

Einfluss lokaler Endlosfaser- verstärkungen auf das Eigenschaftsprofil struktureller Spritzgießbauteile

Timo Huber

Wissenschaftliche Schriftenreihe
des Fraunhofer ICT
Band 60

Fraunhofer-Institut
für Chemische Technologie ICT

Timo Huber

Einfluss lokaler Endlosfaserverstärkungen
auf das Eigenschaftsprofil struktureller
Spritzgießbauteile

Wissenschaftliche Schriftenreihe
des Fraunhofer ICT
Band 60

FRAUNHOFER VERLAG

Herausgeber:

Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie ICT
Joseph-von-Fraunhofer-Straße 7
76327 Pfinztal (Berghausen)
Telefon 0721 4640-0
Fax 0721 4640-111

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.
ISBN (Print): 978-3-8396-0743-5

D 90

Zugl.: Karlsruhe, Univ., Diss., 2014

Druck: Mediendienstleistungen des
Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB, Stuttgart

Für den Druck des Buches wurde chlor- und säurefreies Papier verwendet.

© Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie, Pfinztal 2014

FRAUNHOFER VERLAG

Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB
Postfach 80 04 69, 70504 Stuttgart
Nobelstraße 12, 70569 Stuttgart
Telefon 07 11 9 70-25 00
Telefax 07 11 9 70-25 08
E-Mail verlag@fraunhofer.de
URL <http://verlag.fraunhofer.de>

Alle Rechte vorbehalten

Dieses Werk ist einschließlich aller seiner Teile urheberrechtlich geschützt. Jede Verwertung, die über die engen Grenzen des Urheberrechtsgesetzes hinausgeht, ist ohne schriftliche Zustimmung des Verlages unzulässig und strafbar. Dies gilt insbesondere für Vervielfältigungen, Übersetzungen, Mikroverfilmungen sowie die Speicherung in elektronischen Systemen. Die Wiedergabe von Warenbezeichnungen und Handelsnamen in diesem Buch berechtigt nicht zu der Annahme, dass solche Bezeichnungen im Sinne der Warenzeichen- und Markenschutz-Gesetzgebung als frei zu betrachten wären und deshalb von jedermann benutzt werden dürften. Soweit in diesem Werk direkt oder indirekt auf Gesetze, Vorschriften oder Richtlinien (z.B. DIN, VDI) Bezug genommen oder aus ihnen zitiert worden ist, kann der Verlag keine Gewähr für Richtigkeit, Vollständigkeit oder Aktualität übernehmen.

Einfluss lokaler Endlosfaserverstärkungen auf das Eigenschaftsprofil struktureller Spritzgießbauteile

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor der Ingenieurwissenschaften

an der Fakultät Maschinenbau des

Karlsruher Instituts für Technologie

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Timo Huber

aus Nagold

Hauptberichter:

Prof. Dr.-Ing. Peter Elsner

Mitberichter:

Prof. Dr.-Ing. Georg Steinbichler

Prof. Dr.-Ing. Frank Henning

Tag der Abgabe:

21. Februar 2014

Tag der mündlichen Prüfung:

23. April 2014

Gewidmet meinen Eltern

Gabriele und Oskar Huber

„Eine wirklich gute Idee erkennt man daran, dass Ihre Verwirklichung von vornherein ausgeschlossen erscheint.“

Albert Einstein

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie (ICT) in Pfinztal.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Elsner für das mir stets entgegengebrachte Vertrauen, die vielen Anregungen sowie die Förderung meiner Arbeit.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Georg Steinbichler danke ich für die Übernahme des Mitberichts, das Interesse an dieser Arbeit sowie für die angenehme Unterstützung.

Mein herzlicher Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Henning für die Übernahme des Mitberichts, für die fachliche Begleitung sowie die großzügig gewährten Freiräume, welche maßgeblich zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben.

Meinen Kollegen und Freunden der Gruppe Thermoplastverarbeitung gilt mein herzlicher Dank für die wissenschaftlich produktive und hervorragende Arbeitsatmosphäre. Besonders bedanke ich mich bei Alexander Roch, Volker Heinzle und Christian Anselment für die vielen wertvollen Diskussionen und Anregungen sowie die freundschaftliche Zusammenarbeit.

Bei Herrn Dr.-Ing. Jan Diemert bedanke ich mich besonders für die fachliche und kollegiale Unterstützung und die mir zur Verfügung gestellten Freiräume und Möglichkeiten.

Große Anerkennung verdienen das Engagement und die erbrachten Leistungen derjenigen Studenten, die mit ihren Studien-, Diplom-, Bachelor- und Masterarbeiten oder als studentische Hilfskraft einen wertvollen Beitrag zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben: Jakob Patz, Christian Wolf, Konstantin Horstmann, Anton Czaja, Jan Siebert, Tim Mayer.

Frau Hanna Paul und Herrn Sascha Fliegener vom Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik (IWM) in Freiburg danke ich für die wissenschaftliche Unterstützung bei der Prüfung und Auswertung der zahlreichen Versuchsreihen.

Gedankt sei weiterhin der Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung angewandter Forschung e. V., dem Bundesministerium für Bildung und Forschung sowie der Europäischen Union zur finanziellen Förderung der Arbeit.

Kurzfassung

Thermoplastische Faserverbunde finden durch ihr breites Eigenschaftsniveau von Standardpolymeren bis hin zu Hochleistungspolymeren, in Kombination mit hochtechnologischen und automatisierten Herstellungsverfahren wie dem Spritzgießen, für unterschiedlichste Anwendungsgebiete Verwendung. Durch das Einbringen diskontinuierlicher Faserverstärkungen (Kurz- oder Langfasern) in eine polymere Matrix, mit einem Faseranteil von bis zu 60 Gew.-%, können die Materialeigenschaften in Bezug auf Steifigkeit und Festigkeit deutlich gesteigert werden. Durch den Einsatz langfaserverstärkter Thermoplaste (LFT) wird zudem die Schlagzähigkeit nochmals signifikant verbessert, wodurch sich diese Materialklasse vor allem in semi-strukturellen Anwendungen im Automobilbereich seit Jahren etablieren konnte.

Durch den Einsatz unidirektionaler Endlosfaserverstärkungen und den damit erzielbaren Eigenschaften eröffnen sich für thermoplastische Faserverbunde weitere Einsatzgebiete hinsichtlich struktureller Anwendungen.

Der Inhalt dieser Arbeit liefert ein grundlegendes Werkstoffverständnis dieser Materialien und beschreibt die erzielbaren Eigenschaften sowie das daraus resultierende Leichtbaupotenzial von Bauteilen mit lokal eingebrachten Endlosfaserverstärkungen. Neben den werkstofflichen Einflussgrößen werden prozessbedingte Wechselwirkungen analysiert und bewertet.

Im ersten Teil der vorliegenden Arbeit wird das Eigenschaftsbild unidirektional verstärkter Bauteile in Abhängigkeit unterschiedlicher Werkstoffparameter und in Bezug auf die vorherrschende stoffliche Krafteinleitung und -übertragung beschrieben. Zur Charakterisierung der Materialsysteme wurden generische Prüfkörper statisch und dynamisch unter verschiedenen Prüfbedingungen untersucht.

Der zweite Teil der Arbeit befasst sich mit der Charakterisierung gewickelter Verstärkungsstrukturen in Bezug auf die werkstofflichen Eigenschaften in Abhängigkeit prozessbedingter Einflussgrößen bei überwiegend formschlüssiger Krafteinleitung in die Faserstruktur. Dazu wurden relevante Prozessparameter bestimmt und Verstärkungsstrukturen anhand des erreichbaren Eigenschaftsniveaus sowie des Versagensmechanismus analysiert.

Der dritte Teil der Arbeit zeigt die verfahrenstechnische Entwicklung einer automatisierten Herstellung struktureller Bauteile mit lokal eingebrachten, gewickelten Verstärkungsstrukturen

sowie die Übertragung der Grundlagenergebnisse auf komplexe Strukturen anhand eines Technologiedemonstrators.

Die erzielten Ergebnisse im Rahmen dieser Arbeit führen zu einem besseren Verständnis des Einflusses lokaler Endlofaserverstärkungen auf das Eigenschaftsprofil thermoplastischer Strukturbauteile. Somit liefert diese Arbeit einen Beitrag zu den erforderlichen, prozessbedingten sowie werkstofflichen Kenntnissen für den Einsatz endlofaserverstärkter Thermoplaste als großserientauglicher Konstruktionswerkstoff für zukünftige Leichtbauanwendungen.

Abstract

Thermoplastic fiber composites are suitable for a wide range of application areas due to their broad property profile, which ranges from standard to high-performance polymers combined with highly technological and automated production processes such as injection molding. By incorporating discontinuous fiber reinforcements into the polymer resin, with a fiber content of up to 60 wt%, the material properties can be improved significantly in terms of stiffness and strength. The application of long-fiber-reinforced thermoplastics (LFTs) furthermore leads to a significantly higher impact resistance, and over the past few years this has allowed the increased application of this material in semi-structural automotive applications.

The use of unidirectional continuous-fiber reinforcements, and the resulting properties, has opened up further, structural application fields for thermoplastic fiber composites.

This dissertation provides basic material knowledge and describes the achievable properties and lightweight potential of components with local continuous-fiber reinforcements. Beside the influencing variables of the material, process-dependent interactions are analyzed and assessed.

In the first part of this dissertation the property profiles of unidirectionally-reinforced components are described as a function of various material parameters, and in relation to the predominant material load introduction and transmission. In order to characterize the material systems, generic samples were investigated under static and dynamic loading and under various testing conditions.

The second part of this dissertation is focusing on the characterization of wound reinforcement structures in terms of material properties, as a function of process-dependent influencing variables in predominantly form closure load introduction into the fiber structure. The relevant processing parameters were measured and the reinforcement structures analyzed with regard to achievable property profiles and failure mechanisms.

The third part of this dissertation describes the technological development of an automated production process for structural components with locally-incorporated, wound reinforcement structures, and the transfer of basic results into complex structures using a technology demonstrator.

The results achieved in this dissertation lead to a better understanding of the influence of local continuous-fiber reinforcements on the property profile of thermoplastic structural components.

This dissertation therefore contributes to the processing and material knowledge required for the use of continuous-fiber-reinforced thermoplastics as a construction material suitable for mass production in future lightweight applications.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	I
Abstract	III
Inhaltsverzeichnis	V
Abkürzungsverzeichnis	IX
Formelzeichen und Indizes.....	XII
1 Einleitung	1
2 Zielsetzung der Arbeit.....	3
3 Thermoplastische Faserverbundkunststoffe	4
3.1 Anwendungsgebiete und Marktübersicht.....	4
3.2 Verarbeitungsverfahren langfaserverstärkter Thermoplaste (LFT).....	5
3.2.1 Halbzeugbasierte Fertigungsverfahren.....	6
3.2.2 Direktverfahren	8
3.3 Verarbeitung faserverstärkter Thermoplaste im Spritzgießprozess.....	9
3.3.1 Kurzfaserspritzgießen.....	9
3.3.2 Langfaserspritzgießen	10
3.3.2.1 Halbzeugbasierte Verarbeitung von LFT	10
3.3.2.2 Direktverfahren	12
3.4 Faserverstärkte Thermoplaste mit gerichteten Endlosfasern	13
3.4.1 Endlosfaserverstärkte Halbzeuge	14
3.4.2 Verarbeitungsverfahren endlosfaserverstärkter Strukturen	15
3.4.2.1 LFT mit Endlosfaserverstärkung.....	16
3.4.2.2 Automatisiertes Thermoplast-Tapelegen	17
3.4.2.3 Wickelverfahren	18
4 Grundlagen der Verbundeigenschaften	20
4.1 Thermoplastmatrix.....	20
4.1.1 Kristallisation und Morphologie teilkristalliner Thermoplaste.....	20
4.1.2 Thermische und mechanische Eigenschaften teilkristalliner Thermoplaste	22
4.1.2.1 Thermomechanische Eigenschaften und Einflussfaktoren.....	24

4.1.2.2	Schwindungs- und Verzugsverhalten	26
4.1.2.3	Anisotropie der Materialeigenschaften spritzgegossener Bauteile.....	29
4.2	Imprägnierte Verstärkungsstruktur	31
4.3	Verbund von Verstärkungsfaser und Matrix.....	31
4.3.1	Morphologie der Grenzschicht faserverstärkter Thermoplaste.....	32
4.3.2	Verbundmechanismen zwischen Faser und Polymermatrix.....	32
4.3.3	Ausbildung der Verbundfestigkeit und Kraftübertragungsmechanismen.....	34
4.3.4	Verstärkungskriterien und mikromechanische Materialmodelle.....	36
4.4	Formschlüssige Krafteinleitung in Schlaufenstrukturen	40
5	Versuchsdurchführung und -auswertung.....	46
5.1	Systematik der Versuchsdurchführung.....	46
5.2	Anlagentechnik und Werkzeug	46
5.3	Versuchswerkstoffe.....	47
5.3.1	Matrixwerkstoffe.....	47
5.3.2	Verstärkungswerkstoffe	48
5.4	Herstellung unidirektionaler Endlosfaserstrukturen	49
5.4.1	Einfluss der Parameter beim Pultrusionsprozess	51
5.4.2	Bestimmung der mechanischen Eigenschaften	54
5.4.3	Untersuchung der Imprägnier- und Konsolidierungsgüte	55
5.4.4	Bestimmung des Fasergehaltes in der Verstärkungsstruktur	55
5.5	Herstellung gewickelter Faserstrukturen	56
5.5.1	Wickelvorgang imprägnierter UD-Stränge	56
5.5.2	Versuchsparameter beim Wickelprozess	58
5.6	Herstellung von Zugprüfkörpern mit Endlosfaserverstärkung	58
5.6.1	Generische Prüfkörpergeometrien	59
5.6.2	Versuchsaufbau und Prozessparameter	61
5.6.3	Untersuchung zum Einfluss der Vorspannung und Vorerwärmung von Einlegern.....	62
5.7	Quasi-statischer Zugversuch	63
5.7.1	Versuchsplanung.....	63
5.7.2	Versuchsaufbau	64

5.7.3	Versuchsdurchführung	66
5.7.4	Kennwertermittlung	66
5.8	Zyklischer Zugversuch	67
5.9	Dynamisch-mechanische Analyse DMA	67
5.9.1	Versuchsablauf und -parameter bei der DMA	69
5.9.2	Einfluss der thermischen Ausdehnung der Prüfkörper bei der DMA	70
5.10	Quasi-statische Zugprüfung gewickelter Faserverbundschlaufen	71
6	Untersuchungsergebnisse und Diskussion	73
6.1	Eigenschaften der Endlosfaserstrukturen	73
6.1.1	Faserimprägnierung und –konsolidierung	73
6.1.2	Zugeigenschaften imprägnierter Faserstränge.....	74
6.2	Quasi-statische Zugprüfung.....	74
6.2.1	Ergebnisse der Grundversuche bei Raumtemperatur	75
6.2.2	Ergebnisse mit erhöhter Belastungsgeschwindigkeit	82
6.2.3	Ergebnisse der Zugprüfung bei -40 °C und +80 °C	86
6.3	Zyklischer Zugversuch	92
6.3.1	Ergebnisse der Ermüdungsprüfung in Bezug auf die Kraftamplitude	93
6.3.2	Ergebnisse der Ermüdungsprüfung in Bezug auf das Verhältnis Oberlast zu <i>F_{max}</i>	94
6.3.3	Diskussion der Ermüdungsprüfung	94
6.4	Dynamisch-mechanische Analyse	96
6.4.1	Einfluss des Materialsystems auf den Speichermodul	96
6.4.2	Einfluss des Materialsystems auf den Verlustmodul.....	98
6.4.3	Einfluss des Materialsystems auf den Verlustfaktor	100
6.4.4	Diskussion der Ergebnisse der DMA.....	101
6.4.4.1	Vergleich PP/KGF und PP/LGF	102
6.4.4.2	Wirkung der unidirektionalen Verstärkung	102
6.4.4.3	Vergleich der unidirektionalen und diskontinuierlichen Verstärkung.....	103
6.4.4.4	Einfluss einer geschäumten Matrix.....	103
6.5	Quasi-statische Zugprüfung gewickelter Schlaufen	105
6.5.1	Versagensarten	105

6.5.2	Einfluss der Überlappungslänge.....	106
6.5.3	Einfluss und Wirkung von Augenwicklungen.....	108
6.5.4	Einfluss des Hülsendurchmessers.....	111
6.5.5	Einfluss des Umlenk winkels.....	113
6.5.6	Einfluss des Umspritzens.....	115
6.5.7	Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit dem theoretischen Modellansatz.....	119
7	Übertragung der Ergebnisse auf komplexe Strukturen.....	122
7.1	Bauteilentwicklung und Werkzeugbeschreibung „Pegasus-Demonstrator“.....	122
7.2	Prozessentwicklung.....	123
7.2.1	Herstellung der gewickelten Verstärkungsstruktur.....	123
7.2.2	Integration der Verstärkungsstruktur in der Werkzeugkavität.....	124
7.3	Bauteilversuche und Ergebnisse.....	124
8	Zusammenfassung.....	128
9	Ausblick.....	131
	Abbildungsverzeichnis.....	133
	Tabellenverzeichnis.....	138
	Literaturverzeichnis.....	140
	Anhang.....	156
	Lebenslauf.....	164

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Erklärung
AVK	Industrievereinigung verstärkte Kunststoffe e.V.
BMBF	Bundesministerium für Bildung und Forschung
CAD	Computer-Aided-Design
CO ₂	Kohlenstoffdioxid
DBP	Doppelbandpresse
DMA	Dynamisch-mechanische Analyse
E-Modul	Elastizitätsmodul
E-LFT	Verfahren zur Verarbeitung von lang- und endlosfaserverstärkten Thermoplasten der Firmen Eoro AG und Weber Fibertech
FEM	Finite-Elemente-Methode
FVK	Faserverbundkunststoff
FVV	Faserverbundwerkstoff
g	Gramm
GF	Glasfaser
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
GMT	Glasmattenverstärkter Thermoplast
Gew.-%	Gewichtsprozent
HEB	Haupterweichungsbereich
ICT	Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie, Pfinztal
IR	Infrarot
K	Kelvin

LFT	Langfaserverstärkte Thermoplaste
LFT-D	Langfaserverstärkte Thermoplaste im Direktverfahren
LFT-D-ILC	Langfaserverstärkte Thermoplaste im Direktverfahren mit In-Line Compoundierung
LFT-G	Langfaserverstärkte Thermoplaste in Granulatform (auch Stäbchengranulat)
MAH	Maleinsäureanhydrid
MFI	Melt-Flow-Index
Mio.	Millionen
MPa	Megapascal (1 MPa = 1 N/mm ²)
NEB	Nebenerweichungsbereich
PA	Polyamid
PA6	Polyamid-6
PA66	Polyamid-6.6
PBT	Polybutylenterephthalat
PC	Polycarbonat
PE	Polyethylen
PEEK	Polyetheretherketon
PET	Polyethylenterephthalat
PP	Polypropylen
PP-C	Polypropylen Copolymer
PP/GFx	Polypropylen mit x Gew.-% Glasfaserverstärkung
PP-H	Polypropylen Homopolymer
PPO	Polyphenylenoxid

PPS	Polyphenylensulfid
RT	Raumtemperatur
SD	Standardabweichung (engl. standard deviation)
tex	Fasergewicht in g/1000 m
TGA	Thermogravimetrische Analyse
TPE	Thermoplastische Elastomere
TPU	Thermoplastische Polyurethane
UD	Unidirektional
UV	Ultraviolett
WZ	Werkzeug
x, y, z	Raumkoordinaten
ZSE	Zweischneckenextruder

Formelzeichen und Indizes

Index	Erklärung	Einheit
α	Kristallmodifikation	-
β	Kristallmodifikation	-
c_o	Faserorientierungskoeffizient	-
c	Index für Verbundwerkstoff	-
γ	Kristallmodifikation	-
d	Faserdurchmesser	mm
Δl	Längenänderung	m, cm, mm
ΔT	Temperaturänderung	K
Δt	Zeitdifferenz	s
E_c	E-Modul des Verbundwerkstoffs	N/mm ²
E_f	E-Modul der Faser	N/mm ²
E_m	E-Modul der Matrix	N/mm ²
E_s	Sekantenmodul	N/mm ²
ε_B	Bruchdehnung	%
f	Index für Faser	-
F	Kraft	N
g	Erdbeschleunigung	m/s ²
H	Enthalpie	J
l, j	Variablen	-
L_o	Ausgangslänge	m, cm, mm
L_f	Länge am Formteil	m, cm, mm

L_w	Länge im Werkzeug	m, cm, mm
l	Länge	m, cm, mm
l_0	Ausgangslänge	mm
l_{krit}	Kritische Faserlänge	mm
l_t	Lastübertragungslänge	mm
m	Index für Matrix	-
m	Masse	kg, g
m_c	Masseanteil der kristallinen Bereiche	kg, g
m_{ges}	Gesamtmasse (amorph + kristallin)	kg, g
p, v, T, ρ	Druck, spezifisches Volumen, Temperatur	-
P	Druck	MPa
Q	Wärmemenge	
ρ	Dichte	kg/m ³ , g/cm ³
S	Schwindung, Entropie	
S_{rel}	Relative Schwindung	
S_l	Schwindung in Längsrichtung	
S_q	Schwindung in Querrichtung	
σ	Festigkeit	N/mm ²
$\bar{\sigma}$	Mittlere Festigkeit	N/mm ²
σ_B	Zugfestigkeit	N/mm ²
$\sigma_{f,max}$	Maximale Faserfestigkeit	N/mm ²
ϑ, T	Temperatur	K, °C
T_c	Kristallisationstemperatur	°C

T_g	Glasübergangstemperatur	°C
T_m	Schmelztemperatur	°C
τ_i	Grenzflächenscherfestigkeit	N/mm ²
V	Volumen	m ³ , cm ³ , mm ³
V_c	Volumenanteil der kristallinen Bereiche	m ³ , cm ³ , mm ³
V_{ges}	Gesamtvolumen (amorph + kristallin)	m ³ , cm ³ , mm ³
v	Volumenanteil	%
$v_{f,krit}$	Kritischer Faservolumenanteil	%
χ	Kristallinitätsgrad	

1 Einleitung

Der wachsende Energiebedarf der Menschheit durch die stetige Entwicklung der Industriegesellschaft seit Mitte des 19. Jahrhunderts, führte zu einer verstärkten Nutzung fossiler Energieträger wie Kohle, Erdgas und Erdöl. Damit einhergehend nehmen die globalen Emissionen klimawirksamer Gase kontinuierlich zu und führen zu einer steigenden Konzentration der Treibhausgase, wie dem CO₂, in der Atmosphäre. Um dieser Entwicklung entgegenzuwirken, wird seit Jahren weltweit an verschiedenen Abkommen und gesetzlichen Regularien gearbeitet. In Deutschland beispielsweise führte dies durch unterschiedliche Anstrengungen zu einem kontinuierlich rückläufigen Ausstoß von Treibhausgasen in den Jahren 1990 bis 2011 [168]. In Bezug auf die Automobilbranche wurde in Europa gesetzlich festgelegt, dass ab 2015 ein Flottengrenzwert von 120 g CO₂/km und bis 2020 ein Flottengrenzwert von 95 g CO₂/km für alle Neufahrzeuge erreicht werden muss [167]. Neben einer Steigerung des Wirkungsgrades bei der Nutzung fossiler Energieträger steht dabei vor allem die Reduzierung der Fahrzeugmasse im Vordergrund, welche direkt in drei der vier vom Antriebsstrang unabhängigen Fahrwiderstände einfließt. Lediglich der Luftwiderstand eines Fahrzeuges ist unabhängig von der Fahrzeugmasse (s. Gleichung 1).

$$F_W = F_L + F_R + F_S + F_B$$

$$F_W = \frac{\rho_{Luft}}{2} * c_w * A * v^2 + m * g * f * \cos \alpha + m * g * \sin \alpha + k_m * m * a$$

F_W : Fahrwiderstand

ρ_{Luft} : Luftdichte

m : Gesamtfahrzeugmasse

F_L : Luftwiderstand

c_w : Luftwiderstandsbeiwert

g : Erdbeschleunigung

F_R : Rollwiderstand

A : Projizierte Stirnfläche

f : Rollwiderstandskoeffizient

F_S : Steigungswiderstand

v : Fahrgeschwindigkeit

α : Steigungswinkel

F_B : Beschleunigungswiderstand

k_m : Massenfaktor

a : Beschleunigung

Gleichung 1: Komponenten des Fahrwiderstandes eines Fahrzeuges [165, 166]

Durch eine Einsparung von 100 kg an Gewicht können nach Studien des IFEU Instituts Heidelberg auf 100 km durchschnittlich circa 0,35 Liter an Kraftstoff (circa 3,1 kWh) oder entsprechend circa 1 kg an CO₂ unter Berücksichtigung der gesamten Treibstofflieferkette eingespart werden. Darüber hinaus eröffnet die primäre Gewichtsreduzierung die Möglichkeit, weiteres Potenzial zur Reduzierung des Fahrzeuggewichtes durch sekundäre Maßnahmen auszuschöpfen. Durch die Anpassung des Antriebsstranges, der Bremsen, des Tanksystems etc.

in ihren Dimensionen und Leistungen bei gleichbleibender Sicherheit, Fahrdynamik und Zuladung des Fahrzeuges, kann hierdurch zusätzlich bis zu 30 % Gewicht eingespart werden [169]. Für die Elektromobilität von Fahrzeugen führt die Gewichtsreduzierung zu einer deutlichen Erhöhung der Reichweite.

Der strukturelle Leichtbau von Fahrzeugkomponenten ist somit ein wesentlicher Stellhebel für aktuelle Produktentwicklungen sowie zukünftige Fahrzeugkonzepte zur Reduzierung des Gesamtgewichts und somit der Emission von Treibhausgasen. Neben hochfesten Stählen, Aluminium und Magnesium kommen hierbei zunehmend Faserverbundkunststoffe (FVK) zum Einsatz. Vor allem die FVK besitzen aufgrund ihrer hervorragenden gewichtsspezifischen Materialeigenschaften sowie der großen Flexibilität bei der Verarbeitung und Bauteilgestaltung ein hohes Leichtbaupotenzial. In Verbindung mit wirtschaftlichen und großserientauglichen Herstellungsverfahren von FVK auf Basis thermoplastischer Matrices werden diese Werkstoffe zukünftig zahlreiche weitere Anwendungsgebiete im Automobilbau erschließen. Langfaserverstärkte Thermoplaste werden bereits seit vielen Jahren erfolgreich in semi-strukturellen Anwendungen eingesetzt und unterstreichen die Großserientauglichkeit dieser Werkstoffe. Die Erforschung des materialspezifischen Werkstoffverhaltens unidirektional und gezielt lokal eingebrachter Endlosfaserverstärkungen sowie die Weiterentwicklung der Verarbeitungstechnologien sind dabei von übergeordnetem Interesse. Die hierbei zu erarbeitenden Kennwerte bilden die Grundlage zur Erstellung geeigneter Materialmodelle sowie zur simulativen Abbildung der Bauteilauslegung, des Herstellungsprozesses und der Lebensdauerbetrachtung im Betrieb dieser Konstruktionswerkstoffe.

2 Zielsetzung der Arbeit

Im Fokus dieser Arbeit stehen faserverstärkte Thermoplaste in Verbindung mit gerichteten Endlosfaserstrukturen sowie deren Verarbeitung im automatisierten und großserientauglichen Spritzgießverfahren zu strukturellen und semi-strukturellen Bauteilen. Es werden die werkstofflichen Eigenschaften der polymeren Matrix sowie der lokalen Verstärkungsstruktur untersucht und die Abhängigkeit der Bauteileigenschaften von den herstellungsbedingten Prozessparametern analysiert. Hierbei werden generische Bauteilgeometrien mit gezielt eingebrachten, unidirektionalen Endlosfasern sowie gewickelte Verstärkungsstrukturen auf Basis einer thermoplastischen Polypropylenmatrix in Kombination mit Glasfasern betrachtet.

Zu Beginn der Arbeit sollen die materialspezifischen Einflussfaktoren der polymeren Matrix in Verbindung mit diskontinuierlichen bzw. endlosen Faserverstärkungen unter verschiedenen Randbedingungen und einer statischen sowie dynamischen Belastung untersucht werden. Zur Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften werden Bauteile mit gezielt eingebrachten, unidirektionalen Faserverstärkungen untersucht, und die Ergebnisse unverstärkten bzw. diskontinuierlich verstärkten Materialsystemen gegenübergestellt. Dabei sollen die unterschiedlichen Mechanismen der überwiegend stoffschlüssigen Krafteinleitung und -übertragung analysiert und bewertet werden.

Anschließend gilt es die verfahrenstechnischen Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften gewickelter Verstärkungsstrukturen zu ermitteln. Hierbei werden Prozessparameter hinsichtlich der überwiegend formschlüssigen Krafteinleitung und der daraus entstehenden unterschiedlichen Versagensmechanismen untersucht.

Abschließend soll die Übertragung der Ergebnisse aus den Grundlagenversuchen sowie die daraus resultierende Vorgehensweise zur Auslegung leichtbauoptimierter Strukturen auf komplexe Bauteilgeometrien anhand eines Technologiedemonstrators aufgezeigt werden. Die mechanischen Eigenschaften sind dabei hinsichtlich einer Bauteilprüfung unter anwendungsspezifischen Lastfällen zu evaluieren.

Mit den Ergebnissen dieser Arbeit werden somit materialspezifische Grundlagen sowie prozessbedingte Einflussfaktoren lokal und unidirektional verstärkter Strukturbauteile erarbeitet, die eine Abschätzung des Leichtbaupotenzials sowie deren optimalen Einsatz in Kombination mit einem technologisch anspruchsvollen und wirtschaftlichen Herstellungsverfahren ermöglicht.

3 Thermoplastische Faserverbundkunststoffe

Das Ziel jedes Verbundwerkstoffes ist die Kombination und Ausnutzung der charakteristischen Eigenschaften mindestens zweier Komponenten und diese zu einer räumlichen Einheit mit maßgeschneiderten Eigenschaften zusammenzuführen. Das hieraus entstehende makroskopisch homogene und meist anisotrope Eigenschaftsbild des Verbundes weist in der Regel höhere Kennwerte als die Einzelkomponenten auf und kann optimal auf den Belastungsfall ausgelegt werden. Im Falle der Faserverbundwerkstoffe (FVW) dient die Faserkomponente der Erhöhung von Festigkeit und Steifigkeit, wobei die polymere Matrixkomponente die Aufgaben hat, äußere Kräfte in die Fasern zu leiten, die Fasern zu schützen sowie die äußere Bauteilgeometrie zu definieren. Als Verstärkungsfasern werden heutzutage im Wesentlichen Glas-, Kohlenstoff-, Aramid- und Naturfasern eingesetzt, welche in die thermoplastische Kunststoffmatrix eingebettet sind [4, 5, 21]. Für die Eigenschaften des Verbundes sind sowohl die charakteristischen Eigenschaften und die Geometrie der Einzelkomponenten als auch die Grenzfläche zwischen Faser und Matrix von großer Bedeutung [4, 21, 34, 37].

Der Faserverbundkunststoff (FVK) erreicht höchste mechanische Eigenschaften, sofern die Fasern endlos und in Lastrichtung ausgerichtet, also unidirektional, im Bauteil eingebracht werden und eine optimale Anbindung der Matrix an die Fasern gegeben ist. Bei endlichen und ungerichteten Fasern im Bauteil werden diese Eigenschaften gemindert, wobei selbst mit kurzen Faserlängen unterhalb 1 mm, thermoplastische Bauteile erheblich verstärkt werden können [4, 5].

Vor allem die Leichtbaustrategie in der Automobilbranche eröffnet der Werkstoffklasse thermoplastischer FVK neue Anwendungsgebiete, indem ihre Anisotropie gezielt eingesetzt wird und somit die hervorragenden spezifischen Eigenschaften optimal genutzt werden können [38]. Hierbei können sie vor allem aufgrund der hohen Gestaltungsfreiheit, Korrosionsbeständigkeit, des hohen spezifischen Energieabsorptionsvermögens sowie der Möglichkeit zur Integration von Funktionselementen andere Konstruktionswerkstoffe wie Metalle in strukturellen und semi-strukturellen Anwendungen substituieren [16, 21, 34, 39].

3.1 Anwendungsgebiete und Marktübersicht

Seit der Einführung thermoplastischer Faserverbundkunststoffe für Großserianwendungen Ende der 70er Jahre in der US-amerikanischen Automobilproduktion, konnte bis heute eine stetig steigende Marktdurchdringung dieser Werkstoffe verzeichnet werden [6, 16]. Dies hängt zum einen mit ständig weiterentwickelten Materialien sowie dem besseren Verständnis der

Eigenschaften und zum anderen mit der Weiter- bzw. Neuentwicklung von Prozessen zur wirtschaftlichen Herstellung struktureller und semi-struktureller Bauteile zusammen. Die Möglichkeiten dieser Werkstoffklasse können aufgrund ihres hohen Leichtbaupotenzials, der Funktionsintegration und hervorragenden Recyclingfähigkeit sowie des Kosteneinsparpotenzials bei der Herstellung und Verarbeitung in vielen Anwendungen zur Bauteiloptimierung genutzt werden. Abbildung 1 gibt eine Übersicht zur Entwicklung langfaserverstärkter Thermoplaste (LFT) in Europa über die letzten 30 Jahre. Hierin ist mit Ausnahme des Krisenjahrs 2009 eine stetige Zunahme des gesamten LFT-Marktes erkennbar, wobei die Verarbeitung von GMT-Materialien seit ca. 10 Jahren auf einem Niveau stagniert. Dahingegen erfahren sowohl die halbzeugbasierten Langfasergranulate (LFT-G) als auch die Direktverfahren (LFT-D) einen stetig wachsenden Marktanteil.

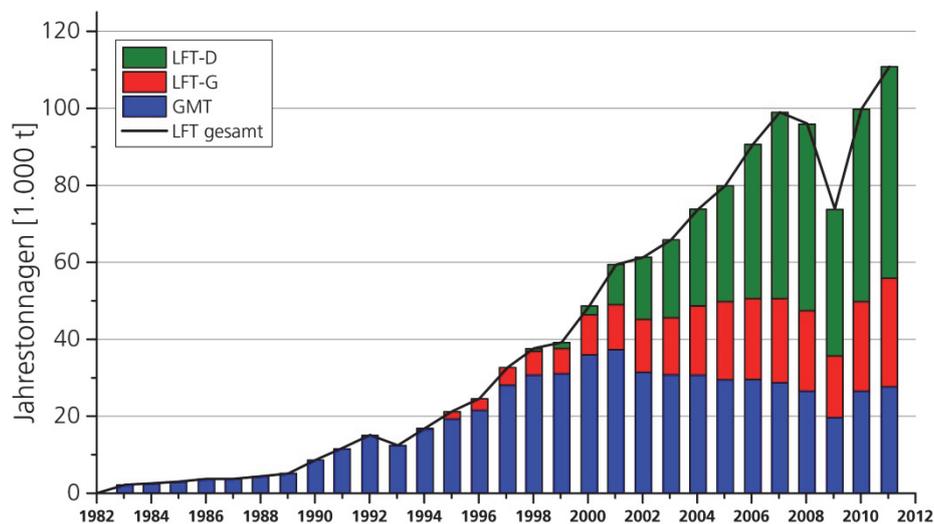


Abbildung 1: Marktentwicklung langfaserverstärkter Thermoplaste in Europa [nach 48]

Vor allem die Automobilbranche, in der thermoplastische FVK bereits in zahlreichen Anwendungen als Werkstoff eingeführt und etabliert sind, gilt hierbei als treibende Kraft. Beispiele hierfür sind unter anderem Frontend-Montageträger, Türmodule, Sitzstrukturen, Batterieträger, Motor- und Getriebeträger, Instrumententafeln und -querträger, Fahrzeugunterboden-abdeckungen, Reserveradmulden, Stoßfängerträger und viele mehr [5, 9, 15, 17, 22, 24].

3.2 Verarbeitungsverfahren langfaserverstärkter Thermoplaste (LFT)

Mit der Entwicklung langfaserverstärkter Thermoplaste als Konstruktionswerkstoffe für Großserienanwendungen, wurden auch die Verarbeitungsverfahren ständig den neuen

Herausforderungen angepasst und weiterentwickelt. In diesem Kapitel werden die bedeutendsten Verfahrensentwicklungen sowie der Stand der Technik für halbzeugbasierte und direkte Verarbeitungsverfahren in einer Zusammenfassung aufgezeigt und erläutert. Eine ausführliche Beschreibung der Technologien ist den Literaturstellen [2-5, 11, 16, 19, 21, 26, 31, 33] zu entnehmen.

3.2.1 Halbzeugbasierte Fertigungsverfahren

Glasmattenverstärkte Thermoplaste (GMT)

Die Werkstoffklasse der glasmattenverstärkten Thermoplaste wurde bereits in den 70er Jahren für Großserienanwendungen in der Automobilbranche eingeführt und nimmt seither einen großen aber leicht rückläufigen Teil des Marktvolumens für thermoplastische Faserverbundwerkstoffe ein [6, 16]. Als Materialsystem wird fast ausschließlich Polypropylen in Verbindung mit Glasfasern eingesetzt [5, 18]. Das Verstärkungsmaterial besteht in der Regel aus schlingenförmig abgelegten Endlosfasern, gut fließfähigen Schnittglasfasern oder einer Kombination aus beidem, die im Herstellungsprozess durch Vernadelung zu Glasfasermatten verarbeitet werden [4, 17]. Die Weiterverarbeitung zum fertigen Halbzeug erfolgt größtenteils auf einer Doppelbandpresse, wobei die Fasermatten unter Druck und Temperatur mit Polymer imprägniert und zu konsolidierten Platten verpresst werden [19, 34].

Bei der Verarbeitung von GMT-Halbzeugen werden die Materialzuschnitte in einem ersten Prozessschritt über die Schmelztemperatur des thermoplastischen Materials mittels Umluft, IR-Strahlung oder Kontaktheizung erwärmt (bei Polypropylen ca. 200-220 °C). Anschließend werden die aufgeheizten Plastifikate über ein Transfersystem in ein (Tauchkanten-)Werkzeug eingelegt und durch einen Fließpressvorgang zum Bauteil geformt.

Durch die Einführung dieses fließfähigen Materials Ende der 70er Jahre konnten zwar komplexere Bauteilgeometrien realisiert werden, allerdings stiegen hierdurch die Anforderungen an die zur Verarbeitung genutzten Pressentechnologie [5, 11, 35, 36]. Bei modernen Pressen werden die maßgeblichen Prozessparameter Geschwindigkeit, Parallelität sowie Presskraft elektronisch geregelt, um die vorgegebenen Schergeschwindigkeitsprofile gewährleisten zu können. Übliche Werte für den spezifischen Druck liegen, abhängig von der polymeren Matrix, bei ca. 200-300 bar, wobei die Pressgeschwindigkeit ab Materialkontakt bei über 40-50 mm/s liegt [5, 19]. Je nach Bauteilgeometrie und Werkzeugqualität ist nach dem Formgebungsprozess ein Nachbearbeitungsschritt wie Entgraten oder Ausstanzen von Durchbrüchen erforderlich.

Langfaserverstärkte Thermoplastgranulate (LFT-G)

Aufgrund der aufwendigen und kostenintensiven Halbzeugherstellung von GMT, wurde in den 90er Jahren nach neuen Verfahren zur Herstellung langfaserverstärkter Thermoplastbauteile gesucht. Hierbei wurde zunächst die Werkstoffklasse der Langfasergranulate, die sogenannten Stäbchengranulate (LFT-G), entwickelt, die vorrangig im Plastifizierfließpress- oder Strangablegeverfahren und inzwischen zunehmend im Spritzgießverfahren verarbeitet werden [11, 31]. Diese Granulate bestehen aus vorimprägnierten, unidirektionalen Faserbündeln mit Längen zwischen 6 mm und 25 mm, wobei übliche Längen für den Fließpressprozess bei ca. 25 mm (1“) und bei ca. 10-12 mm (1/2“) beim Spritzgießprozess liegen [22, 24, 25]. Die Herstellung dieser Granulate erfolgt z.B. durch einen Pultrusionsprozess, bei dem meist das Verfahren der Schmelzeimprägnierung aber teilweise auch der Pulverimprägnierung Anwendung findet [27, 28]. Dabei werden Endlosfasern, überwiegend mit einem Faserdurchmesser von 17-19 μm und einer Garnfeinheit von 1.200 tex [27, 32], durch ein Werkzeug gezogen und mit dem Polymer teilweise oder vollständig imprägniert [2, 3, 19]. Die erreichbare Qualität der Granulate hängt hierbei maßgeblich von der vollständigen Imprägnierung jedes einzelnen Faserfilaments ab [27]. Lange Imprägnierzeiten, große Kontaktflächen, hohe Schmelztemperatur und MFI (Melt-Flow-Index) des Polymers, eine große Anzahl an Umlenkungen im Werkzeug sowie eine hohe Faserspannung haben einen positiven Einfluss auf die Granulatgüte [33]. Ein Stranggranulator am Ende des Herstellungsprozesses kürzt die Stränge schließlich auf die gewünschte Granulatlänge.

Je nach Spezifikation können mit diesem Verfahren vollimprägnierte oder ummantelte Granulate hergestellt werden (Abbildung 2), welche als fertige Compounds (Polymer+Fasern, Additive, Faser-Matrix-Koppler) und meist als Konzentrat mit einem Faser-Gewichtsanteil bis zu 60 % von den Herstellern zur Verfügung stehen [21, 24, 41]. Der im Bauteil gewünschte Faseranteil ist von den Anwendern durch Zumischen reinen Matrixmaterials individuell bei der Verarbeitung einstellbar. Die Materialsysteme werden mittlerweile in einer Vielzahl von Standardthermoplasten (PP, PE) über technische Thermoplaste (PA, PET/PBT, TPU, etc.) bis hin zu Hochleistungsthermoplasten (PPS, PPO, PEEK) überwiegend in Verbindung mit Glas- und Kohlenstofffasern angeboten [24].



Ummanteltes Langfasergranulat



Vollimprägniertes Langfasergranulat

Abbildung 2: Schematische Darstellung unterschiedlicher LFT-G-Arten [21]

Die Verarbeitung der LFT-G-Materialien erfolgt heutzutage im Strangablege-, Fließpress- und Spritzgießverfahren [3, 7, 19]. Beim Strangablegeverfahren wird das LFT-Granulat in einem Einschneckenplastifizieraggregat aufgeschmolzen und homogenisiert. Ähnlich wie beim Spritzgießprozess führt die Schnecke dabei eine Axialbewegung bis zum Erreichen des notwendigen Massevolumens aus. Anschließend wird das Plastifikat über eine Düse am Extruder durch einen Schneckenhub ausgetragen und direkt in ein Formwerkzeug abgelegt, wo es durch einen Fließpressvorgang zum Bauteil geformt und abgekühlt wird [11, 19].

Im Gegensatz zum diskontinuierlichen Strangablegeverfahren, arbeitet die Schnecke im Plastifizierfließpressprozess kontinuierlich und führt keine axialen Bewegungen aus. Hierbei wird kontinuierlich ein Plastifikatstrang auf ein beheiztes Förderband ausgetragen und von dort aus über ein Transfersystem abgelängt sowie dem Presswerkzeug zur Formgebung zugeführt [11, 19, 31].

Eine weitere Möglichkeit zur Verarbeitung von LFT-Granulat ist das Spritzgießverfahren, welches in den letzten Jahren deutlich an Bedeutung gewonnen hat und mittlerweile das größte Marktvolumen für die LFT-G-Verarbeitung einnimmt. Dieses Verfahren wird im nachfolgenden Kapitel 3.3.2.1 detailliert beschrieben und erläutert.

3.2.2 Direktverfahren

Den Nachteilen der halbzeugbasierten Fertigungsverfahren für LFT-Bauteile wurde mit der Entwicklung der Direktverfahren begegnet, bei denen mindestens zwei Verfahrensschritte miteinander kombiniert werden [19]. Hierbei werden die Materialaufbereitung und die Verarbeitung zum Bauteil in einen Prozess zusammengelegt und somit die kostenintensive Halbzeugfertigung sowie das zweimalige Aufwärmen des Materials vermieden. Darüber hinaus ist mit der Entwicklung der Direktverfahren eine Vielzahl an verfahrenstechnischen Vorteilen wie beispielsweise die hoch flexible und materialschonende Verarbeitung, vor allem bezüglich der

Einarbeitung von Endlosfasern, verbunden. Generell lassen sich die wesentlichen Vorteile wie folgt zusammenfassen:

- Vermeidung der kostenintensiven Halbzeugherstellung
- Verringerung des thermischen und thermisch-oxidativen Abbaus des Matrixpolymers
- Erhöhte Flexibilität bei der Materialauswahl und –anpassung während der Verarbeitung
- Schonende Einarbeitung der Verstärkungsfasern und somit längere Fasern im Material.

Vor allem in Verbindung mit der Fließpressverarbeitung von LFT konnten sich diese Verfahren in den letzten Jahren immer stärker zur Herstellung großflächiger Automobilbauteile in Großserie durchsetzen. Je nach Hersteller bzw. Anwendung haben sich hieraus verschiedene Technologien entwickelt, wobei den Verfahren LFT-D-ILC (Fa. Dieffenbacher GmbH), CPI-Prozess (Fa. Composite Products Inc.), XRE™-Verfahren (Fa. Faurecia S.A.), DIF-Verfahren (Universität Stuttgart) sowie Fibropress (Fa. Johnson Controls Inc.) die größte Bedeutung zukommt. Eine detaillierte Beschreibung dieser Verfahren ist den Literaturstellen [2, 3, 19] zu entnehmen. Eine weitere Variante des Direktverfahrens von LFT ist die Kombination des Compoundierprozesses mit dem Spritzgießverfahren, worauf in Kapitel 3.3.2.2 näher eingegangen wird.

3.3 Verarbeitung faserverstärkter Thermoplaste im Spritzgießprozess

Das Spritzgießverfahren eignet sich vor allem durch seine hohe Automatisierbarkeit und Flexibilität als Formgebungsverfahren für verschiedenste Großserienanwendungen. Ob im Standard-Verfahren oder in Ausführung eines der zahlreichen Sonderverfahren in diesem Bereich, werden hauptsächlich ungefüllte und gefüllte Thermoplaste verarbeitet [23, 40]. Hierbei ist es möglich, Materialien mit unterschiedlichen Füllstoffarten und –mengen zu verarbeiten, um die mechanischen und thermomechanischen Eigenschaften wie Festigkeit, Steifigkeit und Wärmeformbeständigkeit sowie die Maßhaltigkeit thermoplastischer Spritzgießbauteile zu verbessern. Als Füllstoff werden neben mineralischen Komponenten überwiegend Fasern als Verstärkungsstoffe eingesetzt [2, 4, 36]. Die unterschiedlichen Möglichkeiten zur Verarbeitung faserverstärkter Materialien beim Spritzgießverfahren werden in den folgenden Unterkapiteln erläutert.

3.3.1 Kurzfaserspritzgießen

In den meisten Anwendungen kommen bisher aufgrund des guten Preis-/Leistungsverhältnisses überwiegend Kurzglasfasern zum Einsatz, welche direkt beim Materialhersteller im

Compoundierprozess dem Kunststoff beigemischt werden. Die Faserlängen im Granulat sind in der Regel kleiner als 1 mm und werden bei der Verarbeitung durch den Plastifizier- und Einspritzvorgang auf eine resultierende Länge im Bauteil von ca. 0,2-0,5 mm gekürzt [21, 40].

Die Verarbeitung kann prinzipiell auf Standard-Spritzgießmaschinen stattfinden, wobei die stark abrasive Wirkung der Fasern im Material (speziell der freiliegenden Faserenden) zu berücksichtigen ist. Eine Anpassung der Anlagentechnik, des Angussystems inkl. Düsen sowie des Werkzeugs durch abrasionsresistente Werkstoffe sollte daher vorgenommen werden.

Des Weiteren richten sich die Fasern während des Formfüllvorgangs aufgrund der Quellströmung aus, wodurch sich eine starke Eigenschaftsanisotropie sowie signifikante Schwindungs- und Verzugsunterschiede ergeben können. Hierauf wird in Kapitel 4.1.2.3 näher eingegangen.

3.3.2 Langfaserspritzgießen

Durch den bekannten Zusammenhang zwischen der resultierenden Faserlänge bzw. Faserlängenverteilung im Bauteil und der daraus möglichen Steigerung der mechanischen Eigenschaften, ausführlich dargestellt und diskutiert in den Literaturstellen [84-88], ist ein starker Trend in Richtung Langfaserverarbeitung vor allem in der Automobilbranche zu erkennen. Insbesondere in Kombination mit dem automatisierten und flexiblen Spritzgießverfahren können hierdurch Bauteile mit lasttragender Funktion und einem hohen Leichtbaupotenzial kosteneffizient und in Großserie hergestellt werden [21, 22, 48]. Bauteile die bereits in Großserie umgesetzt werden, sind u.a. Frontend-Montageträger, Armaturentafeln und -träger, Mittelkonsolen, sowie Komponenten in Tür- und Sitzstrukturen [41, 48]. Aktuelle Entwicklungen wie beispielsweise eine spritzgegossene Kunststofffelge aus langfaserverstärktem Polyamid (PALGF) zeigen bereits das Potenzial für hochbelastete Strukturanwendungen auf [176].

3.3.2.1 Halbzeugbasierte Verarbeitung von LFT

Eine Möglichkeit zur Herstellung langfaserverstärkter Bauteile im Spritzgießprozess ist die Verwendung von Langfasergranulaten (LFT-G oder LFG) als Halbzeug. Die Herstellung dieser Granulate wurde bereits im Kapitel 3.2.1 beschrieben. Durch den Einsatz langfaserverstärkter Materialien wird das Herstellen struktureller Kunststoffformteile mit einer hohen Festigkeit und Schlagzähigkeit ermöglicht. In Abhängigkeit von Faserart und Faserlänge sowie deren Ankopplung an die Kunststoffmatrix lassen sich unterschiedliche Eigenschaftsniveaus erzielen. Bereits durch den Einsatz von Kurzfaserganulaten (KFG) können die mechanischen

Eigenschaften Steifigkeit und Festigkeit gegenüber dem reinen Polymer stark verbessert werden (s. Kapitel 3.3.1). Die Verwendung von Langfasern ermöglicht vor allem die Steigerung der Schlagzähigkeit und des Energieabsorptionsvermögens, was beispielsweise für Bauteile mit Crasheigenschaften von großer Bedeutung ist [3, 19, 22, 48]. Die wesentlichsten Vorteile der Lang- gegenüber der Kurzfaserverstärkung sind wie folgt definiert [21]:

- Verbesserte mechanische Eigenschaften
- Wesentlich höhere (Kerb-) Schlagzähigkeit
- Verringerte Kriechneigung
- Verbesserte Wärmeformbeständigkeit
- Geringere Abrasionswirkung der Fasern bei gleichem Faseranteil
- Erhöhte Wärmeformbeständigkeit.

In Abbildung 3 ist schematisch der Unterschied zwischen Kurz- und Langfasergranulaten sowie am Beispiel eines faserverstärkten Polypropylens das Verbesserungspotenzial einiger charakteristischer mechanischer Eigenschaften von Lang- gegenüber Kurzfasern dargestellt.

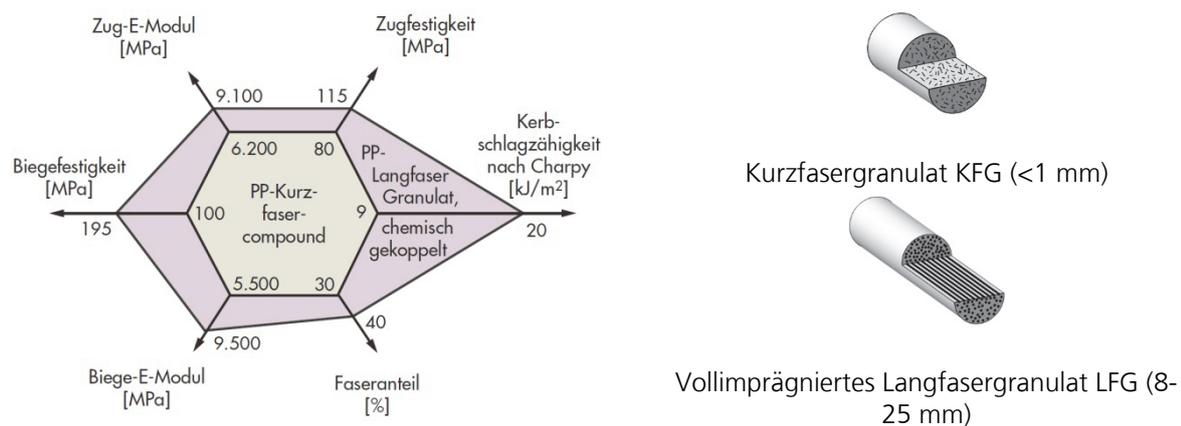


Abbildung 3: Vergleich einiger charakteristischer mechanischer Eigenschaften von glasfaserverstärktem PP/KFG und PP/LFG (links); schematische Darstellung von KFG- und LFG-Granulaten (rechts) [21, 41]

Die Verarbeitung von Langfasergrenulaten kann prinzipiell auf Standard-Spritzgießmaschinen erfolgen. Es werden hierbei zwar Granulate von bis zu 25 mm Länge verarbeitet, jedoch liegen im fertigen Bauteil Fasern mit meist wesentlich geringerer Länge vor. Die Einkürzung der Fasern resultiert aus den auftretenden Scherkräften im Verarbeitungsprozess, hervorgerufen durch den Plastifizierungsvorgang, die Geometrie der Umlenkungen im Werkzeug und der Strömungskanäle, das Angussystem mit entsprechenden Düsen sowie die Prozessparameter. Übliche

Ausgangslängen der Langfasergranulate beim Spritzgießprozess liegen zwischen 10-12 mm [21, 41, 48].

Um das Potenzial der langen Fasern möglichst optimal nutzen und der Fasereinkürzung im Prozess entgegenwirken zu können, sind Anpassungen der Anlagentechnik sowie des Standardprozesses empfehlenswert [21, 22, 25]:

- Verwendung einer faserschonend optimierten Schnecke (Scherung, Verfahrenslänge)
- Strömungsoptimierung der Rückstromsperre, der Düse sowie des nachfolgenden Angussystems inkl. Heißkanäle und -düsen
- Möglichst niedrige Schneckendrehzahlen beim Aufdosieren
- Möglichst geringer Staudruck, Einspritzgeschwindigkeit und Nachdruck
- Strömungsoptimierte und faserschonende Übergänge im Angussystem und in der Kavität.

Daneben stehen dem Anwender weitere Möglichkeiten zur Verringerung der Faserschädigung im Prozess und somit zur Verbesserung der Bauteileigenschaften durch den Einsatz von Sonderverfahren zur Verfügung. Beispielsweise können durch einen Spritzprägeprozess, bei dem ein Teil der Fließbewegung des Materials durch einen Prägehub der Schließeinheit realisiert wird, die auftretenden Scherkräfte beim Einspritzvorgang sowie die notwendigen Drücke zur Formfüllung gegenüber dem Standardprozess deutlich verringert werden. Des Weiteren weisen die spritzgeprägten, faserverstärkten Bauteile eine geringere Anisotropie durch die geringere Faserorientierung auf, was sich positiv auf die Verringerung von Eigenspannungen bzw. des Bauteilverzugs auswirkt. Eine detaillierte Verfahrensbeschreibung ist in den Literaturstellen [2, 23, 40] zu finden.

3.3.2.2 Direktverfahren

Eine Alternative zur Verarbeitung halbzeugbasierter LFT-Materialien stellen die Direktverfahren dar, bei denen die einzelnen Rohstoffmaterialien direkt in einem Prozess zu Bauteilen verarbeitet werden. Bei dieser Anlagentechnik, den sogenannten Spritzgießcompoundern, wird die Compoundiertechnik zur Materialaufbereitung mit der Spritzgießtechnik zur Formgebung vereint. Die Vorteile des geschlossenen Spritzgießprozesses bleiben dabei erhalten und werden um die flexible Materialaufbereitung durch den Doppelschneckenextruder ergänzt. Hierdurch ergeben sich für den Verarbeiter neue Möglichkeiten zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften bei gleichzeitiger Energie- und Materialkosteneinsparung [19, 21].

Das Hauptmerkmal dieser Technologie ist die Anbindung eines gleichläufigen Doppelschneckenextruders zur Materialaufbereitung an eine Spritzgießmaschine. Je nach Konzept der momentan in Serie befindlichen Anlagentechnologien wird als Spritzeinheit ein Kolbenaggregat oder ein Standard-Spritzgießaggregat genutzt. Ein Pufferspeicher zwischen Compoundierextruder und Spritzgießaggregat erlaubt das kontinuierliche Aufbereiten der Formmasse im Zweischnellenextruder (ZSE) und die anschließende Zuführung zum diskontinuierlichen Formgebungsprozess durch die Spritzgießmaschine.

Ein wesentlicher Vorteil der Direktverfahren ist die Möglichkeit zur faserschonenden Einarbeitung von Endlosfasern über den ZSE, wodurch sich im Prozess und im Bauteil wesentlich längere Fasern im Vergleich zum konventionellen Spritzgießen erzielen lassen. Die hierdurch erzielbare und teilweise signifikante Steigerung der mechanischen Eigenschaften macht sich besonders bei der Schlagzähigkeit bemerkbar. Des Weiteren wird die Formmasse durch die direkte Kombination der Materialaufbereitung mit der Formgebung „in einer Wärme“ verarbeitet, wodurch dem Material eine zweite thermische Belastung erspart bleibt und die Energieeffizienz des gesamten Prozesses gesteigert wird [21].

Die Vorteile des Direktverfahrens lassen sich wie folgt zusammenfassen [21]:

- Faserlängenvorteil durch faserschonende Einarbeitung der Endlosfasern über ZSE
- Direkte Messbarkeit der Auswirkungen von Materialmodifikationen durch das In-Line-Compoundieren
- Hohe Flexibilität bei der Materialaufbereitung → maßgeschneiderte, anwendungsspezifische Werkstoffe bei gleichzeitiger Materialkosteneinsparung
- Hohe Energieeffizienz durch einstufigen Prozess
- Materialschonung und effiziente Additivierung durch einmalige Erwärmung

3.4 Faserverstärkte Thermoplaste mit gerichteten Endlosfasern

In den letzten Jahren wurden vor allem im Zuge der Leichtbaustrategie in der Automobilbranche thermoplastische Endlosfaserverstärkungen mit gerichteten Faserstrukturen für Großserienanwendungen erforscht bzw. weiterentwickelt, die teilweise bis in die Serienfertigung vordringen konnten [9, 10, 16, 29]. Die Herstellung dieser Bauteile beschränkte sich zu Beginn vor allem auf die Pressverfahren, wobei eine starke Entwicklung in Richtung der Spritzgießprozesse zu beobachten ist [15, 20]. So hat das Fraunhofer ICT bereits vor 11 Jahren ein Verfahren entwickelt, um ein im Fließpressverfahren hergestellter Frontend-Montageträger

aus LFT mit einer lokalen Endlosfaserverstärkung im Bereich des Obergurtes und der Motorhaubenverriegelung zu verstärken [11]. In Abbildung 4 ist der auf Basis von Polypropylen und Glasfasern hergestellte Frontend-Montageträger mit Anbauteilen und im Detail mit Gewebeverstärkung im Obergurt dargestellt. Hierbei kam ein vorimprägniertes und -konsolidiertes Hybridgarngewebe zum Einsatz.

Die erste Serienanwendung lokal endlosfaserverstärkter Spritzgießbauteile im Automobil ist der seit Anfang 2010 in Produktion befindliche Frontend-Montageträger des Audi A8 mit einer U-förmigen, lokalen Gewebeverstärkung im Bereich des Untergurtes (Abbildung 5). Das auf Basis von Polyamid 6 und Glasfasern bestehende, vorimprägnierte und konsolidierte Gewebehalbzug mit einer Dicke von 1 mm konnte eine Komponente aus Aluminium ersetzen und somit für eine Verminderung des Bauteilgewichts bei gleicher bzw. gesteigerter Bauteilsteifigkeit sorgen. Des Weiteren konnte durch die Spritzgießverarbeitung, im Gegensatz zum gepressten Bauteil von 2002, der Nachbearbeitungsschritt eingespart werden [14].

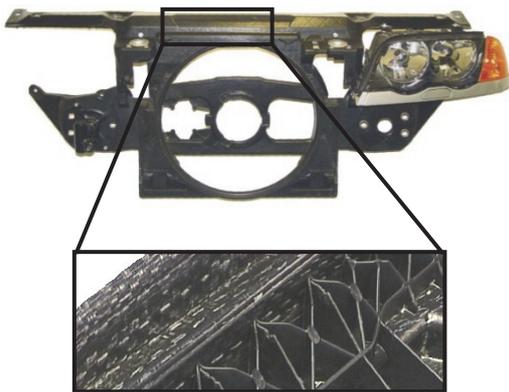


Abbildung 4: Im Fließpressverfahren hergestelltes Frontend aus LFT mit lokaler Gewebeverstärkung im Obergurt / Motorhaubenverriegelung [11]

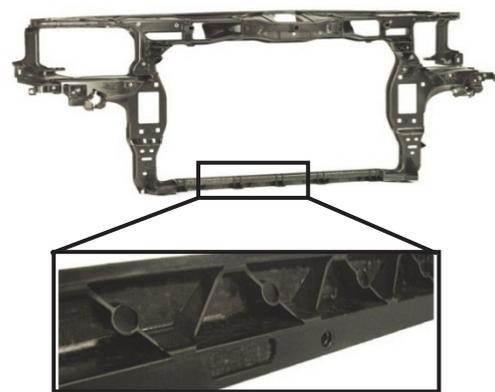


Abbildung 5: Im Spritzgießverfahren hergestelltes Frontend des Audi A8 mit lokaler Gewebeverstärkung im Untergurt [12, 13, 14]

Eine Übersicht der aktuellen Entwicklungen auf dem Gebiet der endlosfaserverstärkten Thermoplaste ist in [26] ersichtlich. Die verschiedenen Herstellungsrouten endlosfaserverstärkter Thermoplastbauteile sind zusammenfassend im Anhang 1 schematisch dargestellt.

