitel 4 festgestellten Faservorzugsrichtung wurden die experimentellen Versuche bei Notwendigkeit sowohl in 1- als auch 2-Richtung durchgeführt. Zur Beurteilung der Eigenschaftsverbesserung wurden die ESG-LFT-Resultate mit den gemessenen Eigenschaften von LFT verglichen. Demonstrator tests an umgeformten LFT- und ESG-LFT-Flachstäben sorgten für eine Überprüfung der strukturellen Integrität. Die Versuchsdurchführungen erfolgten in Universalprüfmaschinen der Firma ZWICK® (Typ 1485 & 1474) und in dem IVW-eigenen Fallturm. In Bild 6.1 ist exemplarisch der Versuchsaufbau für einen quasistatischen Zugversuch in der Universalprüfmaschine ZWICK® 1485 zu sehen.

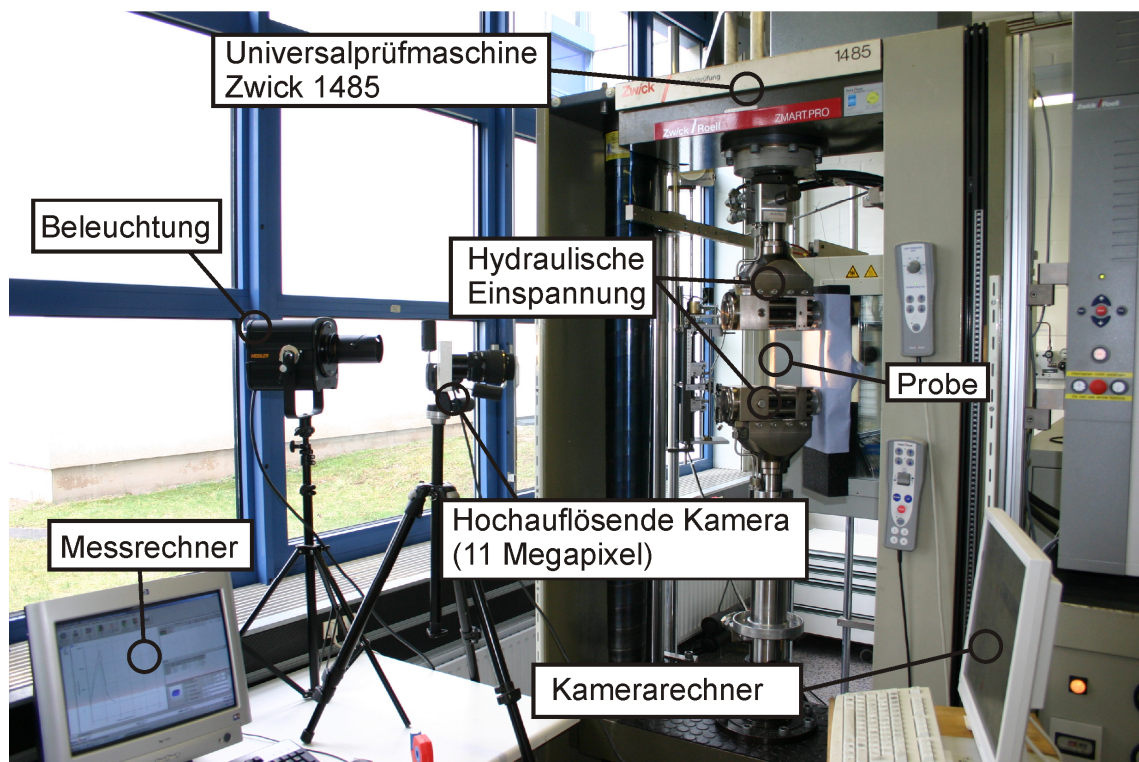


Bild 6.1: ZWICK® 1485 (Versuchsaufbau für quasistatische Zugversuche)

In Bild 6.2 ist der für die kurzzeitdynamischen Versuche verwendete Fallturm abgebildet. Dargestellt ist hier der Versuchsaufbau für einachsige Zugbelastungen.

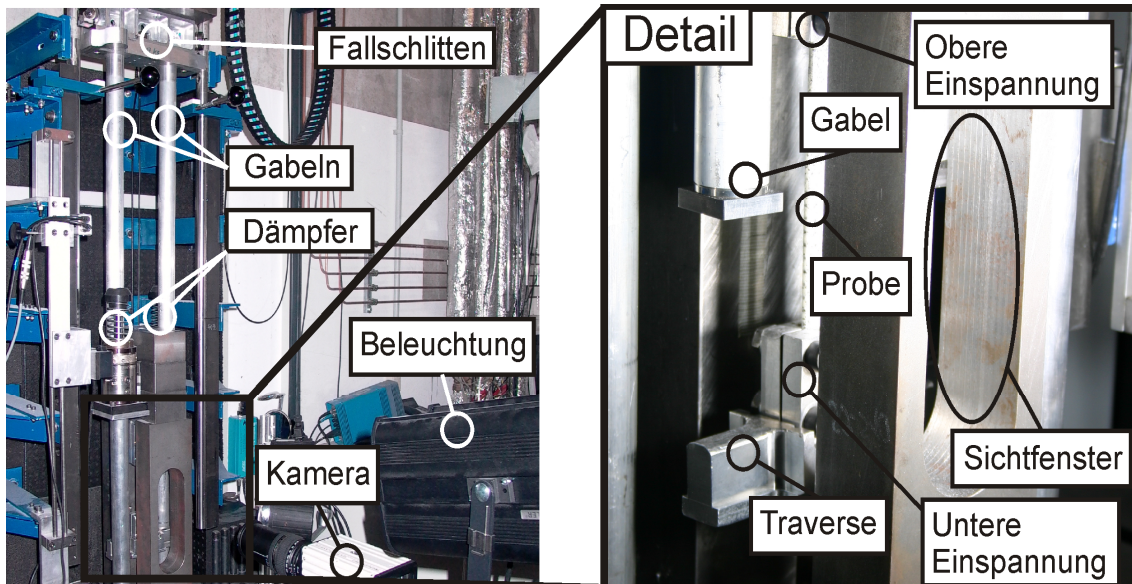


Bild 6.2: Fallturm (Versuchsaufbau für kurzzeitdynamische Zugversuche)

6.1 Bestimmung der Zugeigenschaften

Der einachsige Zugversuch ist der grundlegende Versuche zur Werkstoffcharakterisierung. Wegen der denkbaren Anwendung von ESG-LFT in crashbelasteten Strukturen wurden neben quasistatischen auch kurzzeitdynamische Versuche durchgeführt. Die mechanischen Kennwerte wurden in Anlehnung an Norm [73] bestimmt. Die Spannung wurde aus der gemessenen Kraft und der Ausgangsfläche der Probe nach folgender Gleichung ermittelt:

$$\sigma = \frac{F}{B \cdot D} \quad (6.1)$$

Die Dehnung wurde mit Hilfe der optischen Grauwertkorrelation nach Gl. (6.2) ermittelt:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (6.2)$$

Die Querkontraktionszahl errechnet sich aus der Dehnung quer und längs zur Belastungsrichtung nach Gl. (6.3):

$$\nu_{ij} = -\frac{\varepsilon_j}{\varepsilon_i} \quad \begin{array}{ll} \varepsilon_i & \text{Dehnung in Lastungsrichtung [-]} \\ \varepsilon_j & \text{Dehnung quer zur Last [-]} \end{array} \quad (6.3)$$

Die Elastizitätsmoduln der verschiedenen Materialien wurden nach folgender Gleichung bestimmt:

$$E = \frac{\sigma_{II} - \sigma_I}{\varepsilon_{II} - \varepsilon_I} \quad \begin{array}{ll} \varepsilon_I & \text{Dehnung I = 0,0005 [-]} \\ \varepsilon_{II} & \text{Dehnung II = 0,0025 [-]} \\ \sigma_I & \text{Spannung bei } \varepsilon_I \text{ [N/mm}^2\text{]} \\ \sigma_{II} & \text{Spannung bei } \varepsilon_{II} \text{ [N/mm}^2\text{]} \end{array} \quad (6.4)$$

Gemessen wurde jeweils die Sekantensteifigkeit zwischen einer Dehnung von 0,0005 und 0,0025.

6.1.1 LFT und ESG-LFT unter Zugbelastung

In Tabelle 6.1 sind die Dehnraten und Prüfmaschinen aufgeführt, mit denen die Prüfungen durchgeführt wurden.

Tabelle 6.1: Geprüfte Dehnraten

Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ [1/s]	0,0083	0,01	10	35
Probenlänge L_0 [mm]	150	150	150	150
Geschwindigkeit [m/s]	0,000125	0,0015	1,5	5,3
Prüfvorrichtung	ZWICK® 1485	ZWICK® 1485	Fallturm	Fallturm

6.1.1.1 Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie

Die in diesem Abschnitt beschriebenen Zugversuche wurden in Anlehnung an die Normen [74] und [73] durchgeführt. Aufgrund der besonderen Anforderungen bei kurzzeitdynamischen Prüfungen wurden für diese Versuche zusätzlich zur Norm auch Anmerkungen von [75] herangezogen. Zur statistischen Absicherung der Experimente kamen für jede Versuchsreihe mindestens fünf Proben zum Einsatz. Die Zugproben wurden mit Hilfe einer Bandsäge aus ESG-LFT-Platten und LFT-

Verbundplatten (Herstellung siehe Kapitel 2.4) herausgeschnitten. Nach dem Herausschneiden der Proben erfolgte zur Oberflächenverbesserung ein Überfräsen der Schnittkanten. Während in den kurzzeitdynamischen Versuchen keine besonderen Maßnahmen zu Krafteinleitung erforderlich waren, machten häufig auftretende Einspannungsbrüche in quasistatischen Vorversuchen die Verwendung von Dopplern zur Krafteinleitung notwendig. Diese bestanden aus angefasten EP/GF Plättchen, die mit einem speziell zur Verklebung von PP hergestellten Klebstoff (*3M™ / SCOTCH-WELD™ DP8010*) auf die Proben aufgeklebt wurden. Die verwendete Probengeometrie ist in Bild 6.3 schematisch dargestellt und wird in Tabelle 6.2 mit den Maßen nach Norm verglichen.

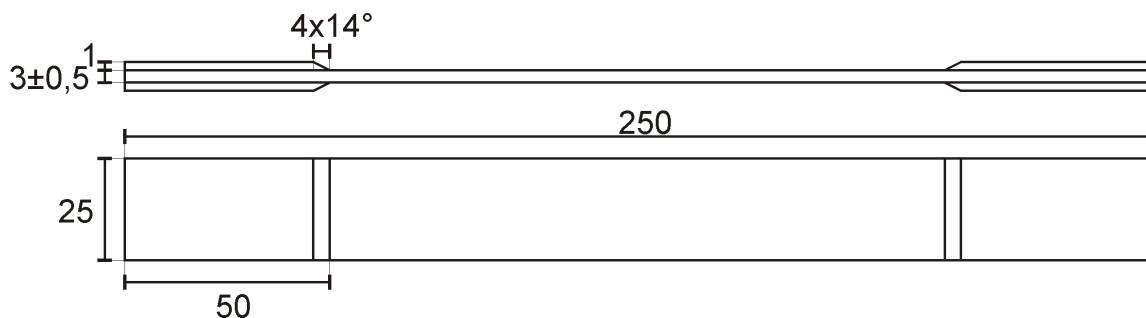


Bild 6.3: Probengeometrie mit Dopplern

Tabelle 6.2: Vergleich der geprüften Probengeometrie mit [73]

Abmessung des Probenkörpers	DIN Norm Typ 3 [mm]	Geprüfte Proben [mm]
Gesamtlänge	≥250	250
Dicke	2-10	3±0,5
Breite	25±0,5	25
Abstand zwischen den Krafteinleitungselementen	150±1	150
Länge der Krafteinleitungselemente	≥50	50
Dicke der Krafteinleitungselemente	1-3	1
Messlänge	50±1	optisch

Zur späteren optischen Auswertung wurden die Proben mit einem stochastisch verteilten Schwarz-Weiß-Muster versehen. Je nach Prüfgeschwindigkeit und der daraus resultierenden nötigen Bildfrequenz ändert sich die maximale Auflösung. Daher wurde die Struktur des Sprühmusters an die jeweilige Aufgabe angepasst. Bei

Versuchen, die in der Universalprüfmaschine (*ZWICK® 1485*) geprüft wurden, sah der Versuchsablauf folgendermaßen aus: Die Proben wurden mit einem Spanndruck von 100 - 150 Bar in den hydraulischen Einspannungen fixiert. Anschließend wurde eine Vorkraft von 100 N angefahren. Danach wurde die Bildaufzeichnung gestartet und die Probe weggesteuert belastet.

Der Versuchsaufbau im Fallturm unterschied sich deutlich von dem der Universalprüfmaschine. Hierbei wurden die Proben mit Hilfe von sechs M10 Schrauben sowie einem Drehmoment von 35 Nm in der Einspannung eingespannt und ein Teil der Einspannung am Kraftaufnehmer befestigt. Der mit Gewichten beladene Fallschlitten wurde von einem Transportschlitten in die gewünschte Höhe gezogen und anschließend fallen gelassen. Kurz vor dem Auftreffen auf die Probe durchlief der Fallschlitten eine Lichtschranke und löste damit die Kamera- und Versuchsdatenaufzeichnung aus.

6.1.1.2 Versuchsergebnisse

In den quasistatischen Zugversuchen konnte das in Bild 6.4 dargestellte Materialverhalten beobachtet werden. Bild 6.5 zeigt schematisch und in Bildern den im Versuch beobachteten Versagensablauf. Sowohl für LFT als auch ESG-LFT ist in Bild 6.4 eine stark ausgeprägte Anisotropie erkennbar. Die höchste Festigkeit erreicht LFT in Faservorzugsrichtung. Trotz der Metallverstärkung liegt bei einem ESG-LFT die LFT-Zugversagensspannung σ_{ZB-LFT} niedriger, da sich die Metallverstärkung störend auf den Kraftfluss auswirkt. Aus diesem Grund erfolgt der LFT-Bruch bei (t_1) auch ausschließlich in der Nähe eines quer zur Belastungsrichtung orientierten Drahtes (Querdraht). Das Überschreiten der Bruchspannung bewirkt beim LFT ein sofortiges Totalversagen, während beim ESG-LFT der gewünschte Effekt einer gesteigerten Energieaufnahme und das Verbessern der strukturellen Integrität erreicht wurde. Die Spannung fällt lediglich auf eine Plateauspannung ab, da die noch intakten Stahl-drähte in Lastrichtung (Längsdrähte) die Kraftübertragung übernehmen. Im weiteren Verlauf (t_2) wirken die benachbarten Querdrähte wie Anker. In Folge dessen kommt es zu einer auf zwei Maschenweiten begrenzten Dehnungslokalisierung (L_{lok}). Der stufenförmige Abfall gegen Ende entsteht durch sequenziell erfolgende Drahtbrüche (t_3). Die Bezeichnungen der nach Kapitel 6.1 ermittelten Kennwerte sind in Bild 6.4 eingetragen. Die Versuchsergebnisse sind im Detail in Tabelle 6.3 aufgeführt.

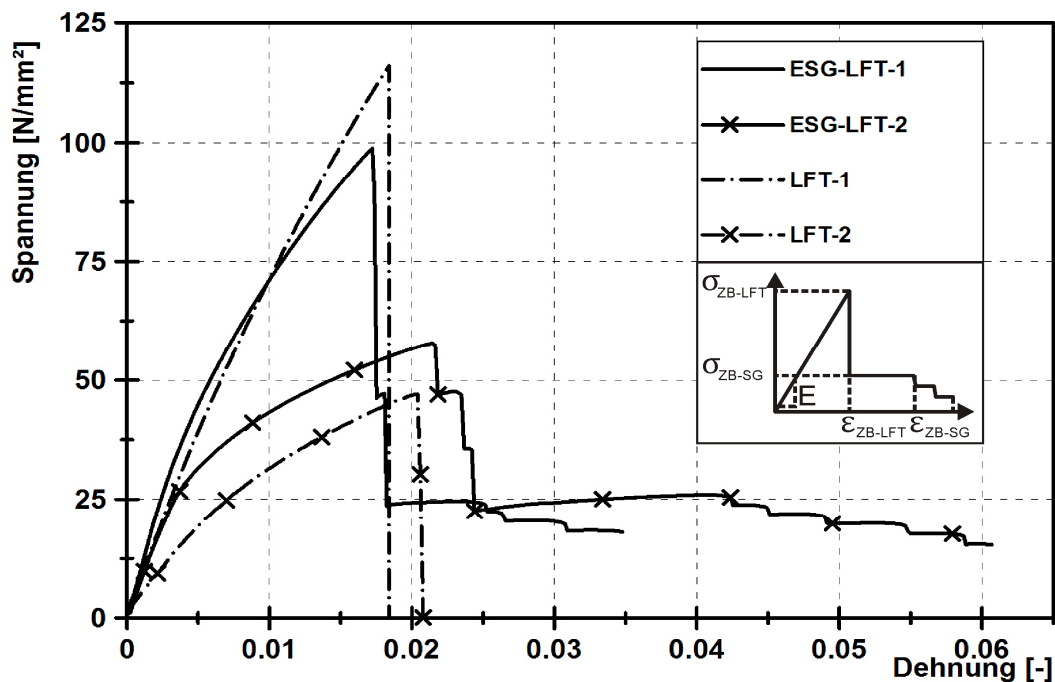


Bild 6.4: Spannungs-Dehnungs-Kurven LFT & ESG-LFT ($\dot{\epsilon} = 0,0083 \text{ 1/s}$)

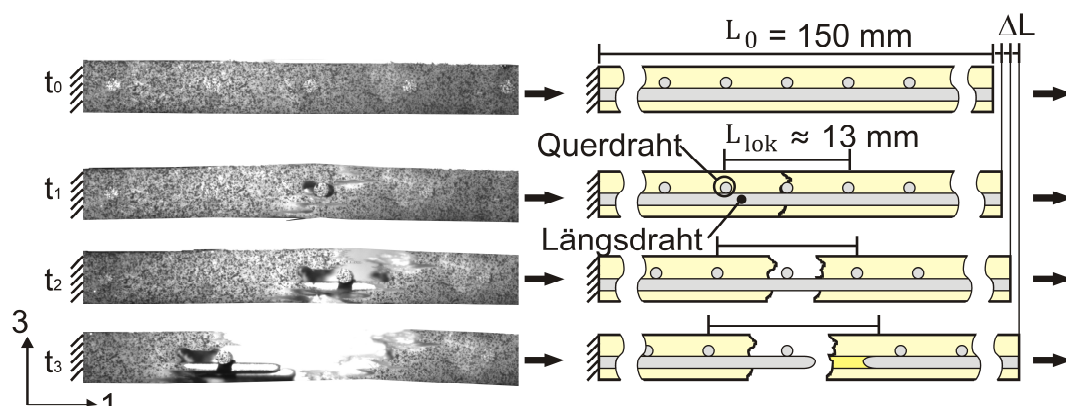


Bild 6.5: Versagensablauf im quasistatischen Zugversuch

Aufgrund des stufenförmigen Versagens und der Dehnungslokalisierung nach dem LFT-Bruch ist eine Angabe der Stahlbruchdehnung ϵ_{ZB-SG} nicht sinnvoll und wird daher nicht aufgeführt. Die gemessenen Querkontraktionszahlen liegen nahe bei den in [76] ermittelten Werten für kurzfaserverstärkte Thermoplaste. Des Weiteren wird in [76: S. 97] aus den ähnlichen Werten für ν_{12} und ν_{13} die Schlussfolgerung gezogen, dass aufgrund der Faservorzugsrichtung und damit näherungsweise unidirektionalen Faserorientierung ein nahezu transversalisotropes Verhalten vorliegt.

Tabelle 6.3: Materialkennwerte aus quasistatischen Zugversuchen

	LFT	s	ESG-LFT	s
E_1 [N/mm ²]	7678	441,46	11267	408,199
$\sigma_{ZB-LFT,1}$ [N/mm ²]	115,4	15,77	98,5	2,19
$\sigma_{ZB-SG,1}$ [N/mm ²]			25,7	2,78
$\varepsilon_{ZB-LFT,1}$ [-]	0,019	0,00154	0,017	0,00131
E_2 [N/mm ²]	3724	326,8	9594	299,81
$\sigma_{ZB-LFT,2}$ [N/mm ²]	47,4	4,69	57,5	4,9
$\sigma_{ZB-SG,2}$ [N/mm ²]			26,3	3,25
$\varepsilon_{ZB-LFT,2}$ [-]	0,021	0,00182	0,019	0,00234
ν_{12} [-]	0,37	0,0354	0,43	0,0071
ν_{23} [-]	0,37	0,0098	0,14	0,0073

Der Kurvenverlauf der kurzzeitdynamischen Kurven ähnelt den quasistatischen Ergebnissen. Daher werden im Folgenden lediglich die daraus ermittelten Bruchspannungen und -dehnungen abgebildet. Eine Auswertung des E-Moduls war aufgrund der kurzzeitdynamischen Effekte und der hohen Sensitivität der E-Modulbestimmung auf Steigungsänderungen der Kurve nicht sinnvoll.

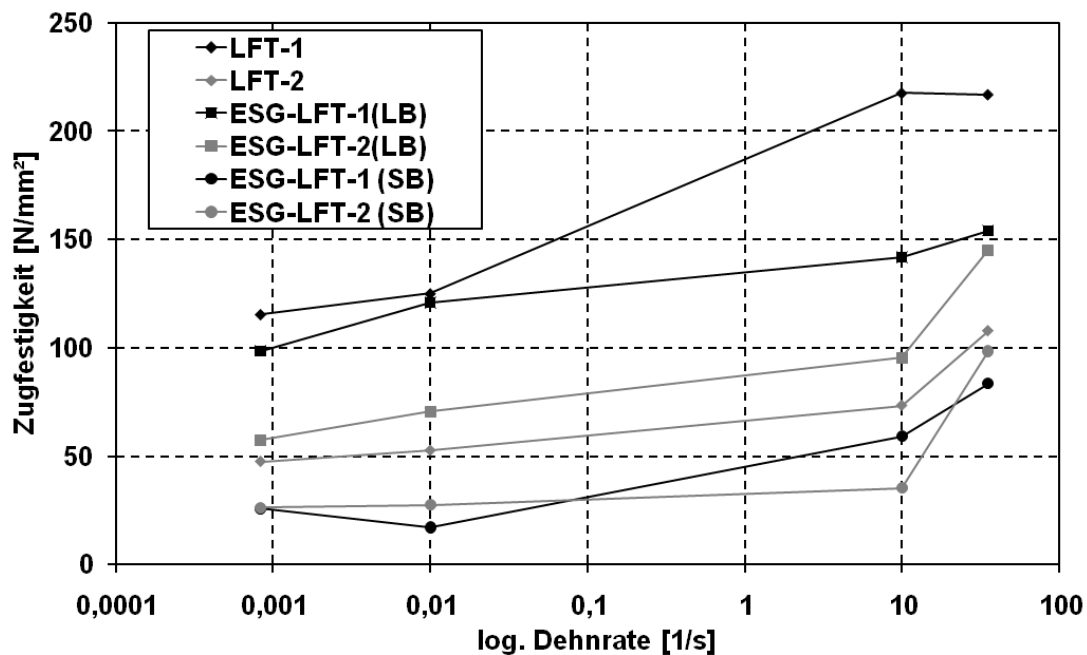


Bild 6.6: Dehnratenabhängigkeit der Zugfestigkeit

Bild 6.6 zeigt die ermittelten LFT-Bruchspannungen über der Dehnrates. Bei allen Kurven ist mit steigender Dehnrates eine Tendenz zu höheren Bruchspannungen zu beobachten. Bezüglich des LFT deckt sich dieses Erkenntnis mit [77, 78: S. 126]. Die bei verschiedenen Dehnrates ermittelten LFT-Bruchdehnungen sind in Bild 6.7 dargestellt. Auch hier ist mit steigender Dehnrates eine Tendenz hin zu höheren Bruchdehnungen erkennbar. Diese Beobachtung ist konträr zu den Ergebnissen aus [77] und könnte durch die Eigenschaften des copolymeren PPs (hohe Duktilität) verursacht worden sein.

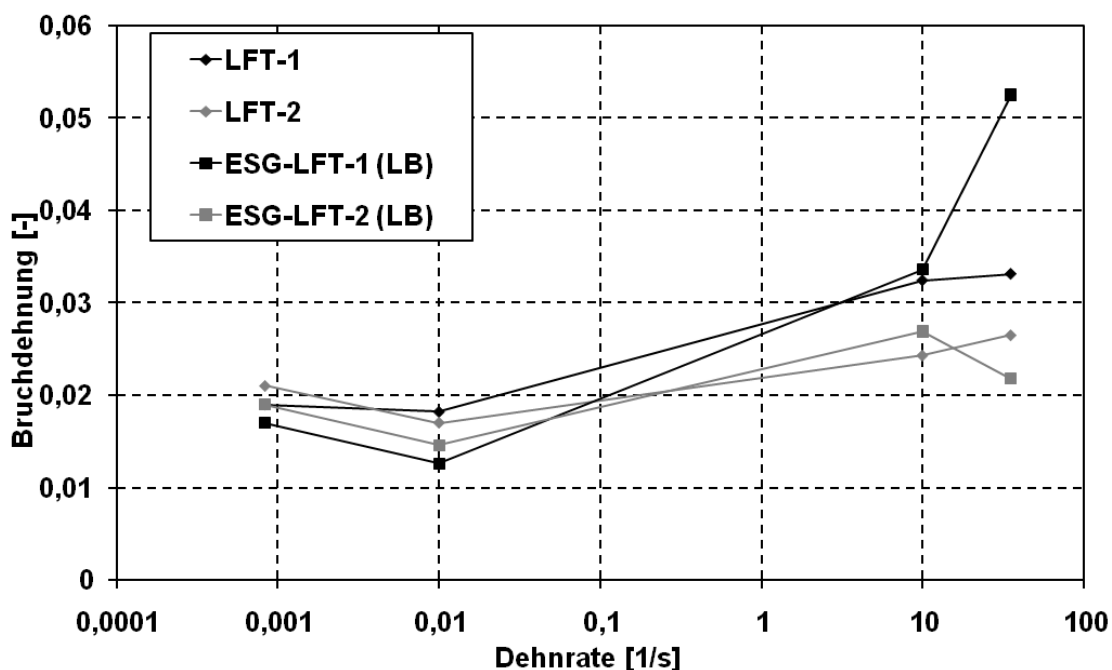


Bild 6.7: Dehnratesabhängigkeit der Bruchdehnung

Aufgrund der mit größer werdender Dehnrates ansteigenden Kräfte und Verformungswege zeigen beide Materialien ein mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit ansteigendes Energieabsorptionsvermögen. Bei dem untersuchten LFT tritt jedoch, wie schon unter statischer Belastung, nach Erreichen von σ_{ZB-LFT} Totalversagen ein. Der geprüfte ESG-LFT gewährleistet hingegen auch bei hohen Dehnrates nach dem LFT-Bruch wegen der eingebetteten Stahldrähte die strukturelle Integrität und ermöglicht bis zum Versagen der Stahldrähte eine weitere Kraftübertragung und Energieaufnahme.

6.1.2 X5CrNi1810 unter Zugbelastung

Da in Edelstahlschweißgittern X5CrNi1810 in Drahtform vorliegt, wurden Drahtzugversuche durchgeführt. Zur Prüfung wurden austenitisierte X5CrNi1810-Drähte verwendet, die auch zur Herstellung des ESG verwendet wurden. Die geprüften Dehnraten und die dazu verwendeten Prüfvorrichtungen sind in Tabelle 6.4 aufgeführt. Da zum Zeitpunkt des LFT-Bruches eine Dehnungslokalisierung auf einer Länge von 14 mm des Stahldrahtes auftritt, wurden hier zwei weitere Dehnraten mit einer Probenlänge von 14 mm untersucht.

Tabelle 6.4: Geprüfte Dehnraten im Drahtzugversuch

Dehnrate $\dot{\epsilon}$ [1/s]	0,0083	0,01	10	35,3	107,14	378,57
Probenlänge L_0 [mm]	150	150	150	150	14	14
Geschwindigkeit [m/s]	0,000125	0,0015	1,5	5,3	1,5	5,3
Prüfvorrichtung	ZWICK® 1474	ZWICK® 1474	Fallturm	Fallturm	Fallturm	Fallturm

6.1.2.1 Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie

Für die Untersuchung der Metalleigenschaften wurden Drahtproben aus austenitisierten X5CrNi1810-Stäben mit einem Durchmesser von 1 mm und einer Länge von 250 mm verwendet. Der Versuchsaufbau lehnte sich neben den Gegebenheiten aus Kapitel 6.1.1 an die Normen [79] und [80] an.

Für die Durchführung quasistatischer und kurzzeitdynamischer Versuche mit niedriger Dehnrate wurde eine ZWICK® 1474 Universalprüfmaschine mit pneumatischer Einspannung verwendet. Die Drahtproben wurden auf einer Einspannlänge von 150 mm mit 5 Bar Druck eingespannt. Danach wurde eine Vorkraft von 7,8 N angefahren. Nach ihrem Erreichen wurden die Kamera und die Versuchsaufzeichnung gestartet und die Probe weggesteuert belastet.

Zur Durchführung der kurzzeitdynamischen Versuche mit höheren Dehnraten wurde derselbe Fallturm wie für die Versuche aus Kapitel 6.1.1.1 verwendet. Der verwendete Versuchsaufbau ist in Bild 6.8 dargestellt. Zum Einspannen der Drähte wurden an beiden Enden jeweils sechs Schrauben vom Typ M3 handfest angezogen. Der Versuchsablauf entspricht dem Ablauf aus Kapitel 6.1.1.1.. Kurz vor dem Auftreffen der Fallschlittengabeln auf die Traverse der unteren Einspannung

werden über eine Lichtschranke sowohl die Kamera als auch die Versuchsaufzeichnung gestartet. Die Traverse wird von den Gabeln des Transportschlittens mitgerissen und die Probe somit belastet.

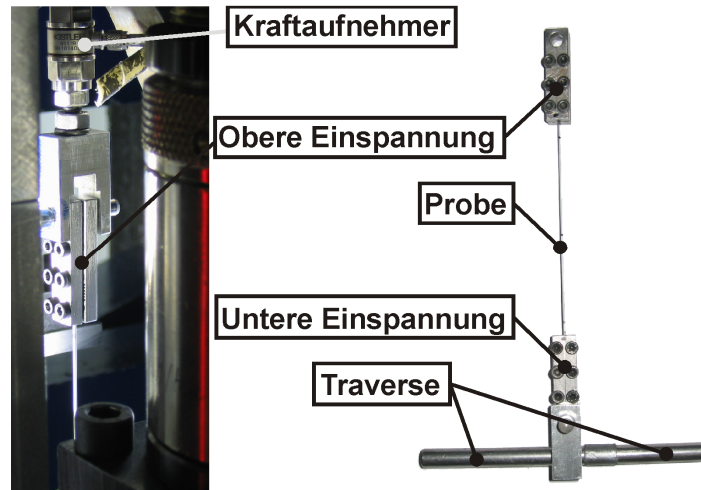


Bild 6.8: Versuchsaufbau Drahtzugversuch

6.1.2.2 Versuchsergebnisse

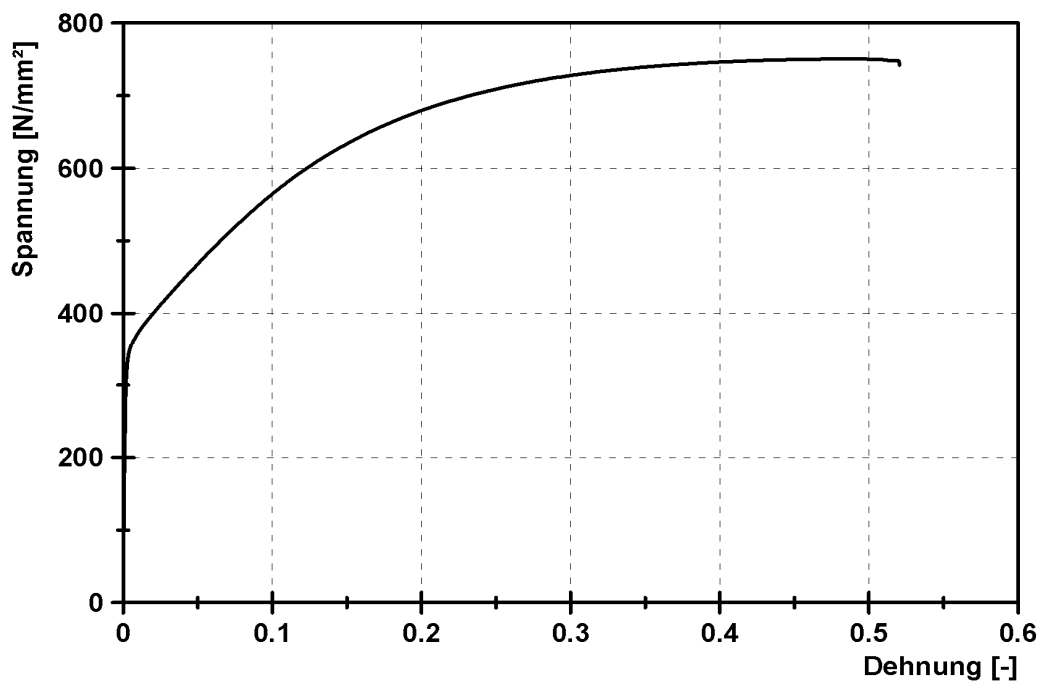


Bild 6.9: Spannungs-Dehnungs-Kurve X5CrNi1810 ($\dot{\epsilon} = 0,0083$ 1/s)

In Bild 6.9 ist der im quasistatischen Zugversuch an X5CrNi1810-Drähten ermittelte Spannungs-Dehnungs-Verlauf abgebildet. Es zeigt sich ein zunächst linear-

elastischer Bereich mit hoher Steifigkeit, der bei einer Spannung von etwa 350 N/mm² in ein plastisches Fließen übergeht. Bild 6.10 zeigt die ermittelten Bruchspannungen und -dehnungen über verschiedene Dehnraten. Besonders für die Bruchspannung ist keine nennenswerte Abhängigkeit von der Dehnrates zu beobachten. Diese Erkenntnis spiegelt die Ergebnisse von [81] wieder. Hinsichtlich der Bruchdehnung ist besonders bei den höheren Dehnraten eine steigende Tendenz zu beobachten. Damit sind die Beobachtungen aus [81, 82] bestätigt. „Mit steigender Dehnrates erhöht sich die Bruchdehnung bei kfz-Metallen und sinkt für krz-Metalle“ [82]. Der Grund für die hohe Bruchdehnung bei einer Dehnrates von 0,0083 1/s konnte nicht geklärt werden.

