





# **IVW - Schriftenreihe Band 139**

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

---

**Christian Goergen**

**Quasiplastisches Verformungs-  
verhalten von Organoblechen  
aus recycelten Kohlenstoff-  
Stapelfasergarnen**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

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

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

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: pri-me Printservice & Medienservice  
Barbarossastr. 1  
67655 Kaiserslautern

D - 386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2020

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

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.  
ISSN 1615-021X  
ISBN 978-3-944440-36-1

# **Quasiplastisches Verformungsverhalten von Organoblechen aus recyclten Kohlenstoff-Stapelfasergarnen**

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

**Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)**

genehmigte Dissertation

von

**Dipl.-Ing. Christian Goergen, M. Sc.**

aus Aachen

Tag der mündlichen Prüfung:	30. April 2020
Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang
2. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Götz T. Gresser



## **Vorwort**

Diese Arbeit entstand in den Jahren 2015 bis 2019 während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Verarbeitungstechnik der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH.

Die hervorragende Betreuung meines Doktorvaters Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang hat wesentlich zum Entstehen dieser Arbeit beigetragen. Insbesondere möchte ich ihm für seine stets offene Tür, das überaus vertrauensvolle Arbeitsverhältnis und zahlreiche, stets sehr konstruktive Diskussionen danken. Sie haben meine wissenschaftliche Arbeits- und Denkweise nachhaltig geprägt. Weiterhin möchte ich Prof. Dr.-Ing. Götz T. Gresser für seine Zweitbegutachtung danken. Die langjährige Zusammenarbeit mit seinem Institut und insbesondere mit seinem Mitarbeiter Stephan Baz bildete materiell die Grundlage für meine Arbeit. An dieser Stelle möchte ich Stephan für den immer angenehmen und erfolgreichen Austausch danken, durch den wir die Brücke zwischen der Textiltechnik und der Verarbeitungstechnik von Faser-Kunststoff-Verbunden schlagen konnten. Darüber hinaus danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Besonderer Dank gilt Andrea Hauck, die für die ganze Abteilung immer ein offenes Ohr hatte und den Fehlerteufel zuverlässig aus meinen Veröffentlichungen jagte. Weiterhin möchte ich mich bei den Kollegen Eric Schott, Michael Nast, Erhard Natter, Uwe Schmitt, Volker Disandt, Holger Franz, Michael Pässler und Stefan Giehl bedanken, die mich mit großer Erfahrung bei der Planung und Umsetzung verschiedenster Versuche unterstützt haben. Hermann Giertzsch möchte ich für seine Hilfsbereitschaft und kompetente Beratung in allen Fragen rund um die Mikroskopie bedanken. Ebenso Ralph Schneider, der mich in der Durchführung der temperierten Zugversuche unterstützte.

Danken möchte ich auch meinem Kompetenzfeldleiter David May, der die Gliederung meiner Arbeit durch sein wertvolles Feedback deutlich reifen ließ und mit seiner energiegelichen und dabei stets hilfsbereiten Art eine sehr motivierende Arbeitsatmosphäre im Kompetenzfeld Imprägnier- und Preformtechnologien schuf.

Auf die Zeit am IVW werde ich immer gerne zurückblicken. Das liegt vor allem an dem unvergleichlichen Zusammenhalt in der Abteilung und den WiMi-Kollegen, von denen nicht wenige mittlerweile gute Freunde geworden sind. Für diese tolle Zeit während und außerhalb der Arbeit möchte ich mich insbesondere bei Florian Mischo, Oliver Rimmel, Matthias Domm, Stephan Becker, David May, Julian Weber und meinem WiMi-Paten Florian Gortner bedanken. Außerdem möchte ich Andreas Krämer, Björn Willenbacher, Tim Schmidt, Florian Kühn und den anderen WiMi-Kollegen für die geistreichen Kaffeepausen und die produktive und doch entspannte Arbeitsatmosphäre danken. Auch über die Abteilung hinaus danke ich Andreas Klingler, Barbara Güttler, Miro Duhovic und Dominik Schommer, sowie den anderen Kollegen des IVW für die vertrauensvolle Zusammenarbeit.

Diese Arbeit wäre ohne die Unterstützung meiner wissenschaftlichen Hilfskräfte und Studenten nicht möglich gewesen, denen ich an dieser Stelle für ihre tatkräftige Unterstützung ebenfalls danken möchte. Im Speziellen möchte ich mich bei Sebastian Briehl bedanken, den ich bei mehreren studentischen Arbeiten betreuen durfte und der mich darüber hinaus als wissenschaftliche Hilfskraft exzellent in meiner Arbeit unterstützt hat.

Selbstverständlich möchte ich mich auch bei meinen Großeltern, meinen Eltern, meinen beiden Schwestern, meinem Onkel und meiner Tante, meinen Schwiegereltern und meinem Schwager bedanken. Es ist ein großes Glück, diese liebevollen Menschen meine Familie nennen zu dürfen.

Und nicht zuletzt möchte ich meiner geliebten Frau Caroline dafür danken, dass sie mich stets in meinem Promotionsvorhaben unterstützt und mir insbesondere in der Phase des Schreibens zur Seite gestanden hat. Mit dir würde ich um die Welt segeln.

Hamburg, Mai 2020

Christian Goergen



## Inhaltsverzeichnis

<b>Verzeichnis verwendeter Abkürzungen</b> .....	<b>V</b>
<b>Verzeichnis verwendeter Formelzeichen</b> .....	<b>VIII</b>
<b>Kurzfassung</b> .....	<b>XI</b>
<b>Abstract</b> .....	<b>XI</b>
<b>1 Einleitung und Zielsetzung</b> .....	<b>1</b>
1.1 Motivation .....	2
1.1.1 Limitierte Komplexität von Bauteilen aus Organoblech .....	2
1.1.2 Notwendigkeit des Recyclings von Kohlenstofffasern .....	3
1.1.3 Synergetischer Nutzen von recycelten Kohlenstoff-Stapelfasern in Organoblechen .....	6
1.2 Zielsetzung und Aufbau der Arbeit.....	7
<b>2 Stand der Forschung und Technik</b> .....	<b>8</b>
2.1 Faser-Kunststoff-Verbunde .....	8
2.2 Herstellung thermoplastischer Faser-Kunststoff-Verbunde.....	10
2.2.1 Organobleche.....	10
2.2.2 Thermoformen von Organoblechen.....	11
2.2.3 Autoklavtechnik .....	13
2.3 Verarbeitungsverhalten von thermoplastischen FKV-Halbzeugen in der Bauteilherstellung .....	14
2.3.1 Viskositätsverhalten von thermoplastischen Kunststoffen.....	14
2.3.2 Verformungsverhalten von textilverstärkten Faser-Kunststoff- Verbunden.....	17
2.4 Recycling von Kohlenstofffasern.....	25
2.4.1 Recyclingverfahren für Kohlenstofffaser-Abfälle.....	26
2.4.2 Verarbeitungsrouten für recycelte Kohlenstofffasern.....	28

2.4.3	Ökonomische Aspekte der Verarbeitung von recycelten Kohlenstofffasern .....	35
2.5	Fazit.....	38
<b>3</b>	<b>Herstellung von Stapelfaserorganoblechen .....</b>	<b>39</b>
3.1	Materialien: Recycelte Kohlenstoff-Stapelfasern und Matrixfasern.....	39
3.2	Stapelfaserorganoblech-Herstellung mittels Intervallheißpresse .....	42
3.3	Stapelfaserorganoblech-Herstellung im Autoklav .....	45
<b>4</b>	<b>Zugeigenschaften des Stapelfaserorganoblechs bei Raumtemperatur .....</b>	<b>46</b>
4.1	Versuchsplanung .....	47
4.2	Versuchsmethoden und -technik .....	48
4.2.1	Verwendete Probekörper .....	48
4.2.2	Einfluss von Kraffteinleitungselementen auf das Zugprüfungsergebnis .....	49
4.2.3	Verwendete Prüftechnik für Zugversuche .....	51
4.2.4	Messung der Garnondulation im Textil.....	51
4.2.5	Messung der Garnondulation im Stapelfaserorganoblech.....	52
4.3	Ergebnisse und Diskussion.....	55
4.3.1	Garnondulation Textil .....	55
4.3.2	Garnodulation im Stapelfaserorganoblech .....	55
4.3.3	Einfluss Herstellverfahren und Laminatdicke auf Garnondulation .....	58
4.3.4	Zugeigenschaften von Stapelfaserorganoblechen .....	60
4.3.5	Zusammenhang zwischen Zugeigenschaften und Garnondulation.....	62
4.4	Fazit.....	64
<b>5</b>	<b>Quasiplastische Verformung im temperierten Zugversuch .....</b>	<b>65</b>
5.1	Versuchsplanung .....	65
5.2	Versuchsmethoden und -technik .....	66

---

5.2.1	Verwendete Probekörper .....	66
5.2.2	Verwendete Prüfanlage .....	67
5.2.3	Aufheizverhalten der Probekörper.....	70
5.2.4	Versuchsablauf.....	74
5.3	Ergebnisse und Diskussion.....	75
5.3.1	Einfluss der Temperatur auf das Verformungsverhalten .....	77
5.3.2	Einfluss der Geschwindigkeit auf das Verformungsverhalten.....	78
5.3.3	Einfluss des Faservolumengehalts auf das Verformungsverhalten .....	80
5.3.4	Zusammenhang zwischen Garnondulation und Spannungs- Dehnungs-Verlauf .....	82
5.3.5	Vorschlag eines zweistufigen Ansatzes zur Modellierung des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs .....	84
5.4	Fazit.....	85
<b>6</b>	<b>Quasiplastische Verformung im Tiefziehenden Thermoformen für FKV .....</b>	<b>86</b>
6.1	Versuchsplanung .....	86
6.1.1	Tiefziehendes Thermoformen ohne Konsolidierung .....	86
6.1.2	Tiefziehendes Thermoformen mit Konsolidierung .....	87
6.2	Versuchsmethoden und -technik .....	88
6.2.1	Verwendete Probekörper .....	88
6.2.2	Verwendetes Umformwerkzeug .....	89
6.2.3	Verwendete Heiztechnik.....	92
6.2.4	Versuchsablauf.....	92
6.2.5	Erfassung der lokalen quasiplastischen Verformung.....	94
6.2.6	Bewertung der Homogenität der lokalen quasiplastischen Verformung.....	96
6.3	Ergebnisse und Diskussion.....	99

---

6.3.1 Tiefziehendes Thermoformen ohne Konsolidierung .....	99
6.3.2 Tiefziehendes Thermoformen mit Konsolidierung .....	101
6.4 Fazit .....	104
<b>7 Technologiepotenzial des Stapelfaserorganoblechs.....</b>	<b>106</b>
7.1 Kostenanalyse von der Faser bis zum rCSF-Gelege .....	106
7.2 Technischer Ausblick und weitere mögliche Anwendungsfelder.....	114
<b>8 Zusammenfassung .....</b>	<b>116</b>
<b>9 Literatur .....</b>	<b>119</b>
<b>10 Anhang.....</b>	<b>129</b>
<b>11 Betreute studentische Arbeiten.....</b>	<b>137</b>
<b>12 Publikationen .....</b>	<b>138</b>
<b>13 Lebenslauf.....</b>	<b>141</b>

## Verzeichnis verwendeter Abkürzungen

Kurzform	Beschreibung
AF	Aramidfaser
AFM	Atomic force microscopy (Raster-Kraft-Mikroskopie)
ATL	Automated Tape Laying
BF	Basaltfaser
BMC	Bulk Molding Compounds
CF	Kohlenstofffaser
CFE	Crush Force Efficiency
CFK	Kohlenstofffaser verstärkter Kunststoff
CSF	Kohlenstoff-Stapelfaser
DITF	Deutsche Institute für Textil- und Verarbeitungstechnik
EDF	Elektrodynamische Fragmentierung
EoL	End-of-Life
EP	Epoxidharz
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FMG	Fasermassengehalt
FVG	Faservolumengehalt
GF	Glasfaser
GK	Gesamtkosten
GMT	Glasmattenverstärkter Thermoplast
HiPerDiF	High Performance-Discontinuous Fibre
IHP	Intervallheißpresse
IR	Infrarot
ITA	Institut für Textiltechnik Augsburg gGmbH

KMD	Kraftmessdose
KOH	Kaliumhydroxid
LCA	Life Cycle Assessments
LCC	Life Cycle Cost
LDR	Limiting drawing ratio
LPD	Local quasi-plastic deformation
MVA	Müllverbrennungsanlage
NCF	Non-crimp fabric (engl. für Gelege)
NF	Naturfaser
OB	Organoblech
PA 6	Polyamid 6
PEEK	Polyetheretherketon
PEI	Polyetherimid
PF	Polymerfaser
PP	Polypropylen
PPS	Polyphenylensulfid
rCF	recycelte CF
rCSF	recycelte Kohlenstoff-Stapelfaser
REM	Rasterelektronenmikroskop
RöMi	Röntgenmikroskop
RTM	Resin Transfer Molding
SBY	Stretch-Broken-Yarns
SD	Standardabweichung (engl. „standard deviation“)
SEA	Specific Energy Absorption
SF	Stapelfaser
SFG	Stapelfasergarn

---

SFOB	Stapelfaserorganoblech
SMC	Sheet Molding Compounds
TP	Thermoplast
TPD	Total quasi-plastic deformation
TZT	Tiefziehendes Thermoformen
UACS	Unidirectionally Arrayed Chopped Strands
UD	unidirektional
WGBU	Wissenschaftlicher Beirat der Bundesregierung Globale Umweltveränderungen
WLF	Williams Landel Ferry
XPS	X-ray photoelectron spectroscopy (Röntgenphotoelektronenspektroskopie)

---

## Verzeichnis verwendeter Formelzeichen

Lateinische Zeichen	Einheit	Beschreibung
$A$	mm <sup>2</sup>	Grundfläche
$A_0$	mm <sup>2</sup>	Querschnitt eines Probekörpers
$b$	mm	Breite
$d_u$	mm	Dicke unbelastet
$d_b$	mm	Dicke belastet
$E$	MJ/kg	Spezifische Energie
$E_a$	J/mol	Materialspezifische Schmelzaktivierungsenergie
$F$	N	Kraft
$FVG$	%	Faservolumengehalt
$GK$	€	Gesamtkosten
$H$	%	Homogenitätsfaktor
$h$	mm	Höhe
$K_{fix}$	€	Fixe Kosten
$K_{variabel}$	€	Variable Kosten
$k_E$	€/kg	Stückkosten Energie
$k_G$	€/kg	Gesamte Stückkosten
$k_M$	€/kg	Stückkosten Material
$k_{TP}$	€/kg	Stückkosten für Teilprozesse
$k_v$	€/kg	Variable Stückkosten
$l$	mm	Länge
$l_{so}$	mm	Ausgangssegmentlänge



---

$l_u$	mm	Länge unbelastet
$l_b$	mm	Länge belastet
$l_{Si}$	mm	Segmentlängen
$LD$	mm	Laminatdicke
$m$	kg	Masse
$p$	bar	Druck
$p_{HF}$	€/kg	Einkaufspreis Häkelfaden
$p_F$	€/kg	Einkaufspreis Verstärkungsfasern
$p_M$	€/kg	Einkaufspreis PA 6-Faser
$R$	J/(mol*K)	Allgemeine Gaskonstante
$s$	mm	Weg
$T$	°C	Temperatur
$t$	s	Zeit
$T_0$	°C	Bestimmte Temperatur
$T_m$	°C	Schmelztemperatur (Melting Temperature)
$v$	mm/s	Geschwindigkeit
$x$	kg	Ausbringungsmenge

Griechische Zeichen	Einheit	Beschreibung
$\gamma$	°	Scherwinkel
$\dot{\gamma}$	s <sup>-1</sup>	Schergeschwindigkeit
$\varepsilon$	%	Dehnung
$\varepsilon_G$	%	Gesamtdehnung
$\varepsilon_{Ri}$	%	Segmentdehnung
$\varepsilon_{\sigma_{max}}$	%	Dehnungswert, an dem $\sigma_{max}$ erreicht wird
$\varepsilon'_{\sigma_{max}}$	%	Schätzer für $\varepsilon_{\sigma_{max}}$
$\varepsilon_{Soll}$	%	Solldehnung
$\eta$	Pa*s	Dynamische Viskosität
$\eta_0$	Pa*s	Nullviskosität
$\eta_0(T)$	Pa*s	Nullviskosität bei beliebiger Temperatur
$\eta_0(T_0)$	Pa*s	Nullviskosität bei Temperatur $T_0$
$\eta_\infty$	Pa*s	Grenzviskosität (bei hohen Scherraten)
$\xi$	%	Verlustfaktor
$\rho_M$	g/cm <sup>3</sup>	Dichte der Matrix
$\rho_F$	g/cm <sup>3</sup>	Dichte der Faser
$\sigma$	MPa/(g/cm <sup>3</sup> )	Spezifische Zugfestigkeit
$\sigma_{max}$	MPa	Spannungsmaximum
$\sigma_{min}$	MPa	Spannungsminimum
$\tau$	MPa	Schubspannung

## **Kurzfassung**

Für die Serienfertigung von Faser-Kunststoff-Verbund-Bauteilen in hohen Stückzahlen eignen sich Organobleche. Ein Nachteil dieser Halbzeugart ist das limitierte Spektrum herstellbarer Bauteile. Gleichzeitig existieren für Organobleche wie auch für andere Faser-Kunststoff-Verbunde noch keine Recyclingkonzepte, die die Materialeigenschaften erhalten. In dieser Arbeit werden Stapelfaserorganobleche aus recycelten Kohlenstoffstapelfasern und Polyamid 6 als Matrix hergestellt und hinsichtlich ihrer mechanischen Leistungsfähigkeit sowie ihrer Umformbarkeit untersucht. Die Erhaltung der Materialeigenschaften wurde dabei anhand von Zugversuchen untersucht, wobei der Einfluss der Garnondulation auf die Zugeigenschaften analysiert wurde. Die quasiplastische Verformung von Stapelfaserorganoblechen wurde grundlegend in Zugversuchen im Bereich und über der Schmelztemperatur der Matrix untersucht. Ein angepasster Thermoformprozess wurde entwickelt, der neue Freiheitsgrade zur Bauteilherstellung ermöglicht. Das Verformungsverhalten wurde untersucht und ein Kriterium zur Bewertung der Homogenität der Verformung entwickelt.

## **Abstract**

Organic sheets are suitable for the series production of fiber reinforced polymer composite components in large quantities. One disadvantage of this type of semi-finished products is the limited range of components that can be produced. Also, organic sheets, like other fiber reinforced polymer composites, are faced with the challenge of not yet having any true recycling concepts. In this work, staple fiber organic sheets made of recycled carbon staple fibers and polyamide 6 as matrix are manufactured and examined with regard to their mechanical performance and formability. The preservation of the material properties was investigated by means of tensile tests, whereby the influence of yarn undulation on tensile properties was analyzed. The quasiplastic deformation of staple fiber organic sheets was fundamentally investigated in tensile tests in the range of and above the matrix melting temperature. An adapted thermoforming process was developed which allows new degrees of freedom for component manufacturing. The local deformation behavior was investigated and a criterion for the evaluation of the homogeneity of the deformation was developed.



## 1 Einleitung und Zielsetzung

Bereits 2011 attestierte der „Wissenschaftliche Beirat der Bundesregierung Globale Umweltveränderungen“ (WBGU) in einem „Factsheet“, dass der Klimawandel „ungebremst voran schreitet“ [1]. Es steht außer Frage, dass der Klimawandel die aktuelle politische und gesellschaftliche Diskussion prägt und einen – wenn nicht den wichtigsten – der „globalen Megatrends“ repräsentiert. Dies wird neben dem WBGU auch von führenden Wirtschaftsberatungen und Forschungsinstituten bestätigt [2–4]. Die steigende Ressourcenknappheit trägt zusätzlich zum Bestreben bei, Lösungen für ökologisch nachhaltige Produkte zu entwickeln.

Die Materialklasse der Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) kann hierzu einen Beitrag leisten, indem sie in Mobilitätsanwendungen wie z. B. dem Automobilsektor oder der Luftfahrt eingesetzt wird. Durch die hohe spezifische (auf die Dichte bezogene) Festigkeit und Steifigkeit der FKV sowie der materialbedingten Möglichkeit, Bauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaften auszustatten, eröffnet sich durch die Nutzung von FKV ein hohes Leichtbaupotenzial [5]. Die Verringerung der bewegten Masse von Fahrzeugen trägt wiederum positiv zum Energieverbrauch bei, wodurch weniger Treibstoff zur Fortbewegung benötigt wird.

Die Möglichkeiten zur Herstellung von FKV-Bauteilen sind vielfältig, der passende Fertigungsprozess ist je nach angestrebtem Materialsystem und Anwendungsfall zu wählen. Die in dieser Arbeit betrachteten Organobleche (OB) sind plattenförmige FKV-Halbzeuge und bestehen aus einer thermoplastischen Matrix und kontinuierlichen Verstärkungsfasern. Sie eignen sich insbesondere zur Herstellung von Bauteilen, die in hohen Stückzahlen und kurzen Taktzeiten gefertigt werden sollen, wodurch sie für den Einsatz im Automobilbau und zukünftigen Mobilitätskonzepten prädestiniert sind. Diesem Potenzial stehen derzeit allerdings vor allem zwei Herausforderungen gegenüber. Einerseits die limitierte Komplexität der aus diesem Material herstellbaren Bauteile und andererseits die noch nicht zufriedenstellend beantwortete Frage nach industriellen Recyclingkonzepten für Hochleistungs-FKV-Bauteile. Im Folgenden werden zunächst diese Herausforderungen näher vorgestellt. Im Anschluss wird aufgezeigt, wie durch den Einsatz von recycelten Kohlenstofffasern (CF) potenziell beide Herausforderungen gleichzeitig adressiert werden können.

Aus der Motivation leiten sich dann die Zielsetzung und der Aufbau der vorliegenden Arbeit ab.

## 1.1 Motivation

### 1.1.1 Limitierte Komplexität von Bauteilen aus Organoblech

Die limitierte Bauteilkomplexität, die bei der Verwendung von Organoblechen erzielt werden kann, begründet sich in der gerichteten, kontinuierlichen Faserverstärkung dieser Halbzeugart. Die Organobleche werden im sogenannten Thermoform-Verfahren zunächst aufgeschmolzen und anschließend mittels einer Presse zum Bauteil umgeformt. Wenn das plattenförmige Material in eine dreidimensionale Form überführt wird, müssen sich die kontinuierlichen Verstärkungsfasern dieser neuen Form anpassen. Da die Bruchdehnung von CF unter 2 % beträgt, kann dies nur über ein „Einziehen“ der Fasern in die Form realisiert werden, da die abgewickelte Länge bezogen auf die projizierte Bauteilgrundfläche zunimmt. Dementsprechend muss der Organoblechzchnitt, aus dem das Bauteil geformt werden soll, deutlich größer sein als die Bauteilgrundfläche, was zu weiterem Produktionsabfall führt (vgl. Abbildung 1.1, Kofferschale vor der Besäumung). Darüber hinaus tritt Scherung zwischen einzelnen Faserbündeln (auch Rovings genannt) auf, wodurch es zu einer lokalen Dickenzunahme des Organoblechs kommt. Die beiden Effekte des Fasereinzugs und der Faserscherung können außerdem zu Bauteildefekten führen. Dazu gehören unter anderem Faltenbildung, Faserstauchung und Faserreißen, was die mechanischen Eigenschaften des resultierenden Bauteils negativ beeinflussen kann [6].



Abbildung 1.1: Umgeformtes Organoblech (Kofferschale) und prozessbedingte Effekte / Defekte.

Würde die Verformbarkeit des Organoblechs über die jetzigen technischen Grenzen hinaus erweitert werden, hätte dies ein deutlich erweitertes Anwendungsspektrum dieser Halbzeugart durch bspw. erweiterte Umformgrade zur Folge. Im Idealfall würde somit ein wesentlicher Nachteil des Organoblechs eliminiert werden.

### 1.1.2 Notwendigkeit des Recyclings von Kohlenstofffasern

CF-Abfälle entstehen bei der Herstellung von FKV-Bauteilen (Produktions-Abfälle) und an deren Produktlebenszyklus-Ende (End of Life-Abfälle) und können in drei grundsätzliche Abfalltypen untergliedert werden, wobei auf die Definition von Abdkader et al. [7] zurückgegriffen wird. Als Typ 1 gelten demnach „trockene Fasern aus Produktionsrückständen und Verschnitte“; dazu zählen auch außerhalb der Toleranz befindliche oder abgelaufene Fasermaterialien (z. B. Rovingspulen, Textilrollen). In Typ 2 werden bereits mit Matrix in Kontakt gebrachte Fasermaterialien gruppiert, bspw. Prepreg-Verschnittabfälle. Typ 3 umfasst bereits ausgehärtete bzw. imprägnierte und konsolidierte Bauteile. Dies betrifft vornehmlich End of Life-Abfälle, aber auch Ausschussteile in der Produktion. Da Organobleche bereits konsolidiert sind, können sie ebenfalls Typ 3 zugeordnet werden. Abbildung 1.2 fasst die verschiedenen Abfalltypen exemplarisch zusammen.