3.4.1 Endlosfaserverstärkte Halbzeuge

Im Bereich der endlosfaserverstärkten Halbzeuge auf Basis thermoplastischer Matrices haben sich vor allem flächige Gewebehalbzuge durch ihre relativ einfache Handhabung und Integrierbarkeit in bestehende Verarbeitungsprozesse durchsetzen können [7, 10]. Diese

vollständig imprägnierten und konsolidierten Halbzeuge wurden bereits Ende der 80er Jahre als neue, nicht fließfähige Werkstoffklasse unter anderem mit der Bezeichnung „Organobleche“ eingeführt [8]. Der Begriff leitete sich vor allem von ihrer Verarbeitbarkeit durch Umformen ähnlich wie bei der Blechverarbeitung metallischer Werkstoffe ab [16, 30].

Die Herstellung dieser Gewebehalbzeuge kann auf verschiedene Arten erfolgen, wobei die Herstellung auf Doppelbandpressen vor allem aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten das vorherrschende Verfahren darstellt. Die unterschiedlichen Herstellungsverfahren sind in anderen Literaturstellen bereits ausführlich erarbeitet und beschrieben worden, wodurch an dieser Stelle mit Verweis auf die entsprechenden Quellen [4, 7, 8, 11, 16] verzichtet wird.

Auch die Werkstoffklasse der glasmattenverstärkten Thermoplaste (GMT) wurde durch die Kombination mit gerichteten Endlosfasern weiterentwickelt. Hierbei werden die Wirrfasermatten mit gerichteten Fasern in Form von unidirektionalen Strukturen oder multiaxialen Gelegen und Geweben ergänzt, um die Bauteile an den höchstbelasteten Stellen zusätzlich zu verstärken. Als bereits umgesetzte Anwendungen sind der Frontend-Montageträger des aktuellen Mercedes S-Klasse Coupés sowie der Überrollbügel des aktuellen Mercedes SLK zu nennen [35, 48].

Neben den Gewebe- und GMT-Materialien werden im Bereich der thermoplastischen Halbzeuge vor allem Profile und Tapes verarbeitet. Die Herstellung dieser Halbzeuge findet größtenteils in Pultrusionsprozessen statt, in denen die Endlosfasern mit Polymer getränkt und über eine anschließende Konsolidierung in Form gebracht werden [21, 36, 46]. Anwendungsgebiete für so hergestellte Tapes sind vor allem die automatisierten Tapelegeverfahren, auf die in Kapitel 3.4.2.2 näher eingegangen wird. Die pultrudierten Profile können direkt in den Verarbeitungsverfahren Spritzgießen und Fließpressen integriert und verarbeitet werden.

3.4.2 Verarbeitungsverfahren endlosfaserverstärkter Strukturen

Die Verarbeitung endlosfaserverstärkter Halbzeuge findet bis dato noch weitestgehend in Press- bzw. teilweise auch in Thermoformprozessen statt. Aktuelle Entwicklungen zeigen allerdings vielseitige Möglichkeiten und Interesse seitens der Anwender an der Verarbeitung von Endlosfaserstrukturen in Kombination mit dem Spritzgießprozess [12, 16, 29, 47]. Im Folgenden werden drei Verfahren zusammengefasst erläutert, die einen Bezug auf die Entwicklungen in dieser Arbeit haben bzw. wichtige Grundlagenerkenntnisse lieferten.

3.4.2.1 LFT mit Endlosfaserverstärkung

Im Bereich der Direktverarbeitung von LFT gab es prinzipiell zwei wesentliche Entwicklungen zur Einbindung von Endlosfaserstrukturen in den Fließpressprozess. Eine Entwicklung ist das E-LFT-Verfahren®, bei dem endlosfaserverstärkte Halbzeugprofile in erwärmtem Zustand über eine Handhabungseinheit in ein Presswerkzeug eingebracht und zusammen mit dem LFT-Material zum Bauteil verpresst werden [11, 42]. Erste Serienanwendung des E-LFT-Verfahrens® ist die seit dem Jahr 2006 eingeführte Produktion der Smart fortwo Heckklappe [46].

Die zweite Variante ist das vom Fraunhofer ICT entwickelte „Tailored LFT“ Verfahren, welches auf eine Integration mehrerer Fertigungsschritte zur größtmöglichen Wertschöpfung und Materialkosteneinsparung abzielt [11]. Dabei werden flächige und gewickelte Verstärkungsstrukturen direkt im LFT-D-ILC Fertigungsprozess integriert hergestellt bzw. bereitgestellt und gleichzeitig mit dem LFT-Material in das Presswerkzeug eingelegt. Hierdurch lassen sich strukturelle Bauteile mit einer integrierten inneren, lastorientierten Tragstruktur herstellen. Die Vorbereitung der Verstärkungsstrukturen, wie Zuschnitt, Vorheizen und Wickeln der Halbzeuge, findet parallel zum LFT-D-ILC-Prozess außerhalb der Presse statt, wodurch deren Produktivität und somit die Zykluszeit nicht eingeschränkt wird [43, 44, 45].

Die Verarbeitung von Endlosfaserverstärkungen im Spritzgießprozess befindet sich nach der Vorstellung zweier Technologien auf der Kunststoffmesse K 2010 in Düsseldorf nach wie vor in der Entwicklung und hat es bisher nur in die bereits in Kapitel 3.4 genannte Serienanwendung geschafft. Die Firma KraussMaffei präsentierte auf der K 2010 eine Verfahrensentwicklung unter dem Namen „FiberForm“ zur Herstellung eines Pkw-Seitenaufprallträgers mittels Hinterspritzen eines vorgeschrittenen und erwärmten Gewebehalbzeugs. Die Entwicklungen fanden hierzu zusammen mit Partnern aus Industrie und Forschung im BMBF-Projekt „SpriForm“ (Projektende Okt. 2010) statt. Ziel des Projektes war die Herstellung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste durch die Kombination des Spritzgießprozesses mit dem Thermoformen von Gewebehalbzeugen. Dabei sollte eine Verbindung zwischen den kurzen Zykluszeiten des Umformens und der hohen Bauteilkomplexität des Spritzgießens erreicht werden [15]. Das hierdurch hergestellte Bauteil ist in Abbildung 6 dargestellt.



Abbildung 6: Demonstratorbauteil „Pkw-Seitenaufprallträger“ [15, 171, 172]

Die zweite vorgestellte Technologie ist das von der Firma Engel entwickelte Verfahren mit dem Namen „Organomelt“ bzw. „In-Mould-Forming (IMF)“, wobei es sich um eine hochautomatisierte Fertigungszelle zur wirtschaftlichen Verarbeitung thermoplastischer Faserverbund-Halbzeuge am Beispiel eines Pkw-Lenkstockhalters handelt. Die Prozesskette besteht dabei aus den Schritten Aufheizen, Umformen und Hinterspritzen des Gewebehalbzeugs. Bei dem gezeigten Bauteil besteht die flächige, hochfeste und formgebende Komponente aus einem vorimprägnierten Gewebehalbzeug auf Basis eines PA6 und den ebenfalls aus diesem Polymer bestehenden, angespritzten Rippen zur Versteifung der Geometrie [47].

3.4.2.2 Automatisiertes Thermoplast-Tapelegen

Bei den Tapelegeverfahren handelt es sich um Technologien zur Verarbeitung imprägnierter und konsolidierter UD-Tape-Bänder zu flächigen Strukturen. In den meisten Verfahren dienen Industrieroboter zur Aufnahme und gezielten Ablage der Tapes auf geometrisch bestimmte Formen. Um die weitere Verarbeitung zu ermöglichen und aus den Einzeltapes eine kompakte Struktur zu erhalten, müssen die einzelnen Tapesegmente zumindest lokal aufgeschmolzen und miteinander verbunden werden. In der Regel wird dieser Schritt durch Erwärmen des kompletten Geleges und einem anschließenden Pressvorgang zur endgültigen Form ausgeführt, wobei auch das Hinter- bzw. Umspritzen der Struktur möglich ist. Zur Erwärmung der Halbzeuge stehen unterschiedliche Technologien wie der Einsatz von Ultraschall, IR-Strahlen oder Lasertechnik zur Verfügung. In Abbildung 7 und Abbildung 8 sind der schematische Aufbau sowie eine Anlagentechnik des Fraunhofer IPT zur Ablage dreidimensionaler Verstärkungsstrukturen abgebildet.

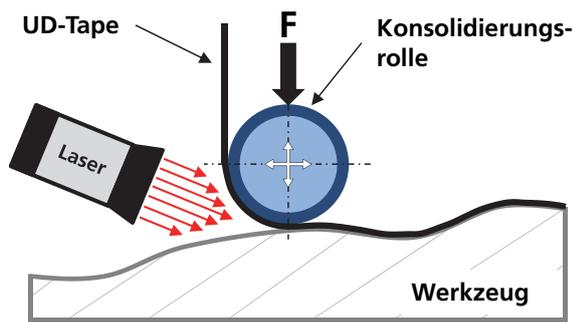


Abbildung 7: Schematischer Aufbau eines Tapelegeverfahrens mit Lasererwärmung



Abbildung 8: Tapeablegeeinheit des Fraunhofer IPT [173]

Der Vorteil dieser Verfahren ist die Möglichkeit zur gezielten Ablage der Verstärkungselemente, um einzelne Bauteilbereiche unterschiedlich und maßgeschneidert verstärken zu können. Zudem können die Verstärkungsstrukturen durch die Ausrichtung der Tapes bei der Ablage optimal auf die Spannungsverläufe im Bauteil angepasst werden.

Eine für den Großserieneinsatz ausgelegte Anlagentechnik stellt das Relay®-Verfahren dar, bei dem ein programmierbares Tapelegesystem flächige Gelege bis zu einer Gesamtgröße von 2 m x 2 m und einem Durchsatz von über 200 kg/h ablegen kann. Die in der Breite, Dicke und Material variablen Tapes werden hierbei mehrlagig auf einem CNC-gesteuerten Tisch mit Vakuumsaugung zur Fixierung der ersten Tapelage abgelegt. Der Aufbau des Geleges und die Ausrichtung der einzelnen Tapesegemente können auch bei diesem Verfahren frei gewählt und optimal auf die Belastungen des Bauteils angepasst werden. Für eine verbesserte Handhabung in den nachfolgenden Verarbeitungsschritten, werden die Tapes direkt beim Ablegeprozess mittels Ultraschallschweißen lokal miteinander verbunden. Die fertigen Tapegelege können nach dem Ablegevorgang über einen Thermoformprozess direkt zum Bauteil mit endgültiger, dreidimensionaler Form verarbeitet werden. Eine weitere Möglichkeit ist die Weiterverarbeitung und Funktionalisierung im Spritzgieß- oder Fließpressprozess zu einem komplexen, strukturellen Bauteil.

3.4.2.3 Wickelverfahren

Die Wickelverfahren haben sich in den letzten Jahren zu fast völlig automatisierten Prozessen, vor allem zur Herstellung von Rohren und Druckbehältern, entwickelt. Allerdings beschränken sich die Verfahren auch bei modernen Varianten nahezu ausschließlich auf rotations-symmetrische Bauteile. Hierbei werden die Fasern zusammen mit der polymeren Matrix auf

einen Kern gewickelt, der entweder im Bauteil verbleibt oder später entfernt wird. Aufgrund der schwierigen Imprägnierung der Fasern, waren thermoplastische Matrixpolymere bei den Wickeltechnologien zunächst nicht vertreten. Dies änderte sich mit der Weiterentwicklung der Prozesstechnik und vor allem der thermoplastischen Halbzeuge. Während duromere Werkstoffsysteme überwiegend mittels Tränkbad imprägniert werden, existieren bei den Thermoplasten verschiedene Varianten. Bei der Direktimprägnierung werden die Fasern und die Kunststoffschmelze unmittelbar im Prozess zusammengebracht und verarbeitet. Die anderen Varianten arbeiten mit Halbzeugen in Form von vorimprägnierten Rovings, Tapes oder mit sogenannten Hybridrovings, bei denen die polymere Komponente ebenfalls in Faserform neben den Verstärkungsfasern vorliegt [4, 21, 36].

Bei der Verarbeitung der halbzeugbasierten Varianten wird zwischen Kontakterwärmung und berührungsloser Aufheizmethode zum Aufschmelzen der polymeren Komponente unterschieden, wobei die Kontakterwärmung aufgrund der prozessbedingten Schwierigkeiten selten eingesetzt wird. Bei der berührungslosen Aufheizmethode steht wie bei den Tapelegeverfahren eine Vielzahl an Varianten wie IR-Bestrahlung, Lasertechnologie oder Heißluft zur Verfügung. Zusätzlich kann bei einigen Verfahrensvarianten der Wickelkern beheizt werden.

In Abbildung 9 ist schematisch ein Wickelverfahren mit IR-Heizstrahlern dargestellt, welches sich wie die meisten thermoplastischen Verfahren in die Prozessschritte

- Zuführen von Faser und Matrix
- Aufschmelzen der polymeren Komponente
- Ablegen und Konsolidieren

unterteilt. Für die Bauteilqualität sind Prozessgrößen wie Temperatur, Konsolidierungskraft sowie die Wickelgeschwindigkeit maßgeblich.

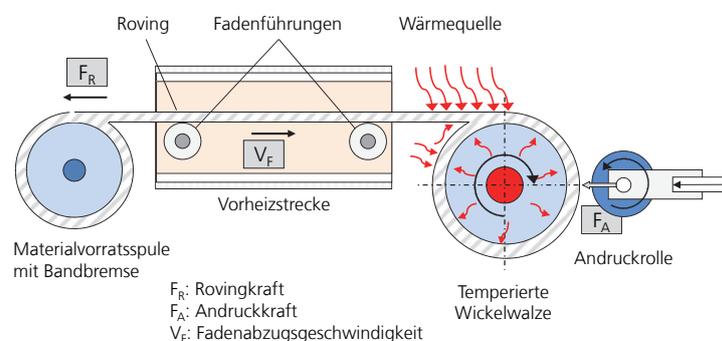


Abbildung 9: Schematischer Aufbau eines Wickelverfahrens mit IR-Heizern [5]

4 Grundlagen der Verbundeigenschaften

In diesem Kapitel werden die für diese Arbeit relevanten Grundlagen der Verbundeigenschaften thermoplastischer FVK erarbeitet und beschrieben. Der Fokus liegt hierbei auf teilkristallinen Thermoplasten als polymere Matrixkomponente und im Speziellen auf dem Werkstoff Polypropylen, welcher sich hinsichtlich seiner geringen Dichte von circa $0,9 \text{ g/cm}^3$, des guten Preis-Leistungs-Verhältnisses sowie des breiten und einstellbaren Eigenschaftsprofils besonders für großserienfähige Leichtbauanwendungen eignet. Bei der Verstärkungskomponente kommen in dieser Arbeit aufgrund sehr guter spezifischer Eigenschaften in Kombination mit geringen Rohstoffkosten ausschließlich Glasfasern zum Einsatz.

Neben den werkstoffwissenschaftlichen Grundlagen werden in den folgenden Unterkapiteln vor allem die Verbundeigenschaften zwischen thermoplastischer Matrix und Glasfasern erläutert. Dabei liegt der Schwerpunkt auf den Verbundmechanismen diskontinuierlich und unidirektional faserverstärkter Materialsysteme.

4.1 Thermoplastmatrix

Die Thermoplastmatrix bildet die formgebende Komponente des thermoplastischen FVKs mit den Funktionen, die von außen in den Verbund eingeleiteten Kräfte auf die Verstärkungsfaser zu übertragen, diese vor Umgebungseinflüssen zu schützen, den Verbund zu stabilisieren sowie Druckspannungen aufzunehmen [4, 21, 27, 34]. Die wesentlichen Merkmale teilkristalliner Thermoplastmatrices werden im Folgenden anhand des morphologischen Aufbaus sowie der thermischen und mechanischen Eigenschaften erläutert.

4.1.1 Kristallisation und Morphologie teilkristalliner Thermoplaste

Als kristallisationsfähig werden thermoplastische Polymere genannt, deren Molekülketten die Fähigkeit besitzen, sich in geordneten (kristallinen) Bereichen zu formieren. In teilkristallinen Materialien existieren im festen Zustand sowohl amorphe als auch kristalline Bereiche. Beim Abkühlvorgang aus der Schmelze, in der die Ketten in einer statistischen, ungeordneten Konformation vorliegen (Abbildung 10, links), lagern sich diese stufenweise zu kristallinen Phasen an. Dieser Prozess beginnt mit der Keimbildung (Nukleierung), die unter anderem stark von der Abkühlgeschwindigkeit aus dem Schmelzezustand abhängt. Bei der homogenen Keimbildung bilden sich die Keime direkt aus der Schmelze, wohingegen das Kristallwachstum bei der heterogenen Keimbildung an vorhandenen Keimen, wie beispielsweise Fremdpartikeln,

beginnt. Hierbei entstehen zunächst sogenannte Kristallite, bei denen sich makromolekulare Kettenabschnitte unter entsprechenden Bedingungen durch Kettenfaltung bzw. Orientierungsvorgänge, parallel anordnen (Abbildung 10, rechts) [2, 54, 55, 66].



Abbildung 10: Geknäuelte Kettenmoleküle (links) und teilkristalline Struktur (rechts) [34]

Die Kristallite sind untereinander über gestreckte und gefaltete Kettenabschnitte (amorphe Bereiche) verbunden. Durch die Anlagerung mehrerer Kristallite beim Kristallisationsprozess entstehen kristalline Strukturen in Form von Lamellen. Diese können eine Dicke von 6-30 nm und eine laterale Ausdehnung von bis zu einigen hundert Nanometern aufweisen [49]. Zwischen nebeneinander liegenden Lamellen befinden sich amorphe Bereiche, die durch Kettenfaltungen, Kettenrückfaltungen, Kettenenden sowie Defektausscheidungen entstehen [49]. Der Zusammenhalt zwischen den amorphen Grenzschichten verschiedener Faltungsblöcke wird durch die Anzahl der zwischen den Lamellen durchlaufenden Molekülketten und Kettenverschlaufungen bestimmt.

Durch eine radiale Anordnung der Lamellenstrukturen beim Abkühlen aus der Schmelze, können unterhalb der Rekristallisationstemperatur streng geordnete Kristalle entstehen. Bei diesen sogenannten Sphärolithen handelt es sich um kugelförmige zentralsymmetrische Überstrukturen, die ausgehend von einem Kristallisationskeim zu einem radialen Wachstum von übereinander und nebeneinander gestapelten Kristalliten und Lamellen führen [49]. Bei diesem Vorgang schwinden die amorphen Bereiche und können im erstarrten Zustand, abhängig vom Grad der Kristallinität, vollständig von Sphärolithen durchdrungen sein [11].

Der Kristallinitätsgrad χ ist [49] definiert als das Verhältnis des Volumenanteils (V_c) bzw. Massenanteils (m_c) der kristallinen Bereiche zum Gesamtvolumen V_{ges} bzw. zur Gesamtmasse m_{ges} (s. Gleichung 2) [49].

$$\chi = \frac{V_c}{V_{ges}}$$

Gleichung 2

Beim Polypropylen hängt der Grad der Kristallisation wesentlich von der Taktizität der molekularen Ketten ab, die bei der Polymerisation der asymmetrischen monomeren Bestandteile entsteht. Hierbei können die Methylgruppen (CH_3) des Makromoleküls, bei gleicher Konstitution und relativ zur Polymerkette, unterschiedlich angeordnet sein. Bei einer isotaktischen Konfiguration des PP (iPP) sind die Methylgruppen regelmäßig, bei syndiotaktischen PP (sPP) alternierend und bei ataktischen PP (aPP) unregelmäßig an der Hauptkette angeordnet. Bereits bei der Herstellung von PP kann diese Taktizität in weitem Maße beeinflusst und eingestellt werden, wobei ein höherer isotaktischer Anteil zu einer Erhöhung des Kristallinitätsgrades, des Schmelzbereichs, der Zugfestigkeit und Steifigkeit sowie der Härte führt [23, 27]. Für technische Anwendungen kommen daher überwiegend isotaktische Typen zum Einsatz, die bei der Spritzgießverarbeitung zu einer Kristallinität von ca. 30 – 60 % im Bauteil führen [23]. Eine detaillierte Beschreibung des morphologischen Aufbaus der Polypropylene ist den Literaturstellen [23, 27, 49-66] zu entnehmen.

4.1.2 Thermische und mechanische Eigenschaften teilkristalliner Thermoplaste

Die mechanischen Eigenschaften teilkristalliner Thermoplaste hängen neben der molekularen Struktur und der Belastungsgeschwindigkeit sehr stark von der Temperatur ab. Hierbei können je nach Art der Beanspruchung die mechanischen und thermischen Eigenschaften teilweise wechselseitig miteinander verbunden sein. Die bei sehr tiefen Temperaturen nahezu unbeweglichen Makromoleküle können sich bei steigender Temperatur vermehrt bewegen. Diese Eigenschaftsänderungen finden bei den sogenannten Umwandlungstemperaturen statt und werden bei teilkristallinen Thermoplasten in folgende Zustandsbereiche unterteilt:

- Nebenerweichungsbereich
- Energieelastischer Bereich
- Haupterweichungsbereich
- Entropieelastischer Bereich
- Fließbereich, Schmelzbereich.

Wie in Abbildung 11 dargestellt, lassen sich die Übergänge der Temperaturbereiche anhand der starken Änderungen im physikalischen Verhalten (z.B. dynamischer Schubmodul aus Dynamisch-mechanischen Analysen) bestimmen [23, 49, 66].

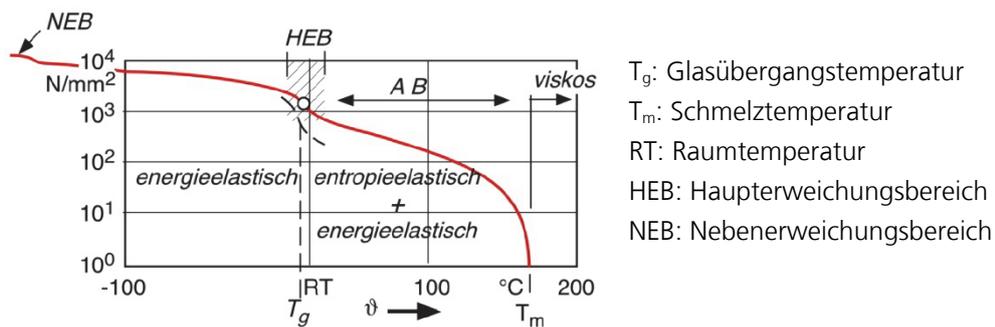


Abbildung 11: Schematische Darstellung der Temperaturabhängigkeit des dynamischen Schubmoduls G bei teilkristallinen Thermoplasten [66]

In den Bereichen, in denen reine Energieelastizität vorliegt, verformen sich Bauteile unter Einwirkung einer Kraft ohne zeitliche Verzögerung um einen bestimmten Wert, der unabhängig von der Einwirkungsdauer der äußeren Kraft ist. Die Verformungsarbeit wird hierbei als potenzielle Energie gespeichert, indem die Abstände der Atome und die Bindungswinkel durch die Verformung verändert werden. Bei Entlastung ist diese Verformung vollständig reversibel [66].

Im Gegensatz hierzu, nimmt die Verformung bei rein entropieelastischen Formteilen zeitverzögert zu. Dabei bewirkt eine anliegende äußere Kraft, dass die Moleküle aus ihrer Gleichgewichtslage bewegt werden und sich in Kraftrichtung ausrichten. Diese Bewegung der Moleküle benötigt eine gewisse, teilweise auch verschwindend kurze Zeit. Die durch diese Verformung entstandene größere Ordnung bzw. geringere Entropie ist ebenfalls vollständig reversibel, da die hierfür benötigte Rückstellkraft aus der Entropieänderung während der Verformung entsteht. Dies begründet sich in dem Bestreben der Moleküle, einen Zustand größtmöglicher Unordnung (Knäuelform) und damit größerer Entropie einzunehmen. Die Verformungsarbeit wird hierbei als Wärmeenergie gespeichert [66].

Bei niedrigen Temperaturen können die Moleküle lediglich um ihre Ruhelage schwingen, wodurch die Schlagzähigkeit unterhalb der Glasübergangstemperatur T_g nur geringe Werte zeigt. Bei steigenden Temperaturen ist im Bereich um T_g ein sprunghafter Anstieg der Bruchdehnung und Zähigkeit bei gleichzeitigem Abfall von Steifigkeit und Festigkeit zu beobachten [67].

Die Beweglichkeit der Ketten nimmt mit steigender Temperatur stetig zu und resultiert in einer Zunahme der mikro-brownschen Bewegungen der Moleküle. Sobald die Amplitude der Molekularbewegungen größer ist als das Vermögen der Nebervalenzkräfte, die Bindungen

untereinander aufrecht zu erhalten, werden Ablöse- und Abgleitvorgänge eingeleitet. Durch die schwachen intermolekularen Bindungen, im Vergleich zu den im Makromolekül vorherrschenden kovalenten Bindungen (z.B. C-C), können Thermoplaste bei höheren Temperaturen leicht verformt werden. Diesen verfahrenstechnischen Vorteilen stehen allerdings einige Nachteile bei der Anwendung gegenüber. Hierbei ist vor allem die Wärmeformstabilität zu nennen, die bei Erreichen einer materialspezifischen Temperatur nicht mehr gewährleistet werden kann und vor allem beim Einsatz dieser Werkstoffe in strukturellen Anwendungen berücksichtigt werden muss. Des Weiteren kann es bei teilkristallinen Thermoplasten zu einer verstärkten Nachkristallisation bei steigender Temperatur kommen, was vor allem zu einer Abnahme der Schlagzähigkeit führen kann. Bei weiterer Erhöhung der Temperatur kommt es schließlich zum Fließen bzw. Aufschmelzen des Kunststoffes, wodurch das endgültige Versagen des Formteils erreicht ist [49].

4.1.2.1 Thermomechanische Eigenschaften und Einflussfaktoren

Die thermomechanischen Eigenschaften werden in teilkristallinen Thermoplasten vor allem durch die molare Masse, Kristallinität und Morphologie bestimmt. Höhermolekulare Polymere sind überwiegend flexibel und zäh, wobei ein niedermolekularer Aufbau zu harten, steifen und schlagempfindlichen Formteilen führt [27, 66, 68, 76].

In Abbildung 12 ist beispielhaft das Spannungs-Dehnungs-Diagramm zweier Polypropylen-Typen aus einem Zugversuch dargestellt. Hieraus ist zu erkennen, dass die Zugspannung bis zum Erreichen der Streckgrenze stetig ansteigt. Bei weiterem Dehnen kommt es zum Einschnüren des Probekörpers, was mit einem Spannungsabfall eingeleitet wird. Aufgrund teilweiser Orientierungen der Moleküle während des Einschnürvorgangs kommt es ab einer gewissen Dehnung schließlich zu einem erneuten Spannungsanstieg und damit zu einer Verfestigung des Werkstoffs bis zum Erreichen der Bruchdehnung. Diese Eigenschaft wird beispielsweise beim Recken von Bändern oder Polymerfasern verwendet, die hierdurch und je nach Reckverhältnis eine erhöhte Reißfestigkeit bis zu einem Mehrfachen des ursprünglichen Werkstoffkennwerts erreichen können. Die Reißdehnung wird hierdurch allerdings deutlich verringert [23].

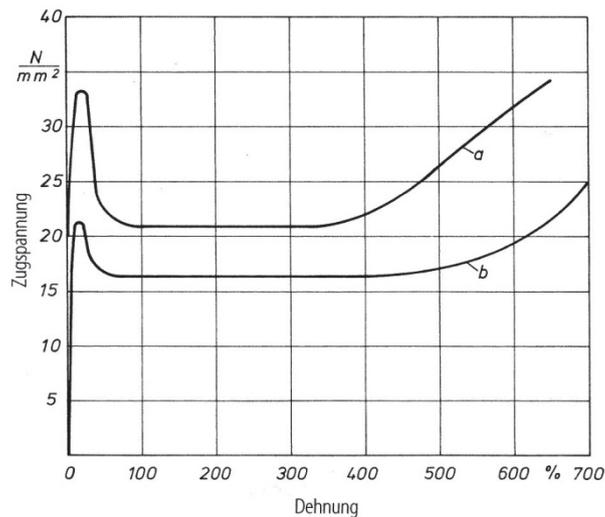


Abbildung 12: Spannungs-Dehnungs-Diagramm zweier PP-Typen: a Homopolymer; b Block-Copolymer [23]

Neben dem molekularen Aufbau der Thermoplaste, werden die thermomechanischen Eigenschaften durch den Kristallinitätsgrad und die Morphologie bestimmt, die in hohem Maße von den Verarbeitungsparametern abhängen. Diese Größen nehmen u.a. Einfluss auf die Wärmeformstabilität, das Schwindungsverhalten sowie die Eigenspannungen im Formteil. Aufgrund der spezifischen Molekulanordnung ergeben sich unterschiedliche Eigenschaften in den amorphen und kristallinen Bereichen. Durch den wesentlich höheren E-Modul kristalliner Strukturen, im Vergleich zu dem amorpher Bereiche, nehmen mit steigendem Kristallinitätsgrad die Kennwerte Steifigkeit, Festigkeit, Dichte, Streckspannung sowie Dimensionsstabilität zu. Dahingegen verringern sich die Schlagzähigkeit, Dehnbarkeit, thermische Ausdehnung und mechanische Dämpfung [49, 68, 78]. Allerdings ist nicht nur der Grad der Kristallinität entscheidend, sondern auch die Größe und Art der Kristallstrukturen, die sich überwiegend durch die Abkühlgeschwindigkeit während des Prozesses sowie die Nukleierung beeinflussen lassen. Kleinere Sphärolithe erhöhen hierbei in der Regel die Transparenz und Flexibilität des Formteils [23]. Untersuchungen an Polyamid (PA6.6) zeigten, dass die mechanischen Eigenschaften stark von der Sphärolithgröße beeinflusst werden, wohingegen der Kristallinitätsgrad innerhalb einiger Prozent lediglich einen geringen Einfluss besitzt [49, 69].

Durch das Einbringen von Füllstoffen oder Verstärkungsfasern können die thermomechanischen Eigenschaften wesentlich verändert werden. Im Bereich der Verstärkung mit Fasern (z.B. Glasfasern) kommt der Faser-Matrix-Haftung dabei eine bedeutende Rolle zu, worauf in Kapitel 4.3 genauer eingegangen wird. In Bezug auf die thermomechanischen Eigenschaften

verstärkter Thermoplaste ist die unterschiedliche Wärmeausdehnung der polymeren Matrix im Vergleich zur Glasfaser zu beachten. Bei einer Temperaturerhöhung verringern sich hierbei die Radialdruckspannungen in der Faser-Matrix-Grenzschicht und somit die mechanischen Eigenschaften. Die Festigkeit hängt dabei im Vergleich zur Steifigkeit stärker von der Faser-Matrix-Anbindung bzw. der Grenzflächen-Scherfestigkeit ab [27, 36, 76, 115].

Wobei sowohl die Festigkeit als auch die Steifigkeit durch Zugabe von Füllstoffen oder Fasern gesteigert werden können, ist bei schlagartiger Beanspruchung eine Verringerung der Zähigkeit bei gefüllten Materialsystemen zu beobachten und zu berücksichtigen. Auch die Bruchdehnung faserverstärkter Thermoplaste ist aufgrund der Spannungsspitzen an den Faserenden niedriger als bei unverstärkten Materialien [67].

4.1.2.2 Schwindungs- und Verzugsverhalten

Bei der Herstellung thermoplastischer Spritzgießformteile kommt es während der Abkühlung zu Maßabweichungen im Vergleich zur formgebenden Werkzeugkavität (s. Abbildung 14). Diese Maßänderungen sind unter dem Oberbegriff der Schwindung zusammengefasst und werden durch Kristallisationsvorgänge, Volumen- und Orientierungsrelaxationen sowie thermische Kontraktionen verursacht [49, 70]. Neben den materialspezifischen Eigenschaften (ρ -, v -, θ -Verhalten, Morphologie, Füllstoffe), hängt die Schwindung von Prozessparametern (Temperaturen, Drücke) sowie von der Geometrie des Formteils ab.

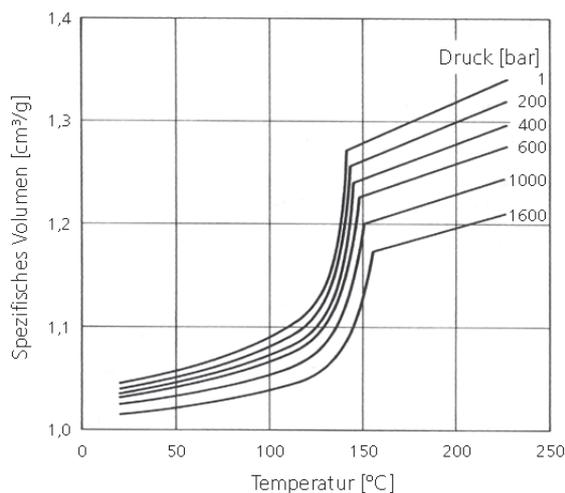


Abbildung 13: Druck-(p)-Volumen-(v)-Temperatur-(T-)Diagramm eines Polyethylens (Hostalen GF 4760) [23]

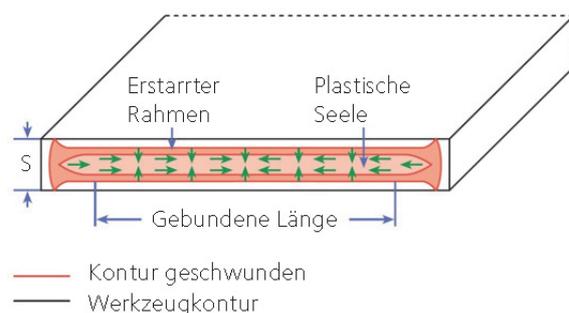


Abbildung 14: Schematische Darstellung der Formteilschwindung [71]

Die thermische Kontraktion wird dabei maßgeblich durch den thermodynamischen Prozessverlauf beeinflusst, der in einem Druck-(p)-Volumen-(v)-Temperatur-(T)-Diagramm dargestellt wird (Abbildung 13). Hierin sind zum einen die Kompressibilität (Änderung des Volumens bei Änderung des Drucks) und zum anderen das thermische Verhalten (Änderung des Volumens bei Änderung der Temperatur) eines Thermoplasts gekennzeichnet. Mit Hilfe dieser Informationen lässt sich die Volumenschwindung (S_V) als Differenz zwischen kaltem Werkzeugvolumen (V_W) und Formteilmvolumen (V_F), bezogen auf das Ursprungsvolumen des Werkzeugs, wie folgt definieren [71].

$$S_V = \frac{V_W - V_F}{V_W} \quad \text{Gleichung 3}$$

Die Volumenschwindung setzt sich dabei aus den Anteilen Längsschwindung (S_L), Breitenschwindung (S_B) und Dickenschwindung (S_S) gemäß Gleichung 4 zusammen [71].

$$S_V = 1 - (1 - S_L)(1 - S_B)(1 - S_S) \quad \text{Gleichung 4}$$

Für die praktische Auslegung von Spritzgießwerkzeugen ist die lineare Schwindung (S_l) wichtiger, die über die Differenz zwischen Länge des Werkzeugs (l_W) und Länge des Formteils (l_F), bezogen auf die Ursprungslänge im Werkzeug bei Raumtemperatur, definiert ist [49, 71].

$$S_l = \frac{l_W - l_F}{l_W} \quad \text{Gleichung 5}$$

In der Regel können reale Formteile aufgrund ihrer geometrischen Verhältnisse nicht in alle drei Richtungen (Längen-, Breiten-, und Dickenrichtung) gleichmäßig schwinden. Da nur in Dickenrichtung eine fast unbehinderte Schwindung stattfinden kann, findet der Großteil der Volumenschwindung in der Wanddickenschwindung des Formteils statt. Dieser Vorgang erfolgt nicht nur aufgrund formtechnischer (geometrischer) Schwindungsbehinderungen, sondern auch durch eine Behinderung der Längs- und Breitenschwindung infolge der von außen nach innen einfrierenden Formteilschichten (s. Abbildung 14) [71]. Beim Einspritzvorgang findet die Abkühlung der Schmelze an der Formnestwand und somit der Erstarrungsvorgang sehr schnell statt, wodurch in diesen Bereichen eingefrorene Orientierungszustände vorliegen. Hierdurch wird die Relaxation der Molekülketten während der Abkühlung durch die eintretende Erstarrung der Schmelze behindert. In der Nachdruckphase des Spritzgießprozesses kann die unmittelbar auftretende Schwindung kompensiert werden. Die unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten der Kern- und Mantelschicht führen allerdings zu Spannungen, die im Kernbereich zu Zugspannungen und im Mantelbereich zu Druckspannungen führen [49, 72].

Die Schwindung eines Formteils ist eine zeitabhängige Größe und setzt sich aus der verarbeitungsbedingten Schwindung und der Nachschwindung zusammen. Entsprechend den Normen DIN 16901, DIN EN ISO 294-4 bzw. ASTM D955-00 wird die Verarbeitungsschwindung 16 bis 24 h nach dem Herstellungsvorgang ermittelt. Die Nachschwindung bezeichnet die zusätzliche Volumenänderung, die nach der unmittelbaren Verarbeitung auftritt [49, 73]. Die Ursachen für die Nachschwindung basieren auf den Mechanismen der Relaxation von Eigenspannungen, Reorientierungsvorgängen der makromolekularen Ketten, Kristallperfektionierung (Nachkristallisation) sowie bei einigen Thermoplasten auf der Feuchtigkeitsaufnahme. Bei amorphen Polymeren ist die Nachschwindung aufgrund ihrer Morphologie deutlich geringer als bei kristallisationsfähigen Materialien [49, 71].

Im Gegensatz zu amorphen Materialien, bei denen die Volumenänderung einen linearen Verlauf zeigt, kommt es bei kristallisationsfähigen Werkstoffen aufgrund des Kristallisationsvorganges zu einer exponentiellen Änderung des spezifischen Volumens in Abhängigkeit der Temperatur (s. Abbildung 15) [49, 74]. Dieser Vorgang ist sowohl temperatur- als auch zeitabhängig, wodurch die Abkühlgeschwindigkeit einen großen Einfluss auf die Keimbildung, das Keimwachstum und somit auf das entstehende Kristallgefüge hat. Bei einer langsamen Abkühlung steigen der Kristallisationsgrad und hierdurch auch die Verarbeitungsschwindung. Ein zu schneller Temperaturabfall kann zu einer Unterdrückung der Keimbildung und des Keimwachstums führen, wodurch ein Gefüge mit niedrigem Kristallisationsgrad und einer geringen Verarbeitungsschwindung entsteht. Dies kann zu einer erhöhten Nachschwindung aufgrund einer verstärkten Nachkristallisation führen [23, 71].

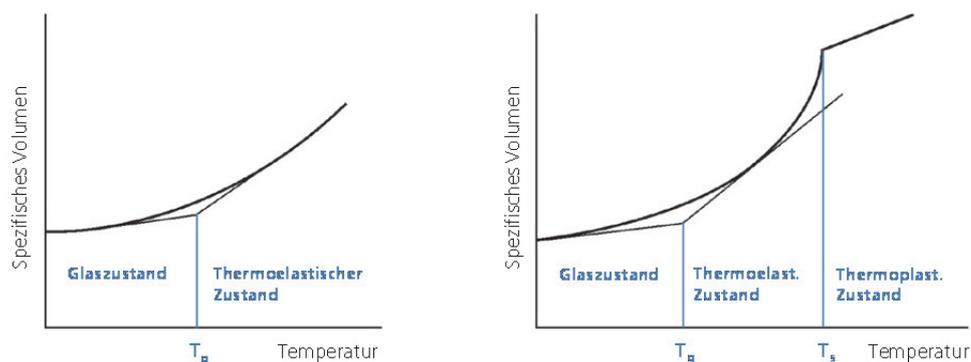


Abbildung 15: Qualitatives p-v-T-Diagramm eines amorphen (links) und teilkristallinen (rechts) Thermoplasten [66]

Durch den Einsatz von Füllstoffen können einerseits die Schwindungswerte verringert werden, andererseits erhöht sich die Anisotropie der Schwindung bei Füllstoffen mit einem Aspekt-

verhältnis größer als eins [49]. Aufgrund der Ausrichtung von Fasern während des Formfüllvorgangs beim Spritzgießen, ergibt sich im Formteil eine unterschiedliche Schwindung in Längs- und Querrichtung [75]. In Verarbeitungsrichtung wird eine starke Reduzierung der Schwindung festgestellt, wobei senkrecht dazu die Werte deutlich höher ausfallen [49, 71].

Durch diese Anisotropie, basierend auf der Ausrichtung von Füllstoffen sowie differenzielle Schwindungen im Formteil, u.a. verursacht durch Eigenspannungen und Orientierung der Polymerketten, kann es zum Verzug des Formteils kommen. Hierbei verformt sich das Bauteil in engem Zusammenhang mit dem Phänomen der Schwindung und verändert neben seinen Abmessungen auch Konturen und Winkel.

Zusammenfassend muss bei allen thermoplastischen Materialien die Schwindung bei der Auslegung von Formteilen und Werkzeugen berücksichtigt werden. Resultate der Schwindung können Einfallstellen, lineare Schwindungen, Eigenspannungen sowie Verzug der Formteile sein. Durch eine Anpassung der Formteilgestaltung, der Lage von Angüssen sowie der Prozessführung ist dem Auftreten von Verzug entgegenzuwirken [23, 49, 71, 73].

4.1.2.3 Anisotropie der Materialeigenschaften spritzgegossener Bauteile

In spritzgegossenen Formteilen kommt es aufgrund komplexer thermomechanischer Vorgänge während des Spritzgießprozesses zu Orientierungen der polymeren Ketten sowie der Füll- und Verstärkungsstoffe. Bei ungefüllten Materialien führt die Molekülorientierung, als Folge der Scherkräfte während der Formfüllung, zu einem mehrschichtigen Aufbau über die Bauteildicke. Im Mantelbereich dieser entstehenden Kern-Mantel-Struktur sind die Ketten überwiegend hoch orientiert, wobei sich in der Kernschicht wenig orientierte meist sphärolithische Bereiche ausbilden [73, 76, 77]. An den Formteiloberflächen sind die Molekülketten hauptsächlich in Verarbeitungsrichtung parallel zur Formwandung gerichtet. Im Kernbereich treten aufgrund der Quellströmung und des daraus resultierenden parabelförmigen Geschwindigkeitsprofils, neben der Dehnströmung auch Scherströmungen auf [40, 79, 89, 90]. Während des Einspritzvorgangs erstarrt die Schmelze aufgrund des hohen Temperaturgradienten und Wärmeübergangs unmittelbar beim Kontakt zur Werkzeugwand, wodurch die Molekülketten in Folge der Dehn- und Scherströmungen in diesem Bereich orientiert und eingefroren werden (Abbildung 16).

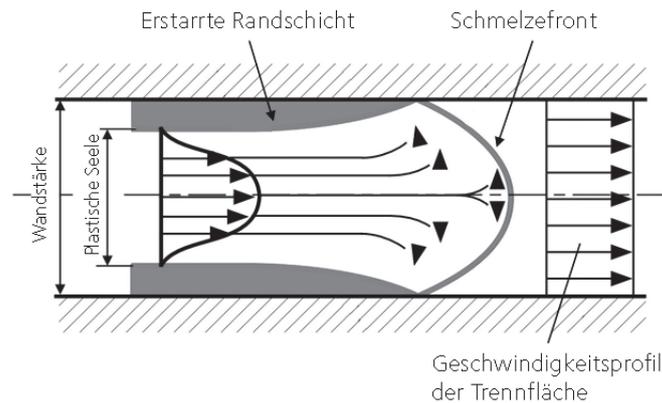


Abbildung 16: Schematische Darstellung der Bewegungsvorgänge beim Formfüllvorgang [66]

Im Kernbereich führen der niedrige Temperaturgradient und die geringere Abkühlgeschwindigkeit zu einer im Vergleich zum Mantelbereich verzögerten Abkühlung. Die Polymerketten haben in diesem Bereich die Zeit und die Möglichkeit zur Relaxation, wodurch sich ein geringerer Orientierungsgrad einstellt. Dieser Vorgang wird wesentlich von der Fließrate, der Masse- und Werkzeugtemperatur sowie von der Relaxationszeit im Zusammenhang mit der Abkühlungsrate beeinflusst. Ist diese Zeit kürzer als die Zeit bis zum Erreichen der Glasübergangstemperatur des Polymers, liegt im Kernbereich eine sphärolithische Morphologie mit isotropen Orientierungszuständen vor [23, 49].

Ebenso wie die Molekülketten werden auch Füll- und Verstärkungsstoffe durch das Fließverhalten der polymeren Schmelze beim Formfüllvorgang orientiert. Durch die nicht-Newtonschen Fließeigenschaften der Schmelze, bildet sich über den Querschnitt ein Geschwindigkeitsprofil, wie in Abbildung 16 ersichtlich, aus. Dieser Zusammenhang zwischen Strömungsprofil und Orientierungsvorgängen führt zu einem charakteristischen Schichtenaufbau, der in der Literatur bereits intensiv untersucht wurde und modellhaft mit einem drei-, sieben- und neunschichtigen Aufbau beschrieben werden kann [49, 80- 83]. Dem Dreischichtmodell liegt eine Faserorientierung im Kernbereich quer und in den Randschichten parallel zur Fließrichtung zugrunde. Die Orientierung der Fasern quer zur Verarbeitungsrichtung in diesem Bereich, wird vor allem auf die vorherrschende Dehnströmung der Schmelzefront zurückgeführt [49, 81].

Unabhängig vom Schichtmodell liegt die durchschnittliche Faserorientierung bei dünnen Formteilen aufgrund des hydrodynamischen Fließens der Schmelze überwiegend in Verarbeitungsrichtung. Eine Drehung aus der Fließ- in Dickenrichtung ist hierbei stark begrenzt.

4.2 Imprägnierte Verstärkungsstruktur

Die Verstärkungsstruktur eines Faserverbundwerkstoffs besitzt die Aufgabe, die mechanischen Eigenschaften wie Festigkeit und Steifigkeit eines Formteils gezielt zu erhöhen. Im Bereich thermoplastischer FVW mit gerichteten Endlosfasern werden hierbei, aufgrund der hohen Viskosität der polymeren Matrix, überwiegend vorimprägnierte und (teil-)konsolidierte Halbzeuge eingesetzt. Eine Direktimprägnierung der Verstärkungsfaser bzw. des textilen Halbzeugs während des Formgebungsprozesses, wie sie häufig bei duromeren FVW Anwendung findet, führt bei den meisten serientauglichen Verarbeitungsverfahren für thermoplastische Materialien, zu unbefriedigenden Ergebnissen hinsichtlich Qualität der Faserbenetzung, des Konsolidierungsgrads sowie der Zykluszeit [3, 11].

Industriell eingesetzte Halbzeuge mit thermoplastischer Matrix liegen überwiegend als Gewebe, Gelege sowie in unidirektionaler Form als Tape oder Profil vor und weisen in der Regel einen Fasergewichtsanteil von 55 % bis 75 % auf [11, 16, 21, 91]. Eine Variante der textilen Imprägnierung mit einer Thermoplastmatrix besteht im Einsatz von Hybridrovings, bei denen die Verstärkungsfilamente und Polymerfilamente nebeneinander im Roving vorliegen. Dieses Verfahren bietet einen engen Kontakt der Verstärkungskomponente mit der Matrixkomponente und somit sehr kurze Fließwege bei der Imprägnierung [3, 21]. Die Zusammensetzung und Homogenität des Rovings können entsprechend den Anforderungen durch die Auswahl der Materialien, Garnfeinheiten und des entsprechenden Garnbildungsverfahrens eingestellt werden. Die Vermischung der Filamente wird dabei entweder unmittelbar bei dererspinnung oder mittels Lufttexturierung vorgenommen. Durch eine Variation der Material- und Prozessparameter können unterschiedliche Hybridgarne mit spezifischen mechanischen und funktionalen Eigenschaften hergestellt werden. Aufgrund der optimalen Durchmischung der Verstärkungs- und Matrixkomponente über den Querschnitt und den damit sehr guten Vorbedingungen für die Einzelfaserbenetzung im Konsolidierungsprozess, werden in dieser Arbeit Hybridgarne zur Herstellung der Verstärkungsstrukturen eingesetzt [11, 34, 93].

4.3 Verbund von Verstärkungsfaser und Matrix

Die mechanischen Eigenschaften faserverstärkter Werkstoffe werden maßgeblich durch die Eigenschaften der Grenzschicht zwischen den einzelnen Komponenten bestimmt, die zudem oftmals das schwächste Glied im Verbundwerkstoff darstellt. Der Aufbau sowie die Eigenschaften dieser Grenzschicht wurden bereits eingehend untersucht und können unter anderem den Literaturstellen [33, 95, 98, 100, 102-108, 112-117] entnommen werden.

Aufgrund des Schwerpunktes in dieser Arbeit wird in den folgenden Kapiteln vor allem auf die Grenzschicht zwischen einer thermoplastischen Matrix und einer Glasfaser eingegangen.

4.3.1 Morphologie der Grenzschicht faserverstärkter Thermoplaste

Durch das Einbringen von Verstärkungsfasern in eine Thermoplastmatrix bildet sich eine Grenzschicht zwischen der Faseroberfläche bzw. der Faserschichte und dem umgebenden Matrixmaterial. Darüber hinaus beeinflusst der Füllstoff die morphologische Struktur im angrenzenden Bereich der Matrix, wodurch transkristalline Bereiche entstehen können [49, 94, 95]. Die Schlichte ist eine unmittelbar nach dem Spinnprozess auf die Glasfasern aufgetragene Schicht, die dem Schutz der Fasern während des Verarbeitungsprozesses, der Verbesserung der Gleiteigenschaften, einer guten Benetzbarkeit durch das Polymer sowie einer verbesserten Haftung zwischen Matrix und Faser im Formteil dient. Hierbei wird die Faser durch ein Bad einer wässrigen Dispersion mit gelösten Hilfsstoffen wie Haftvermittler, Polymerbinder, Gleitmittel, antistatische Hilfsmittel sowie Filmbildner geführt [4, 36, 49]. Als filmbildende Polymere werden überwiegend Polyurethane oder Polyvinylalkohole eingesetzt und als Haftvermittler vor allem Silane des Typs $Y - (CH_2)_n Si(OCH_3)_3$. Die Y -Komponente steht darin für eine reaktive bzw. zur Matrix kompatiblen Molekülgruppe wie beispielsweise Amin, Epoxy, Vinyl oder Methacrylat. Die Anzahl n der Methylengruppe liegt in der Regel zwischen null und drei [49, 96].

Bei teilkristallinen Thermoplasten können die Bestandteile der Schlichte bzw. die Faser selbst zu einer Erhöhung der Kristallinität des polymeren Matrixwerkstoffes führen. Untersuchungen haben gezeigt, dass beispielsweise bei einem Polypropylen mit 20 Gew.-% Glasfaseranteil und einer guten Faser-Matrix-Haftung eine deutlich höhere Kristallinität der Matrix insbesondere bei Temperaturen über 220 °C festzustellen ist [98]. Durch die keimbildende Wirkung der Fasern entsteht eine transkristalline Grenzschicht, deren Ausprägung und Ausdehnung vom Fasertyp, Fasergehalt, der Schlichte sowie von der polymeren Matrix, den Additiven und den Verarbeitungsbedingungen abhängt. Bei erhöhten Fasergehalten können sich diese Bereiche durchdringen und nicht nur lokal zu einer veränderten Morphologie, sondern auch zu einer Modifikation des gesamten Matrixmaterials führen [94, 96-99].

4.3.2 Verbundmechanismen zwischen Faser und Polymermatrix

Eine wichtige Voraussetzung für die Ausbildung der Verbundfestigkeit in einem FVW und den daraus resultierenden, erhöhten mechanischen Eigenschaften, ist eine optimale Anbindung der Matrix an die Verstärkungsfasern. Hierbei besitzt die Faser-Matrix-Grenzschicht die wichtige

Aufgabe, von außen eingeleitete Kräfte auf die Faser zu übertragen. Bei einer zu geringen Faser-Matrix-Haftung ist diese Kraftübertragung nur begrenzt möglich, was zu einem Ablösen bzw. Abgleiten der Matrix an der Faseroberfläche führen kann. Hierdurch können die auf den Verbundwerkstoff einwirkenden Spannungen nicht vollständig in die Verstärkungsfasern eingeleitet und somit das Verstärkungspotenzial nicht ausgenutzt werden [2-4, 19, 34].

Die unter dem Oberbegriff Adhäsion auftretenden Kräfte zur Ausbildung der Verbundfestigkeit resultieren aus dem Zusammenspiel der Mechanismen (Abbildung 17): mechanische Haftung, elektrostatische Anziehung, chemische Bindung sowie Adsorption und Benetzen [100].

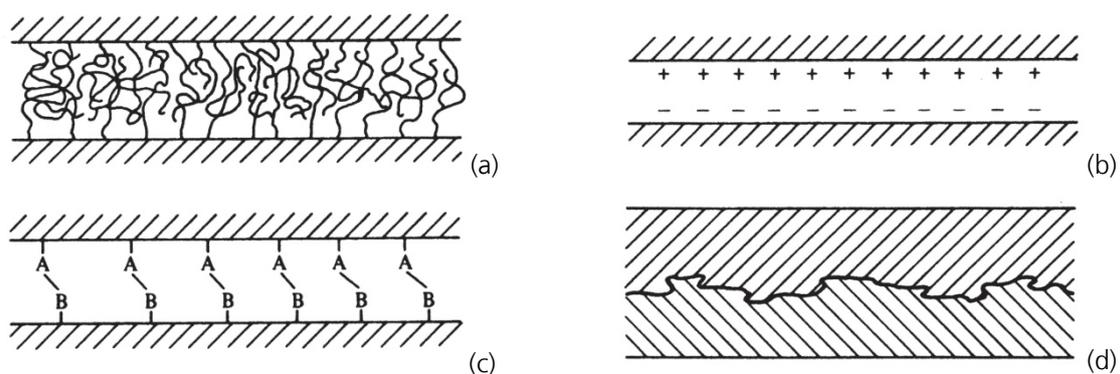


Abbildung 17: Schematische Darstellung der Beiträge zur Adhäsion (a) Interdiffusion, (b) elektrostatische Anziehung, (c) chemische Bindung, (d) mechanische Bindung [100]

Als Adhäsion werden hierbei die Anziehungskräfte zweier unterschiedlicher in Kontakt tretenden Stoffe bezeichnet, die durch attraktive Wechselwirkungen hervorgerufen werden. Dahingegen werden unter Kohäsion die Anziehungskräfte zwischen gleichartigen Atomen bzw. Molekülen eines Stoffes verstanden [11, 68, 101]. In der Grenzschicht des FVW wirken die Mechanismen der Adhäsion je nach Faser-Matrix-Kombination einzeln oder mit hoher Wahrscheinlichkeit in Kombination. Die optimale Grenzschichtfestigkeit ist dann erreicht, wenn die Adhäsionskräfte größer sind als die Kohäsionskräfte mindestens einer der Verbundpartner. Eine detaillierte Beschreibung der Mechanismen bei der Adhäsion von Polymermatrix und Verstärkungsfasern ist den Literaturstellen [3, 4, 11, 27, 34, 100-108] zu entnehmen.

Neben der Adhäsion in Form von Stoffschluss bzw. innerem und äußerem Formschluss bildet der Kraftschluss eine weitere, wenn auch untergeordnete Komponente der Verbundfestigkeit. Dabei übt die Polymermatrix aufgrund des Schwindungsprozesses bei der Abkühlung aus dem Schmelzzustand radial wirkende Druckkräfte auf die Faser aus, die einen durch Reibschluss bedingten Lastübertragungsmechanismus, auch bei völlig fehlender Faser-Matrix-Haftung darstellen [109, 110].

Bei thermoplastischen FVW auf Basis von Polyolefinen und Glasfasern wird deren Kopplung aufgrund des großen Polaritätsunterschiedes der beiden Komponenten erschwert. Um dennoch eine gute Faser-Matrix-Haftung zu erhalten, werden der Faserschichte Silanverbindungen zugesetzt (vgl. Kapitel 4.3.1) [93, 103, 111]. Der zugrundeliegende Mechanismus dieser Haftvermittler ist die Möglichkeit der Anbindung an die stark polare Glasfaseroberfläche über kovalente Bindungen und Wasserstoffbrücken einerseits sowie die Anknüpfung an die unpolare Polymermatrix über deren funktionelle Gruppen andererseits [103, 111, 112]. Bei Polypropylen wird hierbei überwiegend Maleinsäureanhydrid (MAH) eingesetzt, das über eine Pfropfungsreaktion an die polymere Kette gebunden wird. Dieses funktionalisierte Polypropylen wird bei der Verarbeitung als Haftvermittler in Form eines Masterbatches (PP-MAH) zusammen mit den Fasern in die Schmelze der unpolaren Polypropylenmatrix zudosiert [27, 115, 119, 120]. Diese Vorgehensweise bewirkt, dass der Haftvermittler sich bevorzugt an der Faser-Matrix-Grenzfläche anlagert und dort die gewünschte Wirkung erzielt [96, 121, 122].

4.3.3 Ausbildung der Verbundfestigkeit und Kraftübertragungsmechanismen

Auf Basis des Zusammenspiels der unterschiedlichen Verbundmechanismen eines thermoplastischen FVW kommt es zur Ausbildung der Verbundfestigkeit zwischen der Matrix- und der Verstärkungskomponente. Die daraus resultierenden mechanischen Formteileigenschaften werden durch eine komplexe Beziehung zwischen den stofflichen, technologischen und geometrischen Parametern sowie der sich ausbildenden Mikrostruktur bestimmt [4, 96]. Neben diesen spezifischen Einflussgrößen hängen die mechanischen Eigenschaften zudem von der Beanspruchungsart und -geschwindigkeit sowie von Umgebungseinflüssen wie Temperatur und Feuchtigkeit ab [4, 23, 27, 96].

Dieser komplexe Zusammenhang wurde in der Vergangenheit bereits ausführlich untersucht und in den entsprechenden Literaturstellen beschrieben. Aufgrund des Schwerpunktes in dieser Arbeit kann es an dieser Stelle keinen umfassenden Überblick über den theoretischen und experimentellen Kenntnisstand auf diesem Gebiet geben und es wird vielmehr auf den Unterschied zwischen diskontinuierlicher und endloser Faserverstärkung mit dem Ziel der Hinführung auf die im experimentellen Teil diskutierten Ergebnisse und Interpretationen eingegangen.

Die wesentlichen physikalischen und mechanischen Kenngrößen zur Ausbildung der Verbundfestigkeit in einem thermoplastischen FVW sind in Tabelle 1 dargestellt [96]. Im

Vordergrund der nachfolgenden Diskussion steht der Einfluss dieser Größen bei quasi-statischer und dynamischer Zugbeanspruchung und dabei insbesondere die Festigkeit und Steifigkeit.

Tabelle 1: Einflussgrößen auf die Eigenschaften faserverstärkter Verbundwerkstoffe [96]

Faser	Matrix	Grenzschicht
Fasergehalt	Festigkeit	Festigkeit
bzw. -verteilung	Steifigkeit	Steifigkeit
Festigkeit	Viskoelastizität	Viskoelastizität
Steifigkeit	Kristallinität	Kristallinität
Faserdurchmesser	Spannungsrissempfindlichkeit	Dicke
Längenverteilung	Bruchzähigkeit	Glasübergangstemperatur
Orientierungsverteilung	Glasübergangstemperatur	

In diskontinuierlich faserverstärkten Formteilen liegen die Fasern relativ homogen verteilt in der Matrix vor und sind in diese eingebettet. Die Übertragung von außen eingeleiteter Kräfte verläuft, wie in Abbildung 18 dargestellt, im Bauteil von Faser zu Faser über die Matrix als Verbindungselement. Je länger die in Zugrichtung ausgerichteten Fasern sind, umso größer wird die dabei mögliche übertragbare Schubspannung in der Faser-Matrix-Grenzschicht [123]. Bei einer Erhöhung des Fasergehaltes im Formteil reduziert sich das relative Volumen der schwächeren Matrixkomponente, wodurch die verstärkende Wirkung der Fasern zu einer Verbesserung der Verbundeigenschaften führt [4, 123]. Analog zu den diskontinuierlichen Faserverstärkungen kann eine Endlofaser betrachtet werden, die ebenfalls in Belastungsrichtung in die Polymermatrix eingebettet ist. Bei gleicher Krafteinleitung ist die maximale Festigkeit bei dieser Form der Faserverstärkung überwiegend von der Grenzflächenfestigkeit abhängig und es findet keine kettenförmige Reihenschaltung der Kraftübertragung wie bei Kurz-/Langfasern statt. Sofern die Bruchdehnung über jener der Verstärkungsfasern liegt und eine optimale Faser-Matrix-Haftung vorliegt, kommt es zum angestrebten Versagen durch Faserbruch [4, 21, 34, 84-88, 123].