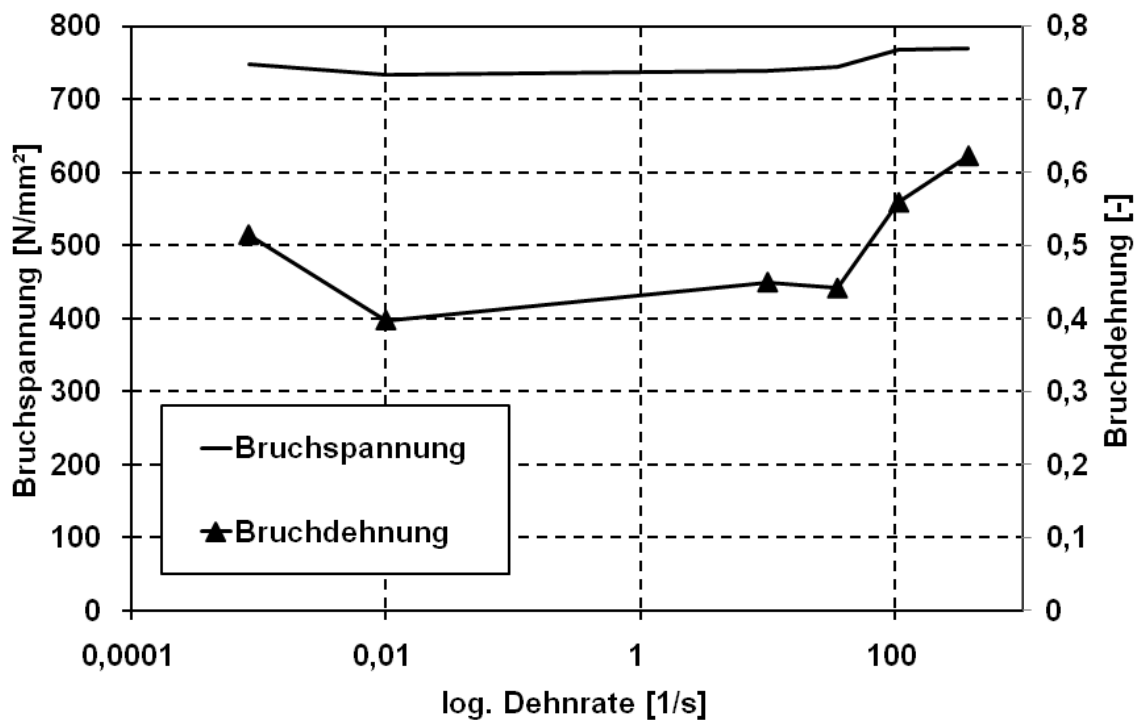


Bild 6.10: Dehnratesabhängigkeit von Bruchspannung und -dehnung

6.2 Bestimmung der Schubeigenschaften von LFT und ESG-LFT

Zur mechanischen Beschreibung des Materialverhaltens sind neben den Zugeigenschaften die Schubeigenschaften von essenzieller Bedeutung. Zur analytischen Berechnung der Schubsteifigkeit kann bei isotropen Materialien, wie z. B. dem verwendeten Edelstahl X5CrNi1810, Gl. (6.5) herangezogen werden:

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (6.5)$$

Wegen der anisotropen Eigenschaften ist diese Gleichung für LFT und ESG-LFT unzureichend. Die nun folgenden Versuche dienen daher der Ermittlung der Schubsteifigkeiten und der maximal ertragbaren Schubspannungen

6.2.1 LFT und ESG-LFT im Schubversuch

6.2.1.1 Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie

Zur Bestimmung der Schubeigenschaften wurden sogenannte „Three-Rail-Shear“-Versuche durchgeführt. Der dazu verwendete Versuchsaufbau und die Probengeometrie sind in Bild 6.11 dargestellt. Der Versuch wurde dabei an die Norm [83] angelehnt. Laut dieser sollen zur Dehnungsmessung Dehnungsmessstreifen (DMS) in einem Winkel von $\pm 45^\circ$ verwendet werden. Durch die Möglichkeiten, welche die optische Grauwertkorrelation bietet, konnte auf die Anbringung realer DMS verzichtet werden. Nach Überprüfung der Zulässigkeit [84] wurden stattdessen im optischen Auswertungsnachlauf virtuelle DMS angebracht und zur Auswertung herangezogen. Die Versuche wurden an einer Prüfmaschine vom Typ *HYDROPULS PSB* der Firma *SCHENK* durchgeführt. Die zwölf Schrauben der Probeneinspannung wurden mit einem Drehmoment von 100 Nm angezogen und die Proben weggesteuert mit einer Geschwindigkeit von 2 mm/min belastet. Die Schubspannung wurde nach Norm entsprechend folgender Gleichung aus der gemessenen Kraft und den gemessenen Probenabmessungen berechnet:

$$\tau_{12} = \frac{F}{2 \cdot B \cdot D} \quad \begin{array}{ll} 1 & \text{Richtung der Spannungskomponente} \\ 2 & \text{Richtung der Schnittebenennormalen} \end{array} \quad (6.6)$$

Die Scherung wurde ebenfalls normkonform nach Gl. (6.7) berechnet:

$$\gamma_{12} = |\varepsilon_{+45}| + |\varepsilon_{-45}| \quad \begin{array}{ll} \varepsilon_{+45} & \text{Dehnung } +45^\circ \text{ zur 1-Richtung} \\ \varepsilon_{-45} & \text{Dehnung } -45^\circ \text{ zur 1-Richtung} \end{array} \quad (6.7)$$

Die Schubsteifigkeit wurde nach Gl. (6.8) ermittelt:

$$G_{12} = \frac{\tau_{12,II} - \tau_{12,I}}{\gamma_{12,II} - \gamma_{12,I}} \quad (6.8)$$

$\tau_{12,I}$	Schubspannung bei $\gamma_{12,I}$
$\tau_{12,II}$	Schubspannung bei $\gamma_{12,II}$
$\gamma_{12,I}$	Scherung bei $\gamma_{12}=0,0015$
$\gamma_{12,II}$	Scherung bei $\gamma_{12}=0,004$

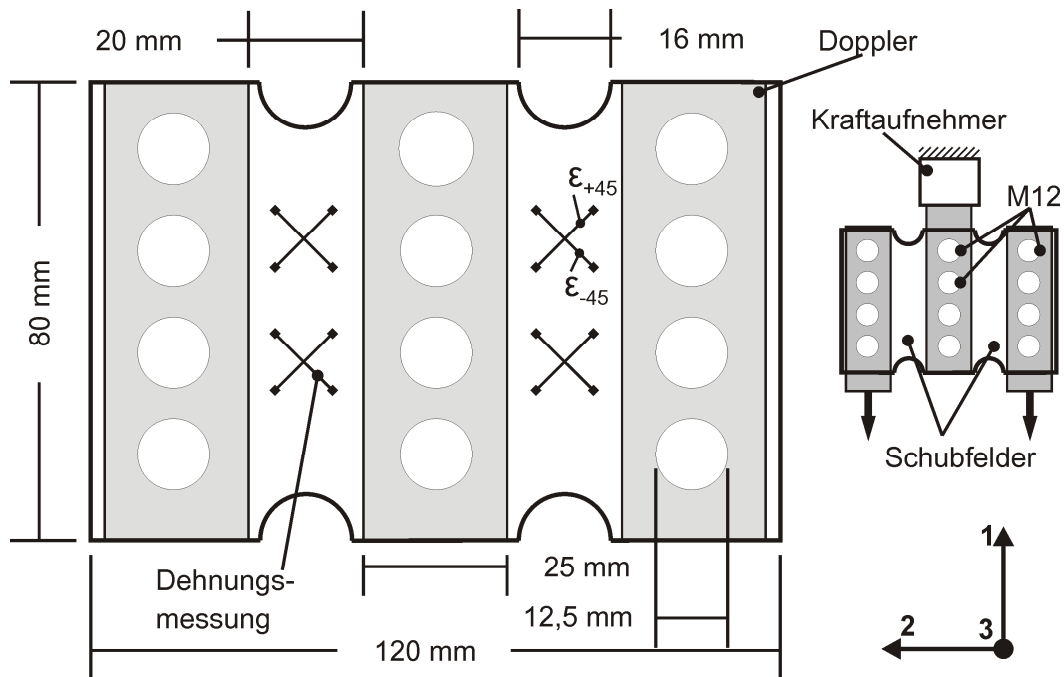


Bild 6.11: Versuchsaufbau eines quasistatischen Schubversuchs (schematisch)

Sowohl die angegebenen Gleichungen als auch der Versuchsaufbau an sich sind nur für hinreichend kleine Deformationen (z. B. Schubmodulmessung) gültig. Zur Verdeutlichung des Wirkprinzips wurden die Prüfungen dennoch bis zum Totalversagen durchgeführt und die Ergebnisse von LFT und ESG-LFT verglichen. Häufige Einspannungsbrüche machten, ergänzend zu einer Krafteinleitung mit Hilfe von Dopplern, das Einbringen von Sollbruchstellen erforderlich. Dies gilt besonders für die geprüften LFT-Proben. Durch Vergleiche zwischen Proben mit und ohne Sollbruchstelle wurde sichergestellt, dass die Ergebnisse durch die Sollbruchstelle nicht nennenswert beeinflusst wurden.

6.2.1.2 Versuchsergebnisse

Aus den gemittelten Messwerten wurde das in Bild 6.12 abgebildete Scherungs-Schubspannungs-Diagramm erstellt. Abgebildet ist der Verlauf von τ_{12} über γ_{12} . Es zeigt sich ein zum Zugversuch sehr ähnliches Verhalten. Bei LFT tritt nach dem

Erreichen der Versagens Schubspannung ein Totalversagen auf. Im Gegensatz dazu übernimmt bei ESG-LFT-Proben nach dem Erreichen der LFT-Versagensschubspannung das noch intakte metallische Schweißgitter die Kraftübertragung.

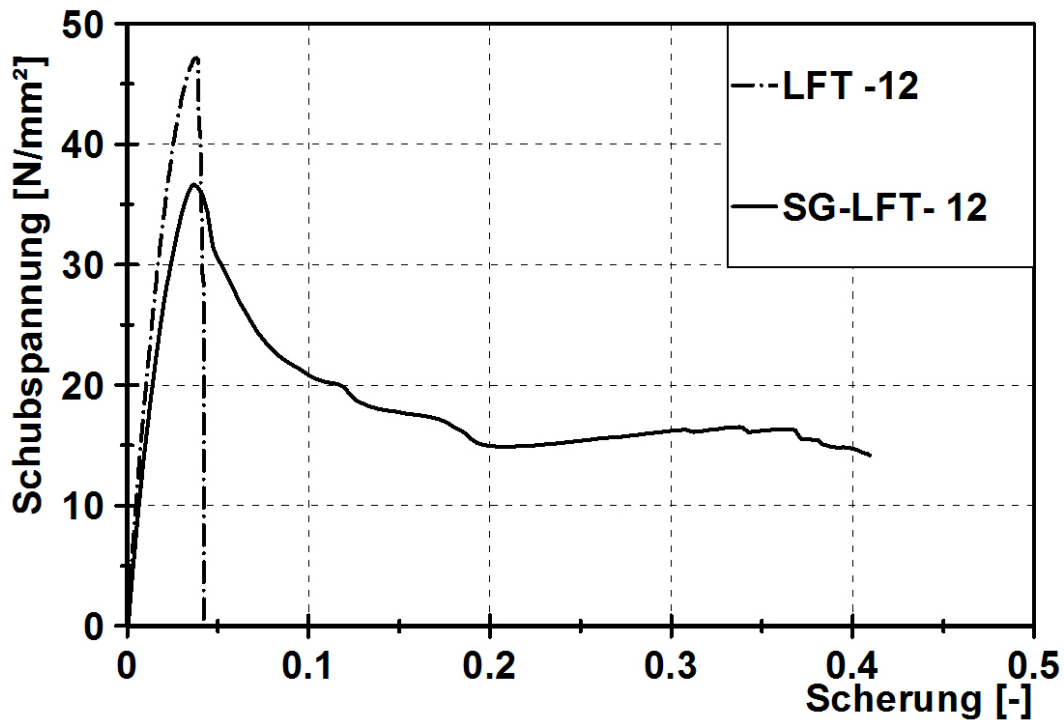


Bild 6.12: Gemittelte Kurven aus quasistatischen Schubversuchen

Diese wird über einen weiten Deformationsbereich sichergestellt und erhält somit die strukturelle Integrität der Probe. Der visuell beobachtbare Versuchsverlauf ist in Bild 6.13 dargestellt. Zu erkennen sind die beiden mit dem Muster zur Grauwertkorrelation besprühten Schubfelder und die zwölf Schrauben der Einspannung. Mit dem Abfall der Kraft in Bild 6.12 tritt auch ein sichtbarer Riss im LFT auf ($\gamma=0,165$). Im weiteren Verlauf übernehmen, wie bereits beschrieben, die Stahldrähte die Kraftübertragung ($\gamma=0,395$). Die aus den Versuchen ermittelten Kennwerte sind in Tabelle 6.5 aufgelistet. Wie im Zugversuch zeigt sich auch im Schubversuch, dass durch das Einbringen des Edelstahl die mechanischen Kennwerte gegenüber unverstärktem LFT leicht herabgesetzt werden. Gleichzeitig zeigt sich jedoch auch die beabsichtigte Steigerung des Deformationsvermögens und der strukturellen Integrität.

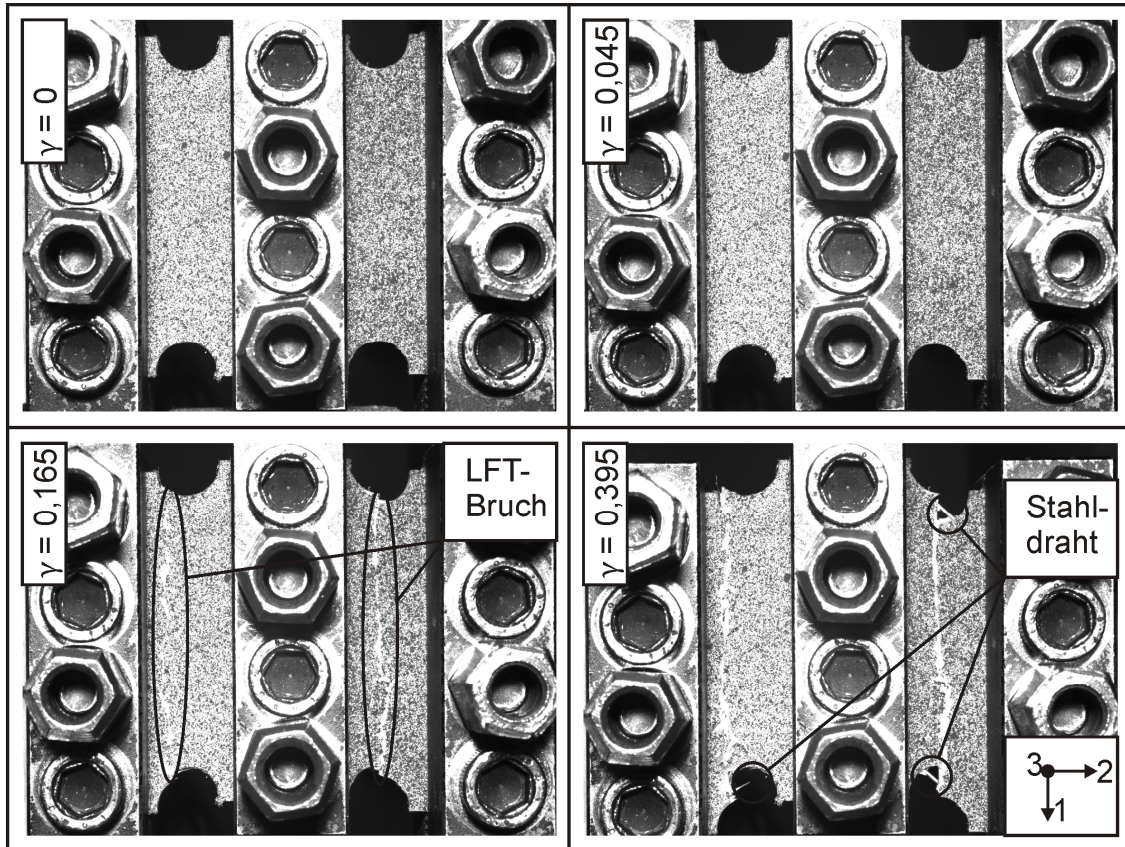


Bild 6.13: Versuchsverlauf im quasistatischen Schubversuch an ESG-LFT

Tabelle 6.5: Materialkennwerte aus quasistatischen Schubversuchen

	LFT	s	ESG-LFT	s
G_{12} [N/mm ²]	2180	549	1916	236
$\tau_{B-LFT,12}$ [N/mm ²]	47,8	9,03	38,8	3,26
$\gamma_{B-LFT,12}$ [-]	0,038	0,0059	0,038	0,0015
$\tau_{B-SG,12}$ [N/mm ²]			17	1,42

6.3 Bestimmung der Energieabsorption im Durchstoßversuch

Die in diesem Abschnitt aufgeführten Durchstoßversuche dienen der Beurteilung der Energieabsorptionsfähigkeit des neuen Materials. Zusätzlich können die Ergebnisse später dazu genutzt werden, das makromechanische Materialmodell zu überprüfen. Da in [17] ausschließlich die Energieabsorption von ESG-LFT unter kurzzeit-dynamischer Belastung ermittelt wurde, werden an dieser Stelle ergänzende

quasistatische Durchstoßversuche durchgeführt und mit den bereits vorhandenen kurzzeitdynamischen Versuchsergebnissen verglichen.

6.3.1 Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie

Die bereits absolvierten kurzzeitdynamischen Durchstoßversuche wurden nach den Normen [85] und [86] durchgeführt. Daher liegt es nahe, Versuchsaufbau und Ablauf der quasistatischen Versuche ebenfalls an diese Normen anzulehnen. Die folgenden Prüfungen wurden mit Hilfe einer speziell hergestellten Vorrichtung auf einer Universalprüfmaschine vom Typ *ZWICK® 1474* durchgeführt. Der dazu verwendete Versuchsaufbau und die Prüfvorrichtung sind in Bild 6.14 sowohl schematisch als auch bildlich dargestellt. Durch Anbringung eines um 45° geneigten Spiegels unter der Durchstoßbohrung war es möglich die Probe während des Durchstoßvorgangs von unten zu filmen. Die hergestellten Probekörper aus LFT und ESG-LFT hatten die Abmaße $80\text{ mm} \times 80\text{ mm}$. Diese wurden in der abgebildeten Prüfvorrichtung durch Anziehen von acht M8 Schrauben mit einem Drehmoment von 20 Nm fixiert.

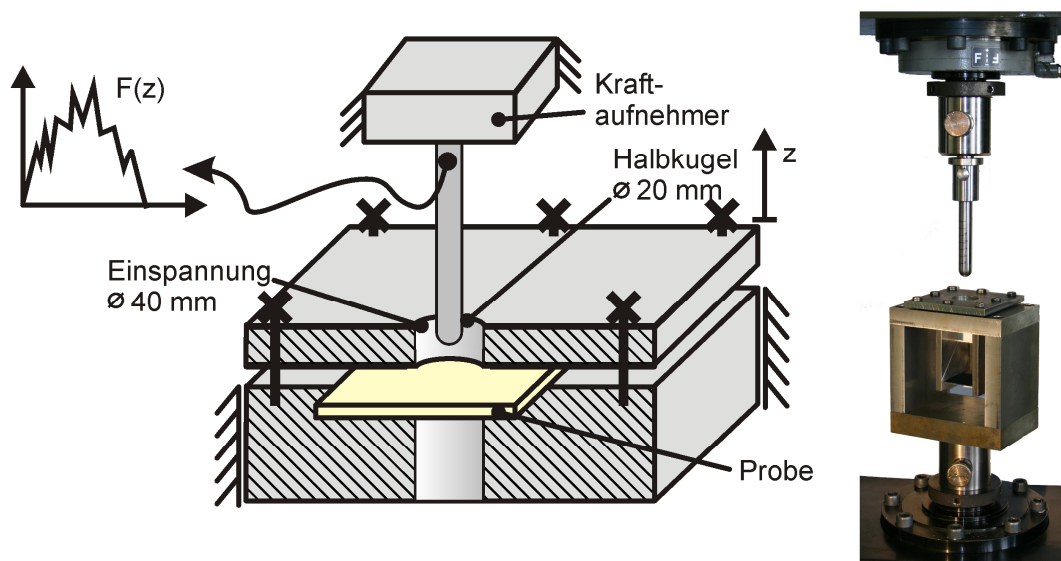


Bild 6.14: Versuchsaufbau des quasistatischen Durchstoßversuchs

Die Einspannung hat wie in den Versuchen aus [17] eine Bohrung mit einem Durchmesser von 40 mm , welche von einer Impaktorhalbkugel mit einem Durchmesser von 20 mm durchstoßen wird. Vor Versuchsbeginn wurde eine Vorkraft von 5 N angefahren. Danach wurde die Probe mit einer Geschwindigkeit von 5 mm/min belastet. Gleichzeitig wurden die Kamera und die Versuchsaufzeichnung

gestartet. Nach der Versuchsdurchführung konnte über Aufintegration der Kraft über den Weg die absorbierte Energie nach Gl. (6.9) berechnet werden:

$$W = \int_0^{z_B} F(z) dz \quad (6.9)$$

6.3.2 Versuchsergebnisse

In Bild 6.15 sind die gemittelten Versuchskurven der quasistatischen Durchstoßversuche dargestellt. Aufgetragen sind die Kraft-Weg- und Energie-Weg-Verläufe für LFT und ESG-LFT. Die Energie wurde dabei durch die Aufintegration der Kraft über den Weg berechnet.

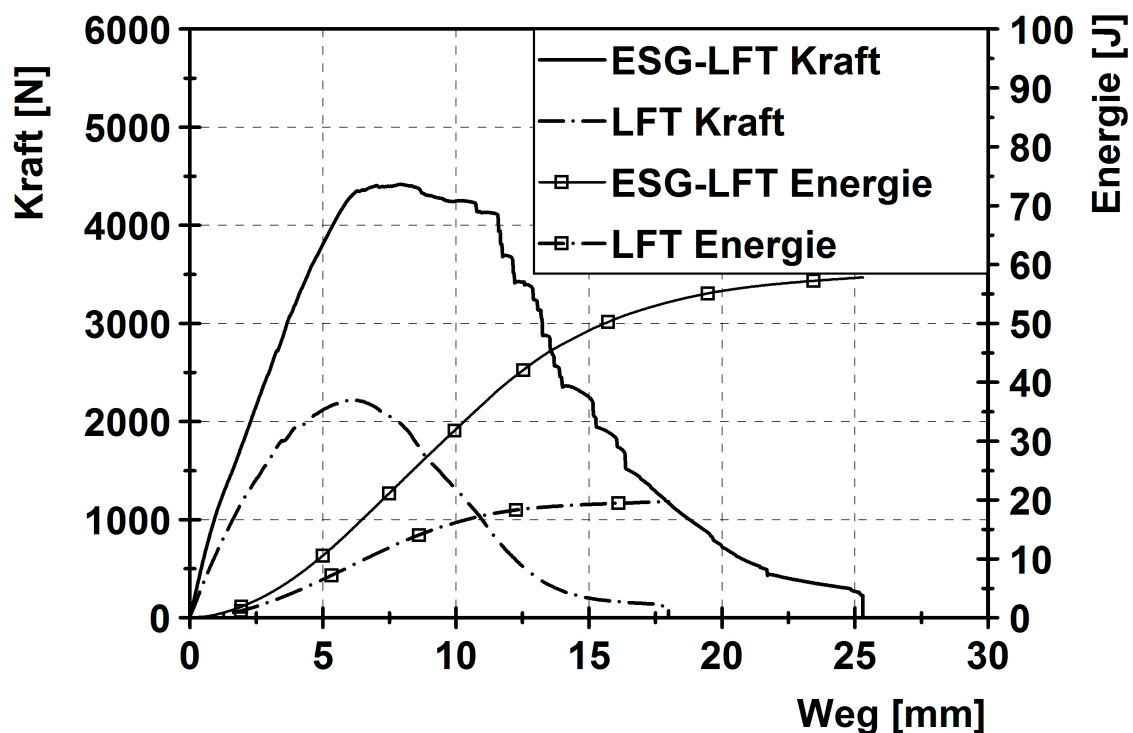


Bild 6.15: Gemittelte Versuchsergebnisse bei quasistatischem Durchstoß

Es wird deutlich, dass durch die Metalltextilverstärkung von LFT sowohl die auftretenden Kräfte als auch der Weg bis zum vollständigen Durchstoß gesteigert werden konnten. Mit 57,81 J konnte für den ESG-LFT gegenüber dem LFT mit 19,73 J absorbierten Energie eine Steigerung von 293% erzielt werden. Selbst nach

Berücksichtigung der vom Metalltextil verursachten Dichtezunahme liegt die Steigerung weiterhin bei 204%.

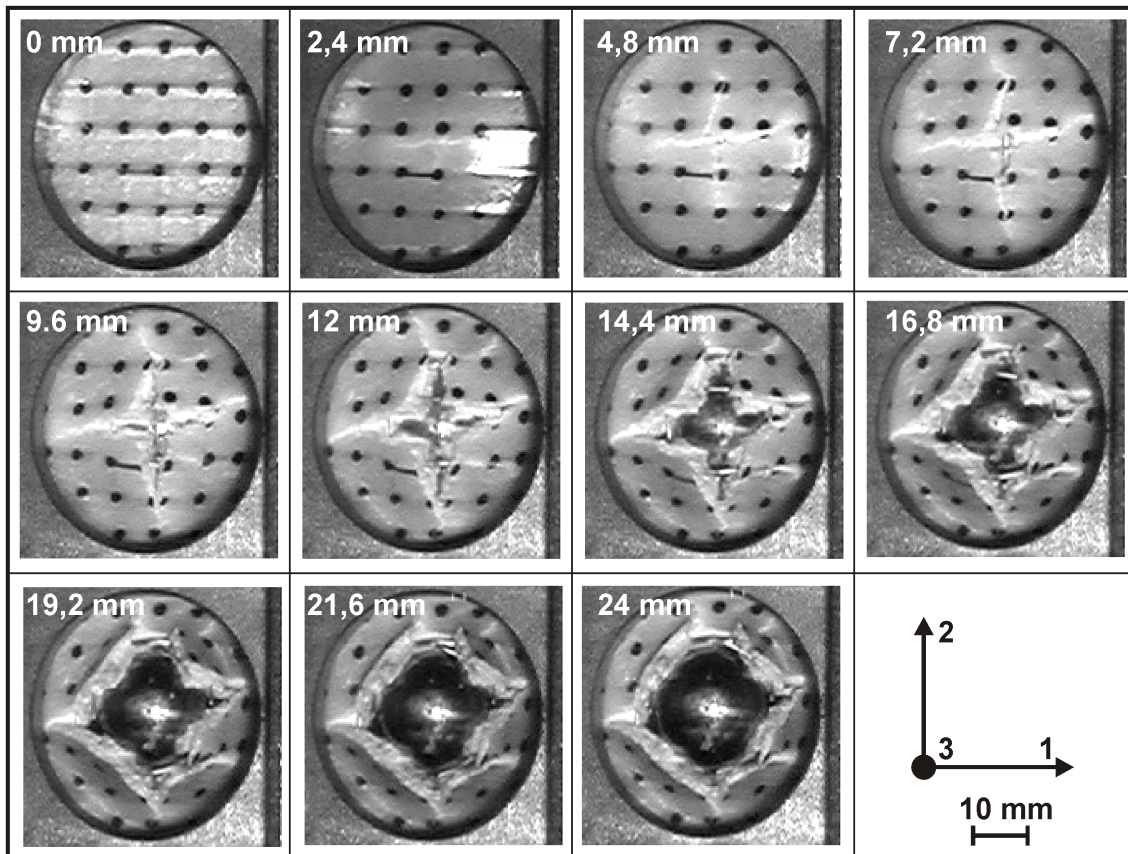


Bild 6.16: Versagensablauf beim quasistatischen Durchstoßversuch

Bild 6.16 zeigt den aufgezeichneten Versagenshergang beim Durchstoß einer ESG-LFT-Probe. Die schwarzen Punkte markieren die Kreuzungspunkte der eingebetteten Stahldrähte. Zunächst erfolgt eine vom Kontaktpunkt des Impaktors ausgehende Rissausbreitung in 1-Richtung (2,4 mm) und unvermittelt danach in 2-Richtung (4,8 mm). Im weiteren Verlauf breitet sich der Riss kreuzförmig zu den Rändern hin aus. Kurz bevor die Risse den Rand erreichen, werden bereits erste Stahldrähte sichtbar (7,2 mm). Bei etwa 9,6 mm Weg beginnen erste Drähte zu versagen und der Impaktor wird sichtbar. Mit dem Versagen der Stahldrähte beginnt in Bild 6.15 ein kontinuierlicher Kraftabfall, bis bei 24 mm die Probe vollständig durchstoßen ist. Eine CT-Untersuchung in dem schon in Kapitel 4 eingesetzten Computertomografen, führte zu dem in Bild 6.17 abgebildeten Resultat. Zur besseren Darstellung des ESG wurde der noch anhaftende LFT ausgeblendet. Dabei zeigt sich, dass die

gebrochenen Stahldrähte überwiegend in 2-Richtung orientiert sind. In 1-Richtung ist hingegen lediglich ein einzelner Drahtbruch erkennbar. Dieses Phänomen erklärt sich durch die Faservorzugsrichtung im LFT. In 2-Richtung liegen eine geringere Steifigkeit und Festigkeit vor. Dadurch sind die in dieser Richtung orientierten Stahldrähte wesentlich höheren Belastungen ausgesetzt als die in 1-Richtung liegenden Drähte.

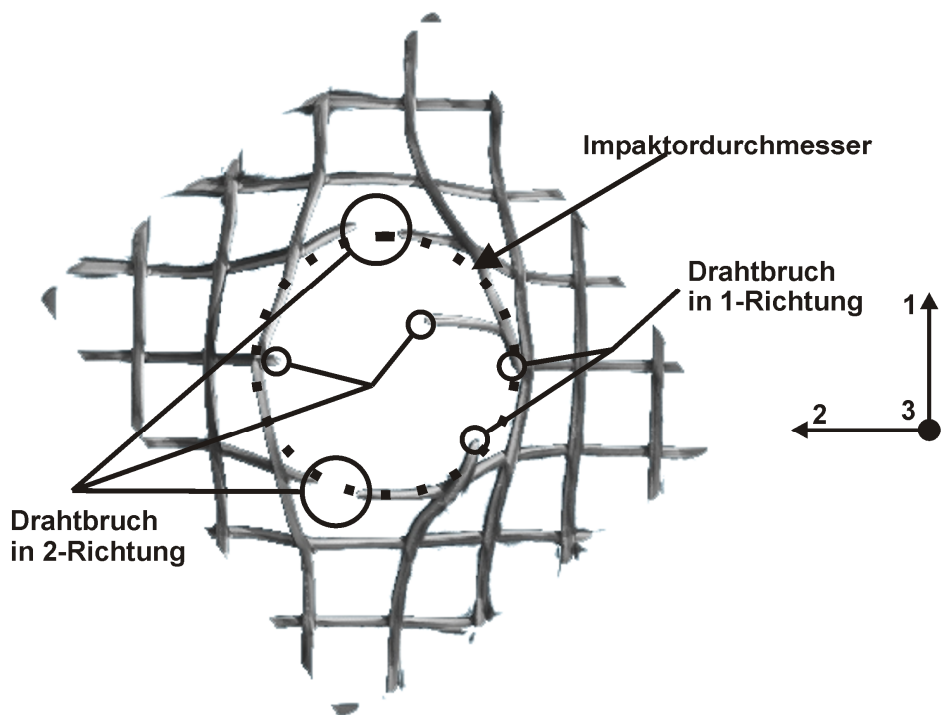


Bild 6.17: CT-Aufnahme des Schweißgitters einer geprüften Durchstoßprobe

In Bild 6.18 sind geprüfte Durchstoßproben abgebildet. Die schwarzen Kreise markieren dabei den Einspannungsrand. Die schwarzen Punkte bei der ESG-LFT-Probe markieren die Kreuzungspunkte der Stahldrähte. An den geprüften Proben lassen sich weitere interessante Beobachtungen aufzeigen. Durchstoßflächen der geprüften LFT-Proben unterscheiden sich von denen der ESG-LFT-Proben. ESG-LFT verformt sich während des Durchstoßes über den gesamten einspannungsfreien Bereich trichterförmig. Bei ESG-LFT-Proben sind auf der Ober- und Unterseite multiple LFT-Brüche und -Risse beobachtbar. Diese verlaufen überwiegend entlang der eingebetteten Stahldrähte. Überdies zeigt sich auf der Oberseite ein kreisförmiger Riss an der Einspannungskante. Die LFT-Probe hingegen versagt nicht

über den gesamten einspannungsfreien Bereich, sondern nur im direkten Einflussbereich des Impaktors.