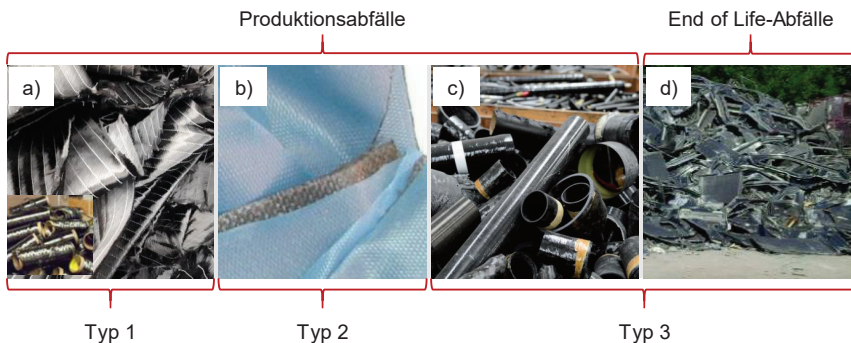


Abbildung 1.2: a) "trockener" Textilverschnitt (kleines Bild: Abfallspulen [8]), b) Prepreg-Abfall [9], c) Ausschussteile [10], d) End of Life-Abfall [11]

Werden CF-Abfälle des Typs 1 mechanisch, z. B. durch Schneidprozesse recycelt, so liegen die recycelten CF (rCF) danach in endlicher Länge vor. Fasern endlicher Länge

werden in der Textiltechnik als Stapelfaser bezeichnet [12]. Recycelte Kohlenstoff-Stapelfasern werden im Rahmen dieser Arbeit als rCSF abgekürzt. Weitere Verfahren zur rCSF-Gewinnung werden im Stand der Technik erläutert.

Die Notwendigkeit des Recyclings von CF leitet sich aus den hohen Produktionsabfall-Quoten ab, die je nach Verarbeitungsprozess bis zu 50 % der eingesetzten CF repräsentieren [13]. Hinzu kommen die zunehmend erschwerte Entsorgung der End of Life-Abfälle über die Deponierung oder thermische Verwertung in Müllverbrennungsanlagen und der Druck durch die Gesetzgebung. Ein Beispiel ist die aktuell gültige Altfahrzeug-Direktive der Europäischen Union [14], nach der seit dem Jahr 2015 „mindestens 85 % des Fahrzeuggewichts wiederverwendbar und/oder recyclingfähig“ sein müssen.

Um die Mengen an CFK-Abfall an einem Beispiel zu verdeutlichen, kann die Luftfahrtbranche herangezogen werden. Zum einen wächst die Anzahl der im Service befindlichen Flugzeuge pro Jahr stetig an: von 20.910 (2013) auf geschätzte 42.180 Flugzeuge im Jahr 2033 [15]. Dies ist nur mit steigenden Produktionszahlen zu realisieren. Gleichzeitig steigt der Anteil an CFK im Flugzeug stetig und erreicht mittlerweile für einige Flugzeugtypen Anteile von über 50 Gew.-% [16]. Diese Entwicklungen haben zur Folge, dass bis zum Jahr 2050 geschätzte 500.000 t CFK-Abfall allein durch die Luftfahrtindustrie generiert werden (vgl. Abbildung 1.3).

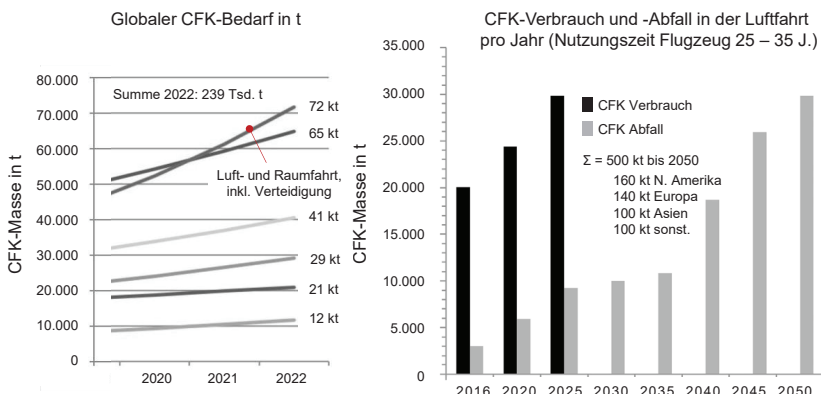


Abbildung 1.3: Links: Globaler CFK-Bedarf in t nach [17]. Rechts: CFK-Verbrauch und -Abfall in der Luftfahrt nach [16]



Der Nutzen, der aus dem Recycling von CF erwachsen kann, ergibt sich sowohl aus ökologischer als auch ökonomischer Perspektive.

Aus ökologischer Sicht ist zunächst festzustellen, dass die Produktion der CF selbst mit 183 – 286 MJ/kg sehr energieintensiv ist [18]. Zum Vergleich: Glasfasern (GF) benötigen ca. 13 – 32 MJ/kg, Stahl 110 – 210 MJ/kg [18]. Die Wiederaufbereitung von Abfall-CF benötigt (je nach eingesetztem Verfahren) nur ca. 10 % der Energiemenge und damit vergleichbar viel wie die Herstellung einer neuen Glasfaser. Daraus resultiert eine deutlich geringere CO<sub>2</sub>-Belastung, wenn neue CF durch recycelte CF (rCF) substituiert werden (vgl. Abbildung 1.4) [19].

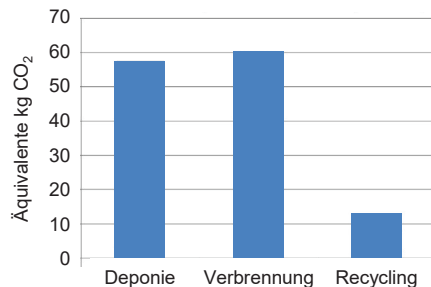


Abbildung 1.4: Einfluss auf den Klimawandel von 1 kg CFK-Abfall, wenn er deponiert, verbrannt oder erneut eingesetzt wird. Vereinfacht dargestellt nach [19]

Aus ökonomischer Sicht bietet der hohe Preis neuer CF ein Potenzial für rCF, die CF-Herstellkosten trotz des Recycling-Aufwands zu unterschreiten und damit auch ökonomisch attraktiv zu sein. Einschränkend muss jedoch erwähnt werden, dass je nach Recyclingverfahren und Verarbeitungsrouten (bis zum rCF-Bauteil) eine unterschiedlich stark ausgeprägte Degradation der mechanischen Eigenschaften der rCF zu berücksichtigen ist.

Zusätzliche Motivation zum Recycling von CF würde darüber hinaus geschaffen werden, wenn die rCF idealerweise eine Zusatzfunktionalität für die Verarbeitung zu FKV-Bauteilen aufweisen würden. Dies wird im folgenden Abschnitt ausgeführt.

### 1.1.3 Synergetischer Nutzen von recycelten Kohlenstoff-Stapelfasern in Organoblechen

Kontinuierlich faserverstärkte Organobleche (OB) können nicht plastisch verformt werden, da die CF aufgrund ihrer geringen Bruchdehnung reißen würden. Es lässt sich folgende Hypothese aufstellen:

*Liegen die CF in Form von Stapelfasern vor, so können sie im schmelzflüssigen Zustand der Thermoplast-Matrix voneinander abgleiten und dadurch eine quasiplastische Verformung ermöglichen.*

Schematisch ist dies in Abbildung 1.5 dargestellt. Da die in der Definition des Organoblechs angeführte kontinuierliche Faserverstärkung in diesem Fall nicht mehr gegeben ist, wird die aus der o.g. Hypothese resultierende Halbzeugform im Rahmen dieser Arbeit „Stapelfaserorganoblech“ (SFOB) genannt.

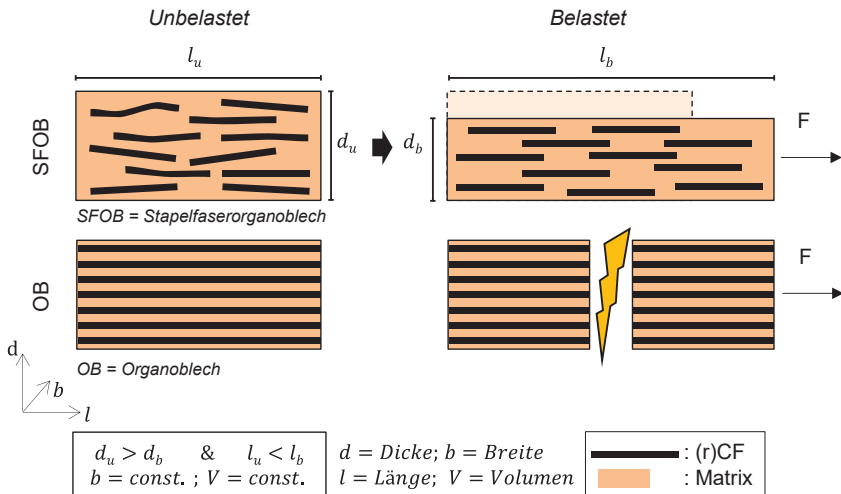


Abbildung 1.5: Grundprinzip der quasiplastischen Verformung von Stapelfaserorganoblechen

Recycelte CSF könnten also für SFOB eingesetzt werden und würden im Vergleich zum konventionellen OB eine Zusatzfunktionalität der quasiplastischen Verformbarkeit ermöglichen. Es würde sich eine Synergie zwischen rCSF und SFOB ergeben. Im Gegensatz dazu wäre der Einsatz von CSF aus Neufasern, die im gleichen Prozess wie

rCSF verarbeitet würden, aus technischer Sicht ebenfalls denkbar (und vergleichbar mit rCSF aus Typ 1-Abfällen), aus ökonomischer und ökologischer Sicht jedoch nachteilhaft und den rCSF daher unterlegen.

## 1.2 Zielsetzung und Aufbau der Arbeit

*Ziel dieser Arbeit ist es, das quasiplastische Verformungsverhalten von Stapelfaserorganoblechen aus recycelten Kohlenstoffstapelfaser-Garnen grundlegend zu untersuchen. So soll nachgewiesen werden, dass entsprechende Halbzeuge dazu geeignet sind, zusätzliche Freiheitsgrade in der Verformung zu ermöglichen und einen technisch wie wirtschaftlich sinnvollen Ansatz für die Reintegration von recycelten Kohlenstofffasern in Hochleistungs-FKV darstellen.*

Im Rahmen dieser Arbeit werden daher folgende Aspekte der SFOB aus rCSF untersucht:

1. Die mechanischen Eigenschaften von SFOB anhand von Zugversuchen bei Raumtemperatur
2. Die grundsätzliche quasiplastische Verformbarkeit von SFOB anhand von ein-dimensionalen temperierten Zugversuchen
3. Die quasiplastische Verformbarkeit von SFOB im zweidimensionalen Thermoförmversuch
4. Die Kosten der zur Herstellung von SFOB benötigten rCSF-Textilien zur Sicherstellung der Wettbewerbsfähigkeit im Vergleich zu konventionellen OB

Der sich daraus ableitende Aufbau der Arbeit ist in Abbildung 1.6 dargestellt.

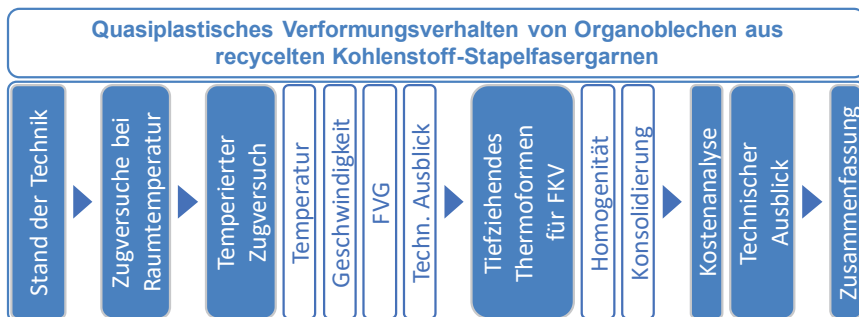


Abbildung 1.6: Aufbau der Arbeit

## 2 Stand der Forschung und Technik

### 2.1 Faser-Kunststoff-Verbunde

Faserverbundwerkstoffe basieren auf dem grundsätzlichen Konzept, die Vorteile zweier Materialien – Faser und Matrix – miteinander zu vereinen. Dabei übernimmt die Faser mit ihrer hohen dichtespezifischen Festigkeit und Steifigkeit die Funktion der verstärkenden Komponente und wirkt als lasttragendes Element. Die Matrix kann aus verschiedenen Materialien bestehen, bspw. Metallen, Keramiken oder Kunststoffen. Handelt es sich um letzteres, spricht man von einem Faser-Kunststoff-Verbund (FKV). Die Matrix umschließt die Fasern, hält sie in ihrer Position und schützt sie gegen äußere Einflüsse. Durch die Matrix können von außen wirkende Lasten über die Faser-Matrix-Grenzschicht in die Fasern eingeleitet werden. Durch die Kombination von Faser und Matrix sind die FKV einer Vielzahl anderer Werkstoffe auf die Dichte bezogen mechanisch überlegen. [5, 20]

Der mengenmäßig am häufigsten eingesetzte Fasertyp ist die Glasfaser (GF). Weitere zur Verwendung kommende Fasertypen sind Kohlenstofffasern (CF), Aramidfasern (AF), Basaltfasern (BF), Naturfasern (NF, z. B. aus Flachs, Hanf oder Kenaf), aber auch Stahlfasern und Polymerfasern. Die jeweiligen Fasertypen weisen individuelle Eigenschaftsprofile auf, wodurch sich verschiedene Fasertypen für verschiedene Anwendungsfälle besonders eignen (Aramidfasern z. B. für Anwendungen, die eine hohe Zähigkeit des FKV voraussetzen). Die Verstärkungsfaser kann in unterschiedlicher Länge im FKV vorliegen. Es wird zwischen kontinuierlicher Faserlänge (quasi durch den gesamten FKV, auch Endlosfaser genannt) und Fasern endlicher Länge (Stapelfasern, SF) unterschieden. Innerhalb der Stapelfasern wird weiterhin zwischen Kurz- und Langfasern unterschieden. [5, 20, 21]

Auf Seiten der Kunststoff-Matrix können eine Vielzahl verschiedener Kunststofftypen unterschieden werden. Grundsätzlich lassen sich jedoch die Klassen thermoplastischer, duroplastischer und elastomerer Kunststoffe differenzieren, wobei Elastomere nur selten als Matrix verwendet werden. Während Thermoplaste (TP) wieder aufschmelzbar sind, können Duroplaste (DP) – sobald sie vernetzt (ausgehärtet) sind – nicht mehr in ihrer Form geändert werden. [5, 20, 21]

Zwei zentrale mechanische Kennwerte für FKV sind die Festigkeit und Steifigkeit bei Zugbeanspruchung, die in der Regel als Zugeigenschaften zusammengefasst werden. Die Zugeigenschaften eines FKV hängen neben dem Faservolumengehalt, der Faserart, der Faser-Matrix-Anhaftung und der Imprägnierqualität sowie weiteren Faktoren vor allem auch von der Orientierung der Fasern ab. Abbildung 2.1 verdeutlicht das anhand einer unidirektionalen Einzel-Laminatschicht eines Glasfaser-Epoxidharz-FKV mit einem Faservolumengehalt von 60 % [22]: die (rechnerischen) Zugeigenschaften nehmen mit zunehmender Abweichung der Faserorientierung von der Zugrichtung (Winkelabweichung) ab, wobei die Festigkeit stärker nachlässt als die Steifigkeit.

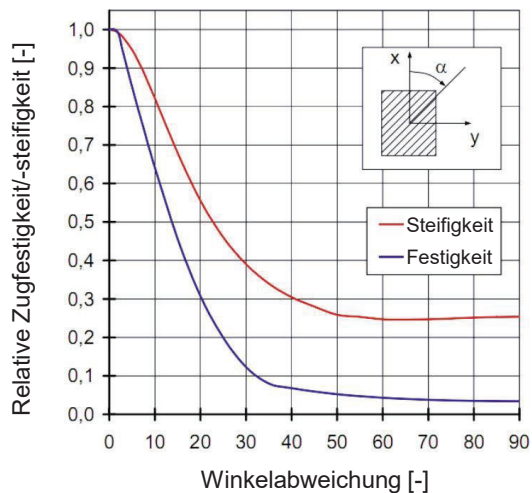


Abbildung 2.1: Einfluss der Faserwinkelabweichung von der Zugrichtung auf die Zugeigenschaften von FKV [22]

Typische Anwendungsfelder für FKV stellen die Luft- und Raumfahrt, Automobilindustrie, der Maschinen- und Anlagenbau, der Boots- und Schiffsbau, Elektro- und Medizintechnik sowie der Sportgerätebau dar. [5, 20]

## 2.2 Herstellung thermoplastischer Faser-Kunststoff-Verbunde

### 2.2.1 Organobleche

Als Organobleche (OB) werden Plattenhalbzeuge aus kontinuierlich und gerichtet faserverstärkten Thermoplast-Kunststoffen bezeichnet.

Die Herstellung von Organoblechen erfolgt über die Kombination von Textilien aus Verstärkungsfasern (z. B. CF, GF etc.) mit einer thermoplastischen Matrix. Als Textilstruktur werden in der Regel Gewebe, seltener auch Gelege eingesetzt. Die Matrix kann in Form von Pulvern, Folien oder – bei einigen Verfahren – als Direktschmelze vorliegen. Darüber hinaus kann die Matrix bereits im Textilfaden enthalten sein, in dem Fall liegt die Matrix in Faserform vor und bildet gemeinsam mit den Verstärkungsfasern sogenannte „Commingled Yarns“ oder sie ist in anderer Form Bestandteil des Textilfadens, bspw. als Ummantelung des Rovings. Je nach Herstellverfahren kann die Kombination von Faser und Matrix in einem vorgelagerten Schritt erfolgen, ein Beispiel hierfür sind Pulverprepregs oder auch gewebte Tapes. Alternativ werden durch das Übereinanderstapeln von Textilien und Matrixfolien sogenannte „Film-Stacks“ hergestellt. [5, 20]

Für geringe Produktionsmengen eignen sich diskontinuierliche Verfahren (z. B. einfache Pressen, Autoklav) für die Herstellung von Organoblechen. Für mittlere Losgrößen eignen sich semi-kontinuierliche Fertigungsverfahren, z. B. mit einer Intervallheißpresse (IHP). Für diese beiden Verfahren eignen sich Filmstacks besonders, da eine gleichmäßige Matrix-Verteilung gewährleistet ist und im Fall der IHP sowohl Textilien als auch Matrix-Folien direkt von Spulenständern abgewickelt und der Presseinheit zugeführt werden können. [5]

Erst für die Serienfertigung von Bauteilen mit hohen Stückzahlen eignet sich die Fertigung aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten mittels kontinuierlich arbeitenden Doppelbandpressen, da diese in Anschaffung und Wartung hohe Fixkosten verursachen. Abbildung 2.2 fasst die Fertigungsverfahren zusammen. [5]

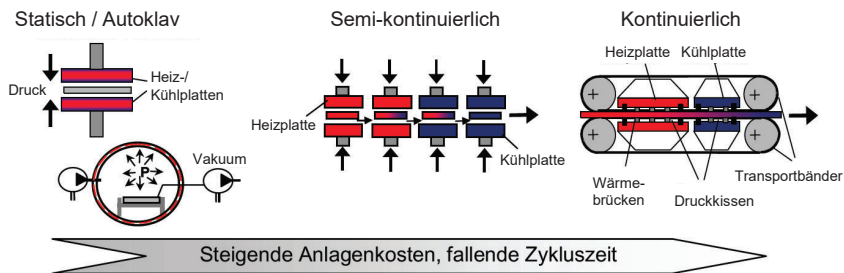


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung der für die Organoblechherstellung angewendeten Verfahrensvarianten nach [5]

Organobleche zeichnen sich durch ihre hohe mechanische Leistungsfähigkeit, ein hohes Potenzial zur Energieabsorption und ihre gute Lagerbarkeit aus. Da das OB bereits das imprägnierte und konsolidierte Halbzeug darstellt, können kurze Zykluszeiten in der Bauteilfertigung realisiert werden, wodurch sich OB für Großserien eignen. [5, 23–25]

Im Rahmen dieser Arbeit soll die Definition des Organoblechs insofern erweitert werden, dass mit Stapelfasergarnen verstärkte Thermoplast-Kunststoffplatten als Stapelfaserorganoblech (SFOB) bezeichnet werden. In den 1990er Jahren wurden mit den sogenannten „Stretch-Broken-Yarns“ entsprechende Stapelfasergarne aus neuen CF erstmalig kommerziell angeboten [26]. Flemming et al. [27] entwickelten eine alternative Halbzeugform, indem sie 3 mm lange CF-Schnittfasern ausrichteten und mit Polyetherimid (PEI) zu einem Plattenhalbzeug verarbeiteten.

### 2.2.2 Thermoformen von Organoblechen

Im Thermoformprozess werden Organobleche auf einer Presse zu FKV-Bauteilen umgeformt (vgl. Abbildung 2.3).

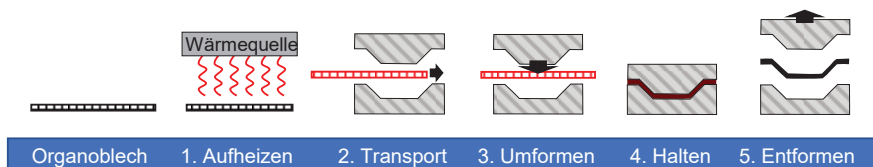


Abbildung 2.3: Prozessablauf Thermoformen

Hierfür muss das Halbzeug zunächst in der **Heizphase** über Schmelztemperatur erwärmt werden, damit eine Umformung möglich wird. Mögliche Heizmethoden sind z. B. Infrarot(IR)-Strahler oder Umluft- bzw. Konvektionsöfen. Das aufgeschmolzene Organoblech wird dann mittels Transportsystemen oder auch Handling-Robotern in die Presse transferiert und positioniert. In der Regel kommt es dabei bereits zu einem Abkühlen des Organoblechs, sofern kein zusätzlicher Wärmeeintrag in der **Transportphase** erfolgt (z. B. [28]). Dies sollte in der Wahl der Temperatur berücksichtigt werden, bis zu der das Organoblech zu Beginn aufgeheizt wird. Ist das schmelzflüssige Organoblech in der Presse positioniert, schließt die Presse und das Organoblech wird umgeformt. In dieser **Umformphase** ist darauf zu achten, dass das Organoblech in die Werkzeuggeometrie eingezogen werden kann, was in der Aufhängung des Organoblechs in der Presse beachtet werden muss. An die Umformung schließt sich eine **Haltephase** an, die die Rekonsolidierung des Organoblechs gewährleistet. Nach Ablauf der Haltephase wird die Presse geöffnet und das Bauteil kann entnommen werden. [29]

Abbildung 2.4 stellt den Thermoformprozess im Diagramm dar.

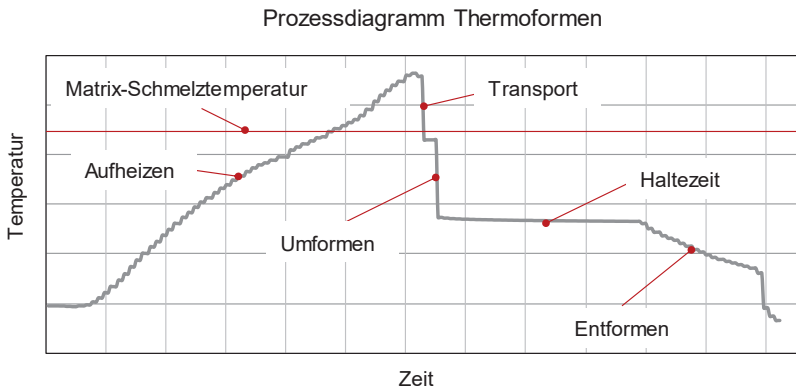


Abbildung 2.4: Prozessdiagramm zum Thermoformen von Organoblechen

Aufgrund der kurzen Zykluszeiten im Thermoformprozess und der dadurch hohen Attraktivität (z. B. für die Automobilbranche) können mittlerweile mehrere industrielle Anwendungsbeispiele angeführt werden, bspw. Bremspedale und Komponententräger [30–32]. Wird das Verfahren in Kombination mit Spritzgießen verwendet, erweitert das



die möglichen Anwendungsbereiche, da durch das Um- bzw. Hinterspritzen thermogeformter Organobleche höhere Bauteilkomplexitätsgrade erreicht werden können [21, 33]. Alternativ zur Kombination mit Spritzgussprozessen kann das Thermoformen auch mit dem Fließpressen (von glasfasermattenverstärktem Thermoplast (GMT)-Massen) kombiniert werden [34]. Allerdings können auch bei der Verwendung von solchen hybriden Prozessen nur die schalenförmigen Bereiche des Bauteils kontinuierlich faserverstärkt werden.

Der größte Nachteil der Prozesskette des Thermoformens von Organoblechen liegt in der beschränkten realisierbaren Bauteilkomplexität.

### 2.2.3 Autoklavtechnik

Die Autoklavtechnik basiert auf einer technischen Anlage, in der ein Kessel mit Druck beaufschlagt wird, während sich der darin befindliche Laminatstack (das spätere Bauteil) in einem Vakuumsack befindet. Durch die definierte Beheizung und Kühlung des Druckkessels, die Druckdifferenz und entsprechende Zykluszeiten werden die Bauteile gefertigt.