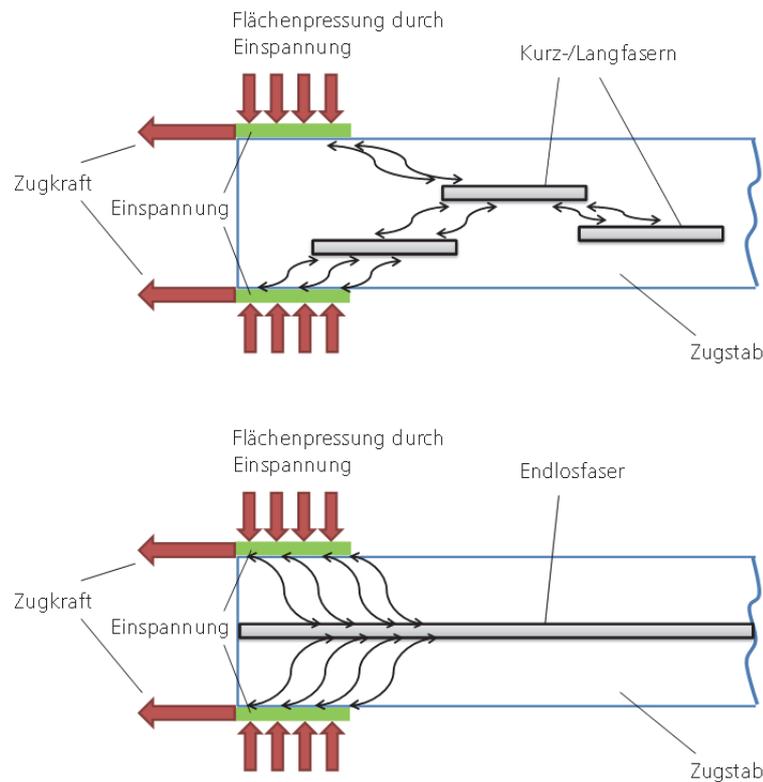


Abbildung 18: Schematische Darstellung der Kraftübertragung in einem diskontinuierlich (oben) und endlosfaserverstärkten Zugstab (unten) [124]

Während bei einer Endlosfaserverstärkung von einer belastungsgerechten Orientierung der Verstärkungsfasern ausgegangen werden kann, kommt es bei Kurz- und Langfaserverstärkungen zu einer prozessbedingten Faserorientierungsverteilung mit nur teilweise in Belastungsrichtung orientierten Fasern, was bei der Ausbildung der Verbundfestigkeit unbedingt mitberücksichtigt werden muss (vgl. Kapitel 4.1.2.3). Des Weiteren führen die Spannungsspitzen an den Faserenden im Formteil zu einer deutlichen Verringerung der Bruchdehnung im Vergleich zu unverstärkten Materialsystemen [67].

Beiden Verstärkungsmöglichkeiten liegt bei der Kraffteinleitung über die Matrix zugrunde, dass aufgrund der höheren Wärmedehnung der polymeren Matrix gegenüber der Glasfaser und der daraus resultierenden Verringerung der Radialdruckspannungen in der Faser-Matrix-Grenzschicht, die Verbundfestigkeit bei steigender Temperatur abnimmt [49, 67].

4.3.4 Verstärkungskriterien und mikromechanische Materialmodelle

Um eine Verstärkungswirkung in einem FVW zu erzielen, müssen bestimmte Bedingungen erfüllt sein [4, 96]: Der E-Modul der Fasern E_f muss größer als der E-Modul der Matrix E_m sein; die

Bruchdehnung der Fasern $\epsilon_{B,f}$ muss kleiner sein als die Bruchdehnung der Matrix $\epsilon_{B,m}$; die Zugfestigkeit der Fasern $\sigma_{B,f}$ muss größer sein als die Zugfestigkeit der Matrix $\sigma_{B,m}$; der Faservolumenanteil v_f muss einen Grenzwert von

$$v_{f,krit} = \frac{\sigma_{B,m} - (\sigma_m)\epsilon_{B,f}}{\sigma_{B,f} - (\sigma_m)\epsilon_{B,f}} \tag{Gleichung 6}$$

übersteigen [4, 96, 109].

Der inhomogene und mehrphasige Aufbau eines thermoplastischen FVW, bestehend aus Polymermatrix, Verstärkungsfaser, Faser-Matrix-Grenzschicht sowie möglichen Fehlstellen, sorgt für sehr unterschiedliche Versagensfälle. Grundsätzlich lassen sich diese Versagensmechanismen nach Faserbruch und Zwischenfaserbruch unterscheiden, welcher sich wiederum in Matrixbruch und Grenzflächenversagen unterteilt [3, 4, 34, 36, 125]. In Abbildung 19 sind beispielhaft die Versagensformen einer unidirektionalen Einzelschicht dargestellt.

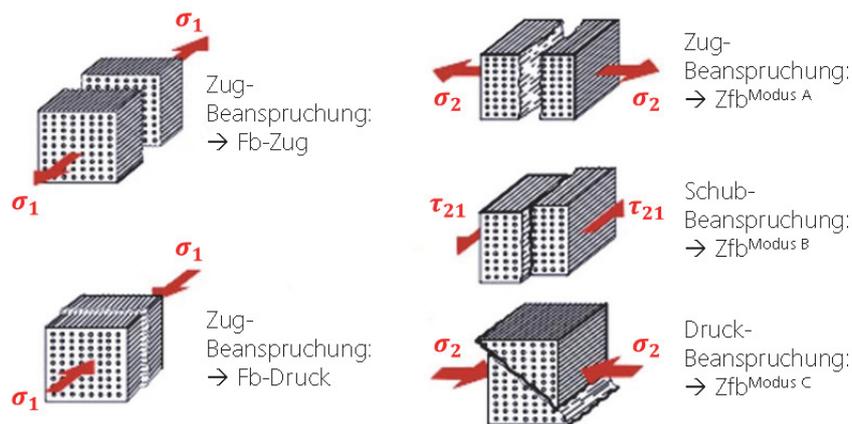


Abbildung 19: Versagensformen einer unidirektionalen Einzelschicht [126]

Zur Vorhersage von Steifigkeit und Festigkeit eines FVW kommen verschiedene mikromechanische Materialmodelle zum Einsatz, die in der Literatur bereits ausführlich beschrieben wurden und stetig weiterentwickelt werden. Die meisten Theorien können durch entsprechende Transformationsmatrizen miteinander gekoppelt werden um beispielsweise Anteile mit unterschiedlichen Faserorientierungen bei Kurz- und Langfaserverstärkungen zu berücksichtigen [18]. Eine detaillierte Beschreibung sowie ein Vergleich der theoretischen Ansätze finden sich in den Literaturstellen [18, 19, 128-133].

Einige der vorhandenen Modellansätze basieren auf der sogenannten „shear-lag“-Analyse zur Vorhersage der Zugfestigkeit thermoplastischer FVW mit diskontinuierlicher Faserverstärkung

[96, 127, 128]. Im vereinfachten Fall erfolgt dabei die Kraftübertragung von der Matrix zum größten Teil über die Mantelfläche und zu einem vernachlässigbaren Anteil über die Stirnflächen der Fasern, mit der Annahme einer elastischen Faser und einer duktilen Matrix [96, 109]. Mit diesen Voraussetzungen lässt sich eine vereinfachte Spannungsverteilung, wie in Abbildung 20 dargestellt, für eine parallel zur wirkenden Zugbeanspruchung ausgerichteten Faser definieren. Dabei steigt die Spannung ausgehend vom Faserende bis auf einen Maximalwert an, der durch das Erreichen einer übereinstimmenden Dehnung von Faser und Matrix definiert ist.

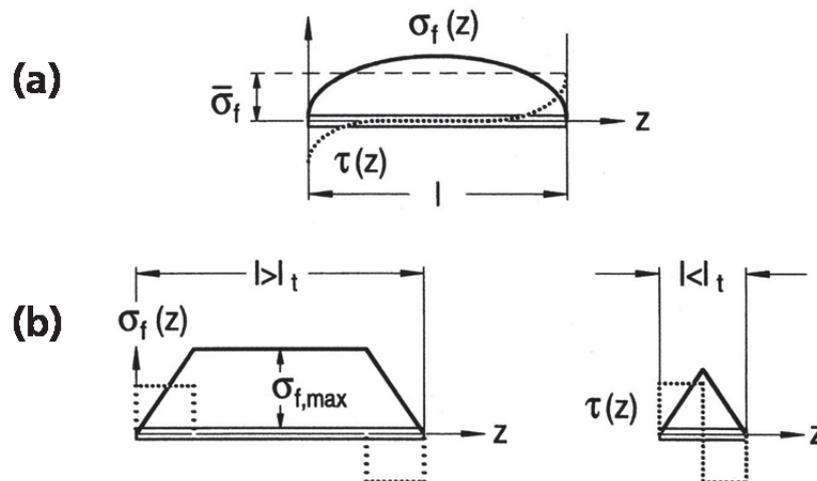


Abbildung 20: Vereinfachte Spannungsverteilung in einer parallel zur wirkenden Zugbeanspruchung ausgerichteten Faser: (a) reale und (b) vereinfachte Spannungsverteilung [96]

Aus dieser Verteilung lässt sich eine minimale Lastübertragungslänge l_t ableiten, ab der die maximal mögliche Spannung $\sigma_{f,max} = E_f * \varepsilon_c$ in der Faser erreicht wird (Gleichung 7) und die Last von der Matrix auf die Faser übertragen werden kann.

$$l_t = \frac{\sigma_{f,max} * d}{2\tau_i} \quad \text{Gleichung 7}$$

Diese Lastübertragungslänge geht mit der Substitution der maximal möglichen Spannung in der Faser $\sigma_{f,max}$ durch die von der einwirkenden Zugspannung unabhängigen Zugfestigkeit der Faser $\sigma_{B,f}$ in die Definition der kritischen Faserlänge über (Gleichung 8).

$$l_{krit} = \frac{\sigma_{B,f} * d}{2\tau_i} \quad \text{Gleichung 8}$$

Die kritische Faserlänge stellt somit den maximal möglichen Wert der Lastübertragungslänge dar und ist aufgrund der Abhängigkeit von der Grenzflächenscherfestigkeit τ_i ebenso wie diese

sowohl temperatur- als auch geschwindigkeitsabhängig. Die Begriffsdefinition der kritischen Faserlänge l_{krit} wurde bereits im Jahr 1952 in der sogenannten Shear-Lag-Theorie erarbeitet und anschließend stetig weiterentwickelt [18, 96, 110, 128, 142]. Aufgrund der in Abbildung 20 gezeigten Spannungsverteilung an der Faser und insbesondere an den Faserenden, die eine Reduzierung der Festigkeit bewirkt, wird bei $z = l_{krit}$ eine durchschnittliche Spannung halb so groß wie die maximal mögliche Spannung $\sigma_{f,max}$ in der Faser induziert (Gleichung 9) [96].

$$\bar{\sigma}_f = \frac{1}{l} \int_0^l \sigma_f(z) dz \quad \text{Gleichung 9}$$

Für die vereinfachte Spannungsverteilung an den Faserenden (vgl. Abbildung 20b) ergibt sich in Abhängigkeit von der Faserlänge hiermit eine durchschnittliche Spannung von

$$\bar{\sigma}_f = \sigma_{f,max} \left(1 - \frac{l_t}{2l}\right) \quad \text{für } (l > l_t) \quad \text{Gleichung 10}$$

und

$$\bar{\sigma}_f = \sigma_{f,max} * \frac{l}{2l_t} \quad \text{für } (l < l_t) \quad \text{Gleichung 11}$$

in der Faser. Aus Gleichung 10 kann für Faserlängen größer als die Lastübertragungslänge somit das Verhältnis zwischen durchschnittlicher und maximaler Spannung in der Faser in Abhängigkeit von der Faserlänge berechnet werden. Hierbei ergibt sich bei einem Längenverhältnis l/l_t von 50 eine theoretisch mögliche, durchschnittliche Spannung $\bar{\sigma}_f$ von 99,0 % bezogen auf die maximal mögliche Spannung $\sigma_{f,max}$, was dem Verhalten eines endlosfaserverstärkten Verbundwerkstoffes entspricht [96].

Auf Basis der Gleichung 7, Gleichung 10 Gleichung 11 kann über das Superpositionsprinzip und die Einführung des Koeffizienten c_o zur Berücksichtigung der mittleren Faserorientierung für diskontinuierliche Faserverstärkung, die als „modifizierte Mischungsregel“ bekannte Gleichung für die Festigkeit eines Verbundwerkstoffes hergeleitet werden [96, 134-136]:

$$\sigma_c = c_o v_f \left[\sum_i^{l_i < l_t} \frac{\tau_i l_i}{d} + \sum_j^{l_j > l_t} E_f \varepsilon_c \left(1 - \frac{E_f \varepsilon_c d}{4l_j \tau_i}\right) \right] + E_m \varepsilon_c (1 - v_f) \quad \text{Gleichung 12}$$

Die in der modifizierten Mischungsregel enthaltenen Indizes i und j berücksichtigen die Faserlängenverteilung und unterteilen diese in Abhängigkeit der Lastübertragungslänge l_t . Für

Fasern mit $l < l_t$ kann hierbei eine mittlere Spannung gemäß Gleichung 11 und für Fasern mit $l > l_t$ entsprechend Gleichung 10 übertragen werden. Hieraus ist ersichtlich, dass bei geringen Dehnungen des Verbundes ε_c alle Fasern effektiv zur Verstärkung beitragen, wobei mit zunehmender Dehnung eine stetig sinkende Anzahl an Fasern zur Verstärkung beiträgt [96].

Durch die Substitution des Produktes $E_f \varepsilon_c$ in Gleichung 12 durch die Zugfestigkeit der Faser $\sigma_{B,f}$ ergibt sich mit $\varepsilon_c = \varepsilon_{B,f}$ und $l_t = l_{krit}$ eine Gleichung zur Berechnung der Zugfestigkeit des Verbundwerkstoffes $\sigma_{B,c}$. Für Faserlängen deutlich größer als die kritische Faserlänge $l \gg l_{krit}$ entsteht hieraus die als „Mischungsregel“ bekannte Gleichung zur Berechnung der Zugfestigkeit eines endlosfaserverstärkten Verbundwerkstoffes mit unidirektionaler Faserorientierung [96, 134-136]:

$$\sigma_{B,c} = \sigma_{B,f} * v_f + \sigma_m(1 - v_f) \quad \text{Gleichung 13}$$

Bei der Anwendung der beiden in Gleichung 12 und Gleichung 13 beschriebenen Modelle ist zu berücksichtigen, dass diese auf einer idealen Haftung zwischen Faser und Matrix und der daraus resultierenden gleichmäßigen Dehnung der beiden Komponenten als Verbundwerkstoff ($\varepsilon_c = \varepsilon_m = \varepsilon_f$) sowie einem linear-elastischen Werkstoffverhalten basieren. Des Weiteren liegt diesen Modellen die bereits genannte Vereinfachung einer elastischen Faser und einer rein plastischen Matrix zugrunde, die in der Realität ein viskoelastisches Verhalten aufzeigt. Zudem werden wichtige Einflussgrößen wie die Eigenschaften der Grenzschicht, die Existenz von Fehlstellen bzw. Mikrohohlräumen sowie die Spannungsrissempfindlichkeit der Matrix nicht berücksichtigt, die vor allem in Bezug auf die Scherspannungen an den Faserenden einen großen Einfluss auf die Verbundeigenschaften besitzen können [96, 127, 136-138]. Untersuchungen haben allerdings gezeigt, dass bei Verwendung von Gleichung 12 und den angenommenen Vereinfachungen eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen erzielt werden kann [96, 139-141].

4.4 Formschlüssige Krafteinleitung in Schlaufenstrukturen

Formschlüssige Krafteinleitungen werden bereits in einer Vielzahl struktureller Bauteile aus diskontinuierlich- und endlosfaserverstärkten FVW eingesetzt und basieren meist auf Bolzen- oder Nietverbindungen. Die hierfür benötigten Durchbrüche bzw. Löcher im Bauteil werden üblicherweise spanend in das fertige Formteil eingebracht, wodurch der Faserverbundaufbau, aufgrund der Durchtrennung von Fasern, lokal geschwächt wird und somit im Widerspruch mit der geforderten Festigkeit der Fügestelle im Gesamtkonzept steht. Besonders im Hinblick auf die

effektive Nutzung des Leichtbaupotenzials endloser Verstärkungsstrukturen muss eine Kräfteinleitung möglichst direkt und ohne Schädigung der Fasern unidirektional in Zugrichtung erfolgen. Hierbei bietet der formschlüssige Schlaufenanschluss die Möglichkeit zur Einleitung sehr hoher, punktförmiger Lasten direkt auf die Faser, unter Beibehaltung der konstruktiv einfachen und wichtigen Bolzenverbindung.

Diese Art der formschlüssigen Kräfteinleitung wurde bereits 1967 industriell im Großeinsatz zur Herstellung von Rotorblättern des Helikopters „Bölkow BO 105“ als Weiterentwicklung des Schlaufenanschlusses umgesetzt [143, 144]. Aufgrund des hohen Herstellungsaufwandes ist die Verbreitung von Bauweisen mit integrierten Schlaufenstrukturen zur Kräfteinleitung und Verstärkung jedoch bisher relativ gering [11, 34].

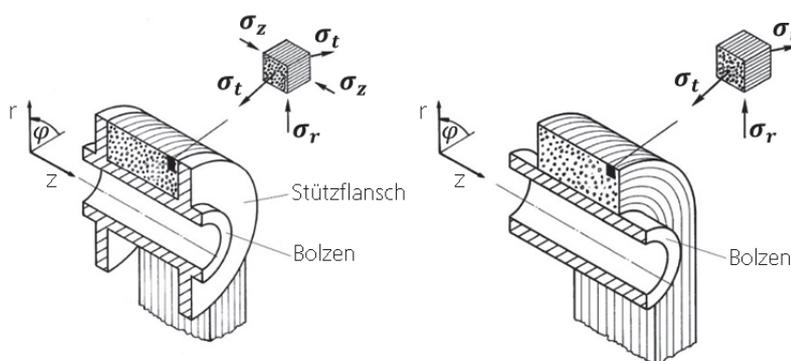


Abbildung 21: Schematische Darstellung eines seitlich gestützten (links) und ungestützten Schlaufenanschlusses (rechts) [34]

Bei der Auslegung des Schlaufenanschlusses ist zu beachten, dass es durch die Umlenkung der Fasern um einen Bolzen zu zusätzlichen Belastungen der Fasern kommt, die wiederum zu einer Schwächung der Verstärkungsstruktur und Reduzierung des Leichtbaupotenzials führen. Untersuchungen an einfachen Schlaufenanschlüssen, wie in Abbildung 21 schematisch dargestellt, zeigten, dass der Kontaktdruck zwischen Bolzen und Schlaufe entlang der ganzen Berührungsfläche annähernd konstant ist. Diese Art der Belastung ist der des dickwandigen Rohres unter Innendruck sehr ähnlich, wodurch die Radial- und Tangentialspannungen mittels der Methode der Elasto-Statik wie folgt berechnet werden können [34, 145-147]:

$$\sigma_r(r) = \frac{-p_i \cdot r_i^{1+E_v}}{r_i^{2E_v} - r_a^{2E_v}} \cdot r^{E_v-1} + \frac{-p_i \cdot r_i^{1-E_v}}{r_i^{-2E_v} - r_a^{-2E_v}} \cdot r^{-E_v-1} \tag{Gleichung 14}$$

$$\sigma_t(r) = -p_i \cdot E_v \cdot \left(\frac{r_i^{1+E_v}}{r_i^{2E_v} - r_a^{2E_v}} \cdot r^{E_v-1} - \frac{r_i^{1-E_v}}{r_i^{-2E_v} - r_a^{-2E_v}} \cdot r^{-E_v-1} \right) \quad \text{Gleichung 15}$$

Hierbei ist p_i der Leibungsdruck infolge einer Bolzenbelastung und berechnet sich mit der Bolzenkraft F und der Schlaufenbreite b zu:

$$p_i = \frac{F}{2r_i \cdot b} \quad \text{Gleichung 16}$$

Die in Abbildung 22 qualitativ dargestellten Spannungsverläufe einer zugbelasteten Parallelschlaufe erreichen ihre Maximalwerte am Innenradius des Bolzenbereiches und bilden in diesem Bereich deutliche Spannungsspitzen aus. Die überhöhten Tangentialspannungen (a) bauen sich im Schaft langsam aber über einen längeren Bereich ab, wobei die Überhöhungen der mit dem Leibungsdruck des Bolzens im Gleichgewicht stehenden Radialspannungen (b) beim Übergang in den Schlaufenschaft verschwinden. Die Spannungsüberhöhung am Innenradius ist dabei vom Radienverhältnis r_a/r_i abhängig und steigt mit zunehmendem Verhältnis an, wodurch die Tragfähigkeit eines Schlaufenanschlusses nicht proportional mit einer einfachen Wanddickenerhöhung der Schlaufe einhergeht [34]. Untersuchungen aus dem Jahre 1966 bestätigten diesen theoretischen Zusammenhang anhand von Messungen an GFK-Schlaufen mit einer duromeren Matrix [147].

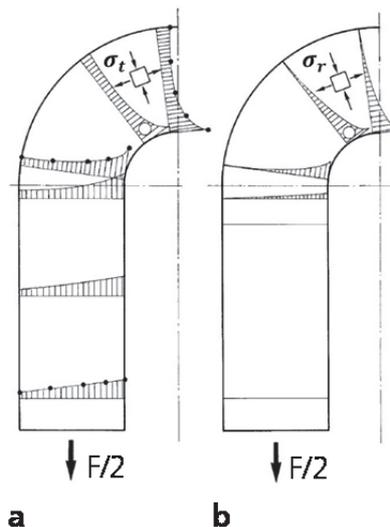


Abbildung 22: Spannungsverlauf von Tangential- (a) und Radialspannungen (b) in einer zugbelasteten Parallelschlaufe [34]

Neben dem Radienverhältnis der Schlaufe besitzt der Orthotropiegrad des Schlaufenmaterials einen großen Einfluss auf die Spannungsüberhöhungen. Mit steigendem Verhältnis E_{\parallel}/E_{\perp}

vergrößern sich die Spannungsüberhöhungen in der Schlaufe und wirken sich negativ auf die Festigkeit der Verstärkungsstruktur aus.

Der Modellansatz des „dickwandigen Rohres unter Innendruck“ zur Dimensionierung von Schlaufenanschlüssen weist aufgrund der Annahme eines konstanten Verlaufs von Tangential- und Radialspannung zwei Schwächen auf. Zum einen müsste sich die Schlaufe infolge des Innendrucks gleichmäßig aufweiten und ihren Radius vergrößern, wodurch das Modell die Spannungserhöhung im Radiusbereich überschätzt (Abbildung 23). In der Realität behält die Schlaufe allerdings den Radius des nahezu starren Bolzens bei und folgt dessen Kontur [34].

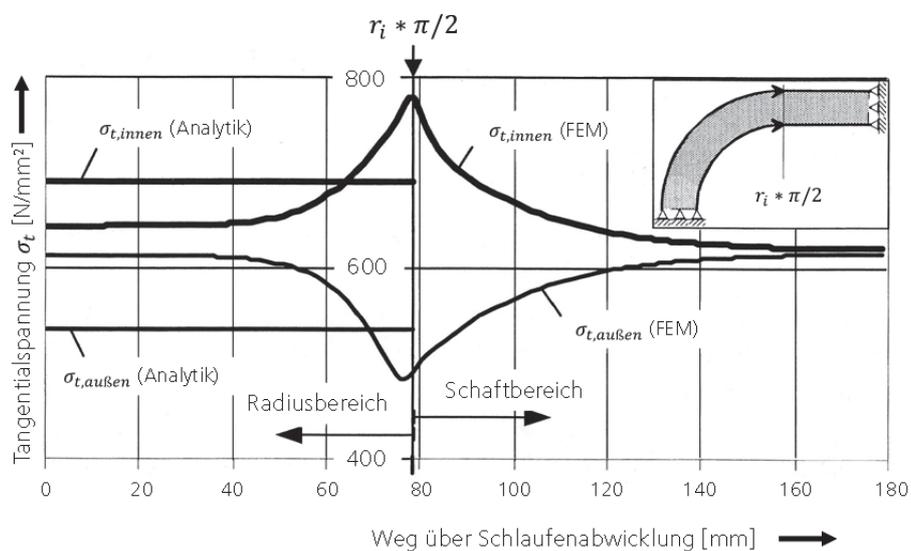


Abbildung 23: Verlauf der Tangentialspannung am Übergang vom Radius des Bolzens auf den Schaftbereich [34]

Wesentlich bedeutender ist die ebenfalls in Abbildung 23 dargestellte Spannungserhöhung genau am Übergang der Bolzenflanke zum Schlaufenschaft, die in dem Modellansatz des „dickwandigen Rohres unter Innendruck“ nicht berücksichtigt wird, aber die für einen Schlaufenanschluss dimensionierende Spannung darstellt [34]. Ursache für die Überhöhung ist die elastische Dehnung der Schlaufe, durch die sich ein Teil des gekrümmten Schlaufenbereichs vom Bolzen- in den Schaftbereich verschiebt und hierdurch eine zusätzliche Biegespannung induziert wird. Wie in Abbildung 24 qualitativ und überhöht dargestellt, dehnt sich eine Schlaufe unter Last und bewirkt, dass ein Teil des vorher auf dem Bolzen geformten Abschnittes über den Ablaufpunkt wandert und den Schlaufenschaft unter Beibehaltung eines Teils der ursprünglichen Krümmung einwärts biegt. Aufgrund der hieraus entstehenden Deformation der Schlaufe und des entstehenden elastischen Hebelarms wird der eigentlichen Zugspannung eine

zusätzliche Biegespannung überlagert und erzeugt in diesem Punkt eine lokale Spannungsüberhöhung [34].

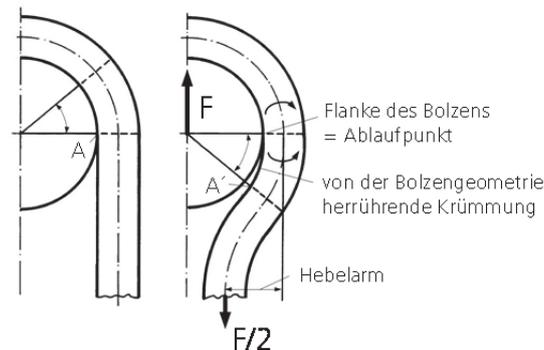


Abbildung 24: Schematische Darstellung der Entstehung einer überlagerten Biegespannung am Ablaufpunkt einer zugbelasteten Schlaufe [34]

Trotz dieser Fehler in der Berechnung wird der Modellansatz des „dickwandigen Rohres unter Innendruck“ für eine Vordimensionierung von Schlaufenanschlüssen empfohlen [145, 146]. Um die Dehnung am Übergang vom Bolzen- zum Schaftbereich möglichst gering zu halten, sind Fasern mit einer hohen Dehnsteifigkeit (z.B. Kohlenstofffasern) sowie eine Schlaufenstruktur mit einer geringen Biegesteifigkeit, was vor allem bei dünnen, riemenartigen Schlaufen gegeben ist, von Vorteil [11, 34].

Bei der Festigkeitsanalyse sind auch bei FVW in Form von Schlaufenstrukturen die beiden Versagensformen Faserbruch und Zwischenfaserbruch (Matrixversagen) zu unterscheiden. Zur Vermeidung eines Scherbruchs infolge der Radialspannungen, müssen die Schlaufen entweder riemenartig mit einem dünnen Querschnitt ausgebildet sein oder seitlich gestützt werden. Bei Schlaufendicken ab einer materialspezifischen Höhe im Bolzenbereich ist dabei eine seitliche Stütze notwendig, um einem frühzeitigen Zwischenfaserbruch in diesem Bereich entgegenzuwirken (s. Abbildung 25). Hierdurch lässt sich die Tendenz eines Scherbruchs signifikant minimieren und die Versagensspannung deutlich hin zu den Werten tangentialer Faserbrüche verschieben [11, 34, 145, 146].

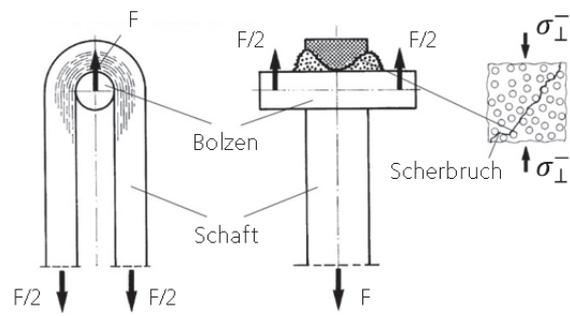


Abbildung 25: Versagen einer seitlich nicht gestützten Schlaufe durch einen Scherbruch aufgrund der radialen Druckspannungen [34]

5 Versuchsdurchführung und -auswertung

Um das Potenzial endlosfaserverstärkter Strukturbauteile mit einer thermoplastischen Matrix vor allem in Leichtbauanwendungen optimal nutzen zu können, ist ein grundlegendes Verständnis der Wirkungsweise sowie die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften bzgl. Material- und Prozessparameter notwendig. Die Arbeiten hierzu fanden größtenteils in dem vom Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) im zweiten Forschungsprämiensprogramm geförderten Vorhaben mit dem Titel „Forschungsprämie: Verfahrensentwicklung zur lokalen Verstärkung von Spritzgießbauteilen“, unter dem Förderkennzeichen 03FPF00030, statt [158].

5.1 Systematik der Versuchsdurchführung

Im ersten Schritt wird anhand einer generischen Zugstabgeometrie die Verstärkungswirkung und deren Einflussgrößen untersucht, um die Eigenschaften endlosfaserverstärkter Bauteile ganzheitlich charakterisieren und bewerten zu können. Hierbei werden die grundlegenden Werkstoffkennwerte und Prozessparameter bezüglich der mechanischen Eigenschaften unter quasi-statischer und dynamischer Beanspruchung ermittelt. Die hierdurch gewonnenen Erkenntnisse werden auf die Auslegung und den Herstellungsprozess gewickelter Verstärkungsstrukturen übertragen und in Abhängigkeit der unterschiedlichen Wickelparameter charakterisiert. Um das Potenzial der endlosen Verstärkungsstrukturen realistisch abschätzen zu können, ist es erforderlich, die Ergebnisse der Grundlagenversuche in einem zweiten Schritt auf komplexe Geometrien anzuwenden und die Bauteile unter verschiedenen Belastungsfällen zu untersuchen.

5.2 Anlagentechnik und Werkzeug

Zur Herstellung der generischen Prüfkörper für die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften wurde eine entsprechende Geometrie in Anlehnung an die Normprüfkörper gemäß DIN EN ISO 527 (s. Kapitel 5.6.1) gewählt und ein entsprechendes Spritzgießwerkzeug konzipiert und konstruiert. Hiermit lassen sich unverstärkte, kurz- und langfaserverstärkte sowie endlosfaserverstärkte Prüfkörper herstellen und eine Vergleichbarkeit der Prüfergebnisse unter gleichen Randbedingungen bzgl. der Prüfgeometrie sicherstellen.

Die spritzgegossenen Prüfkörper wurden auf einer Arburg Spritzgießanlage „Allrounder 320 C 600-250 U“ der Firma Arburg am Fraunhofer ICT in Pfinztal hergestellt. Durch die schwenkbare Ausführung dieser Anlage, können sowohl die Schließeinheit als auch das

Spritzaggregat vertikal ausgerichtet und die Trennebene des Werkzeugs in eine horizontale Position gebracht werden (Abbildung 26, links). Hierdurch ist es möglich, Einlegestrukturen bei geöffnetem Werkzeug vereinfacht und teilweise ohne zusätzliche Befestigung einzulegen und exakt zu positionieren.

Das Spritzgießwerkzeug ist, wie in Abbildung 26 (rechts) als Gesamtkonzept dargestellt, modular aufgebaut und bietet unter anderem verschiedene Angusspositionen und –geometrien, die Möglichkeit zur Einbringung unterschiedlicher Positionierelemente sowie die Durchführung, Aufnahme und Fixierung unidirektionaler oder gewickelter Verstärkungselemente. Eine detaillierte Beschreibung des Werkzeugkonzeptes ist der Literaturstelle [148] zu entnehmen.



Abbildung 26: Spritzgießanlage Allrounder 320 C / 600-250 U (links) und Spritzgießwerkzeug zur Herstellung generischer Prüfkörper (rechts)

5.3 Versuchswerkstoffe

5.3.1 Matrixwerkstoffe

Die verwendeten Matrixmaterialien basieren auf einem Polypropylen-Copolymer, das vor allem in Automobilanwendungen zum Einsatz kommt. Die unterschiedlichen Materialtypen hinsichtlich

ihrer Morphologie (kompakt / geschäumt) und Füllstoffgehalt (Glasfasern / Talkum) sind in Tabelle 2 dargestellt.

Tabelle 2: Übersicht der verwendeten Matrixmaterialien

Bezeichnung	Hersteller / Typ	Morphologie	Füllstoff	Chemisches Treibmittel
PP	DOW C711-70RNA	kompakt	-	-
PP-gesch	DOW C711-70RNA	geschäumt	-	2,5 Gew.-% Tramaco TRACEL IM 3235
PP/T	BASELL Hostacom M2 U02	kompakt	20 Gew.-% Talkum	-
PP/KGF	DOW Inspire 3700Z	kompakt	15 Gew.-% KGF	-
PP/LGF	DOW PP-DLGF 9631.00Z	kompakt	15 Gew.-% LGF	-
PP/UD	DOW C711-70RNA / OCV Twintex® R PP 60 1870 B	kompakt	-	-
PP/UD-gesch	DOW C711-70RNA / OCV Twintex® R PP 60 1870 B	kompakt	-	2,5 Gew.-% Tramaco TRACEL IM 3235

Die beiden faserverstärkten Materialien PP-KGF und PP-LGF wurden zur Veränderung des Fasergewichtanteils mit dem ungefüllten Polypropylen DOW C711-70RNA von ihrem jeweiligen Ausgangsfasergehalt auf die gewünschten 15 Gew.-% abgemischt.

5.3.2 Verstärkungswerkstoffe

Als Verstärkungsfasern kommen Glasfasern zum Einsatz, die sich aufgrund ihrer hohen Festigkeit, der guten Verarbeitbarkeit und ihres sehr guten Preis-Leistungs-Verhältnisses für die anvisierten Anwendungen optimal eignen. Bezüglich der diskontinuierlichen Verstärkung im Matrixmaterial, liegen die Fasern bereits imprägniert und mit entsprechenden Additiven zur Verbesserung der Faser-Matrix-Haftung versehen im fertigen Compound bzw. Langfasergranulat (LFT-G) vor. Zur Herstellung der Endlosfaserverstärkungen (UD-Stränge und Schlaufenstrukturen) wurde ein Hybridroving des Herstellers OCV Reinforcement mit der Typenbezeichnung Twintex® R PP 60 1870 B verwendet, der zu 60 Gew.-% aus Glasfaserfilamenten und zu 40 Gew.-% aus Polypropylenfilamenten besteht. Prozessadditive wie Faser-Matrix-Koppler sind bei diesem Halbzeugsystem bereits in den Polymerfilamenten enthalten und gewährleisten bei der Verarbeitung während der Imprägnierung und Konsolidierung eine optimale Anbindung des

Polymers an die Glasfaser. Eine Übersicht der Kennwerte des verwendeten Hybridrovings ist in Tabelle 3 dargestellt.

Tabelle 3: Kennwerte des verwendeten Hybridrovings Twintex® R PP 60 1870 B

Eigenschaft	Wert	Einheit
Matrix	Polypropylen	-
Garnfeinheit	1870	tex
Fasergehalt	60	Gew.-%
Zugfestigkeit (ISO 527)	760	N/mm ²
Zug-E-Modul (ISO 527)	29.500	N/mm ²

5.4 Herstellung unidirektionaler Endlosfaserstrukturen

Zur Herstellung unidirektionaler Endlosfaserstrukturen können prinzipiell verschiedene Verfahren eingesetzt werden [21]. Die Auswahl von Hybridrovings zur Verwendung in dieser Arbeit begründet sich auf der optimalen Durchmischung der Verstärkungs- und Matrixkomponente über den Querschnitt und den damit sehr guten Vorbedingungen für die Einzelfaserbenetzung im Konsolidierungsprozess, wodurch sich hieraus qualitativ hochwertige Verstärkungsstrukturen herstellen lassen [11, 34, 93].

Bei der Verwendung von Hybridrovings als Halbzeug können hierbei verschiedene Möglichkeiten zur Faserimprägnierung, -konsolidierung und Formgebung der UD-Struktur in Betracht gezogen werden. Bei einer Variante können die Rovings durch einen temperierten Ofen zum Aufschmelzen der Polymerfilamente geführt und durch eine formgebende Düse am Austritt konsolidiert werden. Die hierzu aufgebaute Imprägnierkammer ermöglicht die Umlenkung der Rovings im Wärmeschrank über acht Führungsrollen, wodurch eine ausreichende Verweilzeit sowie die vollständige Imprägnierung des Stranges in Abhängigkeit der Verweildauer gegeben sind [11]. Nachteile dieses Aufbaus sind die geringe Flexibilität und Trägheit des Systems bei Änderungen der Prozessparameter sowie die teilweise entstehenden Schwankungen bzgl. des Matrixanteils am fertigen Strang durch Polymerrückstände an den Umlenkrollen.

Zur Erhöhung der Prozesssicherheit und Flexibilität bei der Herstellung von UD-Strukturen wurde ein an das Materialsystem PP/GF angepasster Aufbau zur Imprägnierung und Konsolidierung des Hybridrovings konzipiert (Abbildung 27).

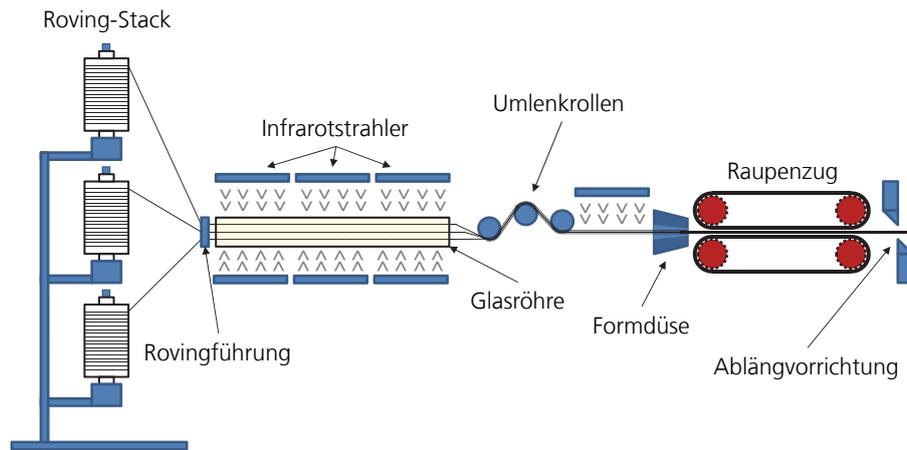


Abbildung 27: Prinzipskizze Imprägnier- und Konsolidierungseinheit [155, 156]

Hierbei handelt es sich um eine Pultrusionsanlage, bei der die Hybridrovings in eine Glasröhre geführt und mittels neun IR-Strahlern bis über den Schmelzpunkt der Polymerfasern aufgeheizt werden. Die IR-Strahler sind von ihrer Leistung sowie der Wellenlänge auf das Matrixmaterial Polypropylen abgestimmt, sodass eine optimale und effiziente Erwärmung der Polymerfilamente sichergestellt ist. Durch den Einsatz beheizter Umlenkrollen werden die zusammengeführten Rovings gespreizt und eine vollständige Benetzung der Glasfaserfilamente mit Polypropylen erreicht. In einer temperierten Düse werden die Stränge kompaktiert bzw. konsolidiert und in die gewünschte Form gebracht. Hierzu stehen eine kreisrunde Düse mit einem Durchmesser von 2 mm sowie eine rechteckige Düse mit einem Querschnitt von 1 mm x 10 mm zur Verfügung. Dabei ist zu beachten, dass die Anzahl der Rovings in Verbindung mit ihrer Garnfeinheit auf die jeweilige Düse abgestimmt werden muss, damit eine vollständige Konsolidierung und Formgebung sichergestellt ist. Für die Grundlagenversuche wurden an die Pultrusionsanlage ein Raupenabzug sowie eine Ablängvorrichtung adaptiert, die eine konstante Abziehggeschwindigkeit und somit gleichbleibende Prozessbedingungen ermöglichen. Bei der Herstellung der gewickelten Strukturen wird der UD-Strang direkt nach der Düse im noch aufgeschmolzenen und biegeschlaffen Zustand über eine manuelle oder an einen Handlingsroboter adaptierte Wickelvorrichtung verarbeitet.

Eine Anpassung der Prozessparameter an das Material bzw. die Randbedingungen der Weiterverarbeitung, ist über die variable Einstellung der Leistung, des Abstandes und des Anstellwinkels der IR-Strahler, die jeweilige Temperatur der drei Umlenkrollen, deren Anordnung und Abstand bezüglich der Düsenachse sowie der Düsentemperatur einstellbar (Abbildung 28).

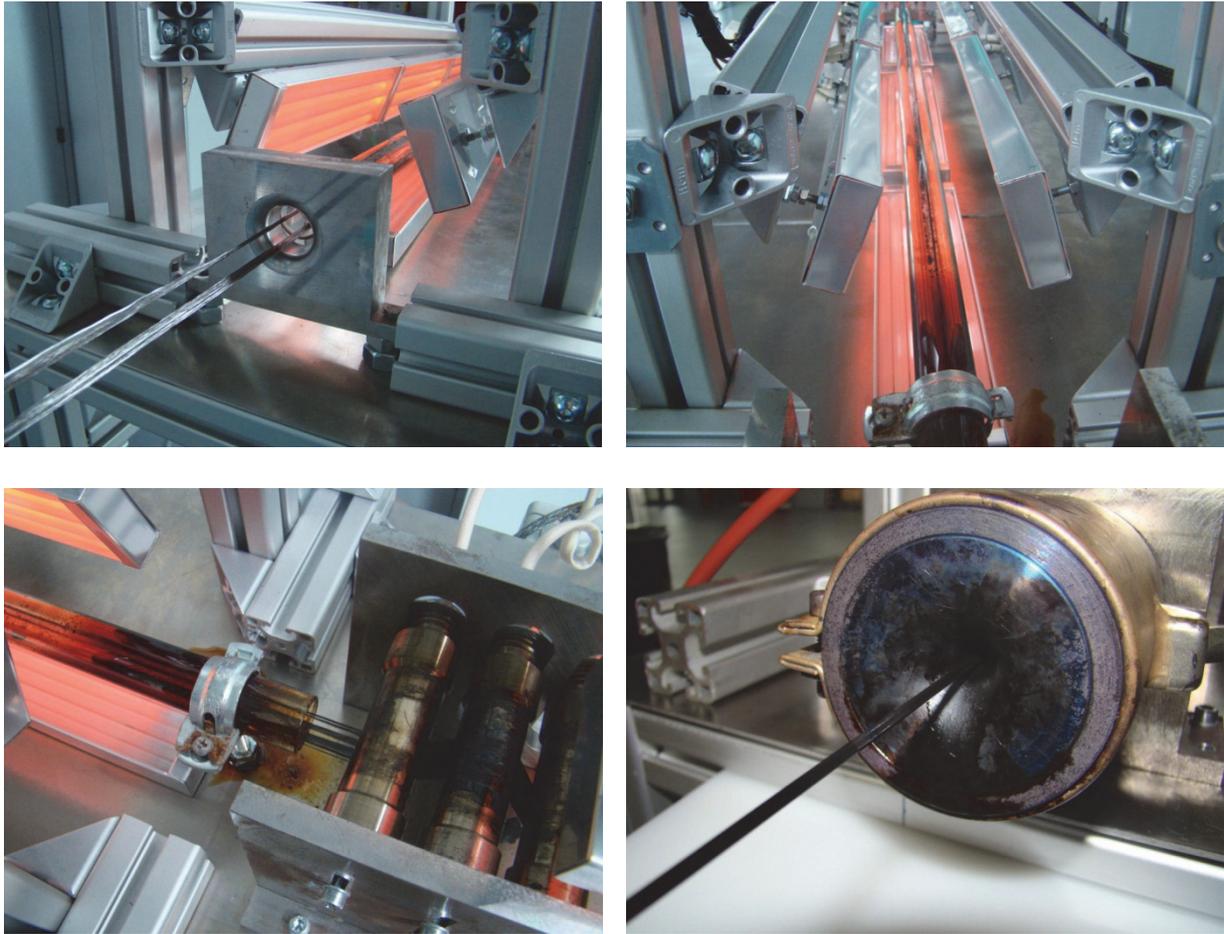


Abbildung 28: Einzug des Rovings in die Glasröhre, Beheizen durch IR-Strahler, Umlenkung an zylindrischen Heizelementen und Austrittsdüse

5.4.1 Einfluss der Parameter beim Pultrusionsprozess

In Vorversuchen wurden die optimalen Prozessparameter der Pultrusionsanlage zur Herstellung der UD-Stränge sowohl für die Grundlagenversuche als auch für die entsprechenden Wickelvorgänge ermittelt. In Abbildung 29 sind die Temperatureinstellungen der Anlage zum Aufheizen des gewählten Hybridrovings Twintex® R PP 60 1870 B und die jeweiligen Messmethoden dargestellt.

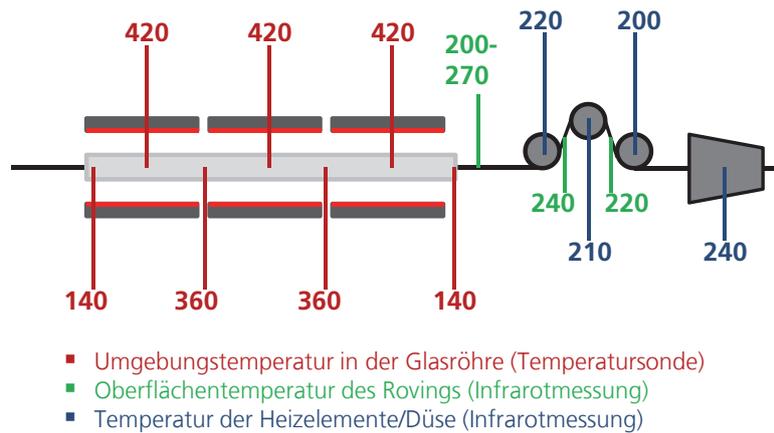


Abbildung 29: Temperaturprofil der Pultrusionsanlage zur Verarbeitung des Twintex® R PP 60 1870 B Hybridrovings

In Abhängigkeit des gewählten Temperaturprofils der Anlage wurden die optimale Abzugsgeschwindigkeit und die damit verbundene Verweilzeit des Hybridrovings in der Heizzone ermittelt. Bei einer zu hohen Verweilzeit besteht die Gefahr, dass sich das Polypropylen in den teilweise bis ca. 400 °C erhitzten Teilbereichen thermisch-oxidativ abbaut. Hierzu wurden vier unterschiedliche Geschwindigkeiten (1, 2, 3 und 6 m/min), die maßgeblich durch die Randbedingungen beim Wickelprozess gegeben sind, gewählt und anhand des Aufschmelzvorgangs, der Erstarrungslänge sowie des Bruchbildes bewertet. Bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/min weist der UD-Strang eine homogene Oberfläche und einen gleichmäßigen Querschnitt auf. Jedoch ist festzustellen, dass sich das Polypropylen von der ursprünglich schwarzen Farbgebung hin zu einem matten Grauton verfärbt hat, was auf einen thermisch-oxidativen Abbau des Polymers hinweist. Diese Eigenschaftsänderung wird zudem durch die Versagensart in Form eines Sprödbruchs des Stranges unter Biegebeanspruchung erkennbar (Abbildung 30, rechts).

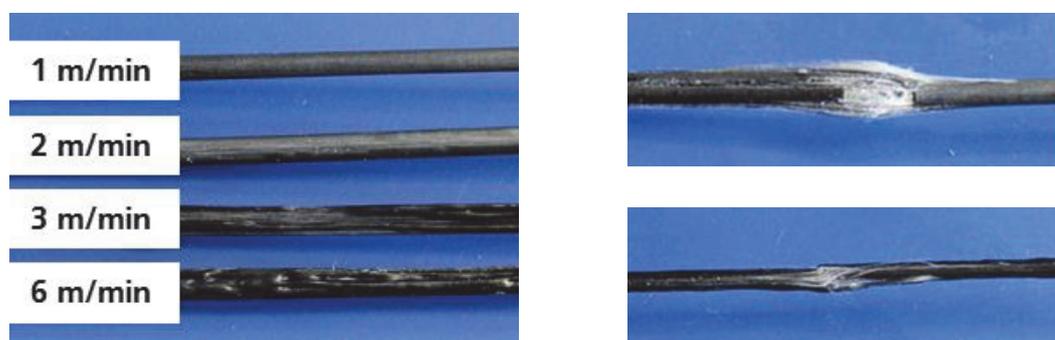
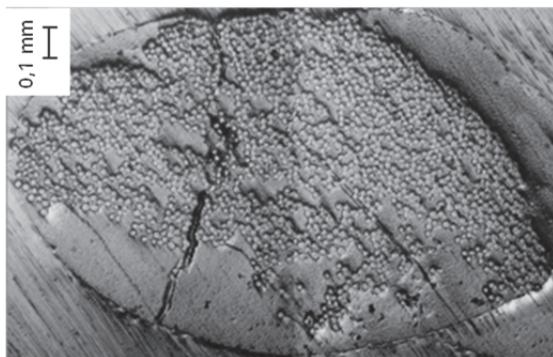


Abbildung 30: Strangeigenschaften (links) sowie unterschiedliche Versagensarten (rechts) in Abhängigkeit der Abzugsgeschwindigkeit

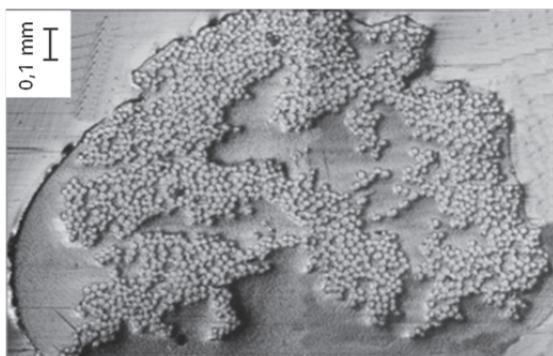
Je schneller die Abzugsgeschwindigkeit gewählt wird, desto ungleichmäßiger wird die Polymerverteilung auf der Faseroberfläche, was an leicht tropfenartigen Ansammlungen erkennbar ist. Dieser Effekt kann durch den Aufschmelzvorgang in der Glasröhre erklärt werden. Kurz nach dem Eintritt der Rovings in die Glasröhre wird das PP sehr schnell erhitzt und schmilzt auf. Das im Roving als Faser vorliegende PP wurde bei der Filamentherstellung gestreckt und die Moleküle entsprechend der Faserrichtung orientiert. Beim Aufschmelzen der Filamente können sich die Moleküle wieder in den Zustand größter Entropie (Knäuelform) zurück orientieren und es bilden sich lokale Tropfen am Hybridroving. Je länger die Verweilzeit in der Heizzone ist, umso niedrigviskoser wird das PP und verteilt sich gleichmäßig auf der Oberfläche der Glasfilamente. Aus den Schlibfbildern in Abbildung 31 ist zu erkennen, dass die Rovings, abgesehen von der Abzugsgeschwindigkeit 6 m/min (siehe Lufteinschlüsse), optimal konsolidiert sind. Bei zu kurzen Verweilzeiten bzw. hohen Abzugsgeschwindigkeiten wird das PP ungleichmäßig verteilt, wodurch sich eine schlechte Konsolidierung mit Lufteinschlüssen sowie ein unregelmäßiger Strangquerschnitt ergeben. Eine vollständige Benetzung der Faseroberflächen (Imprägnierung) ist bei allen untersuchten Abzugsgeschwindigkeiten gewährleistet.



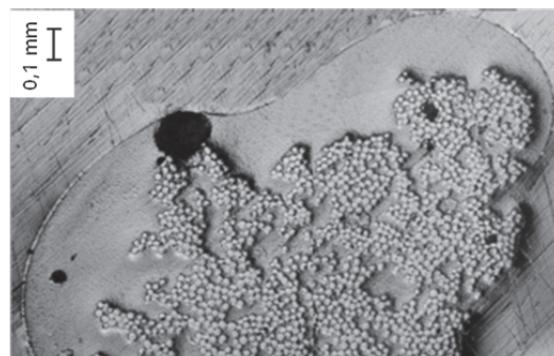
1 m/min



2 m/min



3 m/min



6 m/min

Abbildung 31: Schlibfbilder der Hybridrovings in Abhängigkeit der Abzugsgeschwindigkeit

Ein weiterer Prozessparameter ist die Abkühlzeit des Stranges nach dem Verlassen der formgebenden Düse bzw. die mit der Abzugsgeschwindigkeit korrelierende Stranglänge, bei der das PP noch in einem aufgeschmolzenen Zustand vorliegt. Dieser Parameter ist vor allem für den Herstellungsprozess der Wickelstrukturen eine wichtige Einflussgröße, da von ihm zum einen das Prozessfenster für den Wickelvorgang vorgegeben wird und zum anderen die Güte der gewickelten Verstärkungsstruktur beeinflusst wird. Eine Verbindung der einzelnen Wickellagen und der daraus entstehenden kompakten Struktur kann nur erreicht werden, solange der Wickelvorgang innerhalb des Prozessfensters mit aufgeschmolzenem Polymer stattfindet.

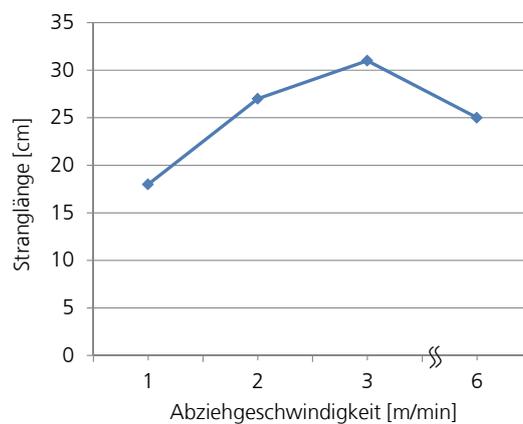


Abbildung 32: Stranglänge mit schmelzeförmigem PP in Abhängigkeit der Abzugsgeschwindigkeit

Das Diagramm in Abbildung 32 zeigt, dass die Länge des Strangs mit noch schmelzeförmiger Polymerphase zunächst mit steigender Abzugsgeschwindigkeit erwartungsgemäß zunimmt. Ab einer Geschwindigkeit von ca. 3 m/min zeigt diese Länge einen degressiven Verlauf, was auf die geringeren Strangtemperaturen aufgrund der verkürzten Verweilzeit in der Heizzone zurückzuführen ist.

Aufgrund der Ergebnisse dieser Voruntersuchungen wurden sowohl die UD-Stränge zur Herstellung der Zugprüfkörper als auch die gewickelten Verstärkungsstrukturen mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 3 m/min und den zuvor definierten Temperatureinstellungen der Pultrusionsanlage gefertigt.

5.4.2 Bestimmung der mechanischen Eigenschaften

Wie in Kapitel 4 beschrieben, wird bei einer lokalen Endlosfaserverstärkung ein Faserbruch als Versagensart zur optimalen Ausnutzung des Verstärkungspotenzials angestrebt. Hierzu müssen

die Eigenschaften der reinen Verstärkungsstruktur unter den entsprechenden Beanspruchungsbedingungen bekannt sein bzw. ermittelt werden, die als Grundlage für eine Auslegung, Optimierung und Berechnung/Simulation struktureller Bauteile notwendig sind. Um die UD-Stränge direkt prüfen zu können, wurden an deren beiden Enden Krafteinleitungselemente angebracht und mit der elektromechanischen Universalprüfmaschine des Typs Inspekt table 50 der Firma Hegewald & Peschke quasi-statisch unter Zugbelastung geprüft. Um hierbei sicherzustellen, dass die Kräfte komplett in den Strang eingeleitet werden und ein Versagen durch Rutschen der Stränge in den Krafteinleitungen ausgeschlossen werden kann, wurden die Zugversuche mit einer High-Speed-Kamera des Typs Phantom v12 von der Firma Vision Research mit einer Bildfrequenz von 166 Bildern pro Sekunde aufgezeichnet. Der Versuchsaufbau mit eingespanntem Prüfkörper sowie die präparierten Strangenden sind in Abbildung 33 dargestellt.



Abbildung 33: UD-Strangproben mit Krafteinleitungselementen

5.4.3 Untersuchung der Imprägnier- und Konsolidierungsgüte

Zur Charakterisierung der Imprägnier- und Konsolidierungsgüte der Endlosfaserstrukturen wurden lichtmikroskopische Aufnahmen geschliffener Probenschnitte mit einem Interferenz-Auflichtmikroskop der Firma Zeiss erstellt und ausgewertet. Hierbei wurden Proben der UD-Stränge in ein Polyesterharz eingebettet, geschliffen und mit einer feinen Schleifscheibe der Körnung 4000 poliert. Zur Aufnahme der Schliffbilder kam eine Kamera des Typs DFC290 von der Firma Leica zum Einsatz.

5.4.4 Bestimmung des Fasergehaltes in der Verstärkungsstruktur

Die Bestimmung des Fasergewichtsanteils erfolgte sowohl in der Verstärkungsstruktur als auch im kurz- und langfaserverstärkten Matrixmaterial durch die Methode der Thermogravimetrischen

Analyse (TGA). Hierbei wurden Proben der zu untersuchenden Materialien unter kontrollierter Luftzufuhr thermisch zersetzt und die Masseänderung in Abhängigkeit der Zeit gemessen. Im Fall der reinen Bestimmung des Fasergehalts eines Verbundwerkstoffs mit nicht brennbaren, anorganischen Verstärkungsfasern ist dabei hauptsächlich die absolute Massedifferenz vor und nach der thermischen Zersetzung des polymeren Matrixmaterials ausschlaggebend.

5.5 Herstellung gewickelter Faserstrukturen

Zur Untersuchung der mechanischen Eigenschaften zugbelasteter Wickelstrukturen wurden verschiedene Geometrien mit unterschiedlichen Parametern hergestellt. Als Halbzeugmaterial kam hierbei ebenfalls der für die UD-Stränge verwendete Hybridoving des Typs Twintex® R PP 60 1870 B zum Einsatz. Anstelle des Raupenabzugs und der Ablängeinheit, an der im vorhergehenden Kapitel 5.4 beschriebenen Pultrusionsanlage, wurde eine Wickelvorrichtung nach der Düse adaptiert. Auf Basis der Erkenntnisse aus den Grundlagenversuchen mit generischen Schlaufengeometrien wird im Anschluss eine Wickelstrategie sowie eine geeignete Automatisierungseinheit für einen Technologiedemonstrator entwickelt (siehe Kapitel 7).

5.5.1 Wickelvorgang imprägnierter UD-Stränge

Als Wickeldorne wurden unterschiedliche Stahlhülsen verwendet, die zum einen der Fixierung auf der Wickelvorrichtung und zum anderen als Krafteinleitungselemente bei der Zugprüfung dienen (Tabelle 4).

Tabelle 4: Verwendete Wickel- und Krafteinleitungshülsen

Durchmesser	15 mm	25 mm	45 mm
Breite	4 mm	25 mm	25 mm



Um den Wickelvorgang unter reproduzierbaren Prozessbedingungen durchführen zu können, wurde eine Wickelvorrichtung zur Aufnahme der unterschiedlichen Hülsengeometrien sowie einer integrierten Zugentlastung zur Entnahme der erstarrten Schlaufen konstruiert, die sowohl manuell als auch adaptiert an einen Handlingsroboter betrieben werden kann. Bei der als CAD-Modell in Abbildung 34 abgebildeten Vorrichtung wird der Wickelvorgang über eine

Drehbewegung durchgeführt, bei der sich der aufgeschmolzene Hybridoving um die Hülsen legt.

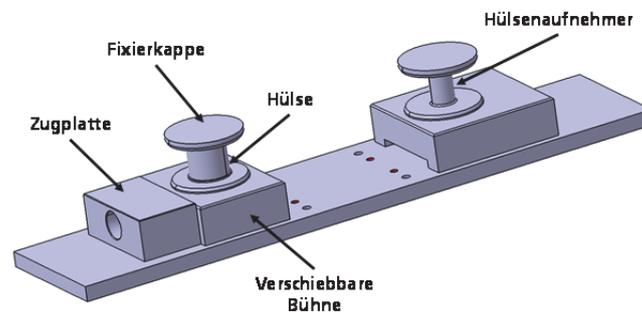


Abbildung 34: Wickelvorrichtung für Zugschlaufen

Aufgrund der negativen thermischen Ausdehnung der Glasfasern sowie der Schwindung des Polymers beim Abkühlprozess, wurde die Wickelvorrichtung mit einer verschiebbaren Bühne versehen, die über eine Stellschraube mit der Zugplatte verbunden ist. Die durch den Abkühlprozess hervorgerufene Zugspannung in der Schlaufe ist dem Anhang 3 zu entnehmen und wurde bei der Auslegung und Dimensionierung der Vorrichtung entsprechend berücksichtigt.