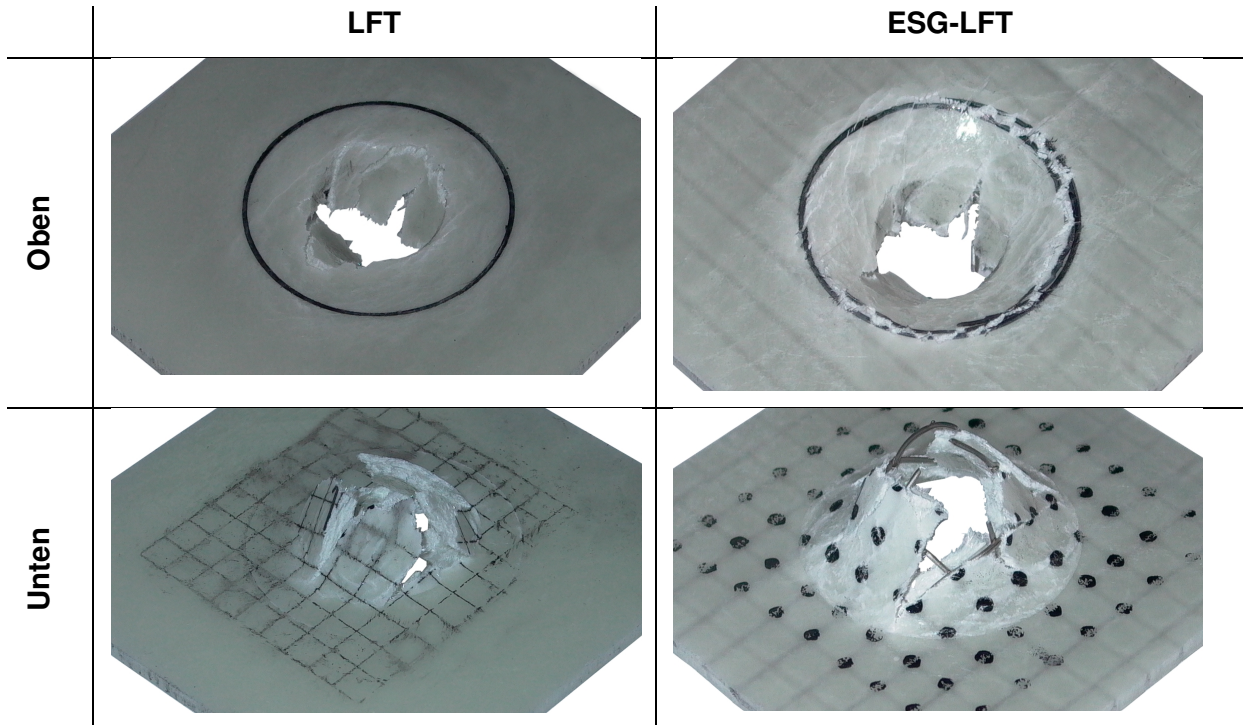


Bild 6.18: Quasistatisch geprüfte LFT und ESG-LFT-Durchstoßproben

Das in Bild 6.19 dargestellte Schliffbild zeigt weitere Effekte. Sehr gut sind die schon beschriebenen multiplen Brüche an den Stahldrähten erkennbar. Des Weiteren weist ein Loch (unten links) auf einen aus dem umgebenden LFT herausgezogenen Stahldraht hin. Aufgrund der schlechten Haftung ist der primäre Effekt der Energieabsorptionssteigerung in der plastischen Deformation des Stahldrahtes und nicht im Drahtauszug zu vermuten. Hinsichtlich des LFT-Versagens sind zwei weitere Versagenseffekte erkennbar. Zum einen liegen Anzeichen von Weißbruch vor. Dies bezeichnet eine Kombination von Mikrorissen sowie mikroskopisch kleine Bereiche, deren Begrenzungsflächen mit einzelnen extrem verstreckten Materialsträngen überbrückt sind. Durch die entstehende Lichtstreuung erscheinen diese weiß [87, 88]. Zum anderen zeigt sich in der Detailaufnahme, dass an den Bruchstellen die im LFT eingebetteten Glasfasern aus dem PP herausgezogen wurden. Aufgrund der besseren Haftung und der größeren Oberfläche spielt hier die Energiedissipation durch den Faserauszug eine größere Rolle.

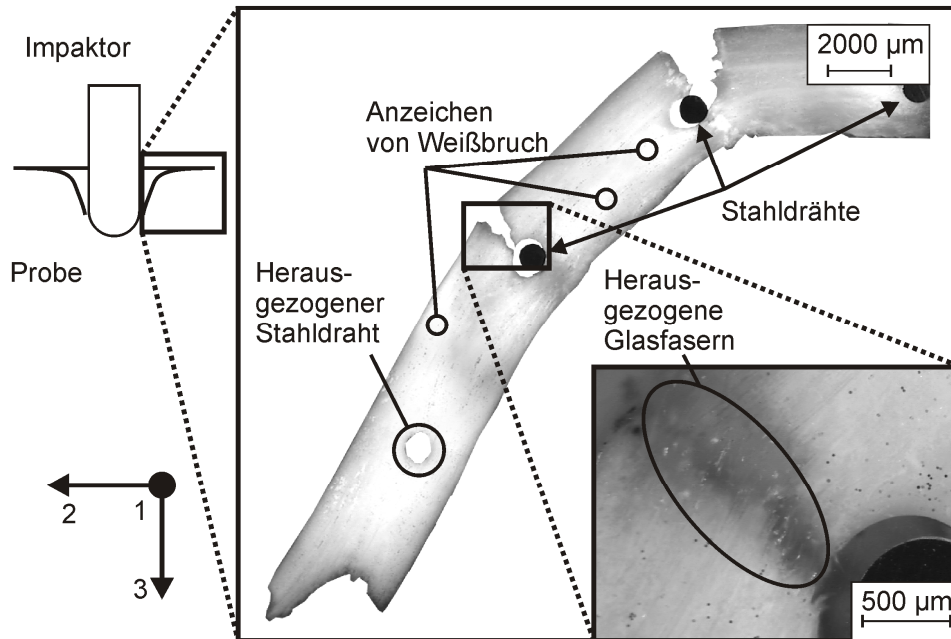


Bild 6.19: Schliffbild einer quasistatisch geprüften ESG-LFT Durchstoßprobe

6.3.3 Vergleich mit kurzzeitdynamischen Durchstoßversuchen

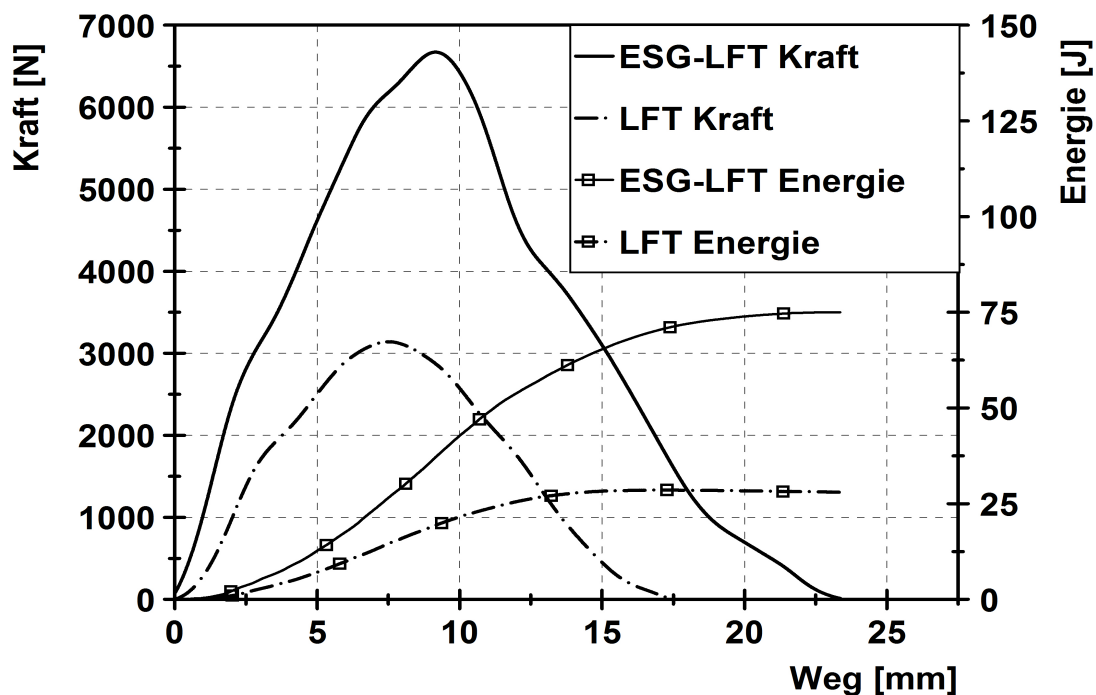


Bild 6.20: Gemittelte Versuchsergebnisse bei kurzzeitdynamischem Durchstoß

Da in [17] bereits kurzzeitdynamische Versuche durchgeführt wurden, folgt nun ein Vergleich zwischen den kurzzeitdynamischen und den quasistatischen Versuchs-

daten. Die Versuche wurden mit einer Durchstoßgeschwindigkeit von 7,8 m/s durchgeführt und führten zu den gemittelten Versuchskurven aus Bild 6.20. Klar ersichtlich ist die auch bei hohen Dehnraten gesteigerte Energieaufnahme bei ESG-LFT. Durch die kurzzeitdynamischen Effekte sind die Werte gegenüber den quasistatischen Versuchen sogar angestiegen. Die Energieabsorption des metalltextilverstärkten LFT liegt mit 75,02 J gegenüber 28,58 J bei unverstärktem LFT um 262% höher. Auch bei Berücksichtigung der Dichte liegt die Energieabsorption noch immer um 183% über den Werten des unverstärkten Materials. Im Vergleich mit den quasistatischen Versuchen wird eine Annäherung der Energieabsorption von LFT und ESG-LFT mit steigender Belastungsgeschwindigkeit erkennbar.

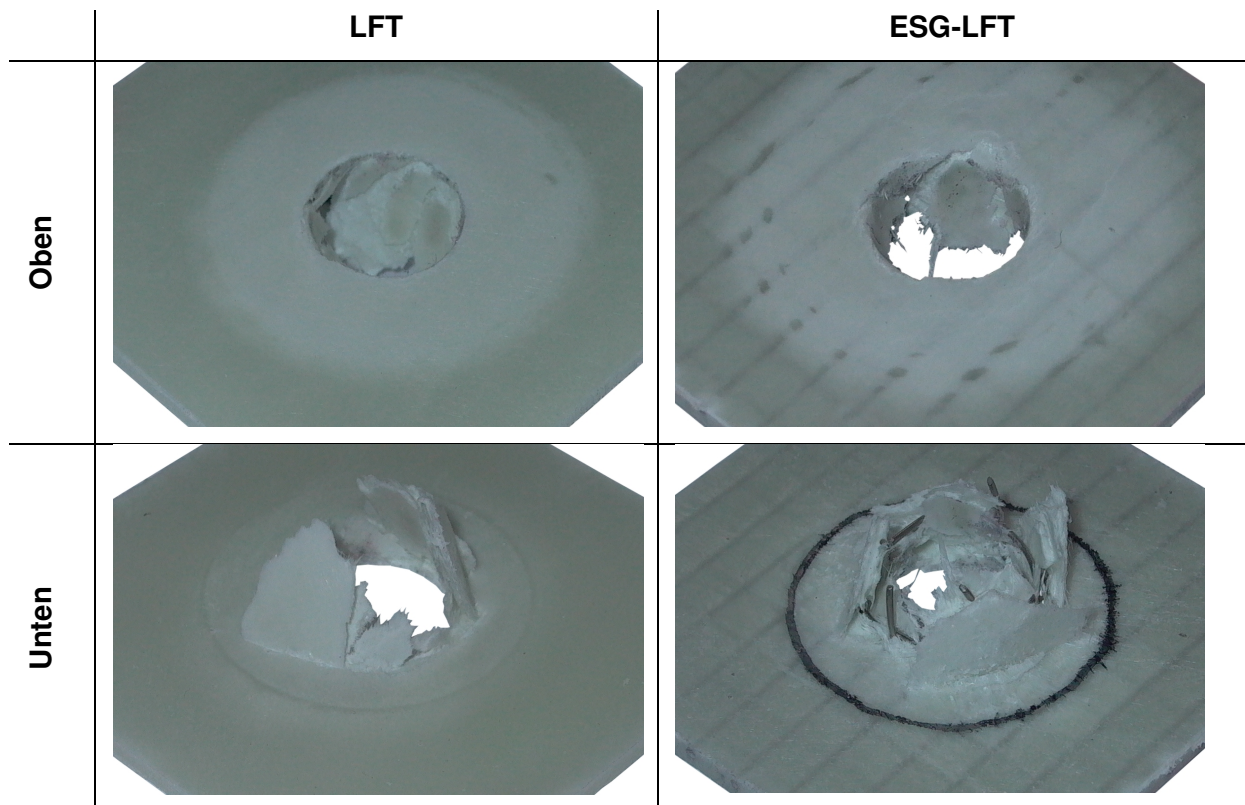


Bild 6.21: Kurzzeitdynamisch geprüfte LFT- und ESG-LFT-Durchstoßproben

Das lässt sich durch die Ergebnisse der kurzzeitdynamischen Zugversuche erklären, die gezeigt haben, dass LFT eine wesentlich stärker ausgeprägte Dehnratenabhängigkeit aufweist als X5CrNi1810. Dies äußert sich auch in dem sich ähnlicher werdenden Bruchbild, welches in Bild 6.21 dargestellt ist. Während im quasistatisch-

en Versuch der ESG-LFT noch trichterförmig bricht, versagt der ESG-LFT nun wie der LFT nur im direkten Einflussbereich des Impaktors.

6.4 Untersuchung der strukturellen Integrität in Komponententests

Versuchsergebnisse aus Zug- und Schubversuchen haben bereits angedeutet, dass eine Verstärkung von LFT mit Metalltextilien, wie beabsichtigt, die Energieabsorption und die strukturelle Integrität verbessern kann. Bisher konnte der Nachweis nur für einfache Belastungszustände erbracht werden. Insbesondere der Aspekt der strukturellen Integrität soll nun in einem Komponententest überprüft werden. Da ESG-LFT ein sehr neuartiges Material ist, existieren keine prüfbaren Bauteile. Deshalb wird hier auf ein einfaches Demonstratorbauteil zurückgegriffen. Die einzelnen Herstellungsprozessschritte sind in Bild 6.22 abgebildet.

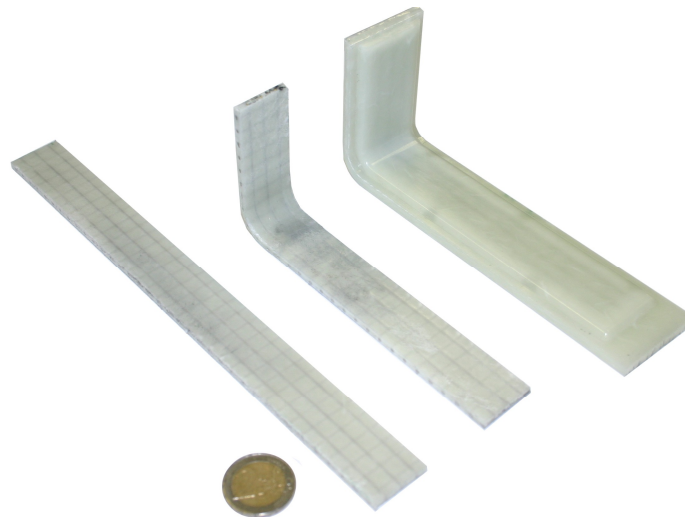


Bild 6.22: Herstellungsschritte für das Demonstratorbauteil

Zur Herstellung wurden 25 mm breite und 225 mm lange ESG-LFT- sowie LFT-Streifen zu einem Winkel umgeformt. Diese Winkel wurden anschließend in einem Presswerkzeug mit LFT hinterpresst. Die Bauteilmasse eines LFT-Demonstratorbauteils liegt bei 65,5 g und ist für ein ESG-LFT-Bauteil mit 78,3 g geringfügig höher.

6.4.1 Normatives, Versuchsaufbau und Probengeometrie

Die Demonstratorbauteile wurden mit einem nicht genormten Versuchsaufbau (siehe Bild 6.23) in einer Universalprüfmaschine Typ *ZWICK® 1474* geprüft. Dazu wurden die Proben in eine speziell angefertigte Vorrichtung mit einer gelenkigen Lagerung

eingespannt und die Prüfmaschinentraverse mit einer Geschwindigkeit von 1 mm/min verfahren. Zur Auswertung wurden die auftretenden Kräfte und der Traversenweg aufgezeichnet. Über die Aufintegration der Kraft über den zurückgelegten Weg erfolgte die Berechnung der absorbierten Energie nach Gl. (6.9).

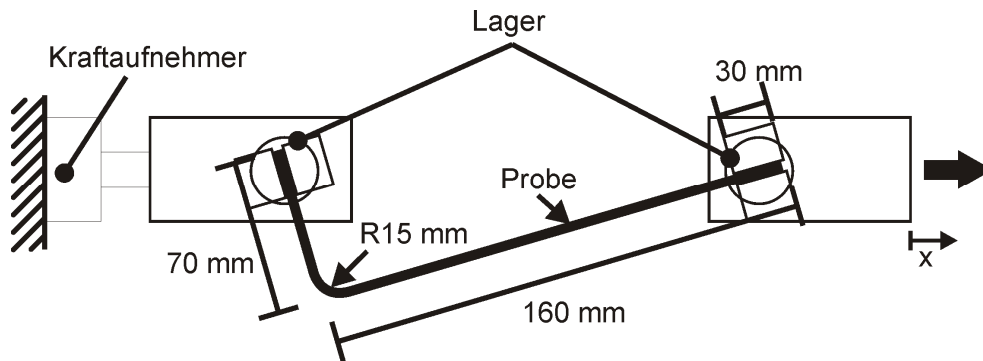


Bild 6.23: Versuchsaufbau Winkelzug

6.4.2 Versuchsergebnisse

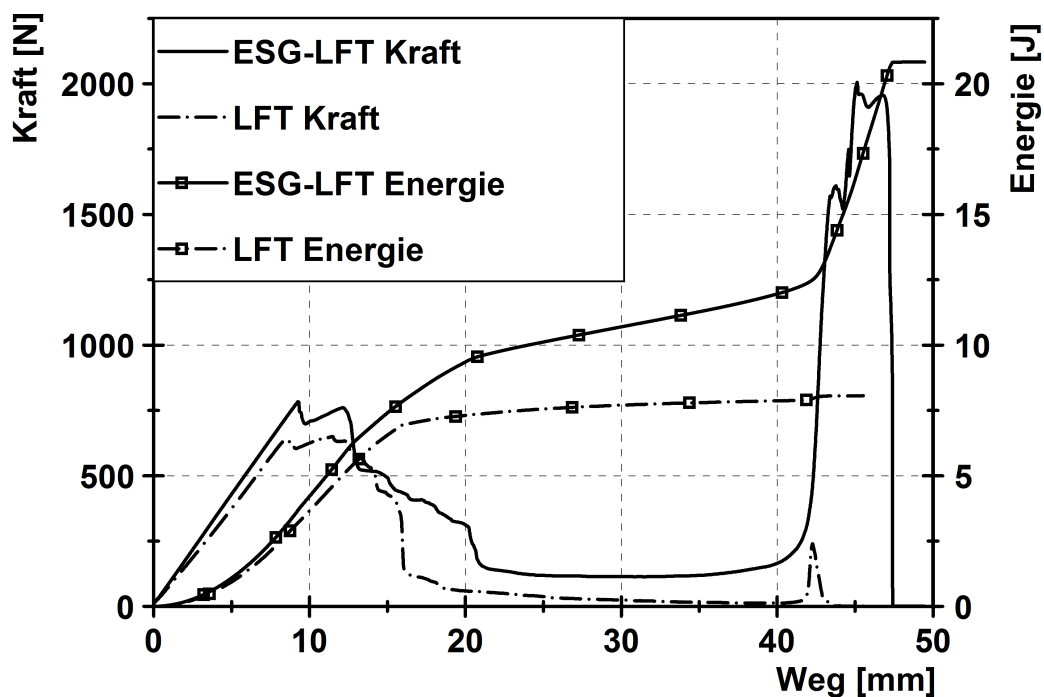


Bild 6.24: Versuchsergebnisse für ESG-LFT und LFT

Die aufgezeichneten Kraft-Weg- und Energie-Weg-Kurven sind in Bild 6.24 zu sehen. Da sich der Versagenshergang bei ESG-LFT- und LFT-Winkeln sehr ähnelt, ist in Bild 6.25 lediglich der Versagenshergang einer ESG-LFT-Probe dargestellt. Zu

Beginn des Versuches verlaufen die Kurven noch relativ deckungsgleich. Bei etwa $x = 10$ mm beginnt das LFT in der hochbelasteten Ecke des Winkels zu versagen. Bis zu einem zurückgelegten Weg von etwa 20 mm vergrößert sich der Riss, so dass es in Folge dessen zu einem Kraftabfall kommt. Auf einer Strecke von 20 bis 40 mm geht der Versuch langsam in einen Zugversuch über. Durch die hohe Steifigkeit und Festigkeit des Schweißgitters liegen die bei ESG-LFT auftretenden Kräfte etwas höher und sorgen somit für eine geringfügig höhere Energieabsorption. Bei $x = 42$ mm ist der Punkt erreicht, an dem der Versuch endgültig in einen Zugversuch übergeht. Hier zeigt sich die durch eine Metalltextilverstärkung mögliche Verbesserung der strukturellen Integrität besonders gut. Während die LFT-Probe dem Totalversagen so gut wie keinen Widerstand entgegensetzt, steigt bei der ESG-LFT-Probe die Kraft erneut an, so dass der Trennung ein großer Widerstand entgegensetzt wird und die Energieabsorption nochmals ansteigt. Die bis zum Totalversagen absorbierte Energie konnte somit für ESG-LFT mit 20,83 J im Vergleich zu LFT mit 8,06 J um fast 260% gesteigert werden. Auch bei Berücksichtigung der schweißgitterbedingten Dichtezunahme liegt die absorbierte Energie im Vergleich immer noch bei 216%.

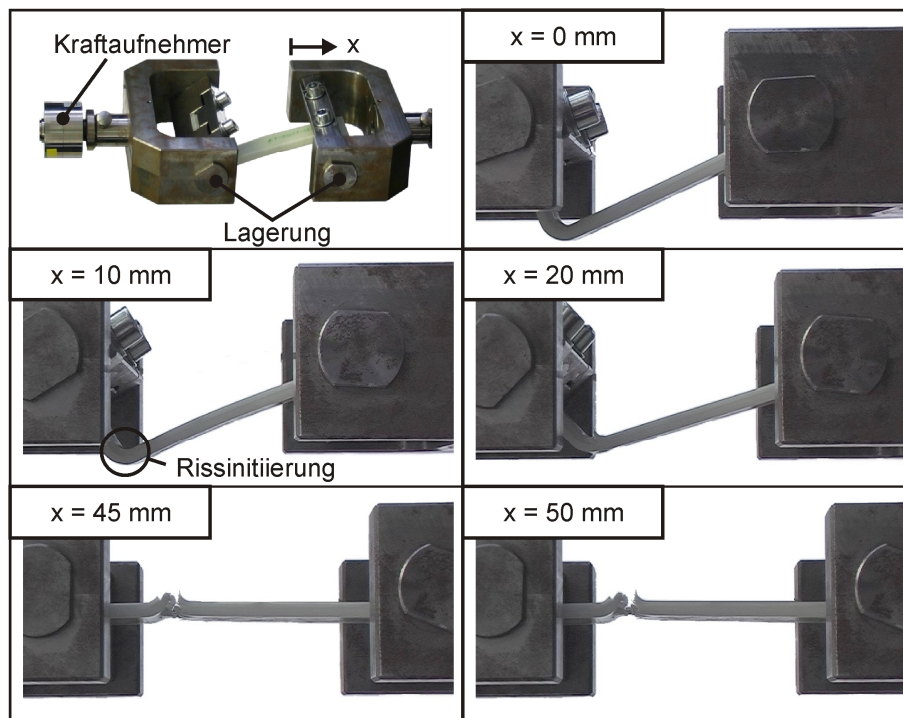


Bild 6.25: Versuchsablauf bei einer ESG-LFT-Probe

7 Entwicklung & Simulation eines Mikromodells für ESG-LFT

In diesem Kapitel wird zur Erweiterung des Verständnisses des Materialverhaltens ein dreidimensionales Simulationsmodell auf mikromechanischer Ebene aufgebaut. Dieses Modell wird zunächst in Zugversuchssimulationen validiert. Durch das so gewonnene Wissen können Rückschlüsse über Aspekte des Versagensvorganges, über die Haftung, aber auch die inneren Spannungszustände gezogen werden. Das Mikromodell ist ähnlich dem Modell aus [89] parametrisiert aufgebaut und erlaubt damit die einfache Änderung verschiedener Geometrieparameter. Hinsichtlich zukünftiger Forschung ermöglicht das Mikromodell schon im Voraus, den Einfluss verschiedener Parameter auf den ESG-LFT-Verbund abzuschätzen. Dadurch ist es möglich, teilweise auf aufwendige Versuchsreihen zu verzichten. Diese Anwendung der FEM wird auch als virtuelle Werkstoffprüfung bezeichnet [90, 91].

7.1 Modellierung

Dieser Abschnitt beschäftigt sich mit den einzelnen Aspekten der mikromechanischen Modellierung und ist unterteilt in die Modellierung der Geometrie, die Modellierung der Materialeigenschaften der Verbundkomponenten sowie die Modellierung der Adhäsion zwischen den Verbundkomponenten.

7.1.1 Geometrie

Aus den bekannten Geometrieparametern lässt sich folgendes Mikromodell für ESG-LFT ableiten (siehe Bild 7.1). Dabei werden mehrere Vereinfachungen getroffen, um den Simulationsaufwand in vertretbaren Grenzen zu halten. Der den Edelstahl einbettende LFT wird auf makromechanischer Ebene betrachtet. Dadurch kann auf eine Abbildung jeder einzelnen Glasfaser verzichtet werden. Weiterhin wird bezüglich des LFT, nach den Erkenntnissen aus Kapitel 4, eine Vorzugsorientierung der Glasfasern in 1-Richtung angenommen. Um nicht die gesamte Probe modellieren zu müssen, werden die räumliche Symmetrie und die Periodizität von ESG-LFT in der 1-2-Ebene ausgenutzt. Die daraus abgeleitete sogenannte Einheitszelle hat die Abmessungen $3,5 \times 3,5 \times 3,75 \text{ mm}^3$. So kann der Berechnungsaufwand auf knapp ein 300stel gesenkt werden. Aufgrund des bereits angesprochenen Lokalisierungseffektes und der Ankerwirkung der Querdrähte ist es nötig sechs Einheitszellen zu modellieren.

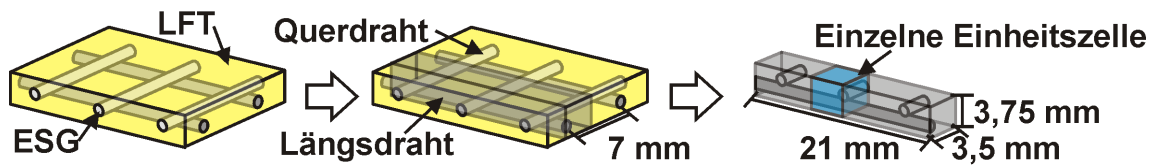


Bild 7.1: Mikromodellierung von ESG-LFT (Einheitszelle)

Wegen der Dehnungslokalisierung nach dem Bruch und der Notwendigkeit einer Vergleichbarkeit der Berechnungsergebnisse mit den experimentellen Ergebnissen, ist neben der Modellierung der sechs Einheitszellen eine einfache Modellierung der restlichen Probe erforderlich.

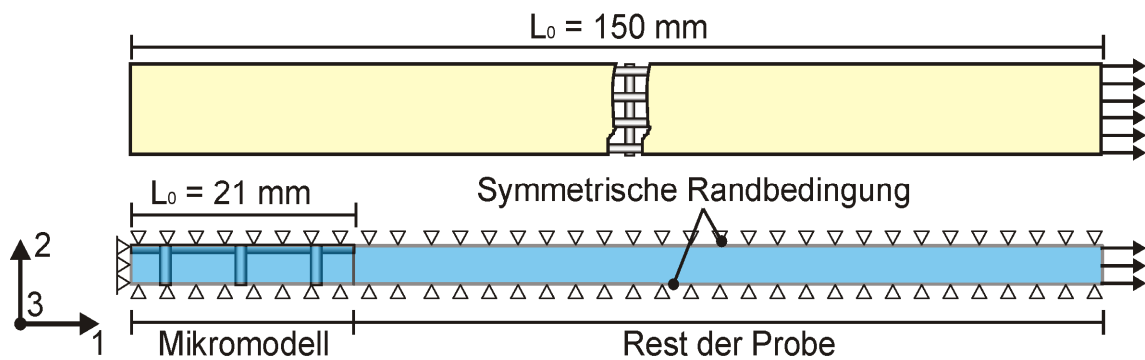


Bild 7.2: Mikromodellierung von ESG-LFT (Mikromodell und Rest der Probe)

Das so entstehende Gesamtmodell ist in Bild 7.2 in einer schematischen 2D-Ansicht abgebildet.

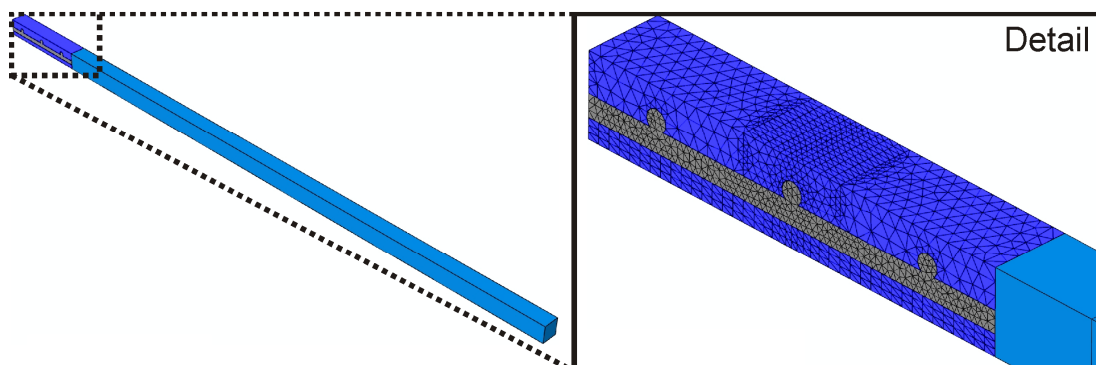


Bild 7.3: Mikromodell in ABAQUS®

Die Ränder des Modells wurden mit symmetrischen Randbedingungen versehen. Dies bedeutet eine Sperrung eines translatorischen (Translation in 2-Richtung) und zweier rotatorischer Freiheitsgrade (Rotation um die 1- und 3-Achse). Die Belastung erfolgt weggesteuert mit derselben Geschwindigkeit wie im Zugversuch. Das in *ABAQUS*® vernetzte Mikromodell ist in Bild 7.3 dargestellt. Links ist das Gesamtmodell mit der Restprobe abgebildet. Rechts davon wird eine Detailansicht des aus sechs Einheitszellen bestehenden Mikromodells gezeigt.

7.1.2 Materialmodell LFT

Die Quellen [92] und [93] beschreiben, dass ein im Fließpressverfahren hergestellter LFT aufgrund der Fließrichtung ein anisotropes Materialverhalten aufweist. In [39] wird weiterhin festgestellt, dass nicht nur die Anwendung eines orthotropen Materialmodells möglich ist, sondern auch die weitergehende Annahme transversaler Isotropie für LFT in den meisten Fällen kein schlechteres Ergebnis liefert.

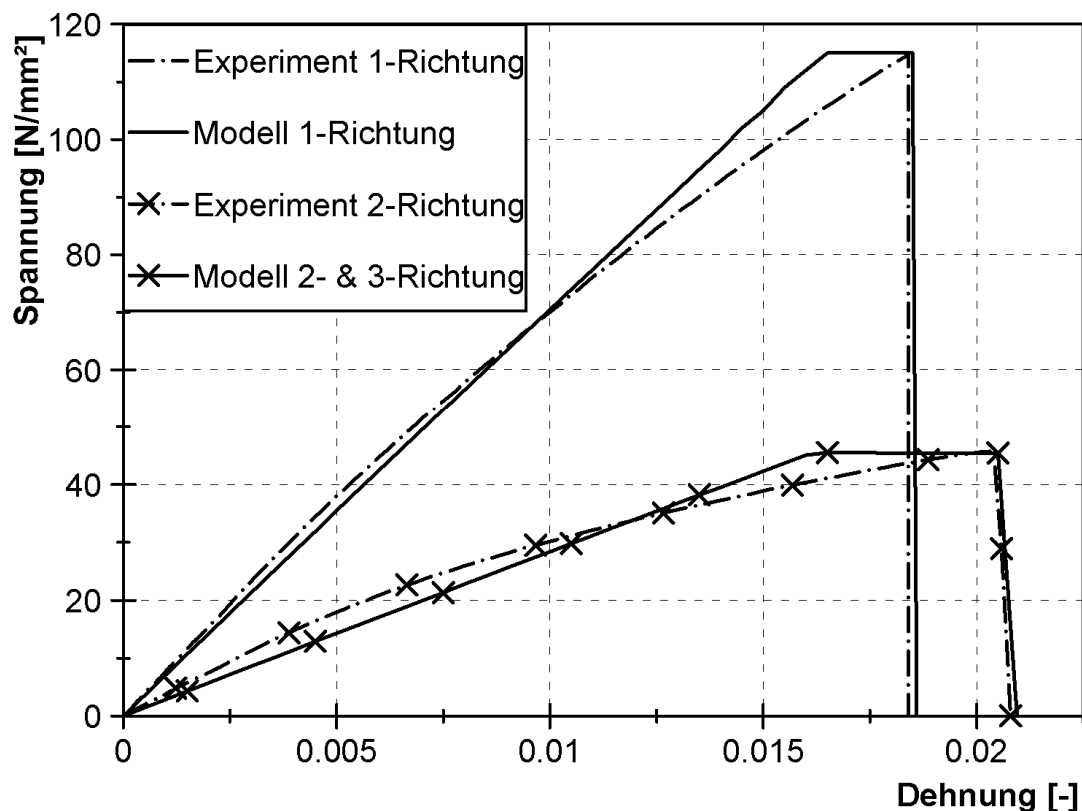


Bild 7.4: Materialmodell und experimentelles Verhalten von LFT

Aus diesem Grund wurde zur makromechanischen Beschreibung des LFT-Verhaltens ein einfaches, orthotropes, linear-elastisches sowie perfekt-plastisches Material-

modell in *ABAQUS®* implementiert. Dieses Modell orientiert sich an dem Materialmodell *MAT 54* aus [94]. Dabei wird bei zunächst linear-elastischem Verhalten nach Erreichen eines Maximalspannungskriteriums die Spannung konstant gehalten. Es folgt eine perfekt-plastische Dehnung bei konstanter Spannung. Das endgültige Materialversagen wird durch Erfüllung eines Maximaldehnungskriteriums bestimmt. Aufgrund der Vorzugsrichtung der Fasern wird transversalisotropes Materialverhalten angenommen. Unter Verwendung der in Kapitel 6.1 ermittelten Zugeigenschaften folgt das mit den experimentellen Ergebnissen verglichene simulative Verhalten in Bild 7.4. Die für die Simulation verwendeten Materialparameter, mit denen die Kurvenverläufe aus Bild 7.4. berechnet wurden, sind in Tabelle 7.1 aufgelistet.