Abbildung 2.5 stellt einen Laborautoklav und den schematischen Aufbau eines Laminats für den Autoklavprozess dar.

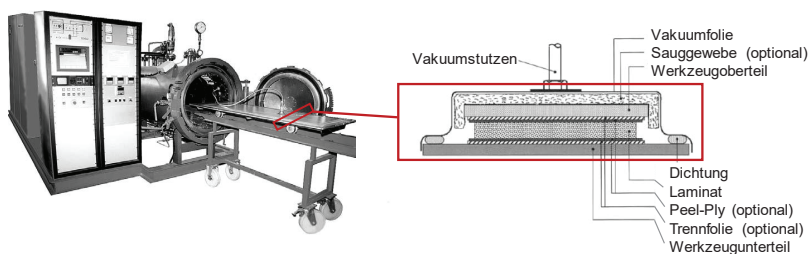


Abbildung 2.5: Autoklavanlage mit schematischer Darstellung eines Stackaufbaus mit zugehörigen Hilfsmaterialien nach [5].

Es können sowohl duroplastische als auch thermoplastische Halbzeuge verarbeitet werden, wobei in der Folge nur auf thermoplastische Halbzeuge eingegangen wird.

Für thermoplastische Laminataufbauten wird in der Regel der sogenannte „No bleed“-Ansatz gewählt. Bei diesem Ansatz werden im Laminataufbau im Gegensatz zum

„Bleed“-Ansatz keine Sauggewebe, Peel-Ply's und Trennfolien verwendet, wodurch überschüssige Matrix aufgenommen werden würde. Der No-bleed-Ansatz ermöglicht daher eine präzise Einstellung des Faservolumengehalts und hohe Verarbeitungsdrücke, wodurch der Porengehalt minimiert werden kann.

Der Überdruck im Druckkessel beträgt bei thermoplastischen Matrices üblicherweise mehr als 20 bar und wird von einem außerhalb des Kessels befindlichen Kompressor bereitgestellt. Das Vakuum im Stackaufbau wird über eine ebenfalls außerhalb des Kessels befindliche Vakuumpumpe bereitgestellt. Die Prozess-Temperaturen orientieren sich an der verwendeten Thermoplast-Matrix und liegen im Maximum deutlich über der jeweiligen Schmelztemperatur, bspw. 265 °C bei PA 6 oder 390 °C bei Polyetheretherketon (PEEK). Aufgrund der limitierten Heiz- und Kühlraten liegen übliche Zykluszeiten bei 1,5 h bis 3 h.

Der Autoklav-Prozess ist sehr robust und erzielt hohe Bauteilqualitäten. Nachteilig sind die hohen Prozesskosten, die Notwendigkeit mehrerer (Einweg-)Hilfsmittel für den Stackaufbau und der erhebliche manuelle Aufwand. Dadurch eignet sich dieses Herstellverfahren vor allem für Prototypen und kleine Losgrößen mit geringem Kostendruck bzw. hohen Anforderungen an die Bauteile. [5, 20]

## **2.3 Verarbeitungsverhalten von thermoplastischen FKV-Halbzeugen in der Bauteilherstellung**

### **2.3.1 Viskositätsverhalten von thermoplastischen Kunststoffen**

Während des Thermoformens von Organoblechen wird die thermoplastische Kunststoffmatrix aufgeschmolzen, damit das Halbzeug umgeformt werden kann. Das werkstoffliche Verhalten der Thermoplastschmelze während der Umformung ist insbesondere im Kontext dieser Arbeit relevant, da das Abgleiten der Stapelfasern maßgeblich von der Matrixviskosität bestimmt wird. Die Viskosität  $\eta$  ist neben der Elastizität und der Plastizität eine der drei Eigenschaften, mit der das rheologische Verhalten von Materialien beschrieben werden kann. Die Rheologie als Teilgebiet der Physik beschreibt übergreifend das Deformations- und Fließverhalten von Stoffen unter Einwirkung externer Kräfte. [5, 35]

Die Viskosität ist ein Maß für die durch innere Reibung verursachte Fließwiderstandskraft eines Stoffs, die während des Abgleitens einzelner Moleküle voneinander

(Scherung) während des Fließens von Flüssigkeiten entsteht. Umgangssprachlich kann man von der „Fließ-Zähigkeit“ eines Stoffes sprechen. [35]

Physikalisch kann die Viskosität über das in Abbildung 2.6 dargestellte Versuchsmodell zur Scherung eines Fluids (oder Materials) bestimmt werden. Auf einem quaderförmigen Fluid-Volumen mit der Grundfläche  $A$  und der Höhe  $h$  liegt eine Platte, auf die eine Kraft  $F$  ausgeübt wird. Die Grenzfläche zwischen Fluidvolumen und der Platte ist dabei starr. [5]

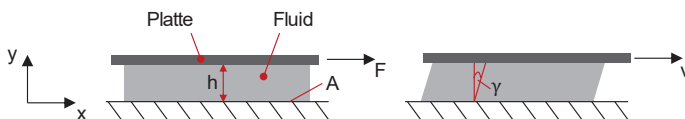


Abbildung 2.6: Modell zur Scherung eines Fluids nach [5]

Es ergibt sich eine Schubspannung  $\tau$ :

$$\tau = \frac{F}{A} \quad (2-1)$$

Die durch  $\tau$  verursachte Verformung des Fluidvolumens führt zu einer Scherung mit dem Scherwinkel  $\gamma$ , der ausgedrückt werden kann durch:

$$\gamma = \frac{dx}{dy} \quad (2-2)$$

Die Änderung des Scherwinkels (die Schergeschwindigkeit  $\dot{\gamma}$ ) infolge der wirkenden Schubspannung kann über die dynamische Viskosität  $\eta$  ausgedrückt werden und es ergibt sich:

$$\dot{\gamma} = \eta * \tau \quad (2-3)$$

Wenn es sich bei dem betrachteten Fluid um ein sog. „Newtonsches Fluid“ handelt, ist die dynamische Viskosität von der Schergeschwindigkeit unabhängig und es ergibt sich ein proportionaler Zusammenhang. Thermoplastschmelzen weisen jedoch nur für geringe Schergeschwindigkeiten  $\dot{\gamma} < 10^1$  ein quasi-newtonsches Verhalten auf und sind für höhere Schergeschwindigkeiten von der Schergeschwindigkeit abhängig. Thermoplastschmelzen gehören damit zu den nicht-newtonschen Fluiden und zeigen ein scherverdünnendes („strukturviskoses“) Verhalten, vgl. Abbildung 2.7. Dabei durchläuft die Viskositätskurve zunächst ein Viskositätsplateau, auf dem die

Thermoplastschmelze bei der Nullviskosität  $\eta_0$  ein „quasi-newtonsches“ Verhalten aufweist. Danach nimmt die Viskosität ab, bis sie ein zweites Plateau erreicht ( $\eta_\infty$ ). Die Viskosität ist darüber hinaus temperaturabhängig, höhere Temperaturen resultieren in geringeren Viskositätswerten. [5, 36, 37]

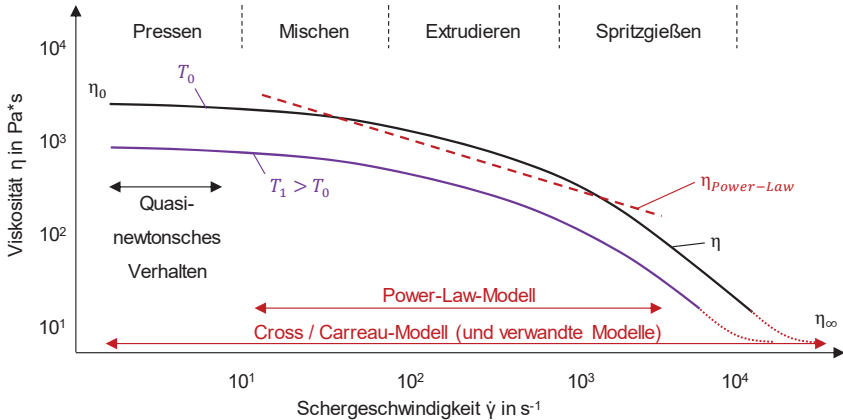


Abbildung 2.7: Charakteristischer Viskositätsverlauf über der Schergeschwindigkeit für Thermoplastschmelzen nach [5]

Die Schergeschwindigkeit kann alternativ zu (2-3) über die Höhe  $h$  und die Geschwindigkeit der Platte  $v$  (vgl. Abbildung 2.6) bestimmt werden, wodurch sie unabhängig von der – bei Thermoplastschmelzen schergeschwindigkeitsabhängigen – dynamischen Viskosität berechnet wird [35]:

$$\dot{\gamma} = \frac{v}{h} \quad (2-4)$$

Der Viskositätsverlauf von Thermoplastschmelzen in Abhängigkeit der Schergeschwindigkeit kann über Modelle angenähert werden. Osswald et al. [36] fassten entsprechende Modelle zusammen (vgl. Abbildung 2.8). Dabei ist zu beachten, dass das Power-Law-Modell (nach Ostwald und de Waele) gemäß der Annahmen nur für den annähernd nicht-newtonschen Bereich des Viskositätsverlaufs gilt, während das Bird-Carreau-Yasuda- als auch das Cross-WLF-Modell den ganzen Viskositätsverlauf annähern können, vgl. Abbildung 2.7. [36]

	Power Law	Bird-Carreau-Yasuda	Cross-WLF	Bingham
Basis-Formel	$\frac{\eta - \eta_\infty}{\eta_0 - \eta_\infty} = \frac{1}{\left[1 + (K \dot{\gamma})^a\right]^{\frac{(1-n)}{a}}}$			
Annahmen	$\eta \ll \eta_0,$ $\eta \gg \eta_\infty,$ $\eta_\infty = 0,$ $a = 1,$ $K = m$	$\eta_\infty = 0,$ $K = \lambda$	$\eta_\infty = 0,$ $a = 1,$ $K = \frac{\eta_0}{\tau^*}$	$\eta \ll \eta_0,$ $\eta \ll \mu_0,$ $K = \tau_Y,$ $n = 0$
Modell	$\eta = m \cdot \dot{\gamma}^{n-1}$	$\eta = \frac{\eta_0}{\left(1 +  \lambda \dot{\gamma} ^a\right)^{\frac{(1-n)}{a}}}$	$\eta = \frac{\eta_0}{1 + \left(\frac{\eta_0 \dot{\gamma}}{\tau^*}\right)^{1-n}}$	$\eta = \mu_0 + \frac{\tau_Y}{\dot{\gamma}}$

Abbildung 2.8: Übersicht zu Viskositätsmodellen nach [36]

Die Viskosität von Thermoplastschmelzen ist temperaturabhängig (vgl. Abbildung 2.7). Diese Abhängigkeit kann über eine Arrhenius-Beziehung modelliert werden [38]:

$$\eta_0(T) = \eta_0(T_0) * e^{\frac{E_a}{R} * \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0}\right)} \tag{2-5}$$

Mittels der Arrhenius-Beziehung kann aufgrund einer bekannten (z. B. experimentell ermittelten) Nullviskosität bei einer bestimmten Temperatur  $\eta_0(T_0)$  die Nullviskosität bei beliebiger Temperatur  $T$  berechnet werden.  $E_a$  ist die materialspezifische Schmelzaktivierungsenergie und  $R$  die allgemeine Gaskonstante. [5, 38–40]

Weitere Einflüsse auf die Viskosität wie z. B. Druck, Füllstoffe, Molekulargewicht und Additive werden an dieser Stelle nicht weiter betrachtet.

### 2.3.2 Verformungsverhalten von textilverstärkten Faser-Kunststoff-Verbunden

Das Verformungsverhalten von Materialien ist grundsätzlich von Interesse, da es in der Verarbeitungstechnik eine zentrale Einflussgröße darstellt und somit prozessdeterminierend ist. Auf die vorliegende Arbeit bezogen ist das Verformungsverhalten von textilverstärkten FKV von besonderem Interesse, da wesentliche Teile der Arbeit die Erweiterung dieser Verformungsmechanismen durch den Einsatz von rCSF behandeln.

Für **textilverstärkte Faser-Kunststoff-Verbunde** lassen sich grundsätzlich vier verschiedene Verformungsmechanismen identifizieren (vgl. Abbildung 2.9), die im Folgenden erläutert werden.

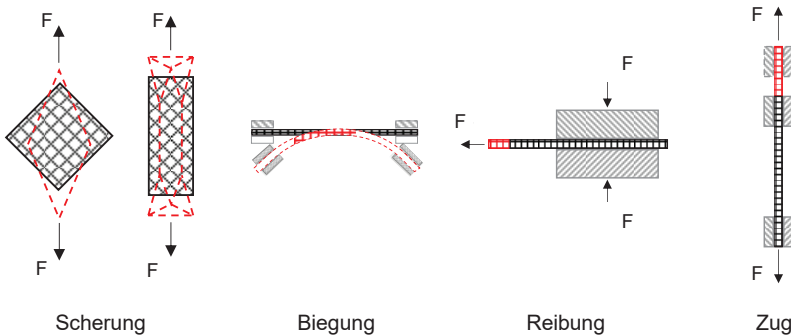


Abbildung 2.9: Verformungsmechanismen von textilverstärkten Faser-Kunststoff-Verbunden

### 2.3.2.1 Verformung durch Scherung

Um einen textilverstärkten FKV zu einer dreidimensionalen Geometrie umformen zu können, müssen die verstärkenden Textilien (z. B. ein Gewebe) scherverformt werden. Dabei verändert sich der Winkel zwischen Kette und Schuss (den beiden Fadenrichtungen im Textil), bis ein maximaler Scherwinkel erreicht ist [41]. Durch die Veränderung des Winkels zwischen Kett- und Schussfaden kommt es zu einer lokalen Aufdickung im Material, was sich nachteilig auf den Thermoformprozess auswirken kann, da das Formwerkzeug an der aufgedickten Stelle aufsetzt und somit an anderer (dünnere) Stelle kein Konsolidierungsdruck mehr erreicht wird. Wird der auch als „locking angle“ bezeichnete kritische Scherwinkel überschritten, kommt es darüber hinaus zur Faltenbildung [42]. Der Scherrahmenversuch (auch „Trellis-Frame“-Versuch genannt) und der Bias-Extension-Versuch sind die überwiegend eingesetzten Test-Methoden, mit denen die Scherung in der Textil-Ebene untersucht werden [43, 44].

### 2.3.2.2 Verformung durch Biegung

Ein weiterer Verformungsmechanismus, wie er bspw. im Thermoform-Prozess auftritt, ist die Biegung. Sachs und Akkerman [45] geben hierzu einen Überblick zu in der Literatur verwendeten Versuchsaufbauten. Außerdem nutzen sie einen eigens entwickelten Versuchsaufbau, um UD-Laminat in einer Klimakammer biegen zu können und entwickelten daraus ein Modell, welches die resultierenden Biegemomente in Abhängigkeit von Umformgeschwindigkeit, Temperatur und der Balkenlänge vorhersagt.

In der Praxis äußert sich die Biegeverformung von textilverstärkten FKV oft in dem sogenannten Bucheffekt, bei dem es bei der Ausformung von Kanten zu einer ungewollten, jedoch physikalisch unvermeidlichen Lagenverschiebung im Biegeradius kommt [46].

### 2.3.2.3 Verformung durch Reibkräfte

Reibkräfte, die zur Verformung von textilverstärkten FKV führen, werden allgemein anhand der Kontaktpartner unterschieden, zwischen denen es zur Reibung kommt. Diese Art der Verformung wurde bisher maßgeblich mit thermoplastischen FKV untersucht, bei denen die Matrix für die Versuche über Schmelztemperatur geheizt wurde [47–54]. Reibung kann zwischen den einzelnen Laminatschichten (Inter-Ply), innerhalb der Laminatschichten (Intra-Ply) und zwischen den äußeren Laminatschichten und der Werkzeugoberfläche (Tool-Ply) auftreten. Dabei besteht ein enger Zusammenhang zwischen den Reibkräften und den in der Matrix auftretenden Scherkräften. Dieser Zusammenhang wird im Englischen durch eine „lubrication“ begründet, also einem „Schmiereffekt“ durch die schmelzflüssige Matrix zwischen den Textilien [54]. Dabei wurde eine Abhängigkeit der resultierenden Reibkräfte von der Prüfgeschwindigkeit, der Temperatur, der Faserorientierung und der auf das Laminat wirkenden Normalkraft identifiziert [48–51]. Ein Beispiel für die Abhängigkeit der Reibkraft (hier: des Reibungskoeffizienten) von der Prüfgeschwindigkeit ( $U$ ) ist der qualitative Graph von Akkerman et al. [55], dargestellt in Abbildung 2.10.

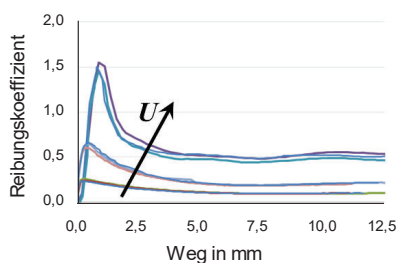


Abbildung 2.10: Reibkoeffizienten in Abhängigkeit von Geschwindigkeiten nach [55].

### Inter-Ply und Intra-Ply

Scherer et al. [51] untersuchten hierzu in grundlegenden **Einzellagen-Auszugversuchen** oberhalb der Schmelztemperatur die Abhängigkeit der entstehenden Scherkräfte

von Auszugsgeschwindigkeit, Temperatur, Druck und Laminataufbau. Es wurde festgestellt, dass das Ausziehen von Einzellagen im Laminat gegen die Faserrichtung höhere Kräfte erfordert. Vor allem wurde jedoch ein elastisch-viskoplastisches Verhalten erkannt. Der elastische Anteil tritt dabei nur bis zum Erreichen einer Grenzkraft auf, bevor das viskoplastische Verhalten eintritt. Nach Erreichen einer maximalen Kraft verringert sich diese im Laufe des Auszugswegs nicht mehr. [51]

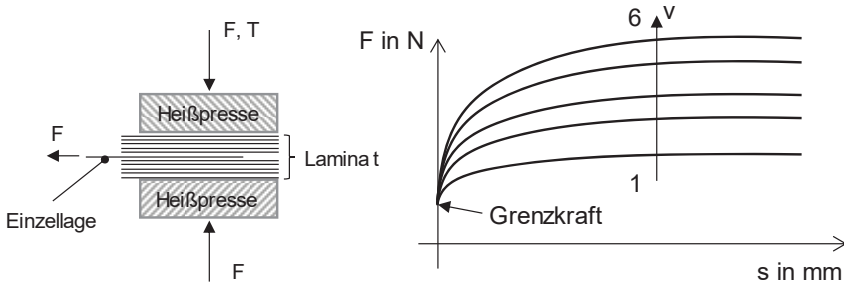


Abbildung 2.11: Versuchsaufbau und resultierende Kraft-Weg-Kurven in Abhängigkeit der Geschwindigkeit (1 niedrig, 6 hoch), nach [51]

### Tool-Ply Grenzflächenuntersuchungen

Thije et al. [54] untersuchten das Auszugverhalten in der Grenzschicht zwischen Laminat und Werkzeug-Oberfläche (tool-ply). Ein GF/PP-Laminat wurde dabei zwischen zwei heizbaren Aluminium-Platten eingeklemmt und bei Temperaturen von 180–220 °C ausgezogen, die resultierenden Kraft-Weg-Verläufe wurden aufgezeichnet. Hierbei wird die Annahme getroffen, dass die schmelzflüssige Matrix als Schmiermedium zwischen den beiden Festkörper-Oberflächen (Glasfaser-Gewebe und Werkzeugoberfläche) wirkt und die gemessenen Kräfte dementsprechend innerhalb der Matrix wirkende Scherkräfte sind. Der Verlauf der Kraft-Weg-Kurve fällt nach dem Erreichen einer Maximalkraft wieder ab. Über die Kontaktflächen sowie die aufgebrachten Normalkräfte können die gemessenen Kräfte dann zu Reibungskoeffizienten umgerechnet werden. Die Ergebnisse wurden in ein Materialmodell überführt, welches in Matlab® eingebunden werden kann. [54]

Neben den genannten Arbeiten lässt sich weitere Forschung zum Thema Reibung zwischen Laminat- und Laminat/Werkzeug-Grenzbereichen finden [47, 52, 53].



#### 2.3.2.4 Verformung durch Zugkräfte

Die Untersuchung einer quasiplastischen Verformung durch Zugkraft ist bei kontinuierlich verstärkten FKV in Faserrichtung zunächst nicht zielführend, da diese FKV bedingt durch die geringe Bruchdehnung der Fasern keine plastische Deformation in Lastrichtung aufweisen können. Eine quasiplastische Verformung kann also nur gelingen, wenn die kontinuierlichen Fasern im FKV zunächst in einer nichtgestreckten (ondulierten) Form vorliegen oder wenn die kontinuierliche Faserverstärkung unterbrochen wird.

Für den erstgenannten Fall der nichtgestreckten, kontinuierlichen Fasern im Verstärkungstextil lassen sich vor allem Halbzeuge mit textiler Strick-Struktur identifizieren [56–59]. Lim et al. [56, 60] untersuchten die quasiplastische Verformbarkeit mittels eines Aramidfaser-PP-Verbundes, der in einem Swift-Cup ähnlichen Setup bei 170 °C verformt wurde. Durch die gestrickte Verstärkungsstruktur ließ sich der FKV quasiplastisch verformen, da die Strickmaschen in Zugrichtung gestreckt wurden. Weiterhin wurde festgestellt, dass die Dehnung durch die Strickstruktur im FKV homogen verteilt wurde und sich somit das Risiko einer lokalen Einschnürung verringerte. Aus Sicht der mechanischen Leistungsfähigkeit ist diese Vorgehensweise jedoch kritisch zu sehen, da die Verwendung von gestrickten Verstärkungsstrukturen bedingt durch das nichtgestreckte Vorliegen der Fasern im FKV deutlich geringere mechanische Eigenschaften aufweisen. Abounaim et al. [61] verglichen verschiedene Verstärkungsstrukturen auf der Basis der Stricktechnik. Wurden die Verstärkungsfasern (hier: Glasfasern) direkt zu Maschen verarbeitet, betrug die Zugfestigkeit in 0°-Richtung 69 MPa, der E-Modul 9 GPa. Lagen die gleichen Glasfasern jedoch als Biaxial-Gelege vor, das mittels Stricktechnik mit einem Hilfsfaden fixiert wurde, betrug die Werte für die Zugfestigkeit 325 MPa bzw. 18 GPa für den E-Modul. Die Zugfestigkeit verringerte sich somit um 79 %, wenn die Verstärkungsfasern statt in gestreckter Form als Maschen vorlagen. Darüber hinaus handelt es sich bei Strick-FKV um eine gesondert zu betrachtende FKV-Gruppe, die aufgrund ihrer Spezifika nicht ohne Weiteres mit etwa Gewebe- oder Gelege-basierten FKV verglichen werden kann [62]. Da die Verformbarkeit letztendlich jedoch aus einer Manipulation der Verstärkungsstruktur heraus entsteht, könnte sie auch der Scherung (vgl. Abbildung 2.9) zugeordnet werden.

Wird die kontinuierliche Faserverstärkung unterbrochen, um eine quasiplastische Verformbarkeit durch Zugkraft zu ermöglichen, wird dies in der Literatur übergreifend als **diskontinuierlich gerichtete FKV** bezeichnet. Such et al. [63] geben zum Stand der Forschung einen ausführlichen Überblick, der bis in die 1960er Jahre zurückreicht. Dabei wird zwischen der Forschung zur Schaffung von **Diskontinuität in gerichteten (kontinuierlichen) Fasern** und jener zur **Ausrichtung von diskontinuierlichen Fasern** unterschieden.

Werden **kontinuierliche Fasern in eine diskontinuierliche Form** überführt, dienen als Ausgangsmaterial meistens Rovings, Tapes oder duroplastische Prepregs.

Rovings können zu sogenannten Stretch-Broken-Yarns (SBY) [26] verarbeitet werden, wie sie z. B. von der Firma Schappe entwickelt wurden [64]. Die Schappe SBY wurden hinsichtlich ihrer Mechanik, Verarbeitbarkeit und Verformungsverhalten untersucht [65, 66, 66, 67]. Alternativen zum Schappe SBY wurden von DuPont [68] und Pepin Associates [69] entwickelt. Kommerziell konnte sich jedoch keines der Produkte durchsetzen, was vor allem an den zu hohen Kosten für die Materialien lag, da neue Fasern als Ursprungsmaterial genutzt werden mussten.

Bilden thermoplastische Tapes die Ausgangsbasis für diskontinuierlich gerichtete FKV, werden diese in der Regel orthogonal zur Taperichtung eingeschnitten (geslittet), um die Diskontinuität der Faserverstärkung zu erreichen. Schmidt [70] erreichte in seiner Arbeit zur Herstellung von Hohlprofilen im Innendruckumform-Verfahren durch die methodische Platzierung von Schnitten in der Tape-Verstärkung eine gezielte Manipulation des Umformverhaltens. Darüber hinaus wird in seiner Arbeit ein Ansatz zur Modellierung des Verformungsverhaltens vorgeschlagen, der jedoch auf Zwischen-Schicht-Reibung (Inter-Ply) beruht, da die Tape-Segmente selbst ein rein elastisches Verhalten aufweisen.