In Vorversuchen zur Herstellung gewickelter Verstärkungsstrukturen zeigte sich, dass eine konstante und definierte Zugspannung im UD-Strang während des Pultrusions- und Wickelprozesses notwendig ist, um eine ungleichmäßige Schwindung der einzelnen Lagen und den hieraus entstehenden Verzug der Schlaufenstruktur zu vermeiden. Unter Zugbelastung können die gewölbten und ungespannten Teilstücke keine Kräfte aufnehmen, was zu einer entsprechenden Spannungsüberhöhung in der restlichen Schlaufe und dem resultierenden, frühzeitigen Versagen führen kann. Ein ähnlicher Effekt ist bei einer vorzeitigen Entnahme der Schlaufenstruktur vom Wickelwerkzeug zu beobachten, da die äußeren, zuletzt gewickelten Lagen ein Zusammenziehen der gesamten Schlaufe und somit ein Stauchen der bereits erstarrten inneren Lagen bedingen können (siehe Abbildung 35).



Abbildung 35: Wölbung einer nicht unter Spannung erstarrten Schlaufe

Dieser Effekt ist aufgrund der längeren Zykluszeit umso deutlicher zu erkennen, je größer die Wicklungsanzahl ist. Der Herstellungsprozess wurde hierdurch so angepasst, dass die Gesamtstruktur erst vom spannungserhaltenden Werkzeug abgezogen wird, sobald der Abkühl- und Erstarrungsprozess vollständig abgeschlossen sind. Um die Abziehkräfte bei der Entnahme möglichst gering zu halten und ein Beschädigen der Schlaufenstrukturen zu verhindern, wurde die zuvor erwähnte Zugentlastung an der Wickelvorrichtung vorgesehen [157].

5.5.2 Versuchsparameter beim Wickelprozess

Aufbauend auf die vorhandenen Grundlagen für gewickelte Verstärkungsstrukturen, wurden die für diese Arbeit relevanten Parameter gewählt und die Schlaufenverstärkungen hinsichtlich des Einflusses der Überlappungslänge der freien Enden, der Wicklungsanzahl, mögliche Augenwicklungen, der Umlenkwinkel, der Hülsendurchmesser sowie des Umspritzens charakterisiert. Die Versuche hierzu wurden als Ein-Faktor-Versuche sequentiell durchgeführt und die jeweiligen Erkenntnisse der untersuchten Faktoren auf den nachfolgenden Versuch übertragen. Eine Übersicht der untersuchten Parameter ist in Tabelle 5 dargestellt.

Tabelle 5: Übersicht der verschiedenen Schlaufenparameter

Parameter	Beschreibung
Überlappungslänge	Unterschiedliche Überlappungslängen von Anfangs- und Endstück
Wicklungsanzahl	Variation der Wicklungsanzahl
Hülsendurchmesser	Unterschiedliche Hülsendurchmesser
Augenwicklung	Einbindung von Augenwicklungen an Anfangs- und Endstück
Umlenkwinkel	Unterschiedliche Umlenkwinkel bzgl. Belastungsrichtung
Umspritzen	Einbettung der Verstärkungsschlaufen in eine Polymermatrix durch Umspritzen

5.6 Herstellung von Zugprüfkörpern mit Endlosfaserverstärkung

Zur Herstellung der Zugprüfkörper für die quasi-statische Zugprüfung, Ermüdungsprüfung sowie dynamisch-mechanischen Analyse wurden die in Kapitel 5.2 beschriebene Anlagentechnik und das Spritzgießwerkzeug verwendet. Hiermit wurden sowohl die Referenzprüfkörper mit ungefüllten bzw. mineral- oder glasfasergefüllten Materialien als auch die endlosfaserverstärkten Prüfkörper gefertigt. Zur Charakterisierung des Einflusses einer Kerbgeometrie bzgl. der unterschiedlichen Verstärkungskonzepte, bietet das Werkzeug die Möglichkeit zur Einbringung einer intrinsischen Kerbe über einen kreisrunden Werkzeugeinsatz. Des Weiteren wurden mit

dieser Zugstabgeometrie die umspritzten Schlaufenverstärkungen über zwei austauschbare Bolzenfixierungen in der Werkzeugkavität hergestellt.

5.6.1 Generische Prüfkörpergeometrien

Bei Vorversuchen mit der in Abbildung 36 abgebildeten Standardgeometrie und unterschiedlichen Materialsystemen zeigte sich, dass die Prüfkörper teilweise am Übergang des Radius versagten. Um eine vergleichbare Aussage für die mechanischen Prüfungen bis zum Bruch sowie eine reproduzierbare Ermittlung der sich ergebenden Zugspannungen durch das Verhältnis der Zugkraft zur Querschnittsfläche für alle zu prüfenden Materialien gewährleisten zu können, wurde die Probengeometrie optimiert. Hierzu ist ein Versagen der Prüfkörper innerhalb der Messlänge und der Dehnungsmessung notwendig. Für die Versuchsreihen, bei denen nicht bis zum Bruch geprüft wurde, kam die Standardgeometrie ohne Nachbearbeitung zum Einsatz.

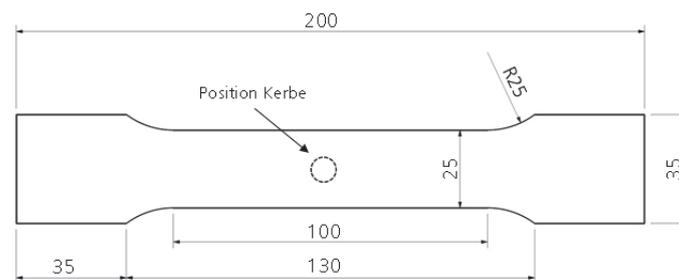


Abbildung 36: Standard-Prüfgeometrie mit Nennmaßen in mm

Bei der Optimierung der Probengeometrie kamen die Abmessung der Normprüfkörper aus DIN EN ISO 527 Typ 1A und 1B aufgrund ihrer zu geringen Nennbreite nicht in Frage. Bei der Anpassung der Geometrie wurde eine Erhöhung der Radien, des Schlankheitsgrades sowie die Taillierung der Proben berücksichtigt. Um die Kerbwirkung durch den Radius zu minimieren, wurde dieser von 25 mm auf 50 mm erhöht. Zudem wurde der Schlankheitsgrad (Probenbreite im Einspannbereich / Probenbreite im Nennquerschnitt) von 1,4 auf 2,3 angehoben und liegt somit über dem der Normprüfkörper des Typs 1A und 1B mit einem Wert von jeweils 2,0. Die Nennbreite der Probe wurde von 25 mm auf 15 mm reduziert.

Als ein weiterer Optimierungsschritt wurde das Einbringen einer Sollbruchstelle mittels Taillierung evaluiert. Hierzu wurden Proben mit einem Taillierungsradius von 300 mm und 1000 mm versehen und untaillierten Prüfkörpern gegenübergestellt. Die sich hieraus

ergebenden Probengeometrien A bis C mit entsprechenden Nennmaßen sind in Abbildung 37 dargestellt.

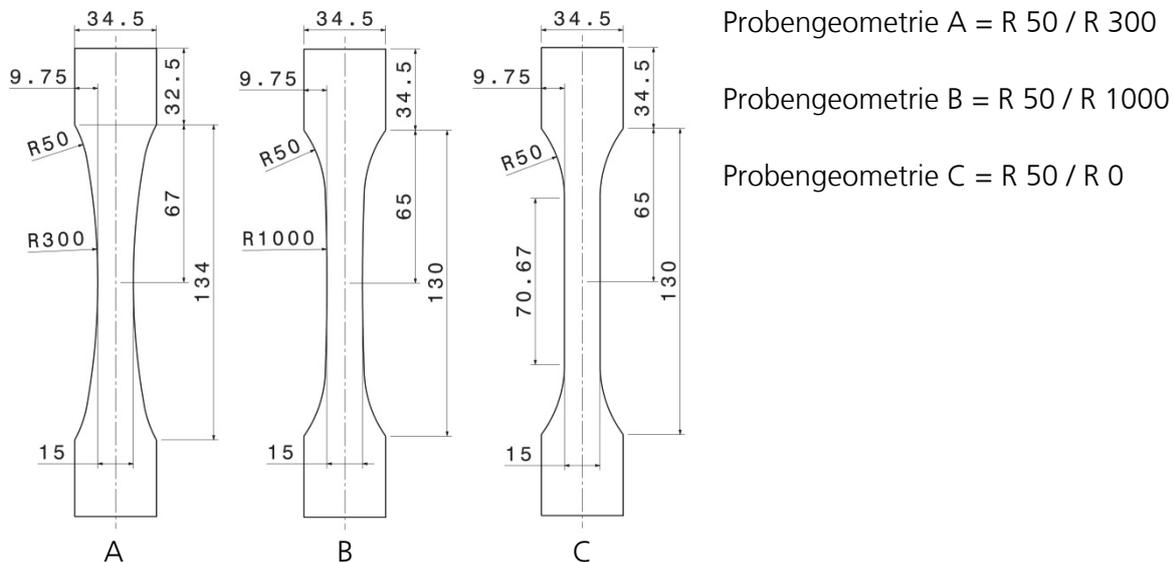


Abbildung 37: Untersuchte Probenoptimierungen, Werte in mm

Im Zugversuch versagen die Prüfkörper der Probengeometrien A und B mit Taillierung mittig und innerhalb des Messbereiches, wohingegen die Probengeometrie ohne Taillierung nach wie vor teilweise am Radius versagte. Das Spannungsniveau der unterschiedlichen Probekörper aus unverstärktem Polypropylen bleibt hierbei konstant. Die Werte der PP/KGF-Proben variieren dahingegen zwischen 40 und 50 N/mm², was teilweise auf die allgemein höhere Streuung bei faserverstärkten Materialien zurückzuführen ist. Zudem führt die ermittelte Spannung bei den am Radius versagten Proben zu einer Ungenauigkeit aufgrund der dortigen Spannungsüberhöhung und der daraus resultierend, ungleichmäßig über den Probenquerschnitt verteilten Spannung.

Um die Ergebnisse der Zugversuche zu verifizieren, wurden zusätzlich FEM-Berechnungen für die jeweiligen Probengeometrien durchgeführt. Hierzu wurden die Prüfkörper aufgrund ihrer Symmetrie als Viertel-Schalenmodell ausgeführt und für die Berechnung der Vergleichsspannung 1 mm gedehnt. In Abbildung 38 ist jeweils die „von Mises“-Vergleichsspannung im Farbverlauf von Blau (Minimum) bis Rot (Maximum) dargestellt. Zudem wurde auf die Verformung ein Skalierungsfaktor von 20 aufgebracht, um die entstehende Verformung deutlicher darstellen zu können. Aus dem Simulationsergebnis wird deutlich, dass sich die maximale Spannung lediglich bei den Probengeometrien A und B mittig im Messbereich befindet. Bei Geometrie C sowie der Ausgangsgeometrie liegt die maximale Spannung am Übergang des Radius. Somit werden die Ergebnisse der Zugprüfung in den Vorversuchen durch die FEM-Simulation bestätigt.

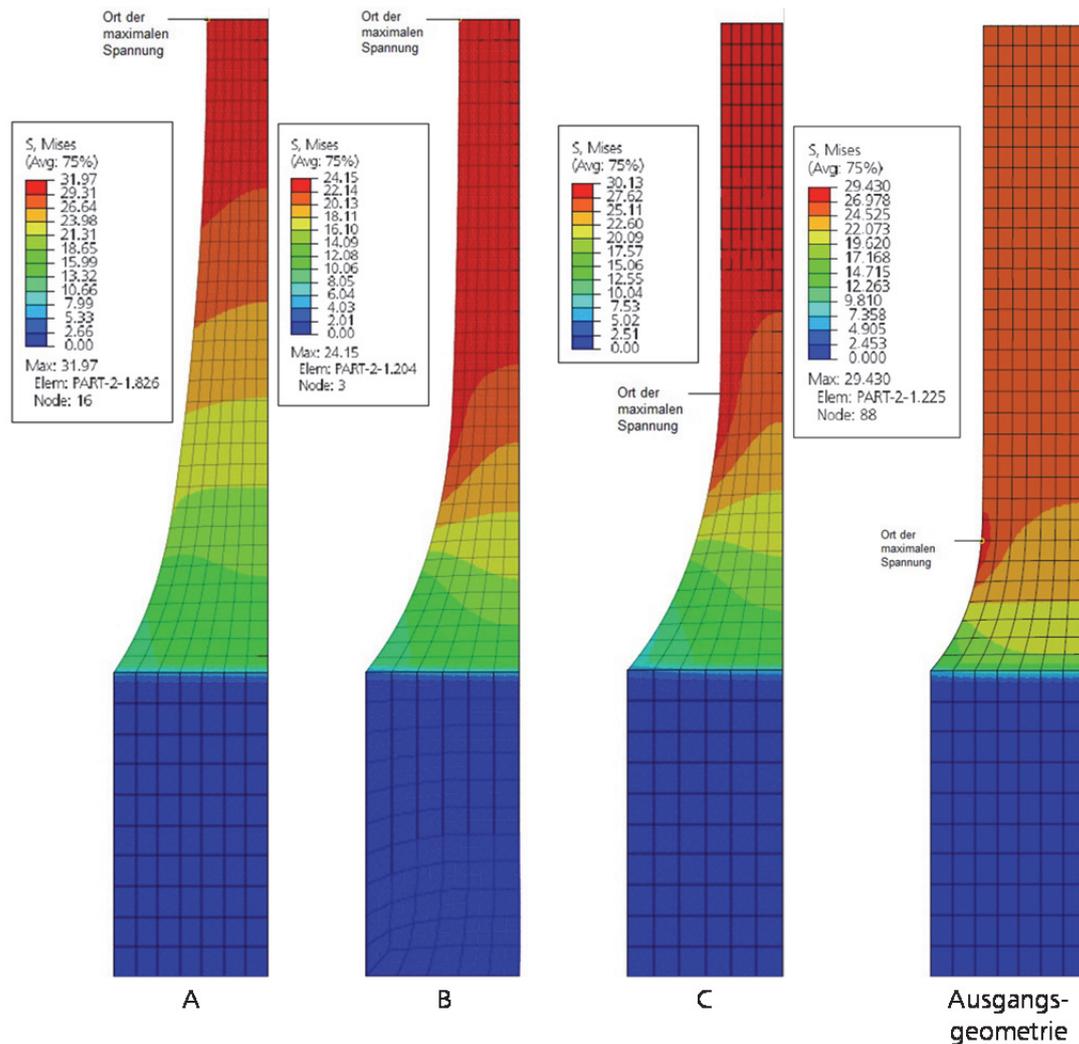


Abbildung 38: FEM-Simulation der verschiedenen Probengeometrien

Aufgrund der Ergebnisse aus den Vorversuchen sowie deren Bestätigung durch die FEM-Berechnung der Probengeometrien wurden die Prüfkörper für den quasi-statischen Zugversuch entsprechend der Probengeometrie B mittels spanender Bearbeitung angepasst.

5.6.2 Versuchsaufbau und Prozessparameter

Bei der Herstellung der Prüfkörper mit unidirektionaler Verstärkung wurden die UD-Stränge beim Spritzgießprozess durch die Werkzeugkavität durchgeführt und mittels pneumatischer Spannvorrichtung vorgespannt, um eine axiale und mittige Positionierung zu gewährleisten (s. Abbildung 39). Zudem wurden die UD-Stränge im Prozessablauf vor dem Umspritzen mittels IR-Strahler oberflächlich auf Schmelztemperatur T_m vorgewärmt, um eine optimale Anbindung des Matrixmaterials an den Einleger zu gewährleisten (vgl. Ergebnisse aus [11]).

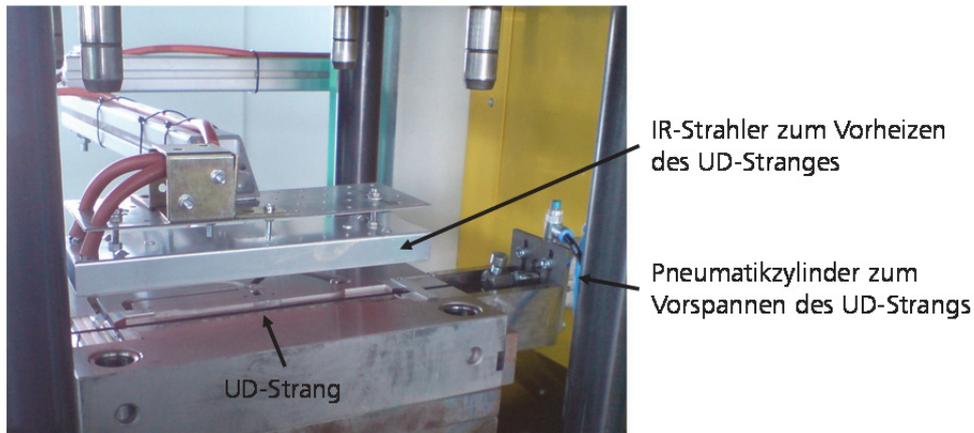


Abbildung 39: Spritzgießwerkzeug mit IR-Strahler und Vorspannzylinder

5.6.3 Untersuchung zum Einfluss der Vorspannung und Vorerwärmung von Einlegern

Durch die Vorerwärmung der UD-Stränge während des Herstellungsprozesses der Prüfkörper kommt es zu einer Längenänderung aufgrund der Wärmeausdehnung, die einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben kann. Die theoretische Längenänderung errechnet sich mit der in Tabelle 6 dargestellten Formel zu einem Wert von knapp 1 %, bezogen auf die Ausgangslänge von 200 mm.

Tabelle 6: Längenausdehnung der UD-Stränge aufgrund der Vorerwärmung

Thermische Längenausdehnung des Faserstrangs	$\Delta l_{Faser} = l_0 * \alpha * \Delta T$
Thermische Längenausdehnung bei einer Erwärmung auf 200 °C	$\Delta l_{Faser} = l_0 * \alpha * \Delta T$ $= 200 \text{ mm} * 5 * 10^{-6} \text{ K}^{-1} * 180 \text{ K} = 0,18 \text{ mm}$

Neben der Wärmeausdehnung kann die prozessbedingte Vorspannung der UD-Stränge beim Spritzgießprozess einen Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften des Prüfkörpers haben. Um die Auswirkung der Strangvorspannung auf die Zugfestigkeit und Steifigkeit der Zugprüfkörper zu untersuchen, wurden in einem Vorversuch jeweils sieben Proben mit unterschiedlich stark vorgespannten Strängen hergestellt und geprüft. Die in Abbildung 40 dargestellten Ergebnisse der Zugfestigkeit und Steifigkeit in Abhängigkeit der Vorspannkraft zeigen deutlich, dass kein Zusammenhang zwischen den mechanischen Eigenschaften und der prozessbedingten Vorspannung der UD-Stränge besteht.

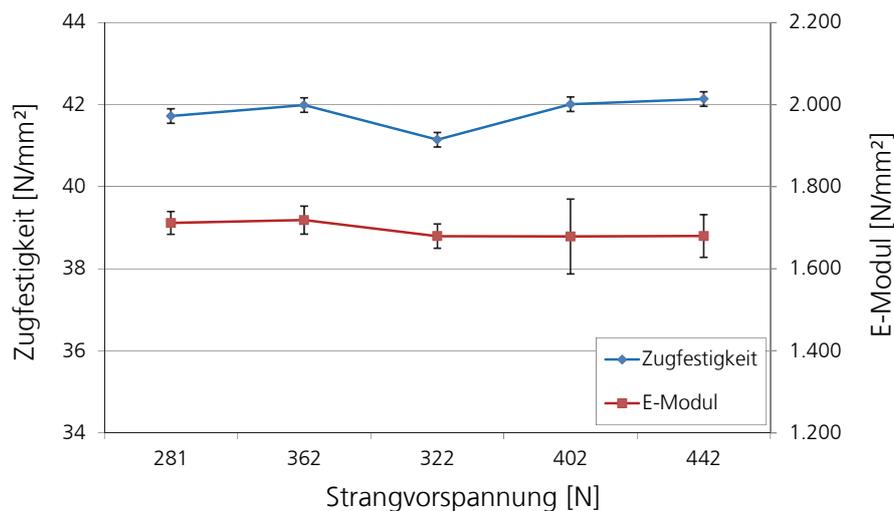


Abbildung 40: Auswirkung der Strangvorspannung auf die Zugfestigkeit und den E-Modul

5.7 Quasi-statischer Zugversuch

Die Ergebnisse der quasi-statischen Zugprüfung bilden in dieser Arbeit die wesentliche Grundlage zur Charakterisierung der unterschiedlichen Verstärkungsmöglichkeiten in einem thermoplastischen Faserverbundkunststoff. Um hierbei die mechanischen Eigenschaften der lokalen Endlosfaserverstärkung unter Zugbeanspruchung ganzheitlich charakterisieren und bewerten zu können, werden neben den unverstärkten Prüfkörpern zusätzlich kurz- und langfaserverstärkte Proben mit jeweils 15 Gew.-% Glasfasergehalt untersucht. Zudem werden bei den Grundversuchen, neben den kompakten Varianten, Versuchsreihen mit geschäumter Polymermatrix geprüft. Die Abhängigkeit der Eigenschaften von der Temperatur sowie der Belastungsgeschwindigkeit wird mittels Versuchen bei einer Prüftemperatur von -40 °C und $+80\text{ °C}$ beziehungsweise einer erhöhten Belastungsgeschwindigkeit von 1.000 mm/min ermittelt.

5.7.1 Versuchsplanung

Die sich aus den definierten Prüfbedingungen ergebenden Versuchsreihen der quasi-statischen Zugprüfung mit den zugehörigen Probenbezeichnungen sind in nachfolgender Tabelle 7 dargestellt.

Tabelle 7: Versuchsübersicht der quasi-statischen Zugprüfung

Versuchsreihe	Proben- Bezeichnung	Prüf- temperatur	Prüf- geschwindigkeit	Zugstab- geometrie
Grundversuche	PP	Raumtemperatur (RT) 23 ± 2 °C	1 mm/min	Standard
	PP/UD			
	PP/KGF			
	PP/LGF			
	PP-gesch			
	PP/KGF-gesch			
	PP/LGF-gesch			
	PP/UD-gesch			
Hohe Belastungs- geschwindigkeit	PP-v	Raumtemperatur (RT) 23 ± 2 °C	1.000 mm/min	Standard
	PP/UD-v			
	PP/KGF-v			
	PP/LGF-v			
Erhöhte Temperatur	PP+80	+80 °C	1 mm/min	Standard
	PP/UD+80			
	PP/LGF+80			
Niedrige Temperatur	PP-40	-40 °C	1 mm/min	Standard
	PP/UD-40			
	PP/LGF-40			

5.7.2 Versuchsaufbau

Die Zugversuche wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine des Typs PEZ2221 der Firma Schenk durchgeführt. Die Prüfung der Zugproben kann mit dieser Anlage sowohl weg- als auch kraftgeregelt über einen maximalen Maschinenweg von 100 mm erfolgen. Für die in dieser Arbeit durchgeführten Versuche wurde eine Wegregelung gewählt, die über eine Messstation des Typs MTS Flex Test SE und der dazugehörigen Software Station Manager gesteuert wird. Die Kraft wurde mit einer 10 kN Kraftmessdose mit der Typbezeichnung 661.19F-02 von der Firma MTS aufgenommen.

Die Dehnungsmessung erfolgte bei den Zugversuchen über ein Clip-Gauge des Typs DD1 von der Firma HBM. Bei diesem Wegaufnehmer wird die Längenänderung mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen gemessen, die in einer Vollbrückenschaltung auf der Messzunge innerhalb des Gerätes angeordnet sind. Das Clip-Gauge bietet als Standard einen möglichen Nennmessbereich von 5 mm. Aufgrund der gewählten Prüfgeometrie war eine Umrüstung des Wegaufnehmers, wie in Abbildung 41 dargestellt, auf einen Messbereich von 10 mm notwendig, was bei einer Messlänge L_0 von 54 mm einer Dehnung von 18,5 % entspricht.

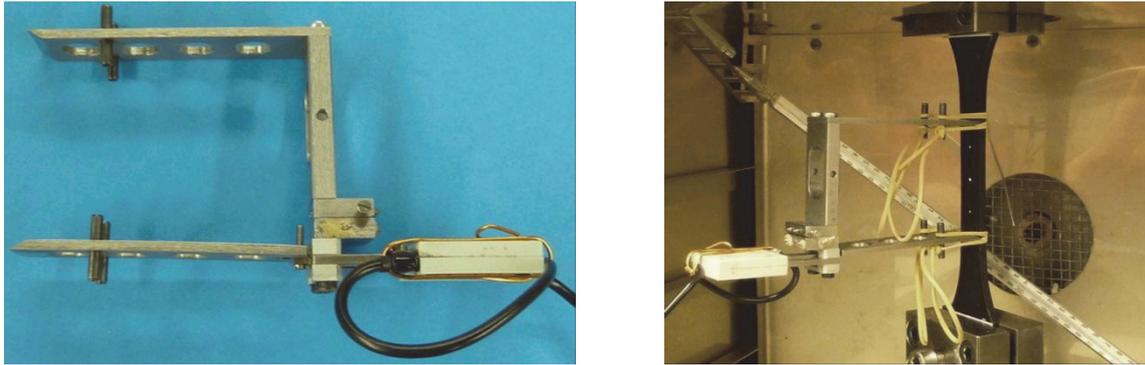


Abbildung 41: Wegaufnehmer Clip-Gauge DD1 mit Verlängerung (links) und im eingebauten Zustand (rechts)

Die Messdatenerfassung erfolgte über das Messsystem Spider 8 und die Prüfsoftware Catman der Firma HBM, welche die Daten in Tabellenform (Excel-Datei) zur weiteren Verarbeitung bereitstellt. Die Versuche mit erhöhter Prüfgeschwindigkeit wurden abweichend von den Standardeinstellungen (Messfrequenz $f=10$ Hz) mit einer Messfrequenz von $f=800$ Hz aufgezeichnet. Bei den Versuchen mit einer Prüftemperatur von $+80$ °C wurde ein Ofen des Typs 620 A (Hersteller: Dr.-Ing. A Hofmann) an die Zugprüfmaschine adaptiert.

Für die gewählte Geometrie der Prüfkörper mussten neue Spannvorrichtungen konstruiert werden (Abbildung 42), welche die nötigen Kräfte übertragen können und in den Temperieröfen für die Versuche bei $+80$ °C passen. Um eine last- bzw. torsionsfreie Einspannung zu gewährleisten, wurde eine kardanische Aufhängung gewählt, die durch Gelenkköpfe an der Prüfmaschine bzw. an der Kraftmessdose befestigt und über eine Bolzenverbindung mit der Spannvorrichtung verbunden wird. Dies hat den Vorteil, dass die Zugprüfkörper auch nach dem Fixieren in der Prüfmaschine drehbar gelagert sind und somit leichte Verkrümmungen ausgeglichen werden können. Um ein Rutschen auch bei höheren Kräften zu verhindern, sind die beiden innenliegenden Oberflächen der Spannbacken strukturiert bzw. geriffelt. Für eine zusätzliche Stabilisierung sorgen zwei Druckstempel, die von beiden Seiten auf die Probenmitte innerhalb der Einspannung drücken und sich in das Probenmaterial lokal einprägen. Somit können die Proben auch bei hohen Kräften (>5 kN) nicht aus der Einspannung rutschen.

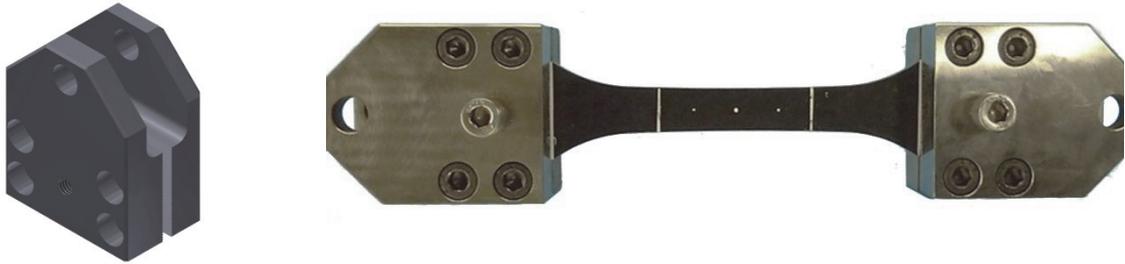


Abbildung 42: Einspannvorrichtung für Zugversuch als CAD-Modell (links) und mit eingespanntem Prüfkörper (rechts)

5.7.3 Versuchsdurchführung

Um die Reproduzierbarkeit der Zugversuche gewährleisten zu können, wurde ein exakter Versuchsablauf definiert. Hierbei wird der Prüfkörper zunächst in die Spannvorrichtung und anschließend als Einheit so in die Prüfmaschine eingebracht, dass keine Kräfte auf die Probe wirken. Nach Anbringen des Clip-Gauges an der Probe werden der Zugversuch und die Messdatenerfassung über die Steuerungssoftware mit den eingegebenen Versuchsparametern gestartet und nach dem Bruch der Probe automatisch gestoppt. Mit den hierbei ermittelten Rohmessdaten Zeit, Kraft, Maschinenweg sowie Längenänderung der Probe, können die spezifischen Kennwerte Zugfestigkeit, Dehnung und Steifigkeit berechnet werden.

Bei den Versuchen mit erhöhten Prüftemperaturen wurde der Ofen nach Einbringen des Prüfkörpers inklusive Einspannung und Wegaufnehmer zunächst auf die definierte Prüftemperatur gebracht. In den Versuchsreihen mit einer Prüftemperatur von +80 °C hatte die Probe, wie in Vorversuchen ermittelt, nach ca. 25 Minuten die geforderte Temperatur im Kern erreicht. Aufgrund der beim Aufheizvorgang auftretenden Wärmeausdehnung der Probe, musste der Maschinenweg während des gesamten Prozesses nachgeregelt werden, damit auf die Probe keine äußeren Druck- oder Zugkräfte wirken.

Durch den Einsatz einer Wärmebildkamera des Typs VarioCAM® hr head der Firma INFRATEC wurde bei den Versuchen mit erhöhter Prüfgeschwindigkeit sichergestellt, dass ein möglicher Temperaturanstieg der Prüfkörper und des daraus resultierenden Einflusses auf die Ergebnisse erkennbar ist.

5.7.4 Kennwertermittlung

Mit den Rohmessdaten der Zugversuche aller Proben wurden jeweils Zugfestigkeit, Steifigkeit und Bruchdehnung in Anlehnung an die DIN EN ISO 527 wie folgt berechnet:

$$\text{Zugfestigkeit: } \sigma = \frac{F_{max}}{A} \quad \text{Gleichung 17}$$

Die Zugfestigkeit σ ergibt sich aus dem Verhältnis der maximalen Kraft F_{max} zum Ausgangsquerschnitt A , der aus dem dünnsten Querschnitt der Probe und der Probendicke ermittelt wird.

$$\text{Steifigkeit: } E_t = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} \quad \text{Gleichung 18}$$

Der Sekantenmodul E_t wird aus dem Verhältnis der Spannungsdifferenz $\sigma_2 - \sigma_1$ zur Dehnungsdifferenz $\varepsilon_2 - \varepsilon_1$ mit der Spannung σ_1 bei der Dehnung $\varepsilon_1 = 0,05\%$ und σ_2 bei $\varepsilon_2 = 0,25\%$ ermittelt. Bei Versuchen mit Prüfkörpern, die ein Setzungsverhalten beim Versuch zeigten, wurden die Dehnwerte direkt nach dem Setzungsverhalten und $0,2\%$ nach diesem Punkt gemessen.

$$\text{Bruchdehnung: } \varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad \text{Gleichung 19}$$

Die Bruchdehnung ergibt sich aus dem Verhältnis der Längenänderung ΔL zur Ausgangslänge L_0 .

5.8 Zyklischer Zugversuch

Zur Bestimmung des Ermüdungsverhaltens wurden die unterschiedlichen Materialsysteme in einem einachsigen, kraftgeregelten Schwingversuch mit einer sinusförmigen Anregung auf einer servo-hydraulischen Prüfmaschine des Typs MTS 858 Mini Bionik II der Firma MTS untersucht. Als Messaufnehmer kam eine Kraftmessdose des Typs MTS 19F-03 in Verbindung mit der Messtechnik-Software catman® der Firma HBM zum Einsatz. Die Versuchsreihen wurden bei Raumtemperatur und mit einer Prüffrequenz von 2 Hz bei den reinen PP-Proben und mit 5 Hz bei den diskontinuierlich und endlosfaserverstärkten Proben geprüft. Die Temperaturüberwachung der Prüfkörper während der gesamten Versuchsdauer erfolgte durch auf die Probenfläche aufgebrachte, thermoelektrische Sensoren in Kombination mit einer Wärmebildkamera. Das Abbruchkriterium wurde auf maximal 10^6 Schwingspiele festgelegt, sofern die Proben nicht vorher versagten.

5.9 Dynamisch-mechanische Analyse DMA

Die dynamisch-mechanische Analyse (DMA) ist ein Messverfahren, bei dem die Reaktion des zu untersuchenden Materials als Folge einer schwingenden Belastung bei unterschiedlichen

Temperaturen gemessen wird. Hierbei werden die materialspezifischen Kennwerte Speichermodul E' , Verlustmodul E'' sowie der Verlustfaktor $\tan \delta$ in Abhängigkeit von Zeit, Temperatur und Frequenz bestimmt [2, 149].

Komplexer Modul E^*	$ E^* = \frac{\sigma}{\varepsilon}$	Gleichung 20
-----------------------	--------------------------------------	--------------

Speichermodul E'	$E' = E^* \cdot \cos(\delta)$	Gleichung 21
--------------------	---------------------------------	--------------

Verlustmodul E''	$E'' = E^* \cdot \sin(\delta)$	Gleichung 22
--------------------	----------------------------------	--------------

Verlustfaktor $\tan \delta$	$\tan(\delta) = \frac{E''(\omega)}{E'(\omega)}$	Gleichung 23
-----------------------------	---	--------------

mit dem Phasenwinkel δ und der Kreisfrequenz ω .

Der komplexe Modul beschreibt hiermit das Verhältnis aus dynamischer Spannung und dynamischer Verformung eines viskoelastischen Materials bei einer sinusförmigen Schwingung (EN ISO 6721-1). Dabei beschreibt der Realteil E' in Form des Speichermoduls die elastischen Eigenschaften sowie die Steifigkeit, wobei der komplexe Anteil E'' als Verlustmodul die dissipierte Energie während der dynamischen Belastung wiedergibt. Die hierbei entstehende Phasenverschiebung zwischen den komplexen Größen der Schwingung wird durch den Phasenwinkel δ ausgedrückt. Der Verlustfaktor $\tan \delta$ wird gemeinhin als ein Maß für die Dämpfung eines viskoelastischen Materialsystems genutzt. Die temperatur- und frequenzabhängigen mechanischen Eigenschaften werden demnach durch Kraft- und Wegsignale sowie deren Phasenverschiebung zueinander ermittelt und erlauben u.a. die Bestimmung folgender Kennwerte [2, 149-153]:

- Viskoelastische Materialeigenschaften
- Dämpfungseigenschaften eines Werkstoffs
- Temperaturen, welche das viskoelastische Verhalten charakterisieren
- Glasübergangstemperatur von Kunststoffen
- Frequenzabhängiges, mechanisches Verhalten von Materialien.

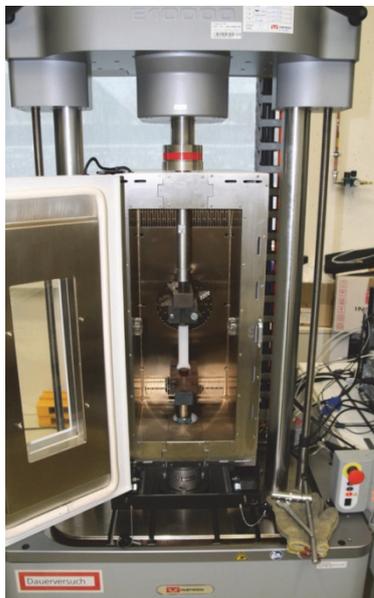
Die Glasübergangstemperatur kann mit Hilfe der DMA über drei grundsätzliche Methoden sehr exakt bestimmt werden:

- Bestimmung über das Maximum der Verlustmodul-Kurve
- Bestimmung über den Wendepunkte der Speichermodul-Kurve
- Bestimmung über das Maximum der Verlustfaktor-Kurve.

Im Rahmen dieser Arbeit wird die Ermittlung der Glasübergangstemperatur ausschließlich über die Lage des Maximums der Verlustmodul-Kurve angewendet, da sich die hierdurch ermittelten Werte für eine spätere Bauteilauslegung als zuverlässiger erwiesen haben. Die Bestimmung über das Maximum der Verlustfaktor-Kurve führt grundsätzlich zu höheren Glasübergangstemperaturen [152, 154].

5.9.1 Versuchsablauf und -parameter bei der DMA

Aufgrund des breiten Anwendungsgebietes struktureller Spritzgießbauteile mit thermoplastischer Matrix in der Automobilbranche, wurden die Versuchsparameter bei der DMA an die Anforderungen dieser Anwendungen angepasst. Hierbei müssen die Festigkeits- und Steifigkeitseigenschaften überwiegend in einem Temperaturbereich von -40 °C bis $+100\text{ °C}$ den Anforderungen genügen. Als Prüfkörper wurde bei diesen Versuchen die in Kapitel 5.6.1 beschriebene Zugstabgeometrie verwendet und unter einer zyklischen Zugbelastung mit folgenden Parametern untersucht:



Abstand der Klemmen:	125 mm
Statische Amplitude:	0,5 %
Dynamische Amplitude:	0,08 %
Prüffrequenz:	1 Hz
Temperaturbereich:	-40 °C bis $+100\text{ °C}$

Abbildung 43: Versuchsaufbau der DMA mit eingespannter Zugprobe

Die Zugprüfkörper wurden, wie Abbildung 43 dargestellt, in die Prüfmaschine des Typs ElectroPuls™ E10000 von der Firma Instron eingespannt und geprüft. Um auch bei der DMA

reproduzierbare Ergebnisse sicherzustellen, ist der Versuchsablauf genau definiert und gliedert sich in die sechs Schritte:

- Kühlen auf -40 °C mit ca. 15 K/min und Halten für 15 min
- Umstellen der Temperierkammer auf $dT/dt = 1\text{ K/min}$ bis zur Endtemperatur von 100 °C
- Start der mechanischen Prüfung, die aus einem zyklischen Durchlauf von 3 Blöcken besteht; die Probe wird dabei statisch und anschließend dynamisch mit $0,08\%$ um die statische Dehnung gedehnt; nach acht dynamischen Zyklen erfolgt eine Entlastung; hierdurch wird die thermische Ausdehnung der Prüfkörper bei Temperaturerhöhung kompensiert, sodass die Proben nicht auf Druck belastet werden
- Abstellen der Stickstoffzufuhr bei ca. 20 °C ; da Stickstoff nicht als Inertatmosphäre verwendet wird, ist ab ca. 20 °C keine weitere Kühlung erforderlich
- Beenden der Prüfung bei Erreichen der Endtemperatur von 100 °C
- Auswertung der Messdaten; die Messdaten des Speichermoduls E' , Verlustmoduls E'' und mechanischen Verlustfaktors $\tan \delta$ wurden als Mittelwerte der 4.-7. Zyklen berechnet und jeweils über die Temperatur aufgetragen (s. Kapitel 6.4).

5.9.2 Einfluss der thermischen Ausdehnung der Prüfkörper bei der DMA

Durch die teilweise stark auftretende Wärmeausdehnung der Prüfkörper während des Versuches, können die ermittelten Kennwerte, trotz der Entlastung der Proben nach acht Zyklen, beeinflusst werden. Daher ist es notwendig die thermische Ausdehnung genauer zu betrachten und ihren Einfluss auf die Ergebnisse zu bewerten.

Werden die Dehnungen nicht nur ausschließlich aufgrund der Belastung betrachtet, sondern auch aufgrund der Temperaturdifferenz, so ergibt sich aus dem Zusammenhang $E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon}$ mit

$\Delta\sigma = \frac{\Delta F}{A}$ und $\Delta\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$ folgender Ansatz:

$$E = \frac{l_0 \cdot \Delta F}{\Delta l \cdot A} \quad l_0 = l_0(T) = l_{0,RT} + \Delta l_0(T) \quad \text{mit } l_{0,RT} = 125\text{ mm}$$

$$E = \left(l_{0,RT} + \Delta l_0(T) \right) \frac{l_0 \cdot \Delta F}{\Delta l \cdot A} = \frac{l_{0,RT} \cdot \Delta F}{\Delta l \cdot A} + \frac{\Delta l_0(T) \cdot \Delta F}{\Delta l \cdot A} \quad \text{Gleichung 24}$$

$$E(T) = \frac{k}{A} \left(l_{0,RT} + \Delta l_0(T) \right) \quad \text{mit } k = \frac{\Delta F}{\Delta l} \text{ (Federsteifigkeit)} \quad \text{Gleichung 25}$$

Nach Einsetzen der Versuchsparameter und Ermittlung der Werte für die Prüfkörper aus den verschiedenen Versuchsreihen mit

$$\text{PP_05} \quad \Delta l_0(T) = 0,02764 \text{ mm/K} \cdot T$$

$$\text{PP/KGF_04} \quad \Delta l_0(T) = 0,01601 \text{ mm/K} \cdot T$$

$$\text{PP/LGF_02} \quad \Delta l_0(T) = 0,01489 \text{ mm/K} \cdot T$$

ergeben sich die angepassten Gleichungen des Speichermoduls E' und des Verlustmoduls E'' zu:

$$E'_{\text{korr}}(T) = E^*_{\text{korr}}(T) \cdot \cos \delta \quad \text{Gleichung 26}$$

$$E''_{\text{korr}}(T) = E^*_{\text{korr}}(T) \cdot \sin \delta \quad \text{Gleichung 27}$$

Wie gering dieser Einfluss auf die Ergebnisse der folgenden Untersuchungen ist, wird anhand der folgenden Diagramme der Versuchsreihe mit reinem PP deutlich. Die Abweichung ist dabei in allen Bereichen äußerst gering und unterhalb der Standardabweichung. Dies gilt für alle untersuchten Versuchsreihen, weshalb auf die Darstellung der jeweiligen Abweichung an dieser Stelle verzichtet wird.

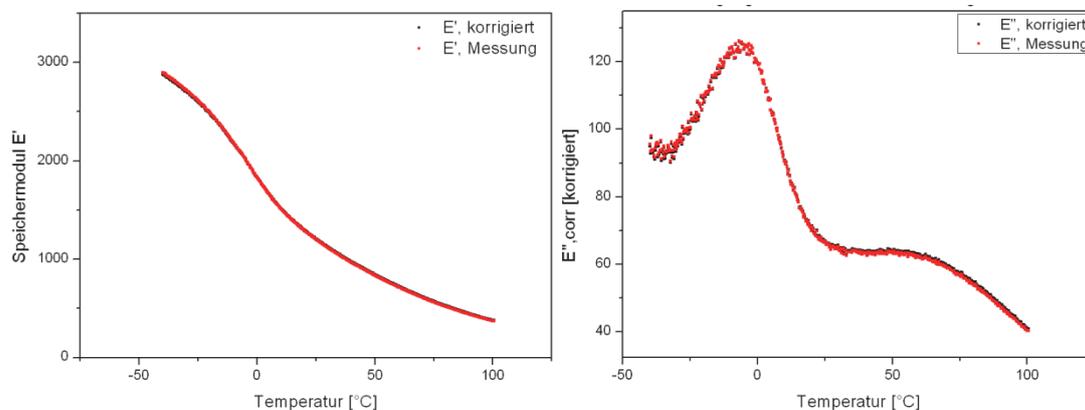


Abbildung 44: Korrigierter Speicher- und Verlustmodul der Versuchsreihe mit reinem PP

5.10 Quasi-statische Zugprüfung gewickelter Faserverbundschlaufen

In quasi-statischen Zugversuchen mit gewickelten Faserverbundschlaufen wird in dieser Arbeit untersucht, wie sich unterschiedlich gewickelte Schlaufengeometrien mit den Parametern wie in Tabelle 5 in einer Übersicht dargestellt, auf die mechanischen Eigenschaften der Verstärkungsstruktur auswirken. Die Prüfungen wurden an einer elektromechanischen

Universalprüfmaschine des Typs Inspekt table 50 der Firma Hegewald & Peschke durchgeführt (Abbildung 45). Aufgrund der herstellungsbedingten Variation der äußeren Schlaufengeometrie und vor allem des Querschnittes (s. Kapitel 5.5), wird bei diesen Versuchen die Kraft über den Maschinenweg ausgewertet. Hierdurch kann der Einfluss von Messungenauigkeiten der Querschnittsfläche und -geometrie ausgeschlossen werden. Die Zugversuche wurden unter Normklima und einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min durchgeführt. Die Kraftmessung erfolgt über eine 50 kN Kraftmessdose des Typs 1210-AF von der Firma Hegewald & Peschke. Um eine direkte Krafteinleitung in die Wickelhülsen der Schlaufenproben zu gewährleisten, wurde eine Einspannvorrichtung, wie in Abbildung 45 rechts gezeigt, konstruiert. Durch den symmetrischen Aufbau bzgl. der Prüfachse sowie die formschlüssige Bolzenverbindung zwischen Schlaufe und Einspannung ist sichergestellt, dass keine unerwünschten äußere Kräfte auf die Prüfkörper wirken.



Abbildung 45: Zugprüfmaschine Inspekt table 50 (links) und Einspannvorrichtung für Faserverbundschlaufen (rechts)

6 Untersuchungsergebnisse und Diskussion

In den folgenden Kapiteln werden die Ergebnisse der im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Untersuchungen an generischen Zugprüfkörpern und gewickelten Faserverbundschlaufen hinsichtlich der Material- und Prozessparameter ausgewertet und diskutiert. Um eine statistische Absicherung der Ergebnisse zu gewährleisten, werden hierbei in der Regel und in Abhängigkeit der Streuung sieben Prüfkörper in die Auswertung aufgenommen. Die Ergebnisse der einzelnen Versuchsreihen werden anhand des arithmetischen Mittelwertes (Gleichung 28) sowie der entsprechenden Standardabweichung (Gleichung 29) ermittelt [162].

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i$$

Gleichung 28

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n - 1}}$$

Gleichung 29

6.1 Eigenschaften der Endlosfaserstrukturen

6.1.1 Faserimprägnierung und -konsolidierung

Auf Grundlage der in Kapitel 5.4 beschriebenen Ergebnisse der Voruntersuchungen zur Evaluierung der Prozessparameter zur Herstellung imprägnierter UD-Stränge, wurden die Faserstrukturen hinsichtlich ihrer Imprägnier- und Konsolidiergüte anhand mikroskopischer und REM-Aufnahmen der Querschnitts- bzw. Bruchfläche untersucht. Die Aufnahmen sind in Abbildung 46 dargestellt.

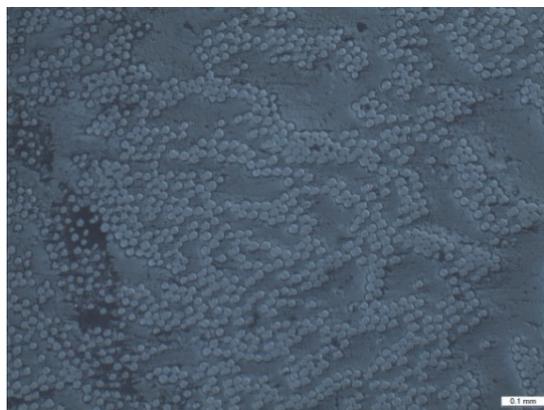


Abbildung 46: Lichtmikroskopische Aufnahme der Querschnittsfläche eines imprägnierten UD-Strangs

Aus den mikroskopischen Aufnahmen ist ersichtlich, dass die Fasern ausreichend über den Querschnitt verteilt sind und es zu keinen signifikanten Matrix- oder Faserbündelanhäufungen kommt. Des Weiteren sind eine notwendige Imprägnierung der Einzelfilamente mit polymerer Matrix sowie eine gute Konsolidierung ohne störende Lunker oder Lufteinschlüsse gegeben [26, 156, 163, 164].

6.1.2 Zugeigenschaften imprägnierter Faserstränge

Die Ergebnisse der Zugprüfung an imprägnierten UD-Strängen im Vergleich zu den Herstellerangaben des technischen Datenblatts zeigt Tabelle 8. Hinsichtlich der Zugfestigkeit weisen die geprüften Stränge circa um 100 N/mm² geringere Werte auf, wobei dies nur geringfügig über der Standardabweichung von 73 N/mm² liegt. Die Steifigkeit zeigt eine sehr geringe Streuung bei den Werten des E-Moduls, die knapp 7 % niedriger ausfallen als die Angaben des Herstellers. Die Streuung der Zugfestigkeit von circa 11 % ist dabei auf die Einbettung der Stränge in die Krafteinleitungselemente und deren Einfluss auf die Festigkeit zurückzuführen, da alle Prüfkörper am Übergang bzw. in den Elementen versagten.

Tabelle 8: Ergebnisse der Zugprüfung an imprägnierten UD-Strängen

Versuch	Zugfestigkeit [N/mm ²]	E-Modul [N/mm ²]	Bruchdehnung [%]
V25-1	737	27.359	2,99
V25-2	761	27.961	2,97
V25-3	658	27.225	2,64
V25-4	581	27.466	2,35
V25-5	623	27.992	2,47
V25-6	606	27.577	2,29
Mittelwert	661	27.597	2,62
Standardabw.	73	316	0,30
Datenblatt	760	29.500	-

6.2 Quasi-statische Zugprüfung

Zur Charakterisierung der quasi-statischen Eigenschaften unter einachsigem Spannungszustand wurden jeweils sieben Prüfkörper, der in Kapitel 5.7.1 definierten Versuchsreihen, geprüft und für die Auswertung der Mittelwert und die Standardabweichung, wie zu Beginn des Kapitels 6 beschrieben, ermittelt. Die Bestimmung der gewichtsspezifischen Kennwerte ermöglicht hierbei eine bessere Vergleichbarkeit der Ergebnisse bezüglich des Leichtbaupotenzials der

unterschiedlichen Verstärkungsstrukturen sowie der Morphologie des Matrixmaterials. Hierfür wurden die Dichte der einzelnen Prüfkörper sowie der arithmetische Mittelwert der verschiedenen Versuchsreihen bestimmt (siehe Tabelle 9).

Tabelle 9: Mittlere Probendichte und Faseranteil der Versuchsreihen zur quasi-statischen Zugprüfung

Probe	PP	PP/KGF	PP/LGF	PP/UD	PP-gesch	PP/KGF-gesch	PP/LGF-gesch	PP/UD-gesch
Dichte [g/cm³]	0,88	0,98	0,98	0,91	0,76	0,83	0,83	0,82
Faseranteil [Gew.-%]	-/-	16,7	15,7	2,2	-/-	16,7	15,7	2,2

6.2.1 Ergebnisse der Grundversuche bei Raumtemperatur

In Abbildung 47 und Abbildung 48 sind die Zugfestigkeiten σ und Sekantenmoduln E_s sowie in Abbildung 49 und Abbildung 50 die gewichtsspezifischen Kennwerte der acht Versuchsreihen bei Raumtemperatur dargestellt. Die entsprechenden Mittelwerte und Standardabweichungen zeigt Tabelle 10. Es ist ersichtlich, dass sowohl die diskontinuierliche als auch endlose Faserverstärkung zu einem deutlichen Anstieg der Zugfestigkeit und Steifigkeit gegenüber dem ungefüllten Matrixmaterial führt. Die größte Zugfestigkeit wird hierbei von der Versuchsreihe PP/UD mit einem Wert von über 53 N/mm² erreicht, was einer Steigerung von 174 % im Vergleich zu den PP-Proben und über 15 % gegenüber den kurz- und langfaserverstärkten Proben entspricht. In Bezug auf den Sekantenmodul, als Kennwert für die Steifigkeit, erreichen die beiden diskontinuierlich verstärkten Versuchsreihen PP/KGF und PP/LGF die größten Werte mit ca. 3.300 N/mm², wobei der Unterschied innerhalb der beiden Standardabweichungen liegt. Gegenüber dem reinen Matrixmaterial entspricht dies einer Steigerung von knapp 154 % und circa 40 % gegenüber den PP/UD-Proben.

Durch das Schäumen der polymeren Matrix mit einer gleichmäßigen Gewichtsreduktion von 10 % kommt es bei allen Versuchsreihen erwartungsgemäß zu einer Reduzierung der Festigkeit von knapp über 30% bei den unverstärkten PP-Proben sowie bei den verstärkten Versuchsreihen PP/LGF und PP/UD. Bei den kurzfaserverstärkten Proben PP/KGF fällt diese Reduzierung mit circa 24 % geringer aus. Die Kennwerte der Steifigkeit zeigen hierbei ein sehr ähnliches Bild mit einer Abnahme von knapp über 20 % der Versuchsreihen PP, PP/KGF und PP/LGF gegenüber den kompakten Prüfkörpern. Durch die Endlosfaserverstärkung der Versuchsreihe PP/UD bleibt die Steifigkeit trotz geschäumter Matrix unverändert auf einem Wert von circa 2.400 N/mm².

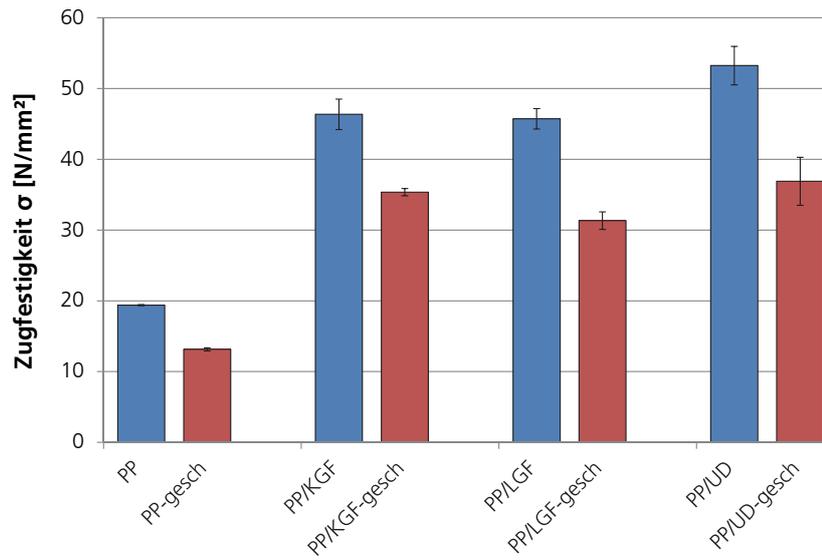


Abbildung 47: Zugfestigkeit der Versuchsreihen bei Raumtemperatur

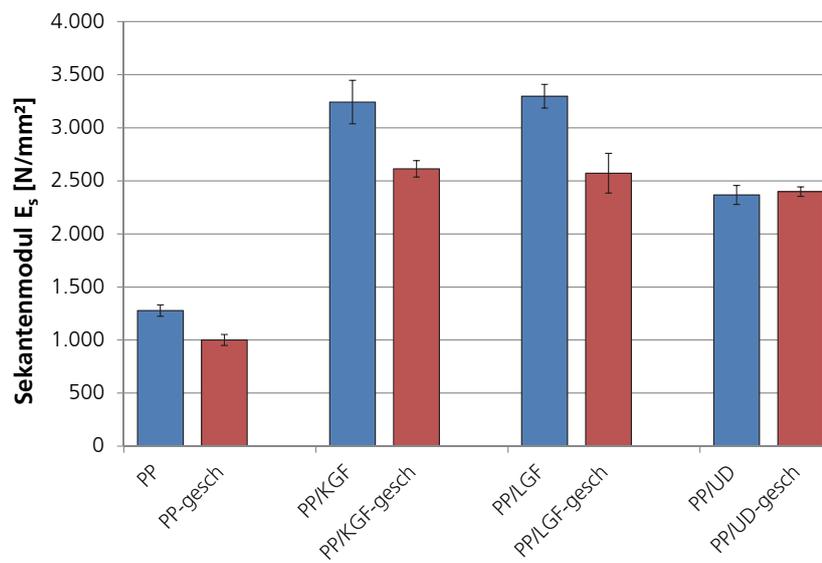


Abbildung 48: Sekantenmodul der Versuchsreihen bei Raumtemperatur

Tabelle 10: Absolute und gewichtsspezifische Zugfestigkeit und Sekantenmodul der verschiedenen Versuchsreihen bei Raumtemperatur

Versuchsreihe	Zugfestigkeit [N/mm ²]		Sekantenmodul [N/mm ²]		Spez. Zugfestigkeit [N/mm ²]		Spez. Sekantenmodul [N/mm ²]	
	MW	SD	MW	SD	MW	SD	MW	SD
PP	19,40	0,08	1.278	53	22,04	0,09	1.452	61
PP-gesch	13,15	0,22	1.001	52	17,30	0,29	1.317	68
PP/KGF	46,35	2,15	3.250	204	46,81	2,17	3.275	207
PP/KGF-gesch	35,34	0,52	2.612	77	42,08	0,62	3.110	92
PP/LGF	45,72	1,45	3.297	112	45,27	1,43	3.264	111
PP/LGF-gesch	31,33	1,23	2.571	187	37,74	1,48	3.098	225
PP/UD	53,23	2,72	2.366	89	58,49	2,99	2.600	98
PP/UD-gesch	36,88	3,38	2.298	45	44,98	4,13	2.924	55

Bei einer gewichtsspezifischen Betrachtungsweise, durch Einbezug der jeweiligen Probendichte, wird der positive Einfluss der Endlosfaserverstärkung gegenüber den diskontinuierlich verstärkten Proben noch deutlicher. Die Zunahme der spezifischen Zugfestigkeit der Versuchsreihe PP/UD gegenüber dem unverstärkten PP bleibt mit circa 165 % nahezu konstant. Dahingegen beträgt die Steigerung im Vergleich zu den PP/KGF- und PP/LGF-Proben bei dieser leichtbaurelevanten Betrachtung 25 % bzw. 30 %. Dieser Zusammenhang wird durch die Auswertung der spezifischen Steifigkeit bekräftigt, wobei die Kennwerte der diskontinuierlich verstärkten Proben mit ihrem wesentlich höheren Fasergehalt von circa 15 Gew.-% lediglich knapp 14 % über denen der PP/UD-Proben mit einem Faseranteil von knapp über 2 Gew.-% liegen.

Durch Einbezug der Dichte relativiert beziehungsweise reduziert sich die Abnahme der Zugfestigkeit und Steifigkeit aufgrund des Schäumens der Polymermatrix merklich von beispielsweise 24 % auf 10 % Festigkeitsabnahme der Versuchsreihe PP/KGF. Bei Betrachtung der Steifigkeit wird dieses Phänomen noch deutlicher und resultiert in einer Verminderung der Kennwerte um lediglich 6 % bei den PP/KGF- und PP/LGF-Proben sowie 10 % beim unverstärkten PP. Die endlosfaserverstärkten Prüfkörper PP/UD zeigen bei der gewichtsspezifischen Auswertung darüber hinaus eine Steigerung der Steifigkeitskennwerte um knapp 12 % bei geschäumter Matrix gegenüber der kompakten Variante.

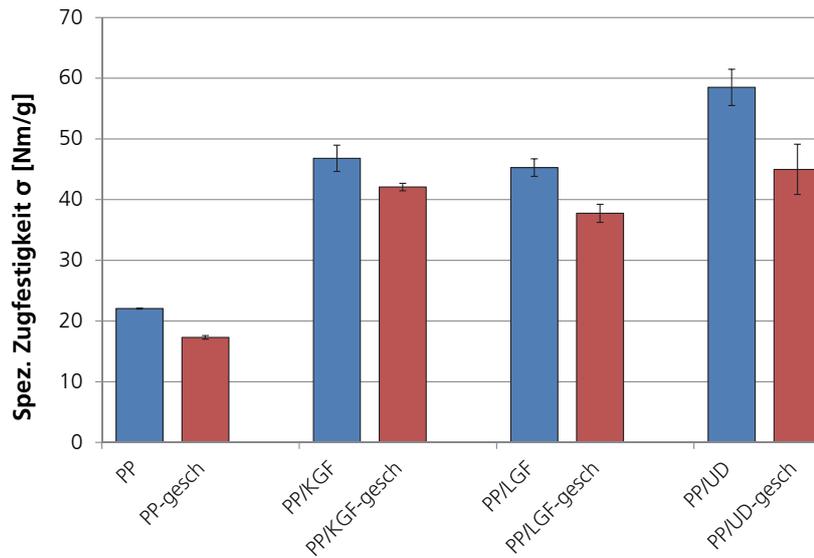


Abbildung 49: Gewichtsspezifische Zugfestigkeit der Versuchsreihen bei Raumtemperatur

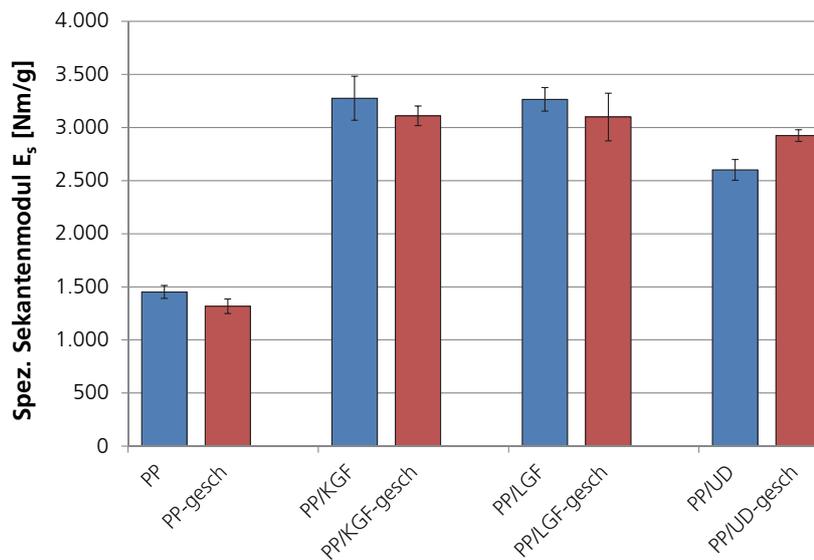


Abbildung 50: Gewichtsspezifische Sekantenmodul der Versuchsreihen bei Raumtemperatur

Die Bruchdehnung der acht Versuchsreihen ist in Abbildung 51 dargestellt. Erwartungsgemäß zeigen die unverstärkten PP-Proben die größten Werte von 6,3 % Dehnung bei Versagen. Durch die Endlosfaserverstärkung sinkt die Bruchdehnung bei den PP/UD-Proben auf 3,6 % und befindet sich auf einem ähnlichen Niveau wie die kurzfaserverstärkten PP/KGF-Proben, die einen Wert von 3,4 % aufweisen. Dahingegen zeigen die langfaserverstärkten Prüfkörper der Versuchsreihe PP/LGF eine deutlich geringere Bruchdehnung von 2,4 % auf.