Tabelle 7.1: Materialmodellparameter LFT

Werkstoffkennwert	Wert
ρ	1,232 [g/cm ³]
E_1	7131 [N/mm ²]
E_2, E_3	2871 [N/mm ²]
ν_{12}	0,37 [-]
ν_{23}	0,37 [-]
G_{12}	2200 [N/mm ²]
$\sigma_{ZB-LFT,1}$	116 [N/mm ²]
$\sigma_{ZB-LFT,2}, \sigma_{P,3}$	46 [N/mm ²]
$\epsilon_{ZB-LFT,1}$	0,019 [-]
$\epsilon_{ZB-LFT,2}, \epsilon_{B-LFT,3}$	0,021 [-]

7.1.3 Materialmodell X5CrNi1810

Zur Materialmodellierung des verwendeten Edelstahl wurde ein in *ABAQUS®* verfügbares isotropes und linear-elastisches Materialmodell verwendet. Dieses bietet durch Angabe mehrerer Spannungs-Dehnungs-Paare die Möglichkeit ein plastisches Verhalten zu modellieren und wurde bereits in Kapitel 2.7.3 ausführlich vorgestellt. Die Verwendung der in Kapitel 6.1 im Zugversuch an X5CrNi1810 ermittelten Daten führt zu dem in Bild 7.5 dargestellten Kurvenverlauf. Das Diagramm zeigt den simulativen Verlauf im Vergleich zum experimentell beobachteten Verhalten. Die Materialparameter sind in Tabelle 7.2 aufgelistet. Die Spannungs-Dehnungs-Paare für den

plastischen Bereich können aus Bild 7.5. abgeleitet werden. Die Werte für Elastizitätsmodul, Querkontraktionszahl und Dichte wurden der Literatur [95, 96] entnommen.

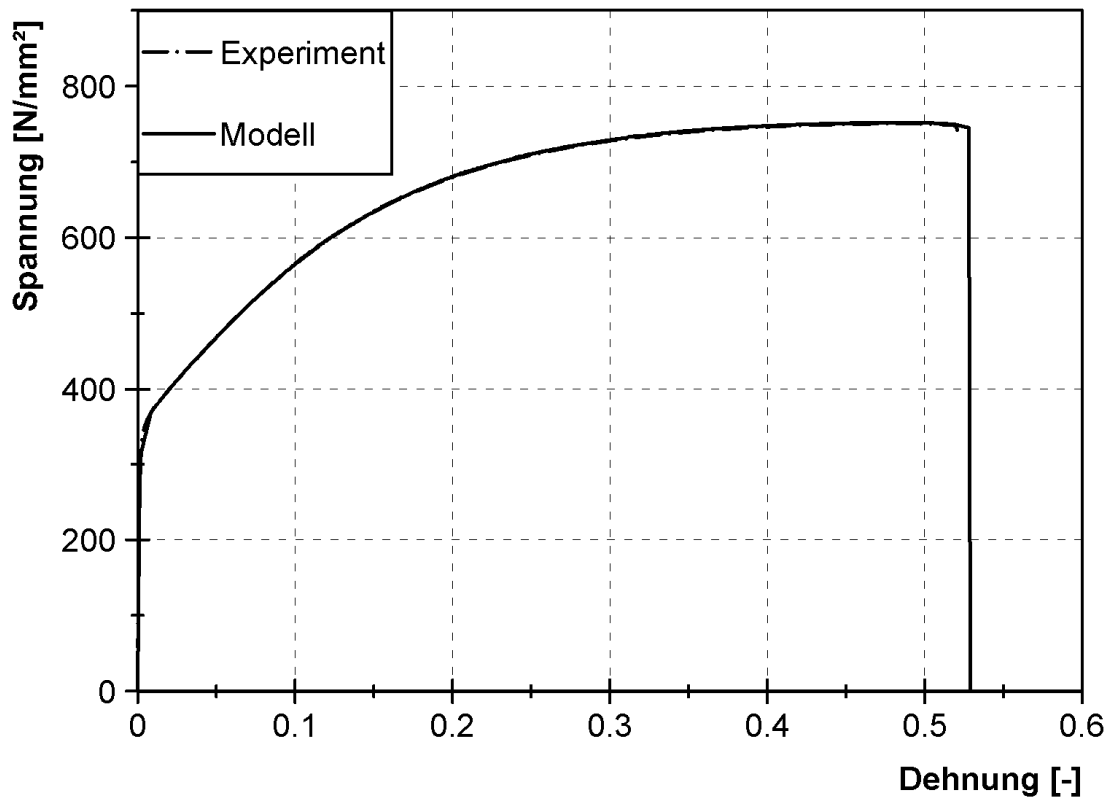


Bild 7.5: Materialmodell und experimentelles Verhalten von X5CrNi1810

Tabelle 7.2: Materialmodellparameter X5CrNi1810

Parameter	E	ν	ρ	ε_{ZB-St}
Wert	210000 [N/mm ²]	0,3 [-]	7,85 [g/cm ³]	0,54 [-]

7.1.4 Modellierung des Interfaces

Die Verbindung zwischen Stahldraht und dem umgebenden LFT wurde im Rahmen dieser Arbeit auf drei Weisen modelliert. Zunächst wurde aufgrund der bekannten schlechten Haftungseigenschaften [97] eine Haftung vernachlässigt und durch die Verwendung einer *HARD-CONTACT* Kontaktbedingung lediglich die Durchdringung der verschiedenen Materialien verhindert. Ein zweiter Ansatz war die Simulation bei der Annahme einer perfekten Haftung zwischen Stahl und LFT. Die dritte Modellierungsmöglichkeit bildet die Verwendung von sogenannten *COHESIVE SURFACES*.

Unter Verwendung der Daten aus den Haftungsversuchen in Kapitel 5 ist so eine realitätsnahe Modellierung des Interfaces möglich. Die wesentlichen Details zu den verschiedenen verwendeten Haftungs- und Kontaktmodellen finden sich in Kapitel 2.7.4.

7.2 Validierung und Verifikation

Aufgrund der vernachlässigbaren schlechten Haftung von LFT und Stahl sowie der dadurch möglichen Reduzierung der Rechenzeiten wurde die Validierung des Mikromodells hauptsächlich unter Vernachlässigung der Haftung durchgeführt. Die Ergebnisse, unter Berücksichtigung der Haftung, folgen im anschließenden Kapitel.

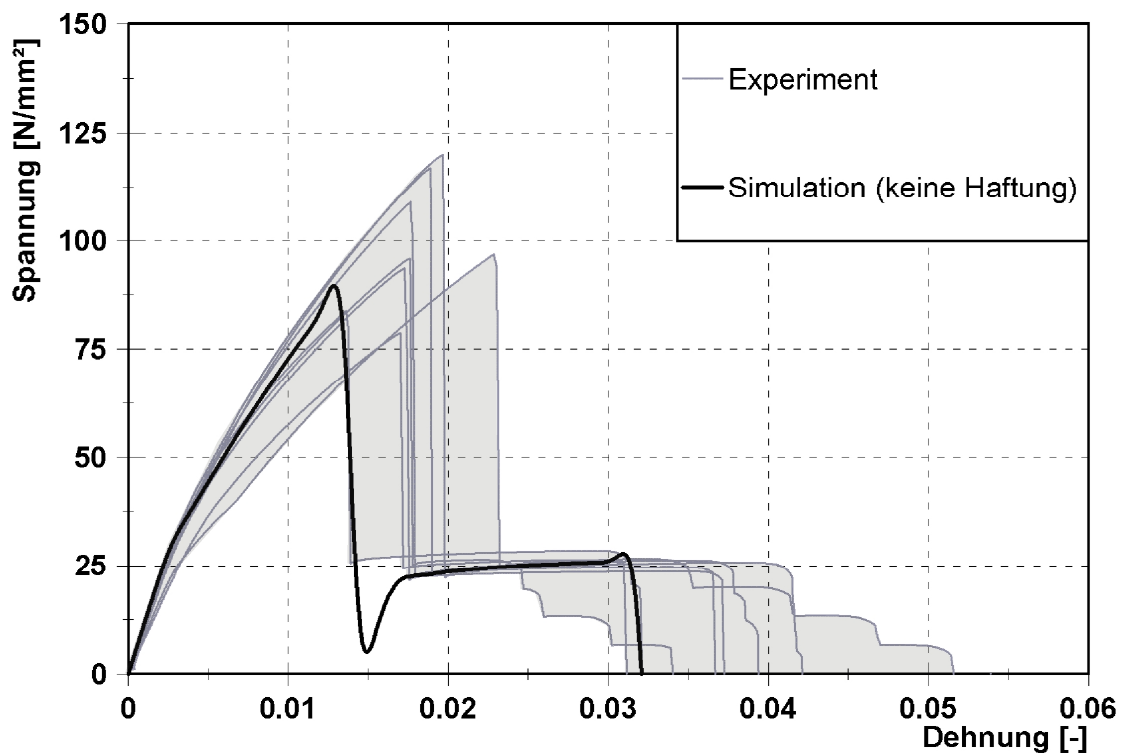


Bild 7.6: Vergleich Mikromodell und Simulation in 1-Richtung

Bild 7.6 und Bild 7.7 zeigen die Berechnungsergebnisse für eine Belastung in 1- und 2-Richtung. In 1-Richtung zeigt sich eine besonders gute Übereinstimmung mit dem experimentellen Ergebnis. In 2-Richtung nähert sich die Simulationskurve nicht ganz so gut an wie in 1-Richtung. Grund dafür ist der größere plastische Anteil im Materialverhalten des LFT in 2-Richtung. Dieses Verhalten kann von dem einfachen linear-elastischen Materialmodell nicht optimal abgebildet werden.

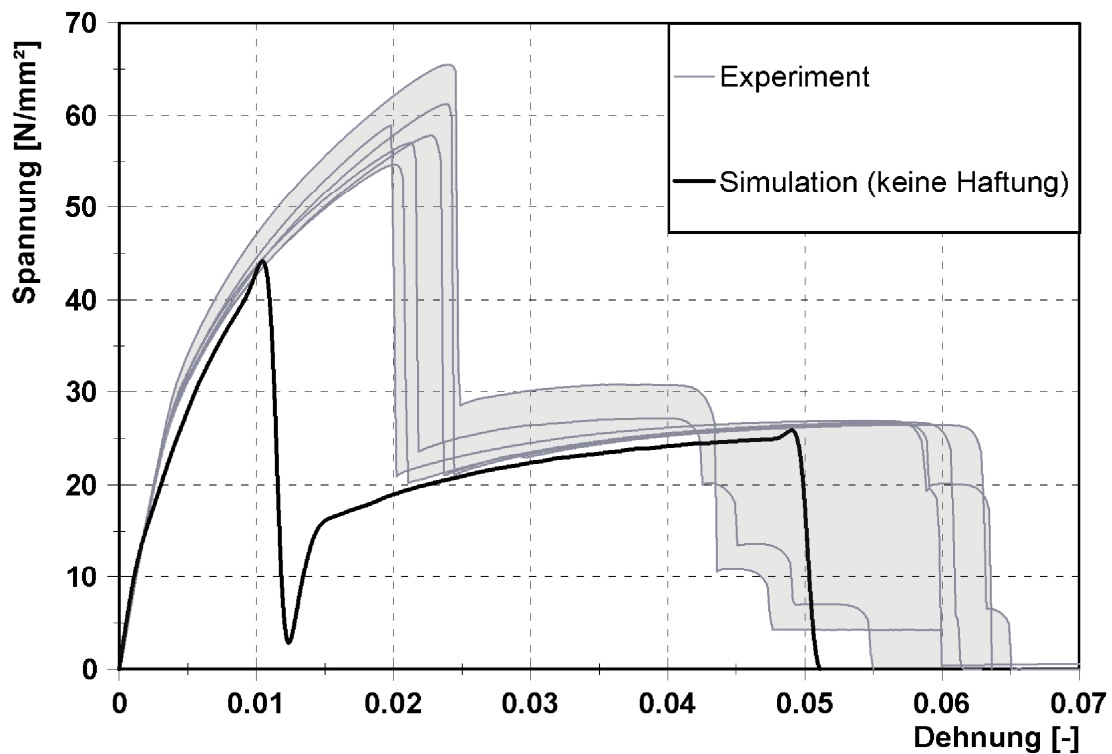


Bild 7.7: Vergleich Mikromodell und Simulation in 2-Richtung

Des Weiteren musste von der gemessenen Bruchdehnung abgewichen werden. Um zufriedenstellende Ergebnisse zu erhalten, wurde die Bruchdehnung auf 20% erhöht, da sich das LFT ansonsten zu spröde verhält. Dies ist zulässig, da die im Versuch gemessene Bruchdehnung ebenfalls nicht der wahren, lokal vorliegenden, Dehnung beim Bruch entspricht. Lokal gemessen stellen sich wegen Materialinhomogenitäten und Dehnungslokalisierungen andere Dehnungen ein, als auf die globale Probe bezogen. Des Weiteren kann im Augenblick des Bruches wegen auftretender kurzzeitdynamischer Effekte der Spannungs-Dehnungs-Verlauf nicht erfasst werden. Daher werden die z. B. durch Faserauszug auftretenden Spannungen ebenfalls nicht erfasst. Aufgrund der Abweichung von der Bruchdehnung wird das Mikromodell im folgenden einer weiteren, eingehenderen Validierung unterzogen. Durch die notwendigen Abweichungen sind von dem Modell keine uneingeschränkt zuverlässigen quantitativen Berechnungsergebnisse zu erwarten. Das Modell kann aber dazu genutzt werden, qualitative Aussagen über den Einfluss verschiedener Geometrieparameter zu treffen und kann im folgenden Kapitel für eine Parameterstudie herangezogen werden. Zur weiteren Überprüfung der Übereinstimmung von

Simulation und Experiment wird nun von der vollflächigen Dehnungsmessung mittels Grauwertkorrelation Gebrauch gemacht. Die qualitativen Ergebnisse dieser Untersuchung sind in Bild 7.8 dargestellt. Zu sehen ist links das simulative Ergebnis und rechts die, mit Hilfe der Grauwertkorrelation gemessene, Dehnungsverteilung auf der Oberfläche. Die Aufnahmen stellen den Dehnungszustand kurz vor dem Auftreten des LFT-Versagens dar. In der Ansicht der 1-2-Ebene wurde zur besseren Veranschaulichung teilweise die Position der Querdrähte und das Sprühmuster der Probe eingeblendet.

Es lässt sich ein periodisches Dehnungsmuster beobachten. Über den Querdrähten herrscht ein Dehnungsminimum, während in den berandenden Bereichen zu den Drähten ein Dehnungsmaximum vorliegt. Zwischen den Drähten fällt die Dehnung hingegen wieder leicht ab. Die Seitenansicht in der 2-3-Ebene zeigt eine vom Querdraht ausgehende V-förmige Dehnungsverteilung. Diese Verteilung zeigt sich auch in der optischen Auswertung und wurde durch die gestrichelten Linien kenntlich gemacht. Des Weiteren zeigt sich eine messprinzipbasierte Abweichung. Während experimentell links und rechts des Querdrahtes eine hohe Dehnung angezeigt wird, liefert das Simulationsergebnis keine hohe Dehnung.

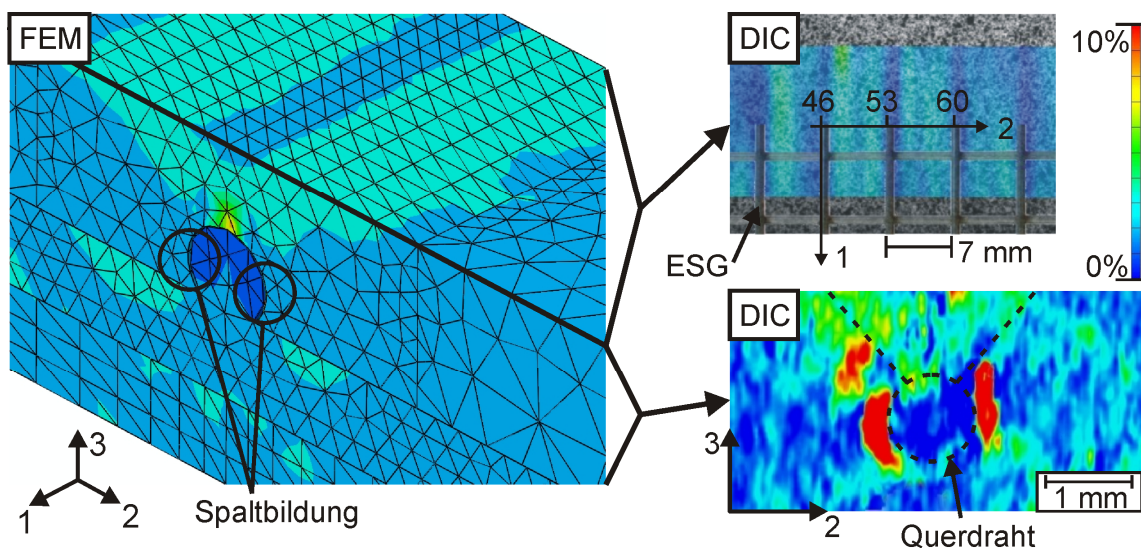


Bild 7.8: Dehnungsverteilung der Oberfläche bei Zugbelastung in 2-Richtung

Aufgrund der fehlenden Haftung entsteht ein Spalt zwischen Querdraht und LFT. Diese Spaltbildung ist auch die Ursache für die hohen Dehnungswerte in der

experimentellen Auswertung. Der Spalt wird hier, anders als in der Simulation, von der Auswertesoftware als Dehnung interpretiert.

Wird die Dehnungsverteilung in der 1-2-Ebene entlang der 2-Achse aufgetragen, lässt sich ein weiterer quantitativer Vergleich zwischen dem experimentellen und dem simulativen Ergebnis ziehen. Das Resultat ist in Bild 7.9 dargestellt. Es zeigt sich der schon qualitativ beobachtete Verlauf mit einem Dehnungsminimum über dem Querdraht und einem Maximum in der Nähe des Querdrahtes. Bis auf eine geringe Abweichung in dem Bereich zwischen den Drähten spricht das Ergebnis für die Abbildungsgenauigkeit des Mikromodells.

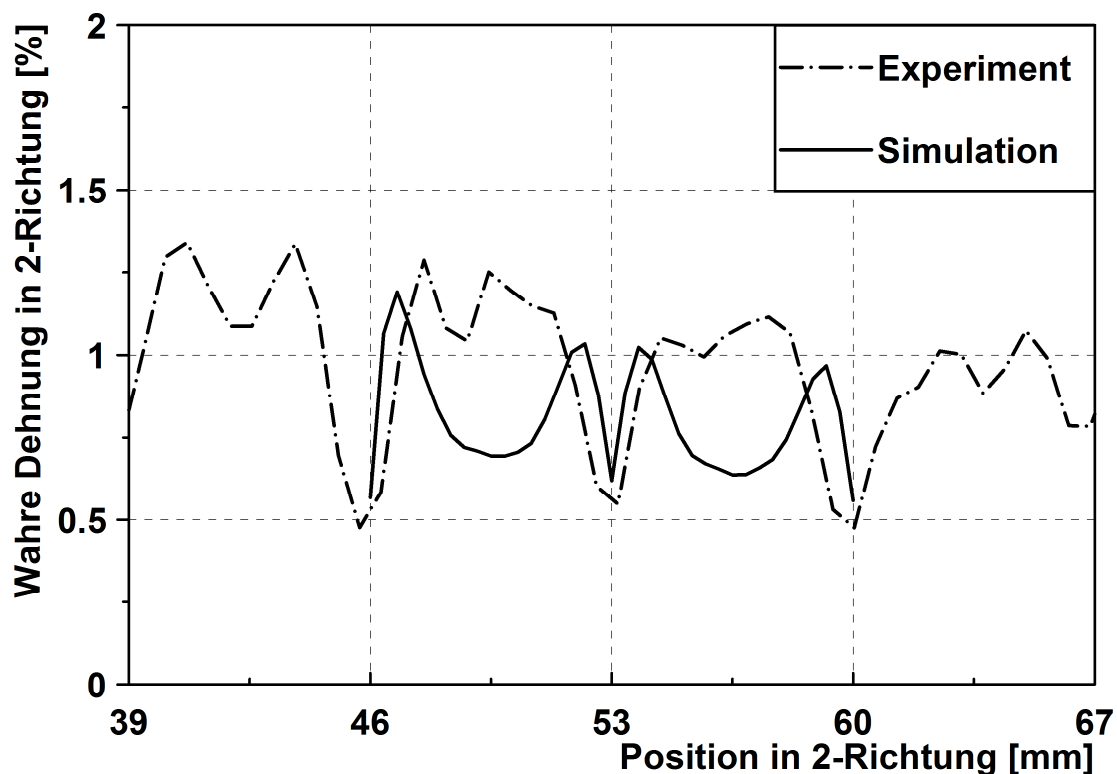


Bild 7.9: Dehnungsverteilung in 2-Richtung

In Bild 7.10 wird ein weiterer qualitativer Vergleich des Bruchverhaltens gezeigt. Dazu wurden Schliffbilder zugbelasteter Proben mit dem experimentellen Ergebnis verglichen. Oberhalb der Querdrähte kann im Schliffbild, wie schon im Durchstoßversuch, eine weißliche Verfärbung beobachtet werden, welche auf Weißbruch hindeutet (I und II). Exakt an diesen Positionen lassen sich in der Simulation die höchsten Spannungen und Dehnungen beobachten. Dort wird auch zuerst der perfekt-

plastische Plateaubereich des Materialmodells erreicht (IV). Diese Spannungslokalisierung entsteht wegen einer, durch die schlechte Haftung bedingte, Kraftumleitung und führt schließlich zu einem, vom Querdraht ausgehenden, Bruch im LFT. Wie im Experiment beobachtet, wirken die benachbarten Querdrähte aufgrund des Formschlusses als Anker und die Dehnung lokalisiert sich im Folgenden auf das Gebiet zwischen den angrenzenden Querdrähten. Im weiteren Verlauf wird der Stahldraht gedehnt. Dies führt zu einer sowohl im Experiment als auch in der Simulation gut übereinstimmenden Einschnürung des Stahldrahtes. Die Deformation der Stahldrähte, mit einer Spaltbildung an den benachbarten Querdrähten und unterhalb des Längsdrahtes (III und V), stimmt ebenfalls überein.

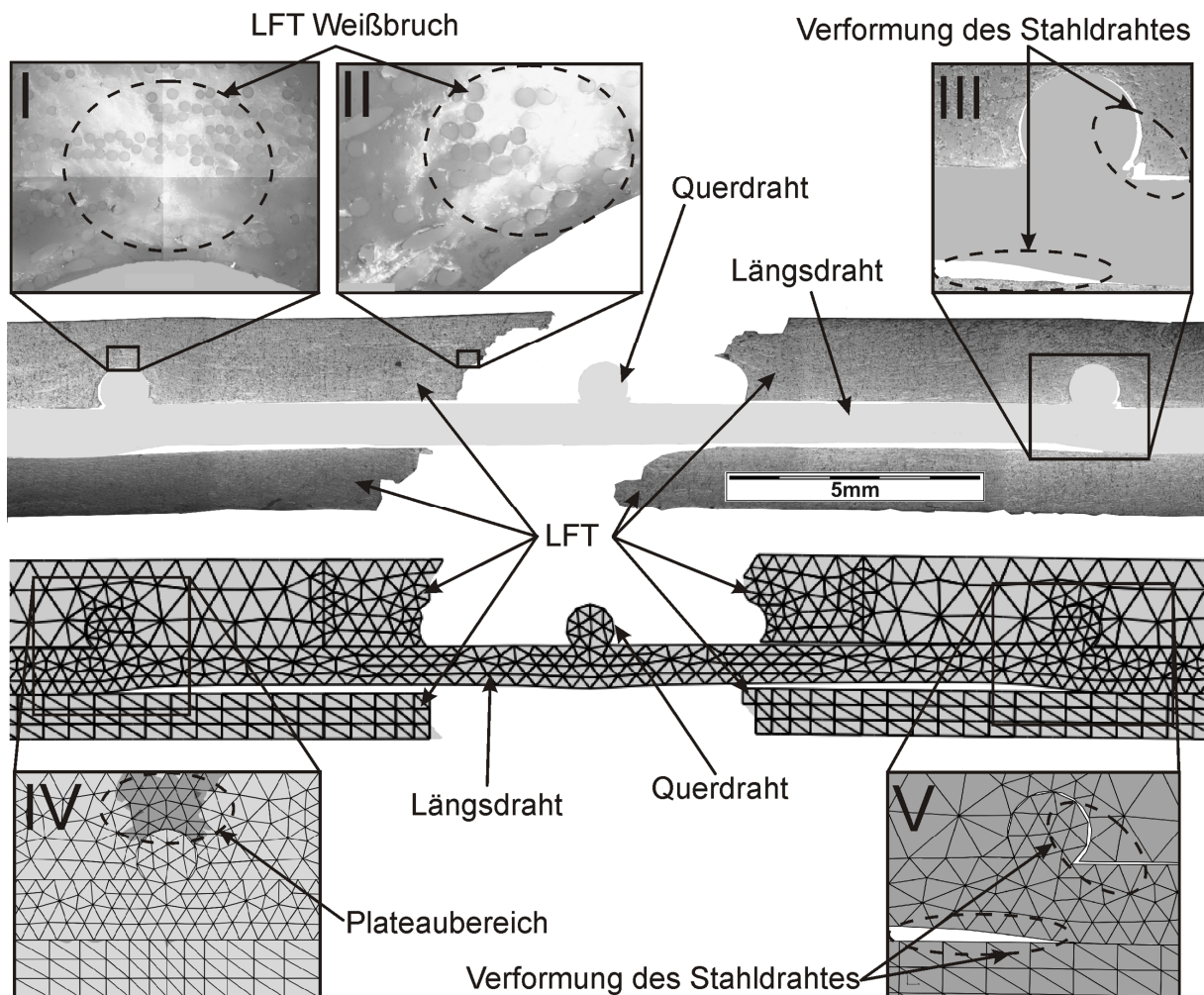


Bild 7.10: Vergleich Experiment und Simulation

7.3 Parametervariation

Das in Kapitel 7.2 validierte Mikromodell wird nun dazu genutzt, den Einfluss verschiedener Parameter auf die Verbundeigenschaften zu untersuchen. Bild 7.11 zeigt die im Rahmen der Parameterstudie variierten Parameter. Zum einen werden die Interfaceeigenschaften und zum anderen verschiedene Geometrieparameter, wie Verschweißtiefe, Drahtabstand und Drahtquerschnitt, variiert.

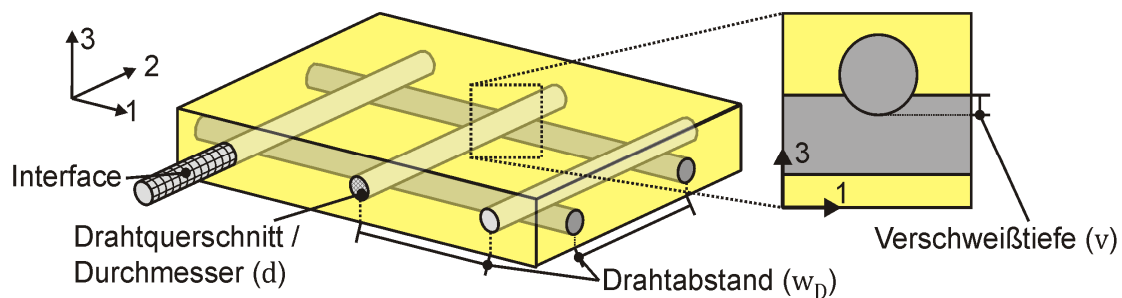


Bild 7.11: Variierte Parameter

Wegen der wesentlich besseren Übereinstimmung der Simulationsergebnisse in 1-Richtung beziehen sich die Parameterstudien auf Ergebnisse in 1-Richtung. Da ein Vergleich mit experimentellen Ergebnissen entfällt, wurde bei der Parametervariation auf die Modellierung der Restprobe verzichtet. Aufgrund der Leichtbauanwendung werden einige Simulationsergebnisse auf die Dichte bezogen. Diese lässt sich für einen Schweißgitterverbund nach folgender Gleichung berechnen:

$$\rho_{EZ} = \frac{V_{SG}(\rho_{SG} - \rho_{EB}) + V_{EZ} \cdot \rho_{EB}}{V_{EZ}} \quad (7.1)$$

Die Volumina V_{EZ} , V_{SG} und V_E berechnen sich nach den folgenden Gleichungen:

$$V_{EZ} = \frac{1}{4} \cdot w_D^2 \cdot D \quad (7.2)$$

$$V_{SG} = \frac{1}{8} \cdot \pi \cdot d^2 \cdot w_D - V_S \quad (7.3)$$

Dabei ist im Falle eines volumenverlustlosen Schweißvorgangs durch Bildung einer Schweißraupe $V_S = 0$. Da das Mikromodell keine Schweißraupen berücksichtigt,

kann V_S , in Abhängigkeit von der Verschweißtiefe (v) und dem Drahtdurchmesser (d), mit dem folgenden Integral berechnet werden:

$$V_S = \frac{d^2}{4} \int_{\frac{1}{2}d-v}^{\frac{1}{2}d} \sin\left(\cos^{-1}\left(2\frac{x}{d}\right)\right) \sin\left(\cos^{-1}\left(2\frac{(d-v-x)}{d}\right)\right) dx \quad (7.4)$$

Das Volumen der Einbettung ergibt sich nach Gl. (7.5):

$$V_{EB} = V_{EZ} - V_{SG} \quad (7.5)$$

Da das Mikromodell das Metallvolumen der Schweißraupen vernachlässigt, liegt auch die berechnete Dichte geringfügig unter der gemessenen Dichte.

7.3.1 Variation der Haftung

An dem entwickelten Mikromodell wurden Simulationen mit verschiedenen Haftungseigenschaften durchgeführt. Dazu wurden die in Kapitel 2.7.4 und 7.1.4 angesprochenen Interfacemodelle und die in Kapitel 5 ermittelten Interfaceeigenschaften verwendet.

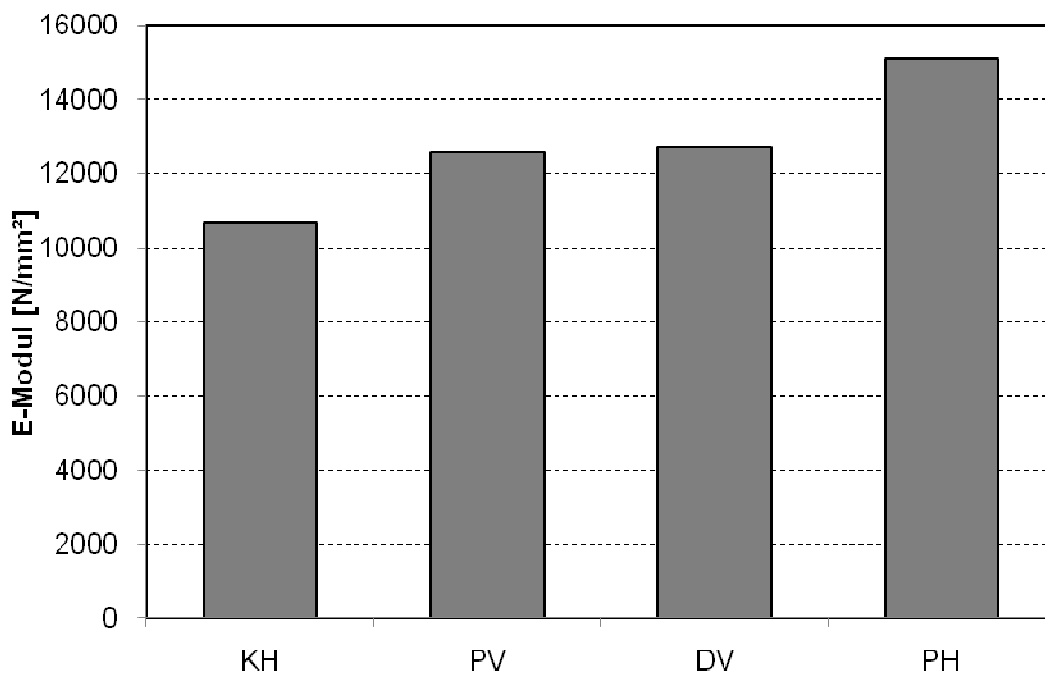


Bild 7.12: Steifigkeit in 1-Richtung bei verschiedenen Interfacemodellen

Bild 7.12 zeigt die simulativ ermittelten Ergebnisse für die Verbundsteifigkeit. Die Simulationsergebnisse werden bei keiner Haftung mit (KH), bei perfekter Haftung mit (PH), bei physikalischer Vorbehandlung mit (PV) und bei druckluftstrahlender Vorbehandlung mit (DV) abgekürzt. Es ist erkennbar, dass die Haftung einen großen Einfluss auf die Verbundsteifigkeit hat. Die experimentell gemessene Verbundsteifigkeit liegt zwischen dem simulativen Ergebnis für eine Simulation ohne Haftung und mit Haftung. Es zeigt sich weiterhin, dass kaum ein Unterschied zwischen den beiden Probenvorbereitungsarten existiert. Bei perfekter Haftung wäre eine erhebliche Steigerung der Steifigkeit möglich. In Bild 7.13 sind die simulierten Spannungen beim Bruch des LFT über verschiedene Interfacemodelle aufgetragen. Es wird erkennbar, dass im Bereich der real-existierenden Haftung kaum eine Steigerung möglich ist. Erst bei der Annahme einer perfekten Haftung zeigt sich eine Festigkeitssteigerung auf 146% der Ausgangsfestigkeit. Jedoch zeigen sich hier Effekte (Dehnungslokalisierung), die für eine möglichst hohe Energieabsorption unerwünscht sind.