Der Ansatz der gezielten Einschnitte wird nicht nur für thermoplastische Tapes, sondern auch für duroplastische Prepregs angewendet. Taketa et al. [71–73] entwickelten auf der Basis eines UD-Prepregs aus CF (Toray Industries T700S) und einer Epoxidharz-Matrix sogenannte „Unidirectionally Arrayed Chopped Strands“ (UACS). Die Prepregs werden nach alternierenden Mustern eingeschnitten und anschließend in einem Pressprozess zu Prüfplatten verarbeitet.

Um bereits **diskontinuierlich vorliegende Fasern auszurichten**, wurden verschiedene Verfahren entwickelt. Für einen detaillierten Überblick wird erneut auf Such et al. [63] verwiesen, ein Beispiel bezüglich der erreichbaren mechanischen Kennwerte bei gerichteten Stapelfaserverstärkungen soll jedoch angeführt werden: Flemming et al. [74] untersuchten die Ausrichtung von 3 mm langen CF und Polyetherimid (PEI)-Fasern und charakterisierten das resultierende thermoplastische Prepreg-Material. Die mechanische Charakterisierung ergab nur geringfügig niedrigere Werte im Vergleich zu einem „langfaserverstärkten“ Material mit gleichem Faservolumengehalt. So lagen die Zugfestigkeit in Faserrichtung bei 80 % und der E-Modul bei 94 % des Vergleichsmaterials.

Die systematische Analyse der quasiplastischen Verformbarkeit stand bisher nicht im Fokus der Forschung. Einzig Wang et al. [67] untersuchten das quasiplastische Verformungsverhalten von Stretch-Broken-Yarns aus Carbonfasern mit PPS- bzw. PEEK-Umwindefilament im temperierten Zugversuch und identifizierten ein von kontinuierlich faserverstärkten FKV abweichendes Verhalten der Garnstruktur im Thermoformprozess. Sie ermittelten bei verschiedenen Temperaturen (270–320 °C für PPS und 320–360 °C für PEEK) größere Bruchdehnungen bei gleichzeitig geringeren Spannungen im Vergleich zu kontinuierlichen Faserverstärkungen. Dies begründeten sie mit den endlichen Fasern, die sich innerhalb des Garns gegeneinander bewegen könnten. Mit ebenen Scherversuchen stellten sie auch einen Einfluss der Temperatur auf die Scherfestigkeit fest. Bis Temperaturen von 270 °C für PPS und 320 °C für PEEK verstärkt die hochviskose Matrix die Scherfestigkeit in der Ebene, bei Temperaturen oberhalb der jeweiligen Schmelztemperatur interpretierten sie „Schmierungseffekte“ als Ursache für einen reduzierten Scherwiderstand. Die untersuchten Effekte wurden jedoch nur phänomenologisch erfasst und weder modelltechnisch beschrieben noch detaillierter charakterisiert.

Anders verhält es sich im Zusammenhang mit der **Verarbeitung von Metallblechen**. Die plastische Verformbarkeit dieser alternativen Halbzeugart durch den Prozess des „Tiefziehens“ ist bereits Stand der Technik [75]. Zur Prüfung der Tiefziehfähigkeit hat sich der sogenannte Swift-Cup-Test etabliert.

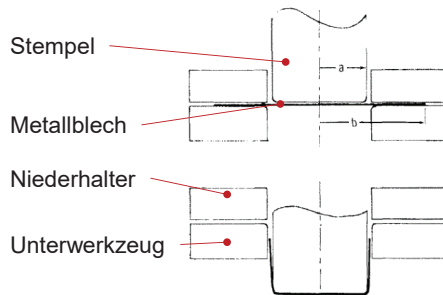


Abbildung 2.12: Schematischer Aufbau des Swift-Cup-Tests.[76]

Bei diesem Test zur Ermittlung der Tiefziehbarkeit von Metallblechen wird ein kreisrunder Probekörper von einem ringförmigen Niederhalter fixiert. Das fixierte Zentrum der Probe wird dann von einem Stempel nach unten umgeformt. Dabei kommt es zur Plastifizierung der Probe im Randbereich des Niederhalters, was Budiansky et al. in ihren Untersuchungen berücksichtigen (vgl. Abbildung 2.12). Die Zielgröße des Swift-Cup-Tests ist die „limiting drawing ratio“ (LDR). [76]

Der Swift-Cup-Test bzw. vergleichbare experimentelle Aufbauten wurden zur Untersuchung von **Metall-Kunststoff-Sandwich**-Verbunden herangezogen. Es wurden Untersuchungen mit Faserverstärkung [77–79] und mit reinem Polymerkern [80] bzw. selbstverstärkenden Polymerkernen [79, 81] vorgenommen. Gresham et al. [77] vergleichen die Kraft-Weg-Kurven von selbstverstärkendem Polymer-Kern (Curv®) und einer Faserverstärkung (TwinTex®). Erwartungsgemäß lässt sich der faserverstärkte Sandwich-Verbund nur beschränkt tiefziehen und reißt früher.

Der Swift-Cup-Test lässt sich aufgrund der werkstofflichen Limitationen nicht sinnvoll auf textilverstärkte FKV-Halbzeuge übertragen. Selbst wenn textile FKV-Halbzeuge quasiplastisch verformbar wären, wäre der Swift-Cup-Test für grundlegende Untersuchungen nicht zielführend, da hier bereits eine zweidimensionale Verformung stattfindet und die schmelzflüssige Matrix in Kontakt mit dem Werkzeug kommen würde, was weitere Störeinflüsse wie z. B. Reibkräfte oder Schmiereffekte verursachen würde (s. „Tool-Ply“, Kapitel 2.3.2.4.). Es muss also ein alternativer Versuchsaufbau gefunden werden.

## 2.4 Recycling von Kohlenstofffasern

Die Nachfrage nach Kohlenstofffasern hat sich in den Jahren 2010 bis 2018 mit 78,5 kt pro Jahr mehr als verdoppelt. Der Markt für CF entwickelte sich in diesem Zeitraum mit einer durchschnittlichen jährlichen Wachstumsrate von 11,45 % und damit deutlich schneller als bspw. die Nachfrage nach Glasfasern, was sich aus dem moderaten Wachstum für den GFK-Markt in Europa im gleichen Zeitraum von 1.015 kt auf 1.141 kt schließen lässt. [82]

Werden CF zur Herstellung von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoff-Bauteilen (CFK) eingesetzt, fällt je nach Fertigungsprozess bis zu 50 % der CF-Eingangsmenge als Abfall während der Prozesskette an [13, 19]. Diese Abfälle werden „inhouse“- oder auch „post-industry“-Abfälle genannt. Die Menge an inhouse-Abfällen kann nicht exakt beziffert werden. Aktuell werden jedoch pauschale Schätzungen in Höhe von ca. 30 % des CF-Bedarfs seitens der Industrie kolportiert [11]. Den inhouse-Abfällen gegenüber stehen die „End-of-Life“(EoL)- bzw. „post-consumer“-Abfälle [83–85]. Letztere Abfälle entstehen am Ende eines Produktlebens und stellen besondere Herausforderungen an das Recycling, da CFK-Bauteile oft Teil einer übergeordneten Bauteilgruppe oder des Gesamtprodukts darstellen und entsprechend vor dem Recycling separiert werden müssen.

Der Umgang mit diesen CF-Abfällen gestaltet sich zunehmend schwierig. In europäischen Ländern dürfen CF bzw. mit CF kontaminierte Abfälle aufgrund anorganischer Bestandteile (u. a. Haftvermittler auf den Fasern) nicht mehr deponiert werden [86]. Die thermische Verwertung in Müllverbrennungsanlagen (MVA) ist ebenfalls zunehmend problematisch, da die elektrische Filtertechnik der MVAs anfällig für die leitfähigen CF sind und somit leicht Kurzschlüsse verursacht werden können [87]. Während also klassische Möglichkeiten der Werkstoff-Entsorgung wegfallen, fordert der Gesetzgeber eine zunehmende stoffliche Verwertung, bspw. durch die Altfahrzeug-Verordnung, nach der Kraftfahrzeuge nach dem Ende des Produktlebens ab dem Jahr 2015 zu mindestens 85 % stofflich verwertet werden, also recycelt werden müssen [14].

Diese ökonomischen, ökologischen, prozessseitigen und legislativen Randbedingungen erzwingen ein stoffliches Recycling von CF-Abfällen.

### 2.4.1 Recyclingverfahren für Kohlenstofffaser-Abfälle

Je nach Abfall-Typ müssen CF unterschiedlich aufbereitet werden, damit sie wieder für die Fertigung von CFK-Bauteilen eingesetzt werden können. Im Folgenden soll vor allem auf die gängigsten Verfahren zur Wiederaufbereitung eingegangen werden, je nach anschließendem Verarbeitungsprozess gibt es darüber hinaus jedoch eine Vielzahl an Sonderformen der Aufbereitung. Eine weiterführende Übersicht über die Recyclingverfahren geben Asmatulu et al. [88].

Im Fall von **trockenen CF-Abfällen** besteht die Aufbereitung primär aus der Vereinzelung der Fasern. Faserverschnitt-Abfälle müssen für die meisten Verarbeitungsrouten für CF „geöffnet“ werden, d. h. die textilen Strukturen werden durch mechanische Einwirkung wie Schneiden oder Reißen aufgelöst und die Fasern werden wiederum vereinzelt. Dabei bleibt die Faserschicht (ein Haftvermittler in der Faser-Matrix-Grenzfläche) erhalten, so dass die so gewonnenen rCF ohne weitere chemische Behandlung weiterverarbeitet werden können. Die in dieser Arbeit zur Anwendung kommenden Stapelfasern, also Fasern endlicher Länge, werden durch ebendiese Öffnungs- und Schnitt-Prozesse für die weitere Verarbeitung aufbereitet.

Mit **Matrix kontaminierte CF-Abfälle** sowie **ausgehärtete CFK-Bauteile** müssen von der Matrix getrennt werden. Hierfür reicht eine mechanische Bearbeitung nicht mehr aus und es kommen andere Verfahren zum Einsatz, die im Folgenden kurz erläutert werden sollen.

Das Verfahren, welches nicht nur in der Forschung, sondern auch bereits industrielle Anwendung erfährt, ist die **Pyrolyse**. Dabei werden die FKV-Abfälle unter Schutzgasatmosphäre (in der Regel Stickstoff) hohen Temperaturen von ca. 300 – 600 °C ausgesetzt und die Matrix thermisch zersetzt [89]. Teilweise wird in einer zweiten Stufe Sauerstoff eingeleitet, so dass die Matrixrückstände von der Faser abgebrannt werden können [90–92]. Weiterhin lassen sich bei der Pyrolyse kontinuierliche und batch-basierte Prozesse unterscheiden, wobei erstere vor allem in der industriellen Umsetzung relevant sind. Beispiele für kommerzielle Unternehmen, die per Pyrolyse FKV-Recycling betreiben, sind in Tabelle 2.1 angeführt.

Tabelle 2.1: Pyrolyse-Unternehmen weltweit, Stand 2017

Firma	Standort	Kapazität p.a.	Halbzeuge	
CarboNXT	GER	1.000 t	200 – 300 t/a.	[11]
ELG	UK	2.000 t	ja, Menge unbek.	[10]
Carbon Fiber Remanufacturing	KS, NC, OH, USA	700 t	ja, Menge unbek.	[10]
Carbon Conversions	SC, USA	2.000 t	ja, Menge unbek.	[93]

Eine weitere thermische Recyclingmethode, die der Pyrolyse ähnlich ist und sich in der Literatur als zweite thermische Recyclingmethode durchgesetzt hat, ist die von Pickering et al. [94] an der University of Nottingham entwickelte „**Fluidised Bed**“ Methode. FKV-Abfälle werden auf eine Kantenlänge von ca. 25 mm zerkleinert und anschließend in einem Reaktor mit Quarzsand gemischt. Durch einen Luftstrom mit Strömungsgeschwindigkeiten von 0,4 - 1,0 m/s und Temperaturen von 450 - 550 °C werden Faser und Matrix voneinander getrennt und die Fasern in anschließenden Prozessschritten separiert. [94–96]

In Abgrenzung zum thermischen Recycling lässt sich eine Gruppe an Recyclingverfahren zusammenstellen, die auf chemischen Methoden zur Aufbereitung von FKV-Abfällen basiert. Diese Verfahren lassen sich unter dem Begriff der **Solvolyse** zusammenfassen. Das Grundprinzip ist dabei der Einsatz eines Lösungsmittels, um Faser und Matrix wieder voneinander zu trennen, in dem die Matrix in ihre chemischen Grundbestandteile aufgelöst wird. Dabei wurden sowohl unterschiedliche Prozessbedingungen als auch Lösungsmittel untersucht. Oliveux et al. [97] sowie Morin et al. [98] geben hierzu einen umfassenden Überblick. Eine bedeutende Variante der Solvolyse ist die **Hydrolyse**. Das verwendete Lösungsmittel ist dabei Wasser, welches durch hohe Temperaturen (> 374 °C) und Druck (> 221 bar) in einen superkritischen Zustand versetzt wird und in diesem Zustand die Matrix zersetzen kann. Als Beispiel für diesen Prozess können Bai et al. [99] angeführt werden, die anhand unterschiedlicher Prozessbedingungen die Abhängigkeit der mechanischen Leistungsfähigkeit der recycelten CF von der Matrixauflösungsrate anhand verschiedener optischer Untersuchungsmethoden (Rasterelektronenmikroskopie (REM), AFM, XPS) und Einzelfaserzugversuchen untersuchten und ideale Prozessfenster identifizierten, um schadensfrei CF zu

recyclen. Da die superkritischen Prozessbedingungen für Wasser jedoch nur unter hohem Aufwand zu erreichen sind, wird zunehmend an Verfahren mit sogenannten subkritischen Bedingungen geforscht. Hierbei kommen in der Regel Additive zum Einsatz, um die notwendigen Temperaturen und Drücke zu reduzieren. Beispielhaft können hierfür Yan et al. [100] angeführt werden, die als Additive Phenol und Kaliumhydroxid (KOH) verwendeten. Die Solvolyse erfährt ein hohes Forschungsinteresse, wird momentan jedoch noch kaum im industriellen Maßstab angewendet. Ein Beispiel für die kommerzielle Umsetzung ist das Start-Up Vartega aus den USA, die die Solvolyse erfolgreich zum CF-Recycling einsetzen und entsprechende Halbzeuge anbieten [101, 102].

Weiterhin ist die **elektrodynamische Fragmentierung (EDF)** zu nennen. Dieses Verfahren wurde erstmals um 1960 an der Polytechnischen Universität von Tomsk in Russland beschrieben und hat seine Wurzeln im Bereich der Mineral- bzw. Gesteinstrennung, später auch der Stahlbeton- und Zement-Trennung im Sinne eines Recyclings im Bauwesen [103–105]. In den letzten 5 – 10 Jahren wird die EDF jedoch auch als Methode zum Recycling von FKV untersucht. Das Grundprinzip der EDF basiert auf der plötzlichen Entladung ( $< 5 \mu\text{s}$ ) von Hochspannungsimpulsen in einem Reaktor, welcher mit Wasser gefüllt ist und den zu recycelnden FKV enthält. Da unter diesen Bedingungen das Wasser stärker isoliert als der FKV, entsteht ein hochenergetischer Plasma-Kanal. Dieser durchdringt den FKV und löst Schockwellen aus, die dann letztendlich die einzelnen FKV-Phasen (Faser, Matrix) aufbrechen [106]. Die Anzahl der Impulse, denen der FKV ausgesetzt ist, bestimmt dann den Grad der Fragmentierung und wird solange erhöht bis die gewünschte Fragmentierung erreicht ist.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die in dieser Arbeit verwendeten Stapelfaserhalbzeuge nicht nur aus geöffneten und geschnittenen Fasern hergestellt werden können, sondern potenziell auch aus rCSF, die mittels Pyrolyse, Solvolyse oder EDF aufbereitet wurden. Hierbei muss dann jedoch beachtet werden, dass die rCSF in diesen Fällen erneut beschichtet, also mit einem neuen Haftvermittler zur Anbindung der Matrix ausgerüstet werden müssen.

#### **2.4.2 Verarbeitungsrouten für recycelte Kohlenstofffasern**

Um recycelte Kohlenstofffasern (rCF) wieder in Fertigungsprozessen einsetzen zu können, müssen Sie zunächst in eine Halbzeugform überführt werden. Wichtige



Unterscheidungskriterien sind dabei die in Frage kommenden Matrix-Arten (thermoplastische oder duroplastische Kunststoffe) und das mechanische Leistungspotenzial, welches über die gewählte Halbzeugform im späteren Bauteil erreichbar ist. Weiterhin können nicht alle Halbzeugformen aus allen Recycling-Verfahren bedient werden, da bspw. benötigte Mindest-Faserlängen nicht mehr erreicht werden können. Im Folgenden sollen die grundlegenden Halbzeugformen kurz erläutert werden, eine umfassendere Übersicht über verschiedene rCF-Halbzeugformen und deren Herstellungsprozesse liefern Pimenta et al. [107] und Oliveux et al. [97].

**RCF-Pulver** sind die einfachste Form, um rCF erneut verwenden zu können. Pulverförmige rCF sind bspw. das Ergebnis von mechanischen FKV-Recyclingverfahren, bei denen der FKV bspw. durch Hammermühlen gemahlen wird. Sie können aber auch direkt bei der Nachbearbeitung von FKV-Bauteilen anfallen, z. B. bei Sägeprozessen [108]. In der Regel sind im rCF-Pulver auch Matrix-Reste enthalten, da eine Separation von Faser und Matrix nicht stattfindet. Durch Sieben können die Pulverpartikel in verschiedene Korngrößen geclustert werden, was der einzige Verarbeitungsschritt hin zur „Halbzeugstufe“ ist. Der häufigste Anwendungsfall ist die Nutzung von rCF-Pulvern als Füllstoff zur Verstärkung von reinen Kunststoffen. Uhlmann et al. [109] untersuchten die Auswirkungen von rCF-Pulvern als Füllstoff für Polypropylen (PP) und konnten einen positiven Einfluss auf die mechanischen FKV-Eigenschaften feststellen, so dass bspw. die Verwendung von 30 Gew.-% rCF-Pulver im Vergleich zu reinem PP eine Erhöhung der Zugfestigkeit von 45 % auf 33,2 MPa zur Folge hatte.

Wenn aus dem vorgeschalteten Recyclingverfahren kurze Faserlängen (im mm-Bereich) resultieren, kommt die Weiterverarbeitung zu **rCF-Compounds** in Frage. Hierbei werden die rCF einem Extrusionsprozess zugeführt, mit thermoplastischem Kunststoff gemischt und der Compound hergestellt. Die resultierenden Faserlängen bewegen sich dabei im  $\mu\text{m}$ - bis mm-Bereich [110, 111]. Die rCF-Compounds können dann im Spritzgussprozess verarbeitet werden [112].

Erreichen die rCF aus den Recyclingverfahren noch Faserlängen im mm- bis cm-Bereich, können daraus auch duroplastische **Fließpressmassen** als Halbzeuge hergestellt werden, also Bulk Molding Compounds (BMC) [113] oder Sheet Molding Compounds (SMC) [114, 115]. Ein Anwendungsbeispiel für rCF-SMC mit Faserlängen von

ca. 40 mm bis 60 mm ist eine Verstärkungsschale der C-Säule der BMW 7er-Reihe (Baureihe G11) [116].

rCF-Halbzeuge lassen sich weiterhin über verschiedene textile Verarbeitungstechnologien herstellen. Cherif gibt einen allgemeinen und umfassenden Überblick über die verschiedenen **textilen Halbzeugarten** sowie deren Fertigung [12]. In der Regel werden zur Herstellung textiler Halbzeuge Faserlängen im cm-Bereich benötigt. Je nach textiler Halbzeugart sind mehrere Prozessschritte notwendig, um von der Faser zum fertigen rCF-Halbzeug zu gelangen, vgl. Abbildung 2.13.

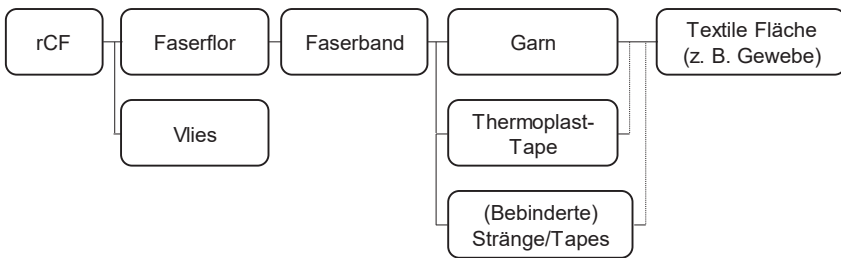


Abbildung 2.13: Prozessketten für verschiedene textiltechnikbasierte rCF-Halbzeuge

Die Verarbeitung von rCF zu **rCF-Vliesen** ist die Methode mit den wenigsten Prozessschritten. Dabei kommen maßgeblich drei verschiedene Fertigungsverfahren zum Einsatz, die von Schlichter zusammengefasst wurden [117]. Für geringe Flächengewichte von 5 bis 50 g/m<sup>2</sup> kann das sogenannte Nassvlieslegeverfahren [118, 119] eingesetzt werden. Dieses Verfahren hat den Vorteil, dass durch die Regulierung der Strömungsgeschwindigkeit des transportierenden Fluids eine relativ hohe Faserorientierung bis ca. 70 % erreicht werden kann. Für Grammaturen ab ca. 20 bis 200 g/m<sup>2</sup> können Karden (für Faserlängen < 60 mm, hoher Materialdurchsatz) oder Krempel (für Faserlängen > 50 mm, schonendere Verarbeitung) eingesetzt werden. Durch den zusätzlichen Einsatz von Kreuzlegern kann mittels dieser Verfahren annähernd eine Isotropie erreicht werden, ansonsten weisen die durch Krempel oder Karden hergestellten Vliese eine Vorzugsorientierung der Fasern in Prozessrichtung auf. Für hohe Flächengewichte von 200 bis 5.000 g/m<sup>2</sup> wird die Airlay-Vliesbildung (aerodynamische Vliesbildung) verwendet. Airlay-Vliese weisen die Besonderheit von teilweise in z-Richtung orientierten Fasern auf und nehmen damit eine dreidimensionale Struktur an [120].

Aufgrund der geringen möglichen Flächengewichte untersuchten Pang et al. [121] die Eignung von nassvliesgelegten rCF-Vliesen als Heizfolien. Wölling et al. [122] verglichen nassvliesgelegte und kardierte Vliese und verarbeiteten sie im Resin Transfer Molding (RTM) Prozess [122]. Gulich et al. [123] untersuchten die Herstellung und Optimierung von rCF-Vliesen im Kardier- und Airlay-Verfahren[123]. Außerdem untersuchten sie, wie Fremdfasern (z. B. Nähfäden) mittels Lasern entfernt werden können [124]. Abgesehen von der laufenden Forschung sind rCF-Vliese bereits kommerziell erhältlich [125–127]. Allen Vliesen mit isotropischer Faserausrichtung ist gemein, dass nur Faservolumengehalte (FVG) bis ca. 40 % möglich sind, da einzelne sich kreuzende Fasern eine höhere Kompaktierung der Vliese in der FKV-Herstellung verhindern bzw. bei zu hohem Verarbeitungsdruck Faserbruch auftritt. Dieser Effekt verstärkt sich, je geringer der Faserorientierungsgrad im Vlies ist. Pickering et al. [128] untersuchten die Zusammenhänge zwischen dem Faserorientierungsgrad, dem Verarbeitungsdruck, Faserlängen und des resultierenden maximal erreichbaren Faservolumengehalts und nutzten ein spezielles Verfahren zur Herstellung eines Vlieses mit unidirektional gerichteten Fasern. Dadurch konnten FVG von 43 % bzw. 46 % erreicht werden, jedoch betragen die Faserlängen durchschnittlich nur noch 12 mm bzw. 3 mm.

Sollen rCF zu Halbzeugen mit **bestmöglicher Erhaltung der Faserlängen und höchstmöglicher Faserorientierung** verarbeitet werden, wird ein bspw. durch Krempeeln hergestellter Faserflor zu einem **Faserband** weiterverarbeitet (s. Abbildung 2.13). Durch die Verstreckung der Faserbänder kann die Faserorientierung weiter erhöht werden. Die Faserbänder bilden das Eingangsmaterial für die Herstellung von **Stapelfaser-Garnen, Tapes und strangförmigen Halbzeugen**.

**Strangförmige Halbzeuge**, die zur Verarbeitung mit einer duroplastischen Matrix konzipiert sind, werden oft als Bindertapes bezeichnet. Ein Beispiel für diese Halbzeugart sind die von Rimmel et al. [129] entwickelten Bindertapes, bei denen recycelte Kohlenstoff-Stapelfaser-Bänder (rCSF-Bänder) mittels einer speziellen Falltechnik in einer proprietären Anlage mit einem Bindermesh versehen werden und somit als zugstabiles Bindertape im Automated Tape Laying (ATL) zu Preforms verarbeitet werden können [129, 130]. Zur Herstellung von Bauteilen können die Preforms dann in einem weiteren Prozessschritt mit Harz infiltriert werden. Hofmann et al. [131] entwickelten eine

Technologie, bei der ein Stapelfaserband durch eine trichterförmige Bebindereinheit geführt wird [131]. Der bebinderte rCF-Strang wurde dann mit einer Legemaschine zu textilen Flächen abgelegt. Yu et al. [132] wiederum entwickelten die sogenannte HiPerDiF-Methode (für „High Performance-Discontinuous Fibre Method“), bei der die Fasern in einer wässrigen Suspension auf Leitbleche geschwemmt werden, wodurch die Fasern orientiert auf ein mit Vakuum beaufschlagtes, permeables Transportband abgelegt werden. Das Fluid wird durch das Transportband abgesaugt und der orientierte Faserstrang wird mit einem Epoxidharz vorimprägniert. Die weitere Verarbeitung erfolgte dann im Autoklav.