Durch das Schäumen der Matrix verringern sich die Kennwerte für die Bruchdehnung bei allen Materialien. Bei den beiden matrixdominierten Versuchsreihen PP und PP/UD reduzieren sich die Werte um circa 36 %, wohingegen die diskontinuierlich verstärkten Proben PP/KGF und PP/LGF aufgrund des deutlich höheren Faseranteils in der Matrix durch das Schäumen weniger beeinflusst werden. Die Reduzierung der Bruchdehnung beträgt hierbei circa 15 % gegenüber den kompakten Varianten.

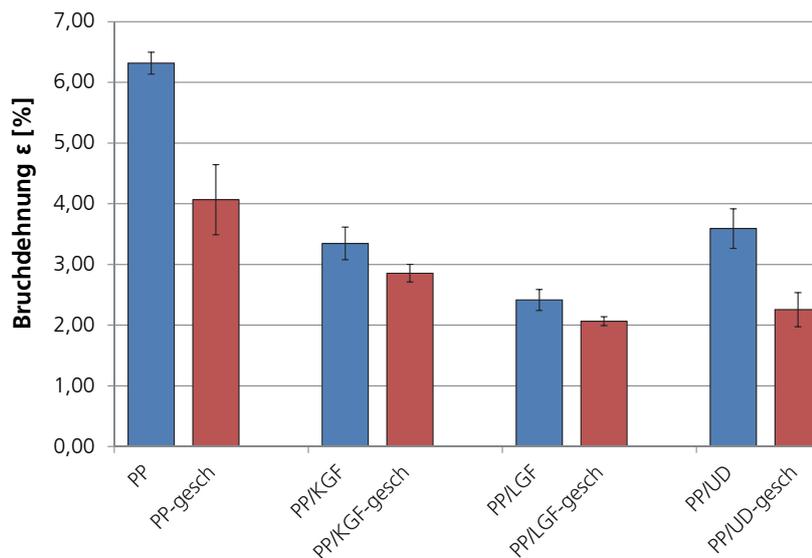


Abbildung 51: Bruchdehnung der verschiedenen Versuchsreihen bei Raumtemperatur

Die Auswertung der Spannungs-Dehnungs-Kurven der acht Versuchsreihen zeigt das Verhalten der Prüfkörper während des Versuches und verdeutlicht die zuvor beschriebenen Ergebnisse. In Abbildung 52 wird ersichtlich, dass die kurz- und langfaserverstärkten Proben sowohl in kompakter als auch geschäumter Variante ein sehr ähnliches Verhalten zeigen und sich lediglich bei der Bruchdehnung merklich unterscheiden. Die endlosfaserverstärkten PP/UD-Proben zeigen bei der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung gleiche Tendenzen wie die übrigen Materialien. Beim Sekantenmodul als Kennwert für die Steifigkeit kommt es durch das Schäumen gegenüber allen anderen Versuchsreihen zu keiner Veränderung im Vergleich zur kompakten Variante.

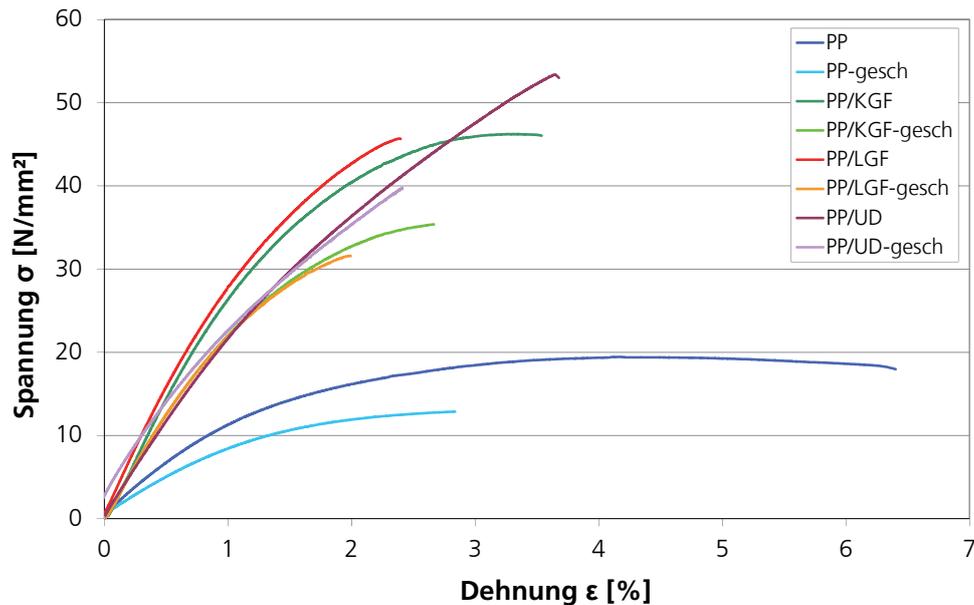


Abbildung 52: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der unterschiedlichen Versuchsreihen

Die geringer als erwartet ausfallenden Werte von Festigkeit und Steifigkeit der langfaserverstärkten PP/LGF-Proben, gegenüber der kurzfaserverstärkten Variante, lassen sich durch eine genauere Betrachtung der Faserlänge in den Prüfkörpern erklären. In einer Faserlängenanalyse wurden zwar wesentlich längere Fasern bei den PP/LGF-Proben nachgewiesen, allerdings muss hierbei die statistische Verteilung mit berücksichtigt werden (siehe Anhang 5 bis Anhang 8). Die anzahlgemittelte Auswertung der Faserlängen mit einem Aspektverhältnis größer als 30 ergibt für die PP/KGF-Proben einen Wert von 1,04 mm und für die PP/LGF-Proben einen Wert von 1,64 mm. Dabei ist zu beachten, dass der Anteil an Fasern mit einem Aspektverhältnis L/D (Faserlänge/Faserdurchmesser) kleiner als 30 sowohl bei den PP/KGF- als auch bei den PP/LGF-Proben circa 80 % beträgt. Es ist daher ersichtlich, dass in den langfaserverstärkten Prüfkörpern längere Fasern, bis zu einer Einzelfaserlänge von über 10 mm, enthalten sind, deren Anteil im Vergleich zu den stark eingekürzten Fasern jedoch sehr gering ist. Die resultierenden Eigenschaften werden somit stärker von den kurzen Fasern im Bauteil beeinflusst. Zudem liegen die langen Fasern teilweise gekrümmt und aufgrund der Quellströmung beim Formfüllvorgang nur bedingt in Belastungsrichtung vor, wodurch sie nur eingeschränkt zur Festigkeits- und Steifigkeitssteigerung beitragen können. Bei der Bruchdehnung hingegen führen die vorhandenen längeren Fasern der langfaserverstärkten Proben zu deutlich geringeren Werten im Vergleich zu den kurzfaserverstärkten Versuchsreihe. Dies begründet sich in der stärkeren Behinderung von Molekülbewegungen und Abgleitvorgängen in der polymeren Matrix durch

lange Fasern, die sich im Gegensatz zu kurzen Fasern durch einen größeren Bereich des morphologischen Aufbaus der Polymerketten ziehen.

Das Versagensbild der Bruchfläche ist bei beiden diskontinuierlich verstärkten Versuchsreihen identisch. Abbildung 53 zeigt beispielhaft die Bruchfläche einer PP/LGF-Probe, die aufgrund des Versagensmechanismus (vgl. Kapitel 4.3.3) schräg über den Querschnitt verläuft. Das Versagen beginnt hierbei mit einer Crazebildung (Weißbruch) und endet in einem Sprödbbruch, wodurch es zu einem Mischversagen der Prüfkörper kommt.



Abbildung 53: Bruchfläche einer PP/LGF-Probe bei Raumtemperatur [159]

Die Versuchsreihe mit endloser Faserverstärkung PP/UD weist eine höhere Zugfestigkeit als die kurz- und langfaserverstärkten Proben auf. Das Verstärkungspotenzial der unidirektional ausgerichteten Fasern kann hierbei durch eine ausreichend hohe Faser-Matrix-Haftung genutzt werden, sodass die von außen eingeleiteten Kräfte über die Grenzflächenhaftung vollständig in die Verstärkungsfaser eingeleitet werden können. Durch die größere Bruchdehnung der Matrix im Vergleich zur Faser und der ausreichend langen Übertragungslänge versagten 5/7 der Prüfkörper durch Faserbruch (vgl. Kapitel 4.3.3). Bei zwei Prüfkörpern kam es aufgrund einer zu geringen Grenzflächenhaftung zu einem Faser-Pull-Out, resultierend in knapp 10 % geringeren Festigkeitswerten (siehe Tabelle 11).

Tabelle 11: Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Versagensart bei PP/UD-Proben

Versagensart	Zugfestigkeit [N/mm ²]		Sekantenmodul [N/mm ²]		Bruchdehnung [%]	
	MW	SD	MW	SD	MW	SD
Faserbruch	54,67	1,10	2.399	107,2	3,77	0,09
Faser-Pull-Out	49,71	4,19	2.351	5,2	3,14	0,48

Die geringere Steifigkeit der PP/UD-Proben im Vergleich zu den kurz- und langfaserverstärkten Proben begründet sich in der Krafteinleitung an der Einspannstelle. Hierbei wird die induzierte

Spannung nicht direkt in die unidirektionalen Fasern eingeleitet, sondern muss durch die unverstärkte Matrix übertragen werden. Auch bei einer optimalen Grenzflächenhaftung benötigt das unverstärkte Polymer eine gewisse Dehnung, um die Kräfte über die Schubspannung auf die Fasern übertragen zu können. Die zu Beginn der Prüfung gemessenen Werte des Sekantenmoduls werden somit stärker von den Eigenschaften der Polymermatrix mit ihrer geringen Steifigkeit beeinflusst. Dieser Zusammenhang wird durch die größere Bruchdehnung der PP/UD-Proben im Vergleich zu den PP/KGF- und PP/LGF-Proben bestätigt. Weiterführende Untersuchungen des Zusammenhangs zwischen Grenzflächenhaftung und den resultierenden mechanischen Eigenschaften werden anhand der Ergebnisse der dynamisch-mechanischen Analyse in Kapitel 6.4 diskutiert.

Die erwartungsgemäße Reduzierung von Festigkeit, Steifigkeit und Bruchdehnung bei den Versuchsreihen mit geschäumter Polymermatrix ist auf die zusätzlich eingebrachten Fehlstellen durch die entstandene Integralschaumstruktur zurückzuführen [23, 27, 160]. Die Versuchsreihe PP/UD-gesch zeigt allerdings das Phänomen eines unveränderten Sekantenmoduls gegenüber der kompakten Variante PP/UD. Durch das Einbringen der unidirektionalen Verstärkungsstruktur wird unabhängig von der Morphologie des Polymers (geschäumt oder kompakt) eine deutliche Steigerung der Kennwerte Festigkeit und Steifigkeit erreicht. Bei Betrachtung der Spannungs-Dehnungs-Kurven dieser beiden Versuchsreihen wird ersichtlich, dass die Kurven bei kleinen Dehnungen einen nahezu identischen Verlauf zeigen und sich erst ab einem Wert von circa 1 % Dehnung unterscheiden. Dies bedeutet, dass der Kraftübertragungsmechanismus der geschäumten Proben, mit der gewählten Gewichtsreduktion von 10 %, dem der kompakten Variante für kleine Dehnungen entspricht. Aufgrund der Messung des Sekantenmoduls nach DIN 527 im Bereich zwischen 0,2 und 0,4 % Dehnung, zeigen die beiden Versuchsreihen nahezu identische Steifigkeitswerte.

6.2.2 Ergebnisse mit erhöhter Belastungsgeschwindigkeit

In Abbildung 55 und Abbildung 56 sind die Zugfestigkeiten σ und Sekantenmoduln E_s der vier Versuchsreihen mit erhöhter Belastungsgeschwindigkeit im Vergleich zu den Grundversuchen dargestellt. Die entsprechenden Mittelwerte und Standardabweichungen zeigt Tabelle 12. Es ist zu erkennen, dass sowohl bei den unverstärkten PP-Proben als auch bei den faserverstärkten Versuchsreihen PP/KGF, PP/LGF und PP/UD ein deutlicher Anstieg der Zugfestigkeit durch die Erhöhung der Belastungsgeschwindigkeit auftritt. Die unidirektional verstärkten Prüfkörper PP/UD-v erreichen mit einer Zugfestigkeit von 66,79 N/mm² die höchsten Werte, was einer Steigerung um 25,5 % gegenüber der Versuchsreihe mit einer Prüfgeschwindigkeit von

1 mm/min entspricht. Die beiden diskontinuierlich verstärkten Versuchsreihen PP/KGF-v und PPLGF-v zeigen dahingegen die größten Steigerungen mit 27,3 % und 31,7 %.

Aufgrund der hohen Prüfgeschwindigkeit von 1.000 mm/min kam es bei den Versuchen durch die Verlängerung des Wegaufnehmers (siehe Kapitel 5.7.2) zu einem leicht schwingenden Verlauf bei kleinen Dehnungen zu Beginn der Prüfung. Der Sekantenmodul wurde daher bei allen Versuchsreihen über eine Trendlinie, wie in Abbildung 54 exemplarisch für die Versuchsreihe V29-45 (PP/KGF-v) dargestellt, ermittelt. Sämtliche Proben versagten innerhalb des Messbereichs in der Mitte der Prüfkörper. Bei den unidirektional verstärkten Proben PP/UD-v kam es zum angestrebten Faserbruch des Endlosstranges.

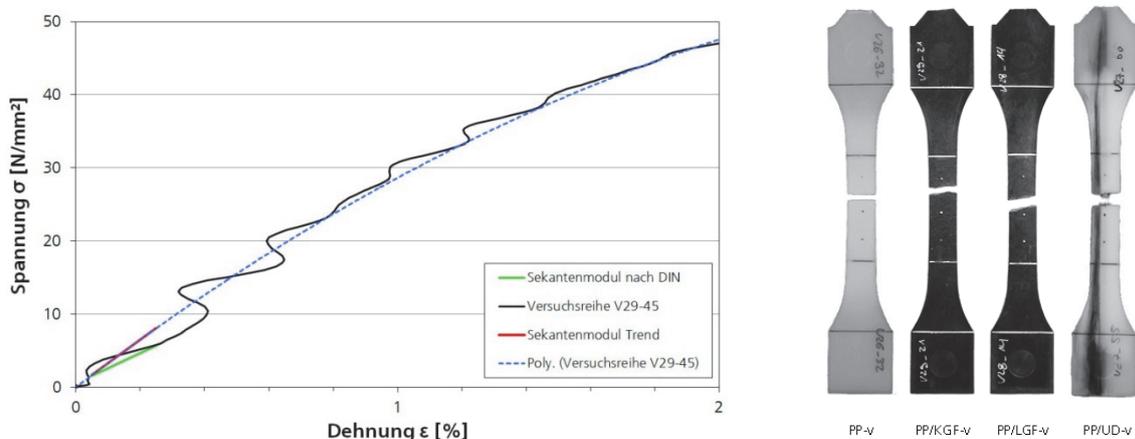


Abbildung 54: Berechnung des Sekantenmoduls mittels Trendlinie (links); Bruchbilder der Prüfkörper bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit (rechts)

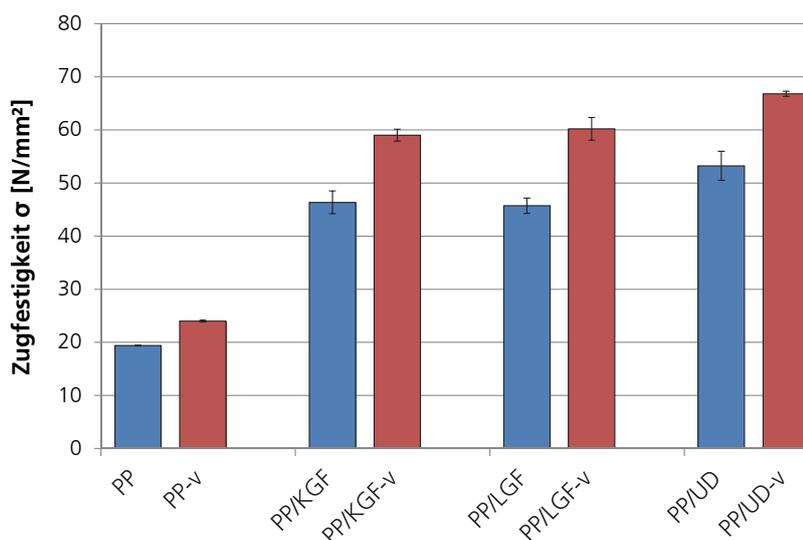


Abbildung 55: Zugfestigkeit bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit

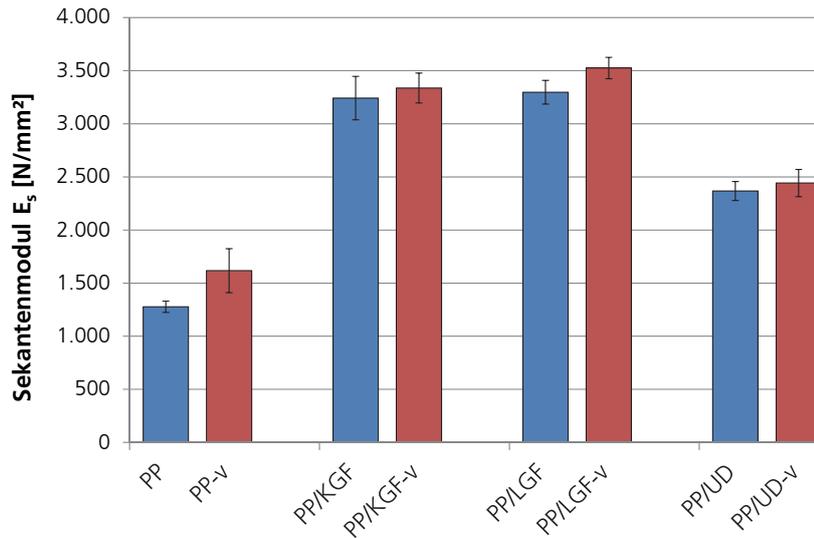


Abbildung 56: Sekantenmodul bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit

Die Versuchsreihe mit unverstärktem Matrixmaterial PP-v zeigt beim Sekantenmodul eine ähnliche Steigerung wie bei der Festigkeit von 26,5 %. Bei den faserverstärkten Proben kommt es hingegen zu keinen bzw. sehr geringen Änderungen der Steifigkeit. Die nominelle Erhöhung bei den Versuchsreihen PP/KGF-v mit 2,9 % und PP/UD-v mit 3,2 % liegt innerhalb der jeweiligen Standardabweichung und kann daher vernachlässigt werden. Lediglich bei den langfaserverstärkten Proben PP/LGF-v kommt es mit einer Steigerung von 6,9 %, was ungefähr der doppelten Standardabweichung entspricht, zu einer erkennbaren wenn auch geringen Erhöhung der Steifigkeit.

Tabelle 12: Zugfestigkeit, Sekantenmodul und Bruchdehnung der Versuchsreihen bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit

Versuchsreihe	Zugfestigkeit [N/mm ²]		Sekantenmodul [N/mm ²]		Bruchdehnung [%]	
	MW	SD	MW	SD	MW	SD
PP	19,40	0,08	1.278	53	6,32	0,18
PP-v	24,00	0,16	1.617	207	16,76	1,11
PP/KGF	46,35	2,15	3.242	204	3,35	0,27
PP/KGF-v	59,00	1,12	3.336	141	4,01	0,25
PP/LGF	45,72	1,45	3.297	112	2,41	0,17
PP/LGF-v	60,20	2,14	3.524	100	2,73	0,12
PP/UD	53,23	2,72	2.366	89	3,59	0,33
PP/UD-v	66,79	0,48	2.442	128	4,20	0,57

Bei den in Abbildung 57 dargestellten Bruchdehnungen zeigen die unverstärkten PP-v-Proben erwartungsgemäß die größten Änderungen und erreichen Werte von knapp 17 % Dehnung bei Versagen, was einer Steigerung von circa 165 % entspricht. Die Versuchsreihen PP/KGF-v und PP/UD-v liegen mit einer Erhöhung der Bruchdehnung um 19,7 % und 17,0 % auf einem ähnlichen Niveau. Die langfaserverstärkten Proben der Versuchsreihe PP/LGF-v unterscheiden sich hierbei mit einer geringeren Steigerung von 13,3 %.

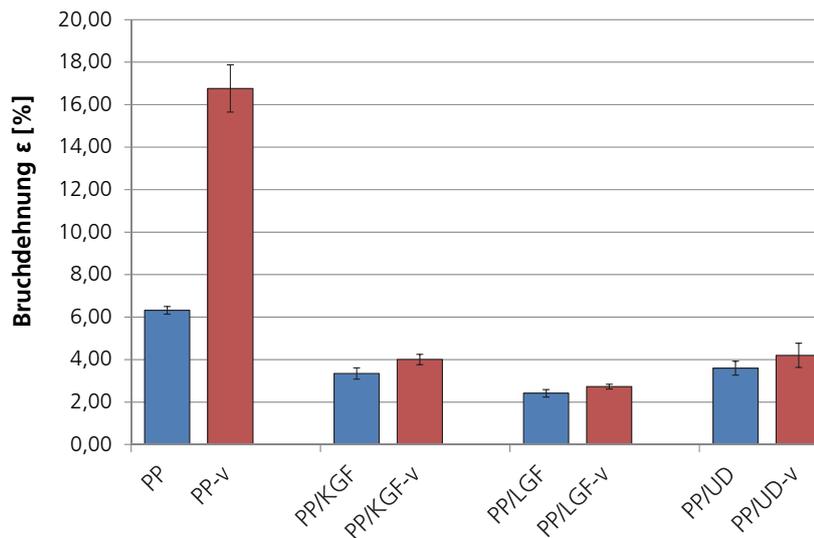


Abbildung 57: Bruchdehnung bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit

Die Kurvenverläufe der Versuchsreihen im Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abbildung 58 verdeutlichen die Ergebnisse. Alle Proben zeigen bei der erhöhten Belastungsgeschwindigkeit von 1.000 mm/min eine Zunahme der Festigkeit, Steifigkeit und Bruchdehnung gegenüber den Referenzproben. Dies bestätigt in Bezug auf die Zugfestigkeit und Steifigkeit das Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzip, welches neben der Temperaturabhängigkeit den Zusammenhang der Kurvenverläufe im Spannungs-Dehnungs-Diagramm in Abhängigkeit der Belastungsgeschwindigkeit verdeutlicht [1, 23, 161].

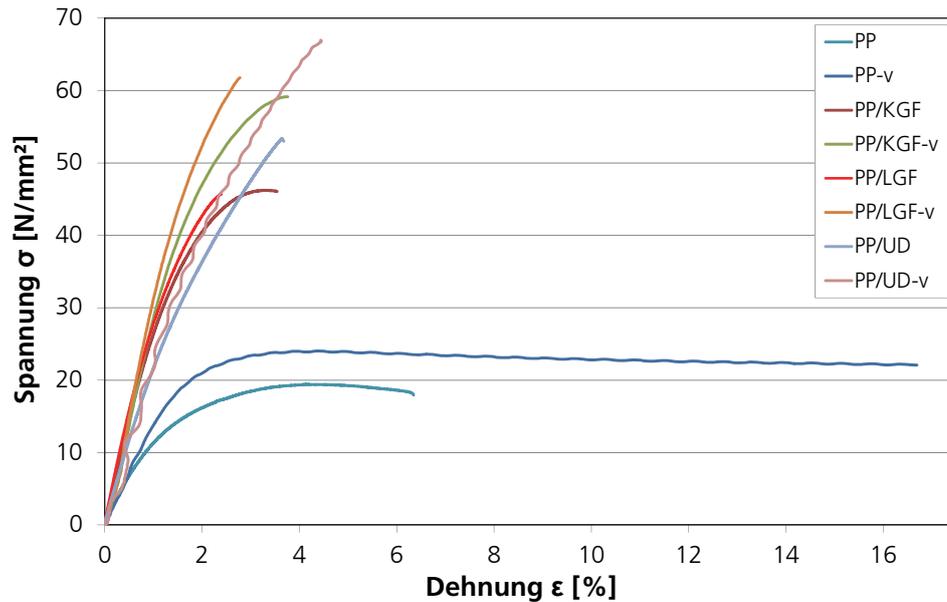


Abbildung 58: Spannungs-Dehnungs-Diagramm bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit

Der im Vergleich zur kurzfaserverstärkten Versuchsreihe PP/KGF-v erkennbare Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit auf die Steifigkeit und Bruchdehnung der langfaserverstärkten Proben PP/LGF-v begründet sich, wie im Kapitel zuvor beschrieben, in den längeren Fasern. Diese führen zu einer stärkeren Behinderung der Molekülbewegungen und Abgleitvorgänge in der polymeren Matrix, welche durch die erhöhte Belastungsgeschwindigkeit noch vergrößert wird [vgl. Kapitel 4.1.2 und 4.3].

Das Verstärkungspotenzial der unidirektional ausgerichteten Fasern der Versuchsreihe PP/UD-v kann wie bei den Grundversuchen durch eine ausreichend hohe Faser-Matrix-Haftung vollständig genutzt werden. Die eingeleiteten Kräfte werden vom Endlosfaserstrang aufgenommen und die Prüfkörper versagten mit einem Faserbruch, wodurch auch bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten die höchste Zugfestigkeit erreicht wird.

6.2.3 Ergebnisse der Zugprüfung bei -40 °C und +80 °C

In Abbildung 59 und Abbildung 60 sind die Zugfestigkeiten σ und Sekantenmoduln E_s der Versuchsreihen PP, PP/LGF und PP/UD bei den Prüftemperaturen -40 °C und +80 °C im Vergleich zu den Ergebnissen aus den Grundversuchen bei Raumtemperatur dargestellt. Die entsprechenden Mittelwerte und Standardabweichungen zeigt Tabelle 13. Es ist zu erkennen, dass sowohl bei den unverstärkten PP-Proben als auch bei den faserverstärkten Versuchsreihen PP/LGF und PP/UD die Zugfestigkeit und Steifigkeit mit steigender Temperatur deutlich

abnehmen. Hierbei weisen die Proben des unverstärkten Polypropylens die deutlichste Reduzierung der Zugfestigkeit von knapp 49 % beim Vergleich der Ergebnisse bei -40 °C und Raumtemperatur sowie von über 56 % beim Vergleich der Ergebnisse bei Raumtemperatur gegenüber denen bei $+80\text{ °C}$ auf. Durch die Langfaserverstärkung der Versuchsreihe PP/LGF verringert sich die Abnahme der Zugfestigkeit auf 41 % (-40 °C zu RT) bzw. knapp über 44 % (RT zu $+80\text{ °C}$). Der positive Einfluss der Endlosfaserverstärkung wird insbesondere beim Vergleich der Ergebnisse der Zugfestigkeiten bei -40 °C und Raumtemperatur deutlich, wobei sich die Werte lediglich um knapp 27 % verschlechtern. Dieser Effekt nimmt mit steigender Temperatur ab und resultiert in einer Verringerung der Zugfestigkeit um knapp 40 % beim Vergleich der Ergebnisse bei RT und $+80\text{ °C}$.

Bei der Steifigkeit zeigt sich ein sehr ähnliches Bild, wobei die prozentuale Abnahme des Sekantenmoduls der beiden faserverstärkten Materialien beim Vergleich der Werte bei -40 °C und RT mit knapp über 40 % auf einem vergleichbaren Niveau liegt. Während sich die Werte für die langfaserverstärkten Proben um weitere 40 % (RT zu $+80\text{ °C}$) verringern, zeigen die unverstärkten PP-Proben eine deutliche Abnahme der Steifigkeit um knapp 70 %. Durch die unidirektionale Verstärkung der Versuchsreihe PP/UD wird dieser signifikanten Abnahme entgegengewirkt und es kommt zu einer deutlich geringeren Reduzierung von knapp 32 %.

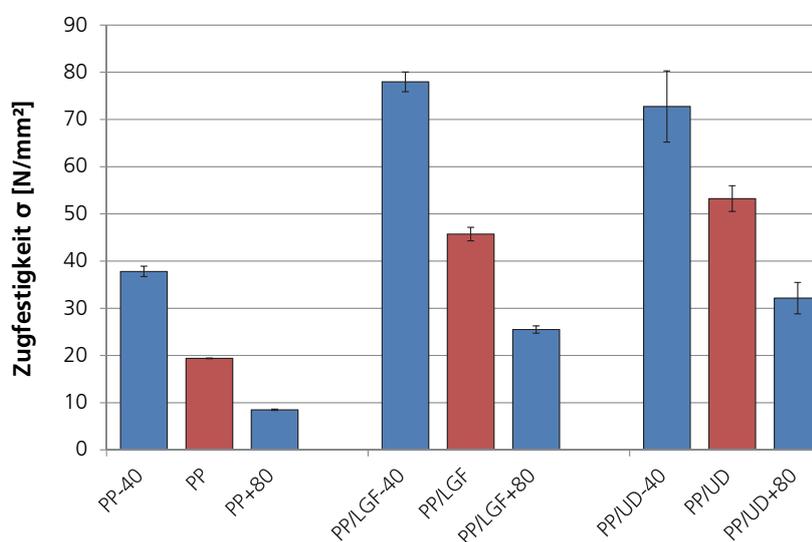


Abbildung 59: Zugfestigkeit bei -40 °C und $+80\text{ °C}$

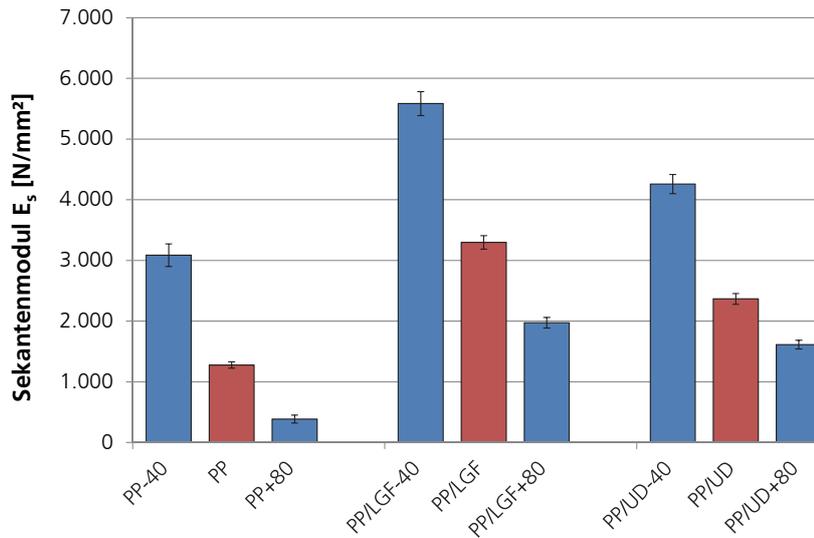


Abbildung 60: Sekantenmodul bei -40 °C und +80 °C

Tabelle 13: Zugfestigkeit, Sekantenmodul und Bruchdehnung der Versuchsreihen bei -40 °C und +80 °C

Versuchsreihe	Zugfestigkeit [N/mm²]		Sekantenmodul [N/mm²]		Bruchdehnung [%]	
	MW	SD	MW	SD	MW	SD
PP	19,40	0,08	1.278	53	6,32	0,18
PP-40	37,81	1,09	3.087	186,62	7,94	1,18
PP+80	8,50	0,13	386	67,33	x	x
PP/LGF	45,72	1,45	3.297	111,97	2,41	0,17
PP/LGF-40	77,98	2,09	5.585	197,95	2,75	0,11
PP/LGF+80	25,50	0,78	1.974	88,07	3,87	0,37
PP/UD	53,32	2,72	2.366	89,23	3,59	0,33
PP/UD-40	72,74	7,54	4.258	156,45	4,00	0,71
PP/UD+80	32,13	3,32	1.612	72,05	2,34	0,17

Bei der Bruchdehnung sind in diesen Untersuchungen unterschiedliche Phänomene zu beobachten. Alle drei Versuchsreihen zeigen bei -40 °C höhere Werte für die Bruchdehnung im Vergleich zu den Ergebnissen bei Raumtemperatur, wenngleich die Unterschiede nur geringfügig größer als die Standardabweichung sind.

Bei einer Prüftemperatur von +80 °C kehrt sich dieser Effekt um und es werden teilweise deutlich höhere Bruchdehnungen im Vergleich zu den Ergebnissen bei RT erreicht. Beim

unverstärkten PP kann bei den Versuchen mit +80 °C keine Aussage über die tatsächliche Bruchdehnung aufgrund des Erreichens des maximal möglichen Maschinenweges der Zugprüfmaschine gemacht werden. Beim Erreichen des maximalen Verfahrenswegs werden bereits Dehnungen von über 150 % erreicht. Bei den langfaserverstärkten Proben kommt es zu einer Erhöhung der Bruchdehnung um knapp 61 %, wohingegen die unidirektional verstärkten Prüfkörper eine reduzierte Bruchdehnung bei +80 °C um knapp 35 % im Vergleich zu den Werten bei RT aufweisen.

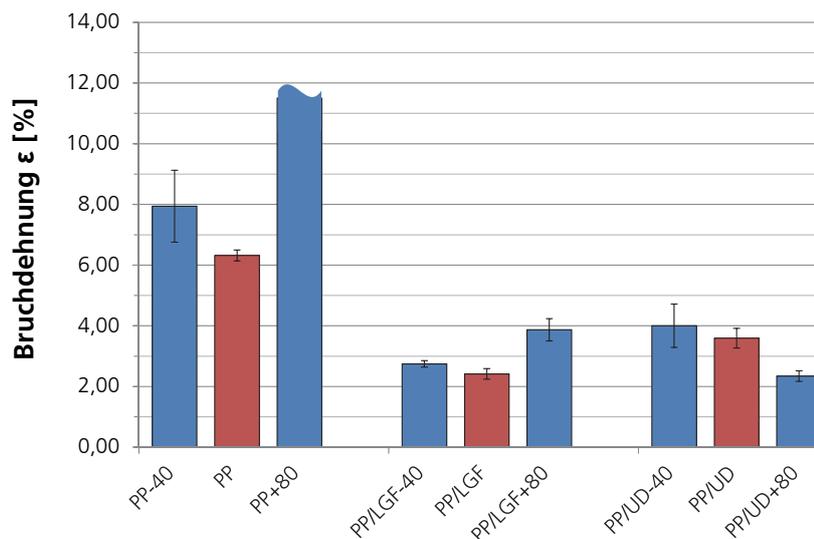


Abbildung 61: Bruchdehnung bei -40 °C und +80 °C

Die Spannungs-Dehnungs-Diagramme der drei Materialien bei -40 °C und +80 °C Prüftemperatur im Vergleich zu den Ergebnissen aus den Grundversuchen bei RT verdeutlichen die einzelnen Effekte. Es ist ersichtlich, dass alle Kurven der drei Versuchsreihen bei höheren Temperaturen einen flacheren Verlauf mit verringerten Werten für die Zugfestigkeit und Steifigkeit zeigen, was den Erwartungen aus der Literatur entspricht (vgl. Kapitel 4.1). Besonders auffällig ist hierbei der Kurvenverlauf der unidirektional verstärkten Proben der Versuchsreihe PP/UD+80 bei einer Prüftemperatur von +80 °C. Bis zu einer Dehnung von knapp über 2 % zeigt die Kurve einen gewöhnlichen Verlauf. Danach kommt es zu einem schlagartigen Abfall der Spannung durch das Auftreten der ersten Versagensmechanismen im Verbund, aber noch nicht zum endgültigen Versagen des Prüfkörpers. Mit steigender Dehnung zeigt die Kurve einen regressiven Verlauf und nähert sich der Kurve des unverstärkten Polypropylens asymptotisch an.

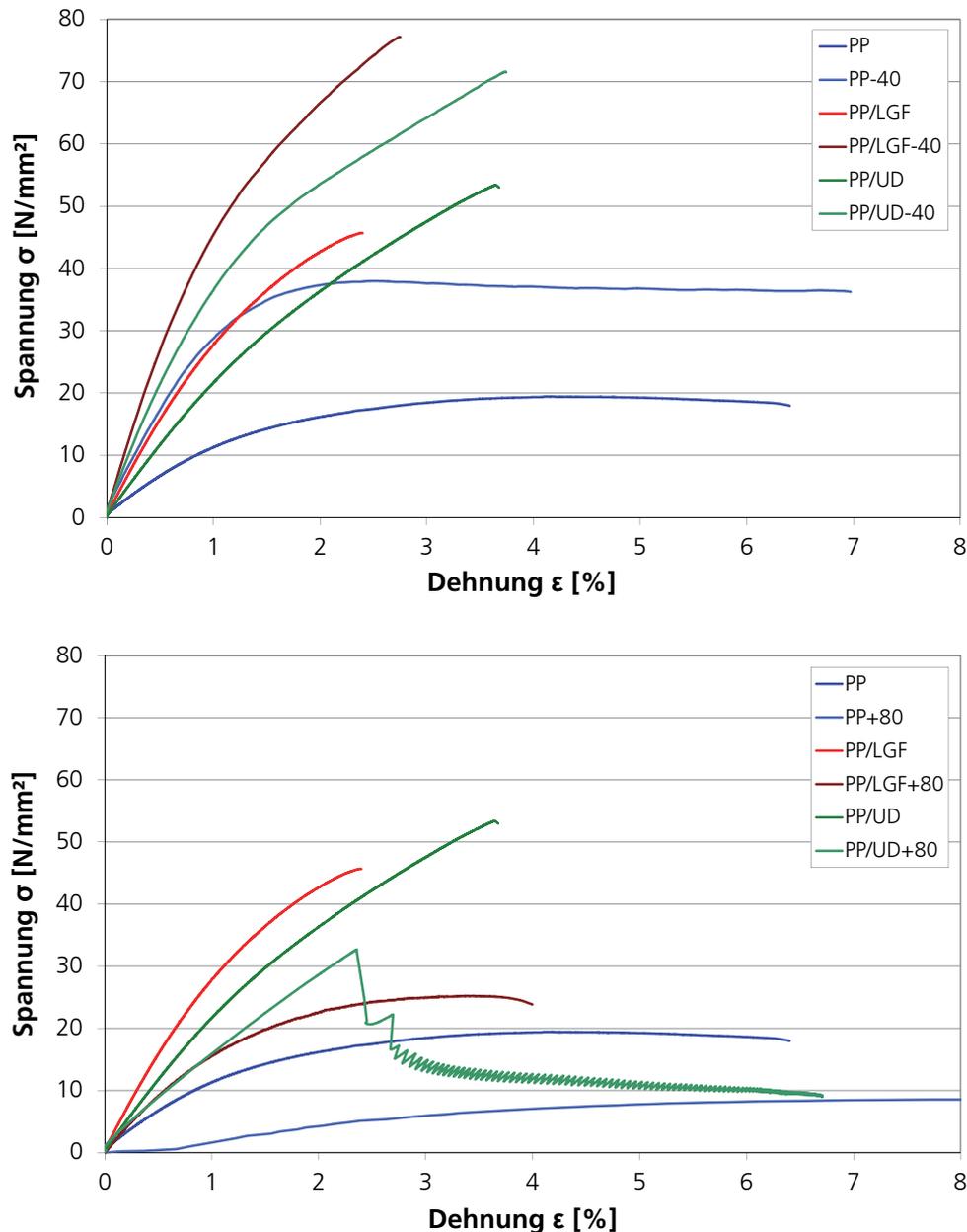


Abbildung 62: Spannungs-Dehnungs-Diagramm bei -40 °C (oben) und +80 °C (unten)

Der ungewöhnliche Verlauf lässt sich durch die Art des Versagens und anhand des in Abbildung 63 dargestellten Rissfortschrittes der Prüfkörper erklären. Die polymere Matrix wird durch die erhöhte Temperatur deutlich in ihren Eigenschaften geschwächt und beginnt sich im Bereich der maximalen Spannung einzuschnüren, was zugleich den Ausgangspunkt der Rissausbreitung darstellt. Ab diesem Punkt beginnt die Grenzschicht zwischen der Matrix und dem Endlosfaserstrang über einen längeren Dehnbereich zu versagen und die Last kann nicht mehr auf den UD-Strang übertragen werden, was schließlich zum Faserauszug und zum endgültigen Versagen des Prüfkörpers führt. Die Kurve der unidirektionalen Proben PP/UD+80

nähert sich folglich der des unverstärkten Polypropylens PP+80 an und resultiert in einem Matrixversagen (siehe Abbildung 62 unten).

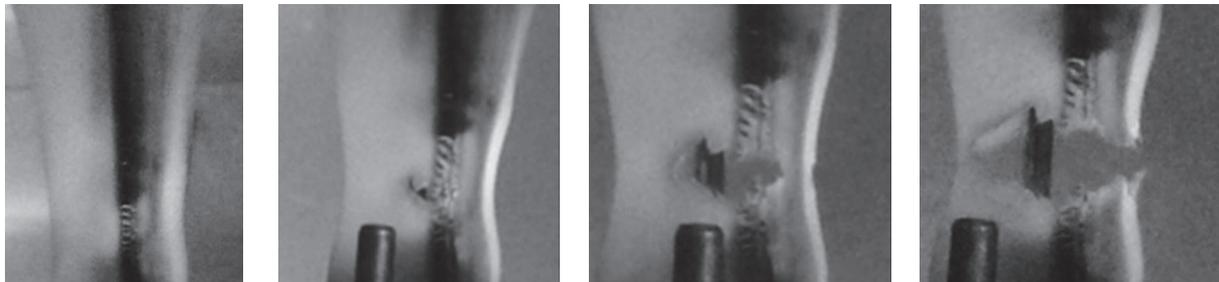


Abbildung 63: Rissfortschritt an einem Prüfkörper der Versuchsreihe PP/UD+80

Dabei versagten alle Proben auf der Gegenangussseite des Prüfkörpers, was auf eine Schwachstelle der Grenzflächenfestigkeit zwischen der Matrix und dem UD-Strang aufgrund der prozessbedingt abnehmenden Kontakttemperatur während des Formfüllvorgangs schließen lässt. Abbildung 64 zeigt außerdem die Bruchbilder aller Versuchsreihen bei -40 °C (links) und $+80\text{ °C}$ Prüftemperatur (rechts). Die Probe des unverstärkten Polypropylens bei $+80\text{ °C}$ stellt den Anfangszustand bei Beginn des Versagens dar. Die tatsächliche Längenänderung konnte wie bereits beschrieben aufgrund des begrenzten Maschinenwegs nicht ermittelt werden und beträgt mindestens 150 %. Bei den unidirektional verstärkten Proben kam es auch bei -40 °C Prüftemperatur zu einem Versagen auf der Gegenangussseite mit Faserauszug. Die Prüftemperatur liegt deutlich unter der Glasübergangstemperatur der polymeren Matrix (circa -7 °C), wodurch es zu einem Spröbruch der Matrix als endgültigen Versagensmechanismus kommt. Auch die diskontinuierlich verstärkten Proben der Versuchsreihe PP/LGF zeigen bei -40 °C einen senkrecht zur Belastungsachse laufenden Spröbruch aufgrund des glasartigen Zustandes der polymeren Matrix unterhalb der Glasübergangstemperatur. Bei $+80\text{ °C}$ Prüftemperatur zeigen die Prüfkörper hingegen den charakteristischen Verlauf der Bruchfläche schräg zur Belastungsachse.

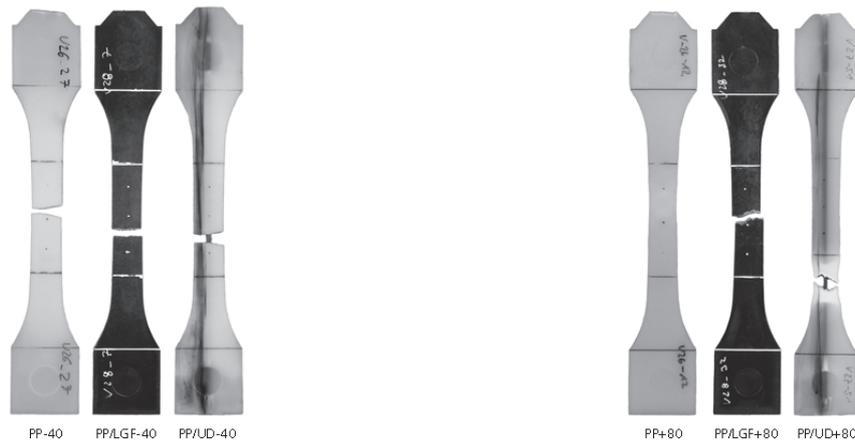


Abbildung 64: Bruchbilder der Versuchsreihen bei -40 °C (links) und +80 °C (rechts)

Die Gefahr eines Faserauszugs als Versagensmechanismus bei den unidirektional verstärkten Proben ist sowohl bei niedrigen Temperaturen unterhalb der Glasübergangstemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen, vor allem in den Haupterweichungsbereichen der polymeren Matrix, infolge einer verminderten Grenzflächenfestigkeit deutlich erhöht. Die Zugfestigkeit wird jedoch auch bei hohen Temperaturen positiv durch den UD-Strang beeinflusst.

Die Grenzflächenfestigkeit zwischen Matrix und Verstärkungsstruktur zeigt somit eine deutlich ausgeprägte Temperaturabhängigkeit. Zudem wird durch das Versagen in Form eines Faserauszugs überwiegend an der Gegenangussseite deutlich, dass die Grenzflächenfestigkeit zusätzlich prozessbedingt durch die Kontakttemperatur sowie die Strömungszustände der Thermoplastschmelze während des Formfüllvorgangs beeinflusst wird (vgl. Kapitel 4.3.3).

6.3 Zyklischer Zugversuch

Um den Einfluss der UD-Verstärkung auf das Ermüdungsverhalten evaluieren zu können, wurden die Versuchsreihen PP, PP/LGF und PP/UD unter einer zyklischen Zugbelastung, wie in Kapitel 5.8 beschrieben, geprüft und einander gegenübergestellt. Die Ergebnisse werden hierbei zum einen als absolute Kraftamplitude F_a (Oberlast minus Unterlast) und zum anderen als relatives Kraftverhältnis (Oberlast zu F_{max}) über der Anzahl der Lastspiele (Zyklen) ausgewertet. Als Abbruchkriterium des Versuches (Dauerfestigkeit) wurden 10^6 Lastspiele definiert. Die Temperaturüberwachung der Prüfkörper während des Versuches zeigte bei allen Versuchsreihen eine maximale Erhöhung um etwa 2 K gegenüber der Raumtemperatur.

6.3.1 Ergebnisse der Ermüdungsprüfung in Bezug auf die Kraftamplitude

In Abbildung 65 sind die Ergebnisse der Versuchsreihen PP, PP/LGF und PP/UD als Funktion der absoluten Kraftamplitude F_a über der Anzahl der Lastspiele dargestellt. Die jeweiligen Lastniveaus wurden, wie in Kapitel 5.8 beschrieben, auf Basis der Ergebnisse aus den quasi-statischen Zugversuchen definiert. Sofern Proben der einzelnen Versuchsreihen die maximale Lastspielzahl von 10^6 erreichten, wurde das Lastniveau für die nachfolgenden Prüfungen entsprechend angehoben.

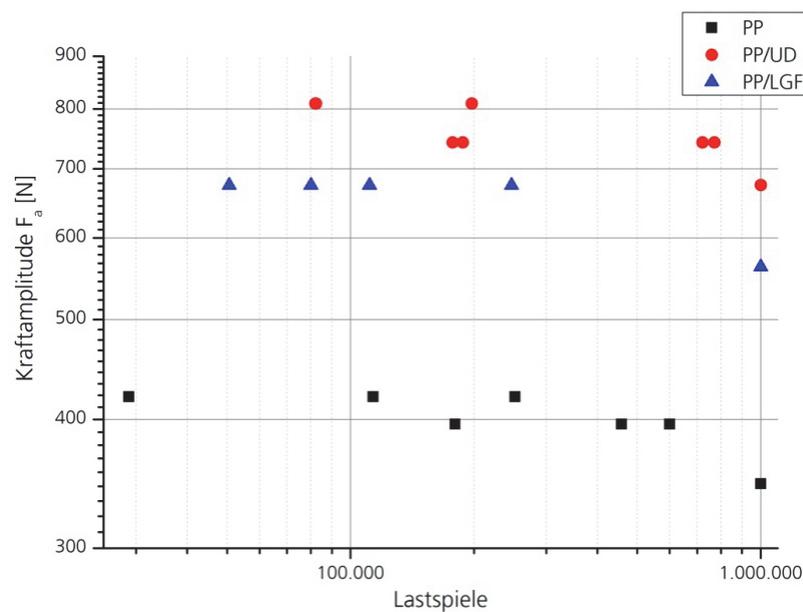


Abbildung 65: Ergebnis der Ermüdungsprüfung - Kraftamplitude F_a über Anzahl der Lastspiele

Der Vergleich der drei Versuchsreihen zeigt, dass die ertragbaren Lasten der PP/UD-Proben auf dem höchsten Niveau liegen. Bei einer Amplitude von 675 N erreichen die PP/UD-Proben die maximale Lastspielzahl von 10^6 , wohingegen alle langfaserverstärkten PP/LGF-Proben frühzeitig und teilweise bereits bei Lastspielzahlen unter 100.000 Zyklen versagten. Die unidirektional verstärkten Proben versagten zum Teil durch Faserbruch und zum Teil durch Faser-Pull-Out, wobei kein Zusammenhang in Bezug auf die maximal ertragbaren Lastspiele oder auf das erreichte Lastniveau zu beobachten war. Die unverstärkten PP-Proben zeigten erwartungsgemäß die deutlich niedrigsten Werte der Lastniveaus.

Aufgrund der geringen Anzahl von drei unterschiedlichen Lastniveaus kann kein direkter Kurvenverlauf, wie beispielsweise als Wöhlerkurve bei der Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens von Metallen, aus den Ergebnissen abgeleitet werden. Dennoch lässt sich hieraus ein Trend für die verschiedenen Materialsysteme abzeichnen.

6.3.2 Ergebnisse der Ermüdungsprüfung in Bezug auf das Verhältnis Oberlast zu F_{max}

Die Ergebnisse der Ermüdungsprüfung als Funktion des Verhältnisses von Oberlast zu F_{max} über der Anzahl der Lastspiele ist in Abbildung 66 dargestellt.

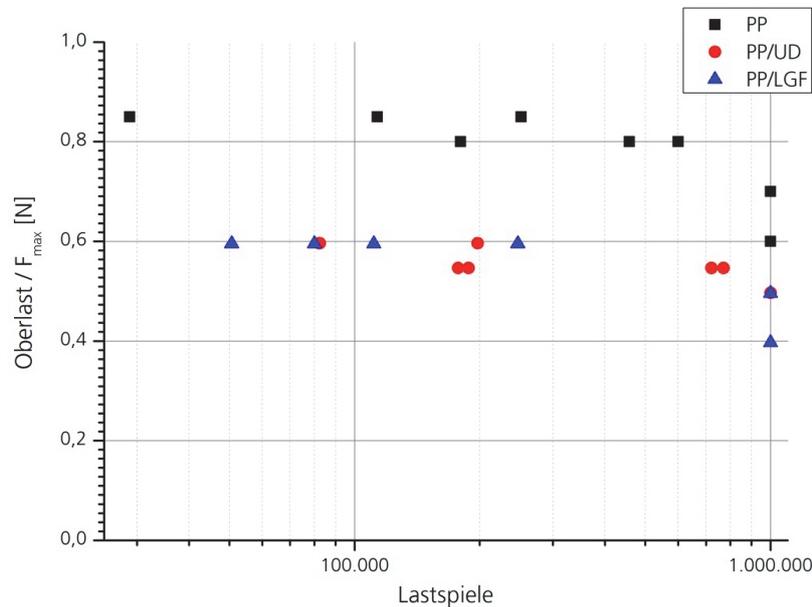


Abbildung 66: Ergebnis der Ermüdungsprüfung - Verhältnis Oberlast zu F_{max} über Anzahl der Lastspiele

In dieser relativen Betrachtung (Oberlast zu F_{max}) befinden sich die beiden Versuchsreihen PP/LGF und PP/UD auf einem nahezu identischen Niveau. Bei einem Verhältnis von 0,6 versagten beide faserverstärkten Materialien bei Lastspielen unterhalb von 250.000 Zyklen. Teilweise trat das Versagen hierbei bereits unterhalb 100.000 Lastwechseln auf. Bis zu einem Verhältnis der Oberlast zu F_{max} von 0,5 erreichten alle Prüfkörper der beiden Versuchsreihen die maximale Anzahl an Lastspielen von 10^6 Zyklen (entspricht dem Abbruchkriterium des Versuches).

Die Versuchsreihe mit unverstärktem PP weist bei dieser Betrachtungsweise das höchste Niveau auf, wobei alle Prüfkörper das Abbruchkriterium bis zu einem Verhältnis von 0,7 erreichten. Der Übergangsbereich, in dem eine große Streuung der Ergebnisse zu beobachten ist, liegt mit einer Differenz von etwa 0,15 über dem der beiden Versuchsreihen PP/LGF und PP/UD mit einem Wert von ungefähr 0,1.

6.3.3 Diskussion der Ermüdungsprüfung

Bei Ermüdungsprüfungen unter zyklischer Belastung kommt es aufgrund der zahlreichen Einflussfaktoren in der Regel zu einer großen Streuung der Ergebnisse, was auch bei den in

dieser Arbeit untersuchten Versuchsreihen der Fall ist [23]. Diese grundsätzliche Variation wird zudem durch die viskoelastischen und zum Teil stark anisotropen Eigenschaften der Proben verstärkt (s. auch Kapitel 4). Die Versuche dauerten bei den gewählten Parametern je nach Versuchsreihe und Lastniveau bis zu sechs Tage, wobei Schwankungen der Raumtemperatur von bis zu 4 K gemessen wurde. Zudem wird die Dauerfestigkeit von der Oberflächenbeschaffenheit der Probekörper beeinflusst, die herstellungsbedingt Markierungen der Auswerferstifte auf der Oberfläche aufweisen. Der Einfluss dieser beiden Faktoren ist allerdings verschwindend klein und kann daher vernachlässigt werden.

Der erkennbare Trend aus Abbildung 65 spiegelt annähernd die aus den quasi-statischen Versuchen sowie die aus der Literatur erwarteten Ergebnisse wider. Aus den Auswertungen der Versuchsreihen sind drei Bereiche erkennbar, in denen sich die Proben unterschiedlich verhalten. Unterhalb des Verhältnisses von Oberlast zu F_{max} von 0,5 der PP/LGF und PP/UD Proben kann unter den definierten Bedingungen von einer Dauerfestigkeit ausgegangen werden. Im Gegensatz zur Dauerfestigkeit von Metallen ist dieser Kurvenverlauf nicht konstant und es wird von einer monoton fallenden Dauerfestigkeit ausgegangen. Dies begründet sich in dem für thermoplastische Kunststoffe typischen, viskoelastischen Verhalten und den damit weiterhin auftretenden, relativen Molekülbewegungen. In einem Bereich zwischen 0,5 und 0,6 ist ein Übergangsbereich erkennbar, in dem eine hohe Streuung der Messergebnisse auftritt und eine Dauerfestigkeit nicht sichergestellt werden kann. Bei der Versuchsreihe mit reinem PP liegt dieser Übergangsbereich auf einem höheren Niveau zwischen 0,7 und 0,8. Oberhalb von 0,6 bei den faserverstärkten Proben bzw. 0,8 bei der Versuchsreihe mit unverstärktem PP kann lediglich von einer Kurzzeitfestigkeit ausgegangen werden.

Das Versagensverhalten der PP/UD-Proben zeigt, dass die Grenzflächenhaftung zwischen Polymer und der unidirektionalen Verstärkungsstruktur sehr gut ist, was teilweise zu einem Faserbruch führte. Bei den sieben geprüften Proben kam es viermal zu einem Faserbruch und dreimal zu einem Faser-Pull-Out, was allerdings in keinem Zusammenhang mit dem jeweils erreichten Lastniveau bzw. der maximal erreichten Anzahl an Lastspielen steht.

Zusammenfassend kann durch eine unidirektionale Verstärkung die Dauerfestigkeit signifikant gesteigert werden, was durch die Ermüdungsprüfung gezeigt wurde. Die Verstärkungswirkung im Vergleich zu den langfaserverstärkten PP/LGF-Proben fällt noch deutlicher aus, sofern die Ergebnisse auf die jeweiligen Fasergewichtsanteile von circa 2,2 Gew.-% bei PP/UD und circa 15 Gew.-% bei PP/LGF bezogen werden.

6.4 Dynamisch-mechanische Analyse

Zur Bestimmung der dynamisch-mechanischen Eigenschaften der verschiedenen Materialsysteme, wurden sechs Versuchsreihen mit jeweils sieben Prüfkörpern gemäß des in Kapitel 5.9 beschriebenen Versuchsaufbaus geprüft. In der nachfolgenden Diskussion der Ergebnisse wurden jeweils die Mittelwerte und Standardabweichungen der einzelnen Versuchsreihen, wie in Kapitel 6 einleitend beschrieben, ermittelt und ausgewertet. Die folgende Tabelle 14 zeigt eine Übersicht der ausgewerteten Prüfkörper mit ihrem jeweiligen Gesamtgewicht, Morphologie, Glasfasergehalt sowie den ermittelten Glasübergangstemperaturen. Die Glasfaseranteile der Versuchsreihen PP/KGF und PP/LGF wurden mittels einer thermogravimetrischen Analyse (TGA) bestimmt.

Tabelle 14: Übersicht der mittels DMA geprüften Versuchsreihen

Versuchsreihe	Morphologie	Gewicht [g]	Glasfaseranteil [Gew.-%]	Gewicht relativ	Glasübergangstemperatur T_g [°C]	Standardabweichung T_g [°C]
PP	kompakt	19,9	-	100,0 %	-7,18	1,30
PP-gesch	geschäumt	18,1	-	91,0 %	-7,11	1,19
PP/KGF	kompakt	21,5	16,7	108,0 %	-3,31	0,59
PP/LGF	kompakt	21,8	15,7	109,3 %	-3,14	1,20
PP/UD	kompakt	20,1	2,2	101,0 %	-7,95	1,41
PP/UD-gesch	geschäumt	18,7	2,2	94,0 %	-7,80	1,74

6.4.1 Einfluss des Materialsystems auf den Speichermodul

Die ermittelten Speichermoduln E' aller Versuchsreihen sind in Abbildung 67 als Funktion über der Prüftemperatur dargestellt.

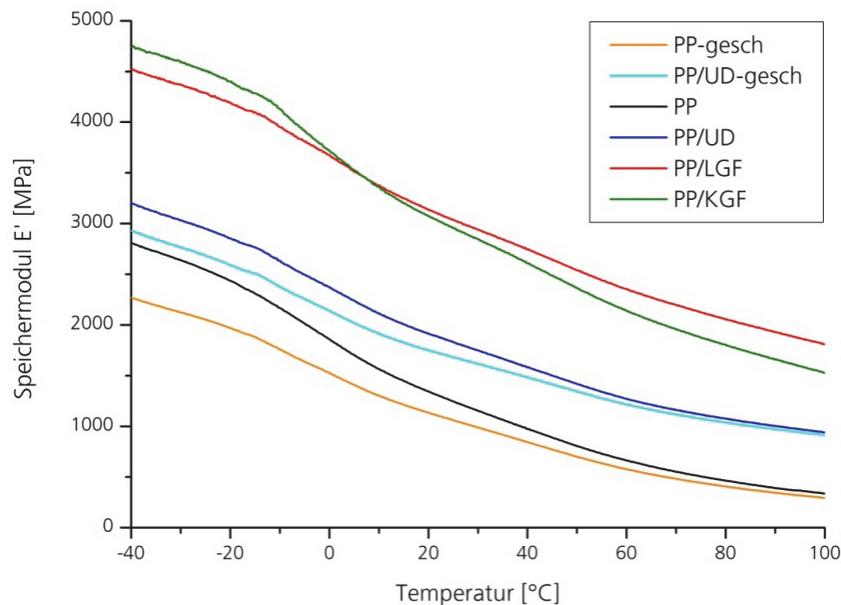


Abbildung 67: Speichermoduln der Versuchsreihen in Abhängigkeit der Temperatur

Die beiden diskontinuierlich verstärkten Proben PP/KGF und PP/LGF weisen über den gesamten Temperaturbereich die höchsten Speichermoduln auf, wobei sich der eigentliche Kurvenverlauf im Vergleich zum unverstärkten PP nur unwesentlich verändert. Bis zu einer Temperatur von circa -10 °C verlaufen die Kurven der Proben PP/KGF und PP/LGF nahezu parallel. Danach sinkt bei den PP/KGF-Proben die Steifigkeit deutlich stärker und die beiden Kurven schneiden sich bei einer Temperatur von circa 8 °C . Dieser im Vergleich zu den PP/LGF-Proben stärker fallende Trend setzt sich bis zum Erreichen der Maximaltemperatur von 100 °C stetig fort und resultiert in einer Differenz des Speichermoduls von 18% .