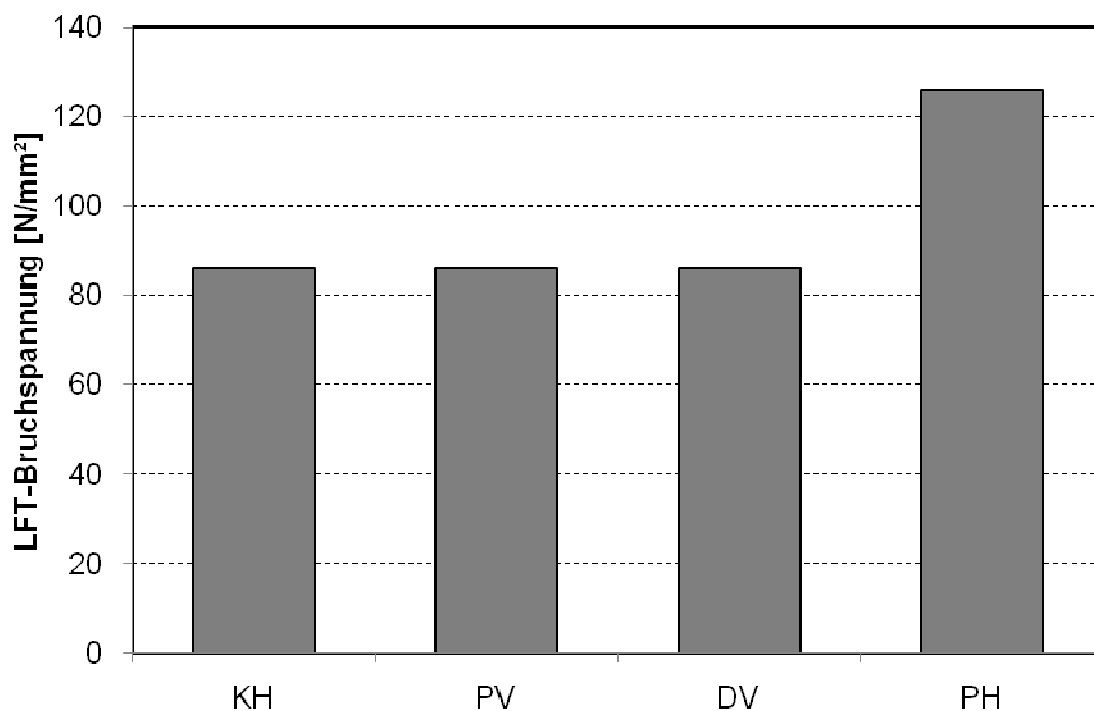


Bild 7.13: LFT-Bruchspannung in 1-Richtung bei verschiedenen Interfacemodellen

In Bild 7.14 ist das Bruchbild einer Simulation mit perfekter Haftung abgebildet. Es ist gut erkennbar, dass der Bruch weiterhin in der Nähe eines Querdrahtes auftritt. Der

Querdraht ist wegen der perfekten Haftung wie „eingeklebt“. Auch der Längsdraht ist wegen der perfekten Haftung so gut mit dem LFT verbunden, dass sich nach dem LFT-Bruch eine extreme Dehnungslokalisierung auf das Rissgebiet ergibt. In Folge dessen kommt es unmittelbar nach dem LFT-Versagen zum Totalversagen des Verbundes. Dadurch ist es dem Stahldraht nicht mehr möglich, eine nennenswerte Menge an Energie zu absorbieren.

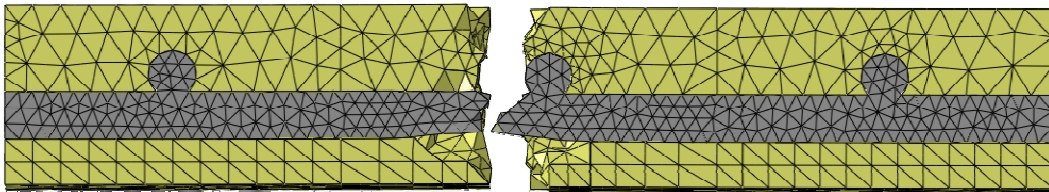


Bild 7.14: Bruchbild bei perfekter Haftung

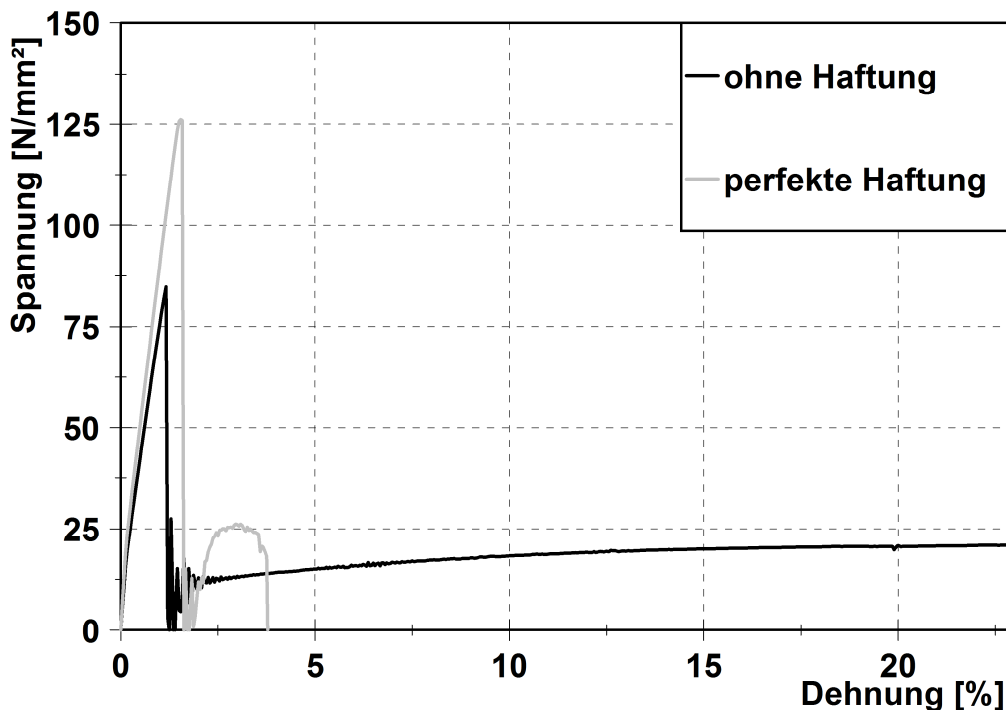


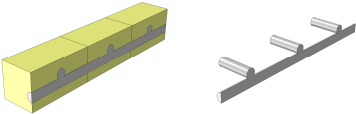
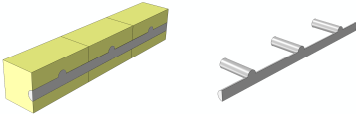
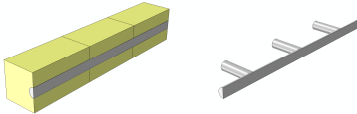
Bild 7.15: Spannungs-Dehnungs-Verlauf bei perfekter und ohne Haftung

Der Spannungs-Dehnungs-Verlauf in Bild 7.15 zeigt die bei perfekter Haftung auftretende extreme Dehnungslokalisierung. Durch diese Dehnungskonzentration versagt der Stahldraht bei perfekter Haftung bereits kurz nach dem Versagen des LFT. Bei der Simulation ohne Haftung kann der Stahldraht hingegen noch über einen weiten Bereich gedehnt werden ohne zu versagen.

7.3.2 Variation der Verschweißtiefe

In diesem Abschnitt wird der Einfluss der Verschweißtiefe auf die Verbundeigenschaften untersucht. Dazu wurde die Verschweißtiefe des real vorliegenden Schweißgitters von etwa 0,12 mm auf Werte von 0,5 und 1 mm erhöht. Anschließend wurden mit diesen Modellen Simulationen durchgeführt. Die verwendeten Geometrieparameter und die daraus resultierenden Modelle sind in Tabelle 7.3 dargestellt.

Tabelle 7.3: Variation der Verschweißtiefe

		
Dichte 1,625 kg/dm ³	Dichte 1,616 kg/dm ³	Dichte 1,602 kg/dm ³
Drahtquerschnitt 0,785 mm ²	Drahtquerschnitt 0,785 mm ²	Drahtquerschnitt 0,785 mm ²
Drahtabstand 7 mm	Drahtabstand 7 mm	Drahtabstand 7 mm
Verschweißtiefe 0,12 mm	Verschweißtiefe 0,5 mm	Verschweißtiefe 1 mm

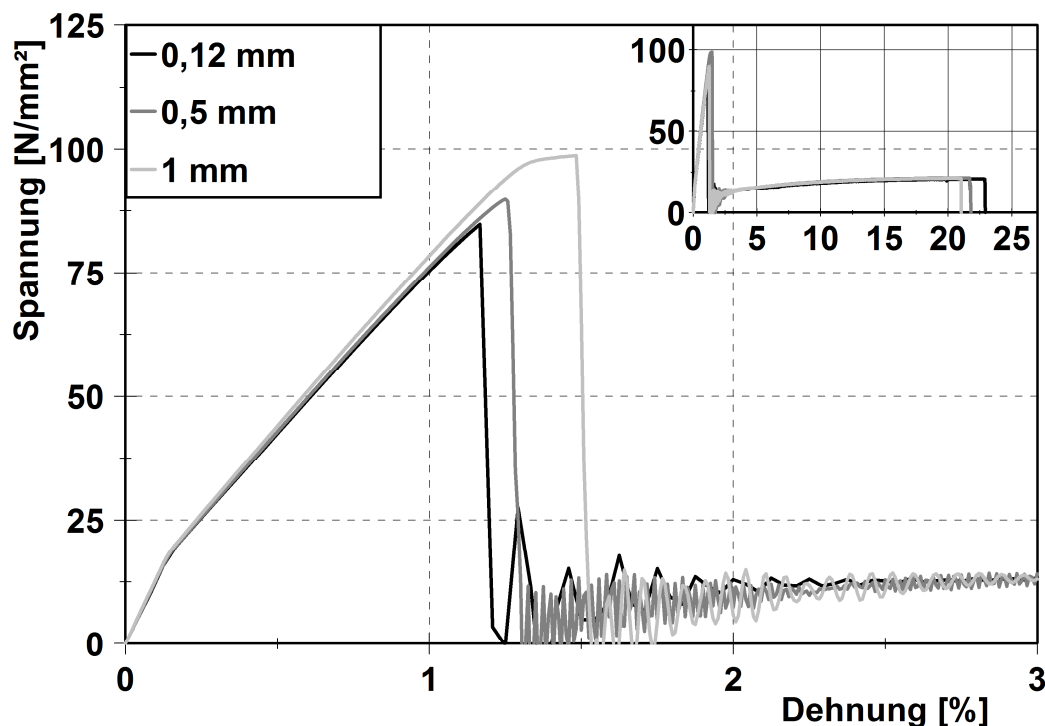


Bild 7.16: Simulationskurven bei Variation der Verschweißtiefe

Bild 7.16 zeigt die Berechnungsergebnisse für eine Variation der Verschweißtiefe. Es ist eine mit zunehmender Verschweißtiefe ansteigende Festigkeit erkennbar. Gleichzeitig vergrößert sich dadurch die Fläche unter der Kurve und damit die absorbierte

Energie. Die dichtespezifischen Eigenschaften sind in Bild 7.17 abgebildet. Hier wird erneut verdeutlicht, dass mit zunehmender Verschweißtiefe des Schweißgitters eine bessere Festigkeit und Energieabsorption erreicht wird. Ursache dafür ist, dass mit zunehmender Verschweißtiefe der Verbund sich mehr und mehr einem zur Mittelebene symmetrischen Verbund annähert.

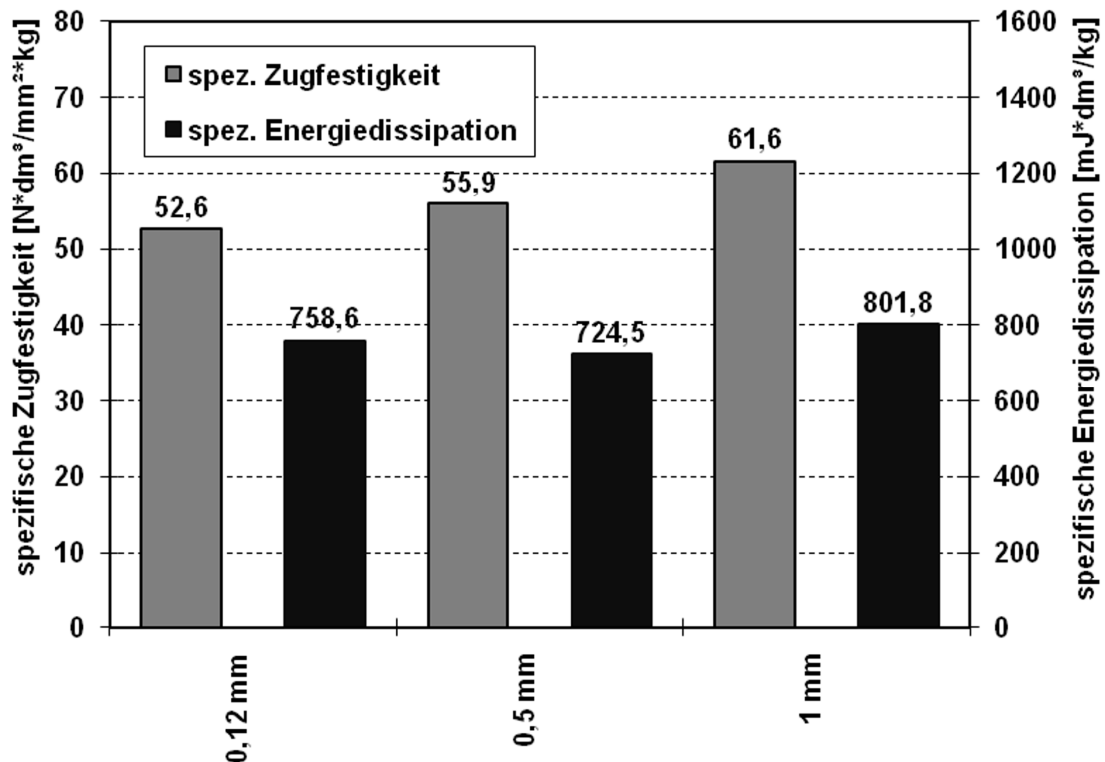


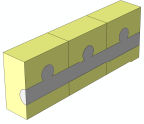
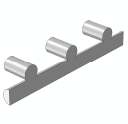
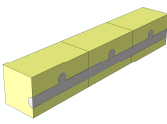
Bild 7.17: Dichtespezifische Eigenschaften bei Variation der Verschweißtiefe

7.3.3 Variation der Maschenweite

In diesem Abschnitt wird der Einfluss des Drahtabstandes auf die Verbundeigenschaften untersucht. Dazu wurde der Drahtabstand des real vorliegenden Schweißgitters von 7 mm auf Werte von 3,5 und 14 mm variiert und anschließend mit den erzeugten Modellen Simulationen durchgeführt. Tabelle 7.4 zeigt die verwendeten Parameter sowohl in Zahlen als auch bildlich. Bild 7.18 zeigt die Simulationsergebnisse bei verschiedenen Drahtabständen. Je engmaschiger das Schweißgitter wird, desto höher sind die auftretenden LFT-Bruchspannungen. Die nach dem LFT-Bruch auftretende Plateauspannung steigt zusammen mit der Bruchdehnung ebenfalls an. Da mit abnehmendem Drahtabstand durch das schwere Metalltextil

aber auch die Dichte zunimmt, zeigen die dichtespezifischen Eigenschaften aus Bild 7.19 einen entgegengesetzten Trend.

Tabelle 7.4: Variation des Drahtabstandes

		
Dichte 2,018 kg/dm ³	Dichte 1,625 kg/dm ³	Dichte 1,428 kg/dm ³
Drahtquerschnitt 0,785 mm ²	Drahtquerschnitt 0,785 mm ²	Drahtquerschnitt 0,785 mm ²
Drahtabstand 3,5 mm	Drahtabstand 7 mm	Drahtabstand 14 mm
Verschweißtiefe 0,12 mm	Verschweißtiefe 0,12 mm	Verschweißtiefe 0,12 mm

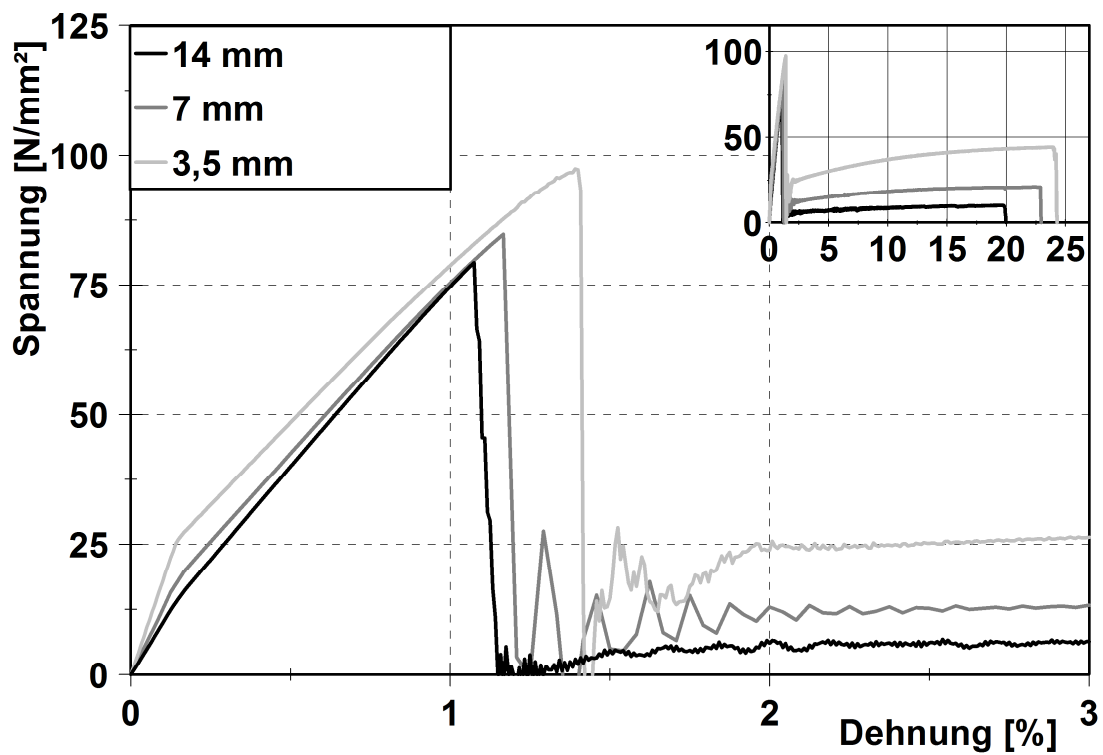


Bild 7.18: Simulationskurven bei Variation des Drahtabstandes

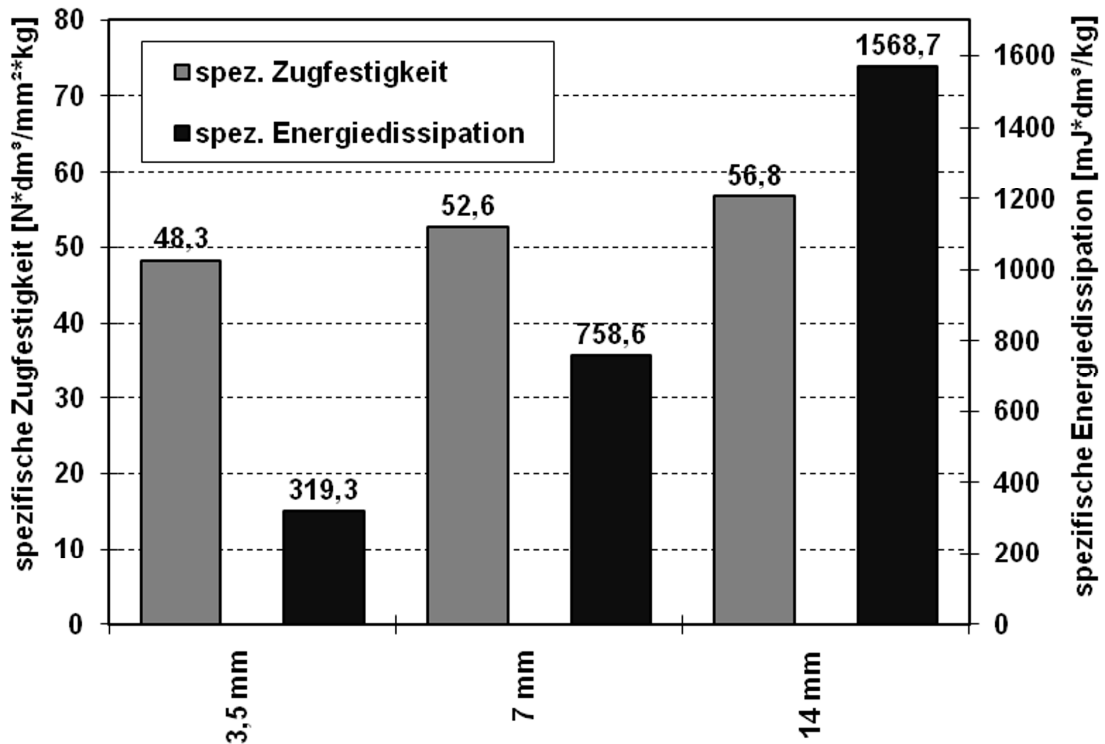
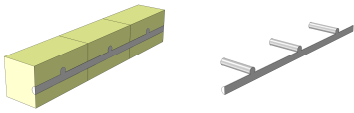
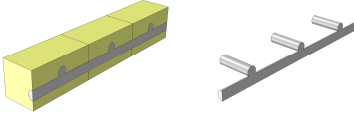
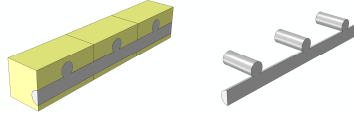


Bild 7.19: Dichtespezifische Eigenschaften bei Variation des Drahtabstandes

7.3.4 Variation des Drahtquerschnittes

Abschließend wird der Einfluss des Drahtquerschnittes auf die Verbundeigenschaften untersucht. Dazu wurde der Drahtquerschnitt des real vorliegenden Schweißgitters von $0,7857 \text{ mm}^2$ auf Werte von $0,393$ und $1,57 \text{ mm}^2$ verändert und mit diesen Simulationsmodellen Berechnungen durchgeführt. Tabelle 7.5 zeigt die verwendeten Parameter und die daraus abgeleiteten Modellgeometrien.

Tabelle 7.5: Variation des Drahtquerschnittes

		
Dichte $1,427 \text{ kg/dm}^3$	Dichte $1,625 \text{ kg/dm}^3$	Dichte $2,020 \text{ kg/dm}^3$
Drahtquerschnitt $0,393 \text{ mm}^2$	Drahtquerschnitt $0,785 \text{ mm}^2$	Drahtquerschnitt $1,57 \text{ mm}^2$
Drahtabstand 7 mm	Drahtabstand 7 mm	Drahtabstand 7 mm
Verschweißtiefe 0,12 mm	Verschweißtiefe 0,12 mm	Verschweißtiefe 0,12 mm

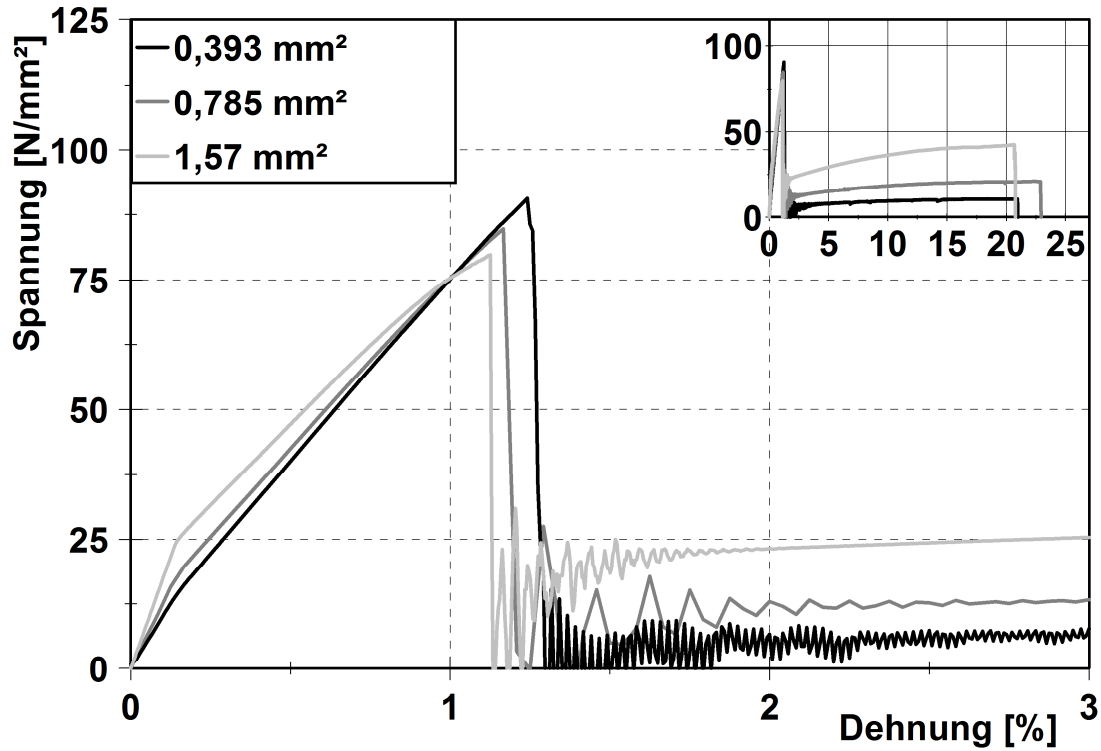


Bild 7.20: Simulationskurven bei Variation des Drahtquerschnittes

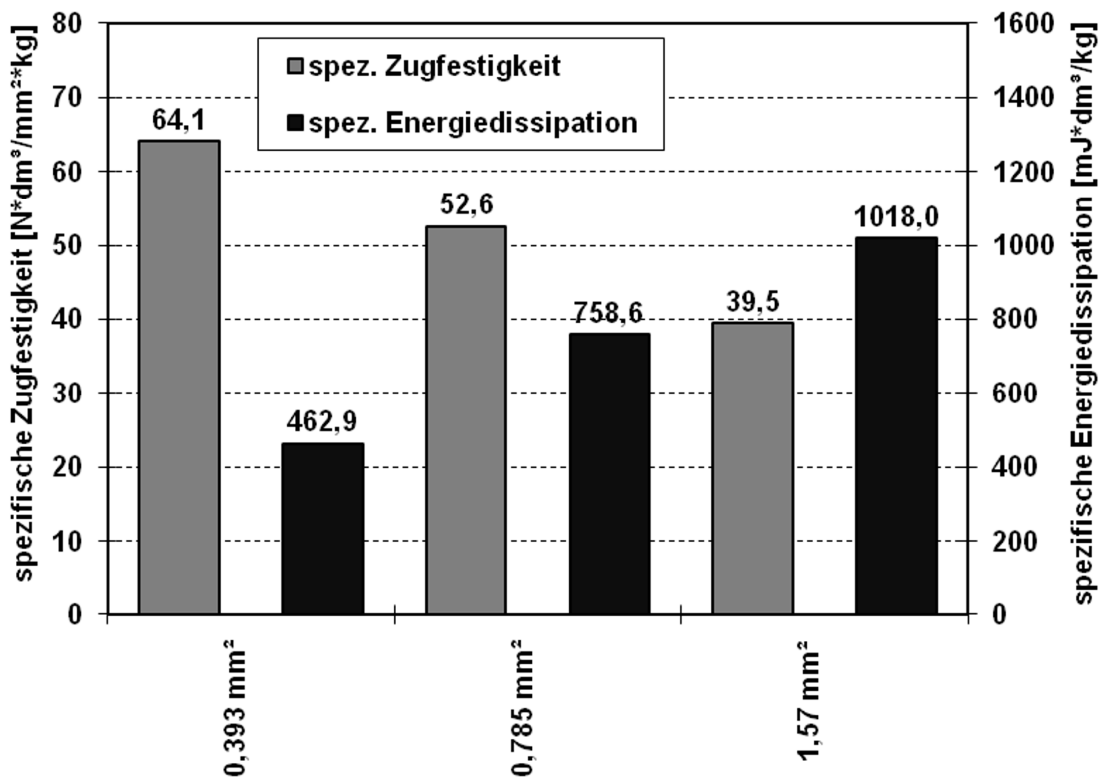


Bild 7.21: Dichtespezifische Eigenschaften bei Variation des Drahtquerschnittes

Bild 7.20 zeigt die berechneten Kurven bei verschiedenen Drahtquerschnitten. Aufgrund der geringeren Kerbwirkung von dünneren Drähten steigt die LFT-Bruchspannung mit abnehmendem Drahtquerschnitt an. Mit zunehmendem Drahtquerschnitt erhöht sich gleichzeitig die Plateauspannung und die Bruchdehnung bis zum Totalversagen. Dadurch kann erheblich mehr Energie absorbiert werden. Ursache für die mit zunehmendem Drahtquerschnitt steigende Bruchdehnung ist nach [98] der wachsende Anteil der Einschnürdehnung an der Bruchdehnung, welche sich aus Gleichmaß- und Einschnürdehnung zusammensetzt. Da die Dichtezunahme gegenüber der Energieabsorptionszunahme klein ist, zeigen sich dichtesbezogen in Bild 7.21 zwei gegenläufige Trends. Mit steigendem Drahtquerschnitt sinkt auf der einen Seite die dichtespezifische Zugfestigkeit, auf der anderen Seite aber steigt die dichtespezifische Energieabsorption.

7.4 Kombinierte Parametervariation

Bei Variation der Verschleißtiefe war eindeutig beobachtbar, dass eine möglichst hohe Verschleißtiefe sowohl die LFT-Bruchspannung als auch die Energieabsorption verbessert. Somit liegt für die Verschleißtiefe ein eindeutiges Optimum für $s = d$ vor. Hinsichtlich der anderen Parametervariationen kann hier nur eine Tendenz angegeben werden, weil im untersuchten Bereich kein Optimum existiert.

Tabelle 7.6: Kombinierte Parametervariation

Drahtabstand w_D Querschnitt A_D	$w_D=3,5$ mm	$w_D=7$ mm	$w_D=14$ mm
$A_D=0,393$ mm ²	3,5 mm	7 mm	14 mm
	0,393 mm ²	0,393 mm ²	0,393 mm ²
$A_D=0,785$ mm ²	3,5 mm	7 mm	14 mm
	0,785 mm ²	0,785 mm ²	0,785 mm ²
$A_D=1,57$ mm ²	3,5 mm	7 mm	14 mm
	1,57 mm ²	1,57 mm ²	1,57 mm ²

Da für die Variation der Maschenweite und des Drahtquerschnittes gegenläufige Tendenzen beobachtbar sind, wurden weitere Simulationen nach Tabelle 7.6 durchgeführt und die Ergebnisse zur besseren Veranschaulichung in einer 3D-

Darstellung zusammengefasst. Dazu wurde ein zweidimensionales Polynom zweiter Ordnung nach Gl. (7.6) als Regressionsfunktion verwendet.

$$f(x, y) = a_1x^2y^2 + a_2x^2y + a_3x^2 + a_4xy^2 + a_5y^2a_6xy + a_7x + a_8y + a_9 \quad (7.6)$$

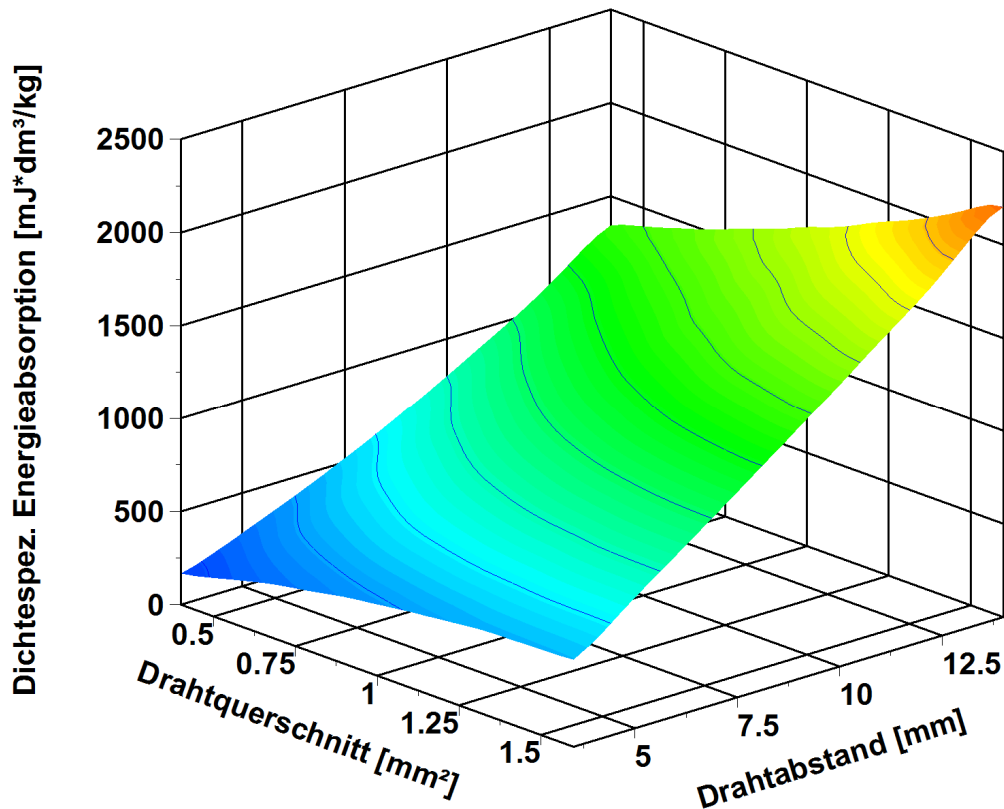


Bild 7.22: Dichtespezifische Energieabsorption

In Bild 7.22 ist die dichtespezifische Energieabsorption bei verschiedenen Drahtabständen und Drahtquerschnitten dargestellt. Hinsichtlich einer möglichst hohen Energieabsorption sollten also möglichst große Drahtquerschnitte und große Maschenweiten verwendet werden. Mit zunehmender Maschenweite vergrößert sich das Lokalisierungsgebiet und damit die Materialausnutzung. Mit zunehmendem Drahtquerschnitt vergrößert sich durch Zunahme der Einschnürdehnung die Bruchdehnung des Stahldrahtes.