Eine Alternative zu strangförmigen Halbzeugen für Duroplast-Matrixsysteme sind **thermoplastische Tapes** aus Stapelfaserbändern. In dem Fall werden die geöffneten rCF bereits vor dem Krempelprozess mit Thermoplast(TP)-Fasern durchmischt und gemeinsam in der Krempel ausgerichtet. Der Faserflor wird dann zu einem Stapelfaserband zusammengefasst, der durch die Thermoplastfasern mit entsprechendem Crimp (Faserkräuslung) eine deutlich höhere Zugfestigkeit aufweist als reine rCF-Stapelfaserbänder. Ausheyks et al. [133] haben ein Verfahren zur Konsolidierung von rCF/TP-Stapelfaserbändern zu rCF-Tapes entwickelt. Diese zeichnen sich dabei durch eine hohe Maßhaltigkeit und gute Imprägnierqualität aus, da sie im Herstellprozess bereits vollständig konsolidiert werden. Die Verarbeitung kann entweder im ATL-Prozess (Preform-Herstellung) mit anschließender Umformung durch eine Presse (Thermoformen) erfolgen, oder die Tapes werden gewebt und in einem zweiten Schritt zu Organoblechen (s. 2.2.1) konsolidiert.

Ein alternatives Herstellungsverfahren zu rCSF-Tapes wurde von Möbitz et al. [134] entwickelt. Hierbei werden zunächst rCSF-Vliese in einem Krempelverfahren hergestellt, dessen Faserorientierung nach Anlagenmodifikationen und Prozessoptimierungen 88 % (in Vliesrichtung) betrug. Die Vliese wurden daraufhin mittels eines Kalendersystems konsolidiert und anschließend in Tapes mit einer Breite von 25 mm verarbeitet. Mit dem hergestellten rCF-Vliestape konnten erfolgreich Webversuche durchgeführt werden, in denen das Tape als Schussfaden eingesetzt wurde.

Die bestmögliche Faserorientierung im Halbzeug lässt sich nach aktuellem Stand der Technik jedoch durch das Spinnen von **recyclten Kohlenstoff-Stapelfasergarnen** (rCSF-Garnen) erreichen. Als Eingangsmaterial dienen rCSF-Bänder, die durch die

Doublierung und Verstreckung von mehreren Bändern in Streckprozessen vergleichmäßig werden, wodurch eine einheitliche längenbezogene Masse (gemessen in  $1 \text{ tex} = 1 \text{ g/km}$  [135]) im späteren Garn erreicht wird [29]. Durch diesen Prozessschritt wird außerdem die Faserorientierung noch weiter erhöht, so dass die Fasern optimal in Bandrichtung vorliegen. Das rCSF-Garn kann dann in verschiedenen Spinnprozessen hergestellt werden, bspw. dem Friktionsspinnen, dem Ringspinnen, Rotorspinnen, Luftdüsen-spinnen oder auch dem Umwindespinnen. Abdkader et al. [136] untersuchten die einzelnen Verfahren hinsichtlich ihrer Eignung zur Herstellung von rCSF-Garnen anhand der Kriterien Garnleichmäßigkeit, Garnfestigkeit und erzielbarer Garnfeinheit sowie der Produktionsgeschwindigkeit und der Prozessstabilität und identifizierten die Verfahren des Ring-, Flyer-, Friktions- und Umwindespinnens als geeignete Verfahren zur Herstellung von rCSF-Garnen. Hengstermann et al. [137, 138] führten grundsätzliche Untersuchungen zu Flyer-gesponnenen rCSF-Garnen durch und untersuchten unter anderem die Abhängigkeit der Garnzugfestigkeit von den Faktoren Faserlänge, Garntwist und FVG, da die Zugfestigkeit für die spätere Verarbeitbarkeit zu textilen Flächen einen kritischen Materialparameter darstellt. Weiterhin wurden die Garne zu unidirektionalen Zug-Probekörpern verarbeitet, wobei zwei primäre rCSF-Längen von 40 mm und 60 mm unterschieden werden. Es wurde ein negativer Einfluss des Garn-Twists auf die Zugeigenschaften der Garne mit Ausgangsstapelfaserlänge 60 mm festgestellt. Durch den Twist werden die rCSF im Garn entlang der Zugrichtung tordiert und liegen nicht mehr ideal gestreckt vor. Dies ist ein struktureller Nachteil von Flyer-gesponnenen Garnen.

Der Garntwist kann vermieden werden, indem das Umwindespinnverfahren eingesetzt wird. Akonda et al. [139] untersuchten daher die Faserorientierung in Zugprüfkörpern, die aus umwindegesponnenen rCSF-Garnen aus 15 – 27,7 % rCSF und einer PP-Matrix bestanden. Über 90 % der rCSF waren im späteren Probekörper in Zugrichtung orientiert. Ein Patent zu rCSF-Garnen wurde den Autoren erteilt [140]. Weitere Untersuchungen zum Spinnen von rCSF-Garnen wurden von Miyake et al. [141] durchgeführt, wobei das genaue Spinnverfahren jedoch nicht genannt wird. Die erreichte Ausrichtung der Fasern wird mit ca. 70 % ( $\pm 14^\circ$ ) in Garnrichtung angegeben. Die Auswahl eines geeigneten Garnherstellungsverfahrens ist essentiell für die Faserausrichtung. rCSF-Garne sind grundsätzlich geeignet, um konventionelle Rovings zu ersetzen.

Aus rCSF-Garnen können in einem weiteren Prozessschritt textile Flächen gebildet werden, z. B. Gewebe oder Gelege (im Englischen: non-crimp fabric, NCF). Dabei können die rCSF-Garne als Kett- und Schussfaden eingesetzt werden. Je nach textilen Parametern wie bspw. der Fadendichte und den verwendeten Garnfeinheiten lassen sich verschiedene Flächengewichte im Textil realisieren. Enthalten die rCSF-Garne bereits eine thermoplastische Matrix (Hybridgarn), so können aus den textilen Flächen im nächsten Schritt Organobleche (s. 2.2.1) hergestellt werden, was bisher jedoch nicht im Stand der Forschung abgebildet ist. [29]

In Anbetracht der Vielzahl möglicher Recycling-Routen für CF sollte für den individuellen Fall entschieden werden, welche Halbzeugart angestrebt wird. Ein Recycling im Wortsinn kann jedoch nur gelingen, wenn die Eigenschaften der CF bis in die rCF-Anwendung hinein erhalten werden. Die meisten zuvor vorgestellten Halbzeugarten entsprechen jedoch eher einem Downcycling, die Erhaltung der CF-Eigenschaften ist in diesen Fällen nicht möglich. Zur Veranschaulichung dient Abbildung 2.14, welche die Kennwerte für die spezifische Zugfestigkeit und -steifigkeit aus der zuvor genannten Literatur zusammenfasst. Hierbei wurde nach der Halbzeugart unterschieden. Die spezifischen Kennwerte wurden verwendet, um das Leichtbaupotenzial der einzelnen Halbzeuge besser vergleichen zu können. Eine ausführliche tabellarische Auflistung der Kennwerte mit Quellenverweis ist im Anhang enthalten (vgl. Tabelle 10.1).

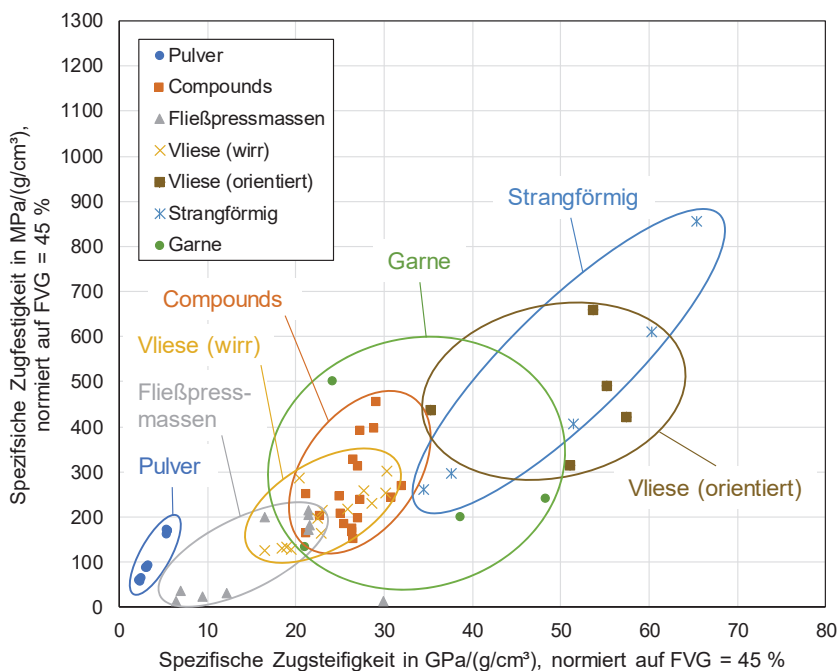


Abbildung 2.14: Zugkennwerte der in 2.4.2 erfassten rCF-Halbzeuge

### 2.4.3 Ökonomische Aspekte der Verarbeitung von recycelten Kohlenstofffasern

Ein wichtiger Aspekt zur erfolgreichen Etablierung von recycelten Kohlenstofffasern als Einsatzmaterial für die Fertigung von Faserkunststoffverbunden ist der Nachweis der ökonomischen Sinnhaftigkeit. Die Forschung konzentriert sich jedoch auf die Entwicklung von Recyclingverfahren für CF-Abfälle und rCF-Verarbeitungsrouten sowie die mechanische Charakterisierung (vgl. Kapitel 2.4.1 und 2.4.2). Die ökonomische Evaluation von CF-Recyclingverfahren und der Verarbeitung von rCF ist lückenhaft und findet wenig wissenschaftliche Beachtung [142].

Witik et al. [19] verglichen im Rahmen eines Life Cycle Assessments (LCA) das Recycling von CF mittels Pyrolyse mit thermischer Verwertung und der Deponierung. Die Pyrolyse-rCF wurden dann hypothetisch genutzt, um neue Glasfasern bzw. neue CF

zu ersetzen. In Bezug auf Umwelt-Aspekte (CO<sub>2</sub>-Emission, Beitrag zum Klimawandel) wurde ein Potenzial zum Recycling von CF mittels Pyrolyse identifiziert, wenn die rCF in der Folge neue CF substituieren. Eine ökonomische Bewertung der Substitution von neuen CF durch rCF wurde jedoch nicht vorgenommen. Da die Studie zudem aufgrund fehlender Daten auf zahlreichen Annahmen basiert, sollte sie kritisch hinterfragt werden und wird hier nur der Vollständigkeit halber aufgenommen, da zumindest die Prozesskette analysiert wurde.

Im Gegensatz zu Witik et al. wurde die ökonomische Bewertung von Li et al. [143] vorgenommen, indem eine LCA- mit einer Life Cycle Cost (LCC)-Analyse kombiniert wurde. Gegenstand der Untersuchung war ein mechanisches Recyclingverfahren für CF, welches wiederum mit der thermischen Verwertung und der Deponierung von CF verglichen wurde. Da mit dem mechanischen Recycling nur ca. 40 % der CF zurückgewonnen werden und diese aufgrund ihrer Degradation nur zur Substitution von Glasfasern genutzt werden können, ergab sich in dieser Studie kein ökonomischer Vorteil durch das CF-Recycling. Sie postuliert jedoch, dass der Schlüssel zum ökonomisch erfolgreichen Recycling von CF in der Substitution von neuen CF durch rCF in FKV liegt. Dies setzt jedoch Recyclingverfahren wie z. B. die Pyrolyse voraus, durch die bis zu 100 % der Fasern zurückgewonnen werden können und gleichzeitig die mechanische Leistungsfähigkeit erhalten bleibt.

Meng et al. [142] führten eine technisch-ökonomische Analyse eines rCF-Automobil-Bauteils durch, bei der sie das Recycling von CF durch den Fluidised-Bed-Prozess, verschiedene rCF-Verarbeitungsrouten und resultierende Treibstoff-Einsparungen während der Nutzungsphase des Bauteils berücksichtigten. Für den Fluidised-Bed-Prozess wurde ein Mindest-Verkaufspreis von 5 US-\$/kg (ca. 4,50 €/kg) bei einer Jahres-Produktionsmenge von 500 t identifiziert. Es ist jedoch nicht ersichtlich, ob hier ein Deckungsbeitrag berücksichtigt wurde.

Für die Verarbeitungsrouten von rCF zur Herstellung von FKV-Bauteilen wurden drei Prozesse unterschieden: Pressen von rCF-Epoxidharz(EP)-Wirrfaserprepregs, Pressen von gerichteten rCF-EP-Prepregs und Spritzguss von rCF-PP-Compounds. Die Zielprozesskosten für die Herstellung des gerichteten Faser-Halbzeugs betragen dabei 10 – 16 \$/kg und 11,6 \$/kg für die Wirrfasermatte. Diese Annahmen wurden getroffen, da den Autoren keine konkreten Kosten vorlagen.



Abhängig von der Bauteilkomplexität und der Gewichtsersparnis konnten unterschiedliche Kostenreduzierungspotenziale für FKV-Bauteile ermittelt werden, wobei die gerichtet rCF-verstärkten Bauteile eine Kostenreduktion von über 35 % im Vergleich zum Stahlbauteil ermöglichten.

Im Rahmen einer am Institut für Textiltechnik Augsburg gGmbH (ITA) betreuten Bachelorarbeit von Abbt [144] wurde die Kostenstruktur für die Herstellung von rCF-Vliesen untersucht. Es wurden zwei verschiedene Varianten betrachtet: ein Vlies aus 100 % rCF (C100) und ein Vlies aus einer Mischung von 50 % rCF und 50 % PP-Fasern (CPP50), wobei es sich vermutlich um Volumenprozentangaben handelt. Die notwendigen Randbedingungen für die Kostenanalyse wie z. B. Personalkosten, Maschinenkosten, Durchsatzraten etc. wurden teils anhand eigener Anlagentechnik und teils durch Experteninterviews ermittelt. Neben der Kostenanalyse wurde aufgrund einer Expertenaussage angenommen, dass die Selbstkosten (z. B. für Verwaltung, Marketing, Vertrieb etc.) 40 % der Produktionskosten betragen. Weiterhin wurde ein Gewinnaufschlag von 10 % auf die Selbstkosten addiert. Der so ermittelte Verkaufspreis wurde mit den Marktpreisen abgeglichen, die durch eine Umfrage ermittelt wurden. Es wird eine Marktpreisspanne von 31,20 €/kg bis 78,55 €/kg angegeben. Es wurde aufgezeigt, dass die wirtschaftliche Herstellung von rCF-Vliesen möglich ist, da die ermittelten Verkaufspreise sich innerhalb oder unter der Marktpreisspanne einordnen. Diese Wirtschaftlichkeitsanalyse von Abbt unterliegt somit zwar vielen getroffenen Annahmen, ist jedoch ein sinnvoller erster Ansatz, der die ökonomische Bewertung von rCF-Vliesen zulässt.

## 2.5 Fazit

In Bezug auf die Prozessfunktionalität eines SFOB ergibt sich auf Basis des Standes der Forschung und Technik zum Verformungsverhalten von textilverstärkten FKV aufgrund des verwendeten rCSF-Geleges das Potenzial einer Verformung durch Zugkräfte.

- Die bisherige Forschung hat sich auf die Entwicklung entsprechender diskontinuierlich gerichteter Faserverstärkungsstrukturen und die Ermittlung von mechanischen Kennwerten konzentriert.  
→ Das Verformungsverhalten wurde bisher nicht eingehend untersucht.

Ein erfolgreiches Recycling von CF und die anschließende Reintegration in den Materialkreislauf bis hin zu rCF-FKV bedingt das Erreichen der folgenden Teilziele:

- Das Recycling der CF muss industriell umsetzbar sein und die Eigenschaften der Faser bestmöglich und reproduzierbar erhalten  
→ dieses Ziel wird bislang nur unzureichend erreicht. Industriell umgesetzte Lösungen umfassen rCF-Pulver, rCF-Compounds und rCF-Vliese. Sie können die mechanischen Eigenschaften von Neuware nicht erreichen, so dass alternative Halbzeugformen entwickelt werden müssen, um das Ziel der Erhaltung der mechanischen Eigenschaften zu erreichen.
- Die rCF-FKV müssen ökonomisch wettbewerbsfähig sein  
→ Die ökonomische Bewertung von rCF-Halbzeugen stand in der Literatur bisher nicht im Fokus. SFOB wurden bisher nicht analysiert.  
→ Eine ökonomische Wettbewerbsfähigkeit kann ebenfalls erreicht werden, wenn eventuelle Mehrkosten des Halbzeugs durch eine Zusatzfunktionalität (über)kompensiert werden.

Für die vorliegende Arbeit ergibt sich somit aus dem Stand der Technik, dass insbesondere SFOB auf Basis von rCSF-Gelegen hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften und Prozessfunktionalität untersucht werden und die Prozesskette einer Kostenanalyse unterzogen wird.

### 3 Herstellung von Stapelfaserorganoblechen

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Stapelfaserorganobleche (SFOB) verwendet, die sich in ihrem Herstellverfahren, den Laminatdicken sowie den verwendeten Garnen und Gelegen unterscheiden. Um eine Übersicht über die in dieser Arbeit eingesetzten Materialien zu ermöglichen, werden in diesem Kapitel die verschiedenen Materialien zusammengefasst und die Herstellung der SFOB beschrieben. Dabei orientiert sich die Gliederung an der Verarbeitungskette von der Faser bis zum Gelege (vgl. Abbildung 2.13), welche detailliert in einer gemeinsamen Veröffentlichung mit den *Deutschen Instituten für Textil- und Verarbeitungstechnik (DITF)* [29] beschrieben wird.

#### 3.1 Materialien: Recycelte Kohlenstoff-Stapelfasern und Matrixfasern

Als Verstärkungsfaser wurden rCF aus Abfallspulen des CF-Typs *Torayca T700GC-24k* der Fa. *Toray Carbon Fibers America Inc.* gewonnen. Als Matrixfaser wurden neue PA 6-Stapelfasern des Typs *Grilon P300* der Fa. *EMS-CHEMIE AG* eingesetzt. Diese beiden Fasertypen wurden für alle Untersuchungen in dieser Arbeit verwendet. Die Datenblätter der beiden Fasertypen sind im Anhang zu finden (Abbildung 10.1 ff.). Tabelle 3.1 fasst die Charakteristika der verwendeten Fasern zusammen.

Tabelle 3.1: Verwendete Fasermaterialien und deren Eigenschaften

	Kriterium	Einheit	Bezeichnung / Wert
rCF	rCF Typ	-	Torayca T700GC-24k
	Schnittlänge <sup>1</sup> rCSF	mm	80
	Zugfestigkeit	MPa	4900
	E-Modul	GPa	240
	Kriterium	Einheit	Bezeichnung / Wert
PA 6	PA 6 Fasertyp	-	Grilon P300
	Faserlänge PA 6	mm	60
	Faserfeinheit	dtex	3,3
	Crimp <sup>2</sup> PA 6	Bögen/cm	6,5

<sup>1</sup> Die „Schnittlänge“ ist die Länge, auf die die Spulenreste zu Beginn der textilen Verarbeitung zugeschnitten wurden.

<sup>2</sup> Die Kräuselung einer Faser wird als Crimp bezeichnet

### Hybride Stapelfasergarne und Stapelfasergelege

Aus den Fasern wurden von den *Deutschen Instituten für Textil- und Fasertechnologien (DITF)* in Denkendorf im Umwindespinnverfahren Stapelfasergarne gesponnen. Aufgrund von Anlagenrandbedingungen in der späteren Gelegeherstellung wurden die Kettgarne mit einem Titer von 800 tex hergestellt, die Schussgarne aufgrund der höheren erreichbaren Fadendichte mit 400 tex. Die Firma *Gustav Gerster GmbH & Co KG* stellte die Stapelfasergelege in einem unternehmenseigenen Verfahren her.

Es wurden zwei verschiedene Gelege hergestellt. Die beiden Varianten werden in dieser Arbeit als NCF-1 und NCF-2 benannt. Das NCF-1 wurde mit einer Breite von 290 mm hergestellt und diente hauptsächlich der Herstellung von Organoblechen im Autoklav. NCF-2 wurde zur Verarbeitung auf der Intervallheißpresse des IVW hergestellt und wies dementsprechend eine Gelegebreite von 600 mm auf. Die Charakteristika sind in Tabelle 3.2 dargestellt. Abbildung 3.1 zeigt eine Nahaufnahme von Gelege NCF-1 und eine Darstellung der in der Tabelle 3.2 aufgeführten Strukturmerkmale.

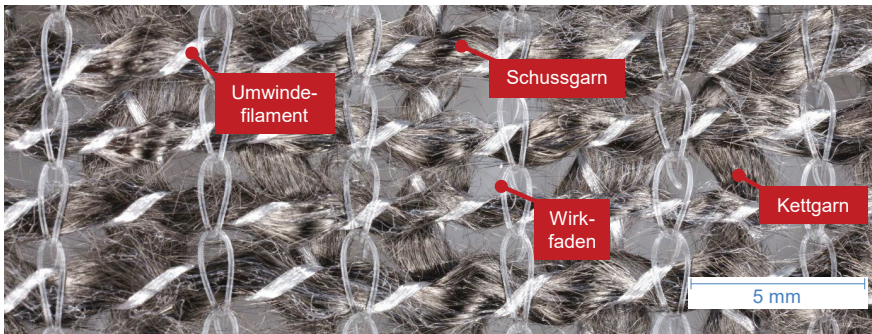


Abbildung 3.1: Nahaufnahme des Geleges NCF-1.

Die in Tabelle 3.2 aufgeführte „mittlere Faserlänge“ ist die durchschnittliche Länge, die die rCSF im Garn aufweisen und wurde in Einzelfaser-Messungen von den DITF bestimmt. In den textilen Verarbeitungsschritten von der Faser bis zum Gelege wurden die rCSF demnach um ca. 75 % eingekürzt (vgl. „Schnittlänge“ in Tabelle 3.1). Die Faserlänge wird in den Verarbeitungsprozessen vom Gelege zum Organoblech jedoch nicht mehr signifikant beeinträchtigt, so dass von dieser Faserlänge auch im Organoblech ausgegangen werden kann.

Tabelle 3.2: Verwendete Gelegetypen und ihre Merkmale

	Kriterium	Einheit	NCF-1	NCF-2
Garnebene	Umwindefilament <sup>1</sup>	-	PA 6 (Radicifiber 156F36)	PA 6 (PHP 110F18) <sup>4</sup>
	Median der Faserlänge der rCSF <sup>2</sup>	mm	unbekannt	24 (Kettfaden) 21 (Schussfaden)
	Titer Kettfaden	tex	800	800
	Titer Schussfaden	tex	400	400
Gelegeebene	Bindungsart	-	„Drapfix“ <sup>3</sup>	„Drapfix“
	Fadenorientierung	°/°	0/90	0/90
	Fadendichte Kette	1/cm	2	2
	Fadendichte Schuss	1/cm	4	4
	Wirkfaden	-	PA 66 Monofil	Polyester Multifil <sup>4</sup>
	rCF-Anteil	Vol.-%	ca. 45	ca. 45
	Flächengewicht	g/m <sup>2</sup>	370±10	370±10
	Gelegebreite	mm	290	600

<sup>1</sup> Das Umwindefilament kompaktiert das Faserband zum Garn (vgl. Abbildung 3.1)

<sup>2</sup> Der Median wurde an den DITF anhand von 150 Einzelmessungen pro Garncharge ermittelt. Die Werte wurden für NCF-1 nicht erhoben, sollten aber aufgrund vergleichbarer Verarbeitung ähnlich zu NCF-2 sein.

<sup>3</sup> „Drapfix“ ist eine unternehmenseigene Bezeichnung der *Gustav Gerster GmbH & Co. KG*.

<sup>4</sup> Die Bindungsart zeichnet sich durch eine besonders hohe Drapierbarkeit des Textils aus

<sup>4</sup>Die Hilfsfäden wurden in dieser Charge aus Verfügbarkeitsgründen gewechselt

Die hergestellten SFOB bestanden aus mehreren Lagen. Da die Gelege eine offene Struktur und damit einhergehend ein hohes Volumen im unverarbeiteten Zustand aufweisen, wurden die einzelnen Lagen derart aufeinandergestapelt, dass ein Stackaufbau mit möglichst hohem Nesting-Potenzial entstand. Unter Nesting ist dabei das lückenminimierende Anordnen einzelner Garne (oder konventionell auch Rovings) zueinander zu verstehen, wodurch eine höhere Kompaktierung des Stacks und damit eine bessere Konsolidierung erreicht werden kann. Der Grundaufbau (vgl. Abbildung 3.2) besteht demnach aus zwei Lagen, deren Seiten mit den Kettgarnen jeweils zu einander orientiert sind. Je nach gewünschter Laminatdicke wird dieser Grundaufbau wiederholt aufeinandergestapelt, wobei zwei Lagen ca. 0,5 mm Laminatdicke entsprechen.