Bei den unidirektional verstärkten Proben der Versuchsreihe PP/UD ist zum einen die deutliche Anhebung des Niveaus im Vergleich zu den unverstärkten PP-Proben zu beobachten. Zum anderen zeigt die bis zur Glasübergangstemperatur von circa -7 °C parallel zu den PP-Proben laufende Kurve der PP/UD-Proben mit steigender Temperatur einen deutlich flacheren Verlauf. Von einer Anhebung des Speichermoduls bei -40 °C um 14% zeigen die unidirektional verstärkten Proben bei Erreichen der Maximaltemperatur Werte mit einer Steigerung um 180% gegenüber dem unverstärkten Polypropylen.

Durch das Schäumen der polymeren Matrix bei den Proben PP-gesch kommt es bei tiefen Temperaturen zu einer deutlichen Reduzierung des Speichermoduls gegenüber den kompakten Materialien von über 19% bei -40 °C . Die Differenz des Speichermoduls nimmt allerdings aufgrund eines flacheren Kurvenverlaufs mit steigenden Temperaturen stetig ab, wodurch sich

die Kurven der geschäumten und kompakten Materialien annähern und sich bei der Maximaltemperatur auf einem nahezu identischen Niveau befinden. Die Abweichung beträgt in diesem Fall maximal 2 %, was in den Bereich der Standardabweichung fällt. Dieser Effekt ist sowohl bei den unverstärkten als auch bei den unidirektional verstärkten Proben zu beobachten, sodass die Kurven der Versuchsreihe PP-gesch und PP/UD-gesch einen annähernd parallelen Verlauf zeigen. Durch die UD-Verstärkung fällt die Reduzierung des Speichermoduls durch die geschäumte Matrix bei -40 °C von circa 9 % deutlich geringer aus.

Der Vergleich zwischen den Versuchsreihen PP/LGF und PP/UD zeigt einen sehr ähnlichen Verlauf mit einer leicht abnehmenden Differenz bei höheren Temperaturen durch den flacheren Kurvenverlauf der PP/UD-Proben. Bei der Betrachtung des Niveaus der beiden diskontinuierlich verstärkten Materialien im Vergleich zur unidirektionalen Verstärkung muss der wesentlich höhere Fasergehalt um einen Faktor von circa 7 bei den Proben PP/KGF und PP/LGF berücksichtigt werden.

6.4.2 Einfluss des Materialsystems auf den Verlustmodul

In Abbildung 68 sind die ermittelten Verlustmoduln E'' der sechs Versuchsreihen als Funktion über der Prüftemperatur dargestellt.

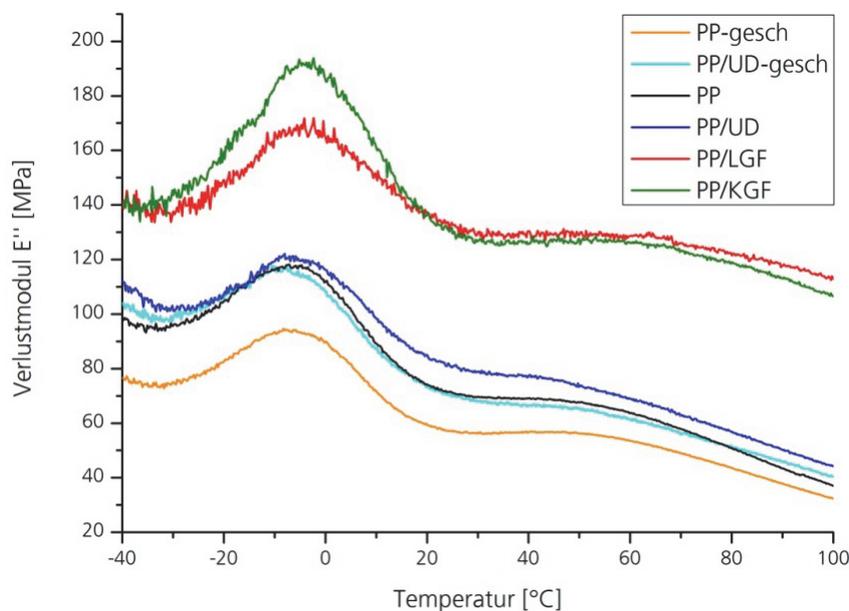


Abbildung 68: Verlustmoduln der Versuchsreihen in Abhängigkeit der Temperatur

Wie in Kapitel 5.9 beschrieben, kann die Glasübergangstemperatur T_g anhand des Maximums der Verlustmodulkurve sehr genau und zuverlässig ermittelt werden (s. Tabelle 14). Hierbei

heben sich vor allem die Versuchsreihen der beiden diskontinuierlich verstärkten Materialien PP/KGF und PP/LGF hervor, deren Glasübergangstemperaturen um circa 4 K höher liegen als bei den restlichen Versuchsreihen. Die Glasübergangstemperaturen der unverstärkten und unidirektional verstärkten Materialsysteme mit geschäumter oder kompakter Matrix unterscheiden sich nur geringfügig innerhalb des Bereichs der Standardabweichung.

Die Verlustmoduln der beiden diskontinuierlich verstärkten Versuchsreihen liegen im Vergleich zu den übrigen Varianten auf einem deutlich höheren Niveau. Bei -40 °C liegt die Abweichung der PP/KGF und PP/LGF-Proben gegenüber dem unverstärkten PP bei 44 %. Diese Differenz nimmt mit steigender Temperatur deutlich und stetig zu und erreicht bei der Maximaltemperatur von 100 °C einen um den Faktor 3 höheren Wert des Verlustmoduls der PP/LGF-Proben gegenüber den PP-Proben. Bei der Versuchsreihe PP/KGF fällt die Differenz bei einer Temperatur von 100 °C etwas geringer aus und liegt knapp unterhalb dem Faktor 3. Ähnlich wie der Kurvenverlauf des Speichermoduls zeigt auch der Verlustmodul der PP/KGF-Proben bis zu einer spezifischen Temperatur ein höheres Niveau im Vergleich zu den PP/LGF-Proben. Bei einer Temperatur von circa 20 °C kommt es zum Schneiden der beiden Kurvenverläufe. Anschließend verlaufen die Verlustmodule bis zu einer Temperatur von circa 70 °C nahezu identisch mit einer Differenz, die innerhalb der Standardabweichung liegt. Ab 70 °C vergrößert sich diese Abweichung stetig bis zum Erreichen der Maximaltemperatur mit einem Wert von 5,5 %.

Durch das Einbringen einer unidirektionalen Verstärkung erhöht sich der Verlustmodul in mehreren Temperaturbereichen unterschiedlich. Bei einer Temperatur von -40 °C beträgt die Steigerung über 15 % und bei 100 °C über 19 %. In einem Bereich von -27 °C bis 4 °C liegen die beiden Kurvenverläufe der Versuchsreihen PP und PP/UD mit einer Abweichung geringer als 5 % sehr eng beieinander. Anschließend fällt der Verlustmodul der unverstärkten PP-Proben bis zu einer Temperatur von circa 30 °C stärker ab und es kommt zu einer Differenz von über 13 % der PP/UD-Proben an diesem Messpunkt. Nach Überschreiten dieses Wendepunktes nähern sich die Werte bis circa 60 °C mit einer Abweichung von knapp 8 % an. In dem letzten Temperaturbereich bis zur Maximaltemperatur von 100 °C wächst die prozentuale Steigerung der PP/UD-Proben stetig an und erreicht den Maximalwert von über 19 %.

Wie bereits beim Speichermodul zu beobachten ist, kommt es durch das Schäumen der polymeren Matrix auch beim Verlustmodul zu einer Reduzierung des Niveaus. Bei der Starttemperatur von -40 °C beträgt die Differenz zwischen der geschäumten und kompakten Variante der unverstärkten PP-Proben über 20 % und ist somit überproportional zur Gewichtsreduzierung von circa 10 % durch das Schäumen. Mit steigender Temperatur nähern

sich die beiden Kurven stetig an und weichen bei Erreichen der Maximaltemperatur um knapp 13 % voneinander ab. Bei den unidirektional verstärkten Versuchsreihen ist eine Reduzierung des Verlustmoduls zu Beginn bei -40 °C kleiner als 10 % der geschäumten gegenüber der kompakten Variante zu erkennen. Bis zum Erreichen der Glasübergangstemperatur nähern sich die beiden Kurven stark an und besitzen kurz vor T_g identische Werte. Anschließend fällt der Verlustmodul der geschäumten im Vergleich zu den kompakten Proben bis zu einer Temperatur von circa 40 °C stärker ab. Mit weiter steigender Temperatur nähern sich die beiden Kurven schließlich wieder bis auf eine Differenz von unterhalb 9 % an.

6.4.3 Einfluss des Materialsystems auf den Verlustfaktor

Der Verlustfaktor $\tan \delta$, der das Verhältnis des Verlustmoduls E'' und des Speichermoduls E' darstellt, ist ein wichtiges Maß für die Dämpfungseigenschaften eines viskoelastischen Materialsystems. Die ermittelten Ergebnisse der sechs Versuchsreihen sind in Abbildung 69 dargestellt.

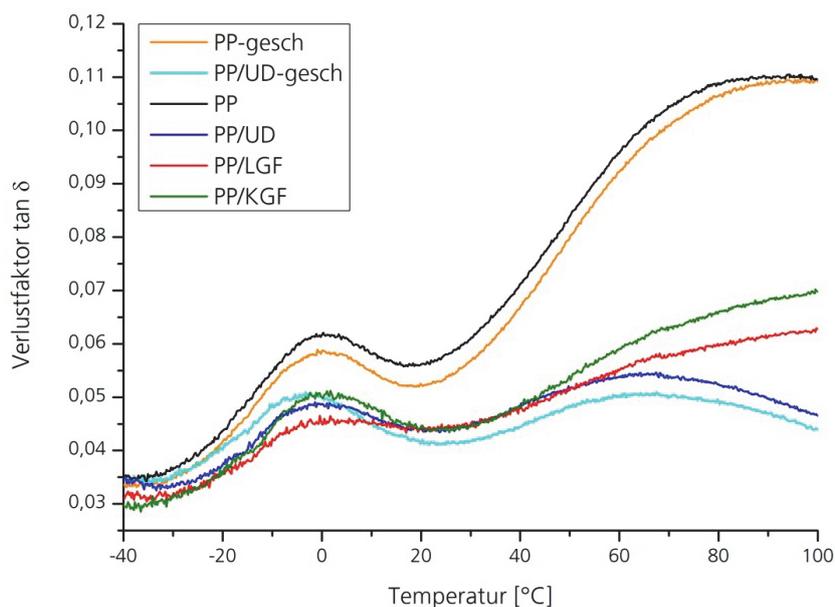


Abbildung 69: Verlustfaktor der Versuchsreihen in Abhängigkeit der Temperatur

Der Verlustfaktor wird durch die diskontinuierliche Verstärkung der Versuchsreihen PP/KGF und PP/LGF im Vergleich zum unverstärkten PP deutlich verringert. Dies gilt besonders ab einer Temperatur von 40 °C , ab der ein wesentlich flacherer Verlauf der verstärkten Proben bei einem zugleich steilen Anstieg des Kurvenverlaufs der PP-Proben zu beobachten ist. Zudem zeigen die längeren Fasern der PP/LGF-Proben einen geringeren Anstieg des Verlustfaktors ab einer

Temperatur von 40 °C gegenüber den kurzfaserverstärkten PP/KGF-Proben und weisen einen um 10 % geringeren Wert bei der Maximaltemperatur von 100 °C auf. Auch um den Bereich der Glasübergangstemperatur von -15 °C bis 15 °C zeigen die PP/LGF-Proben zum Teil deutlich geringere Werte im Vergleich zu den PP/KGF-Proben auf.

Die deutliche Steigerung des Speichermoduls, vor allem bei höheren Temperaturen und einem zugleich geringen Einfluss auf den Verlustmodul, führen zu einer signifikanten Reduzierung des Verlustfaktors durch die unidirektionale Verstärkung im Vergleich zum unverstärkten PP. Zu Beginn des Versuches bei -40 °C befinden sich die Kurven der PP- und PP/UD-Proben auf einem nahezu gleichen Niveau. Mit steigender Temperatur kommt es durch den wesentlich flacheren Verlauf der unidirektional verstärkten Versuchsreihe zu einer stetig wachsenden Differenz im Vergleich zu den unverstärkten Proben und resultiert in einem um 135 % geringeren Wert des Verlustfaktors bei der Maximaltemperatur von 100 °C. Des Weiteren zeigt die Kurve der PP/UD-Proben das Phänomen eines degressiven Verlaufs ab einer Temperatur von circa 60 °C. Dies ist nur bei den beiden Versuchsreihen mit einer unidirektionalen Verstärkung zu beobachten und steht im Gegensatz zu allen anderen Proben, die erwartungsgemäß einen monoton steigenden Kurvenverlauf zeigen.

Durch das Schäumen der polymeren Matrix mit einer Gewichtsreduktion von circa 10 % wird der Verlustfaktor der unverstärkten und unidirektional verstärkten Proben geringfügig verändert. Bei der Versuchsreihe PP-gesch kommt es von einer anfänglichen Differenz bei -40 °C von circa 4 % zu einer maximalen Abweichung von circa 7 % im Bereich von 20 °C bis 40 °C gegenüber der kompakten Variante. Diese Ausprägung ist vor allem auf die in demselben Temperaturbereich steigende Differenz der jeweiligen Verlustmoduln zurückzuführen. Im Gegensatz zum unverstärkten PP, bei dem es durch das Schäumen zu einer Reduzierung des Verlustfaktors über den gesamten Temperaturbereich hinweg kommt, liegt die Kurve der geschäumten UD-Proben bis zu einer Temperatur von circa 5 °C oberhalb der kompakten UD-Proben. Nach dem Schneiden der beiden Verläufe zeigen die Kurven ab einer Temperatur von circa 10 °C einen nahezu parallelen Verlauf bis zum Erreichen der Maximaltemperatur.

6.4.4 Diskussion der Ergebnisse der DMA

Durch die Ermittlung der Glasübergangstemperatur T_g zeigte sich, dass sowohl das Einbringen der unidirektionalen Verstärkung in Form eines imprägnierten Stranges und einem Faser-gewichtsanteil von circa 2,2 Gew.-% als auch die Gewichtsreduktion durch das Schäumen der polymeren Matrix um 10 % keinen erkennbaren Einfluss hat. Die um 4 K gesteigerte

Glasübergangstemperatur der Versuchsreihen PP/KGF und PP/LGF lässt sich durch die eingeschränkte Beweglichkeit der Moleküle als Folge der Anwesenheit der in die Matrix eingebetteten Verstärkungsfasern erklären.

6.4.4.1 Vergleich PP/KGF und PP/LGF

Die beiden diskontinuierlich verstärkten Materialien zeigen die höchsten Steifigkeiten, wobei der deutlich höhere Fasergehalt und das damit verbundene erhöhte Gewicht gegenüber den unverstärkten und unidirektional verstärkten Proben berücksichtigt werden muss. Der deutlich stärker fallende Verlauf des Speichermoduls des kurzfaserverstärkten Materials PP/KGF im Vergleich zum langfaserverstärkten PP/LGF lässt sich mit den Brownschen Molekularbewegungen in der amorphen Phase des Polymers erklären, welche oberhalb der Glasübergangstemperatur stattfinden. Durch die kürzeren Fasern des PP/KGF-Materials sind die Moleküle weniger in ihrer Bewegungsfreiheit eingeschränkt als beim PP/LGF-Material. Die sich bei höheren Temperaturen lösenden amorphen Bereiche stellen hierbei eine Schwächung des Materials dar. Die längeren Fasern des PP/LGF-Materials strecken sich hingegen über mehrere kristalline Phasen hinweg und bewirken somit eine Stabilisierung des Aufbaus und eine höhere Wärmeformbeständigkeit. Die in den PP/KGF-Proben erhöhten Molekularbewegungen lassen sich zudem sehr deutlich aus dem größeren Anstieg des Verlustmoduls erkennen. Bei Temperaturen oberhalb von 40 °C ist die dissipierte Energie des PP/LGF-Materials geringer als die des PP/KGF-Materials. Die Auswertung von Speicher- und Verlustmodul macht deutlich, wie stark der Verlustfaktor und somit die Dämpfungseigenschaften durch die Anwesenheit diskontinuierlicher Verstärkungsfasern in der polymeren Matrix beeinflusst werden. Dies gilt im Besonderen für den Temperaturbereich oberhalb von 40 °C, in dem ein deutlich flacherer Kurvenverlauf des Verlustfaktors der verstärkten Proben zu erkennen ist. Des Weiteren zeigt sich, dass die längeren Fasern des PP/LGF-Materials bei vergleichbarem Fasergehalt einen stärkeren Einfluss auf die Dämpfungseigenschaften und die Wärmeformbeständigkeit gegenüber der kurzfaserverstärkten Versuchsreihe PP/KGF besitzen.

6.4.4.2 Wirkung der unidirektionalen Verstärkung

Durch den Verlauf des Speichermoduls der PP/UD-Proben wird die signifikante Steigerung der Steifigkeit durch eine gezielt eingebrachte, unidirektionale Verstärkung ersichtlich. Aufgrund der optimalen Anbindung der Matrix an die Verstärkungsfasern können die von außen auf die Prüfkörper eingeleiteten Kräfte auf die UD-Verstärkung übertragen und somit das Potenzial der hochmoduligen Glasfaser voll genutzt werden. Für Anwendungen in strukturellen Bereichen ist

neben einem flachen Verlauf des Speichermoduls zudem ein niedriger Verlustfaktor gefordert. Hierbei werden bei den unidirektional verstärkten PP/UD-Proben, mit ihren im Vergleich zu den diskontinuierlich verstärkten Versuchsreihen geringeren Faseranteil, gleiche bzw. ab einer Temperatur von ca. 60 °C bessere Eigenschaften erreicht. Durch das Phänomen eines degressiv verlaufenden Verlustfaktors wird bestätigt, dass die eingeleiteten Kräfte vor allem bei hohen Temperaturen überwiegend auf und durch die rein elastische Glasfaser übertragen werden.

Die Ergebnisse der DMA zeigen, dass durch den Einsatz gezielt eingebrachter UD-Verstärkungen deutliche Steigerungen der dynamisch-mechanischen Eigenschaften, vor allem bei hohen Temperaturen (Wärmeformbeständigkeit), erreicht werden können. Das Potenzial der Verstärkungsfasern kann durch eine optimale Anbindung voll ausgenutzt und somit die Gewichtszunahme durch die Glasfaser minimiert werden. Bei den verwendeten Prüfkörpern liegt die Zunahme bei unter 2 %.

6.4.4.3 Vergleich der unidirektionalen und diskontinuierlichen Verstärkung

Die Steigerung des Speichermoduls der PP/KGF und PP/LGF-Proben gegenüber der unidirektional verstärkten Versuchsreihe PP/UD wird, wie bereits beschrieben, durch einen circa siebenfach höheren Fasergehalt erreicht. Bei einer gewichtsspezifischen Auswertung der Ergebnisse schneiden die PP/UD-Proben mit einem Faseranteil von circa 2,2 Gew.-% deutlich besser ab. Der Vergleich des Verlustfaktors zeigt, dass mit steigender Faserlänge ein flacherer Verlauf zu erwarten ist, wohingegen der Fasergehalt hierauf nur einen geringen Einfluss besitzt. Des Weiteren wird hierdurch die Annahme einer überwiegend auf die Endlosfaser übertragenen Spannung bei den PP/UD-Proben weiter gefestigt. Bei der unidirektionalen Verstärkung kommt es bei einer optimalen Faser-Matrix-Kopplung zu einer vollständigen Übertragung der äußeren Kräfte auf die UD-Verstärkung, wodurch die Eigenschaften stärker von der Verstärkungsfaser geprägt werden. Dahingegen müssen die Kräfte bei einer diskontinuierlichen Verstärkung zwischen den einzelnen Fasern über das Matrixmaterial übertragen werden (vergleiche Abbildung 18). Dies führt zu einem höheren Anteil an dissipierter Energie im Matrixmaterial und somit zu einem höheren Verlustfaktor, vor allem bei hohen Temperaturen.

6.4.4.4 Einfluss einer geschäumten Matrix

Das Schäumen der polymeren Matrix hat bei der unverstärkten Versuchsreihe PP einen im Vergleich zur Gewichtsreduktion von circa 10 % überproportional schwächenden Einfluss auf die dynamisch-mechanischen Eigenschaften. Bei einer gewichtsspezifischen Auswertung der

Ergebnisse liegen die Werte der geschäumten Proben durchweg unter denen des kompakten Materials. Dies bestätigt die in der Literatur beschriebene zusätzliche Reduktion des E-Moduls durch den Schaumkern in der Sandwichstruktur spritzgegossener Bauteile [160]. Die signifikante Reduzierung sowohl des Speichermoduls als auch des Verlustmoduls bei niedrigen Temperaturen ist mit den durch die Schaumporen verursachten Spannungsspitzen (Kerbwirkung) im Material in Verbindung mit dem bei diesen Temperaturen vorherrschenden spröden Materialverhalten zu erklären. Mit steigender Temperatur nimmt diese Reduzierung stetig ab und resultiert in einer Annäherung sowohl des Speicher- als auch des Verlustmoduls sowie einem nahezu identischen Wert des Verlustfaktors der geschäumten und kompakten Variante bei 100 °C.

Die wesentlich geringere Reduzierung der dynamisch-mechanischen Eigenschaften durch das Schäumen der polymeren Matrix bei der unidirektional verstärkten Versuchsreihe PP/UD, stellt vor allem im Hinblick auf die Anforderungen des strukturellen Leichtbaus eine interessante Option dar. Dies unterstreicht die zuvor getroffene Aussage, dass durch die Anwesenheit einer unidirektionalen Verstärkung die Eigenschaften des Matrixmaterials einen geringeren Einfluss besitzen als die der Verstärkungsfaser. Trotz des unveränderten Fasergewichtsanteils der PP/UD-gesch-Proben, sind die Werte des Verlustmoduls stetig kleiner als die der kompakten Variante PP/UD. Dies deutet darauf hin, dass die Reduzierung des Matrixmaterials durch das Schäumen einen Einfluss auf den Verlustmodul hat. Die Ursache hierfür kann durch den geringeren Anteil an Matrixmaterial, in dem Energie dissipiert werden kann, erklärt werden. Die bisherige Vermutung der dominierenden Eigenschaften der Matrix im unteren Temperaturbereich bei den UD-verstärkten Proben, wird durch die Auswertung des Verlustfaktors bestätigt. Die geschäumte Variante PP/UD-gesch weist bis zu einer Temperatur von circa 5 °C einen höheren Verlustfaktor als die kompakte Versuchsreihe PP/UD auf. Mit steigender Temperatur dominieren die Glasfasern der UD-Verstärkung das Eigenschaftsprofil. Grund für diesen Effekt ist der sich stetig annähernde Kurvenverlauf des Speichermoduls bei einer teilweise konstanten Abweichung des Verlustmoduls, was vor allem bei der Übertragung der Ergebnisse in eine strukturelle Anwendung beachtet werden muss. Das Maximum der Verlustfaktorkurve verschiebt sich bei der geschäumten im Vergleich zu kompakten Variante in Richtung Glasübergangstemperatur.

6.5 Quasi-statische Zugprüfung gewickelter Schlaufen

Durch den in Kapitel 5.5 erläuterten Herstellungsprozess der Faserverbundschlaufen kommt es verfahrenstechnisch zu zwei freien Enden der Schlaufen. Vorversuche ergaben, dass dem Überlappungsbereich der Strangenden, wie in Abbildung 70 schematisch dargestellt, eine erhebliche Bedeutung in Bezug auf die maximal ertragbare Zugkraft der Schlaufe zukommt.

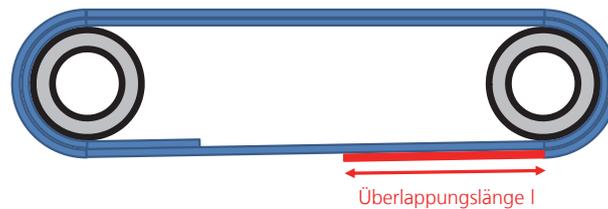


Abbildung 70: Effektiv wirksame Faserlagen bei einer Faserverbundschleife

Auf Basis dieser Ergebnisse wurden die in Tabelle 5 (s. Kapitel 5.5.2) für diese Arbeit relevanten Versuchsparameter definiert und untersucht. In den einzelnen Versuchsreihen wurden jeweils sieben Prüfkörper geprüft und für die Auswertung der Mittelwert und die Standardabweichung, wie zu Beginn des Kapitels 6 beschrieben, ermittelt. Eine Prüfkörperübersicht der generischen Schlaufengeometrien sowie die entsprechenden Prüfkörperbezeichnungen sind dem Anhang 2 zu entnehmen.

6.5.1 Versagensarten

Die Versagensart einer Faserverbundschleife ist, wie in Kapitel 4.4 bereits beschrieben, vor allem bei nicht eingebetteten Schlaufen entscheidend für die maximal erreichbaren Zugkräfte. Hierbei werden die beiden Versagensformen Faserbruch und Zwischenfaserbruch bzw. Matrixversagen unterschieden. Ziel einer optimalen Faserverbundschleife ist die Vermeidung eines Scherbruchs in der Matrix infolge von Radialspannungen und somit das Erreichen eines Faserbruchs. In Abbildung 71 sind die beiden Versagensarten an geprüften Schlaufen dargestellt, wobei das Matrixversagen in der Regel von den Endstücken durch ein vorzeitiges Ablösen ausgeht. Das Versagen durch Faserbruch wird bei einer homogenen Schlaufe im Bereich der größten Spannungen, d.h. am Übergang der Bolzenflanke zum Schlaufenschaft, initiiert (s. Kapitel 4.4).

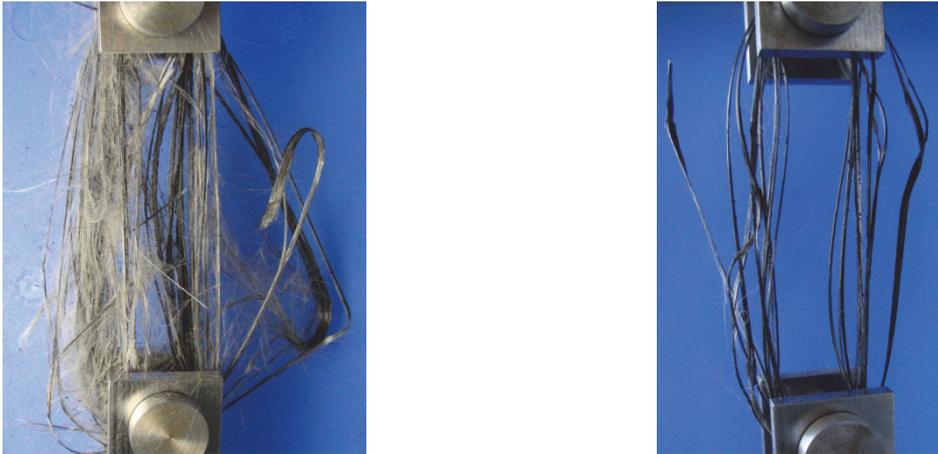


Abbildung 71: Faserbruch (links) und Matrixversagen (rechts) an geprüften Faserverbundschaufeln

6.5.2 Einfluss der Überlappungslänge

Für die Untersuchung des Einflusses der Überlappungslänge wurden insgesamt neun unterschiedliche Prüfkörpervarianten hergestellt. Hierbei wurde sowohl die Wicklungsanzahl mit $n = 2$, $n = 10$ und $n = 25$ (Abbildung 72 links) als auch die Überlappungslänge mit $l_1 = 20 - 30 \text{ mm}$, $l_2 = 80 - 90 \text{ mm}$ und $l_3 = 150 - 160 \text{ mm}$ variiert (Abbildung 72 rechts). Der Hülsendurchmesser war konstant mit $d = 25 \text{ mm}$.

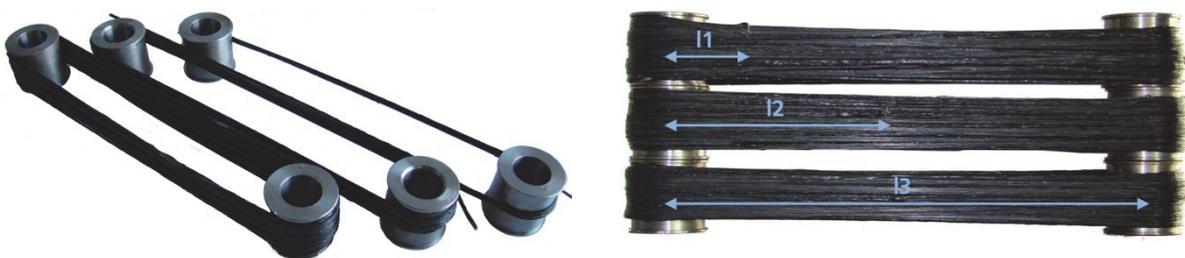


Abbildung 72: Variation der Wicklungsanzahl (links) und Überlappungslängen (rechts)

Die hieraus entstehenden Prüfkörper sind in Tabelle 15 in einer Übersicht dargestellt.

Tabelle 15: Übersicht der Parametervarianten zur Untersuchung der Überlappungslänge

	I l1 (20-30 mm)	l2 (80-90 mm)	l3 (150-160 mm)
n			
2	ø25-n2-l1	ø25-n2-l2	ø25-n2-l3
10	ø25-n10-l1	ø25-n10-l2	ø25-n10-l3
25	ø25-n25-l1	ø25-n25-l2	ø25-n25-l3

Die Proben wurden gemäß der in Kapitel 5.10 beschriebenen Versuchsparameter quasi-statisch unter Zugbelastung geprüft. Die Ergebnisse der neun Versuchsreihen sind als Diagramm der maximal erreichten Zugkraft in Abhängigkeit der Überlappungslänge I1 bis I3 und der drei Varianten der Wicklungsanzahl in Abbildung 73 dargestellt. Die entsprechenden Mittelwerte und deren Standardabweichungen zeigt Tabelle 16.

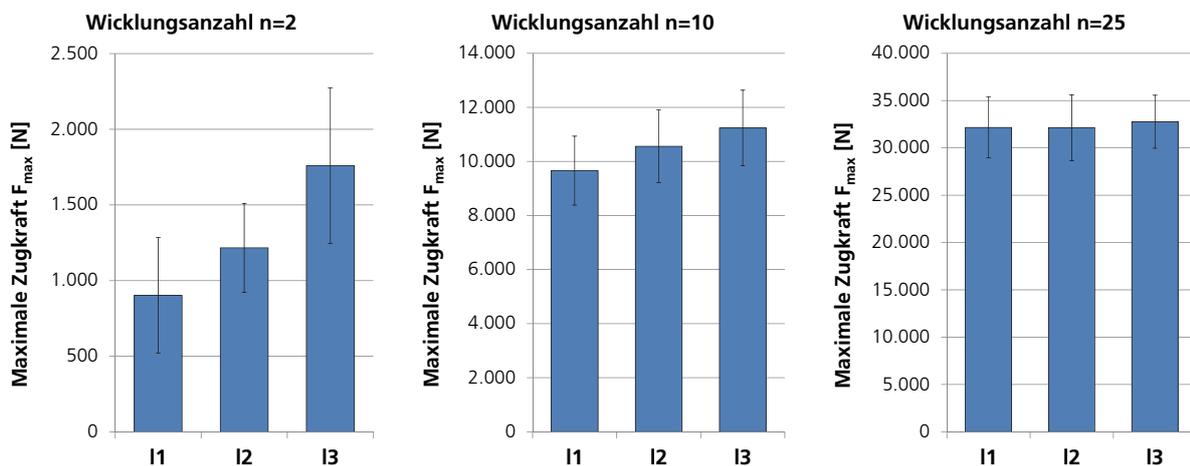


Abbildung 73: Einfluss der Überlappungslänge und der Wicklungsanzahlen auf die maximale Zugkraft

Tabelle 16: Ergebnisse des Zugversuches bzgl. Überlappungslänge und Wicklungsanzahl

Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])	Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])	Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])
ø25-n2-I1	900 (382)	ø25-n10-I1	9.659 (1.276)	ø25-n25-I1	32.150 (3.217)
ø25-n2-I2	1.200 (293)	ø25-n10-I2	10.559 (1.344)	ø25-n25-I2	32.150 (3.486)
ø25-n2-I3	1.750 (514)	ø25-n10-I3	11.238 (1.397)	ø25-n25-I3	32.750 (2.803)

Es ist zu erkennen, dass es bei einer Wicklungsanzahl von $n = 2$ mit steigender Überlappungslänge zu einer deutlichen Erhöhung der maximalen Zugkraft der Faserverbundschlaufen kommt. Die Überlappungslänge I3 weist im Vergleich zur Länge I1 eine Steigerung der Zugkraft von knapp 95 % auf. Dieser Effekt ist auch bei einer Wicklungsanzahl von $n = 10$, wenngleich auch in abgeschwächter Form, erkennbar. Die Zugkraftsteigerung im Vergleich von I3 zu I1 beträgt hierbei circa 16 %. Bei den Versuchsreihen mit einer Wicklungsanzahl von $n = 25$ liegen die Werte aller drei Überlappungslängen jeweils auf einem innerhalb der Standardabweichung liegenden Niveau und es kommt zu keiner Steigerung der maximalen Zugkraft. Auffällig ist

hierbei die bei der Wicklungsanzahl $n = 2$ relativ hohe Streuung der Ergebnisse, die mit steigender Anzahl an Wicklungen stetig abnimmt.

Der abnehmende Einfluss der Überlappungslänge mit steigender Wicklungsanzahl ist vor allem durch die unterschiedlichen Versagensarten zu erklären. Dabei ist zu beobachten, dass die Schlaufen mit einer Wicklungsanzahl von $n = 2$ Matrixversagen aufweisen. Hierbei kommt es, ausgehend von einem der beiden Endstücke der Schlaufe, zu einem Versagen des Matrixmaterials und zur kompletten Auflösung des Zusammenhalts der einzelnen UD-Stränge. Die Qualität und die Größe der Verschweißungsfläche zwischen den Fasersträngen besitzen dabei den entscheidenden Einfluss. Bei einer geringen Wicklungsanzahl ist der Zuwachs an Verschweißungsfläche bei der Überlappungslänge l_3 gegenüber l_1 verhältnismäßig groß und beträgt circa 32 % bei $n = 2$, was den Anstieg der Maximalkraft um circa 95 % erklärt. Bei großen Wicklungsanzahlen sinkt dieser relative Flächenzuwachs deutlich und hierdurch auch dessen Einfluss auf die maximale erreichbare Zugkraft der Schlaufe. Die Versagensart zeigt mit steigender Wicklungsanzahl eine deutliche Tendenz zu Faserbruch. Kommt es bei $n = 10$ teilweise noch zu einem Matrix- bzw. Mischversagen, weisen alle Prüfkörper der Versuchsreihe mit $n = 25$ Versagen durch Faserbruch auf, was einer optimalen Ausnutzung des Verstärkungspotenzials der Faserverbundschlaufe entspricht.

Zusammenfassend zeigen die Ergebnisse der Untersuchung, dass durch eine Erhöhung der Überlappungslänge bei niedrigen Wicklungsanzahlen eine deutliche Steigerung der maximalen Zugkraft erreicht werden kann. Bei einer Wicklungsanzahl von $n = 25$ ist dieser Einfluss nicht mehr erkennbar, wodurch eine Unabhängigkeit der Zugfestigkeit von der Überlappungslänge der Endstücke einer Faserverbundschlaufe für große Wicklungsanzahlen angenommen werden kann.

6.5.3 Einfluss und Wirkung von Augenwicklungen

Zur Untersuchung der Wirkung von Augenwicklungen und deren Einfluss auf die maximal erreichbare Zugkraft der Faserverbundschlaufen, wurden drei unterschiedliche Versuchsreihen geprüft. Dabei wurden die Wicklungsanzahlen $n = 2$ und $n = 10$ sowie die Art der Augenwicklung variiert. Bei der Variante Anfangsaugewicklung (AA) wird der Schlaufenansatz zu Beginn des Wickelprozesses, wie in Abbildung 74 links schematisch dargestellt, zweifach um eine der beiden Hülsen gewickelt. Das zweite Strangende wird mit der Überlappungslänge l_3 ausgeführt. Bei der doppelten Augenwicklung (DA) werden sowohl das Anfangs- als auch das Endstück zweifach um die Hülse gewickelt, wobei sich beide Augenwicklungen auf der gleichen

Schlaufenseite befinden (Abbildung 74 rechts). Die Hülsen sind mit einem Durchmesser von $d = 25 \text{ mm}$ ausgeführt. Eine Übersicht der Prüfkörper ist in Tabelle 17 dargestellt.

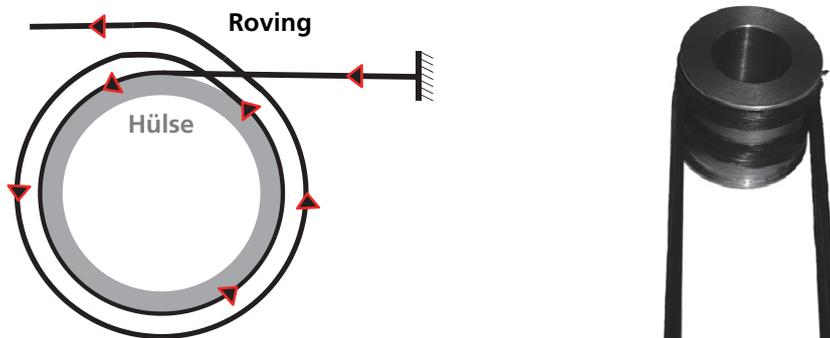


Abbildung 74: Schematische Darstellung einer Augenwicklung (links); doppelte Augenwicklung (rechts)

Tabelle 17: Übersicht Prüfkörper zur Untersuchung von Augenwicklungen

n	Struktur	Anfangsaugenwicklung	doppelte Augenwicklung
2		Ø25-n2-l3-AA	Ø25-n2-DA
10		Ø25-n10-l3-AA	-

AA: Anfangsaugenwicklung

DA: doppelte Augenwicklung

KA: keine Augenwicklung

Die Ergebnisse der Zugversuche sind als Diagramm der maximalen Zugkraft in Abhängigkeit von Augenwicklung und Wicklungsanzahl in Abbildung 75 dargestellt. Die entsprechenden Mittelwerte und Standardabweichungen der Versuchsreihen zeigt Tabelle 18. Aufgrund des Faserbruchs als Versagensmechanismus bei allen Prüfkörpern der Versuchsreihe mit einer Anfangsaugenwicklung und der Wicklungsanzahl $n = 10$ wurde das maximale Potenzial unter den gegebenen prozessbedingten Randbedingungen erreicht, sodass auf eine Versuchsreihe mit doppelter Augenwicklung in Kombination mit einer Wicklungsanzahl von $n = 10$ verzichtet werden konnte.

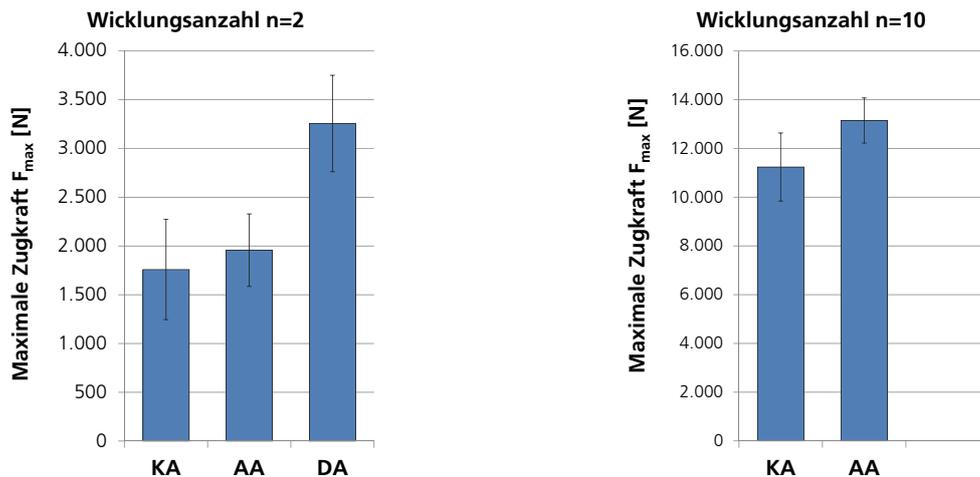


Abbildung 75: Einfluss einer Anfangs- bzw. doppelten Augenwicklung auf die maximale Zugkraft

Tabelle 18: Ergebnisse des Zugversuches bzgl. Augenwicklung

Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])	Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])
Ø25-n2-l3	1.750 (514)	Ø25-n10-l3	11.238 (1.397)
Ø25-n2-l3-AA	1.950 (372)	Ø25-n10-l3-AA	13.150 (924)
Ø25-n2-DA	3.250 (494)		

Beim Vergleich der Versuchsreihe mit zwei Wicklungen ist zu erkennen, dass zwischen den Mittelwerten der Proben ohne Augenwicklung und mit einer Anfangs-Augenwicklung nur ein geringer Unterschied der maximalen Zugkräfte innerhalb der beiden Standardabweichungen auszumachen ist. Bei Verwendung einer doppelten Augenwicklung ist jedoch eine deutliche Steigerung der maximalen Zugkraft um circa 86 % gegenüber den Proben ohne Augenwicklung zu beobachten. Die Standardabweichung nimmt dabei von circa 32 % auf knapp 17 % signifikant ab. Der Grund hierfür wird durch die Betrachtung der Versagensart ersichtlich. Durch die geringe Wicklungsanzahl von $n = 2$ kommt den beiden Endstücken der Schlaufe eine wesentliche Bedeutung hinsichtlich der erreichbaren maximalen Zugkräften zu. Durch Anwendung einer Anfangs-Augenwicklung wird lediglich eine der beiden Schwachstellen kompensiert und es kommt weiterhin zu einem am freien Ende initiierten Matrixversagen, wodurch keine signifikante Steigerung der Zugfestigkeit zu beobachten ist. Dahingegen kommt es durch die Kompensierung beider Schwachstellen über eine doppelte Augenwicklung zu einem Versagen der Schlaufe durch Faserbruch und somit zu einer deutlichen Steigerung der Zugkraft um knapp 86 % gegenüber den Schlaufen ohne Augenwicklung.

Die Steigerung der maximalen Zugkräfte bei einer Wicklungsanzahl von $n = 10$ fällt wie erwartet geringer aus. Dennoch wird durch die Augenwicklung sowohl eine Steigerung der Zugkräfte um 17 % als auch eine deutliche Reduzierung der Standardabweichung von circa 12 % (ohne Augenwicklung) auf 7 % (mit Augenwicklung) erreicht. Die Begründung für den abnehmenden Einfluss einer Augenwicklung auf die maximale Zugkraft bei steigender Wicklungsanzahl (hier $n = 10$) liegt darin, dass es bei dieser Versuchsreihe bereits ohne Augenwicklung überwiegend zu einem Versagen durch Faserbruch bzw. teilweise zu einem Mischversagen kommt. Die abnehmende Streuung der Ergebnisse ist auf eine homogene Krafteinleitung in die Faserverbundschlaufe über die Augenwicklung zurückzuführen.

6.5.4 Einfluss des Hüsendurchmessers

Um den Einfluss des Hüsendurchmessers auf die maximal ertragbaren Zugkräfte der Schlaufen zu charakterisieren, wurden fünf Versuchsreihen mit einer Variation des Hüsendurchmessers d und der Wicklungsanzahl n durchgeführt (Abbildung 76 links). Dabei wurden die Schlaufen ohne Augenwicklungen und mit einer konstanten Überlappungslänge l_3 hergestellt. Es ergaben sich die fünf in Tabelle 19 dargestellte Prüfkörpervarianten.

Die Wicklungsanzahl n wurde hierbei möglichst hoch gewählt, um den Einfluss der freien Strangenden zu minimieren und hierdurch vergleichbare und stabile Werte zu erhalten. Aufgrund der geringen Höhe von 4 mm bei den Hülsen mit einem Durchmesser von 15 mm, wurde eine Wicklungsanzahl von $n = 5$ gewählt. Hierdurch wird die Ausbildung der gewünschten riemenartigen Struktur der Schlaufe sichergestellt (vergleiche Kapitel 4.4). Zusätzlich wurde bei der Prüfung der kleinen Hülsen eine Vorrichtung, zur Vermeidung des Abrutschens einzelner Fasern über den Rand der Hülsen, an die Probenaufnahme adaptiert (Abbildung 76 rechts).

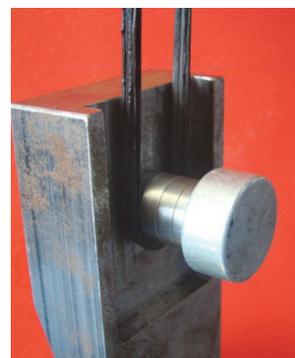
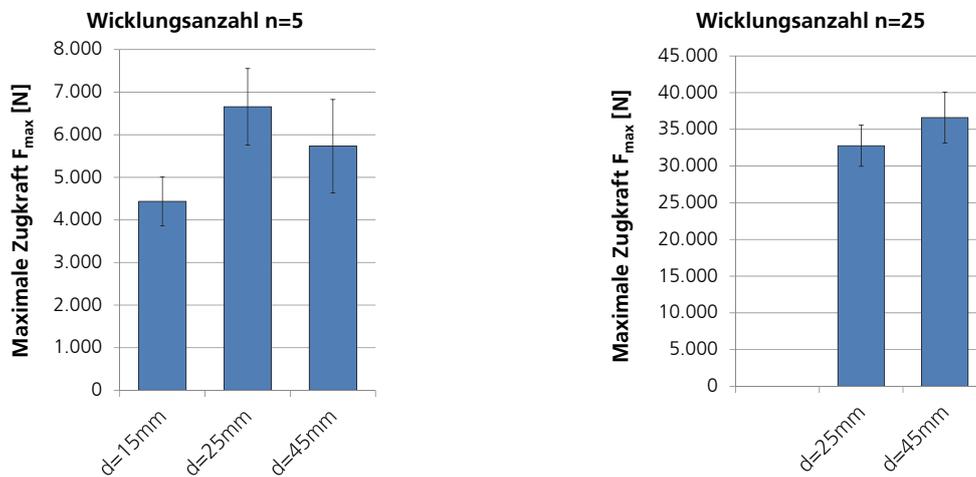


Abbildung 76: Variation der Hüsendurchmesser (links); Vorrichtung zur seitlichen Abstützung (rechts)

Tabelle 19: Übersicht Prüfkörper zur Untersuchung des Hülsendurchmessers

d \ n	15 mm	25 mm	45 mm
5	Ø15-n5-l3	Ø25-n5-l3	Ø45-n5-l3
25	-	Ø25-n25-l3	Ø45-n25-l3

Die Ergebnisse der Untersuchung sind als Diagramm der maximalen Zugkraft über dem Hülsendurchmesser d und in Abhängigkeit der Wicklungsanzahl n in Abbildung 77 dargestellt. Die entsprechend gebildeten Mittelwerte und Standardabweichungen der Versuchsreihen zeigt Tabelle 20.

**Abbildung 77:** Einfluss des Hülsendurchmessers auf die maximale Zugkraft**Tabelle 20:** Ergebnisse des Zugversuches bzgl. Hülsendurchmesser

Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])	Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])
Ø15-n5-l3	4.450 (576)	Ø25-n25-l3	32.750 (2.803)
Ø25-n5-l3	6.650 (897)	Ø45-n25-l3	36.600 (3.473)
Ø45-n5-l3	5.750 (1.097)		

Es ist zu beobachten, dass die Schlaufen mit einem Hülsendurchmesser von $d = 15\text{ mm}$ bei einer Wicklungsanzahl von $n = 5$ die geringsten maximalen Zugkräfte von circa 4.450 N aufweisen. Die Versuchsreihe mit $d = 25\text{ mm}$ zeigt eine Steigerung der erreichten Zugkräfte von knapp 50 % gegenüber den kleinsten Hülsen, wobei die Variante mit $d = 45\text{ mm}$ entgegen den Erwartungen nur eine geringe Steigerung von knapp 30 % im Vergleich zu $d = 15\text{ mm}$ aufzeigt.

Die Streuung bleibt bei den ersten beiden Versuchsreihen relativ gesehen mit circa 14 % konstant und steigt bei den Proben mit dem größten Hüsendurchmesser auf über 20 % an.

Die Proben mit den Hüsendurchmessern $d = 15 \text{ mm}$ und $d = 25 \text{ mm}$ versagen stufenartig in Form eines vorzeitigen Matrixversagens mit anschließendem Faserbruch. Der deutlich erkennbare Kraftanstieg beim Vergleich der beiden Versuchsreihen ist auf die mit zunehmendem Hüsendurchmesser sinkenden Spannungsüberhöhungen im Übergangsbereich der Hülse zum Schlaufenschaft zurückzuführen. Die Prüfkörper der Versuchsreihe mit einem Hüsendurchmesser von $d = 45 \text{ mm}$ und einer Wicklungsanzahl von $n = 5$ weisen ein reines Matrixversagen auf, wodurch der unerwartet geringe Anstieg der maximalen Zugkraft zu erklären ist. Durch den großen Radius von 45 mm und der daraus resultierenden großen Auflagefläche der Faserstränge, wird die nötige Anpresskraft auf die Hülse nicht erreicht und es kommt zu Relativbewegungen der Faserlagen in Folge von Abgleitvorgängen und somit zu einem Matrixversagen. Bei einer Erhöhung der Wicklungsanzahl auf $n = 25$ werden die äußeren Zugkräfte homogen in die Schlaufe eingeleitet, wodurch es zu einem ähnlichen, stufenartigen Mischversagen kommt. Der Anstieg der maximalen Zugkraft von circa 12 % gegenüber den Proben mit einem Durchmesser von $d = 25 \text{ mm}$ ist hierbei auf die reduzierten Spannungsspitzen am Übergangsbereich zurückzuführen.

6.5.5 Einfluss des Umlenk winkels

Um den Einfluss des Winkelversatzes in Bezug auf die Belastungsrichtung bei Faserverbundschlaufen zu charakterisieren, wurden drei unterschiedliche Versuchsreihen mit den Umlenk winkeln $\alpha_1 - \alpha_3$, wie in Abbildung 78 (rechts) gezeigt, untersucht und dem Referenzwinkel $\alpha_0 = 0^\circ$ gegenübergestellt. Die Kraftverhältnisse wie sie bei einer Zugschlaufe durch einen Winkelversatz entstehen, sind in Abbildung 78 (links) schematisch dargestellt (s. auch Anhang 4).

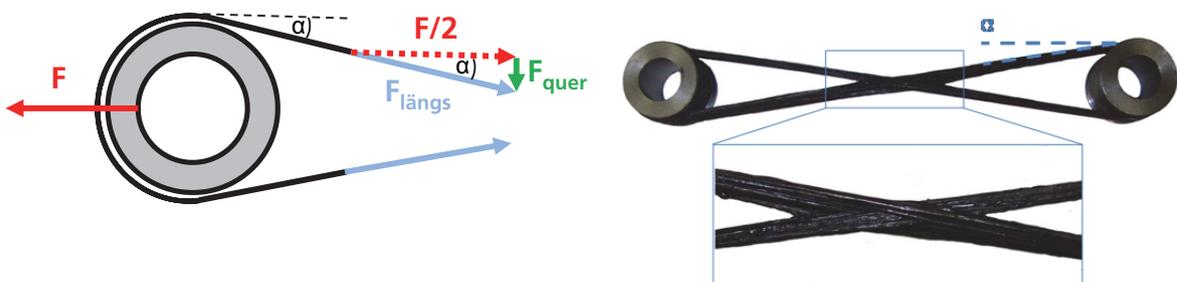


Abbildung 78: Schematische Darstellung der Kraftverhältnisse mit Winkelversatz (links); Prüfkörpervariation bzgl. des Umlenk winkels (rechts)

Unter Berücksichtigung der Randbedingungen beim Zugversuch sowie den zur Verfügung stehenden Wickelhülsen, wurden die Umlenkwinkel $\alpha_0 = 0^\circ$ und $\alpha_1 = 9^\circ$ mit einem Hüslendurchmesser von $d = 25 \text{ mm}$ hergestellt. Für die Winkel $\alpha_2 = 21^\circ$ und $\alpha_3 = 32^\circ$ mussten aufgrund der geometrischen Bedingungen Hülsen mit einem Durchmesser von $d = 45 \text{ mm}$ verwendet werden. Um weitere herstellungsbedingte Einflüsse auszuschließen, wurden auf Basis der Erkenntnisse aus den vorhergehenden Untersuchungen alle Prüfkörper dieser Versuchsreihen mit einer doppelten Augenwicklung sowie einer konstanten Wicklungsanzahl von $n = 5 \times 2$ mit einem Doppelroving (entspricht $n = 10$ mit Einfachroving) ausgeführt. Eine Übersicht der untersuchten Prüfkörper zeigt Tabelle 21.

Tabelle 21: Prüfkörperübersicht zur Untersuchung des Einflusses eines Winkelversatzes

Umlenkwinkel α	0°	9°	21°	32°
Versuchsreihe	$\text{Ø}25\text{-}n5 \times 2\text{-DA-}\alpha_0$	$\text{Ø}25\text{-}n5 \times 2\text{-DA-}\alpha_1$	$\text{Ø}45\text{-}n5 \times 2\text{-DA-}\alpha_2$	$\text{Ø}45\text{-}n5 \times 2\text{-DA-}\alpha_3$

Die Ergebnisse der Untersuchung sind als Diagramm der maximalen Zugkräfte über dem Umlenkwinkel α in Abbildung 79 dargestellt. Die gebildeten Mittelwerte sowie Standardabweichungen sind in Tabelle 22 zusammengefasst.

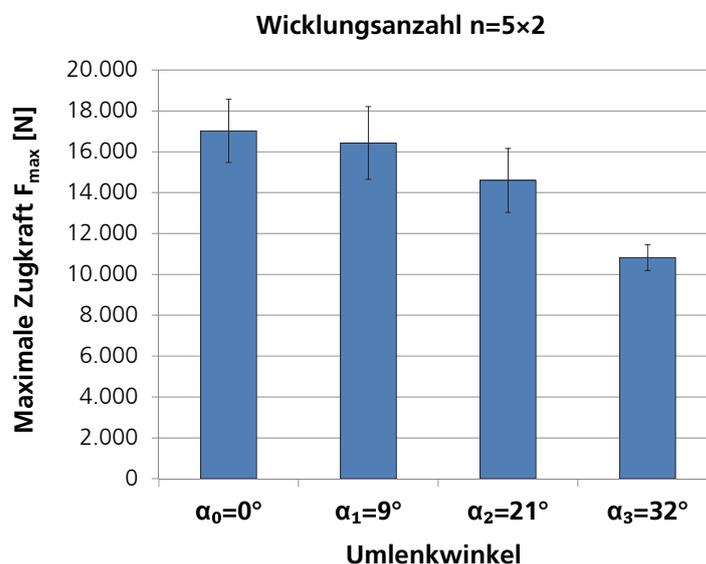


Abbildung 79: Einfluss des Umlenkwinkels auf die maximale Zugkraft

Tabelle 22: Ergebnisse des Zugversuchs in Bezug auf den Umlenkwinkel

Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])	Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])
Ø25-n5×2-DA- α_0	17.000 (1.543)	Ø45-n5×2-DA- α_2	14.600 (1.565)
Ø25-n5×2-DA- α_1	16.450 (1.778)	Ø45-n5×2-DA- α_3	10.800 (634)

Aus den Ergebnissen geht deutlich hervor, dass mit einem zunehmenden Umlenkwinkel eine stark progressiv fallende maximale Zugkraft der Faserverbundschlaufen einhergeht. Durch die gewählte Wicklungsanzahl von $n = 10$, den doppelten Augenwicklungen sowie die Versagensart durch Faserbruch bei allen geprüften Proben, ist die Abnahme der maximalen Zugkraft einzig auf den Winkelversatz zurückzuführen. Wie erwartet resultiert eine nicht axiale Belastung der Verstärkungsstruktur in eine, wie in Abbildung 78 (links) schematisch dargestellte Änderung der Kräfteverhältnisse in den Fasersträngen. Hierbei bewirken sowohl die erhöhten induzierten Axialkräfte in der Faser (vgl. Anhang 4) als auch das Auftreten von Querkraften (s. Abbildung 78, links) die reduzierten, maximal erreichbaren Zugkräfte der Schlaufe.

6.5.6 Einfluss des Umspritzens

In dieser Versuchsreihe wurde untersucht, inwiefern sich die mechanischen Eigenschaften einer Faserverbundschlaufe durch eine Einbettung in eine polymere Matrix ändern. Diese Untersuchung wurde bewusst an das Ende der sequentiellen Ein-Faktor-Versuche gestellt, da in den anvisierten Anwendungen stets von einer intrinsischen Verstärkung der Spritzgießbauteile durch eine Faserverbundschlaufe ausgegangen wird. Hierzu wurden vier unterschiedliche Versuchsreihen durch Variation der Überlappungslänge l sowie der Anwendung einer Augenwicklung bei konstanter Wicklungsanzahl von $n = 2$ untersucht. Zur Herstellung der Proben wurden die Verstärkungsschlaufen in einem Spritzgießprozess mit unverstärktem Polypropylen (Dow C711-70RNA) umspritzt. Die Geometrie der Prüfkörper entspricht der in Kapitel 5.6.1 beschriebenen Standardgeometrie. Aufgrund der gegebenen Randbedingungen des Spritzgießwerkzeuges wurden hierfür Wickelhülsen mit einem Durchmesser von $d = 15 \text{ mm}$ und einer Höhe von 4 mm verwendet, wodurch sich die maximale Wicklungsanzahl auf $n = 2$ beschränkte. Die reine Faserverbundschlaufe sowie der spritzgegossene Prüfkörper mit eingebetteter Verstärkungsstruktur sind in Abbildung 80 dargestellt. Eine Übersicht der Proben aus den vier Versuchsreihen zeigt Tabelle 23.



Abbildung 80: Zugprüfkörper einer umspritzten Faserverbundschlaufe

Tabelle 23: Prüfkörperübersicht zum Einfluss einer Einbettung der Verstärkungsschlaufen

	Struktur	Anfangsaugenwicklung	Keine Augenwicklung
I			
I1		Ø15-n2-I1-AA-Um	Ø15-n2-I1-Um
I3		Ø15-n2-I3-AA-Um	Ø15-n2-I3-Um

Die Ergebnisse der Zugprüfung sind in Abbildung 81 als Diagramm der maximalen Zugkraft in Abhängigkeit der Überlappungslänge l und Augenwicklung AA dargestellt. Als Referenzwerte dienen die aus Kapitel 6.5.2 ermittelten Ergebnisse der nicht umspritzten Schlaufen mit einem Hülsendurchmesser von $d = 25 \text{ mm}$. Die Mittelwerte mit den dazugehörigen Standardabweichungen der Versuchsreihen zeigt Tabelle 24.

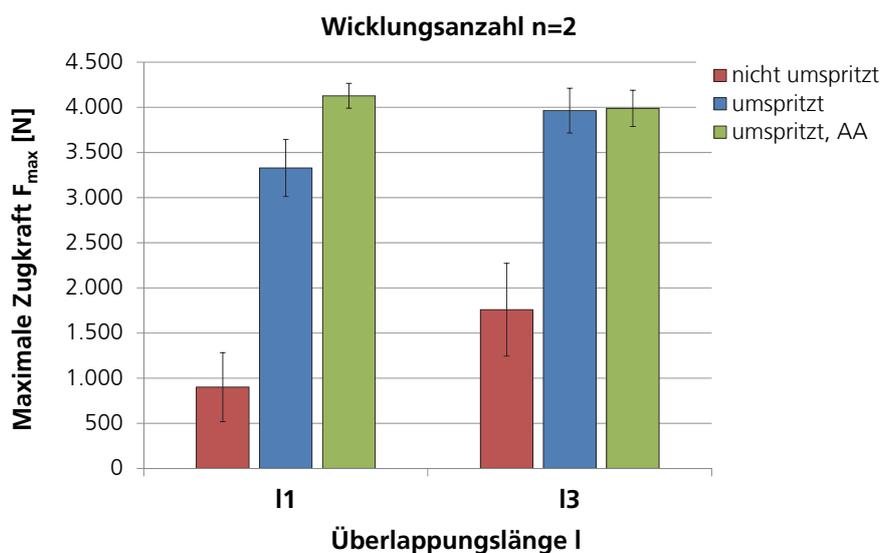


Abbildung 81: Einfluss der Einbettung von Faserverbundschlaufen auf die maximale Zugkraft

Tabelle 24: Ergebnisse des Zugversuchs in Bezug auf die Einbettung der Schlaufen

Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])	Versuchsreihe	Mittelwert F_{max} [N] (SD [N])
Ø25-n2-l1	900 (382)	Ø25-n2-l3	1.750 (514)
Ø15-n2-l1-Um	3.350 (317)	Ø15-n2-l3-Um	3.950 (248)
Ø15-n2-l1-AA-Um	4.150 (137)	Ø15-n2-l3-AA-Um	4.000 (201)

Es ist zu erkennen, dass durch die Einbettung der Faserverbundschlaufen bei beiden Überlappungslängen deutliche Steigerungen der maximalen Zugkräfte von über 270 % bei l1 und 125 % bei l3 erreicht werden. Der Vergleich mit den Referenzproben basiert auf den Ergebnissen der Versuchsreihen mit einem Hülsendurchmesser von $d = 25 \text{ mm}$ und einer Wicklungsanzahl von $n = 2$. Somit ist bei den nicht umspritzten Versuchsreihen sichergestellt, dass die maximal erreichbaren Schlaufenkennwerte charakterisiert und mögliche Einflüsse auf die Festigkeit aufgrund der geringen Hüslenhöhe von 4 mm der Hülsen mit $d = 15 \text{ mm}$ ausgeschlossen werden (s. Kapitel 6.5.4). Die Gründe für die deutlichen Steigerungen liegen in der Unterstützung der Kraftübertragung in die Fasern durch die polymere Matrix zur Einleitung der äußeren Kräfte. Hierdurch werden zum einen die induzierten Spannungsspitzen am Übergang des Radius zum Schlaufenschaft reduziert und zum anderen ein Matrixversagen durch Abgleitvorgänge der einzelnen UD-Stränge in der Schlaufe vermieden.