Bild 7.23 zeigt die dichtespezifische Zugfestigkeit. Hier erweist sich ein möglichst geringer Querschnitt bei hoher Maschenweite als günstig. Dünner Drahtquerschnitt ist hinsichtlich der Verbundfestigkeit günstiger, da dieser eine geringe Spannungsüberhöhung verursacht und damit die Festigkeit verbessert wird. Der geringe Einfluss

des Drahtabstandes auf die Festigkeit entsteht dadurch, dass sich mit größerer Maschenweite der Querschnittanteil des LFT am Verbundquerschnitt erhöht.

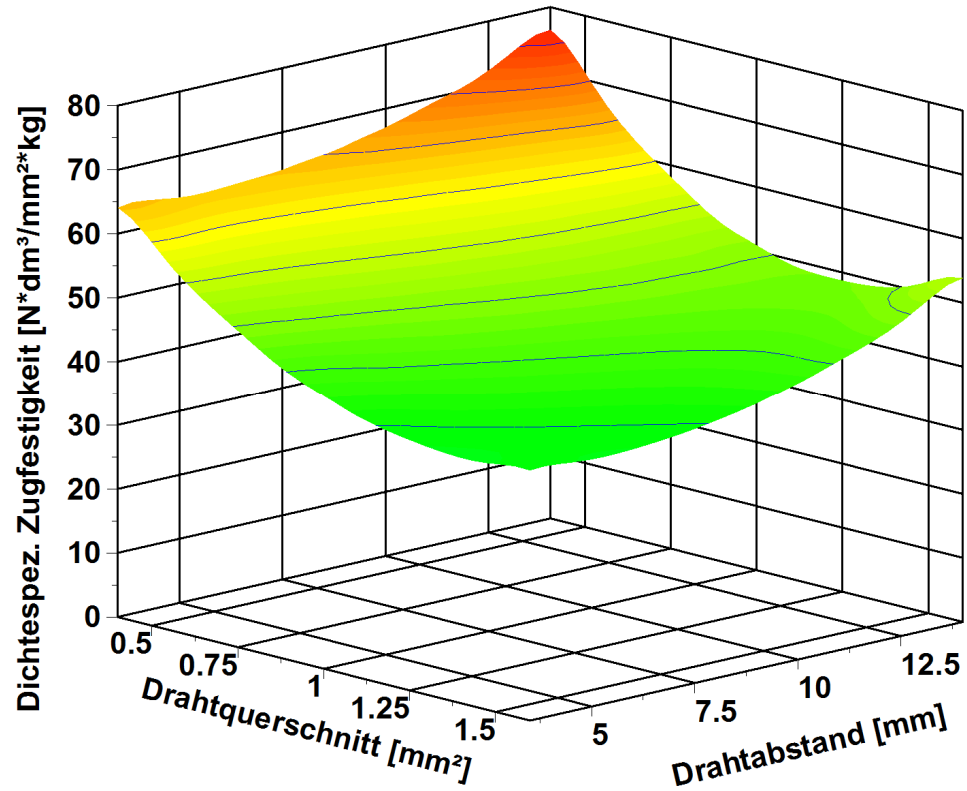


Bild 7.23: Dichtespezifische Zugfestigkeit

8 Entwicklung & Simulation eines Makromodells für ESG-LFT

Im Rahmen dieses Kapitels wird ein erster Grundstein für die zukünftige makro-mechanische Beschreibung des Materialverhaltens von ESG-LFT gelegt. Im Allgemeinen wird dieser Vorgang auch als Materialmodellierung verstanden. Dazu wird zunächst das bisher beobachtete Materialverhalten analysiert und es werden mögliche Vereinfachungen vorgenommen. Dabei gilt das Zitat von [59] aus Kapitel 3. Entsprechend wird hier zunächst nur ein einfaches linear-elastisches Materialmodell um die Besonderheiten von ESG-LFT erweitert. Am Ende der Entwicklung würde ein orthotropes und viskoplastisches Materialmodell stehen, welches sowohl Aspekte der Dehnratenabhängigkeit als auch des ESG-LFT-spezifischen Versagensverhaltens berücksichtigt.

8.1 Vereinfachung & Modellbildung des experimentellen Verhaltens

Das in den vorangegangenen Kapiteln beobachtete Materialverhalten zeigt einen zu Beginn elastischen Bereich, der nach weiterer Belastung einen plastischen Anteil enthält. Beim Erreichen der LFT-Bruchspannung versagt der LFT und die eingebetteten Stahldrähte übernehmen die Kraftübertragung. Bei weiterer Belastung findet eine Dehnung der Stahldrähte auf nahezu konstantem Spannungsniveau statt. Die Dehnung lokalisiert sich dabei auf einen Bereich der abhängig von der Maschenweite ist. Bei Erreichen des maximalen Formänderungsvermögens der Stahldrähte versagen diese und führen schließlich zum Totalversagen des Bauteils. Aufgrund der im Polypropylen eingebetteten Glasfasern und Stahldrähte zeigt ESG-LFT bei Untersuchungen in verschiedenen Belastungsrichtungen ein orthotropes Materialverhalten. Unter Vernachlässigung des plastischen Anteiles und der Beschränkung auf quasi-statische Belastungen ist es möglich, ein linear-elastisches sowie orthotropes Materialmodell um den Nach-LFT-Versagensbereich zu erweitern. Dazu wird mit einem einfachen Maximalspannungskriterium eine Bruchspannung definiert, die zum Abfall auf eine konstante Plateauspannung führt. Das durch den Stahldrachtbruch eintretende Totalversagen wird durch ein ähnlich arbeitendes Maximaldehnungskriterium modelliert. Das so erzeugte Materialverhalten ist schematisch in Bild 8.1 dargestellt. Die Versagensparameter und das modellierbare Druckverhalten sind ebenfalls abgebildet. Da sich die folgenden Untersuchungen ausschließlich mit Zugbelastung-

en beschäftigen, wurde das Druckverhalten hier vernachlässigt und eine unendliche Druckfestigkeit des ESG-LFT angenommen.

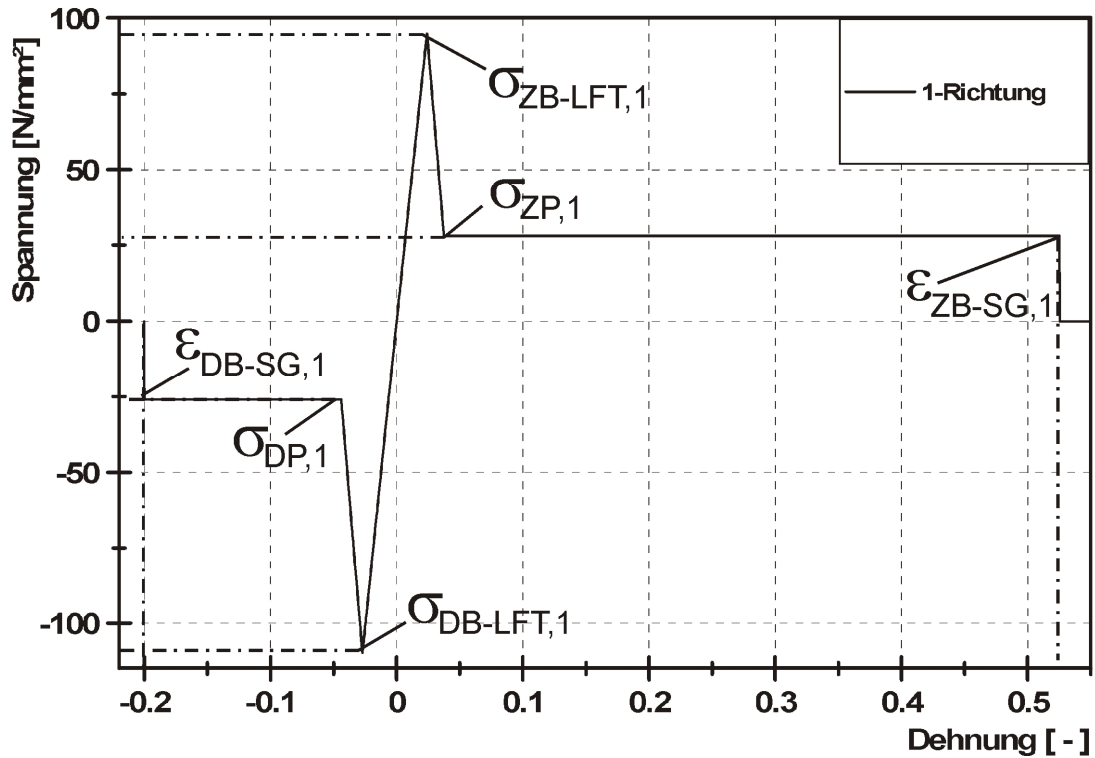


Bild 8.1: Abstrahiertes Materialverhalten von ESG-LFT

8.1.1 Versagenskriterium

Das Maximalspannungskriterium ist eines der einfachsten Versagenskriterien. Seine Formulierung für isotrope Werkstoffe geht bereits auf Galileos Erkenntnisse im Jahr 1638 zurück [99: S. 83]. Das Maximalspannungskriterium wird wegen der Form des Versagenskörpers auch als Boxkriterium bezeichnet. Jeder Versagensparameter wird dabei isoliert auf das Überschreiten eines maximal ertragbaren Wertes kontrolliert. Ein Überschreiten einer der Grenzen indiziert somit das Versagen. Für den 2-D-Fall gelten folgende Gleichungen für die Versagensspannungen:

$$\sigma_{DB-LFT,i} \leq \sigma_i \leq \sigma_{ZB-LFT,i} \quad (8.1)$$

$$-\tau_{B-LFT,ij} \leq \tau_{ij} \leq \tau_{B-LFT,ij} \quad (8.2)$$

$$\varepsilon_{DB-SG,i} \leq \varepsilon_i \leq \varepsilon_{ZB-SG,i} \quad (8.3)$$

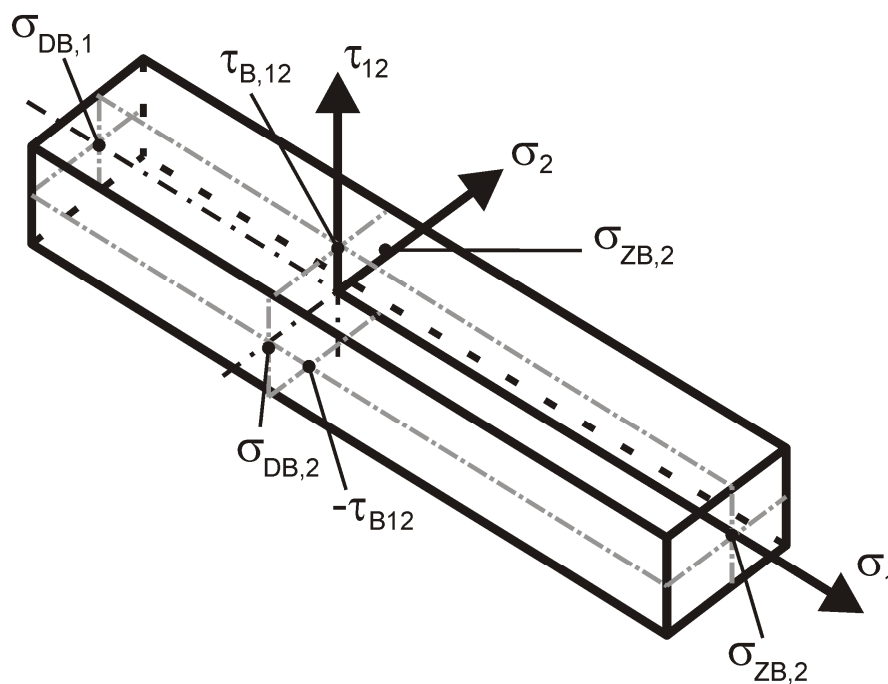


Bild 8.2: Versagenskörper des Maximalspannungskriteriums 2D

Aus den genannten Gleichungen ergibt sich der Versagenskörper aus Bild 8.2. Das vorliegende Materialmodell beruht auf den verfügbaren Erkenntnissen aus der experimentellen Charakterisierung in Kapitel 6. Bei der Auswahl eines Versagenskriteriums wurde von der Verwendung eines interaktiven Kriteriums wie z. B. Hashin [2], Tsai-Wu [100] oder Puck [101] abgesehen. Stattdessen wurden einfache Maximalkriterien verwendet. Zum einen, weil die für ein interaktives Kriterium notwendigen mehrachsigen Versuchsdaten nicht verfügbar waren. Diese Werte könnten unter anderem mit Kreuzzugversuchen ermittelt werden [102, 103]. Zum anderen wurde das Maximalspannungskriterium verwendet, weil in [94] berichtet wird, dass damit in der Praxis oft bessere Ergebnisse erzielt werden als mit dem Versagenskriterium nach Hashin. Für die Verwendung des Maximaldehnungskriteriums, welches Ende der 1960er von Autoren wie Petit, Reed und Waddoups publiziert wurde [99: S. 76], gelten dieselben Gründe wie für das Maximalspannungskriterium.

8.1.2 Dehnungslokalisierung

Die im experimentellen Abschnitt dieser Arbeit beobachteten Dehnungskonzentrationen nach dem LFT-Versagen werden als Lokalisierung bezeichnet. „Die Breite dieses Bandes charakterisiert einen materialspezifischen inneren Längenparameter“

[104: S. 46]. Dieser Längenparameter entspricht L_{lok} aus Bild 6.5. Bei dem experimentell beobachteten Verhalten im Zugversuch entspricht L_{lok} der Summe von zwei Maschenweiten und zwei Drahtdurchmessern.

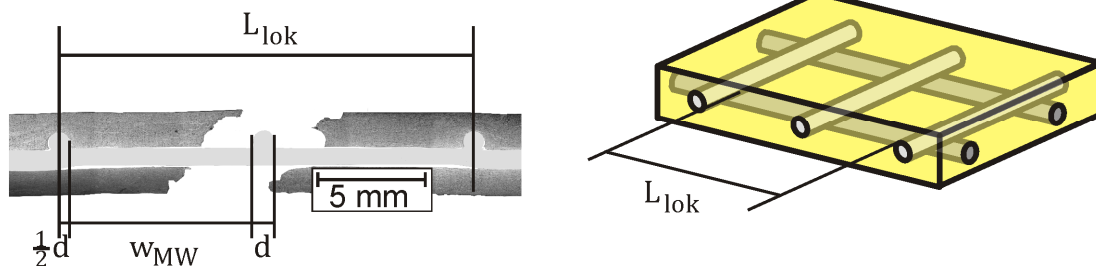


Bild 8.3: Lokalisierungsparameter

Bei Anwendung der FEM führen die Effekte, die durch eine Lokalisierung auftreten zu Problemen. „Die mathematische Beschreibung von Materialverhalten erfolgt im Rahmen der Kontinuumsmechanik. Sie führt i.d.R. auf ein System gekoppelter partieller Differentialgleichungen, das aufgrund seiner Komplexität und seines Umfangs oftmals nur mit numerischen Verfahren gelöst werden kann. Mit dem Ziel einer makroskopischen Beschreibung von Lokalisierungsphänomenen werden Materialgesetze verwendet, die einen entfestigenden Charakter besitzen. Beim Überschreiten einer kritischen Beanspruchung kann es dabei zu einem Wechsel des Typs der zugrunde liegenden Differentialgleichungen führen... Die Konsequenz ist ein schlecht gestelltes Randwertproblem, welches im Rahmen einer numerischen Umsetzung (z. B. Finite-Element-Methode) zu einer pathologischen Abhängigkeit der Lösung von der gewählten räumlichen Diskretisierung führt“ [105: S. 3]. Aus diesem Grund sind in dem Materialmodell entsprechende Gegenmaßnahmen zu treffen, die eine Elementgrößenabhängigkeit ausgleichen. Im einfachsten Modell „wird der Schädigungszone eine a priori definierte Entfestigungszonenbreite zugewiesen. [...] Eine alternative Regularisierungstechnik besteht in der Modifikation des Entfestigungsgesetzes dergestalt, dass das Entfestigungsverhalten im Materialpunkt von der Größe des umgebenden finiten Elements abhängt. [106] führt eine sogenannte charakteristische Länge ein, welche von der Elementgröße, aber auch von der Art der numerischen Integration abhängig ist“ [107]. Analog zu diesen Arbeiten wird ein allein auf geometrischen Überlegungen basierender Lokalisierungsbegrenzer

eingeführt und in den folgenden Simulationen auf seine Funktionsfähigkeit untersucht. Dieser Lokalisierungsbegrenzer wird im Folgenden als Dehngeometriefaktor DGF bezeichnet und errechnet sich aus der Lokalisierungslänge L_{lok} und der Elementlänge L_E nach folgender Gleichung:

$$DGF = \frac{L_{lok}}{L_E} \quad (8.4)$$

Die nach dem Maximaldehnungskriterium definierte Bruchdehnung des Stahls wird programmintern mit folgender Gleichung verrechnet, um eine Unabhängigkeit von der Elementgröße zu erzielen:

$$\varepsilon_{EV} = \varepsilon_{ZB-SG} \cdot DGF \quad (8.5)$$

8.2 Implementierung

In diesem Kapitel wird der stark vereinfachte Gesamtprogrammablauf mit Hilfe eines Programmablaufplans (PAP) für das *VUMAT* erläutert. Grafisch ist dieser in Bild 8.5 dargestellt. Die eingeklammerten Zahlen (...) im folgenden Text beziehen sich auf die Nummerierungen in Bild 8.5. Die im PAP enthaltenen Symbole nach [108] sind in Bild 8.4 aufgeführt.

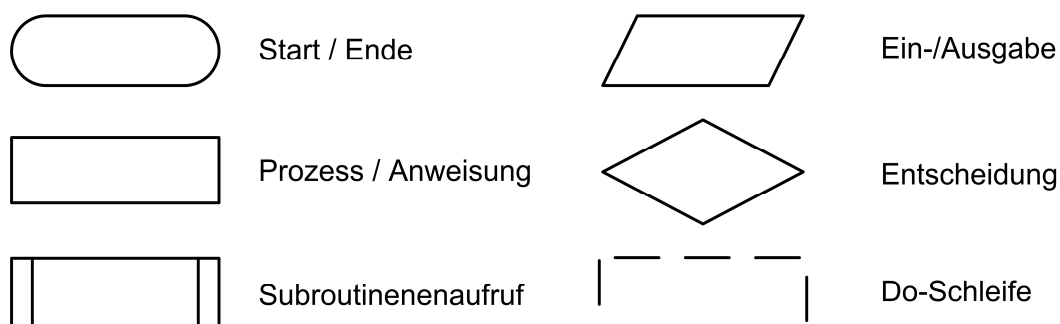


Bild 8.4: Legende der verwendeten Symbole im PAP

Wie jedes *VUMAT* wird dieses mit den in Kapitel 2.7.5 erläuterten Parametern aufgerufen. Damit werden der *VUMAT*-Routine wie in (1) angedeutet alle Material- und Zustandsparameter übergeben. Die darauf folgende Anweisung (2) lädt die Datei „vaba_param.inc“. Dies ist neben der Parameterzuweisung auch zur impliziten Ty-

penzuweisung notwendig bei der abhängig vom Anfangsbuchstaben der Variable der Typ Real oder Integer zugewiesen wird. In (3) werden den innerhalb des VUMAT verwendeten Arrays und den Variablen die abgerufenen Parameter zugewiesen. Damit können in der Anweisung (4) nun alle Komponenten der Steifigkeitsmatrix nach Hook orthotrop berechnet werden. Zu Beginn der Gesamtzeit wird mit der Abfrage (5) vor der Ausführung des eigentlichen Programmkerns einmalig ein anderer Pfad durchlaufen: Mit Abfrage (6) wird sichergestellt, dass in *ABAQUS®* eine ausreichend große Anzahl an Statusvariablen reserviert ist. Abfrage (7) überprüft, ob ein gültiger Modus für das dehnungsbasierte Versagenskriterium angegeben wurde. Falls nötig, veranlassen die Abfragen (6) und (7) mit (8) eine entsprechende Fehlermeldung und die Simulation wird abgebrochen (9). Wurden die abgefragten Eingaben korrekt vorgenommen, folgt eine Schleife über alle Materialpunkte, in der zuerst der Dehngeometriefaktor (DGF) berechnet wird. Für die korrekte Berechnung des Dehngeometriefaktors ist die Länge des Elementes in Belastungsrichtung notwendig. Diese lässt sich aus der charakteristischen Länge des Elementes berechnen. Falls eine Berechnung nicht möglich ist, kann die Länge im Parametersatz manuell angegeben werden (10). Die charakteristische Länge wird anschließend in (11) oder (12) im Feld „ElementLength“ gespeichert. Mittels der Elementlänge wird in (13) der DGF nach Gl. (8.4) berechnet und in das Feld der entsprechenden „State-Variable“ zum Inkrementende und –anfang gespeichert (14). Nachfolgend werden in (15) die Variablen der Schadenszustände mit dem Wert 0 initialisiert. Diese speichern im späteren Verlauf der Simulation, welcher Bruchzustand durch welche Belastungsart erreicht wurde. Damit ist die Initialisierung abgeschlossen und die Subroutine „OrthoEla3dExp“ berechnet in (16) alle Komponenten des Spannungstensors. Dabei wird als Dehnung nur das Dehnungsinkrement „StrainInc“ übergeben, da dieses im ersten Zeitschritt der Gesamtdehnung entspricht und die Gesamtdehnung noch nicht initialisiert ist. Danach wird die *VUMAT*-Routine in (17) verlassen, da zu Beginn der Berechnung kein LFT-Bruch zu erwarten ist. In jedem weiteren Zeitschritt verweist die Abfrage (5) an die Subroutine „DehnUpdate“ (18) die der Erhöhung der Dehnungstensoren um die jeweiligen Dehnungsinkremente dient. Mit den so aktualisierten Dehnungstensoren kann die darauf folgende Subroutine „OrthoEla3dExp“ in (19) alle Komponenten des Spannungstensors berechnen.

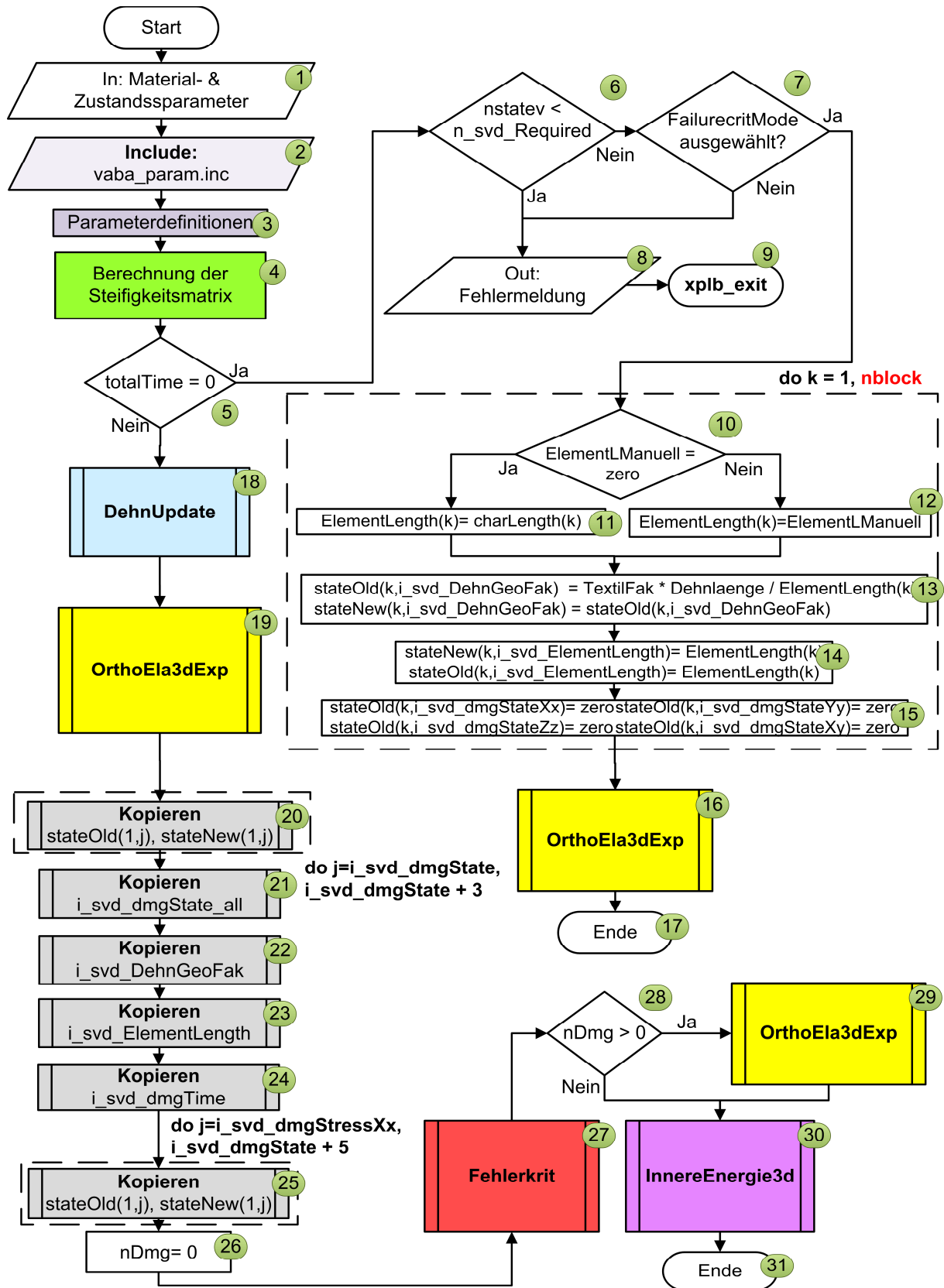


Bild 8.5: Programmablaufplan des programmierten VUMAT

Die anschließenden Subroutinen (20) bis (25) dienen der Übernahme folgender Statusvariablen aus dem letzten in den aktuellen Zeitschritt: die Schadenszustände für die einzelnen Belastungen (20), das Feld der Schadenszustände, welches unabhängig von der Belastungsart speichert, ob in einem Materialpunkt bereits ein LFT-Bruch erfolgt ist (21), die Dehngeometriefaktoren (22), die Elementlängen (23), das Feld, welches die Schadenszeitpunkte speichert (24) und die Komponenten der Spannungstensoren zum Zeitpunkt des LFT-Bruchs (25). In (26) wird die Variable „nDmg“, die angibt, ob in diesem Zeitschritt ein neuer Schaden aufgetreten ist, mit dem Wert 0 initialisiert. Die darauf folgende Subroutine „Fehlerkrit“ überprüft in (27), ob ein Versagenskriterium erfüllt ist und ändert die Statusvariablen für den Schadenszustand entsprechend. Ist ein neuer Schaden aufgetreten, wird dies in nDmg gespeichert. Die Abfrage (28) veranlasst in diesem Fall eine Neuberechnung der Spannungen in (29), da die nun gelöschten Materialpunkte keine Spannungen mehr aufnehmen und sich somit der Spannungszustand verändert hat. Dabei werden für die Spannungsberechnung die sogenannten „stateNew-Statusvariablen“ verwendet. Diese wurden vorher in den Subroutinen (18) und (20) bis (27) aktualisiert. Abschließend wird in (30) die Subroutine „InnereEnergie3d“ zur Berechnung der inneren Energie aufgerufen, bevor die *VUMAT*-Routine beendet wird (31).

8.3 Parameterbestimmung am Zugversuch

Die Parameterbestimmung für das implementierte Materialmodell erfolgte in einem iterativen Vorgang und führte zu zwei verschiedenen Parametersätzen. Diese unterschieden sich im Wesentlichen in den verwendeten Steifigkeiten.

Tabelle 8.1: Parametersätze nach Parameterbestimmung

	Parametersatz A	Parametersatz B
E_1	5735 [N/mm ²]	11267 [N/mm ²]
$\sigma_{ZB-LFT,1}$	98 [N/mm ²]	98 [N/mm ²]
$\sigma_{P,1}$	25 [N/mm ²]	25 [N/mm ²]
$\epsilon_{ZB-SG,1}$	0,38 [-]	0,38 [-]
E_2	2692 [N/mm ²]	9594 [N/mm ²]
$\sigma_{ZB-LFT,2}$	57 [N/mm ²]	57 [N/mm ²]
$\sigma_{P,2}$	26 [N/mm ²]	26 [N/mm ²]
$\epsilon_{ZB-SG,2}$	0,56[-]	0,56 [-]

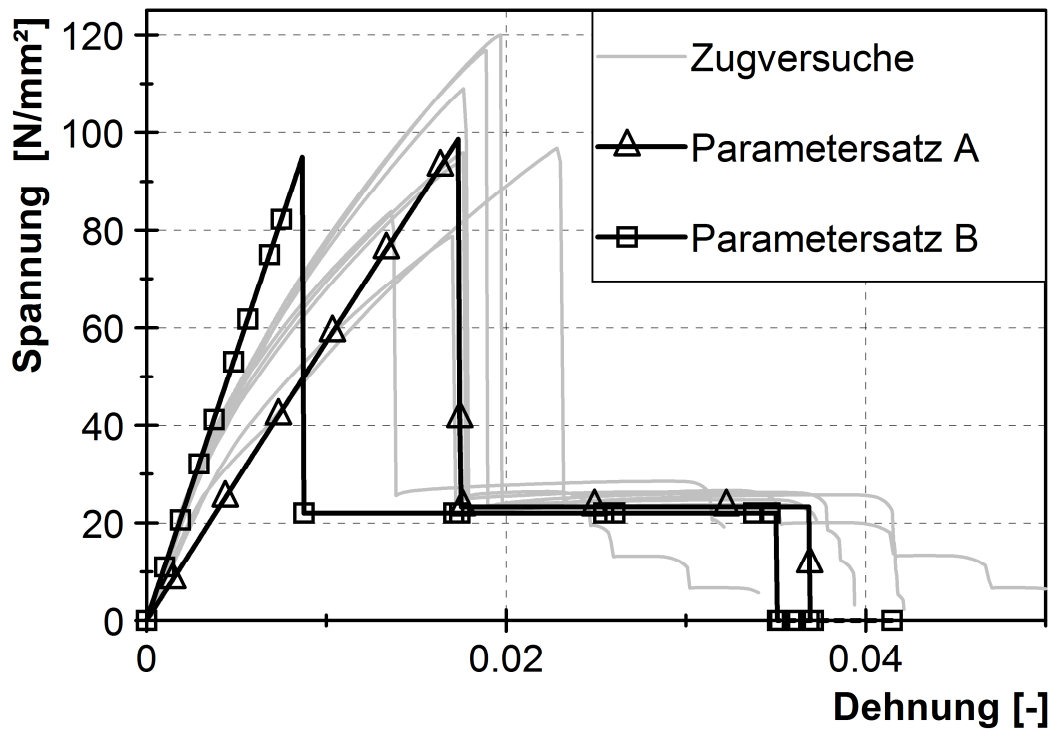


Bild 8.6: Verhalten des Materialmodells in 1-Richtung

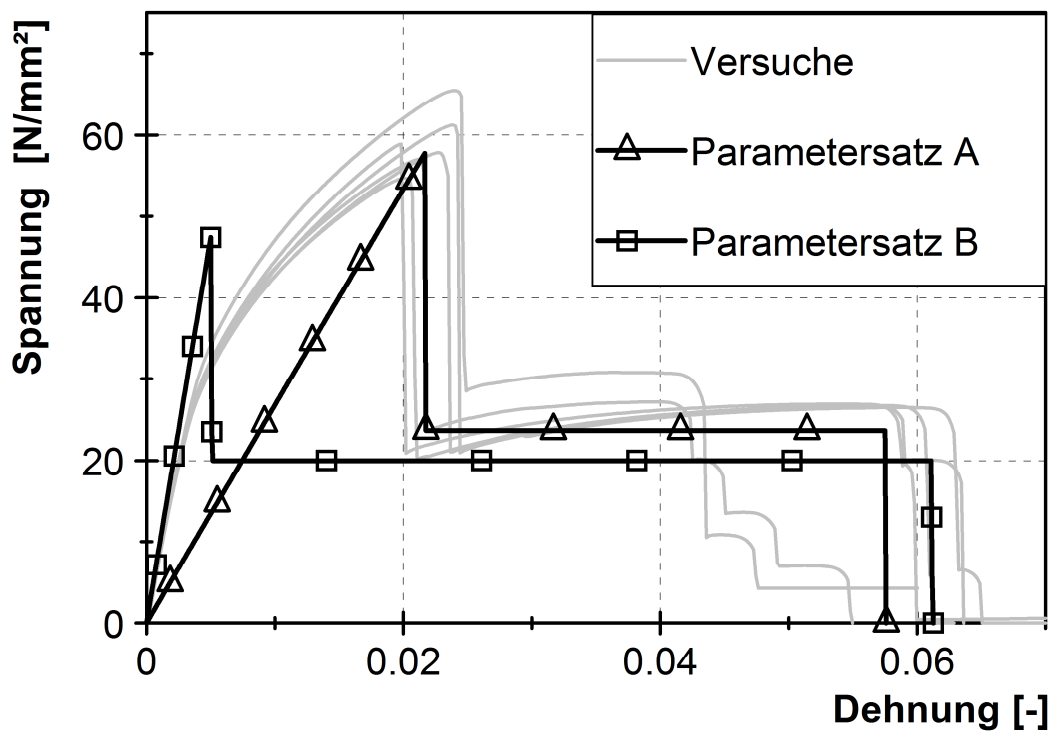


Bild 8.7: Verhalten des Materialmodells in 2-Richtung

Zum einen wurde eine zwischen Ursprung und LFT-Versagen ermittelte Sekantensteifigkeit verwendet (Parametersatz A), zum anderen wurde eine Anfangstangentensteifigkeit verwendet (Parametersatz B). Die ermittelten Parametersätze sind in Tabelle 8.1 aufgelistet. Das sich daraus ergebende Berechnungsergebnis ist im Vergleich zu den experimentellen Kurven in Bild 8.6 und Bild 8.7 dargestellt. Da der Parametersatz A hier eine wesentlich bessere Übereinstimmung zeigt, wird im Folgenden ausschließlich dieser verwendet.