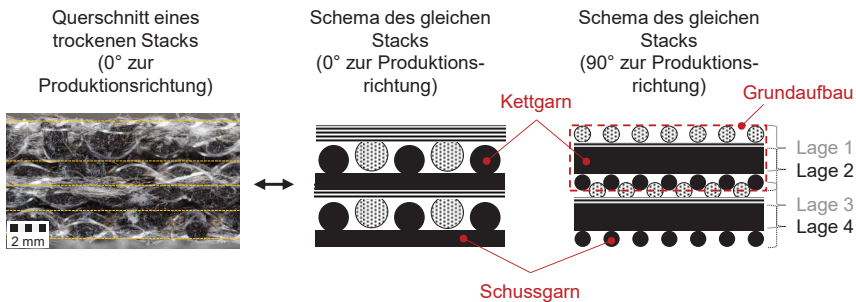


Abbildung 3.2: Stackaufbau für ein SFOB, hier beispielhaft für eine Laminatdicke von ca. 1 mm (4 Lagen)

Die rCSF-Gelege wurden am IVW entweder mittels der Intervallheißpresse oder im Autoklav zu SFOB verarbeitet.

### 3.2 Stapelfaserorganoblech-Herstellung mittels Intervallheißpresse

Ein Teil des für die Untersuchungen verwendeten SFOB wurde mit einer Intervallheißpresse (IHP) Fa. *ACM Advanced Composites and Machines GmbH* am IVW gefertigt.

Bei dieser semikontinuierlichen Fertigungstechnik (vgl. Kapitel 2.2.2) wurden die in Tabelle 3.3 aufgeführten Fertigungsparameter eingestellt. Die sich gegenüberliegenden Heiz- bzw. Kühlmodule (Ober- und Unterwerkzeug) wurden jeweils gleich eingestellt. Die Module an den Rändern und in der Mitte eines Anlagenabschnitts wurden ebenfalls gleich eingestellt. Die angegebenen Temperatureinstellungen sind demnach in Produktionsrichtung, also vom Werkzeugeinlauf bis –auslauf zu verstehen. Die eingestellten Maschinenparameter führten zu einem Soll-Temperatur-Druck-Profil wie in Abbildung 3.3 dargestellt. Um die Werkzeuglänge von 1 m zu durchlaufen, wurden 333 s benötigt, was einer Produktionsgeschwindigkeit von 10,8 m/h entspricht.

Tabelle 3.3: Fertigungsparameter für SFOB auf IHP

Laminatdruck	Klemmdruck	Öffnungshub	Vorschub	Soll-Zykluszeit	Presszeit	Heiz- / Kühl-Module
bar	bar	mm	mm	s	s	°C
20	20	4	30	10	7	250/290/290/ 220/110/60

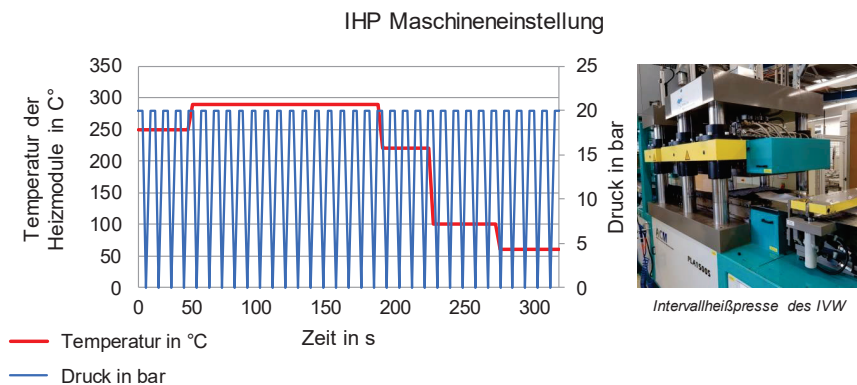


Abbildung 3.3: Druck- und Temperaturprofil über den Werkzeugweg der IHP

Aufgrund der hohen Wasseraufnahme von PA 6 [145] wurden die trockenen Gelege vor der Verarbeitung mindestens 12 h bei 80 °C getrocknet. Es wurden zwei Chargen SFOB mit den in Tabelle 3.4 angegebenen Eckdaten hergestellt.

Tabelle 3.4: Auf der IHP hergestelltes SFOB

Bezeichnung	Breite (mm)	Dicke und Dickentoleranz (mm)	Gelege (Typ)
IHP-1	290	1 <sup>-0,1</sup>	NCF-1
IHP-3	600	3 <sup>-0,1</sup>	NCF-2

Die Imprägnierqualität wurde über Lichtbildmikroskopie-Aufnahmen überprüft (vgl. Abbildung 3.4). Bei beiden SFOB wurden keine wesentlichen Poren identifiziert.

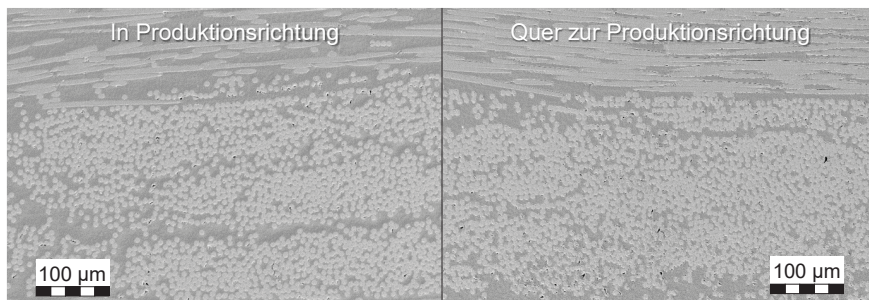


Abbildung 3.4: Lichtbildmikroskopieaufnahmen eines SFOB, hergestellt mit der IHP

Um die Faser-Matrix-Anhaftung zu überprüfen, wurde die Bruchfläche eines Zug-Projekörpers unter Verwendung eines Rasterelektronenmikroskops (REM) untersucht (vgl. Abbildung 3.5). Die Fasern weisen noch deutliche Matrix-Anhaftungen auf (z. B. Markierung 1 in Abbildung 3.5), was auf eine gute Faser-Matrix-Haftung schließen lässt. Wie erwartet, zeigen Matrixbrücken ein duktiles Bruchverhalten der Matrix an (z. B. Markierung 2 in Abbildung 3.5). Die Faserbruchflächen zeigen ein sprödes Bruchverhalten an (z. B. Markierung 3 in Abbildung 3.5).

Die Herstellung von SFOB mittels der IHP ist vorteilhaft, wenn größere Mengen Material einer Charge gleichmäßig verarbeitet werden soll, um somit eine möglichst konstante Qualität für verschiedene Untersuchungen zu gewährleisten. Sie ist jedoch nicht für kleinere, individuelle Laminataufbauten geeignet, weshalb in dieser Arbeit auch teilweise auf SFOB zurückgegriffen wurde, die im Autoklav gefertigt wurden.

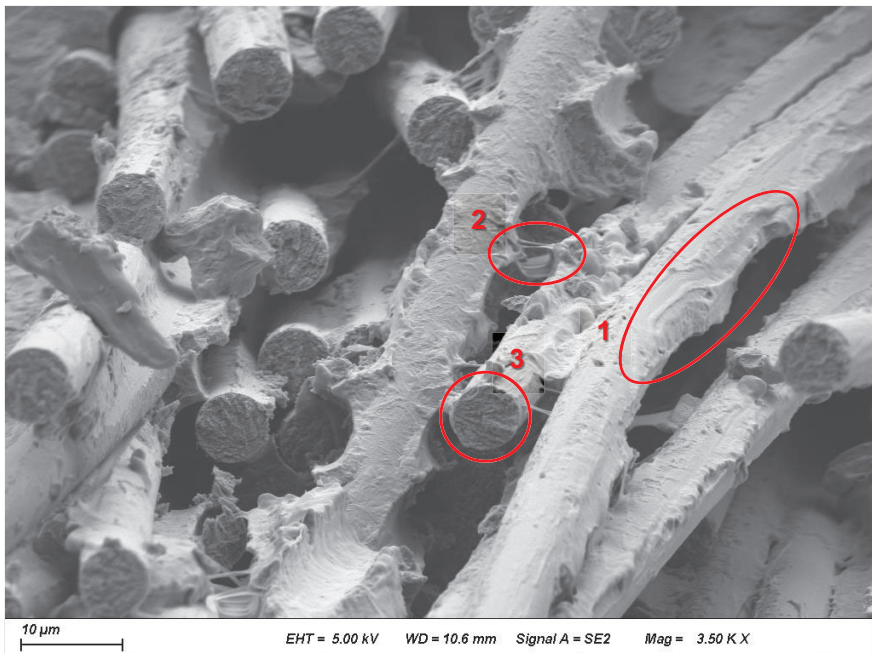


Abbildung 3.5: REM-Aufnahme einer Zugprobe (IHP-1) zur qualitativen Überprüfung der Faser-Matrix-Anbindung



### 3.3 Stapelfaserorganoblech-Herstellung im Autoklav

Die Herstellung von SFOB ist im Autoklav im Vergleich zur Intervallheißpresse bei großen Produktionsmengen deutlich aufwendiger, da jeder Zyklus erhebliche Vorbereitungszeit für den Vakuumaufbau benötigt. Darüber hinaus ist der Fertigungsprozess aufgrund langsamer Aufheiz- und Abkühlraten zeitintensiv. Dafür können jedoch individuelle Laminataufbauten in kleinen Mengen ( $< 1 \text{ m}^2$ ) in hoher Qualität realisiert werden.

Die Herstellung der SFOB erfolgte mittels des in Abbildung 3.6 dargestellten Prozessprofils unter Vakuum. Aufgrund der langsamen Aufheizzeit und dem Vakuum erfolgte die Gelegetrocknung während des Autoklav-Prozesses. Die Prozessparameter sind in Tabelle 3.5 angegeben.

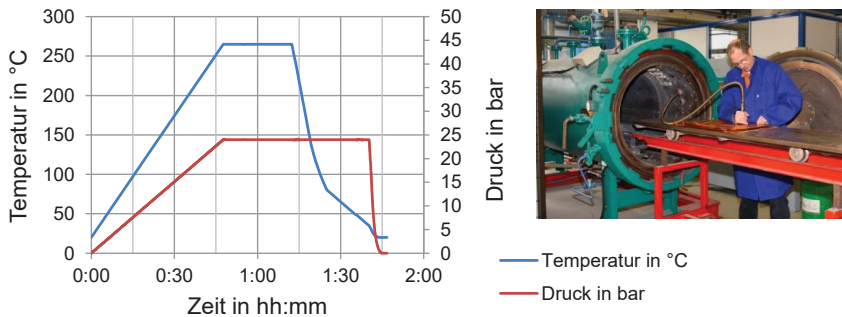


Abbildung 3.6: Autoklavzyklus zur Herstellung von SFOB

Tabelle 3.5: Prozessparameter SFOB-Herstellung im Autoklav

Aufheizzeit	Haltezeit Temp.	Temp.	Abkühlzeit	Druckaufbau	Haltezeit Druck	Druck	Druckabbau
min	min	°C	min	min	min	bar	min
48	25	265	32	48	53	24	4

## 4 Zugeigenschaften des Stapelfaserorganoblechs bei Raumtemperatur

Wie aus dem Stand der Technik (vgl. Kapitel 2.4.2) ersichtlich wird, stehen die mechanischen Eigenschaften rCF-basierter Halbzeuge in engem Zusammenhang mit der Verarbeitungstiefe. Je mehr Prozessschritte zur Herstellung eines rCF-Halbzeugs und damit Aufwand investiert werden, desto höher sind die resultierenden mechanischen Eigenschaften. Die drei wesentlichen Kenngrößen, die die mechanischen Eigenschaften beeinflussen, sind dabei die Faserlängen, die Faserlängenverteilung und die Faserorientierung (vgl. Abbildung 2.1). Diese Faktoren werden durch die textile Verarbeitung von den einzelnen Stapelfasern bis zum Stapelfasergarn beeinflusst. Während die durchschnittliche Faserlänge im Verlauf der Verarbeitung immer weiter abnimmt, steigt die Faserorientierung bis zum Prozessschritt der Garnherstellung zunächst an. Beim hier zur Anwendung kommenden Umwindespinverfahren werden die Fasern dann bedingt durch die Einschnürung durch den Umwindefaden wieder ausgelenkt; das gesamte Garn unterliegt einer Ondulation (vgl. Abbildung 4.1).

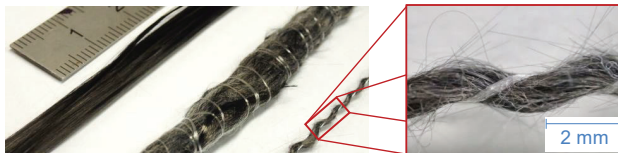


Abbildung 4.1: Einfluss der Umwindefadenspannung (1.600 tex und 400 tex Garn) und Vergleich zu 24k Roving nach [146]

Das Ziel dieses Kapitels ist die Erfassung der mechanischen Leistungsfähigkeit von SFOB und deren Einordnung in Bezug auf andere rCF-Halbzeuge, wie sie im Stand der Technik beschrieben wurden. Die Zugeigenschaften eines FKV sind zentrale Kennwerte zur Beurteilung der mechanischen Leistungsfähigkeit, weshalb eine entsprechende Vergleichsbasis zu anderen rCF-Halbzeugen gegeben ist (vgl. Abbildung 2.14). Daher werden verschiedene SFOB-Varianten in statischen Zugversuchen bei Raumtemperatur geprüft und der Zusammenhang zwischen den resultierenden Zugeigenschaften und der jeweiligen Garnondulationen im SFOB analysiert.

#### 4.1 Versuchsplanung

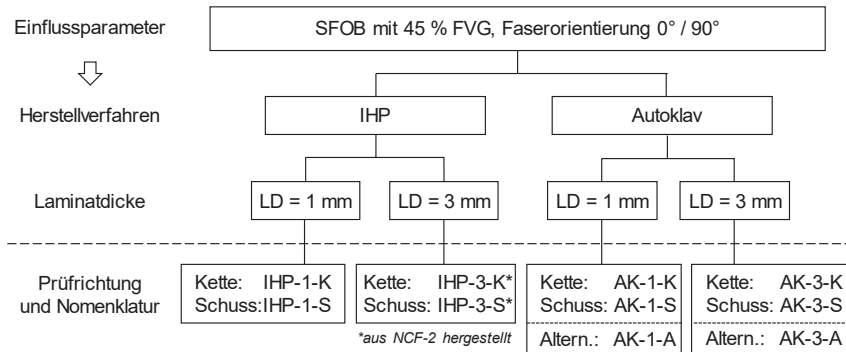
Es wurden 4 verschiedene SFOB untersucht, die sich in Dicke und Herstellverfahren unterschieden.

- Laminatdicken: 1 mm und 3 mm
- Herstellverfahren: Intervallheißpresse und Autoklav

Die ermittelten Kennwerte wurden außerdem mit den Kennwerten von rCF-Halbzeugen aus dem Stand der Forschung und Technik verglichen.

Alle SFOB wurden in Anlehnung an marktübliche Werte mit einem FVG = 45 % und einer Faserorientierung von 0° / 90° hergestellt.

Der Versuchsplan ist in Abbildung 4.2 dargestellt.



Nomenklatur: *Fertigungsmethode\_Dicke\_Prüfrichtung*

Abbildung 4.2: Versuchsplan zur Ermittlung der Zugeigenschaften

Jedes SFOB wurde in Kett- und Schussrichtung geprüft. Darüber hinaus wurden im Autoklav durch alternierende Lagenorientierung SFOB hergestellt, bei deren Prüfung Kett- und Schussgarne zeitgleich belastet wurden (Prüfrichtung abgekürzt mit „A“, z. B. „AK-1-A“, vgl. Abbildung 4.2).

Insgesamt wurden 10 Zugprüfungs-Serien absolviert. Pro Serie wurden 7 Proben geprüft.

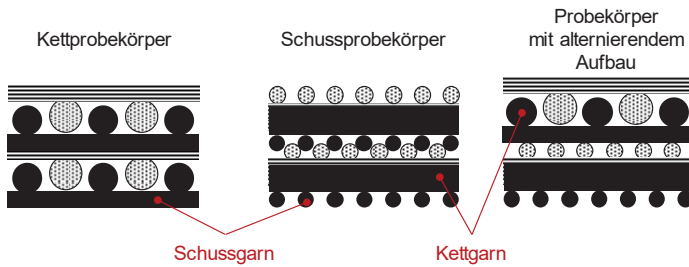


Abbildung 4.3: Beispielhafte Laminataufbauten für die verschiedenen Probekörpertypen (1 mm SFOB-Dicke). Die Schnittebene entspricht dem Probekörperquerschnitt

## 4.2 Versuchsmethoden und -technik

### 4.2.1 Verwendete Probekörper

Die Zugversuche erfolgten in Anlehnung an DIN EN ISO 527-4. Für die Zugversuche wurden rechteckige Probekörper ohne Taillierung verwendet, die mit einer Bandsäge hergestellt wurden.

Die Länge der Probekörper betrug 250 mm, die Breite 25 mm. Lediglich die Probekörper der Versuchsreihe IHP-1-S wurden in einer Breite von 15 mm hergestellt. Bei dieser frühen Versuchsreihe, die gemeinsam mit der Versuchsreihe IHP-1-K durchgeführt wurde, sollte die Anzahl der geprüften Garne möglichst gleich gehalten werden. Spätere Schuss-Probekörper wurden dann auf 25 mm vereinheitlicht. Für die nachfolgenden Untersuchungen der Winkelabweichung wird das in Abbildung 4.4 angegebene Koordinatensystem und Ebenenbezugssystem verwendet.

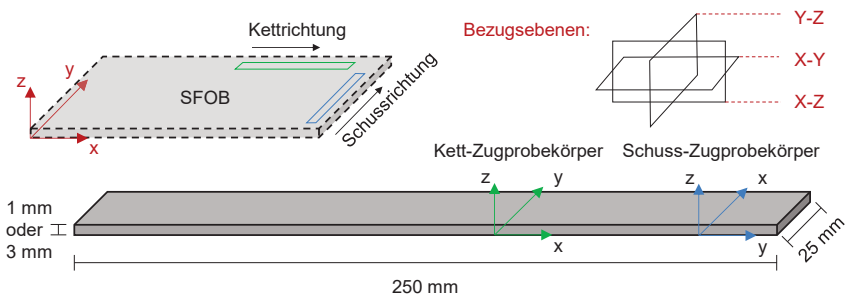


Abbildung 4.4: Bezugsebenen, Probemaße und Definition des Koordinatensystems

Als Gelege kam für die Probekörper mit Ausnahme der IHP-3-Serie das NCF-1 (vgl. Abbildung 3.1) zum Einsatz. Aus Verfügbarkeitsgründen wurden die SFOB-Probekörper für die Serie IHP-3 mit dem Gelege NCF-2 hergestellt. Der Laminataufbau entsprach dem Aufbau in Abbildung 3.2, der für die 3 mm dicken Bleche in dreifacher Ausführung übereinandergestapelt wurde (12 Lagen). Die SFOB wurden sowohl in Kett- als auch in Schussrichtung geprüft. Zusätzlich zu diesem Laminataufbau wurden noch 2 Autoklav-SFOB mit alternierendem Laminataufbau hergestellt. Hierbei wurde der Grundaufbau (2 Einzellagen, vgl. Abbildung 3.2) abwechselnd in  $0^\circ$  und  $90^\circ$  orientiert, so dass während der Zugprüfung gleichermaßen Kett- und Schussgarne belastet wurden.

#### 4.2.2 Einfluss von Kraffteinleitungselementen auf das Zugprüfungsergebnis

Um bei der Prüfung von Zugprobekörpern das Risiko des Versagens im Übergangsbereich von der Einspannung in die freie (Prüf-)Fläche aufgrund von lokalen Spannungsspitzen zu reduzieren, werden häufig Kraffteinleitungselemente auf den Einspannbereichen der Zugprobekörper aufgebracht. Diese Kraffteinleitungselemente können bspw. aus GFK oder auch Papier bestehen und erhöhen den Aufwand in der Probekörper-Präparation erheblich. Die DIN EN ISO 527-4 stellt die Verwendung von Kraffteinleitungselementen frei. Um zu untersuchen, ob die Verwendung von Kraffteinleitungselementen die Prüfergebnisse beeinflussen, wurden zwei Vergleichsserien mit je 4 Probekörpern des Typs IHP-3-S untersucht. Während die eine Serie mit Kraffteinleitungselementen aus Papier versehen wurde, wurde die andere Serie ohne Kraffteinleitungselemente geprüft (vgl. Abbildung 4.5).



Abbildung 4.5: Zugprobekörper ohne (links) und mit Kraffteinleitungselement (rechts), nach der Prüfung

Die Spannung wurde über den ursprünglichen Querschnitt des jeweiligen Probekörpers ermittelt, der aus dem Mittelwert dreier Messungen entlang des Probekörpers gebildet wurde. Die Dehnung wurde über Wegaufnehmer gemessen. Während keiner

der Zugprobekörper ohne Krafteinleitungselemente in der Einspannung versagte, traf dies nur auf zwei von vier Zugprobekörpern mit Krafteinleitungselementen zu. Die ermittelten Kennwerte wurden nicht signifikant beeinflusst, wie die gemittelten Kurven für beide Serien in Abbildung 4.6 zeigen. Die Auswertung schließt dabei die beiden Zugprobekörper mit einspannungsnahem Versagen ein.

Es kann davon ausgegangen werden, dass die Verwendung von Krafteinleitungselementen aus Papier die ermittelten Kennwerte von SFOB nicht signifikant beeinflusst. Es wurde darüber hinaus ein negativer Einfluss der Krafteinleitungselemente auf die Häufigkeit ungültiger Ergebnisse aufgrund von Einspannbrüchen identifiziert. Daher wurden alle weiteren Zugversuche ohne Krafteinleitungselemente durchgeführt.

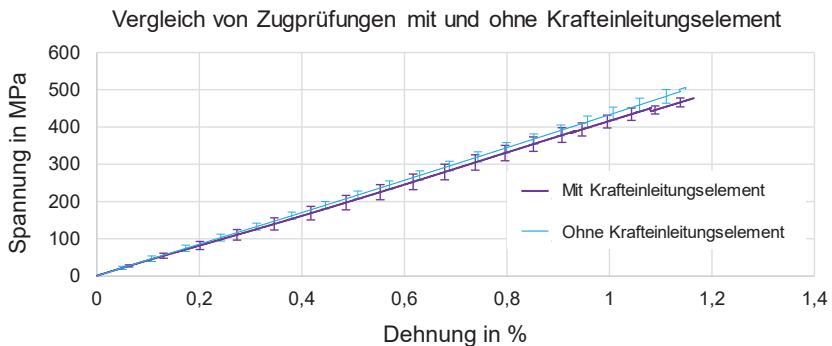


Abbildung 4.6: Einfluss von Krafteinleitungselementen auf Zugprobekörper (gemittelte Kurvenverläufe aus je 4 Einzelprüfungen)

### 4.2.3 Verwendete Prüftechnik für Zugversuche

Die Zugversuche wurden in Anlehnung an DIN EN ISO 527-4 auf einer Universalprüfmaschine des Typs *1474* des Herstellers *Zwick* mit einer Kraftmessdose (KMD) mit Messbereich bis 100 kN durchgeführt. Eine Ausnahme bilden die Serien IHP-1-K und IHP-1-S, die in einer ersten Zugversuchsserie auf einer *Zwick 1485* mit KMD bis 250 kN und unter Verwendung von Papier-Krafteinleitungselementen geprüft wurden. Die Einspannung erfolgte über hydraulische Klemmen des Herstellers *DEMGEN*. Der Klemmdruck betrug bei 1 mm dicken Proben 50 bar, bei den 3 mm dicken Proben 150 bar. Alle Probekörper wurden vor der Prüfung für 24 h bei 80 °C konditioniert. Vor der Prüfung wurde jeder Probekörper einzeln vermessen, wobei der Mittelwert aus jeweils drei Messungen (oben, unten, mittig) für die Breite und die Dicke der Probe gebildet wurde. Die gemessenen Spannungen beziehen sich auf diesen gemittelten Querschnitt. Die Dehnungen wurden über Wegaufnehmer ermittelt.