Eine zusätzlich angebrachte Augenwicklung der Verstärkungsschlaufen wirkt sich bei der Überlappungslänge l1 mit einer weiteren Kraftsteigerung um knapp 24 % gegenüber den umspritzten Schlaufen ohne Augenwicklung aus. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die zusätzliche Krafteinleitung über die Matrix eine kritische Übertragungslänge bedingt, die bei der Überlappungslänge l1 noch nicht erreicht ist. Durch die Augenwicklung wird diese fehlende Kraftübertragung kompensiert und das Verstärkungspotenzial der Schlaufe voll ausgenutzt. Dahingegen besitzt die Augenwicklung in Kombination mit der Überlappungslänge l3 keinen Einfluss auf die Festigkeit der Prüfkörper, da aufgrund der genügend großen Übertragungslänge und der damit verbundenen Krafteinleitung der Matrix bereits die maximale Verstärkungswirkung der Schlaufe erreicht wird.

Beim Vergleich der Standardabweichungen ist zu beobachten, dass vor allem die Einbettung aber auch die zusätzliche Augenwicklung der Schlaufen eine deutliche Reduzierung der Streuung von knapp über 42 % auf circa 3 % bei der Überlappungslänge l1 sowie von circa 29 % auf circa 5 % bei l3 bewirken. Diese Erscheinung wird durch eine Auswertung der Kraft-

Weg-Diagramme bei kontinuierlicher Dehnrates bestätigt, die in Abbildung 82 exemplarisch für die Versuchsreihen $\text{Ø}15\text{-n}2\text{-I}3\text{-Um}$ (V5-2) und $\text{Ø}25\text{-n}2\text{-I}3$ (V2-3) dargestellt sind.

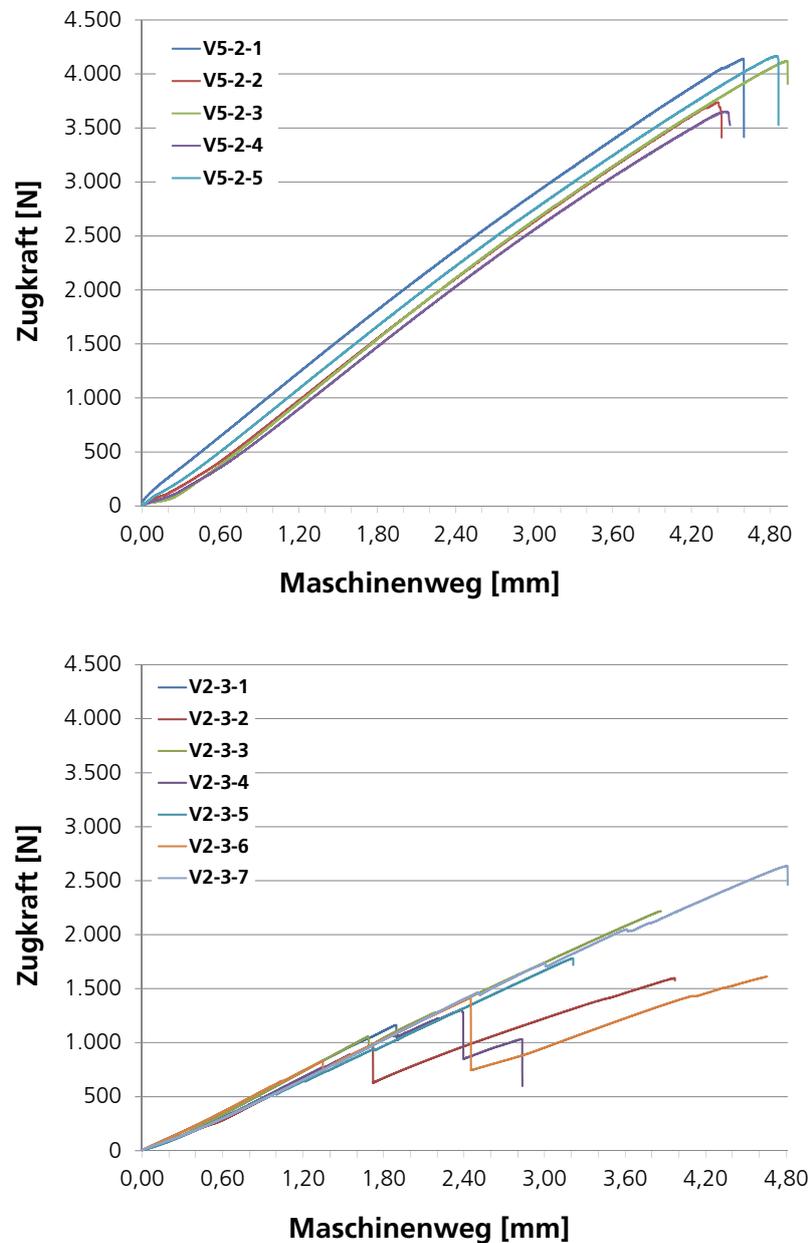


Abbildung 82: Kraft-Weg-Diagramm der Versuchsreihen $\text{Ø}15\text{-n}2\text{-I}3\text{-Um}$ (oben) und $\text{Ø}25\text{-n}2\text{-I}3$ (unten)

In den Diagrammen ist zu erkennen, dass der Kraftverlauf über dem Weg der umspritzten Schlaufen sehr viel gleichmäßiger bis zum Bruch verläuft als bei den reinen Faserverbundschlaufen, bei denen es zu zwischenzeitlichen Krafteinbrüchen aufgrund von Versagensvorgängen in der Verbundstruktur kommt. Die Versuchsreihen mit umspritzten Schlaufen weisen bei allen geprüften Proben den gleichen Versagensmechanismus auf. An einer

der kritischen Stellen, dem Übergang von der Hülse in den Schlaufenschaft, kommt es zu einem Faserbruch in der Verstärkungsstruktur mit einem anschließend schlagartigen, spröden Versagen der polymeren Matrix, da die auftretenden Spannungen bereits deutlich über der maximalen Festigkeit des Polymers liegen (Abbildung 83).

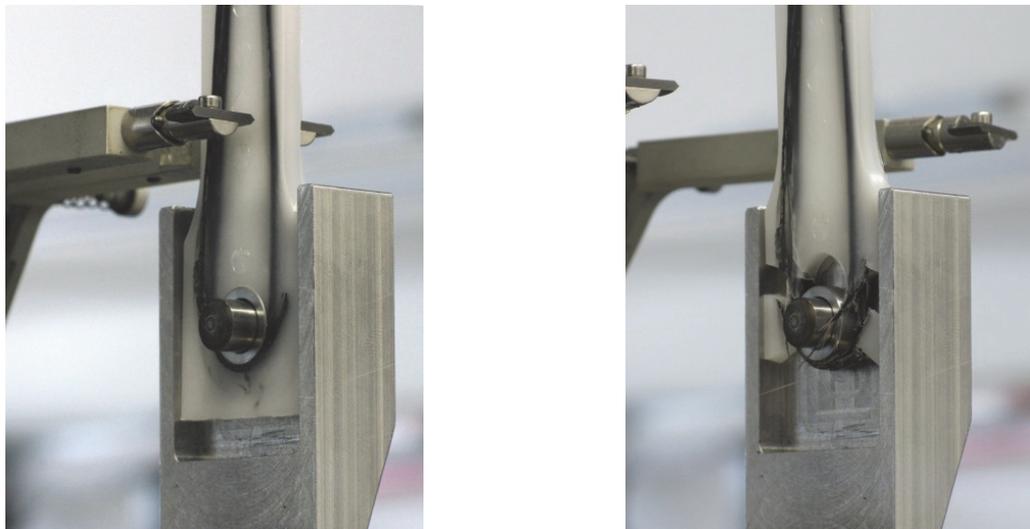


Abbildung 83: Prüfkörper mit Schlaufe vor (links) und nach (rechts) dem Zugversuch

Sowohl die deutlich reduzierte Streuung als auch das gleiche Versagensverhalten der umspritzten Prüfkörper unterstreichen die Folgerung einer gleichmäßigen und erhöhten Krafteinleitung in die Verstärkungsstruktur, resultierend in einer Steigerung der maximal erreichbaren Zugkräfte. Abhängig von der freiliegenden Überlappungslänge kann sich eine Augenwicklung des Schlaufenendes zusätzlich steigernd auf die Festigkeit auswirken. Weiterhin ist festzustellen, dass sich durch die Einbettung der Faserverbundschlaufen und der resultierenden Steigerung der Festigkeit, die maximale Dehnung nicht ändert und somit das Energieabsorptionsvermögen ebenfalls deutlich gesteigert wird (s. Abbildung 82).

6.5.7 Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit dem theoretischen Modellansatz

Um die experimentellen Ergebnisse hinsichtlich des erreichbaren Eigenschaftsniveaus gewickelter Faserverbundschlaufen zu evaluieren, wurden die ermittelten Kennwerte mit dem in Kapitel 4.4 beschriebenen Modellansatz des dickwandigen Rohres unter Innendruck zur Vor-dimensionierung von Schlaufenanschlüssen verglichen. Hierzu wurden die jeweiligen Kennwerte der Versuchsreihen, mit einer Wicklungsanzahl von $n = 2; 5; 10; 25$ bei gleichbleibendem Hülsendurchmesser von $d = 25 \text{ mm}$ und ohne Augenwicklungen, den theoretischen Werten aus dem Modellansatz gegenübergestellt. In Abbildung 84 sind die maximalen Zugkräfte aus

Experiment und theoretischem Modellansatz als Diagramm in Abhängigkeit der Anzahl an wirksamen Wicklungen zusammenfassend dargestellt. Die für die Berechnung notwendigen Kenndaten sind in der nachfolgenden Tabelle 25 exemplarisch für die Versuchsreihe $\varnothing 25\text{-n}25\text{-I}3$ dargestellt.

Tabelle 25: Kennwerte zur Ermittlung der theoretischen Festigkeit der Versuchsreihe $\varnothing 25\text{-n}25\text{-I}3$ mit dem Modellansatz des dickwandigen Rohres unter Innendruck

Kennwert	Formelzeichen	Wert	Einheit
Zugfestigkeit Hybridroving	σ_{\max}	760	N/mm ²
E-Modul Hybridroving längs	E_t	29.500	N/mm ²
E-Modul Hybridroving quer	E_r	4.500	N/mm ²
Innenradius	r_i	12,5	mm
Außenradius	r_a	13,9	mm
Schlaufenbreite	b	23,0	mm
Theoretische Wicklungsanzahl (1,25mm ² pro Roving)	n	25	-/-
Radius für Spannungsbestimmung	r	12,5	mm

Aus Gleichung 15 und Gleichung 16 (s. Kapitel 4.4) ergibt sich mit $\sigma_t = \sigma_{\max}$ und der Quadratwurzel des E-Modulverhältnisses $E_v = \sqrt{E_t/E_r} = 2,56$, für die maximale Zugkraft:

$$F_{\max} = - \frac{\sigma_{\max}}{E_v \cdot \left(\frac{r_i^{1+E_v}}{r_i^{2E_v} - r_a^{2E_v}} \cdot r^{E_v-1} - \frac{r_i^{1-E_v}}{r_i^{-2E_v} - r_a^{-2E_v}} \cdot r^{-E_v-1} \right)} \cdot 2r_i \cdot b = 44,11 \text{ kN}$$

Verglichen mit dem experimentellen Maximalwert der Versuchsreihe $\varnothing 25\text{-n}25\text{-I}3$ von $F_{\max}=37,58 \text{ N/mm}^2$ beträgt die Differenz zwischen dem experimentell und dem theoretisch ermittelten Kennwert knapp 15 %.

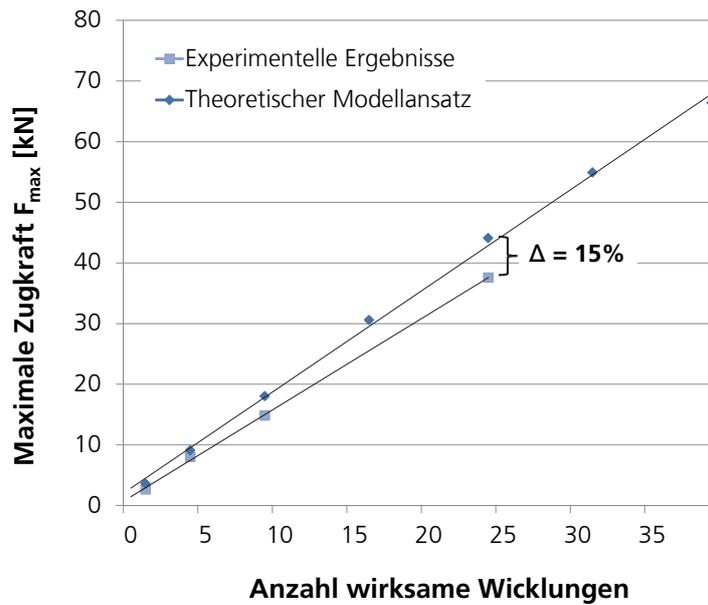


Abbildung 84: Vergleich der experimentellen und theoretischen maximalen Zugkraft F_{\max}

Aus den Ergebnissen ist ersichtlich, dass die theoretisch ermittelten Zugkräfte bei allen Versuchsreihen erwartungsgemäß über den experimentellen Maximalwerten liegen. Dies begründet sich vor allem in der lokalen Spannungsüberhöhung am Übergang der Bolzenflanke zum Schlaufenschaft, aufgrund einer überlagerten Biegespannung in diesem Bereich, die im Falle des angestrebten Faserbruchs zum Versagen des Schlaufenanschlusses führt (s. Kapitel 4.4). Beim Modellansatz des dickwandigen Rohres unter Innendruck wird diese Spannungsüberhöhung nicht berücksichtigt, wodurch die hiermit errechneten maximalen Zugkräfte von Faserverbundschlaufen überschätzt werden.

7 Übertragung der Ergebnisse auf komplexe Strukturen

In diesem Kapitel werden die Erkenntnisse der Grundlagenversuche anhand einer generischen Demonstratorgeometrie auf komplexe Strukturen übertragen und mittels Bauteilprüfung unter mehrachsigen Spannungszustand evaluiert. Das Demonstratorbauteil wurde hierbei in Anlehnung an strukturelle Trägerbauteile im automobilen Bereich konzipiert und unter Berücksichtigung einer faserverbundgerechten Geometrie gestaltet. Die Eigenschaften dieser Bauteile, wie beispielsweise Querlenker, Aufhängungen, Motor-/Getriebeträger oder Türaufprallträger müssen den Anforderungen an Steifigkeit und Festigkeit aber auch an Energieabsorption bei einem Totalversagen genügen. Um das Potenzial der eingesetzten lokalen Endlosfaserverstärkung bewerten zu können, werden die ermittelten Kennwerte den Ergebnissen der Prüfung mit unverstärkten und diskontinuierlich faserverstärkten Bauteilen gegenübergestellt.

7.1 Bauteilentwicklung und Werkzeugbeschreibung „Pegasus-Demonstrator“

Bei der in Abbildung 85 dargestellten Bauteilentwicklung wurde nach der Festlegung des Bauraums (1) und der angreifenden Lasten (2) eine Struktur- bzw. Topologieoptimierung (3) durchgeführt und die belasteten Bereiche bzw. die Lastpfade des Bauteils ermittelt (4). Dies ist notwendig, um die Geometrie des Bauteils zu optimieren (5) sowie die Endlosfaserverstärkung gezielt an den höchstbelasteten Bereichen lokal einbringen und deren Potenzial optimal nutzen zu können (6). Das eingesetzte Optimierungsverfahren hatte dabei sowohl eine Steifigkeitsmaximierung als auch eine Spannungs- und Dehnungskonzentrisierung als Ziel.

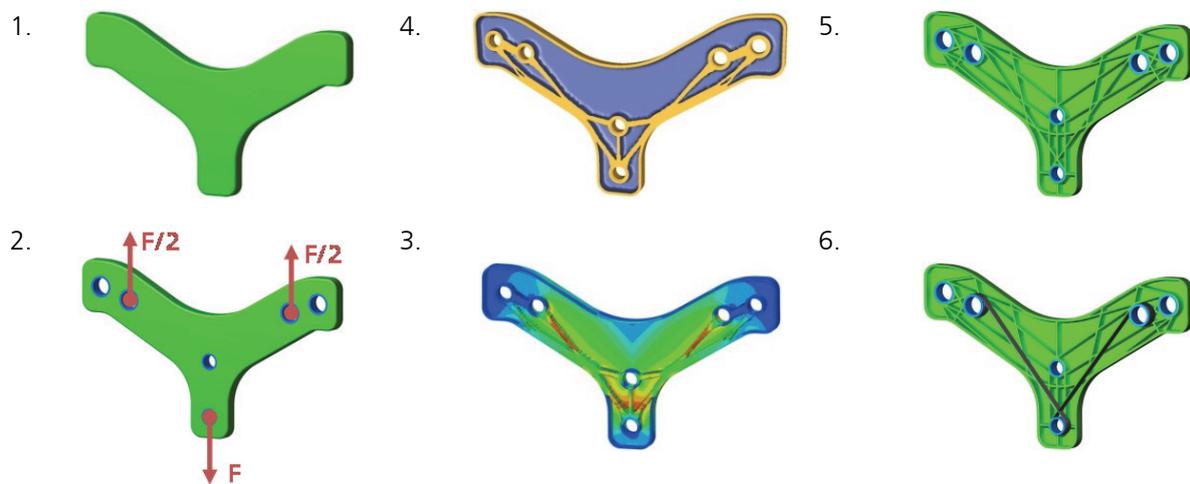


Abbildung 85: Ablauf der Bauteilentwicklung des generischen Technologiedemonstrators „Pegasus-Träger“

Mit der finalen Bauteilgeometrie wurde ein entsprechendes Spritzgießwerkzeug konzipiert und angefertigt. Das in Abbildung 86 als CAD-Modell dargestellte Werkzeug bietet die Möglichkeit zur Aufnahme der Krafteinleitungs- bzw. Wickelhülsen der Verstärkungsstruktur sowie zur Aufbringung einer Vorspannung der Schlaufenwicklung. Detaillierte Informationen über die Bauteilgeometrie sowie das Spritzgießwerkzeug können der Literaturstelle [170] entnommen werden.

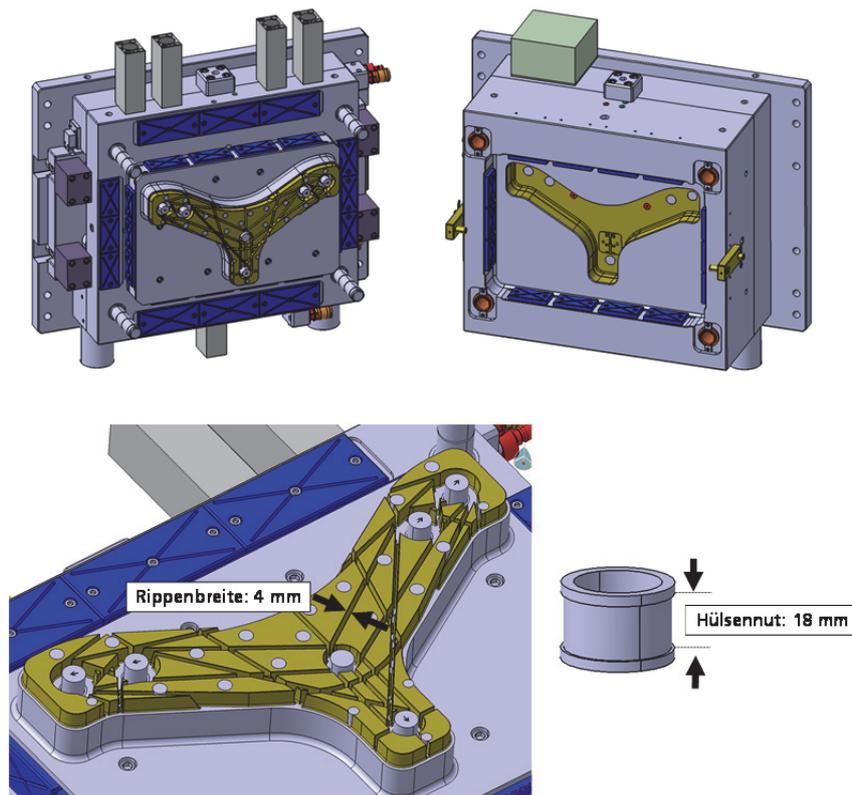


Abbildung 86: Spritzgießwerkzeug des generischen Demonstratorbauteils „Pegasus-Träger“

7.2 Prozessentwicklung

7.2.1 Herstellung der gewickelten Verstärkungsstruktur

Durch die Randbedingungen der Bauteilgeometrie, wie beispielsweise die Höhe der Hülsennut von 18 mm oder die Rippenbreite von 4 mm, werden maßgeblich die Freiheitsgrade des Wickelprozesses der Verstärkungsstruktur vorgegeben. Eine Bewertung der unterschiedlichen Wickelvarianten unter den Gesichtspunkten einer gleichmäßigen Krafteinleitung und Spannungsverteilung in den einzelnen Verstärkungsfasern, eines stoffschlüssigen Verbundes der Faserstränge sowie der Handhabbarkeit der Schlaufe führte zu der in Abbildung 87 gezeigten

„Kraftkegel-Schleufe“. Eine detaillierte Beschreibung des Herstellungsprozesses sowie eine Bewertung der verschiedenen Schlaufenvarianten sind den Literaturstellen [124, 155, 158] zu entnehmen.

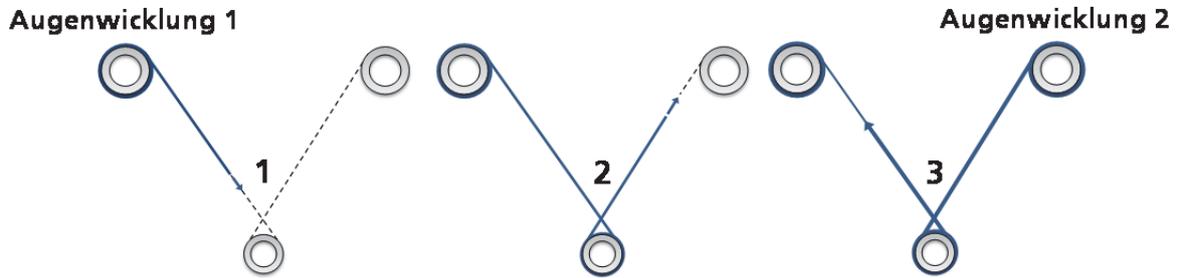


Abbildung 87: Prozessablauf bei der Herstellung der „Kraftkegel-Schleufe“

7.2.2 Integration der Verstärkungsstruktur in der Werkzeugkavität

Zur Herstellung des Demonstratorbauteils mit lokaler Endlosfaserverstärkung werden die gewickelten Verstärkungsstrukturen in die Kavität des Spritzgießwerkzeugs eingelegt, vorgespannt und mit dem Matrixpolymer zum fertigen Bauteil umspritzt (Abbildung 88). Um einen prozesssicheren Ablauf gewährleisten zu können, ist bereits beim Wickelprozess auf die Einhaltung der Lagetoleranzen der einzelnen Wickelhülsen zu achten. Hierdurch wird sichergestellt, dass der Einlegeprozess automatisiert erfolgen kann.



Abbildung 88: Verfahrensablauf beim Umspritzen der gewickelten Verstärkungsstruktur

7.3 Bauteilversuche und Ergebnisse

Für die Bauteilversuche unter den bei der Bauteilentwicklung bestimmten Lastfällen, wurde eine entsprechende Vorrichtung zur Aufnahme der Prüfkörper konstruiert. Die Bauteile werden hierbei in Aufnehmern über Bolzenverbindungen an den Kräfteinleitungsstellen befestigt, die

einen rotatorischen Freiheitsgrad bei der Prüfung ermöglichen (siehe Abbildung 89). Die Dehnung des Bauteils in z-Richtung wird dabei über den Maschinenweg erfasst.

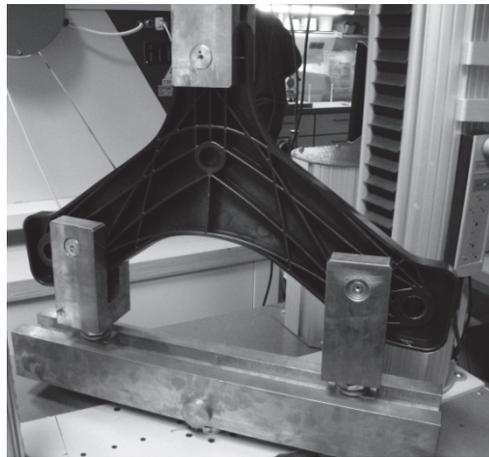


Abbildung 89: Vorrichtung zur Einspannung des Demonstrators beim Bauteilversuch

Die Ergebnisse der Bauteilprüfung sind in Abbildung 90 in Form von maximaler Zugkraft und in Abbildung 91 als Bruchenergie bei F_{\max} in Abhängigkeit der unterschiedlich verstärkten Materialsysteme dargestellt.

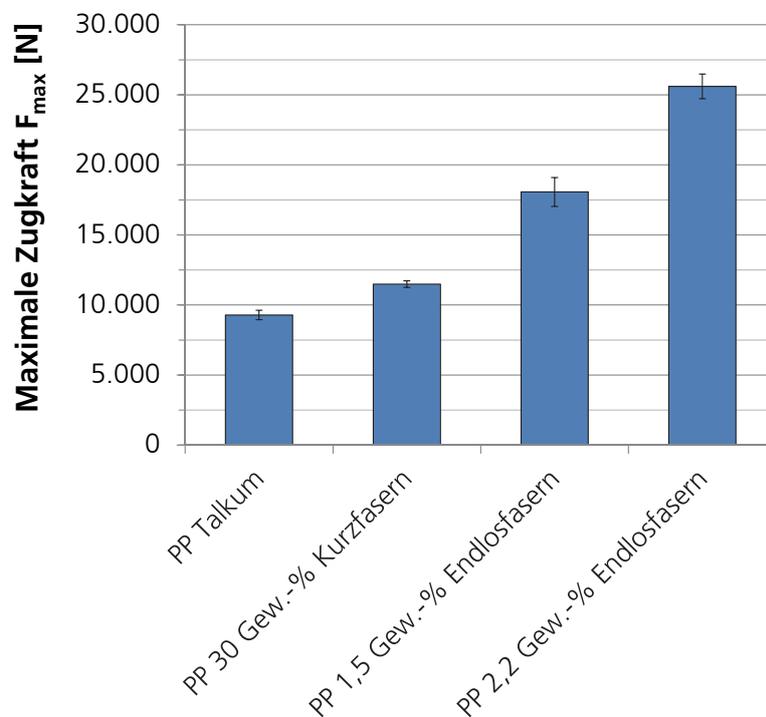


Abbildung 90: Bruchkraft der Bauteilprüfungen von unverstärkten, diskontinuierlich verstärkten und endlosfaserverstärkten Prüfkörpern

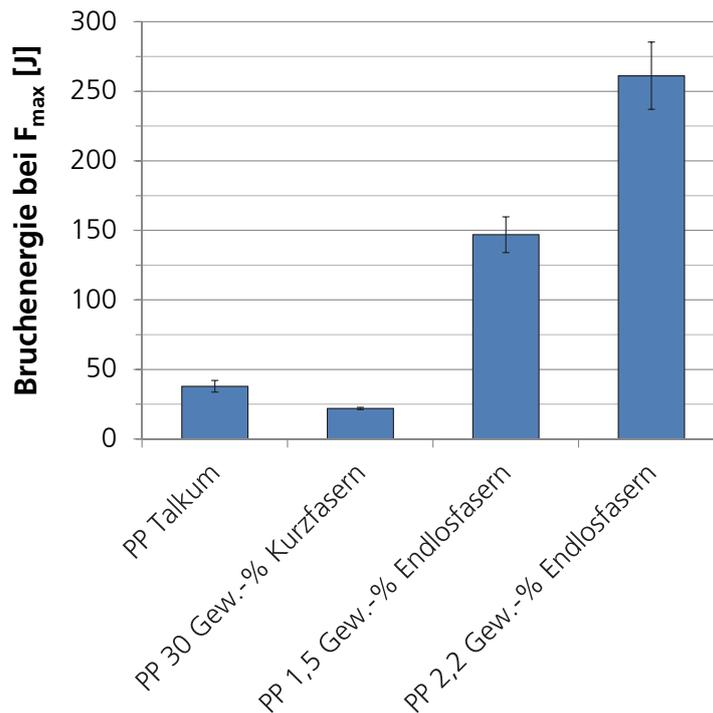


Abbildung 91: Bruchenergie der Bauteilprüfungen von unverstärkten, diskontinuierlich verstärkten und endlosfaserverstärkten Prüfkörpern

Es ist zu erkennen, dass die gezielt eingebrachten Endlosfasern in Kombination mit einer optimalen Krafteinleitung in die Verstärkungsstruktur bereits mit einem geringen Faseranteil die Zugfestigkeit des Bauteils deutlich erhöhen. Bezogen auf die Bauteile aus unverstärktem Matrixmaterial (PP Talkum) wird die maximal erreichbare Zugkraft durch das Einbringen einer gewickelten Kraftkegel-Schlaufe mit 1,5 Gew.-% Faseranteil, in Relation zu dem Gesamtgewicht des Bauteils, um knapp 95 % gesteigert. Im Vergleich hierzu erhöht sich die maximale Zugkraft durch 30 Gew.-% KGF-Verstärkung im Matrixmaterial lediglich um knapp 24 %. Durch eine Erhöhung des Fasergehaltes der Kraftkegel-Schlaufe auf 2,2 Gew.-% wird die maximale Zugkraft um knapp 176 % gegenüber den Bauteilen aus unverstärktem Matrixmaterial gesteigert, was einem linearen Zuwachs bzgl. des Faseranteils entspricht. Dieser Zusammenhang begründet sich in der Tatsache, dass sowohl bei den Schlaufen mit 1,5 Gew.-% Faseranteil als auch bei denen mit 2,2 Gew.-% Faseranteil ein Faserbruch als Versagensmechanismus auftritt und somit die optimale Nutzung des Verstärkungspotenzials gegeben ist.

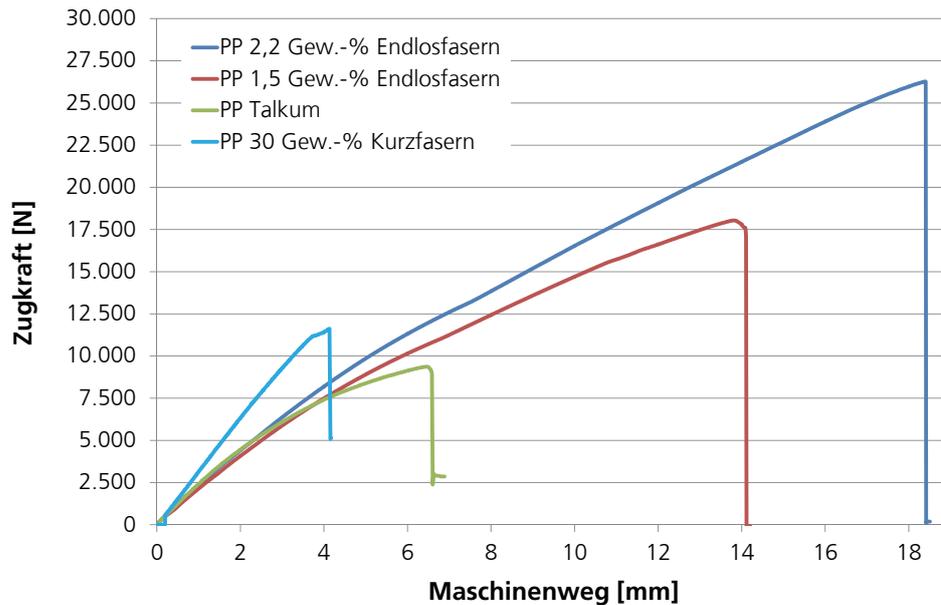


Abbildung 92: Kraft-Weg-Verläufe bei den Bauteilprüfungen des „Pegasus-Trägers“

Die in Abbildung 92 dargestellten Kraft-Weg-Verläufe der verschiedenen Versuchsreihen zeigen das Verhalten der Bauteile während der Prüfung. Es ist ersichtlich, dass neben der Steigerung der maximalen Zugkraft vor allem die Energieabsorption (integrale Fläche unter den jeweiligen Kurvenverläufen) durch die Endlosfaserverstärkung deutlich zunimmt. Mit 1,5 Gew.-% Faseranteil ist eine Steigerung um circa 288 % und mit 2,2 Gew.-% eine Steigerung um knapp 590 % im Vergleich zum reinen Matrixmaterial (PP Talkum) zu vermerken. Bei den Bauteilen mit 30 Gew.-% KGF-Verstärkung kommt es dahingegen zu einem Anstieg der Bauteilsteifigkeit bei einer gleichzeitigen Verringerung der maximalen Bauteildehnung und hierdurch zu einer reduzierten Energieaufnahme um knapp 42 % gegenüber den Bauteilen aus PP Talkum.

8 Zusammenfassung

Die Materialklasse der thermoplastischen Faserverbunde bietet in Verbindung mit gerichteten Endlosfaserstrukturen und in Kombination mit hochtechnologischen, automatisierten Herstellungsverfahren, wie dem Spritzgießen, ein großes Potenzial zur wirtschaftlichen Fertigung struktureller und semi-struktureller Leichtbauteile für Großserienanwendungen. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die werkstofflichen Eigenschaften von Bauteilen mit gerichteten und gezielt lokal eingebrachten Endlosfaserverstärkungen sowie deren prozessbedingte Abhängigkeit untersucht.

Zur Bestimmung der materialspezifischen Einflussfaktoren der polymeren Matrix in Verbindung mit diskontinuierlichen sowie endlosen Faserverstärkungen wurden generische Prüfkörper mit unterschiedlichen Materialsystemen hergestellt und hinsichtlich einer statischen bzw. dynamischen Belastung unter verschiedenen Prüfbedingungen untersucht. Dabei lag der Fokus auf den unterschiedlichen Versagensmechanismen in Bezug auf die überwiegend stoffschlüssige Krafterleitung und -übertragung auf die Verstärkungsfasern.

Die Ergebnisse der Grundlagenversuche haben gezeigt, dass die Möglichkeiten einer unidirektionalen Faserverstärkung in einem angepassten Verarbeitungsprozess auf die Bauteilebene übertragen werden können. Durch eine Optimierung des Prozesses sowie der Bauteil- und Verstärkungsgeometrie ist es möglich, die von außen auf das Bauteil induzierten Lasten über die polymere Matrix komplett auf den UD-Strang zu übertragen und diesen bis zum gewünschten Faserbruch zu belasten. Es können hierbei Festigkeitssteigerungen erreicht werden, die mittels diskontinuierlicher Faserverstärkung nur über einen erhöhten Faseranteil, um den Faktor 7 gegenüber der UD-Verstärkung, realisierbar sind.

Durch die Einbringung unidirektionaler Verstärkungsstrukturen können die mechanischen Eigenschaften wie Steifigkeit und Festigkeit, unter Einbehaltung des global duktilen Charakters der polymeren Matrix, gezielt lokal gesteigert werden, was vor allem bei der Energieabsorption sowie bei schlagartigen Beanspruchungen einen signifikanten Vorteil bietet. Aus den Ergebnissen der quasi-statischen Zugprüfung mit unterschiedlichen Prüftemperaturen sowie der dynamisch-mechanischen Analyse wird ersichtlich, dass der Grenzflächenfestigkeit zwischen Matrix und UD-Strang sowie derer Temperaturabhängigkeit hierbei eine bedeutende Rolle zukommt.

Auch das Langzeitverhalten unter Dauerbelastung wird durch die unidirektionale Verstärkung deutlich verbessert, wodurch die Problemstellung des Kriechens thermoplastischer Faserverbunde verbessert bzw. teilweise kompensiert werden kann und diesen Werkstoffen ein größeres Spektrum struktureller Anwendungen eröffnet. Dies wird durch die Ergebnisse der dynamisch-mechanischen Analyse mit einer deutlich gesteigerten Wärmeformbeständigkeit der unidirektional verstärkten Prüfkörper gegenüber den unverstärkten bzw. diskontinuierlich verstärkten Proben bestätigt.

Die verfahrenstechnischen Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften gewickelter Verstärkungsstrukturen wurden anhand quasi-statischer Zugversuche in Abhängigkeit der relevanten Prozessparameter untersucht. Bei der hierbei vorherrschenden formschlüssigen Krafteinleitung in die Verstärkungsstruktur, konnten die Versagensmechanismen Faserbruch und Matrixversagen beobachtet werden. Die polymere Matrix besitzt vor allem bei nicht umspritzten Schlaufen einen großen Einfluss auf die Festigkeit der Verstärkungsstruktur, wobei das Matrixversagen immer von den Endstücken der Schlaufe ausgeht. Bei der Variation der Wicklungsanzahl ist ein linearer Anstieg der Zugfestigkeit mit steigender Anzahl der gewickelten Stränge zu beobachten, wobei die maximal erreichten Werte circa 15 bis 20 % unter den theoretischen Werten aus dem Modell des dickwandigen Rohres unter Innendruck liegen.

Der Bolzendurchmesser wirkt sich bis zu einem Wert von 25 mm schwächend auf die Zugfestigkeit aus. Die Versuche zeigen, dass bei Durchmessern oberhalb 25 mm (Wicklungsanzahl $n = 20$) dahingegen keine Reduzierung der Festigkeit zu beobachten ist und unterstreichen somit die Ergebnisse vorangegangener Untersuchungen [34].

Ein vorhandener Umlenkwinkel der Schlaufen führt aufgrund der hierdurch erhöhten Normalkräfte in Zugrichtung sowie der entstehenden Querkräfte zu einer abnehmenden Zugfestigkeit und sollte bei der Bauteilauslegung unbedingt vermieden werden.

Die teilweise auftretende große Streuung der Festigkeit bei gewickelten Schlaufen reduziert sich durch das Einbetten in eine polymere Matrix durch das Umspritzen deutlich. Während bei nicht umspritzten Schlaufen mit einer geringen Wicklungsanzahl meist Matrixversagen auftritt, kann bei den eingebetteten Varianten eine wesentlich höhere Zugfestigkeit sowie Faserbruch als Versagensmechanismus beobachtet werden.

Die Überlappungslänge der freien Schlaufenenden besitzt bei umspritzten Schlaufen mit wenigen Wicklungslagen einen großen Einfluss auf die Festigkeit. Eine Vergrößerung der Überlappungslänge von beispielsweise 2 cm auf 5 cm bei zwei Wicklungslagen, führt zu einer

Steigerung der maximal erreichbaren Zugkräfte um 18 %. Bei Schlaufen ab einer Wicklungsanzahl von zehn konnte keine Festigkeitssteigerung durch Erhöhung der Überlappungslänge über 2 cm festgestellt werden.

Der Einfluss der Überlappungslänge kann durch eine Augenwicklung der freien Schlaufenenden vollständig kompensiert werden. Allerdings ist festzuhalten, dass für eine Steigerung der Zugfestigkeit gewickelter Verstärkungsstrukturen ohne Einbettung in eine polymere Matrix beide Schlaufenenden mit einer Augenwicklung versehen werden müssen.

Der angestrebte Versagensmechanismus Faserbruch erfolgt, unabhängig von den evaluierten Prozessparametern, ausschließlich am Übergang des Bolzens zum Schlaufenschaft. Dies entspricht sowohl den theoretischen Modellen als auch vorangegangenen Untersuchungen an strukturellen Schlaufenanschlüssen [34].

Aus den Bauteilversuchen des Pegasus-Trägers wird das Potenzial einer gezielt eingebrachten, lokalen Faserverstärkung unter Berücksichtigung einer optimalen Krafteinleitung in die Verstärkungsstruktur deutlich. Hierdurch kann neben der Festigkeit vor allem die Energieaufnahme während der Beanspruchung und Verformung des Bauteils signifikant erhöht werden. Durch die lastfallgerechte Auslegung und Gestaltung von Strukturbauteilen auf Basis lokaler Endlosfaserverstärkungen kann somit das mechanische Verhalten bis zur zulässigen Verformung des Bauteils gezielt eingestellt werden.

9 Ausblick

Die in dieser Arbeit ermittelten Ergebnisse liefern grundlegende Erkenntnisse über den Herstellungsprozess und die Eigenschaften unidirektional verstärkter thermoplastischer Faserverbundkunststoffe für strukturelle Spritzgießanwendungen sowie deren Einsatz in gewickelten Verstärkungsstrukturen. Basierend auf diesen Ergebnissen können strukturelle Bauteilkomponenten zukünftig bereits zu Beginn der Bauteilentwicklung unter Berücksichtigung geeigneter Verstärkungsstrukturen lastgerecht und unter Nutzung des Leichtbaupotenzials thermoplastischer FVK ausgelegt werden. Hierbei werden ausgehend vom Designraum und den Anforderungen an die Bauteilkomponenten die höchstbelasteten Bauteilbereiche mit den entsprechenden Lastpfaden mittels einer Strukturanalyse ermittelt. Anhand dieser Analyse findet eine Strukturoptimierung unter Berücksichtigung möglicher Verstärkungsstrukturen sowie deren lastgerechte Integration in das Bauteilkonzept und den Herstellungsprozess statt. Das Ergebnis ist eine optimierte Leichtbaustruktur unter Ausnutzung der spezifischen Eigenschaften der einzelnen Verbundpartner und deren Verarbeitung in einem großserienfähigen Prozess (siehe Abbildung 93 und Anhang 9).

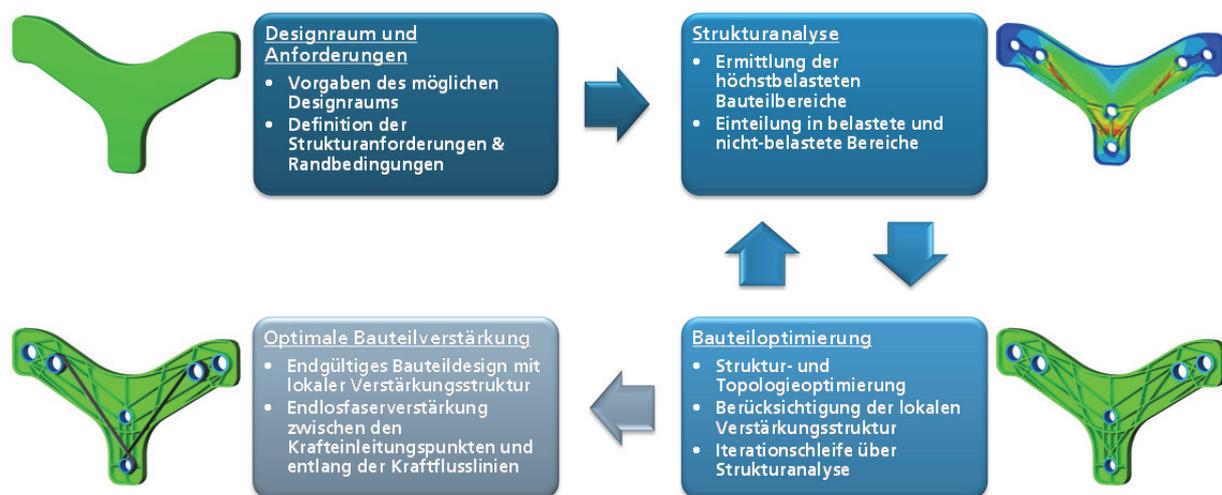


Abbildung 93: Bauteilentwicklung nach dem Prinzip der lokalen Endlosfaserverstärkung (Tailored Injection Molding TIM)

Im Hinblick auf zukünftige Arbeiten sollte vor allem das Langzeitverhalten struktureller Bauteile aus thermoplastischen Kunststoffen mit lokalen Endlosfaserverstärkungen detailliert untersucht werden. Hierbei gilt es, die Eigenschaften der Grenzschicht zwischen der polymeren Matrix und der Verstärkungsstruktur während einer andauernden, statischen und dynamischen Belastung zu untersuchen, um das Kriechverhalten struktureller Komponenten charakterisieren zu können.

Zudem sollten die in dieser Arbeit erarbeiteten Ergebnisse in Verbindung mit weiterführenden Untersuchungen bzgl. der Dauerfestigkeit, Verzug und Eigenspannungen als Input für die Erstellung geeigneter Materialmodelle zur Auslegung und Simulation zukünftiger Bauteilkonzepte dienen.

Für den industriellen Einsatz thermoplastischer Faserverbundkunststoffe mit lokalen Endlosfaserverstärkungen sollte der Herstellungsprozess der Verstärkungsstrukturen weiter automatisiert sowie deren Einlegeprozess in den Ablauf des Spritzgießzyklus integriert werden. Hierdurch wird eine großserienfähige Produktion struktureller Leichtbauteile mit einer hohen Prozess- und Kosteneffizienz ermöglicht.

Durch die Kombination mit bestehenden bzw. angepassten Sonderverfahren des Spritzgießprozesses, wie z.B. das Thermoplast-Schaumspritzgießen (TSG) oder das Spritzprägeverfahren, kann zum einen das Leichtbaupotenzial weiter erhöht und zum anderen der Verzugs- und Eigenspannungsproblematik entgegengewirkt werden. Zudem sollte das erarbeitete Konzept auf technische und hochtemperaturbeständige Thermoplaste in Kombination mit Kohlenstoff-, Natur- oder Synthesefasern erweitert werden, um weitere strukturelle Einsatzgebiete für thermoplastische FVK zu erschließen.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Marktentwicklung langfaserverstärkter Thermoplaste in Europa [nach 48]	5
Abbildung 2:	Schematische Darstellung unterschiedlicher LFT-G-Arten [21]	8
Abbildung 3:	Vergleich einiger charakteristischer mechanischer Eigenschaften von glasfaserverstärktem PP/KFG und PP/LFG (links); schematische Darstellung von KFG- und LFG-Granulaten (rechts) [21, 41]	11
Abbildung 4:	Im Fließpressverfahren hergestelltes Frontend aus LFT mit lokaler Gewebeverstärkung im Obergurt / Motorhaubenverriegelung [11]	14
Abbildung 5:	Im Spritzgießverfahren hergestelltes Frontend des Audi A8 mit lokaler Gewebeverstärkung im Untergurt [12, 13, 14]	14
Abbildung 6:	Demonstratorbauteil „Pkw-Seitenaufprallträger“ [15, 171, 172]	17
Abbildung 7:	Schematischer Aufbau eines Tapelegeverfahrens mit Lasererwärmung	18
Abbildung 8:	Tapeablegeeinheit des Fraunhofer IPT [173]	18
Abbildung 9:	Schematischer Aufbau eines Wickelverfahrens mit IR-Heizern [5]	19
Abbildung 10:	Geknäuelte Kettenmoleküle (links) und teilkristalline Struktur (rechts) [34]	21
Abbildung 11:	Schematische Darstellung der Temperaturabhängigkeit des dynamischen Schubmoduls G bei teilkristallinen Thermoplasten [66]	23
Abbildung 12:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm zweier PP-Typen: a Homopolymer; b Block-Copolymer [23]	25
Abbildung 13:	Druck-(p)-Volumen-(v-) Temperatur-(T-)Diagramm eines Polyethylens (Hostalen GF 4760) [23]	26
Abbildung 14:	Schematische Darstellung der Formteilschwindung [71]	26
Abbildung 15:	Qualitatives p-v-T-Diagramm eines amorphen (links) und teilkristallinen (rechts) Thermoplasten [66]	28
Abbildung 16:	Schematische Darstellung der Bewegungsvorgänge beim Formfüllvorgang [66]	30
Abbildung 17:	Schematische Darstellung der Beiträge zur Adhäsion (a) Interdiffusion, (b) elektrostatische Anziehung, (c) chemische Bindung, (d) mechanische Bindung [100]	33

Abbildung 18:	Schematische Darstellung der Kraftübertragung in einem diskontinuierlich (oben) und endlosfaserverstärkten Zugstab (unten) [124].....	36
Abbildung 19:	Versagensformen einer unidirektionalen Einzelschicht [126]	37
Abbildung 20:	Vereinfachte Spannungsverteilung in einer parallel zur wirkenden Zugbeanspruchung ausgerichteten Faser: (a) reale und (b) vereinfachte Spannungsverteilung [96]	38
Abbildung 21:	Schematische Darstellung eines seitlich gestützten (links) und ungestützten Schlaufenanschlusses (rechts) [34].....	41
Abbildung 22:	Spannungsverlauf von Tangential- (a) und Radialspannungen (b) in einer zugbelasteten Parallelschleife [34]	42
Abbildung 23:	Verlauf der Tangentialspannung am Übergang vom Radius des Bolzens auf den Schaftbereich [34]	43
Abbildung 24:	Schematische Darstellung der Entstehung einer überlagerten Biegespannung am Ablaufpunkt einer zugbelasteten Schleife [34]	44
Abbildung 25:	Versagen einer seitlich nicht gestützten Schleife durch einen Scherbruch aufgrund der radialen Druckspannungen [34]	45
Abbildung 26:	Spritzgießanlage Allrounder 320 C / 600-250 U (links) und Spritzgießwerkzeug zur Herstellung generischer Prüfkörper (rechts)	47
Abbildung 27:	Prinzipskizze Imprägnier- und Konsolidierungseinheit [155, 156].....	50
Abbildung 28:	Einzug des Rovings in die Glasröhre, Beheizen durch IR-Strahler, Umlenkung an zylindrischen Heizelementen und Austrittsdüse.....	51
Abbildung 29:	Temperaturprofil der Pultrusionsanlage zur Verarbeitung des Twintex® R PP 60 1870 B Hybridrovings	52
Abbildung 30:	Strangeigenschaften (links) sowie unterschiedliche Versagensarten (rechts) in Abhängigkeit der Abzugsgeschwindigkeit.....	52
Abbildung 31:	Schliffbilder der Hybridrovings in Abhängigkeit der Abzugsgeschwindigkeit	53
Abbildung 32:	Stranglänge mit schmelzeförmigem PP in Abhängigkeit der Abzugsgeschwindigkeit	54
Abbildung 33:	UD-Strangproben mit Krafteinleitungselementen	55
Abbildung 34:	Wickelvorrichtung für Zugschlaufen	57
Abbildung 35:	Wölbung einer nicht unter Spannung erstarrten Schleife.....	57
Abbildung 36:	Standard-Prüfgeometrie mit Nennmaßen in mm	59

Abbildung 37:	Untersuchte Probenoptimierungen, Werte in mm	60
Abbildung 38:	FEM-Simulation der verschiedenen Probengeometrien	61
Abbildung 39:	Spritzgießwerkzeug mit IR-Strahler und Vorspannzylinder	62
Abbildung 40:	Auswirkung der Strangvorspannung auf die Zugfestigkeit und den E-Modul.....	63
Abbildung 41:	Wegaufnehmer Clip-Gauge DD1 mit Verlängerung (links) und im eingebauten Zustand (rechts)	65
Abbildung 42:	Einspannvorrichtung für Zugversuch als CAD-Modell (links) und mit eingespanntem Prüfkörper (rechts).....	66
Abbildung 43:	Versuchsaufbau der DMA mit eingespannter Zugprobe.....	69
Abbildung 44:	Korrigierter Speicher- und Verlustmodul der Versuchsreihe mit reinem PP	71
Abbildung 45:	Zugprüfmaschine Inspekt table 50 (links) und Einspannvorrichtung für Faserverbundschlaufen (rechts)	72
Abbildung 46:	Lichtmikroskopische Aufnahme der Querschnittsfläche eines imprägnierten UD-Strangs.....	73
Abbildung 47:	Zugfestigkeit der Versuchsreihen bei Raumtemperatur	76
Abbildung 48:	Sekantenmodul der Versuchsreihen bei Raumtemperatur	76
Abbildung 49:	Gewichtsspezifische Zugfestigkeit der Versuchsreihen bei Raumtemperatur.....	78
Abbildung 50:	Gewichtsspezifische Sekantenmodul der Versuchsreihen bei Raumtemperatur.....	78
Abbildung 51:	Bruchdehnung der verschiedenen Versuchsreihen bei Raumtemperatur	79
Abbildung 52:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der unterschiedlichen Versuchsreihen.....	80
Abbildung 53:	Bruchfläche einer PP/LGF-Probe bei Raumtemperatur [159]	81
Abbildung 54:	Berechnung des Sekantenmoduls mittels Trendlinie (links); Bruchbilder der Prüfkörper bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit (rechts)	83
Abbildung 55:	Zugfestigkeit bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit.....	83
Abbildung 56:	Sekantenmodul bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit.....	84
Abbildung 57:	Bruchdehnung bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit	85
Abbildung 58:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit	86
Abbildung 59:	Zugfestigkeit bei -40 °C und +80 °C	87
Abbildung 60:	Sekantenmodul bei -40 °C und +80 °C	88

Abbildung 61:	Bruchdehnung bei -40 °C und +80 °C	89
Abbildung 62:	Spannungs-Dehnungs-Diagramm bei -40 °C (oben) und +80 °C (unten).....	90
Abbildung 63:	Rissfortschritt an einem Prüfkörper der Versuchsreihe PP/UD+80	91
Abbildung 64:	Bruchbilder der Versuchsreihen bei -40 °C (links) und +80 °C (rechts)	92
Abbildung 65:	Ergebnis der Ermüdungsprüfung - Kraftamplitude F_a über Anzahl der Lastspiele	93
Abbildung 66:	Ergebnis der Ermüdungsprüfung - Verhältnis Oberlast zu F_{max} über Anzahl der Lastspiele	94
Abbildung 67:	Speichermoduln der Versuchsreihen in Abhängigkeit der Temperatur	97
Abbildung 68:	Verlustmoduln der Versuchsreihen in Abhängigkeit der Temperatur.....	98
Abbildung 69:	Verlustfaktor der Versuchsreihen in Abhängigkeit der Temperatur	100
Abbildung 70:	Effektiv wirksame Faserlagen bei einer Faserverbundschlaufe	105
Abbildung 71:	Faserbruch (links) und Matrixversagen (rechts) an geprüften Faserverbundschlaufen.....	106
Abbildung 72:	Variation der Wicklungsanzahl (links) und Überlappungslängen (rechts)	106
Abbildung 73:	Einfluss der Überlappungslänge und der Wicklungsanzahlen auf die maximale Zugkraft.....	107
Abbildung 74:	Schematische Darstellung einer Augenwicklung (links); doppelte Augenwicklung (rechts)	109
Abbildung 75:	Einfluss einer Anfangs- bzw. doppelten Augenwicklung auf die maximale Zugkraft.....	110
Abbildung 76:	Variation der Hülsendurchmesser (links); Vorrichtung zur seitlichen Abstützung (rechts).....	111
Abbildung 77:	Einfluss des Hülsendurchmessers auf die maximale Zugkraft.....	112
Abbildung 78:	Schematische Darstellung der Kraftverhältnisse mit Winkelversatz (links); Prüfkörpervariation bzgl. des Umlenk winkels (rechts)	113
Abbildung 79:	Einfluss des Umlenk winkels auf die maximale Zugkraft.....	114
Abbildung 80:	Zugprüfkörper einer umspritzten Faserverbundschlaufe.....	116
Abbildung 81:	Einfluss der Einbettung von Faserverbundschlaufen auf die maximale Zugkraft.....	116
Abbildung 82:	Kraft-Weg-Diagramm der Versuchsreihen Ø15-n2-I3-Um (oben) und Ø25-n2-I3 (unten).....	118
Abbildung 83:	Prüfkörper mit Schlaufe vor (links) und nach (rechts) dem Zugversuch	119

Abbildung 84:	Vergleich der experimentellen und theoretischen maximalen Zugkraft F_{\max}	121
Abbildung 85:	Ablauf der Bauteilentwicklung des generischen Technologiedemonstrators „Pegasus-Träger“	122
Abbildung 86:	Spritzgießwerkzeug des generischen Demonstratorbauteils „Pegasus- Träger“	123
Abbildung 87:	Prozessablauf bei der Herstellung der „Kraftkegel-Schleife“	124
Abbildung 88:	Verfahrensablauf beim Umspritzen der gewickelten Verstärkungsstruktur.....	124
Abbildung 89:	Vorrichtung zur Einspannung des Demonstrators beim Bauteilversuch	125
Abbildung 90:	Bruchkraft der Bauteilprüfungen von unverstärkten, diskontinuierlich verstärkten und endlosfaserverstärkten Prüfkörpern	125
Abbildung 91:	Bruchenergie der Bauteilprüfungen von unverstärkten, diskontinuierlich verstärkten und endlosfaserverstärkten Prüfkörpern	126
Abbildung 92:	Kraft-Weg-Verläufe bei den Bauteilprüfungen des „Pegasus-Trägers“	127
Abbildung 93:	Bauteilentwicklung nach dem Prinzip der lokalen Endlosfaser- verstärkung (Tailored Injection Molding TIM).....	131

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Einflussgrößen auf die Eigenschaften faserverstärkter Verbundwerkstoffe [96]	35
Tabelle 2:	Übersicht der verwendeten Matrixmaterialien	48
Tabelle 3:	Kennwerte des verwendeten Hybridrovings Twintex® R PP 60 1870 B	49
Tabelle 4:	Verwendete Wickel- und Krafeinleitungshülsen	56
Tabelle 5:	Übersicht der verschiedenen Schlaufenparameter.....	58
Tabelle 6:	Längenausdehnung der UD-Stränge aufgrund der Vorerwärmung	62
Tabelle 7:	Versuchsübersicht der quasi-statischen Zugprüfung	64
Tabelle 8:	Ergebnisse der Zugprüfung an imprägnierten UD-Strängen	74
Tabelle 9:	Mittlere Probendichte und Faseranteil der Versuchsreihen zur quasi- statischen Zugprüfung	75
Tabelle 10:	Absolute und gewichtsspezifische Zugfestigkeit und Sekantenmodul der verschiedenen Versuchsreihen bei Raumtemperatur	77
Tabelle 11:	Mechanische Kennwerte in Abhängigkeit der Versagensart bei PP/UD- Proben.....	81
Tabelle 12:	Zugfestigkeit, Sekantenmodul und Bruchdehnung der Versuchsreihen bei erhöhter Belastungsgeschwindigkeit	84
Tabelle 13:	Zugfestigkeit, Sekantenmodul und Bruchdehnung der Versuchsreihen bei - 40 °C und +80 °C.....	88
Tabelle 14:	Übersicht der mittels DMA geprüften Versuchsreihen.....	96
Tabelle 15:	Übersicht der Parametervarianten zur Untersuchung der Überlappungslänge.....	106
Tabelle 16:	Ergebnisse des Zugversuches bzgl. Überlappungslänge und Wicklungsanzahl.....	107
Tabelle 17:	Übersicht Prüfkörper zur Untersuchung von Augenwicklungen	109
Tabelle 18:	Ergebnisse des Zugversuches bzgl. Augenwicklung	110
Tabelle 19:	Übersicht Prüfkörper zur Untersuchung des Hüsendurchmessers	112
Tabelle 20:	Ergebnisse des Zugversuches bzgl. Hüsendurchmesser	112
Tabelle 21:	Prüfkörperübersicht zur Untersuchung des Einflusses eines Winkelversatzes	114
Tabelle 22:	Ergebnisse des Zugversuchs in Bezug auf den Umlenkwinkel.....	115
Tabelle 23:	Prüfkörperübersicht zum Einfluss einer Einbettung der Verstärkungsschlaufen	116

Tabelle 24: Ergebnisse des Zugversuchs in Bezug auf die Einbettung der Schlaufen.....	117
Tabelle 25: Kennwerte zur Ermittlung der theoretischen Festigkeit der Versuchsreihe ø25-n25-I3 mit dem Modellansatz des dickwandigen Rohres unter Innendruck	120