8.4 Dehnungsgeometriefaktor

In diesem Abschnitt wird die Effektivität des in Kapitel 8.1.2 besprochenen Dehnungsgeometriefaktors als Dehnungsbegrenzer untersucht. Bild 8.8 zeigt das Lokalisierungsproblem wie es sich in der FEM darstellt. Gezeigt werden zwei unterschiedlich fein-vernetzte Zugstäbe. Beim Zugversuch lokalisiert sich durch den LFT-Bruch die Dehnung auf ein lokal begrenztes Gebiet in Form eines einzelnen Elementes. In der Realität geschieht dies durch Imperfektionen im Material. In der Simulation wird dies durch Rundungsfehler verursacht. Problematisch ist, dass in der Realität die Lokalisierung von der Maschenweite abhängig ist, während in der Simulation eine Elementgrößenabhängigkeit vorliegt. Diese Elementgrößenabhängigkeit führt dazu, dass nicht, wie sonst in der FEM üblich, mit feiner werdendem Netz eine Konvergenz gegen ein bestimmtes Ergebnis eintritt, sondern für jede Elementgröße ein anderes Ergebnis existiert.

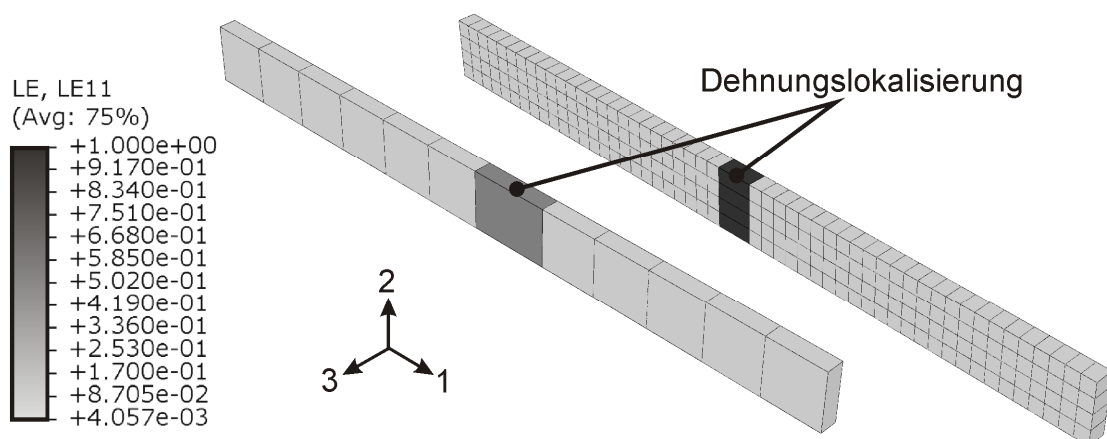


Bild 8.8: Problematik der Dehnungslokalisierung nach [109]

Die Problematik wird durch folgendes Rechenbeispiel verdeutlicht. Zwei 100 mm lange Zugstabmodelle werden mit zwei verschiedenen Elementgrößen versehen: Ein Netz mit 1 mm langen Elementen, bzw. ein Netz mit 10 mm großen Elementen. Die Bruchdehnung betrage 100%. Bei dem fein vernetzten Zugstab wird in der Simulation eine Lokalisierung auf 1 mm Länge eintreten und diese Elementreihe wird bei einer Längung auf 2 mm versagen. Die Gesamtlänge beim Bruch beträgt also 101 mm und die Gesamtbruchdehnung beträgt somit 1%. Bei dem grob vernetzten Zugstab wird in der Simulation eine Lokalisierung auf 10 mm Länge eintreten und diese Elementreihe wird bei einer Längung auf 20 mm versagen. Die Gesamtlänge beim Bruch beträgt demnach 110 mm und die Gesamtbruchdehnung ergibt sich somit zu 10%. Je nach Vernetzung liefert die Simulation also unterschiedliche Berechnungsergebnisse. In Bild 8.9 und Bild 8.10 sind Berechnungsergebnisse einer Zugversuchssimulation mit und ohne Verwendung des Dehngeometriefaktors abgebildet. Ohne DGF wird klar erkennbar, dass je nach Elementgröße unterschiedliche Ergebnisse entstehen, während mit DGF die Kurven unabhängig von der Elementgröße sind. Die Anwendung des DGF ermöglicht also unter Zugbelastung die beobachtete Elementgrößenabhängigkeit zuverlässig zu unterdrücken.

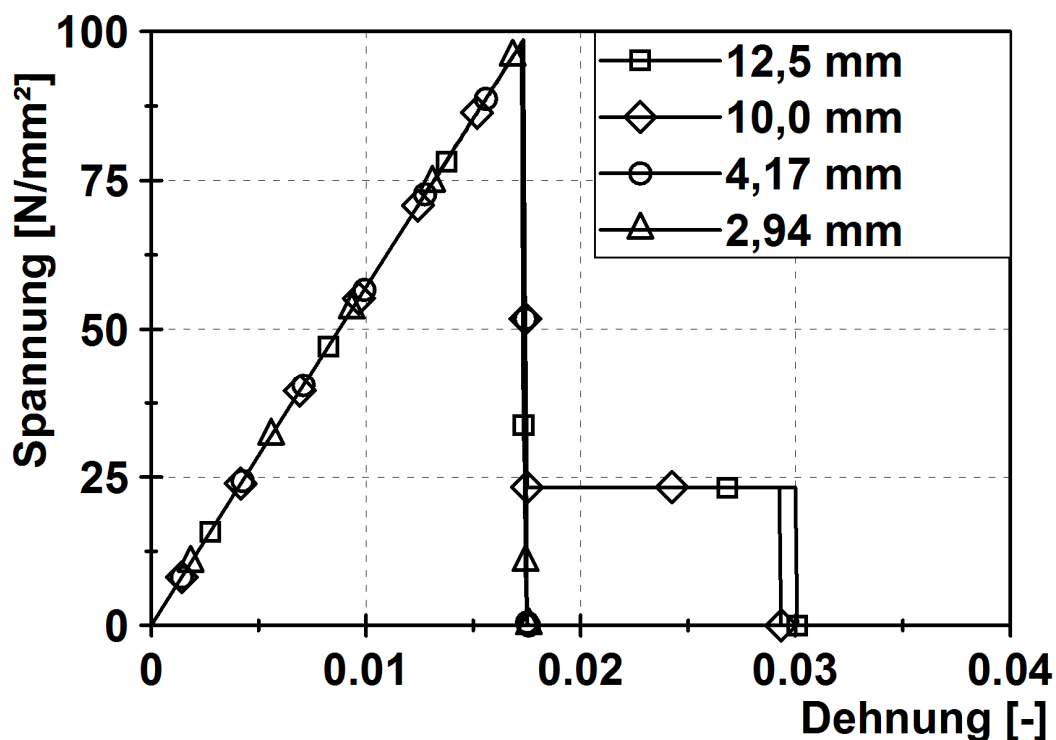


Bild 8.9: Berechnungsergebnisse ohne Verwendung des DGF

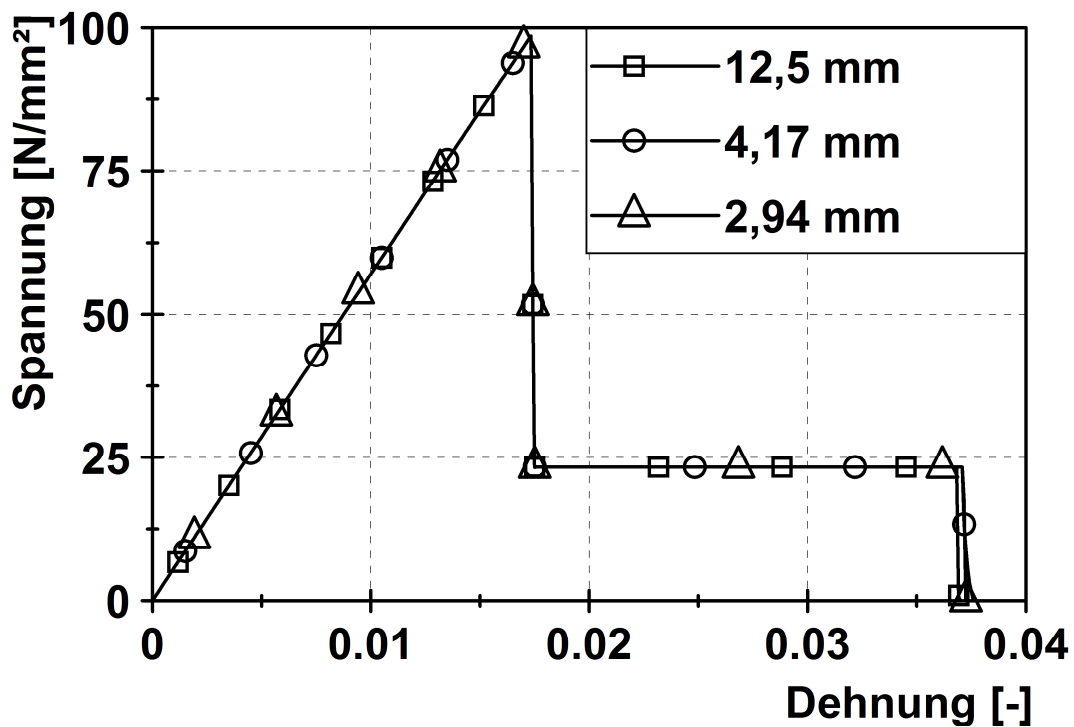


Bild 8.10: Berechnungsergebnisse mit Verwendung des DGF

8.5 Validierung am quasistatischen Durchstoßversuch

Das implementierte Materialmodell soll nun anhand eines Vergleiches mit dem quasistatischen Durchstoßversuch validiert werden. Da dieser Versuch einen komplexen und mehrachsigen Belastungszustand darstellt, wie er auch in Crashsituationen vorkommen kann, ist er für eine erste Überprüfung des Materialmodells geeignet. Des Weiteren kann bei einer etwaigen Weiterentwicklung des Materialmodells, welche die Berücksichtigung der Dehnratenabhängigkeit beinhaltet, eine Validierung anhand der kurzzeitdynamischen Durchstoßversuchen erfolgen. In Bild 8.11 ist das verwendete Simulationsmodell für die Validierung abgebildet. Die Abmessungen von Impaktor und Auflagefläche sowie die Durchstoßgeschwindigkeit entsprechen den Parametern aus Kapitel 6.3. Für die Modellierung des ESG-LFT wurden vollintegrierte achtknotige Volumenelemente vom Typ „C3D8“ verwendet. Das Probenmodell mit einer Größe von 50 mm x 50 mm wurde mittels einer sogenannten „Tied Interaction“ an die Auflagefläche gebunden. Zunächst wurde ein Abgleich mit dem elastischen Anfangsbereich durchgeführt. Dazu wurde aus dem experimentellen Kraft-Weg-Verlauf zwischen 0 und 1 mm Weg eine Anfangssteigung ermittelt. Diese wurde mit

der Anfangssteigung des simulierten Durchstoßversuches verglichen. Dabei zeigt sich, wie in der FEM zu erwarten, eine mit der Vernetzungseinheit korrelierende Konvergenz gegen den experimentell ermittelten Wert.

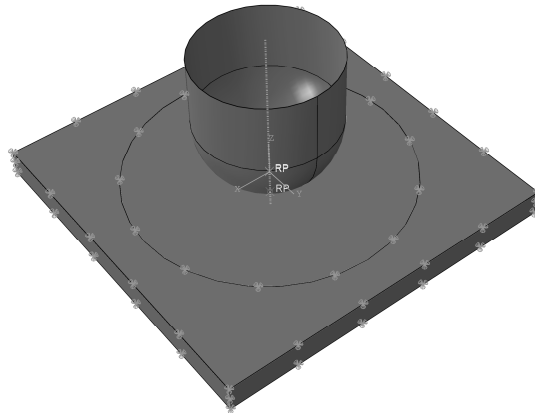


Bild 8.11: Simulationsmodell Durchstoßversuch

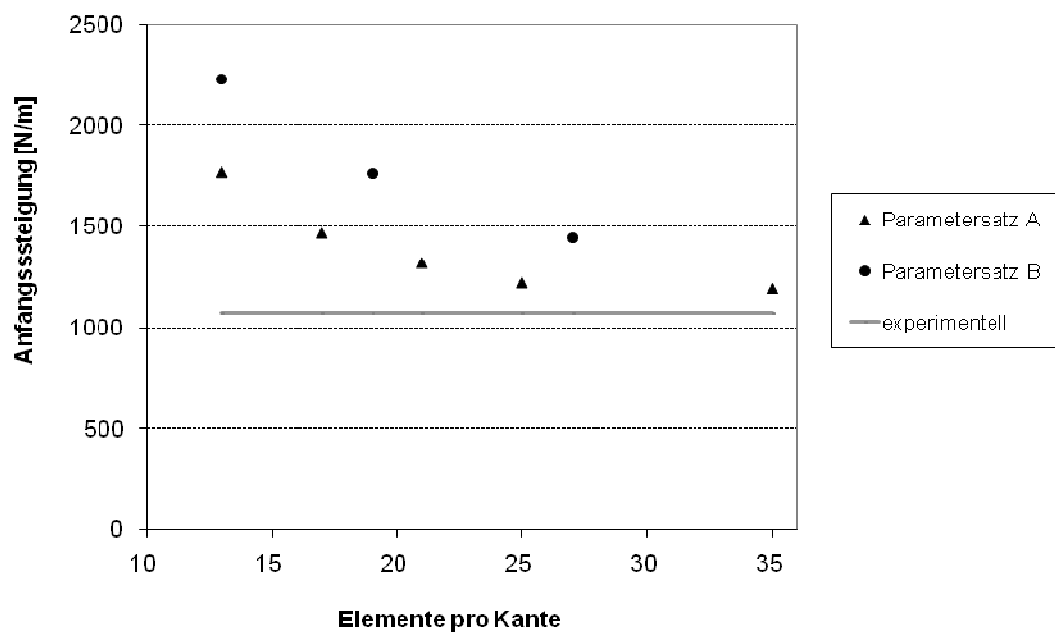


Bild 8.12: Konvergenz der Anfangssteigung

Im weiteren Simulationsverlauf zeigt auch das Bruchverhalten eine sehr gute Übereinstimmung mit dem experimentell beobachteten Bruchverhalten in Bild 6.16. Die Ergebnisse dazu sind in Bild 8.13 dargestellt. Blau eingefärbte Elemente befinden sich noch im ungeschädigten linear-elastischen Bereich, während rot eingefärbte Elemente bereits das Maximalspannungskriterium überschritten haben. Wie im Ver-

such versagen zunächst die am Berührungspunkt des Impaktors liegenden Elemente und der Riss breitet sich kreuzförmig in Richtung der Ränder aus. Bei weiterer Belastung entstehen multiple Elementbrüche. Letztendlich überschreitet ein Großteil der Elemente das Maximalspannungskriterium. Dieses multiple Elementversagen deckt sich ebenfalls mit den in den Durchstoßversuchen vielfach auftretenden Brüchen und Rissen. Diese multiplen Brüche führen zu einer erneuten Lokalisierungsproblematik. Während der DGF unter Zugbelastung noch eine zuverlässige Kompensation der Lokalisierung ermöglichte, wird das Lokalisierungsproblem in der Durchstoßsimulation sogar noch verstärkt. Je kleiner die Elemente desto größer wird der DGF. Daher wurde für alle weiteren Simulationen auf eine Verwendung des DGF verzichtet und die Elementgrößenabhängigkeit in Kauf genommen.

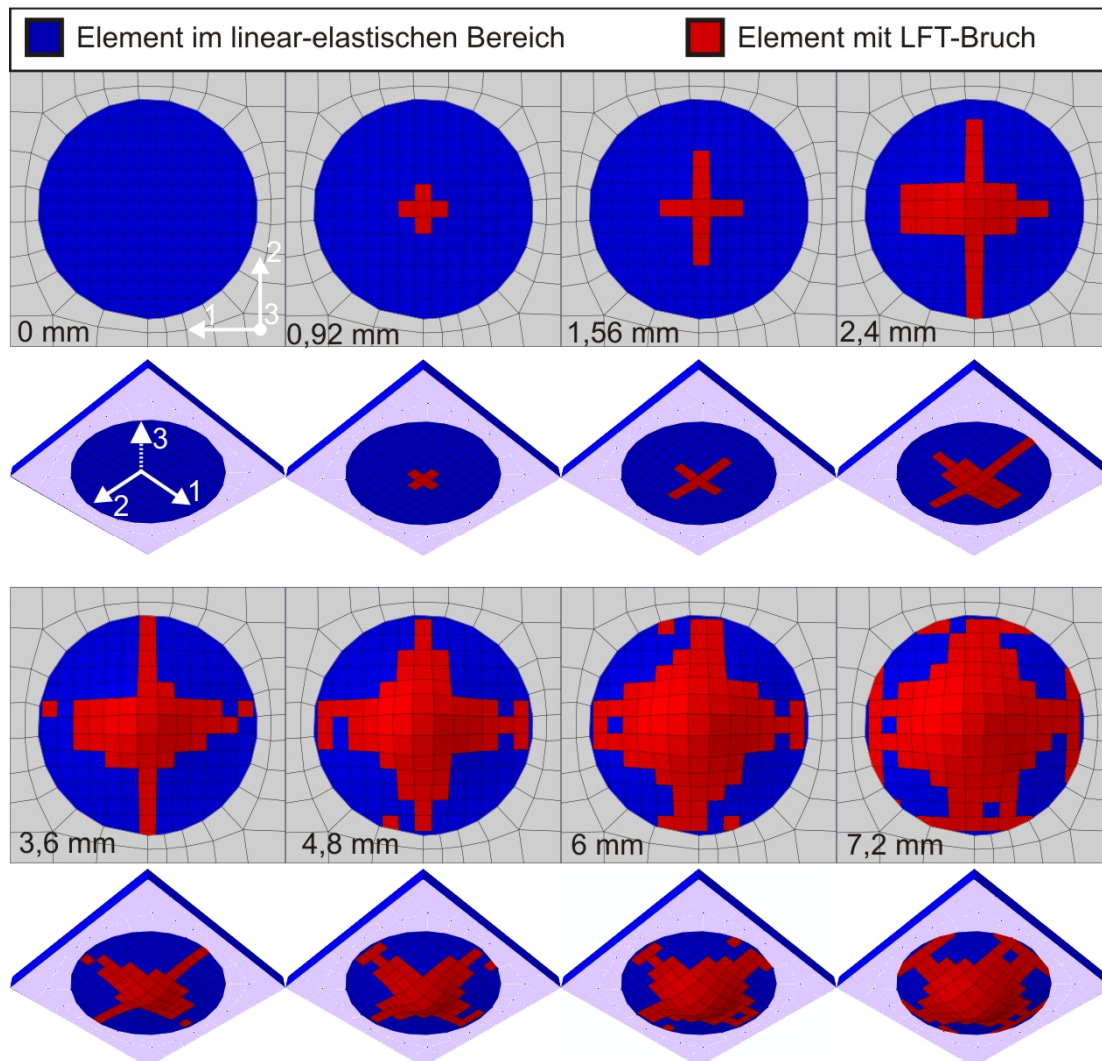


Bild 8.13: Ergebnis einer quasistatischen Durchstoßsimulation

Die Berechnungsergebnisse für verschiedene Elementgrößen sind in Bild 8.14 abgebildet. Aufgetragen ist jeweils der Kraft- (K) und Energieverlauf (E) mit der in Klammern stehenden Elementanzahl in 1- und 2-Richtung. Zu erkennen ist, dass bei einer feinen Vernetzung der Anfangsbereich besser abgebildet wird. Auch der Betrag der Maximalkraft und der Weg bei Erreichen der Maximalkraft werden in guter Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen berechnet. Nach dem Erreichen der Maximalkraft weisen jedoch alle Simulationsergebnisse große Abweichungen auf. Diese entstehen durch die getroffenen Vereinfachungen und die beobachteten Lokalisierungseffekte. Hinsichtlich der daraus hervorgehenden Elementgrößenabhängigkeit konnte im Rahmen dieser Arbeit ein erster Lösungsansatz erarbeitet werden. Das Modell ist jedoch noch nicht für einen allgemeingültigen Einsatz verwendbar und sollte weiter verfeinert werden.

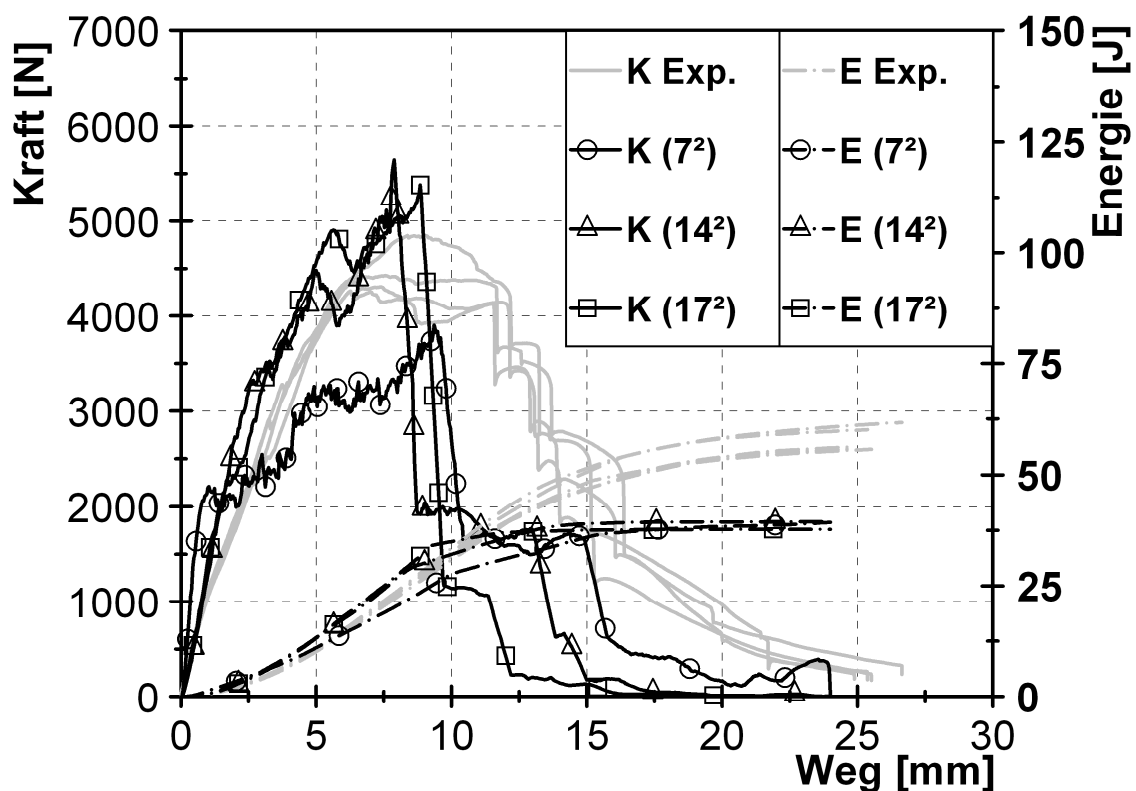


Bild 8.14: Kraft/Energie-Weg-Verlauf Simulation und Experiment

Die Dehnratenabhängigkeit kann bei bisherigem Stand des Makromodells nur näherungsweise durch auf die jeweilige Belastungsrate angepasste Materialparameter berücksichtigt werden.

Aufgrund der Dehnungslokalisierung gilt ähnliches für die Elementgrößenabhängigkeit. Aufgrund dieser muss für jedes Netz und jede Belastung ein eigener Parametersatz ermittelt und validiert werden. Unter Berücksichtigung des komplexen sowie neuartigen Materialverhaltens zeigen jedoch die makromechanischen Berechnungsergebnisse bereits eine gute Übereinstimmung.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Die Entwicklung und die Erforschung metallverstärkter Kunststoffe steht noch am Anfang der Forschungsarbeiten auf diesem Gebiet. Im Rahmen dieser Arbeit konnten einige wichtige Aspekte dieser neuen Werkstoffgattung beleuchtet werden. Gleichzeitig gelang es, einige zu lösende Probleme und zukünftige Forschungsgebiete zu identifizieren.

An Durchlichtaufnahmen und mit Hilfe röntgentechnischer Untersuchungen wurde im Rahmen der Arbeit die fließbedingte Faserorientierung der hergestellten LFT-Platten untersucht und quantifiziert. Aufgrund der Erkenntnisse war zum einen eine gezielte Probenentnahme möglich. Zum anderen konnte auf Basis der erzielten Erkenntnisse für die Modellierung von Vorzugsorientierung der Fasern ausgegangen werden. In CT-Untersuchungen konnten vertiefende Erkenntnisse über die Faserorientierung in LFT und ESG-LFT gewonnen werden. Aus den CT-Ergebnissen konnte hinsichtlich des LFT auf ein nahezu transversalisotropes Verhalten geschlossen werden. Hinsichtlich der Modellierung des ESG-LFT erlaubten die CT-Aufnahmen aufgrund des geringen Einflusses eine Vernachlässigung der durch das Schweißgitter veränderten Faserorientierung.

Bezüglich der Haftung zeigte sich in experimentellen Versuchen eine schlechte Adhäsion von LFT an X5CrNi1810. Hinsichtlich einer Haftungsverbesserung konnten ein mechanischer Ansatz in Form einer Erhöhung der Oberflächenrauigkeit durch Druckluftstrahlen erfolgreich bewiesen und quantifiziert werden. Sollte die Forschung auf diesem Gebiet fortgeführt werden, könnte die Beobachtung, dass unbehandelte Drähte mit Herstellungsrückständen anscheinend eine bessere Verbindung zu LFT eingehen als gereinigte Drähte, von großer Bedeutung sein. Unter Umständen könnten die verantwortlichen Rückstände als Grundlage für die Entwicklung eines Haftvermittlers zwischen X5CrNi1810 und PP dienen. Als Nebenprodukt der Versuche konnte das Vorhandensein herstellungsbedingter Eigenspannungen indirekt gemessen werden. Unter Annahme eines Reibkoeffizienten zwischen Stahl und LFT war es möglich diese Spannung abzuschätzen. In Zukunft kann dies zur Validierung von thermomechanischen Modellen zur Herstellungsprozesssimulation dienen. Die im Rahmen dieser Arbeit gemessene Scherfestigkeit des Stahl-LFT-Interfaces entspricht einem konservativen Mittelwert. Für zukünftige genauere

Messungen sollten daher Simulationen wie in [65] durchgeführt werden, um die tatsächlich vorliegenden Scherfestigkeiten zu ermitteln.

Quasistatische Zugversuche dienen einer genauen Charakterisierung des Materialverhaltens und konnten im weiteren Verlauf der Arbeit erfolgreich zur Materialmodellierung eingesetzt werden. Die Positionen der LFT-Brüche wiesen auf eine durch die Querdrahtnähe und die schlechte Haftung verursachte Spannungslokalisierung hin. Aufgrund dieser Spannungsspitzen liegt die LFT-Bruchspannung von ESG-LFT in Glasfaservorzugsrichtung leicht unter der Bruchspannung eines unverstärkten LFT. Quer zur Faservorzugsrichtung liegt die LFT-Bruchspannung von ESG-LFT hingegen oberhalb der Bruchspannung des untersuchten LFT. Die Versuchsergebnisse zeigen ebenfalls, dass durch die Stahldrahtverstärkung die Kraftübertragung auch nach dem LFT-Bruch gewährleistet ist und, anders als bei LFT, kein sofortiges Totalversagen auftritt. In Folge dessen ist auch die absorbierte Energie größer. Kurzzeitdynamische Zugversuche zeigten eine mit der Dehnrates ansteigende Energieaufnahme von ESG-LFT und können in Zukunft als Grundlage für eine erweiterte Materialmodellierung dienen, die auch Gesichtspunkte der Dehnratesabhängigkeit von ESG-LFT berücksichtigt.

Unter Schubbelastung konnten weitere für die Materialmodellierung wichtige Informationen gewonnen werden. Im Schubversuch zeigte sich ein dem Zugversuch ähnliches Verhalten. Die LFT-Bruchspannung von ESG-LFT lag leicht unterhalb der von unverstärktem LFT und es zeigten sich ebenfalls Brüche in der Nähe der Stahldrähte sowie eine Übernahme der Kraftübertragung im weiteren Versuchsverlauf.

Bezüglich der Anwendungsgebiete für ESG-LFT und M-LFT konnte in Durchstoßversuchen ein positiver Einfluss auf die Energieabsorption nachgewiesen werden. Dies gilt auch bei Berücksichtigung der Gewichtszunahme durch das Schweißgitter.

In einem einfachen Komponententest konnte die Verbesserung der strukturellen Integrität durch eine Edelstahlschweißgitterverstärkung aufgezeigt werden. Im Gegensatz zu unverstärktem LFT setzte das ESG-LFT nach dem Versagen der LFT-Einbettung der vollständigen Trennung noch einen erheblichen Widerstand entgegen. Dadurch wurde wesentlich mehr Energie absorbiert als bei der Probe ohne Metalltextilverstärkung. Durch die Herstellung der Demonstratorbauteile konnte ebenfalls gezeigt werden, dass eine Warmumformung von ESG-LFT möglich ist.

In mikromechanischen Simulationen wurden einige der in der experimentellen Untersuchung beobachteten Effekte eingehender untersucht. Die Anwendung der berührungslos arbeitenden Grauwertkorrelation zur Dehnungsmessung ermöglichte eine zuverlässige Überprüfung der Berechnungsergebnisse. Bei Fortführung der Forschung auf diesem Gebiet könnte die Qualität der Berechnungsergebnisse durch Verwendung eines besseren Materialmodells für LFT weiter gesteigert werden. Erste Ansätze zur Modellierung von langglasfaserverstärktem Polypropylen liefert [110]. Die Implementierung der Dehnratenabhängigkeit könnte nach [111] oder [77] mit einem G'Sell-Jonas-Modell erfolgen. Eine weitere Verbesserung der mikromechanischen Berechnungsergebnisse könnte durch eine bessere Nachbildung der real vorliegenden lokalen Faserorientierung und des lokalen Fasergehaltes erfolgen. Wie die Untersuchung von ungeprüften Proben mit Hilfe der Computertomografie gezeigt hat, lagern sich durch Filtrationseffekte vermehrt Glasfasern um die Stahlstränge an. Zur Übertragung auf ein FE-Modell könnten computertomografische Daten verwendet werden. Durch Weiterführung der Arbeiten von [112] ist eventuell eine direkte Übertragung der mit Hilfe der CT ermittelten Faserorientierungen auf ein FE-Modell möglich. Eine Alternative stellt die Simulation des Herstellungsprozesses von ESG-LFT dar [38]. Auf diese Weise könnte das sich einstellende Faserorientierungsprofil simulativ ermittelt und direkt auf ein FEM-Modell übertragen werden. Zur Validierung könnten unter anderem die erstellten CT-Aufnahmen oder die im Drahtauszug ermittelten Eigenspannungen dienen.

Durch die parametrische Programmierung des Mikromodells war es möglich verschiedene Geometrieparameter zu ändern und deren Einfluss auf die Verbundeigenschaften hin zu untersuchen. So gelingt es bereits vor Herstellung eines ESG-LFT-Verbundes mit geänderten Parametern die Eigenschaften abzuschätzen. In dieser Arbeit konnte wegen des immensen Umfangs der möglichen Variationen nur ein kleiner Bruchteil der möglichen Parametervariationen abgedeckt werden. Hinsichtlich zukünftiger Forschung könnten Simulationen mit anderen Materialien oder auch Haftvermittlern durchgeführt werden. Des Weiteren könnten andere Geometrieparameter, wie zum Beispiel die Verbunddicke oder Maschen mit ungleichen Drahtabständen in 1- und 2-Richtung, untersucht werden. Die Simulation eines mehrschichtigen Laminates könnte ebenfalls zu interessanten Erkenntnissen

führen. Einen interessanten Einblick in das Entwicklungspotenzial von ESG-LFT zeigt Bild 9.1.