### 4.2.4 Messung der Garnondulation im Textil

Um den Einfluss der Verarbeitung der Gelege zu SFOB analysieren zu können, wurden zunächst die Winkelabweichungen der beiden verwendeten Gelege-Typen NCF-1 und NCF-2 gemessen. Hierfür kam ein automatisiertes Digitalmikroskop des Typs *Smartzoom 5* der Firma *Carl Zeiss Microscopy GmbH* zum Einsatz. Gemessen wurden sowohl die Schuss- als auch die Kettgarne der beiden NCF in der X-Y-Ebene (Kett- und Schussgarn) und X-Z-Ebene (Kettgarne) bzw. Y-Z-Ebene (Schussgarne). Für Kett- und Schussgarn wurden in jeder Ebene jeweils 3 Aufnahmen mit 10 Einzel-Winkelmessungen angefertigt. Jede Winkelabweichung z. B. für NCF-1-K basiert somit auf 30 Einzelwerten pro Ebene. Ein zentraler Vorteil des verwendeten Digitalmikroskops liegt in der Möglichkeit der Tiefenmessung, wie sie für die X-Z- und Y-Z-Ebene benötigt wird. Hierzu werden in Z-Richtung Stapelbilder des gleichen Bildausschnitts aufgenommen und der Fokuspunkt mit jeder Aufnahme 20 µm tiefer festgelegt. Der Tiefenbereich kann dabei vom Nutzer mit einer Mindest- und Höchstebene definiert werden. Die Stapelbilder werden automatisiert zu einem Höhenprofil verarbeitet. Das Ergebnis ist in Abbildung 4.7 zu sehen. Abgebildet ist ein Kettgarn von NCF-1 in der X-Z-Ebene. Die gewünschte Schnittebene (rote Markierung in Abbildung 4.7) kann dabei vom Nutzer festgelegt und entlang des Garns ausgerichtet werden.

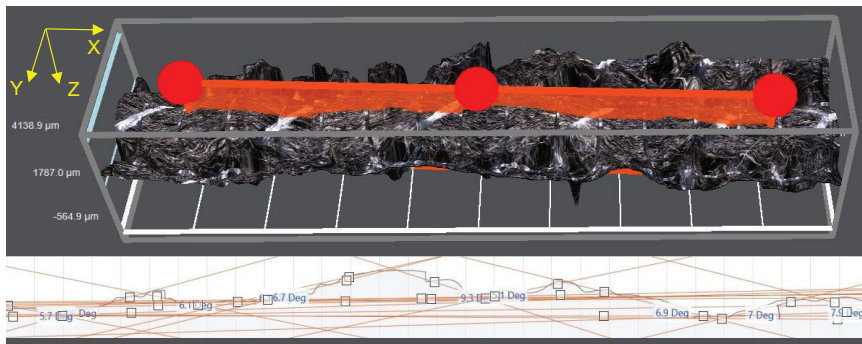


Abbildung 4.7: Beispiel für die Messung der Winkelabweichungen für NCF-1-K, X-Z-Ebene (für die Darstellung aufbereitetes Detail)

In Abbildung 4.8 ist das gleiche Kettgarn in der Aufsicht (X-Y-Ebene) mit Winkelmessungen zu sehen.

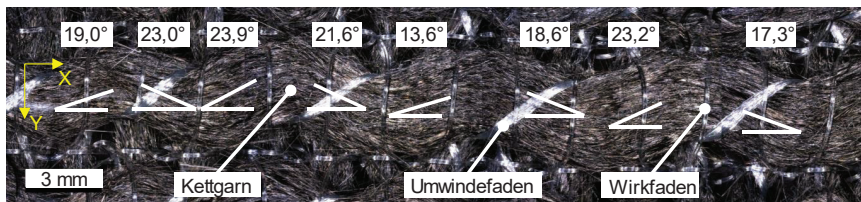


Abbildung 4.8: Beispiel für die Messung der Winkelabweichungen für NCF-1-K, X-Y-Ebene (für die Darstellung aufbereitetes Detail)

#### 4.2.5 Messung der Garnondulation im Stapelfaserorganoblech

Die Garnondulation in den SFOB wurde anhand von Winkelmessungen bestimmt. Hierfür wurden Probekörper der 4 SFOB IHP-1, IHP-3, AK-1 und AK-3 in einem Röntgenmikroskop (RöMi) *Xradia 520 Versa* des Herstellers *Carl Zeiss AG* untersucht. Da aus einer Probe sowohl die Ondulation der Kett- als auch Schuss-Garne ermittelt werden konnten, reichten für diese Untersuchung 4 Messungen aus. Die Messungen erfolgten mit einer Voxel-Auflösung von 7 µm. Ein Voxel entspricht einem Pixel im dreidimensionalen Raum. Die maximale Voxel-Auflösung des Geräts mit Kantenlänge 0,5 µm wurde bewusst nicht verwendet, um ein genügend großes Volumen in akzeptabler Zeit scannen zu können. Die gescannten Probekörper waren 12,5 mm breit,



15 mm hoch. Es wurde die jeweilige Materialdicke gescannt, so dass Scanvolumen von 187,5 mm<sup>3</sup> bzw. 562,5 mm<sup>3</sup> resultierten.

Das Ergebnis dieser Messungen ist ein dreidimensionaler Volumenkörper, der mit einer geeigneten Analyse-Software in den drei Schnittebenen durchschritten werden kann. Im vorliegenden Fall wurde die Software *VGSTUDIO MAX* in der Version 3.2.2 verwendet. Im Vergleich zur klassischen Schliffbild-Analyse und der Lichtmikroskopie-Auswertung ist im Fall einer RöMi-Aufnahme eine Vielzahl von Ebenen zur Auswertung verfügbar, da der Probekörper an beliebiger Stelle virtuell „geschnitten“ werden kann. Die Kettgarne konnten somit sowohl in der X-Y-Ebene, also „von oben durch den Zugprobekörper“ und in der X-Z-Ebene, also „von der Längsseite des Zugprobekörpers“ untersucht werden (vgl. Abbildung 4.4 für das definierte Koordinatensystem). Abbildung 4.10 und Abbildung 4.11 zeigen entsprechende Beispielansichten. Es wurden jeweils 3 Ansichten mit jeweils 3 Winkelmessungen pro SFOB-Typ (4), Garntyp (2) und Schnitt-Ebene pro Garn (2) bestimmt. Insgesamt wurden somit 144 Winkel bestimmt. Die Winkel wurden dabei so angelegt, dass sie jeweils die höchste Auslenkung innerhalb einer Periode der Garnondulation abbildeten (vgl. Abbildung 4.9).

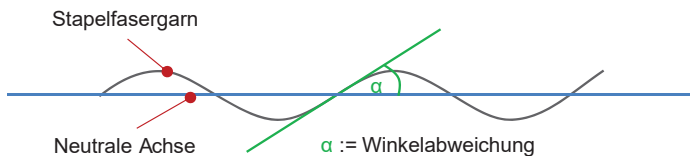


Abbildung 4.9: Messung der Winkelabweichung eines Stapelfasergarns

Mittels der Software konnte ein Stapelfasergarn „markiert“ werden, so dass es auch in der zweiten analysierten Ebene wiedergefunden werden konnte. Dadurch wurden die Winkel am gleichen Garn aus zwei Perspektiven gemessen.

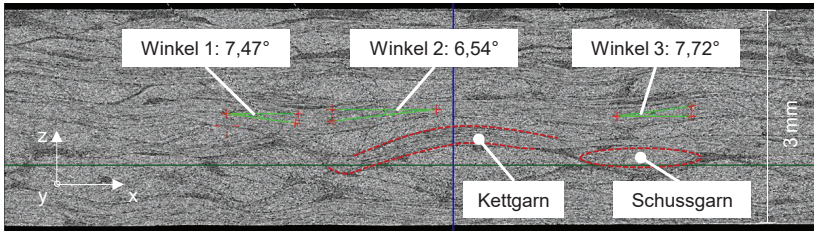


Abbildung 4.10: Beispiel einer Auswertung der Winkelabweichungen eines Kettgarns einer Probe für die Messung der Garnondulation AK-3-K in X-Z-Ebene

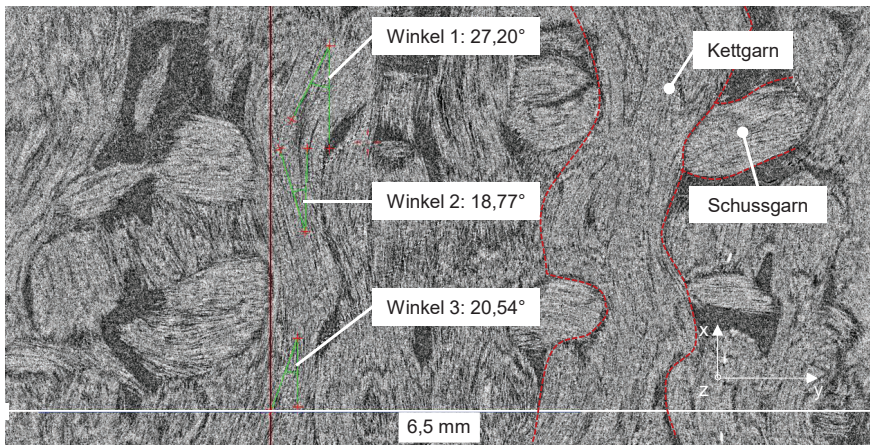


Abbildung 4.11: Beispiel einer Auswertung der Winkelabweichungen eines Kettgarns einer Probe für die Messung der Garnondulation AK-3-K in X-Y-Ebene

### 4.3 Ergebnisse und Diskussion

#### 4.3.1 Garnondulation Textil

Die gemessenen Winkelabweichungen sind in Abbildung 4.12 dargestellt. Sie sind in der X-Y-Ebene sowohl für die Kett- als auch die Schussgarne durchgehend höher als in der X-Z- bzw. Y-Z-Ebene. Durch die visuelle Beurteilung der Garne im Textil (vgl. Abbildung 4.8) kann vermutet werden, dass diese geringere Abweichung in X-Z- und Y-Z-Ebene durch die Kompaktierung der Garne durch die Wirkfäden verursacht wird. In X-Y-Ebene liegen die Abweichungen der Garne auf einem vergleichbaren Niveau (zwischen  $17,5^\circ$  und  $19,0^\circ$ ). NCF-2-K weist die höchste Abweichung mit  $22,9^\circ$  (SD =  $4,1^\circ$ ) auf. Die Werte der Winkelabweichungen und zugehörige Standardabweichungen sind tabellarisch im Anhang angegeben.

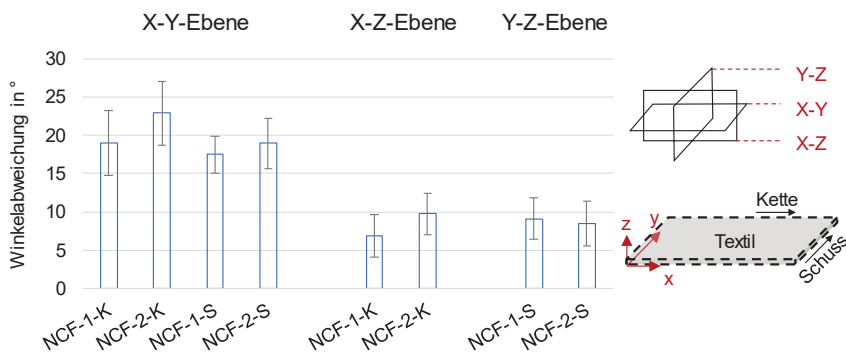


Abbildung 4.12: Winkelabweichungen in Kett- und Schussrichtung für NCF-1 und NCF-2

#### 4.3.2 Garnodulation im Stapelfaserorganoblech

Die gemessenen Winkelabweichungen sind in Abbildung 4.13 zusammengefasst. Unterschieden werden zunächst die verschiedenen SFOB-Typen nach Versuchsplan (vgl. Abbildung 4.2), weiterhin werden die Winkelabweichungen anhand der analysierten Ebene unterschieden.

Es ist festzustellen, dass die Winkelabweichungen des SFOB IHP-1 in Ketttrichtung mit  $3,6^\circ$  (X-Y) und  $3,5^\circ$  (X-Z) die niedrigsten Werte aufweisen. Dem gegenüber stehen deutlich höhere Winkelabweichungen für das SFOB IHP-3-K, vor allem in X-Y-Ebene

(18°). Die Werte für die SFOB IHP-1-S und IHP-3-S befinden sich auf ähnlichem Niveau, sowohl für die X-Y- als auch die Y-Z-Ebene (jeweils ca. 5°).

Die Werte für die SFOB AK-1-K und AK-3-K weisen vor allem in der X-Y-Ebene unterschiedliche Werte auf. Die Winkelabweichungen in X-Z-Ebene unterscheiden sich mit 9° (AK-1-K) und 8,5° (AK-3-K) nicht signifikant. Mit 18,7° (AK-1-K) und 22,7°(AK-3-K) unterscheiden sich die Winkelabweichungen zwar in der X-Y-Ebene, jedoch ebenfalls noch im Bereich der Standardabweichungen (SD). In Schussrichtung ergibt sich für die im Autoklav hergestellten SFOB ein ähnliches Bild. Erneut liegen die Winkelabweichungen in X-Y-Ebene über denen der Y-Z-Ebene. Auffällig ist jedoch die Winkelabweichung für AK-3-S in Y-Z-Ebene, die mit 12,3° zwar immer noch im Rahmen der (hohen) Standardabweichungen für AK-1-S liegt, aber dennoch deutlich höher als alle anderen Messungen in X-Z- und Y-Z-Ebene ausfallen.

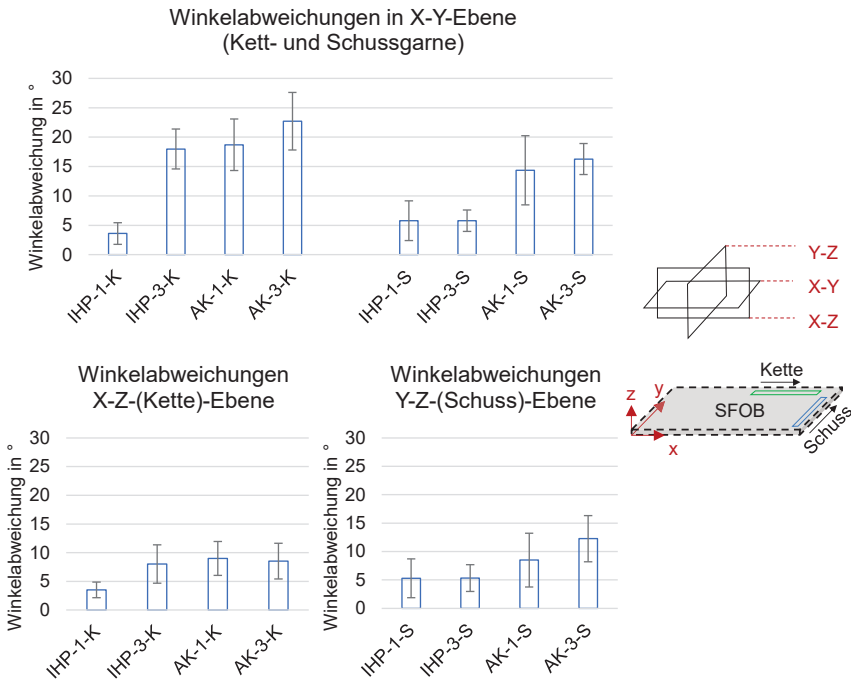


Abbildung 4.13: Zusammenfassung der Winkelabweichungen der Stapelfasergarne in verschiedenen SFOB-Konfigurationen

Analysiert man das Verhältnis der Winkelabweichungen der Garne in den beiden jeweils zugehörigen Ebenen, so lassen sich auch hier Unterschiede identifizieren. Abbildung 4.14 stellt die Winkelabweichung der beiden Bezugsebenen im Diagramm dar (X-Y- und X-Z-Ebene für Kettgarne und X-Y- und Y-Z-Ebene für Schussgarne).

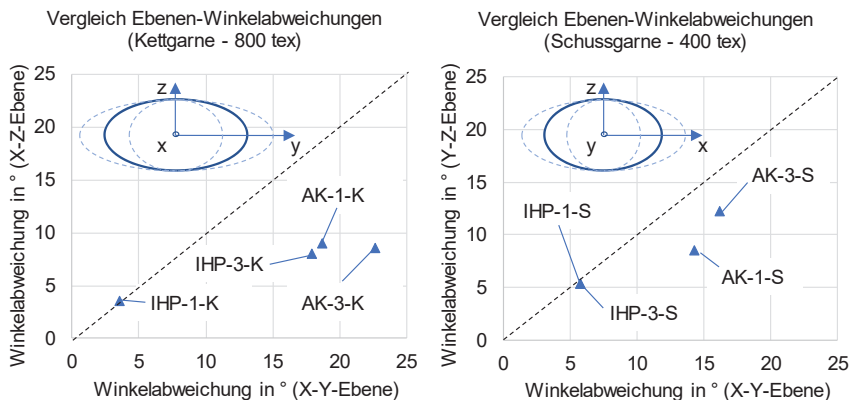


Abbildung 4.14: Vergleich der Winkelabweichungen entsprechend der den Garntypen zugeordneten Untersuchungsebenen

Würde die Ondulation des Garns im Querschnitt der Garnrichtung einen Kreis beschreiben, lägen die Punkte im Diagramm auf der Winkelhalbierenden. Dies trifft für kleine Werte in den beiden Bezugsebenen annähernd zu, während die Winkelabweichungen in größeren Wertebereichen zunehmend voneinander abweichen. Die Werte, die in X-Y-Ebene gemessen wurden, sind durchweg größer als in den X-Z- und Y-Z-Ebenen. Wird berücksichtigt, dass der Prozessdruck sowohl bei Verwendung der IHP als auch des Autoklavs auf dieser Ebene appliziert wird (also in z-Richtung), sind die höheren Winkel nachvollziehbar. Die Garne werden kompaktiert. Die Abweichungen sind dabei für Kettgarne höher als für Schussgarne. Dies könnte ggf. auf die höheren tex-Werte (Längengewicht: 800 tex = g/km (Kette) und 400 tex (Schuss)) der Kettgarne zurückgeführt werden, wodurch sie allgemein einen höheren Querschnitt aufweisen. Der Flächenquerschnitt, in dem sich die Ondulationen in Garnrichtung bewegen, ist bei größeren Winkelabweichungen elliptisch. Die Werte der Winkelabweichung in X-Z- bzw. in Y-Z-Ebene wurden mit denen in X-Y-Ebene ins Verhältnis gesetzt und die Mittelwerte für die Kett- und Schussgarne gebildet. Das Verhältnis ist in den

Diagrammen in Abbildung 4.14 als Ellipse abgebildet. Die gestrichelten Linien repräsentieren die Standardabweichungen, über die 4 Winkelabweichungsverhältnisse pro Garntyp.

#### 4.3.3 Einfluss Herstellverfahren und Laminatdicke auf Garnondulation

Die untersuchten SFOB unterscheiden sich sowohl hinsichtlich des verwendeten Herstellprozesses als auch der Laminatdicke. Um eine tendenzielle Aussage des Einflusses dieser beiden Faktoren auf die Winkelabweichung treffen zu können, wurden die Winkelabweichungen entsprechend gruppiert und gemittelt. Es wurde jedoch weder nach der Zugrichtung (Kette, Schuss) noch innerhalb der einzelnen Faktorausprägungen der jeweilig anderen Faktoren unterschieden. Im Mittelwert „MW IHP“ sind daher die Werte für IHP-1-K, IHP-3-K, IHP-1-S und IHP-3-S in beiden Bezugsebenen (insg. 8 Werte) aggregiert usw.

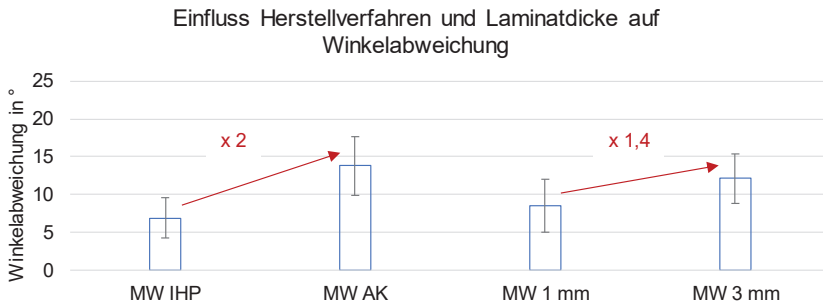


Abbildung 4.15: Einfluss des Herstellverfahrens und der Laminatdicke auf die Winkelabweichung (MW = Mittelwert)

Die auf der IHP hergestellten SFOB weisen eine durchschnittliche Winkelabweichung von 6,9 ° (SD = 2,6 °) auf, während sie im Fall der Autoklavherstellung mit 13,8 ° (SD = 3,9 °) doppelt so hoch ausfallen. Die Laminatdicke hat einen geringeren Einfluss, der Unterschied liegt mit 8,6 ° (SD = 3,5 °) für 1 mm und 12,1 ° (SD = 3,2 °) für 3 mm dicke Lamine innerhalb der Standardabweichung. Ein Unterschied im Nestingverhalten bei unterschiedlichen Laminatdicken konnte nicht festgestellt werden.

Ein möglicher Grund für den Einfluss des Herstellprozesses könnte die Zugspannung sein, unter der die Gelege in die IHP gezogen werden. Hierdurch könnten die

Winkelabweichungen der Kettgarne (die in Produktionsrichtung orientiert sind) verringert werden. Dies wird teilweise durch die entsprechenden Werte für IHP-1-K, IHP-3-K im Vergleich zu AK-1-K und AK-3-K gestützt (vgl. Abbildung 4.13). Dabei ist der Wert IHP-3-K jedoch kritisch zu betrachten, da es sich hierbei um das Gelege NCF-2 und damit um eine andere Materialcharge handelt (vgl. Tabelle 3.2).

Der Einfluss der Laminatdicke kann durch die Volumenzunahme mit steigender Dicke und damit mehr Freiheitsgraden der einzelnen Garne im Laminat erklärt werden, wodurch die Garnondulation eher erhalten werden kann.

Abbildung 4.16 stellt die Änderung der Winkelabweichung durch die Verarbeitung der NCF (vgl. Abbildung 4.12) zu SFOB (vgl. Abbildung 4.13) dar.

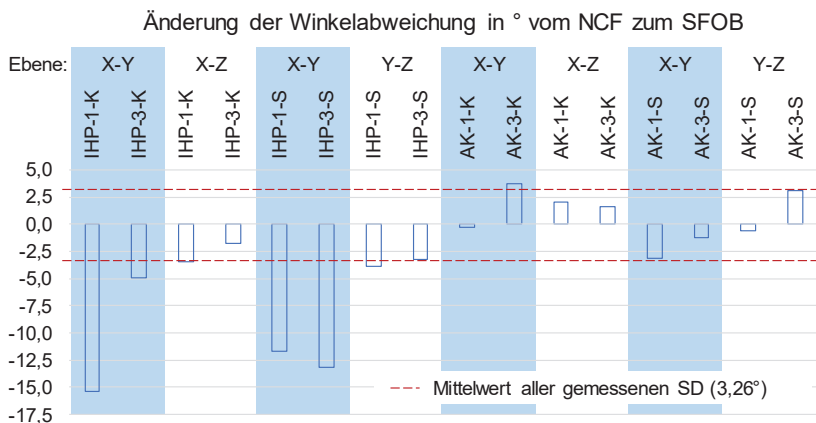


Abbildung 4.16: Änderung der Winkelabweichung durch die Verarbeitung des NCF in ein SFOB

Auffällig ist, dass alle mit der IHP hergestellten SFOB eine Abnahme in der Winkelabweichung aufweisen. Insbesondere in der X-Y-Ebene ist die Abnahme hoch, nur bei IHP-3-K ist die Abnahme mit 5° vergleichsweise gering. In Schussrichtung, also quer zur Produktionsrichtung der IHP, nimmt die Winkelabweichung ebenfalls ab. Dies kann durch den Betrieb der IHP ohne Tauchleisten (zu den Seiten der Presszone „offenes“ Werkzeug) erklärt werden, wodurch sich das SFOB quer zur Produktionsrichtung ausdehnen kann.

Die im Autoklav hergestellten SFOB weisen sowohl Zu- als auch Abnahmen in der Winkelabweichung auf. Mit Ausnahme von AK-3-K liegen alle Abweichungen im Korridor der gemittelten Standardabweichungen. Die Verarbeitung der NCF im Autoklav führt somit zu keiner signifikanten Verbesserung der Winkelabweichung im Vergleich zu den Ausgangsbedingungen im NCF. Stellenweise führt die Verarbeitung im Autoklav sogar zu einer Verschlechterung der Winkelabweichungen. Ein Erklärungsansatz hierfür ist die hydrostatische Druckumgebung im Autoklav, wodurch die Ausdehnung in allen Ebenen (also im Gegensatz zur IHP auch in der X-Y-Ebene) unterbunden wird.

#### 4.3.4 Zugeigenschaften von Stapelfaserorganoblechen

Das Ergebnis der Zugprüfungen ist in Abbildung 4.17 dargestellt.