Literaturverzeichnis

- [1] **Menges, G.; Haberstroh, E.; Michaeli, W.; Schmachtenberg, E.:** *Menges Werkstoffkunde Kunststoffe*; 6. Auflage; Carl Hanser Verlag; München 2011
- [2] **Eyerer, P.; Hirth, T.; Elsner, P.:** *Polymer Engineering – Technologien und Praxis*; Springer-Verlag; Berlin Heidelberg 2008
- [3] **Henning, F.:** *Verfahrensentwicklung für lang- und endlosglasfaserverstärkte thermoplastische Sandwich-Bauteile mit geschlossenem Werkstoff-Kreislauf*; Dissertation Fraunhofer ICT, Wissenschaftliche Schriftenreihe Band 34, 2001
- [4] **Ehrenstein, G.W.:** *Faserverbund-Kunststoffe, Werkstoffe-Verarbeitung-Eigenschaften*; 2. Auflage; Carl Hanser Verlag; München 2006
- [5] **N. N.:** *AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V.: Handbuch Faserverbundkunststoffe*; 3. Auflage; Vieweg+Teubner | GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden 2010
- [6] **Schemme, M.:** *Technologie der Langfaserverstärkten Thermoplaste (LFT) - Entwicklungsstand und Perspektiven*; SKZ Seminar Trends und Neuheiten bei Technologien und Anwendungen in der Spritzgießtechnik; Würzburg 2010
- [7] **Henninger, F.H.:** *Beitrag zur Entwicklung neuartiger Fertigungsverfahren zur Herstellung von Bauteilen aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten*; Dissertation Technische Universität Kaiserslautern, 2005
- [8] **Mayer, C.:** *Prozessanalyse und Modellbildung zur Herstellung gewebeverstärkter thermoplastischer Halbzeuge*; Dissertation Technische Universität Kaiserslautern, 1999
- [9] **Ehleben, M.; Kurz, H.; Täger, O.:** *Thermoplastische Hybridstrukturen-Kombination aus wirtschaftlichem Serienverfahren mit lokalen Verstärkungs-Inserts*; Internationaler Kongress Kunststoffe im Automobilbau; Mannheim 2010
- [10] **Hufenbach, W.; Adam, F.; Zichner, M.; Krahl, M.:** *Development and production of composites in multimaterial design*; 2. Aachen-Dresden International Textile Conference, Dresden 2008

-
- [11] **Krause, W.:** *Verfahrensentwicklung für Strukturen aus langfaserverstärktem Thermoplast mit lokalen Endlosfaserverstärkungen*; Dissertation Fraunhofer ICT, Wissenschaftliche Schriftenreihe Band 40, 2005
- [12] **Risch, H.; Ries, T.; Vöge, F.; Broos, L.:** *Nutzung von Kunststoff-Metall-Hybrid-Anbauteilen in der Karosseriestruktur des neuen AUDI A8*; Internationaler Kongress Kunststoffe im Automobilbau; Mannheim 2010
- [13] **N. N.:** *Technische Information: Anwendungsbeispiel Frontend in Hybridtechnik mit Organoblech*; Technische Information der Lanxess AG; Ausgabe 14.06.2010; Leverkusen 2010
- [14] **Malek, T.:** *Noch leichter, noch belastbarer*; *Plastverarbeiter*; Ausgabe Mai 2010 S. 38-39
- [15] **Jäschke, A.:** *Funktioneller Leichtbau durch Spritzformen (Spriform)*; Internationaler Kongress Kunststoffe im Automobil; Mannheim 2011
- [16] **Müller, T.:** *Methodik zur Entwicklung von Hybridstrukturen auf Basis faserverstärkter Thermoplaste*; Dissertation Universität Erlangen-Nürnberg, 2011
- [17] **Dittmar, H.:** *Schnittfaserlamine – eine Weiterentwicklung des Werkstoffes GMT*; SKZ Fachtagung Langfaserverstärkte Thermoplaste im Automobil; Würzburg 1999
- [18] **Radtke, A.:** *Steifigkeitsberechnung von diskontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten auf der Basis von Faserorientierungs- und Faserlängenverteilung*; Dissertation Fraunhofer ICT, Wissenschaftliche Schriftenreihe Band 45, 2008
- [19] **Tröster, S.:** *Materialentwicklung und -charakterisierung für thermoplastische Faserverbundwerkstoffe im Direktverfahren*; Dissertation Fraunhofer ICT, Wissenschaftliche Schriftenreihe Band 39, 2003
- [20] **Blosat, U.:** *Intelligenter Leichtbau durch Einsatz von gewebeverstärktem Thermoplast am Beispiel eines Unterfahrschutzes für Volkswagen PKW*; Internationaler Kongress Kunststoffe im Automobilbau; Mannheim 2010
- [21] **Henning, F.; Moeller, E.:** *Handbuch Leichtbau – Methoden, Werkstoffe, Fertigung*; Carl Hanser Verlag; München 2011

-
- [22] **Bürkle, E.:** *Potentiale des Spritzgießens zur Herstellung struktureller Bauteile in der Faserverbundtechnik*; SKZ Fachtagung Langfaserverstärkte Thermoplaste; Würzburg 2006
- [23] **Domininghaus, H.; Elsner, P.; Eyerer, P.; Hirth, T.:** *Kunststoffe – Eigenschaften und Anwendungen*; 8. Auflage; Springer-Verlag; Berlin Heidelberg 2004, 2008, 2012
- [24] **Herd, O.:** *Langglasfaser verstärkte Kunststoffe und ihre Einsatzgebiete im Automobil*; Kunststoff Kolloquium FH Deggendorf; Deggendorf 2006
- [25] **N. N.:** *Compel® Langfaserverstärkte Thermoplaste (LFT)*; Technische Information der Ticona GmbH; Ausgabe: April 2000; Kelsterbach 2009
- [26] **Mayer, T.:** *Einfluss von lokalen Endlosfaserverstärkungen hinsichtlich der dynamisch-mechanischen Eigenschaften von strukturellen Spritzgießbauteilen*; unveröffentlichte Studienarbeit, Karlsruher Institut für Technologie KIT, 2011
- [27] **Karian, H.G.:** *Handbook of Polypropylene and Polypropylene Composites*; Marcel Dekker, Inc.; New York Basel 1999
- [28] **N. N.:** *Reinforcements for polypropylene: Technology developments*; Reinforced Plastics 36; S. 17-21; 1992
- [29] **Hufenbach, W.A.:** *Leichtbausitzschalen im Serientakt*; Kunststoffe; Ausgabe 05/2010, S. 56-59; Carl Hanser Verlag, München 2010
- [30] **Flemming, M.; Ziegmann, G.; Roth, S.:** *Faserverbundbauweisen, Halbzeuge und Bauweisen*; Springer Verlag; Berlin 1996
- [31] **Brast, K.:** *Verarbeitung von langfaserverstärkten Thermoplasten im direkten Plastifizier-/Pressverfahren*; Dissertation RWTH Aachen, 2001
- [32] **N. N.:** *Customer Acceptance Standards, RO99 1200 P319*; Vetrotex International S.A.; Reference 194/02; 1997
- [33] **Peltonen, P.; Lahteenkorva, K.; Paakkonen, E.J.; Jarvela, P.K.; Tormala, P.:** *The influence of melt impregnation parameters on the degree of impregnation of a polypropylene/glass fibre prepreg*; Thermoplastic Composite Materials 5; S. 318-343; 1992

-
- [34] **Schürmann, H.:** *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*; 2. Auflage; Springer-Verlag; Berlin Heidelberg 2007
- [35] **N. N.:** *Glasmattenverstärkte Thermoplaste, Verarbeitungs-Richtlinien für GMT Teile*; 2. Auflage; Quadrant Plastics Composites; Lenzburg (Switzerland), 2002
- [36] **Neitzel, M.; Mitschang, P.:** *Handbuch Verbundwerkstoffe – Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*; Carl Hanser Verlag; München Wien, 2004
- [37] **Neitzel, M.; Breuer, U.:** *Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde*; Carl Hanser Verlag; München Wien, 1997
- [38] **Durst, K.G.:** *Beitrag zur systematischen Bewertung der Eignung anisotroper Faserverbundwerkstoffe im Fahrzeugbau*; Dissertation Universität Stuttgart, 2008
- [39] **Klein, B.:** *Leichtbau-Konstruktion*; 8. Auflage; Vieweg Verlag; Wiesbaden, 2009
- [40] **Johannaber, F.; Michaeli, W.:** *Handbuch Spritzgießen*; Carl Hanser Verlag; München Wien, 2002
- [41] **N. N.:** *Celstran® Compel® Langfaserverstärkte Polymere (LFT)*; Technische Information der Ticona GmbH; Ausgabe: August 2000; Frankfurt a.M. 2000
- [42] **Hüsler, D.; Jaggi, D.; Rüegg, A.; Stötzner, N.; Ziegler, S.:** *Vollautomatischer Produktionsprozess zur Herstellung von großflächigen Strukturbauteilen als Verbund aus LFT und unidirektionalen EF-Profilen*; 5. Internationale AVK-TV-Tagung Baden-Baden, September 2002
- [43] **Geiger, O.; et. Al.:** *„SMART-PART“ Innovative Technologieentwicklung zur Herstellung von Leichtbauteilen aus lang- und endlosfaserverstärkten Thermoplasten*; BMBF-Projekt im Rahmen des Forschungsprogramms „Neue Materialien – Matech“, Förderkennzeichen 03N3069-G3, Projektlaufzeit 01.08.1999 bis 31.12.2002
- [44] **Geiger, O.; Droste, A.; Eyerer, P.; Henning, F.; Krause, W.:** *Tailored and Advanced LFT: Neue Einsatzfelder für die LFT-D-ILC Technologie – Lokal verstärkte Bauteile aus technischen Thermoplasten*; 5. Internationale AVK-TV-Tagung Baden-Baden, September 2002

-
- [45] **Brüssel, R.; Ernst, H.; Geiger, O.; Henning, F.; Krause, W.:** *Tailored LFT serienreif entwickelt – Ergebnisse aus dem Forschungsvorhaben „SMART-PART“*; 6. Internationale AVK-TV-Tagung Baden-Baden, September 2003
- [46] **Jaggi, D.; Ziegler, S.; Rüegg, A.:** *Hochbelastete Sicherheitsbauteile in E-LFT Technologie*; Internationaler Kongress Kunststoffe im Automobilbau; Mannheim 2007
- [47] **Stock, A.; Egger, P.:** *Hybridteillfertigung – Organobleche verlassen das Hochpreissegment*; Fachartikel Maschinenmarkt; Vogel Business Media; S. 12-15; Ausgabe Februar 2011
- [48] **Schemme, M.:** *Langfaserverstärkte Thermoplaste – Status und Perspektiven*; Fachtagung Thermoplastische Faserverbundkunststoffe Fürth, Mai 2011
- [49] **Lutz, W.:** *Einfluss von Morphologie und struktureller Anisotropie auf die thermomechanischen Eigenschaften spritzgegossener PP- und PA6-Werkstoffe*; Dissertation Universität Stuttgart, 2006
- [50] **Turner-Jones, A.; Aizlewood, J.M.; Becket, D.R.:** *Crystalline forms of isotactic polypropylene*; Macromolecular Chemistry and Physics; Volume 75; S. 134-158; 1964
- [51] **Fischer, G.:** *Deformations- und Versagensmechanismen von isotaktischem Polypropylen (i-PP) oberhalb der Glasübergangstemperatur*; Dissertation Universität Stuttgart, 1988
- [52] **Samuels, R.J.:** *Quantitative structural characterization of the melting behavior of isotactic polypropylene*; Journal of Polymer Science: Polymer Physics; Volume 13; S. 1417-1446; 1975
- [53] **Yadav, Y.S.; Jain, P.C.:** *Melting behavior of isotactic polypropylene isothermally crystallized from the melt*; Polymer; Volume 27(5); Elsevier Ltd.; S. 721-727; 1986
- [54] **Cox, W.W.; Duswalt, A.A.:** *Morphological transformations of polypropylene related to its melting and recrystallization behavior*; Polymer Engineering and Science; Volume 7(4); S. 309-316; 1967
- [55] **Basset, D.C.; Olley, R.H.:** *On the lamellar morphology of isotactic polypropylene spherulites*; Polymer; Volume 25(7); Elsevier Ltd.; S. 935-943; 1984

-
- [56] **Natta, G.; Corradini, P.:** *General considerations on the structure of crystalline polyhydrocarbons*; Nuovo Cimento; Volume 15; S. 9-39; 1960
- [57] **Quirk, R.P.; Alsamarraie, M.A.A.:** *Physical constant of poly(propylene)*; Polymer Handbook; John Wiley & Sons; New York 1989
- [58] **Farina, M.; Di Silvestro, G.; Terragni, A.:** *A stereochemical and statistical analysis of metallocene-promoted polymerization*; Macromolecular Chemistry and Physics; Volume 196; S. 353-367; 1995
- [59] **Varga, J.:** *Supramolecular structure of isotactic polypropylene*; Material Science; Volume 27; S. 2557-2579; 1992
- [60] **Phillips, R.A.; Wolkowicz, M.D.:** *Structure and morphology*; Polypropylene handbook; S. 113-176; Carl Hanser; München 1996
- [61] **N. N.:** *Plastics - the Facts 2011 An analysis of European plastics production, demand and recovery for 2010*; Marktübersicht der PlasticsEurope Market Research Group (PEMRG); Brüssel 2011
- [62] **Lutz, C.:** *Veränderungen der „cross-hatched“-Lamellenstruktur von isotaktischem Polypropylen bei uniaxialer Deformation*; Dissertation Universität Stuttgart, 1991
- [63] **Meille, S.V.; Brückner, S.; Porzio, W.:** *Gamma-isotactic polypropylene. A structure with nonparallel chain axes*; Macromolecules, Volume 23, Issue 18; S. 4114-4121; 1990
- [64] **Corradini, P.; Petraccone, V.; De Rosa, C.; Guerra, G.:** *On the structure of quenched mesomorphic phase of isotactic polypropylene*; Macromolecules, Volume 19, Issue 11; S. 2699-2703; 1986
- [65] **Vittoria, V.:** *Investigation of the structure of isotactic polypropylene via transport properties*; Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics, Volume 24, Issue 2; S. 451-455; 1986
- [66] **Elsner, P.:** *Kunststoffkunde*; Vorlesungsskript, Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK), Karlsruher Institut für Technologie (KIT), 2012

-
- [67] **Bottenbruch, R.; Binsack, R.:** *Polyamide*; Kunststoffhandbuch 3/4, S. 101-130; Carl Hanser; München 1998
- [68] **Mark, J.E.; Eisenberg, A.:** *Physical properties of polymers*; American Chemical Society, S. 145; Washington 1993
- [69] **Starkweather, H.W.; Brooks, R.E.:** *Effect of spherulites on the mechanical properties of nylon 66*; Journal of Applied Polymer Science, Volume 1, Issue 2; S. 236-239; 1959
- [70] **N. N.:** *Spritzgießen von Probekörpern aus Thermoplasten – Teil 4: Bestimmung der Verarbeitungsschwindigkeit*; DIN EN ISO 294-4, 2003
- [71] **Zöllner, O.:** *Grundlagen zur Schwindung von thermoplastischen Kunststoffen*; Technische Information der Bayer AG; Ausgabe: 0103; Leverkusen 2003
- [72] **Daly, H.B.; Nguyen, K.T.; Sanschagrin, B.; Cole, K.C.:** *The build-up and measurement of molecular orientation, crystalline morphology and residual stresses in injection-molded parts*; Journal of Injection Molding Technology, Volume 2, No. 2; S. 59-85; 1998
- [73] **Fischer, J.M.:** *Handbook of molded part shrinkage and warpage*; Plastics Design Library; William Andrew Publishing; Norwich 2003
- [74] **Michaeli, W.:** *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*; 5. Auflage; Carl Hanser Verlag; München, Wien 2006
- [75] **Payne, R.; Theyson, R.:** *Mineralverstärkte Polyamide. Eine interessante und aussichtsreiche Werkstoffklasse*; Kunststoffe; Volume 77; No. 5, S. 505-508; 1987
- [76] **Ehrenstein, G.W.:** *Polymer-Werkstoffe: Struktur, Eigenschaften, Anwendung*; 3. Auflage; Carl Hanser Verlag; München 2011
- [77] **Meijer, H.E.H.:** *Materials Science and Technology. A Comprehensive Treatment. Processing of Polymers*; Volume 18; Wiley-VCH; Weinheim 1997
- [78] **Bottenbruch, R.; Binsack, R.:** *Polyamide*; Kunststoffhandbuch 3/4, S. 165-193; Carl Hanser; München 1998

- [79] **Isayev, A.I.; Hieber, C.A.:** *Toward a viscoelastic modeling of the injection molding of polymers*; Rheologica Acta, Volume 19, Number 2; S. 168-182; Dr. Dietrich Steinkopff Verlag; Darmstadt 1980
- [80] **Hegler, R.P.; Altstädt, V; Ehrenstein, G.W.; Mennig, G.; Scharschmidt, J.; Weber, G.:** *Einfluss stofflicher Parameter auf die Faserorientierung beim Verarbeiten kurzfaserverstärkter Thermoplaste*; Kunststoffe; Volume 76; S. 766-771; 1986
- [81] **Menges, G.; Geisbüsch, P.:** *Die Glasfaserorientierung und ihr Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften thermoplastischer Spritzgießteile – Eine Abschätzmethode*; Colloid and Polymer Science.; Volume 260; S. 73-81; 1982
- [82] **Hegler, R.P.:** *Struktur und mechanische Eigenschaften glaspartikelgefüllter Thermoplaste*; Dissertation TH Darmstadt, 1985
- [83] **Pflamm-Jonas, T.:** *Auslegung und Dimensionierung von kurzfaserverstärkten Spritzgussbauteilen*; Dissertation Technische Universität Darmstadt, 2001
- [84] **Thomason, J.L.; Vlug, M.A.:** *Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: 1. Tensile and flexural modulus*; Composites Part A: Applied Science and Manufacturing; Volume 27; Issue 6; Elsevier Science Limited; S. 477-484; 1996
- [85] **Thomason, J.L.; Vlug, M.A.; Schipper, G.; Krikort, H.G.L.T.:** *Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: Part 3. Strength and strain at failure*; Composites Part A: Applied Science and Manufacturing; Volume 27; Issue 11; Elsevier Science Limited; S. 1075-1084; 1996
- [86] **Thomason, J.L.; Vlug, M.A.:** *Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: 4. Impact properties*; Composites Part A: Applied Science and Manufacturing; Volume 28; Issue 3; Elsevier Science Limited; S. 277-288; 1997
- [87] **Thomason, J.L.:** *The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 5. Injection moulded long and short fibre PP*; Composites Part A: Applied Science and Manufacturing; Volume 33; Issue 12; Elsevier Science Limited; S. 1641-1652; 2002

-
- [88] **Thomason, J.L.:** *The influence of fibre length, diameter and concentration on the impact performance of long glass-fibre reinforced polyamide 6,6*; Composites Part A: Applied Science and Manufacturing; Volume 40; Issue 2; Elsevier Science Limited; S. 114-124; 2009
- [89] **Wübken, G.:** *Verarbeitungsbedingte Beeinflussung der Kunststoffeigenschaften*; VDI-Bildungswerk; Beitrag Nr. 4; Kenn-Nr. BW 3969; 1980
- [90] **Menges, G.; Leibfried, D.:** *Beitrag zur Analyse der Strömungsverhältnisse beim Spritzgießen mit Hilfe eines Sichtwerkzeugs*; Plastverarbeiter; Volume 11; S. 951; 1970
- [91] **Ducret, C.:** *A Stronger Profile for the Future*; 6th World Pultrusion Conference; Prague; 2002
- [92] **Lutz, A.:** *Beitrag zur Entwicklung innovativer Fertigungstechniken für die Verarbeitung thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe*; Dissertation am Institut für Verbundwerkstoffe GmbH Kaiserslautern, 1999
- [93] **Cherif, C.:** *Textile Werkstoffe für den Leichtbau*; Springer-Verlag; Berlin, Heidelberg 2011
- [94] **Möginger, B.; Müller, U.; Eyerer, P.:** *Morphological investigations of injection moulded fibre-reinforced thermoplastics polymers*; Composites; Volume 22; Issue 6; Elsevier Limited; S. 432-436; 1991
- [95] **Thomason, J.L.; Van Rooyen, A.A.:** *Transcrystallized interphase in thermoplastic composites*; Journal of materials science; Volume 27; Number 4; Kluwer Academic Publishers; S. 889-907; 1992
- [96] **Truckenmüller, F.:** *Direktverarbeitung von Endlosfasern auf Spritzgießmaschinen Möglichkeiten und Grenzen*; Dissertation Universität Stuttgart, 1996
- [97] **Fujiyama, M.:** *Structures and Properties of Injection Moldings of Glass Fiber-Filled Polypropylenes*; International Polymer Processing; Volume 8; Carl Hanser Verlag; S. 245-254; 1993

-
- [98] **Denault, J.; Vu-Khanh, T.; Tailor, D.; Low, A.:** *Effects of Addition of Acrylic Acid Modified Polypropylene on the Physical and Mechanical Properties of Polypropylene/Long Fiber Composites*; Annual Technical Conference (ANTEC) Society of Plastics Engineers; Volume 38; Knovel Corp.; S. 788-791; 1992
- [99] **Folkes, M.J.:** *Short Fibre Reinforced Thermoplastics. 1st Ed.*; Research Studies Press; A Division of John Wiley & Sons Ltd.; Chichester, New York 1982
- [100] **Hull, D.; Clyne, T.W.:** *An Introduction to Composite Materials, 2nd Ed.*; Cambridge University Press; Cambridge, New York 1996
- [101] **Liu, J.:** *Untersuchung von Verbundwerkstoffen mit Basalt- und PBO-Faser-Verstärkung*; Dissertation Technische Universität Dresden, 2008
- [102] **Plueddemann, E.P.:** *Interfaces in Polymer Matrix Composites*; Composite Materials; Volume 6; Academic Press; New York 1974
- [103] **Mäder, E.:** *Grenzflächen, Grenzschichten und mechanische Eigenschaften faserverstärkter Polymerwerkstoffe*; Habilitationsschrift Technische Universität Dresden, 2000
- [104] **Wake, E.C.:** *Theories of Adhesion and Uses of Adhesives: A review*; Polymer; Volume 19; Issue 3; Elsevier Limited; S. 291-308; 1978
- [105] **Kinloch, A.J.:** *The Science of Adhesion. 1. Surface and Interfacial Aspects*; Journal of Materials Science, Volume 15, Issue 9; S. 2141-2166; 1980
- [106] **Kinloch, A.J.:** *The Science of Adhesion. 2. Mechanics and Mechanisms of Failure*; Journal of Materials Science, Volume 17, Issue 3; S. 617-651; 1982
- [107] **Kinloch, A.J.; Kodokian, G.K.A.; Watts, J.F.:** *The Adhesion of Thermoplastic Fibre Composites*; Philosophical Transactions: Physical Sciences and Engineering, Volume 338, Issue 1649; S. 83-112; 1992
- [108] **Adamson, A.W.; Gast, A.P.:** *Physical Chemistry of Surfaces, 6th Edition*; John Wiley & Sons Ltd.; New York 1997
- [109] **Kelly, A.; Macmillan, N.H.:** *Strong Solids, 3rd Edition*; Monographs on the physics and chemistry of materials; Oxford science publications; Clarendon Press; Oxford 1986

-
- [110] **Piggot, M.R.:** *Load-Bearing Fibre Composites, 2nd Edition*; Kluwer Academic Publisher; Massachusetts 2002
- [111] **Sigl, K.-P.:** *Direkteinarbeitung von Glasfaserrovings auf einem Einschneckenextruder – Ein alternatives Konzept zur Herstellung von langfaserverstärkten Thermoplasten*; Dissertation Universität Stuttgart, 2001
- [112] **Hoecker, F.:** *Grenzflächeneffekte in Hochleistungsverbundwerkstoffen mit polymeren Matrices*; Dissertation Universität Kaiserslautern, 1996
- [113] **Plueddemann, E.P.:** *Cationic Silane Coupling Agents for Thermoplastics*; Polymer-Plastics Technology and Engineering; Volume 2; Issue 1; Taylor & Francis Group; S. 89-106; 1973
- [114] **Stepek, J.; Daoust, H.:** *Additives for Plastics*; Springer Verlag; Berlin, Heidelberg 1983
- [115] **Karger-Kocsis, J.:** *Composites; Polypropylene: Structure, Blends and Composites*; Volume 3; Chapman & Hall; London 1995
- [116] **Nachtigall, S.M.B.; Baumhardt Neto, R.; Mauler R.S.:** *A Factorial Design Applied to Polypropylene Functionalization with Maleic Anhydride*; Polymer Engineering & Science; Volume 39; Issue 4; Society of Plastics Engineers, Inc.; S. 630-637; 1999
- [117] **Zhoua, S.; Hua, M.; Hua, Y.; Wangb, Z.:** *Influence of Coagents on the Silane Grafting and Cross-linking of Polypropylene*; Polymer-Plastics Technology and Engineering; Volume 48; Issue 2; Taylor & Francis Group; S. 193-200; 2009
- [118] **Plueddemann, E.P.:** *Silane Coupling Agents, 2nd Edition*; Plenum Press; New York, London 1982
- [119] **Pritchard, G.:** *Plastics Additives – An A-Z Reference*; Polymer Science and Technologies; Chapman & Hall; London 1998
- [120] **Karger-Kocsis, J.:** *Polypropylene An A-Z Reference*; Kluwer Academic Publishers; Dordrecht 1999
- [121] **Chun, I; Woodhams, R.T.:** *Maleated Polypropylene Waxes as Coupling Agents in Mica- Reinforced Polypropylenes*; Annual Technical Conference (ANTEC) Society of Plastics Engineers; Volume 30; Knovel Corp.; S. 132-135; 1984

-
- [122] **Xanthos, M.:** *Reactive Extrusion: Principles and Practice. 1st Edition*; Carl Hanser Verlag; München 1992
- [123] **Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.:** *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*; 3. Auflage; Vieweg+Teubner / GWV Fachverlage GmbH; Wiesbaden 2008
- [124] **Heinzle, V.:** *Verfahrensentwicklung und Charakterisierung der Verstärkungswirkung lokaler Endlosfaserverstärkungen auf die mechanischen Eigenschaften von strukturellen Spritzgießbauteilen*; unveröffentlichte Masterarbeit Fraunhofer ICT, Pfinztal 2011
- [125] **Puck, A.:** *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten. Modelle für die Praxis*; Carl Hanser Verlag; München 1996
- [126] **AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V.:** *Handbuch Faserverbundkunststoffe, Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen*; 3. Auflage; Vieweg+Teubner / GWV Fachverlage GmbH; Wiesbaden 2010
- [127] **Agarwal, B.D.; Broutman, L.J.:** *Analysis and Performance of Fiber Composites. 1st Edition*; John Wiley & Sons Ltd.; New York 1980
- [128] **Cox, H.L.:** *The Elasticity and Strength of Paper and Other Fibrous Materials*; British Journal of Applied Physics; Volume 3; Issue 3; S. 72-79; 1952
- [129] **Papathanasiou, T.D.; Guell, D.C.:** *Flow induced alignment in composite materials*; Woodhead Publishing Ltd.; Cambridge 1997
- [130] **Soden, P.D.; Hinton, M.J.; Kaddour, A.S.:** *Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates*; Composites Science and Technology; Volume 58; Issue 7; S. 1011-1022; 1998
- [131] **N. N.:** *Ermittlung temperaturabhängiger anisotroper Stoffwerte für die Spritzgießsimulation*; AIF Abschlussbericht 13220 N(8010)/1; 2004
- [132] **Tucker, C.; Liang, E.:** *Stiffness predictions for unidirectional short – fiber composites: Review and evaluation*; Composites Science and Technology; Volume 59; Issue 5; S. 655-671; 1999

-
- [133] **Gibson, R.F.:** *Principles of Composite Material Mechanics. 3rd Edition*; Taylor & Francis Group; Boca Raton 2012
- [134] **Krenchel, H.:** *Fibre Reinforcement*; Akademisk Forlag; Technical University of Denmark; Copenhagen 1964
- [135] **Owen, M.J.; Middleton, V.; Jones, I.A.:** *Integrated design and manufacture using fibre-reinforced polymeric composites*; Woodhead Publishing Ltd.; Cambridge 2000
- [136] **Bowyer, W.H.; Bader, M.G.:** *On the Reinforcement of Thermoplastics by Imperfectly Aligned Discontinuous Fibres*; Journal of Material Science, Volume 7, Issue 11; S. 1315-1321; 1972
- [137] **Choi, N.S.; Takahashi, K.:** *Stress Fields on and Beneath the Surface of Short-Fiber-Reinforced Composites and Their Failure Mechanisms*; Composites Science and Technology, Volume 43, Issue 3; S. 237-244; 1992
- [138] **Fukuda, H.; Chou, T.W.:** *Stiffness and Strength of Short Fibre Composites as Affected by Cracks and Plasticity*; Fibre Science Technology, Volume 15, Issue 4; S. 243-256; 1981
- [139] **Vu-Khanh, T.; Denault, J.; Habib, P.; Low, A.:** *The Effects of Injection Molding on the Mechanical Behaviour of Long-Fiber Reinforced PBT/PET Blends*; Composites Science and Technology, Volume 40, Issue 4; S. 423-435; 1991
- [140] **Gupta, V.B.; Mittal, R.K.; Sharma, P.K.; Mennig, G.; Wolters, J.:** *Some Studies on Glass Fiber-Reinforced Polypropylene. Part II: Mechanical Properties and Their Dependence on Fiber Length, Interfacial Adhesion and Fiber Dispersion*; Polymer Composites, Volume 10, Issue 1; S. 16-27; 1989
- [141] **Denault, J.; Vu-Khanh, T.; Foster, B.:** *Tensile Properties of Injection Molded Long Fiber Thermoplastic Composites*; Polymer Composites, Volume 10, Issue 5; S. 313-321; 1989
- [142] **Kelly, A.; Tyson, W.:** *Tensile Properties of fibre reinforced metals: Copper/Tungsten and Copper/Molybdenum*; Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Volume 13, Issue 6; S. 329-350; 1965

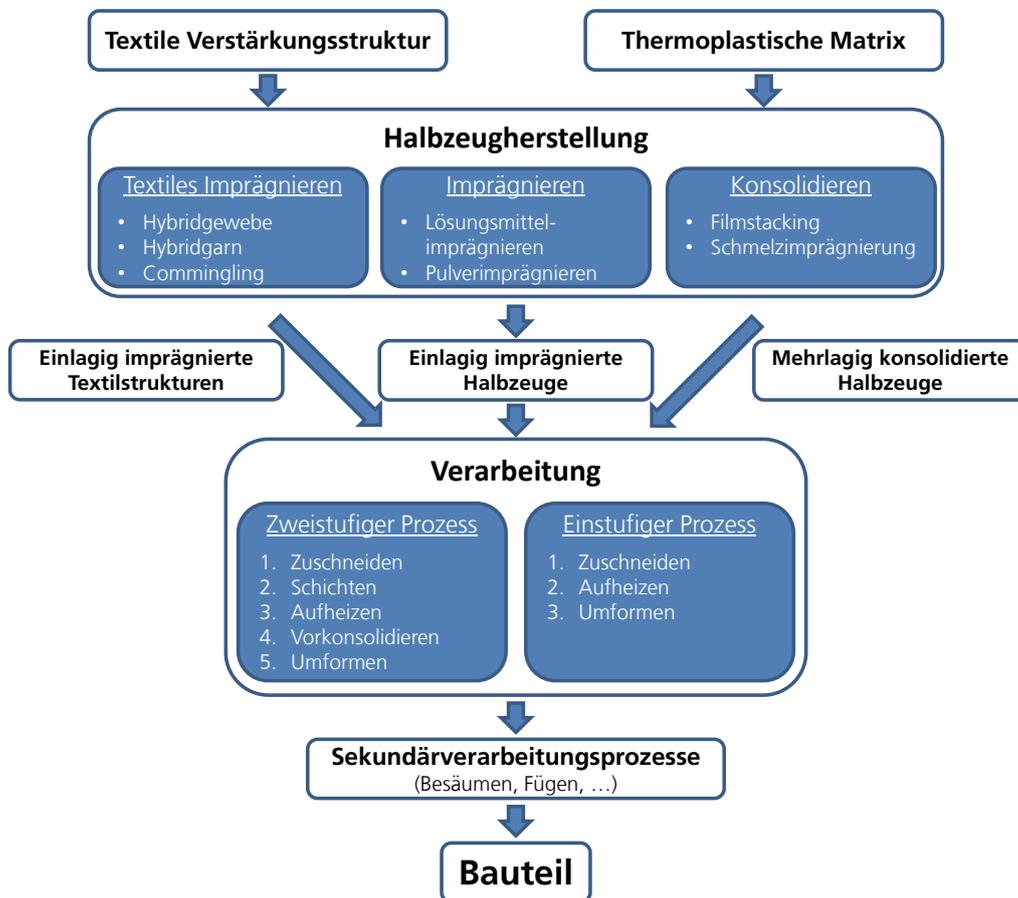
-
- [143] **Hütter, U.:** *Tragende Flugzeugteile aus glasfaserverstärkten Kunststoffen;* Luftfahrttechnik, Volume 6; S. 34-44; 1960
- [144] **Bansemir, H.:** *Leichtbau im Hubschrauber;* Themenheft Forschung Leichtbau, Eurocopter Deutschland GmbH; München 2007
- [145] **Stellbrink, K.:** *Dimensionierung von Krafteinleitungen in FVW-Strukturen;* DLR-Mitteilung Nr. 93-12; Institut für Bauweisen und Konstruktionsforschung der DLR, Stuttgart 1993
- [146] **Stellbrink, K.:** *Krafteinleitung in Faserkunststoffverbunden: Vordimensionierung;* Wissenschaftliche Präsentation; Stuttgart 2006
- [147] **Conen, H.:** *Deformation und Versagen von GFK-Strangschlaufen;* Kunststoffe; Band 56; Heft 9; S. 629-631; 1966
- [148] **Patz, J.:** *Konzeptentwicklung und Konstruktion eines Spritzgießwerkzeugs zur Herstellung von lokal faserverstärkten Bauteilen;* unveröffentlichte Diplomarbeit, Berufsakademie Karlsruhe, 2008
- [149] **Ehrenstein, G.W.; Riedel, G.; Trawiel, P.:** *Praxis der Thermischen Analyse von Kunststoffen;* 2. Auflage; Carl Hanser Verlag; München 2003
- [150] **Utschick, H.; Soergel, F.:** *Anwenderseminar Dynamisch-Mechanische Analyse und Rheologie;* Würzburger Tage 1999; Landsberg 2000
- [151] **Schemme, M.; Avonet, M.A.; Ehrenstein, G.W.:** *Faserverbund-Kunststoffe charakterisieren. Prüfmethodik, dynamisch-mechanische Analyse und spezifische Einflüsse bei faserverstärkten Kunststoffen;* MP Materialprüfung - Materials Testing; Jahrgang 39; Nr. 3; S. 59-66; 1997
- [152] **Wingfield, M.:** *Bestimmung des Glasübergangs per DMTA;* Labor Praxis; S. 76-89; September 1997
- [153] **Lee, T.H.; Boey, F.Y.C.; Khor, K.A.:** *On the Determination of Polymer Crystallinity for a Thermoplastic PPS Composite by Thermal Analysis;* Composites Science and Technology; Volume 53; Issue 3; Elsevier Limited; S. 259-274; 1995

-
- [154] **Wrana, C.:** *Bestimmung der Glastemperatur mittels dynamisch-mechanischer Analyse;* User-Com 2/2002; Mettler Toledo GmbH; 2002
- [155] **Siebert, J.:** *Konzeptentwicklung und Konstruktion eines teilautomatisierten Wickelwerkzeugs zur Herstellung von imprägnierten Verstärkungsstrukturen im Roboterwickelverfahren;* unveröffentlichte Studienarbeit, Karlsruher Institut für Technologie KIT, 2011
- [156] **Huber, T.; Roch, A.; Diemert, J.; Elsner, P.; Henning, F.:** *Local continuous fibre-reinforcement – Tailored Injection Moulding, Influence on the mechanical properties of structural thermoplastic parts;* 27th World Congress of the Polymer Processing Society; 2011
- [157] **Wolf, C.:** *Charakterisierung der Einflüsse gewickelter Verstärkungsstrukturen auf die mechanischen Eigenschaften lokal endlosfaserverstärkter Spritzgießbauteile;* unveröffentlichte Bachelorarbeit, Karlsruher Institut für Technologie KIT, 2011
- [158] **Huber, T.; Heinzle, V.:** *Forschungsprämie: Verfahrensentwicklung zur lokalen Verstärkung von Spritzgießbauteilen;* unveröffentlicher Abschlussbericht des BMBF-Projektes mit dem Förderkennzeichen 03FPP00030; 2012
- [159] **Horstmann, K.:** *Untersuchung des mechanischen Verhaltens von glasfaserverstärkten Polypropylenen;* unveröffentlichte Bachelorarbeit, Fachhochschule Bielefeld, 2011
- [160] **Altstädt, V.; Mantey, A.:** *Thermoplast-Schaumspritzgießen;* Carl Hanser Verlag; München 2010
- [161] **Schwarzl, F.R.:** *Polymermechanik: Struktur und mechanisches Verhalten von Polymeren;* Springer-Verlag; Berlin Heidelberg New York 1990
- [162] **Sachs, L.; Hedderich, J.:** *Angewandte Statistik - Methodensammlung mit R;* Springer Verlag; Berlin, Heidelberg 2009
- [163] **Czaja, A.:** *Parameteruntersuchungen von lokal endlosfaserverstärkten strukturellen Spritzgießbauteilen;* unveröffentlichte Bachelorarbeit, Hochschule Offenburg, 2009
- [164] **Roch, A.:** *Verfahrensentwicklung für lokal glasfaserverstärkte Strukturbauteile durch Umspritzen gewickelter Endlosfaser-Strukturen;* unveröffentlichte Diplomarbeit, Technische Universität Karlsruhe, 2009

-
- [165] **Reif, K; Dietsche, K.-H.:** *Kraftfahrtechnisches Taschenbuch*; 27. Auflage; Vieweg+Teubner Verlag; Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH; 2011
- [166] **Braess, H.-H.; Seiffert, U.:** *Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik*; 6. Auflage; Vieweg+Teubner Verlag; Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH; 2011
- [167] **N. N.:** *Verordnung (EG) Nr. 443/2009 des Europäischen Parlaments und des Rates*; Amtsblatt der Europäischen Union; Brüssel; 2009
- [168] **N. N.:** *Nationale Trendtabellen für die deutsche Berichterstattung atmosphärischer Emissionen 1990 - 2011 (Endstand 13.12.2012)*; Umweltbundesamt; Dessau; 2012
- [169] **Ernst, C.-S.; Eckstein, L.; Olschewski, I.:** *Abschlussbericht CO₂-Reduzierungspotenziale bei Pkw bis 2020*; Institut für Kraftfahrzeuge RWTH Aachen; 2012
- [170] **N. N.:** *EU-Project Pegasus: Integrated engineering processing & materials technologies for the European sector*; Programme Call: NMP2-CT-2006; Contract No: 026673; Brüssel; 2010
- [171] **N. N.:** *Fiber Composite Solutions for High Spec, Lightweight Parts*; Technische Information KraussMaffei Technologies GmbH; Ausgabe: Juni 2011; München; 2011
- [172] **Mitzler, J.; Renkl, J.; Würtele, M.:** *Hoch beanspruchte Strukturbauteile in Serie*; Kunststoffe; Ausgabe 03/2011, S. 36-40; Carl Hanser Verlag, München 2011
- [173] **Brecher, C. et al.:** *Laser-assisted tape laying is moving forward to 3D*; JEC Composites Magazine; Ausgabe Nr. 57, S. 28-30; 2010
- [174] **Steiger, B.:** *Isotaktisches Polypropylen - Nicht-Metallocen-Katalysatoren zur Darstellung von isotaktischem Polypropylen*; AC V Seminarvortrag; Universität Bayreuth; 2011
- [175] **Fourné, F.:** *Synthetic Fibers - Machines and Equipment, Manufacture, Properties*; Carl Hanser Verlag, München 1999
- [176] **N. N.:** *Drei Kilo runter pro Rad – serienmäßig*; Automobil Produktion; Ausgabe: Dezember 2012; Verlag Moderne Industrie; Landsberg; 2012

Anhang

Anhang 1: Darstellung der Herstellungsrouten endlosfaserverstärkter Thermoplastbauteile [21]



Anhang 2: Prüfkörperübersicht der generischen Schlaufengeometrien sowie die entsprechende Prüfkörperbezeichnung

Versuch	Prüfkörper	Versuch	Prüfkörper
Überlappungslänge	ø25-n2-l1	Hülsendurchmesser	ø15-n5-l3
	ø25-n2-l2		ø25-n5-l3
	ø25-n2-l3		ø45-n5-l3
	ø25-n10-l1		ø25-n25-l3
	ø25-n10-l2		ø45-n25-l3
	ø25-n10-l3	Umlenkwinkel	ø25-n5x2-l3-DA- α_0
	ø25-n10-l3'		ø25-n5x2-l3-DA- α_1
	ø25-n25-l1		ø45-n5x2-l3-DA- α_2
	ø25-n25-l2		ø45-n5x2-l3-DA- α_3
	ø25-n25-l3		
Augenwicklungen	ø25-n2-l3-AA	Umspritzen	ø15-n2-l1-Um
	ø25-n10-l3-AA		ø15-n2-l1-AA-Um
	ø25-n2-DA		ø15-n2-l3-Um
Rovinganzahl	ø25-n5x2-l3		ø15-n2-l3-AA-Um
	ø25-n5x2-l3-AA		ø15-n5-l3-Um

$\text{Ø15 - n10 - l3 - AA - } \alpha_0 \text{ - Um}$ 	
1: Durchmesser in mm	ohne Angabe: -/-
2: Wicklungsanzahl	-/-
3: Überlappungslänge	keine Überlappung
4: Art der Augenwicklung	keine Augenwicklung
5: Umlenkwinkel	$\alpha = \alpha_0 = 0^\circ$
6: Umspritzung	nicht umspritzt

Anhang 3: Thermische Kontraktion und die daraus entstehenden inneren Spannungen einer gewickelten Faserverbundschlaufe am Beispiel der Versuchsreihe Ø45-n25-l3

Randbedingungen

Außenradius Hülse:	$r_a = 22,5 \text{ mm}$
Länge Schlaufenschaft:	$L_S = L_{S,Anf} = 165 \text{ mm}$ Entspricht dem Abstand der Hülsenmittelpunkte vor dem Erkalten
Länge Schlaufenbogen:	$L_B = L_{B,Anf} = \pi * r = 70,69 \text{ mm}$
Umfang Schlaufe:	$U = U_{Anf} = 2 * L_S + 2 * L_B = 471,38 \text{ mm}$
Garnfeinheit Hybridroving:	$t = 1.870 \text{ tex} = 1,87 \frac{\text{g}}{\text{m}}$
Materialmenge pro Wicklung	$m_S = U * t = 0,88 \text{ g}$
Längenausdehnungskoeffizient Hybridroving:	$\alpha_{Roving} = \pm 6 * 10^{-6} \frac{1}{\text{K}}$
Dichte Hybridroving:	$\rho_{PP-GF} = 1,473 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$
Anfangstemperatur:	$T_{Anf} \cong 230 \text{ °C} = 503,15 \text{ K}$
Endtemperatur:	$T_{End} \cong 22 \text{ °C} = 295,15 \text{ K}$
Temperaturdifferenz:	$\Delta T = T_{Anf} - T_{End} = 208 \text{ K}$

Berechnung der Dehnung

Dehnung: $\varepsilon = \alpha_{Roving} * \Delta T = -6 * 10^{-6} \frac{1}{K} * 208 K = -0,00125$

$$\varepsilon = -0,125 \%$$

Allgemein gilt hier: $\varepsilon = \frac{U_{End} - U_{Anf}}{U_{Anf}}$

$$\begin{aligned} U_{End} &= \varepsilon * U_{Anf} + U_{Anf} = U_{Anf} * (1 + \varepsilon) \\ &= 471,38 \text{ mm} * (1 - 0,00125) = 470,79 \text{ mm} \end{aligned} \quad (1)$$

$$U_{End} = 2 * L_B + 2 * L_{S,End} \quad (2)$$

(1) in (2): $L_{S,End} = \frac{U_{End} - 2 * L_B}{2} = 164,71 \text{ mm}$

Daraus folgt: $\Delta L_S = L_{S,Anf} - L_{S,End} = 0,295 \text{ mm}$

$$\varepsilon = \frac{L_{S,End} - L_{S,Anf}}{L_{S,Anf}} = 0,00179 \cong 0,179 \%$$

Berechnung der Spannung

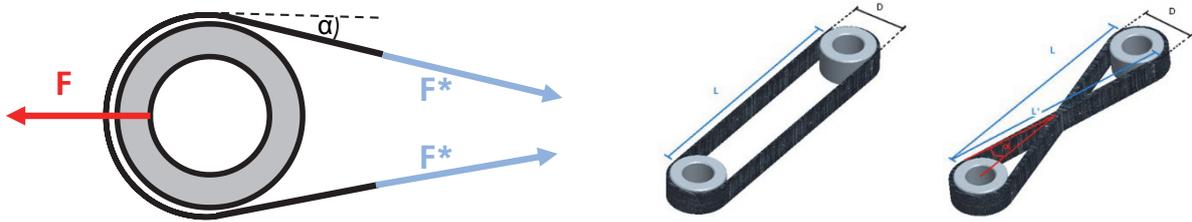
Elastizitätsmodul: $E = 29.500 \frac{N}{mm^2}$

Anzahl wirksame Fasern: $n = 25 * 2 = 50$

Faserquerschnitt pro Wicklung: $\rho_{PP-GF} = \frac{m_S}{V} = \frac{m_S}{A * U} \Rightarrow A = \frac{m_S}{\rho_{PP-GF} * U} = 1,27 \text{ mm}^2$

Maximalspannung: $\begin{aligned} \sigma_{max} &= E * |\varepsilon| = 29.500 \frac{N}{mm^2} * 0,00179 = \\ &= 52,81 \frac{N}{mm^2} \end{aligned}$

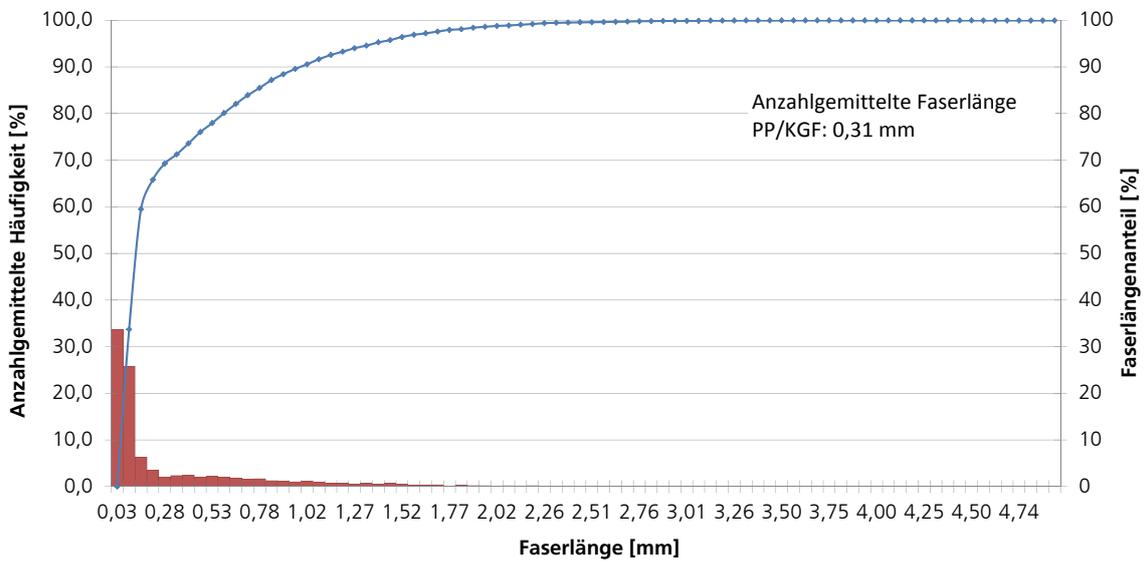
Maximale Schwindungskraft: $F_{S,max} = \sigma_{max} * A * n = 3.353 N$

Anhang 4: Berechnung der Kräfte in den Fasersträngen bei Auftreten eines Winkelversatzes

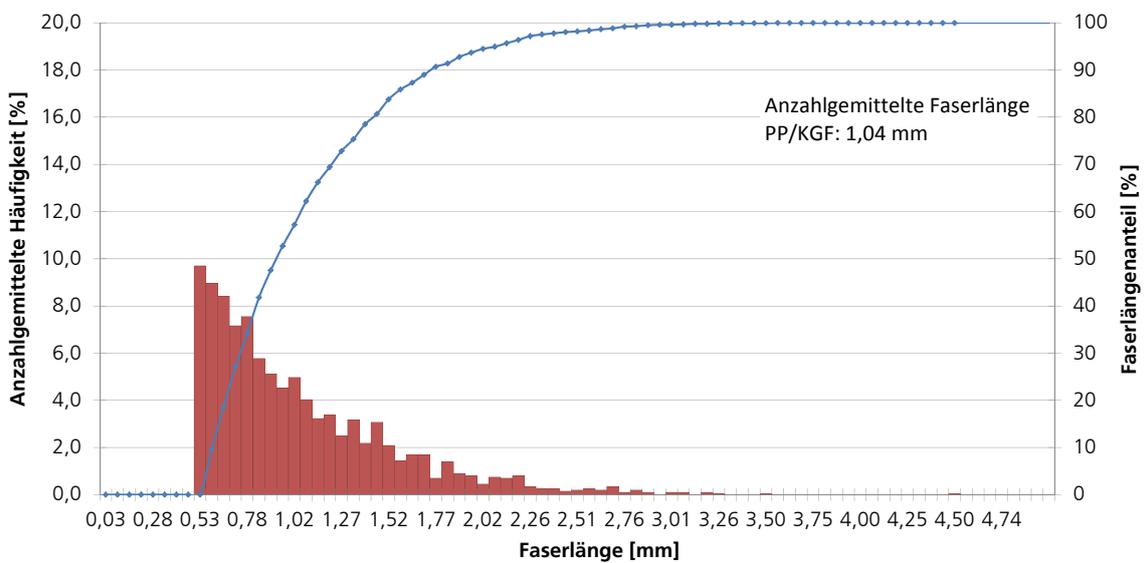
Kräftegleichgewicht: $0 = F - 2 * \cos \alpha * F^*$

$$F^* = \frac{F}{2 * \cos \alpha}$$

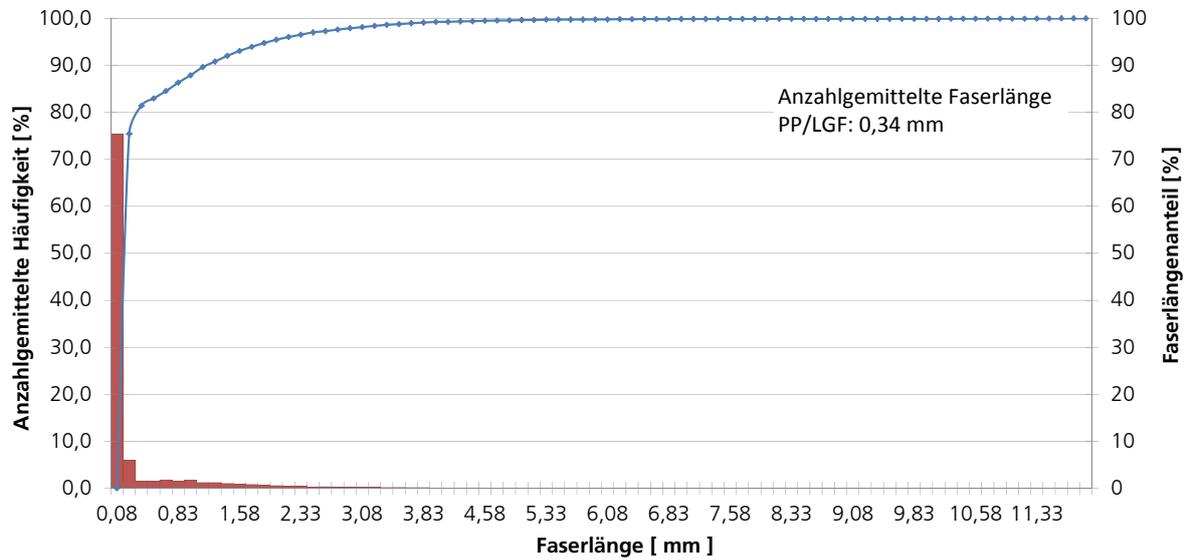
Anhang 5: Anzahlgemittelte Faserlängenanalyse der Versuchsreihe PP/KGF - Auswertung aller Faserlängen



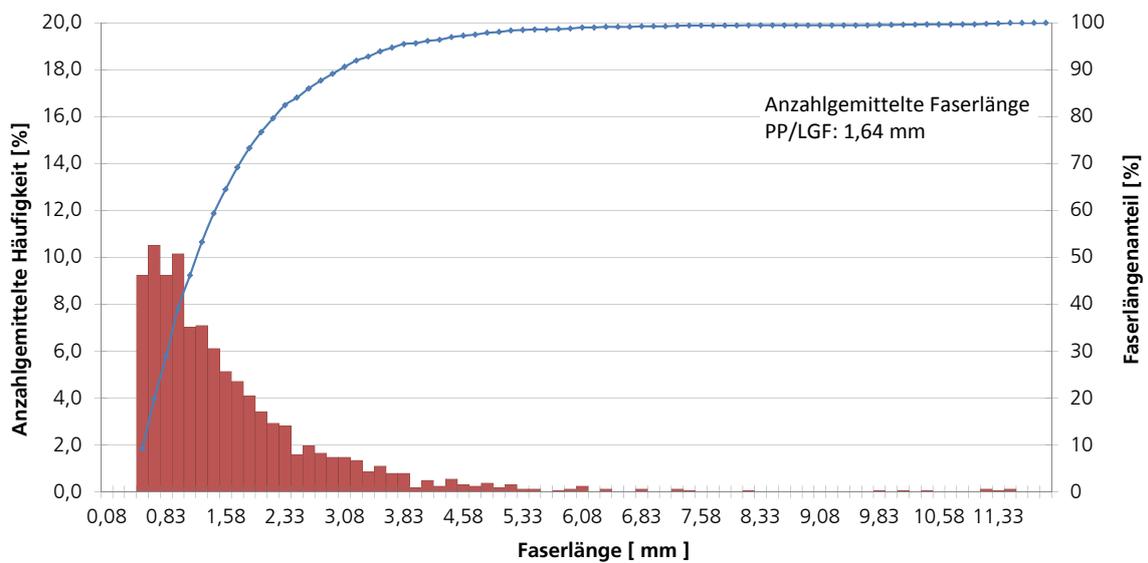
Anhang 6: Anzahlgemittelte Faserlängenanalyse der Versuchsreihe PP/KGF - Auswertung der Faserlängen ab einem Aspektverhältnis $L/D \geq 30$



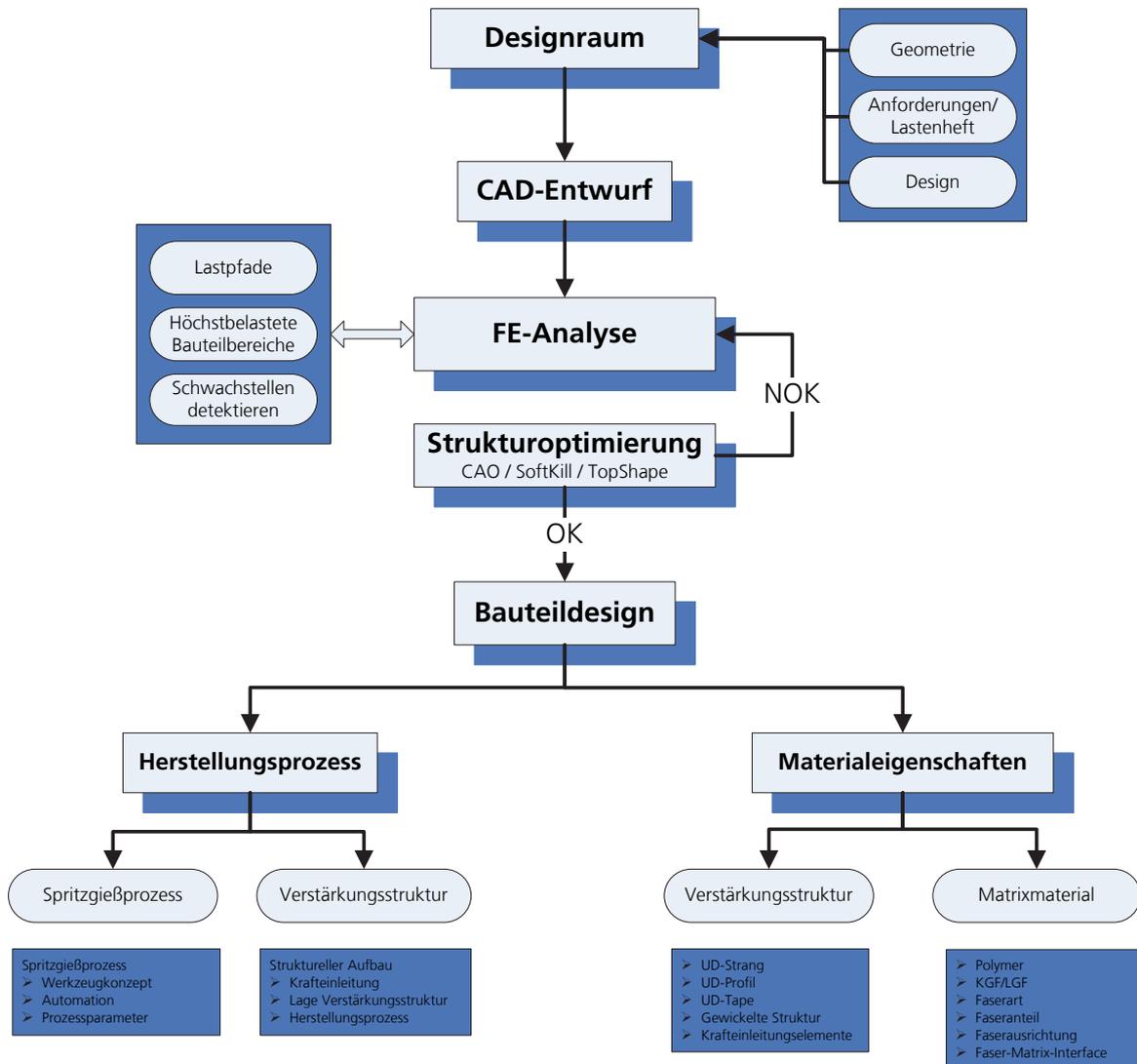
Anhang 7: Anzahlgemittelte Faserlängenanalyse der Versuchsreihe PP/LGF - Auswertung aller Faserlängen



Anhang 8: Anzahlgemittelte Faserlängenanalyse der Versuchsreihe PP/LGF - Auswertung der Faserlängen ab einem Aspektverhältnis $L/D \geq 30$



Anhang 9: Tailored Injection Molding (TIM) - Prinzip der lokalen Endlosfaserverstärkung



Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Timo Huber

Geburtsdatum/-ort: 23.02.1981 / Böblingen

Staatsangehörigkeit: Deutsch

Eltern: Oskar Huber
Gabriele Huber, geb. Lindenbauer

Berufliche Entwicklung

Seit 03/2011 Gruppenleiter „Thermoplastverarbeitung“ am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie in Pfinztal

10/2009 - 02/2011 Fachgruppensprecher „Spritzgießen und Extrusion“ am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie in Pfinztal

Seit 06/2008 Geschäftsführender Gesellschafter der CabConnex Lindenbauer Mechanic GmbH in Ebhausen

04/2007 - 09/2009 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie in Pfinztal im Bereich Polymer Engineering

Zivildienst

09/2000 - 08/2001 Rettungsdienst als ausgebildeter Rettungssanitäter bei der Johanniter-Unfall-Hilfe e.V. in Nagold

Studium und schulischer Werdegang

10/2001 - 03/2007	Studium des Maschinenwesens an der Universität Stuttgart
08/2006 - 03/2007	Diplomarbeit am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie in Pfinztal Thema: "Einfluss der Faserlänge, des Fasergehaltes und der Faserart auf das Eigenschaftsprofil von Sheet Moulding Compound"
04/2006 - 07/2006	Studienarbeit am Institut für Kunststoffkunde, Universität Stuttgart Thema: „Strömungsschleifen“
04/2005 - 08/2005	Studienarbeit am Institut für Verbrennungsmotoren und Kraftfahrwesen, Universität Stuttgart Thema: „Konzeption eines raumfunktionalen BMW (Fokus Innenraum)“
09/1991 - 06/2000	Otto-Hahn-Gymnasium, Nagold
09/1987 - 07/1991	Grundschule, Nagold-Emmingen

Thermoplastische Faserverbunde finden durch ihr breites Eigenschaftsniveau von Standard- hin zu Hochleistungspolymeren, in Kombination mit hoch-technologischen und automatisierten Herstellungsverfahren wie dem Spritzgießen, für unterschiedlichste Anwendungsgebiete Verwendung. Durch das Einbringen diskontinuierlicher Faserverstärkungen (Kurz- oder Langfasern) in eine polymere Matrix, mit einem Faseranteil von bis zu 60 Gew.-%, können die Materialeigenschaften in Bezug auf Steifigkeit und Festigkeit deutlich gesteigert werden. Durch den Einsatz langfaserverstärkter Thermoplaste (LFT) wird zudem die Schlagzähigkeit nochmals signifikant verbessert, wodurch sich diese Materialklasse vor allem in semi-strukturellen Anwendungen im Automobilbereich seit Jahren etablieren konnte.

Durch den Einsatz unidirektionaler Endlosfaserverstärkungen und den damit erzielbaren Eigenschaften eröffnen sich für thermoplastische Faserverbunde weitere Einsatzgebiete hinsichtlich struktureller Anwendungen.

Der Inhalt dieser Arbeit liefert ein grundlegendes Werkstoffverständnis dieser Materialien und beschreibt die erzielbaren Eigenschaften sowie das daraus resultierende Leichtbaupotenzial.

ISSN 0933-0062

Herausgeber:

Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie ICT

Joseph-von-Fraunhofer-Straße 7

76327 Pfinztal (Berghausen)

Telefon +49 721 4640-0

Telefax +49 721 4640-111

info@ict.fraunhofer.de

www.ict.fraunhofer.de

ISBN 978-3-8396-0743-5



9 783839 607435