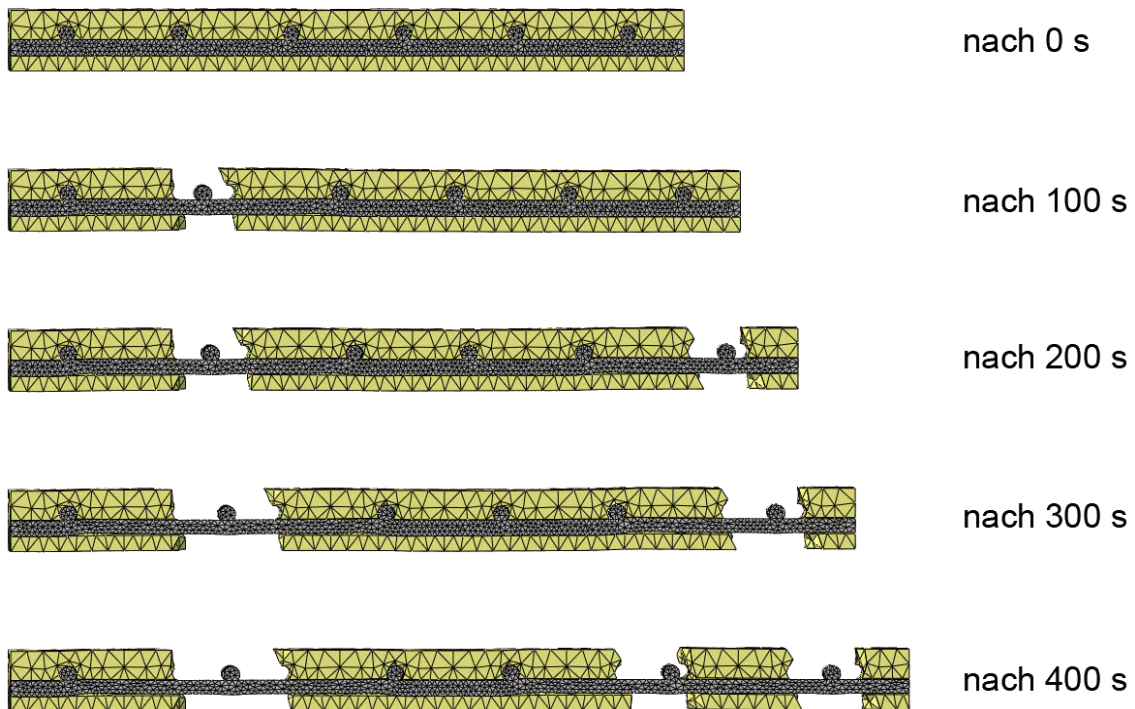


Bild 9.1: Theoretisch mögliches Bruchverhalten von ESG-LFT

Durch Verwendung eines fiktiven Verstärkungsmaterials mit höherer Verfestigung ist es möglich ein kaskadenartiges Versagen im Zugversuch zu erreichen. Die Bruchspannung des Verstärkungsmaterials sollte bei Vernachlässigung der Spannungsüberhöhung und unter einer konservativen Bruchflächenbetrachtung folgender Ungleichung genügen:

$$\sigma_{B-SG} > \sigma_{B-LFT} \cdot \left(\frac{4 \cdot w_D \cdot D}{d^2 \cdot \pi} - 1 \right) \quad (9.1)$$

Diese Gleichung beinhaltet die Parameter aus Bild 7.11 und die Verbunddicke (D). Die Simulation führt zu dem in Bild 9.2 gezeigten Spannungs-Dehnungs-Verlauf. Wird die unter der Kurve liegende Fläche betrachtet und diese mit bisherigen Versuchen und Simulationen verglichen, wird deutlich erkennbar, dass auf diese Weise die Energieabsorptionsfähigkeit um ein Vielfaches gesteigert werden kann. Durch die

multiplen Brüchen kann das gesamte Absorptionsvermögen des im LFT eingebetteten Stahldrahtes ausgenutzt kann. Die Materialschwächung an den Querdrähten wirkt nun nicht mehr als Nachteil, sondern als Vorteil, da mit jedem zusätzlichen Querdraht eine weitere potenzielle LFT-Bruchstelle vorliegt, die eine zusätzliche Energieabsorption ermöglicht.

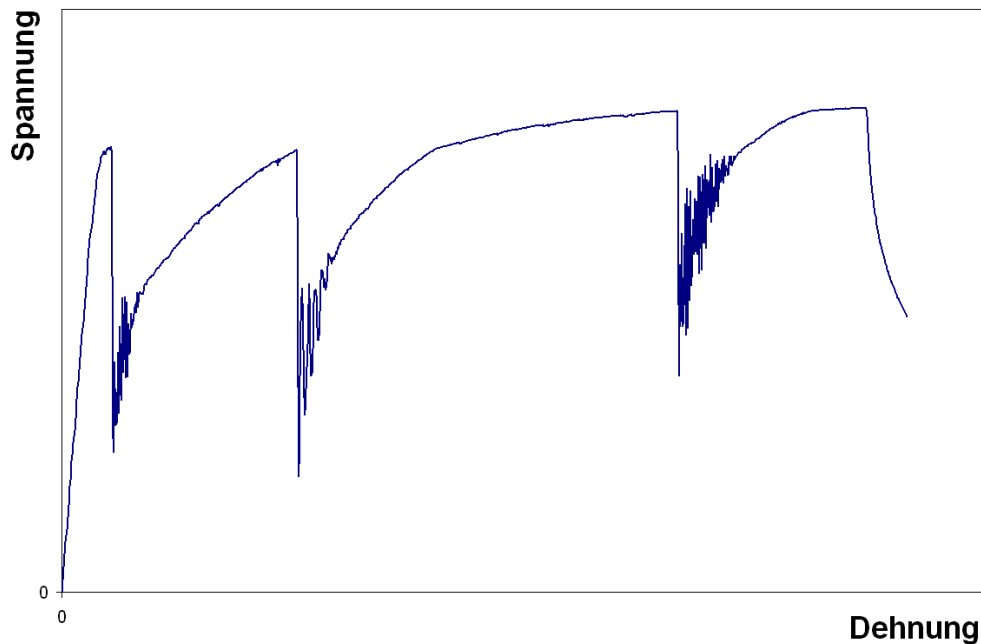


Bild 9.2: Theoretisch möglicher Spannungs-Dehnungs-Verlauf von ESG-LFT

Ein weiterer Vorteil eines solchen Materialverhaltens wäre, dass sich dieses besser als Materialmodell beschreiben ließe, da zwar zu Beginn eine Lokalisierung auftritt, sich diese aber nach und nach über die gesamte Fläche ausbreitet.

Hinsichtlich der Materialmodellierung zur Simulation des ESG-LFT beschränkt sich diese Arbeit auf ein stark vereinfachtes Modell. Trotz der Vereinfachungen sind bereits gute Übereinstimmungen von Simulation und Experiment erzielt worden. Dabei konnte der Lokalisierungseffekt als grundsätzliches Problem identifiziert werden. Lösungsansätze, die auf ESG-LFT übertragen werden könnten, liefert [105]. Wie durch Verwendung des DGF gezeigt werden konnte, ist eine Unterdrückung der Dehnungslokalisierung möglich. Jedoch gelang diese bisher nicht für alle Belastungszustände. Da es sich um ein geometrisches und nicht um ein kontinuumsmechanisches Problem handelt, ist eine direkte Lösung innerhalb des Material-

modells schwierig. Eine Möglichkeit, die auf der Modellierung aufbaut, wäre eine differenzierte Zuweisung von Elementeigenschaften nach dem Schema in Bild 9.3.

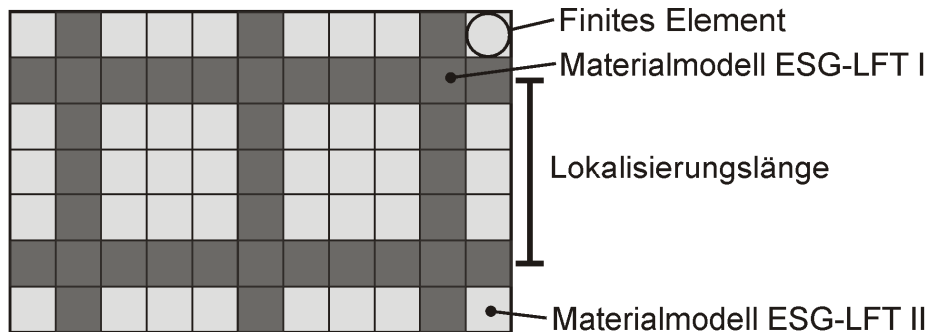


Bild 9.3: Modellbasierte Umgehung Dehnungslokalisierung

Dieses Materialmodell stellt den ersten Schritt auf dem langen Weg der Entwicklung eines zuverlässigen Materialmodells dar. Die nächsten auf den Erkenntnissen der Arbeit aufbauenden Schritte sind die Erweiterung um eine allgemeingültige Unterdrückung des Lokalisierungseffektes, die Berücksichtigung der Dehnratenabhängigkeit und interaktive Versagenskriterien.

Sollte in Zukunft eine zuverlässige Beschreibung des Materialverhaltens gelingen, könnte ESG-LFT oder ein ähnlicher Metall-Kunststoffverbund einige der bisher im Automobilbau bewährten Werkstoffe verdrängen. In verschiedenen Anwendungsfällen könnte hier auch eine lokale Verstärkung [113] von Bauteilen mit ESG-LFT sinnvoll sein. Ähnlich dem Demonstratorbauteil könnte hier bei minimalem Gewichtszuwachs die strukturelle Integrität von LFT-Bauteilen gewährleistet werden. Durch den Einsatz von ESG-LFT und die damit verbundene Steigerung der Energieaufnahme und Verbesserung der strukturellen Integrität wäre es möglich, bei geringem Gewicht und Treibstoffverbrauch eine hohe passive Unfallsicherheit zu erreichen.

10 Literaturverzeichnis

- [1] Hull, D.; Clyne, T. W.: An Introduction to Composite Materials, 2. Aufl., Cambridge: Cambridge University Press, 1996
- [2] Flemming, M.; Roth, S.: Faserverbundbauweisen - Eigenschaften - mechanische, konstruktive, thermische, elektrische, ökologische, wirtschaftliche Aspekte, Berlin: Springer-Verlag, 2003
- [3] Schürmann, H.: Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden, 2. Aufl., Berlin: Springer-Verlag, 2007
- [4] Wulf, B. U.: Industrieübersicht Faserverbundwerkstoffe: Sektoren - Entwicklungen - Abgrenzungen. EATC Automotive Seminar, Wolfsburg, 1.-2. Juli 2003
- [5] Schwarz, O.; Eberling, F.: Kunststoffkunde, Würzburg: Vogel Buchverlag, 2005
- [6] Kaiser, W.: Kunststoffchemie für Ingenieure, München: Carl Hanser Verlag, 2006
- [7] D'Orazio, L.: Polypropylene/Ethylene-Co-Propylene Blends - Influence of Molecular Structure and Composition of EPR on Melt Rheology. Polymer, Vol. 7, Heft 32 (1991), S. 1186-1194
- [8] Jang, B. Z.; Uhlmann, D. R.; Van der Sande, J. B.: Rubber-Toughening in Polypropylene. Journal of Applied Polymere Science, Vol. 6, Heft 30 (1985), S. 2485-2504
- [9] Karger-Kocsis, J.: Morphological Study on the Effect of Elastomeric Impact Modifiers in Polypropylene Systems. Polymer, Vol. 1, Heft 20 (1979), S. 37-43
- [10] Neitzel, M.; Mitschang, P.: Handbuch Verbundwerkstoffe - Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung, München: Hanser-Verlag, 2004
- [11] Bowen, S. T.; Johnson, P. H.: Langfaserverstärkte Thermoplaste für das Spritzgießverfahren. Tagungshandbuch zur 23. AVK-Tagung, Mainz, 1990
- [12] Wolf, H. J.: Zum Einfluss der Schneckenplastifizierung auf die Faserstruktur diskontinuierlich langglasfasergefüllter Thermoplaste, Darmstadt: Technische Hochschule Darmstadt, 1996

- [13] Brast, K.: Verarbeitung von langfaserverstärkten Thermoplasten im direkten Plastifizier-/Pressverfahren, Aachen: RWTH Aachen Institut für Kunststoffverarbeitung, 2001
- [14] Würtele, M.; Bürkle, E.: Beanspruchungsgerechte lokale Textilverstärkung durch hochproduktive Spritzgießtechnik. 11. Internationale AVK-Tagung, Essen, 2008
- [15] Schemme, M.: Verfahrens- und Anwendungstechnik langfaserverstärkter Thermoplaste (LFT). Fachtagung: Langfaserverstärkte Thermoplaste in der Automobilindustrie, Würzburg, 08.-09. Dezember 2004
- [16] Smaga, M.; Eifler, P. D. (Hrsg.): Experimentelle Untersuchung der Mikrostruktur sowie des Verformungs- und Umwandlungsverhaltens zyklisch beanspruchter metastabiler austenitischer Stähle, Aufl., Kaiserslautern: Technische Universität Kaiserslautern, 2005
- [17] Meichsner, A.: IVW-GmbH, (Hrsg.): Herstellung, Charakterisierung Modellierungsansätze und Simulation von edelstahltextilverstärktem Polypropylen (ETV-PP) und Langglasfaserthermoplasten mit PP-Matrix (ETV-PP/GF), Aufl., Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2009.
- [18] Schlatter-Industries (Hrsg.): Schlatter the secure connection, http://www.schlattergroup.com/de/schweissanlagen/downloads/Schlatter_BroschMG900_DE.pdf (11.02.2010)
- [19] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1, 3. Aufl., Heidelberg: Springer-Verlag, 2006
- [20] Schmitt-Thomas, K.; Malke, R.: Development of a Thermal and Electrical Conductive Composite Material with Polymeric Matrix. Proceedings of 10th International Conference of Composite Materials, Whistler, Canada, 1995
- [21] Ting, J.; Chen, K.: Electrical conductivity of discontinuous filament-reinforced unidirectional composites. Journal of Materials Research, Vol. 4, Heft 15 (2000), S. 940-943
- [22] Roth, S.: Spritzgegossene Abschirmgehäuse aus Stahlfasergefüllten Thermoplasten - Materialeigenschaften, Verarbeitung und Gestaltung. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Fakultät für Maschinenbau, Diss., 2007

- [23] Einarsson, J. S.; Wutzl, B. (2001). *Glasbasisprodukte*. Technische Universität Wien, Institut für Tragwerkslehre und Ingenieurholzbau. Wien.
- [24] Vermeeren, C. A.: An Historic Overview of the Development of Fibre Metal Laminates. *Applied Composite Materials*, Vol. 4-5, Heft 10 (2003), S. 189-205
- [25] Klein, B.: *Leichtbaukonstruktion*, 8. Aufl., Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 2009
- [26] Carillo, J. G.; Cantwell, W. J.: Scaling Effects in the Low Velocity Impact Response of Fiber-Metal Laminates. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 9, Heft 27 (2008), S. 893-907
- [27] Nakatani, H.; Kosaka, T.; Oki., J. et al.: Damage Evaluation of Ti/GFRP Laminates Under Low-Energy Impact Loading. 17th International Conference on Composite Materials, Edinburgh, Scotland, 2009
- [28] Erkendirici, Ö. F.; Avci, A.; Akdemir, A.: Fatigue and Fracture Behavior of Woven Steel Reinforced Polyethylene Composite. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 14, Heft 27 (2008), S. 1545-1557
- [29] Ahmed, T.: Metal Mesh Layers Improving the Impact Behavior of Polymer Composites. Proceedings of the 28th International Conference of the Society for the Advancement of Materials and Process Engineering, Paris, France, 2nd - 4th April 2007
- [30] Schmeer, S.; Steeg, M.; Maier, M. et al.: Metal Fibre Reinforced Composite - Potentialities and Tasks. *Advanced Composite Letters*, Vol. 2, Heft 18 (2009), S. 55-62
- [31] Van den Abele, F.: Impact Damage Models for Steel Fiber Reinforced Composite Materials. Gent, Universität Gent, Laboratory for Mechanical Construction & Production, Diss., 2006
- [32] Baeten, S.; De Clercq, E.: Steel filament reinforced thermoplastics: An alternative composite reinforcement generation. 10th European Conference on Composite Materials, Brügge, 3.-7. Juni 2002
- [33] Dekeyser, W.; Lefever, I.: Steel Reinforced Thermoplastics. *Materials Science Forum*, Vol. 432, Heft 426 (2003), S. 2045-2052
- [34] van Koert, K.: An upgraded GMT-Material for energy absorbing structures. 11. Internationale AVK-Tagung, Essen, 2008
- [35] van Koert, K.: EASI, a story about a happy marriage. *Composites Europe 2009 (Composites Forum)*, Stuttgart, 2009

- [36] Meichsner, A.; Maier, M.: Optimierung des Herstellungsprozesses von metallfaserverstärkten Kunststoffen (MFK). Technomer 2007, Chemnitz, 15.-17. November 2007
- [37] Reichhold, J.; Rüegg, A.; Schijve, W.: Langfaserverstärkte Thermoplaste (LFT) - Eigenschaften richtig charakterisiert. 10. Internationale AVK-Tagung, Stuttgart, 5.-6. November 2007
- [38] Lutz, W.; Lasko, G.; Schmauder, S. et al.: Spritzgiess-Simulation eines glasfaserverstärkten Formteils mit Bindenaht zur Berechnung von Faserorientierung und resultierenden mechanischen Eigenschaften. 19. Stuttgarter Kunststoff-Kolloquium, Stuttgart, 9.-10. März 2005
- [39] Eckardt, J.; Borth, O.; Busch, M. et al.: An improved characterisation of long-fibre thermoplastics for numerical simulation of components. Polymer Processing Society, 21st Annual Meeting, Leipzig, 2005
- [40] Sindelar, R.; Junginger, M.; Böhme, W. et al.: Hochdynamische Messtechnik zur Ermittlung von Werkstoffparametern für prognosefähige Stoffgesetze für die Crash-Simulation. crash tech 2003, Nürnberg, 13.-14. Mai 2003
- [41] Junginger, M.: Charakterisierung und Modellierung unverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen, Aufl., Freiburg: Fraunhofer Institut für Kurzzeitdynamik, Ernst-Mach-Institut, 2002
- [42] Kieselstein, E.; Seiler, B.; Dost, M. et al. (1998). *Ermittlung von Werkstoffgrößen mittels optischem Meßverfahren UNIDAC*. Dr. Ettemeyer Applikations-Bericht.
- [43] Rosso, P.: Erfassung und Bewertung von Grenzschichteffekten in neuartigen kohlenstofffaserverstärkten Polymeren, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Diss., 2005
- [44] Dutschk, V.: Oberflächenkräfte und ihr Beitrag zu Adhäsion und Haftung in glasfaserverstärkten Thermoplasten. Dresden, Technische Universität Dresden, Fakultät Maschinenwesen, Diss., 2000
- [45] Schlarb, A. K.; Flöck, M.; Rosso, P.: Steel Fiber Reinforced Polypropylene. Part 1: On the Influence of Maleic Anhydride on the Fiber/Matrix-Adhesion. Journal of Plastics Technology, Vol. 6, Heft 2 (2006)

- [46] Schüller, T.: Entwurf und Optimierung neuer Versuchsanordnungen zur Charakterisierung der Haftung an Grenzflächen, Aufl., Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Diss., 2004
- [47] Emrich, S.: Untersuchungen zum Einfluss von Oberflächenchemie und -morphologie auf die Langzeitbeständigkeit geklebter Aluminiumverbunde. Kaiserslautern, Technische Universität Kaiserslautern, Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Arbeitsgruppe Werkstoff- und Oberflächentechnik, Diss., 2003
- [48] Fremgen, C.; Mkrtchyan, L.; Huber, U. et al.: Modeling and Testing of Energy Absorbing Lightweight Materials and Structures for Automotive Applications. Science and Technology of Advanced Materials, Vol. 8, Heft 6 (2005), S. 883-888
- [49] Bathe, K.: Finite-Elemente-Methoden, 2. Aufl., Berlin: Springer-Verlag, 2001.
- [50] Betten, J.: Kontinuumsmechanik: Elastisches und inelastisches Verhalten isotroper und anisotroper Stoffe, 2. Aufl., Berlin: Springer-Verlag, 2001
- [51] Szabo, I.: Höhere Technische Mechanik, 6. Aufl., Berlin: Springer-Verlag, 2001
- [52] Hooputra, H.; Gese, H.; Dell, H. et al.: A Comprehensive Failure Model for Crashworthiness Simulation of Aluminium Extrusions. International Journal of Crashworthiness, Vol. 5, Heft 9 (2004), S. 449-464
- [53] Wang, W. (Hrsg.): The Implementation of VUMAT for Drucker-Prager/Cap Model,
<http://www.pages.drexel.edu/~ww46/pictures/files/ImplementationofVUMAT.pdf> (11.02.2010)
- [54] Wang, W.: Towards an Improved Understanding of Strength and Anisotropy of Cold Compacted Powder. Philadelphia, Drexel University, Zavaliangos, Dr. Antonios, Diss., 2007
- [55] N.N., (2008). ABAQUS 6.8 - User Subroutines Reference Manual. s.l., SIMULIA / Dassault Systems S.A..
- [56] Wehnes, H.: FORTRAN 77 - Strukturierte Programmierung mit FORTRAN 77, 5. Aufl., München: Hanser-Verlag, 1989

- [57] Karkkainen, R. L.; Sankar, B. V.; Tzeng, J. T.: Strength prediction of multi-layer plain weave textile composites using the direct micromechanics method. *Composites: Part B*, Vol. Heft 38 (2007), S. 924-932
- [58] Scida, D.; Aboura, Z.; Benzeggagh, M. L. et al.: A micromechanics model for 3D elasticity and failure of woven-fibre composite materials. *Composites Science and Technology*, Vol. Heft 59 (1999), S. 505-517
- [59] Haupt, P.: Materialtheorie am Beispiel eines Elastomerwerkstoffs. 4. LS-DYNA Anwenderforum, Bamberg, 21. Oktober 2005
- [60] Rieger, A.: Zur Parameteridentifikation komplexer Materialmodelle auf der Basis realer und virtueller Testdaten. Stuttgart, Universität Stuttgart, Fakultät Bau- und Umweltingenieurwissenschaften, Diss., 2005
- [61] Schemme, M.: Werkstoffliche Grundlagen langfaserverstärkter Thermoplaste. European Alliance for Thermoplastic Composites - Automotive Seminar, Wolfsburg, 1.-2. Juli 2003
- [62] Jüttner, G.: Fließinduzierte Orientierungen in spritzgegossenen LCP-Teilen. Chemnitz, Technische Universität Chemnitz, Fakultät für Maschinenbau und Verfahrenstechnik, Diss., 2003
- [63] Hiller, J.; Kasperl, S.: Analyse von Einflussgrößen beim dimensionellen Messen mittels Röntgencomputertomographie. Deutsche Gesellschaft für Zerstörungsfreie Prüfung- Jahrestagung 2007, Fürth, 14.-16. Mai 2007
- [64] Novak, I.; Borsig, E.; Hrkova, L. et al.: Study of surface and adhesive properties of polypropylene grafted by maleic anhydride. *Polymer Engineering and Science*, Vol. 8, Heft 47 (August 2007), S. 1207-1212
- [65] Novak, J.; Pearce, C. J.; Grassl, P. et al.: Analysis of micropond test using nonlinear fracture mechanics. 17th International Conference on Composite Materials, Edinburgh, 2009
- [66] Zurbitu, J.; Agirregomezkorta, A.; Sarrionandia, M. et al.: Setting up of Pull-Out Test At Impact Strain Rates for SMA Wire/pCBT Adaptive Composite. 17th International Conference on Composite Materials, Edinburgh, 2009
- [67] Gesellschaft für Kunststofftechnik - Apparatebau mbH (Hrsg.): Mechanische Kunststoffbearbeitung, www.msb-Kunststofftechnik.de (20.01.2010)

- [68] Guezenoc, H.; Segui, Y.; Thery, S. et al.: Adhesion characteristics of plasma-treated polypropylene to mild steel. *Journal of adhesion science and technology*, Vol. 9, Heft 7 (1993), S. 953-965
- [69] Norm DIN EN 26922 (ISO 6922): 1993. Klebstoffe - Bestimmung der Zugfestigkeit von Stumpfklebungen
- [70] Matting, A.: Matting, A. (Hrsg.): *Metallkleben - Grundlagen Technologie Prüfung Verhalten Berechnung Anwendung*, Aufl., Berlin: Springer-Verlag, 1969
- [71] Habenicht, G.: Habenicht, G. (Hrsg.): *Kleben - Grundlagen, Technologien, Anwendungen*, 6. Aufl., Heidelberg: Springer-Verlag, 2009
- [72] Norm DIN EN ISO 10365: 1995. Klebstoffe - Bezeichnung der wichtigsten Bruchbilder
- [73] Norm DIN EN ISO 527-4: 1997. Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften
- [74] Norm DIN EN ISO 527-1: 1996. Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften
- [75] Böhme, W.; Luke, M.; Blauel, J. G. et al. (2007). *FAT - Richtlinie Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation*. Fraunhofer-Institut Werkstoffmechanik, Fraunhofer-Institut Kurzzeitdynamik (EMI), Frankfurt: Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V. (FAT).
- [76] Krivachy, R.: *Charakterisierung und Modellierung kurzfaserverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen*, Freiburg: Fraunhofer Institut für Kurzzeitdynamik, Ernst-Mach-Institut, 2007
- [77] Schoßig, M.; Bierögel, C.; Grellmann, W. et al.: Einfluss der Dehnrates auf das mechanische Verhalten von glasfaserverstärkten Polyolefinen. *Werkstoffprüfung*, Bad Neuenahr, 07.-08. Dezember 2006
- [78] Grellmann, W.; Seidler, S.: Seidler, W. G. (Hrsg.): *Kunststoffprüfung*, Aufl., München: Carl Hanser-Verlag, 2005
- [79] Norm DIN EN 10002-1: 2001. Metallische Werkstoffe - Zugversuch
- [80] Norm E DIN EN 20218-1: 2008. Entwurf - Prüfung von Stahldraht

- [81] Steichen, J. M. (1971). *High Strain Rate Mechanical Properties of Type 304 Stainless Steel and Nickel 200 (RM-14)*. s.l.: Hanford engineering development laboratory, united states atomic energy commission.
- [82] Emde, T.: Mechanisches Verhalten metallischer Werkstoffe über weite Bereiche der Dehnung, der Dehnrates und der Temperatur. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Fakultät für Maschinenwesen, Lehr- und Forschungsgebiet Werkstoffkunde, Diss., 2008
- [83] ASTM D 4255/D 4255M - 01: 2002. Standard Test Method for In-Plane Shear Properties of Polymer Matrix Composite Materials by the Rail Shear Method
- [84] Hess, H.: IVW-GmbH, (Hrsg.): Experimentelle Charakterisierung und kontinuumsmechanische Simulation des Versagensverhaltens strukturell vernähter Faser-Kunststoff-Verbunde, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Diss., 2009
- [85] Norm DIN EN ISO 6603-1: 2000. Kunststoffe - Bestimmung des Durchstoßverhaltens von festen Kunststoffen
- [86] Norm DIN EN ISO 6603-2: 2002. Kunststoffe - Bestimmung des Durchstoßverhaltens von festen Kunststoffen
- [87] Chou, C. J.; Vijayan, K.; Kirby, D. et al.: Ductile-to-brittle transition of rubber-modified polypropylene - Part 1 Irreversible deformation mechanisms. *Journal of Materials Science*, Vol. 7, Heft 23 (1988), S. 2521-2532
- [88] Karger-Kocsis, J.: *Polypropylene Structure, blends and composites - Volume 3 Composites*, London: Chapman & Hall, 1995
- [89] Gollwitzer, U.; Mark, P.: Ein parametrisiertes Finite-Elemente Modell für Simulationen an Stahlbetonbalken mit zweiachsigen Biege- und Querkraftbeanspruchungen. ABAQUS Benutzerkonferenz, Königswinter, 2004
- [90] Heimbs, S.: Sandwichstrukturen mit Wabenkern: Experimentelle und numerische Analyse des Schädigungsverhaltens unter statischer und kurzzeitdynamischer Belastung, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Diss., 2008
- [91] Ernst, G.; Vogler, C.; Hühne, C. et al.: Virtuelle Versuche zur Bestimmung von Steifigkeiten und Festigkeiten textiler Faserkunststoffverbunde. *NAFEMS Zeitschrift für numerische Simulationsmethoden und angrenzende Gebiete*, Vol. Heft 9 (2008), S. 53-58

- [92] Borth, O.; Eckardt, K.; Busch, M.: Werkstoffcharakteristik für die Auslegung von Bauteilen aus Langfaser-Thermoplasten. Problemseminar - Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen, Halle, 21. Mai 2003
- [93] Radtke, A.; Eyerer, P.; Henning, F.: Modellierung und Charakterisierung von LFT-D-Strukturen mit lokalen Verstärkungen. 6. Internationalen AVK-TV Tagung , Baden-Baden, 2003
- [94] Gladman, B. (2007). LS-DYNA Keyword User's Manual, Vol. II Material Models, Version 971. Worcester, Livermore Software Technology Corporation (LSTC).
- [95] ThyssenKrupp Materials International: Nichtrostender austenitischer Stahl TK 1.4301, www.edelstahl-service-center.de (01.03.2010)
- [96] Böge, A.; Böge, W.; Böge, G. et al.: Böge, A. (Hrsg.): Formeln und Tabellen Maschinenbau, 2. Aufl., Wiesbaden: Vieweg-Verlag, 2009
- [97] Bischof, C.: ND-Plasmatechnik im Umfeld der Haftungsproblematik bei. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Vol. 2, Heft 24 (1993), S. 33-41
- [98] Riehle, M.; Simmchen, E.: Grundlagen der Werkstofftechnik, 2. Aufl., Weinheim: Wiley-VCH, 2000
- [99] Kelly, A.; Rabathnov, Y. N. (Hrsg.): Handbook of composites - Volume 3 - Failure Mechanics of composites, Aufl., Amsterdam: 1985
- [100] Kollár, L. P.; Springer, G. S.: Mechanics of Composite Structures, Cambridge: Cambridge University Press, 2003
- [101] Puck, A.; Schürmann, H.: Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. Composite Science and Technology, Vol. 12, Heft 62 (2002), S. 1633-1662
- [102] Makris, A.; Ramault, C.; Van Hemelrijck, D. et al.: Damage evolution ob composite cruciform specimens under quasi-static biaxial loading. 17th International Conference on Composite Materials, Edinburgh, 27.-31. Juli 2009
- [103] Welsh, J. S.; Biskner, A. C.; Nelson, E. E.: Experimental and Numerical Failure Predictions of Biaxially-Loaded Unidirectional Carbon Composite Laminates. 17th International Conference on Composite Materials, Edinburgh, 27.-31. Juli 2009

- [104] Haufe, A.: Dreidimensionale Simulation bewehrter Flächentragwerke aus Beton mit der Plastizitätstheorie. Stuttgart, Universität Stuttgart, Institut für Baustatik, Diss., 2001
- [105] Wackerfuß, J.: Theoretische und numerische Beiträge zur Beschreibung von Lokalisierungsphänomenen in der Strukturmechanik. Darmstadt, Technische Universität Darmstadt, Bauingenieurwesen und Geodäsie, Diss., 2004
- [106] Oliver, J.: A consistent characteristic length for smeared cracking models. International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 2, Heft 28 (1989), S. 461-474
- [107] Becker, C.: Finite Elemente Methoden zur räumlichen Diskretisierung von Mehrfeldproblemen der Strukturmechanik unter Berücksichtigung diskreter Risse. Bochum, Ruhr-Universität Bochum, Institut für Konstruktiven Ingenieurbau, Diss., 2007
- [108] Norm DIN 66001: 1966. Informationsverarbeitung - Sinnbilder für Datenfluß- und Programmablaufpläne
- [109] Fritzsche, P.; Weder, M.; Müller, J. et al.: Werkstoffmodellierung für die Simulation der Rissbildung von GMT. NAFEMS Zeitschrift für numerische Simulationsmethoden und angrenzende Gebiete, Vol. Heft 6 (2007), S. 20-24
- [110] Seelig, T.; Arnulf, L.; Sanwald, S.: Modelling and crash simulation of long-fibre-reinforced thermoplastics. 7. LS-DYNA Anwenderforum, Bamberg, 2008
- [111] Kermouche, G.; Loubet, J. L.; Bergheau, J. M.: A new index to estimate the strain rate sensitivity of glassy polymers using conical/pyramidal indentation. Philosophical Magazine, Vol. 33-35, Heft 86 (2006), S. 5667-5677
- [112] Wirjadi, O.: 3D-Characterization and Modeling of Composite Materials. Composites Europe 2009 Composites Forum, Stuttgart, 2009
- [113] Koch, T.: Zur lokalen Verstärkung von Spritzgussbauteilen. 11. Nationales Symposium SAMPE Deutschland, Darmstadt, 3.-4. März 2005

Liste der Publikationen

1. Meichsner, A.; Voll, N.; Maier, M.: Innovative edelstahltextilverstärkte Verbundwerkstoffe - Herstellung, Charakterisierung und Simulation -. In: Handbuch zur 11. Internationalen AVK-Tagung, Essen, 22.-23. September, 2008. Essen: 2008, S. B3/1 ff., (Daten-CD, B3)
2. Voll, N.; Meichsner, A.; Maier, M.: Edelstahltextilverstärkte Verbundkunststoffe - Experiment und Simulation -. IVW-Kolloquium 2008, IVW-Schriftenreihe Band 80, Prof. Dr.-Ing. Alois K. Schlarb (Hrsg.), Kaiserslautern, 16.-17. September 2008. Kaiserslautern: 2008, S. 183-184
3. Meichsner, A.; Voll, N.; Maier, M.: Experimentelle und numerische Untersuchung des Deformations- und Bruchverhaltens von edelstahltextilverstärkten Kunststoffen und LFT-Werkstoffen. Zeitschrift Kunststofftechnik, Journal of Plastics Technology, Vol. 5, Nr. 1 (2009), S. 48 ff.
4. Voll, N.; Meichsner, A.; Maier, M.: Metal Mesh Reinforced Long Glass Fiber Thermoplastics (M-LFRT) - Comparison of Experiment and Simulation -. 17th International Conference on Composite Materials 2009, Edinburgh, 27.-31. Juli, 2009, (Daten-CD, ID5.1)

Liste der betreuten Diplom- und Studienarbeiten

1. Pfaff, Florian: Mechanische Charakterisierung von metalltextilverstärkten Kunststoffen mit variierten Materialparametern. Studienarbeit, 2008
2. Stoycheva-Dimitrova, Anita: Statische und Dynamische Charakterisierung von metalltextilverstärkten Kunststoffen. Diplomarbeit, 2008
3. Eichner, Alexander: Numerische Untersuchung von edelstahltextilverstärkten Kunststoffen. Studienarbeit, 2009
4. Evdokimow, Julia: Druckfestigkeit von Thermoplasten. Studienarbeit, 2009
5. Scherr, Andreas: Experimentelle Untersuchung des Versagensverhaltens von edelstahltextilverstärktem LFT. Diplomarbeit, 2010
6. Kramer, Hendrik: Modellierung und numerische Simulation von edelstahltextilverstärkten Kunststoffen. Studienarbeit, 2010
7. Helfrich, Bernhard: Finite-Elemente-Simulation und Parametervariation von edelstahltextilverstärkten Kunststoffen. Studienarbeit, 2010