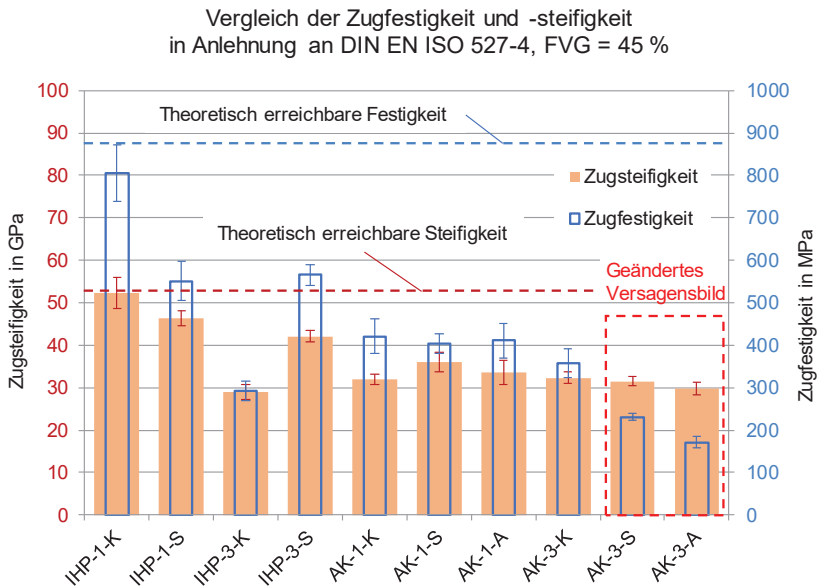


Abbildung 4.17: Zusammenfassung der Ergebnisse der Zugprüfung von SFOB in Anlehnung an DIN EN ISO 527-4

Zunächst lassen sich deutliche Abweichungen der Kennwerte feststellen. Dabei fallen die Kennwerte für IHP-3-K als besonders niedrig auf. Dies trifft weiterhin für die



Festigkeiten der Serien AK-3-S und AK-3-A zu. Eine Beeinflussung der Kennwerte kann daher nicht ausgeschlossen werden. Bei den Serien AK-3-S und AK-3-A wurde ein abweichendes Versagensbild festgestellt. Die einzelnen Garne des Zugprobekörpers delaminierten, während alle anderen Zugprobekörper an einer Stelle rissen, in sich aber weiterhin konsolidiert waren (vgl. Abbildung 4.18).

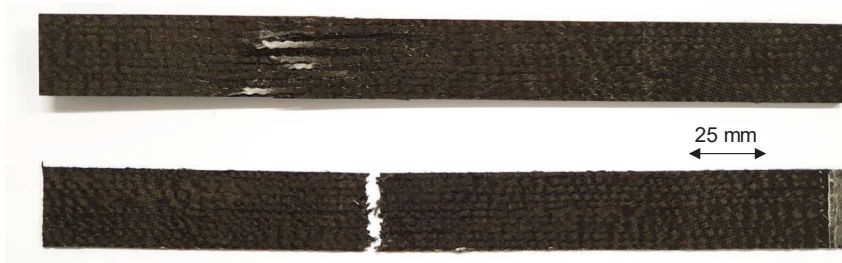


Abbildung 4.18: Versagensbilder der Zugprobekörper. Oben: Versagen durch Delamination (AK-3-S und AK-3-A). Unten: normales Bruchbild (restliche Versuchsreihen)

Da für die Serie AK-3-S die Winkelabweichungen im Laminat vorliegen, können diese in Bezug auf die Festigkeitswerte analysiert werden. Wie in Abschnitt 4.3.2 bereits festgestellt, war die Winkelabweichung insbesondere in Y-Z-Ebene deutlich höher als bei allen anderen SFOB. Dies könnte zu einer Änderung des Versagensbildes führen, da die starke Ondulation der Garne in Zug- und Dickenrichtung zu Spannungen führen, die in interlaminaren bzw. Garn-Delaminationen resultieren. Nach dieser Hypothese läge eine kritische Winkelabweichung im Bereich von  $10^\circ$ . Dies bedürfte jedoch weiterer Überprüfung, idealerweise mit Stapelfasergarnen, die mit unterschiedlicher Ondulation hergestellt werden. Das für diese Arbeit zur Verfügung stehende Material weist in den entsprechenden textilen Parametern (Umwindespannung, Anzahl Umwindungen pro Meter etc.) keine statistisch verwertbare Variation auf.

Die Zugkennwerte für ein kontinuierlich unidirektional verstärktes Laminat mit 60 % FVG sind im technischen Datenblatt [147] der verwendeten Kohlenstofffaser (vgl. Abbildung 10.2) mit 2350 MPa für die Festigkeit und 140 GPa für die Steifigkeit angegeben. Unter Zuhilfenahme der Mischungsregel lassen sich daraus die entsprechend für das hier untersuchte Laminat (FVG = 45 %,  $0^\circ/90^\circ$ -Orientierung) erreichbaren Kennwerte ableiten. Dabei werden die Kennwerte der Matrix vernachlässigt, da sie von der

Faser dominiert werden. Es wird weiterhin nur der Volumengehalt der in Zugrichtung orientierten Fasern berücksichtigt. Es ergibt sich somit für die Festigkeit:

$$\sigma_{Ziel} = \frac{\sigma_{Referenz}}{FVG_{Referenz}} * FVG_{Ziel} * Faseranteil_{Zugricht.} = \frac{2350 \text{ MPa}}{0,6} * 0,45 * 0,5 \quad (4-1)$$

$$= 881 \text{ MPa}$$

Und für die Steifigkeit:

$$E_{Ziel} = \frac{E_{Referenz}}{FVG_{Referenz}} * FVG_{Ziel} * Faseranteil_{Zugricht.} = \frac{140 \text{ GPa}}{0,6} * 0,45 * 0,5 \quad (4-2)$$

$$= 52,5 \text{ GPa}$$

Die demnach theoretisch erreichbaren Werte liegen bei 881 MPa für die Festigkeit und 52,5 GPa für die Steifigkeit. In diesem Bereich liegt die Prüferie IHP-1-K.

### 4.3.5 Zusammenhang zwischen Zugeigenschaften und Garnondulation

Analysiert man die Zug-Kennwerte im Zusammenhang mit den in 4.3.2 dargestellten Winkelabweichungen, ergeben sich die Diagramme aus Abbildung 4.19.

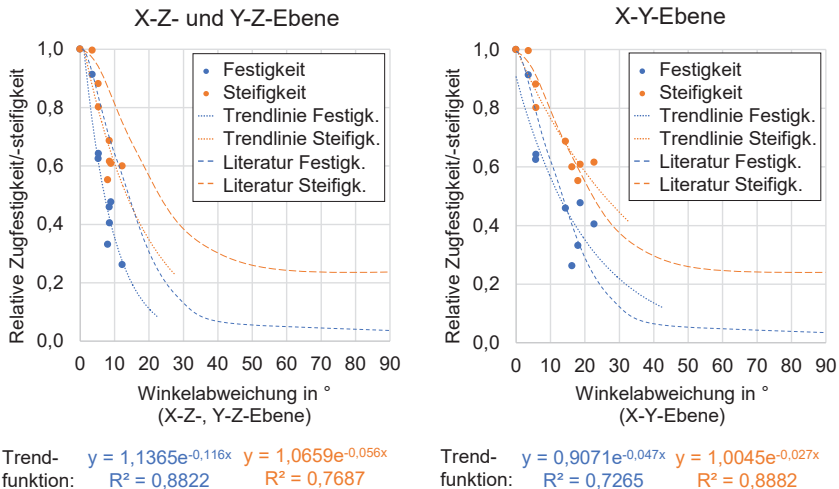


Abbildung 4.19: Einfluss der Winkelabweichung auf die Zugeigenschaften von SFOB

Die Zugeigenschaften wurden dabei auf die theoretischen Zugeigenschaften für das Laminat nach (4-1) und (4-2) normiert. Das Diagramm links in Abbildung 4.19 stellt die Zugeigenschaften in Abhängigkeit der gemessenen Winkelabweichungen in X-Z- und Y-Z-Ebene dar, das rechte Diagramm für die X-Y-Ebene. Es wurden weiterhin exponentielle Trendlinien in Anlehnung an den Verlauf aus [22] eingefügt (gepunktete Linien) und die zugehörigen Funktionen mit ihrem jeweiligen Bestimmtheitsmaß angegeben. Diese Funktionen können als Schätz-Funktion für den Bereich der gemessenen Winkelabweichungen genutzt werden, wobei die Güte der Trendlinien (s. Bestimmtheitsmaß  $R^2$  in Abbildung 4.19) schwankt. Im Vergleich zu den ermittelten Kennwerten und deren Winkelabweichungen ergibt sich eine gute Übereinstimmung für die X-Y-Ebene (vgl. Abbildung 4.19, rechtes Diagramm). Da dort durchschnittlich die höheren Winkelabweichungen im Vergleich zu den anderen Ebenen X-Z und Y-Z festgestellt wurden und diese folglich dominieren, sind die Ergebnisse plausibel und in Übereinstimmung mit der Literaturkurve. Vergleicht man die Zugeigenschaften des SFOB mit dem Stand der Technik, so konnten die Bestwerte der Literatur [132] im Fall von IHP-1-K übertroffen werden (vgl. Abbildung 4.20).

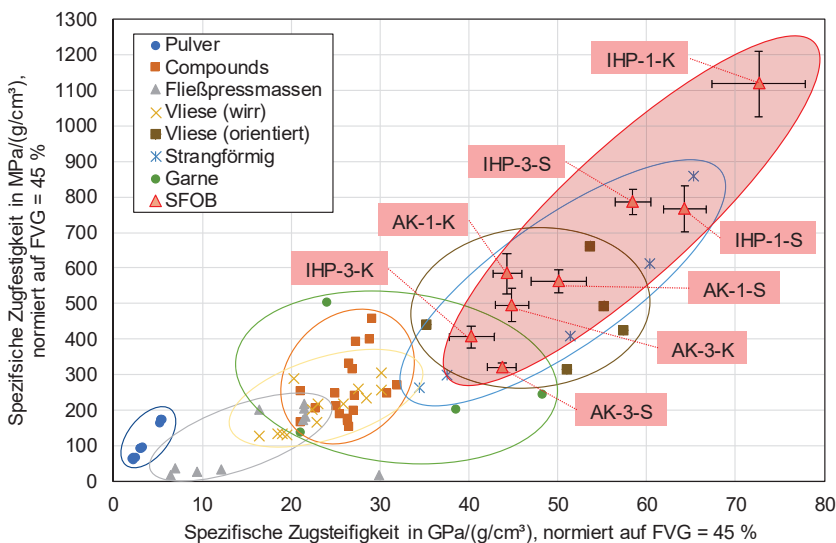


Abbildung 4.20: Vergleich der Zugeigenschaften der in dieser Arbeit analysierten SFOB mit dem Stand der Technik (2.4.2)

#### 4.4 Fazit

In diesem Kapitel wurden verschiedene SFOB-Typen hinsichtlich ihrer Zugeigenschaften bei Raumtemperatur charakterisiert und die Garnondulation in den SFOB untersucht. Hierfür wurden die Faserwinkelabweichungen, die aus der Garnondulation resultieren, mittels der softwaregestützten Auswertung von röntgenmikroskopischen Aufnahmen bestimmt. Es konnte ein Einfluss des Herstellprozesses und der Laminatdicke auf die resultierende Winkelabweichung festgestellt werden. Darüber hinaus konnte ein eindeutiger Einfluss der Winkelabweichungen auf die Zugeigenschaften identifiziert werden, der sich mit den Angaben aus der Literatur deckt. Aus den durchgeführten Untersuchungen lassen sich folgende Empfehlungen ableiten:

- Bei der textiltechnischen Herstellung der Stapelfasergarne sollte bereits darauf geachtet werden, dass die Garnondulation so gering wie möglich ist
- Die Garnondulation kann auf einer IHP positiv beeinflusst werden. Dies basiert vermutlich auf der Vorspannung der Textillagen im Maschineneinlauf und sollte weiter untersucht werden
- Dünne Lamine weisen geringere Garnondulationen auf als dickere
- SFOB können, abhängig vom Grad der Garnondulation, gleichwertige mechanische Zugeigenschaften wie kontinuierlich verstärkte Organobleche erreichen und stellen damit in Abgrenzung zum Downcycling eine wahre Recyclingprozessroute dar

## 5 Quasiplastische Verformung im temperierten Zugversuch

Beim Thermoformen von Organoblechen erfolgt die Formänderung des plattenförmigen Halbzeugs in eine dreidimensionale Geometrie durch das Drapieren, also die Scherung des Verstärkungstextils und weiterhin durch Reibungs- bzw. Biegemechanismen. Dabei können lokale Dickenzunahmen des Materials resultieren, induziert durch eine scherbedingte Änderung der Faserwinkel (vgl. Kapitel 2.3.2). Stapelfaserorganobleche (SFOB) hingegen verfügen über einen weiteren Verformungsmechanismus, das Stapelfasergleiten. Im schmelzflüssigen Zustand des SFOB können die Stapelfasern voneinander abgleiten, was in einer quasiplastischen Verformung resultiert.

In diesem Kapitel wird dieses Verformungsverhalten im eindimensionalen Fall untersucht, um einzelne Einflussfaktoren isoliert untersuchen zu können. Hierfür werden Zugversuche an einer Prüfmaschine mit einer Klimakammer durchgeführt und Zugprobekörper im Bereich und über der Schmelztemperatur der Matrix belastet. Die resultierenden Kraft-Weg-Kurven werden in technische Spannungen und technische Dehnungen umgerechnet und analysiert.

### 5.1 Versuchsplanung

Im Rahmen der temperierten Zugversuche wurden drei verschiedene Parameter untersucht:

- Probekörper-Temperatur  $T$  (210 °C, 220 °C, 240 °C, 260 °C)
- Verformungsgeschwindigkeit  $v$  (5 mm/s, 25 mm/s, 150 mm/s)
- Probekörper-Faservolumengehalt FVG (25 %, 35 %, 45 %)

Mit der Wahl der Probekörper-Temperaturen sollte sowohl der Schmelzbereich der verwendeten PA 6-Matrix ( $T_m = 221$  °C) als auch die typischen Verarbeitungstemperaturen im Thermoformverfahren untersucht werden. Die Verformungsgeschwindigkeit orientierte sich an üblichen Werkzeugschließgeschwindigkeiten für das Thermoformverfahren (25 mm/s). Da darüber hinaus ein Einfluss des Faservolumengehalts auf den Spannungs-Dehnungs-Verlauf vermutet wurde, wurden drei Faservolumengehalte untersucht.

Tabelle 5.1 stellt den Versuchsplan mit entsprechender Nomenklatur der Versuchsreihen dar. Jeder Versuch wurde zur statistischen Absicherung sechsmal wiederholt.

Tabelle 5.1: Tabellarischer Aufbau des Versuchsplans für temperierte Zugversuche mit Nomenklatur

	210 °C	220 °C	240 °C	260 °C	
5 mm/s		5-220-25	5-240-25		25 %
		5-220-35	5-240-35		35 %
	5-210-45	5-220-45	5-240-45	5-260-45	45 %
25 mm/s					25 %
					35 %
	25-210-45	25-220-45	25-240-45	25-260-45	45 %
150 mm/s		150-220-25	150-240-25		25 %
		150-220-35	150-240-35		35 %
	150-210-45	150-220-45	150-240-45	150-260-45	45 %

Es wurden die Kraft-Weg-Verläufe der Zugversuche aufgezeichnet und anhand der Probekörpergeometrie in technische Spannungen und Dehnungen umgerechnet. Jede Versuchsserie bestand aus sechs Einzelversuchen.

## 5.2 Versuchsmethoden und -technik

### 5.2.1 Verwendete Probekörper

Die verwendeten Probekörper wurden mit einer Bandsäge aus SFOB zugesägt. Das verwendete SFOB wurde im Autoklav (vgl. Tabelle 3.5) aus 6 Lagen NCF-2 hergestellt, wobei der in Abbildung 3.2 dargestellte Laminat-Grundaufbau beachtet wurde. Die Probekörperdimensionen betragen 25 mm in der Breite und 250 mm in der Länge. Die Dicke beträgt für Probekörper mit FVG = 45 % ca. 1,5 mm. Für die Versuche mit niedrigerem FVG wurden aus 6 Lagen NCF-2 weitere SFOB im Autoklav hergestellt, wobei zwischen die einzelnen Lagen zusätzlich PA 6-Granulat verteilt wurde. Durch diese Methode nimmt die Dicke der Probekörper zu, bei 35 % FVG ca. 2 mm, bei 25 % FVG ca. 2,5 mm.

Für eine Vorversuchsreihe zum Aufheizverhalten der Probekörper wurden spezielle SFOB-Probekörper hergestellt, bei denen Thermoelemente einlaminiert wurden. In Abbildung 5.1 sind die entsprechenden Positionen für Thermoelemente dargestellt. Die Vorversuche zum Aufheizverhalten sind in Abschnitt 5.2.3 beschrieben. Für die

Hauptversuchsreihe wurde nur ein Thermoelement an Position T-OR verwendet. Für die Probekörper wird allgemein das in Abbildung 5.1 dargestellte Koordinatensystem festgelegt.

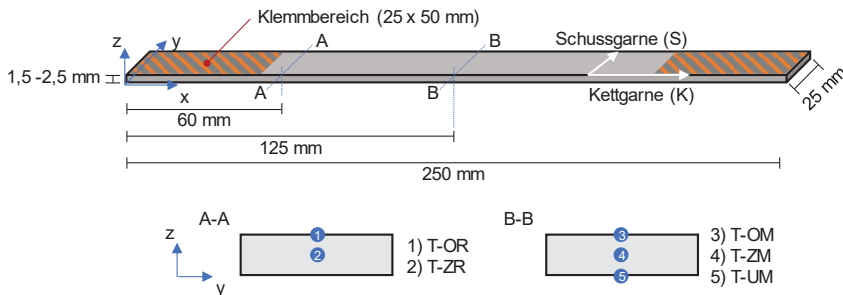


Abbildung 5.1: Probekörperdimensionen, Definition des Koordinatensystems und Platzierung der Thermoelemente für temperierte Zugversuche

## 5.2.2 Verwendete Prüfanlage

Die Versuche wurden auf einer Maschine des Typs *Hydropuls PSB 250* der Firma *Carl Schenck AG* durchgeführt. Diese Maschine wird üblicherweise zur dynamischen Prüfung von Werkstoffen in bspw. zyklischen Dauerlast-Prüfungen verwendet. Trotzdem wurde sie für die Versuche ausgewählt, da die für die Untersuchung erforderlichen Temperatur- und Geschwindigkeitsbereiche erreicht werden können. Dies ist bei den üblicherweise für statische Zugversuche verwendeten Universalprüfmaschinen nicht der Fall, da die am Institut zur Verfügung stehenden Maschinen nur Prüfgeschwindigkeiten bis ca. 8 mm/s darstellen können.

Edelstahl-Spannbacken dienen als Probenaufnahme, die die Probekörper durch eine Verschraubung mit Tellerfedern klemmen. Die verbaute Kraftmessdose ist für Kräfte von  $\pm 250$  kN ausgelegt und wurde während der temperierten Zugversuche durch Ventilatoren (Gehäuselüfter für Computer) gekühlt, damit die maximal zulässige Temperatur von  $40$  °C nicht überschritten wird. Die Temperatur an der Kraftmessdose wurde ständig über ein Thermoelement kontrolliert. Der Bereich der möglichen Prüfgeschwindigkeit reicht von ca. 1 mm/s bis 200 mm/s. Für die temperierten Zugversuche kommt weiterhin eine Klimakammer mit einem (theoretisch) möglichen Temperaturbereich von  $-70$  °C bis  $450$  °C zum Einsatz. Die Klimakammer kann auf Schienen in den

Prüfbereich der Prüfmaschine gezogen werden und umfasst dann ebenfalls die Spannbacken, die folglich mitgeheizt werden. Sie wird per Konvektion über zwei an der Rückseite angebrachte Lüfter aufgeheizt. Da der Heißluftstrom in dieser Konstellation die Probe direkt anströmen würde, wurde ein Prallblech aus Aluminium an den Spannbacken angebracht, um den Luftstrom abzufangen, in der Kammer zu verteilen und somit eine homogene Aufheizung des Probekörpers zu gewährleisten. Die Ober- und Unterseite der Klimakammer weist Öffnungen auf, durch die die Zylinder geführt werden. Dieser Bereich wird zusätzlich mit Aluminium-Folie abgedichtet, um Wärmeverluste zu vermeiden. Abbildung 5.2 zeigt die Versuchsumgebung.



Abbildung 5.2: Versuchsumgebung für temperierte Zugversuche

### Beschleunigungsweg der Anlage

Da das Erreichen einer Sollgeschwindigkeit  $v_{\text{Soll}}$  einen Beschleunigungsweg bedingt, wurden die Beschleunigungswege für die einzelnen Sollgeschwindigkeiten in einer Voruntersuchung ermittelt. Dafür wurde eine Hochgeschwindigkeitskamera des Typs *Phantom v2512* des Herstellers *Vision Research Inc.* genutzt und jede Geschwindigkeit zur statistischen Absicherung dreimal angefahren. Die Einspannvorrichtung wurde dabei mittels der Kamera optisch verfolgt und das resultierende Zeit-Weg-Diagramm in der Software *Motion Studio (Version 2.12.05)* ausgewertet. Abbildung 5.3 zeigt die resultierenden Anfahrtswege, ausgedrückt in der Dehnung des für die Zugversuche



verwendeten Probekörpers (vgl. Abbildung 5.1) in Abhängigkeit der Sollgeschwindigkeit. Die freie Einspannlänge des Probekörpers betrug 150 mm.

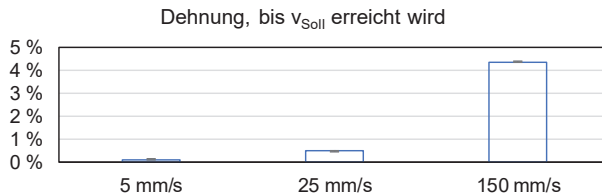


Abbildung 5.3: Erfahrene Dehnung eines Zugprobekörpers bis zur Erreichung der Sollgeschwindigkeit  $v_{\text{Soll}}$  der Prüfanlage

Während 5 mm/s bereits nach 0,11 % Dehnung und 25 mm/s nach durchschnittlich 0,49 % erreicht werden, erreicht die Anlage erst nach 4,37 % der Probekörper-Dehnung die Geschwindigkeit 150 mm/s. Die Standardabweichungen der Mittelwerte sind mit max. 0,02 % der Dehnung sehr gering.

Insbesondere der vergleichsweise hohe Beschleunigungsweg bei 150 mm/s ist bei der Interpretation der späteren Versuchsauswertung zu berücksichtigen.

### Rauschsignal und Kontrolle der Kraftmessdose

Im Rahmen der Untersuchungen wurden unter anderem Zugversuche bis 40 °C über der Schmelztemperatur der Probekörper-Matrix durchgeführt. Da die in der Prüfanlage verbaute Kraftmessdose (KMD) einen Messbereich bis 250 kN abdeckt und nur oberhalb von 2 % dieser Kraft kalibriert ist, wurde das Messverhalten der KMD bei niedrigen Kräften < 50 N untersucht. Je nach Probekörpergeometrie (vgl. 5.2.1) entspricht diese Kraft rund 1 MPa.

Für die Untersuchung wurde eine Stahlfeder des Typs *RZ-115KX* des Herstellers *Gutekunst + Co.KG* mit einer inneren Vorspannkraft von 4,35 N in die Prüfanlage eingespannt und mit einer Geschwindigkeit von 5 mm/s für einen Weg von 65 mm gezogen. Der Versuch wurde dreimal wiederholt und der Mittelwert der Kraft-Weg-Kurven gebildet. Zum Vergleich wurde die gleiche Feder in einer Universalprüfmaschine des Typs *1485* des Herstellers *ZwickRoell GmbH & Co. KG* eingespannt und um den gleichen Weg gedehnt. Das Ergebnis ist in Abbildung 5.4 dargestellt.

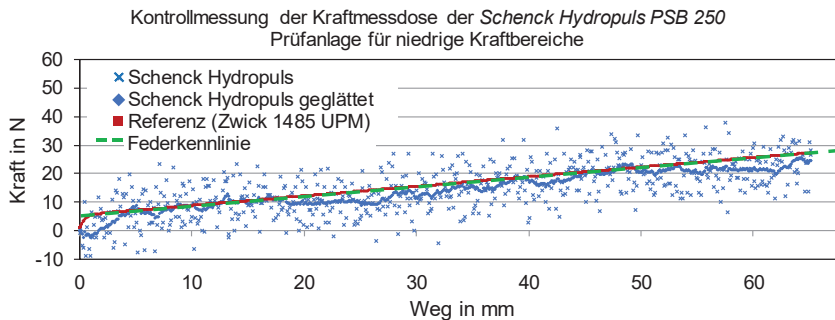


Abbildung 5.4: Ergebnis der Federzugversuche zur Überprüfung der KMD der Schenck Hydropuls PSB 250

Die einzelnen Mittelwerte (vgl. Abbildung 5.4, blaue Kreuze) der Prüfanlage weisen dabei eine Streuung von ca.  $\pm 15$  N auf. Für die geglätteten Werte (vgl. Abbildung 5.4, blaue Raute) wurden jeweils 20 Mittelwerte gemittelt. Der resultierende Verlauf deckt sich mit geringen Abweichungen mit den Referenzmessungen auf der Zwick 1485 (vgl. Abbildung 5.4, rote Kreuze) sowie der vom Federhersteller angegebenen Federkennlinie. Im Bereich von 0 N – 5 N unterschätzt die Prüfanlage die Kraft.

Die Prüfanlage kann somit für kleine Kräfte im kalibrierten Bereich ab 5 N genutzt werden, die ermittelte Messtoleranz von ca.  $\pm 15$  N ist jedoch zu beachten.

### 5.2.3 Aufheizverhalten der Probekörper

Da die Temperatur und damit die resultierende Viskosität der Matrix das Verformungsverhalten der Probekörper mutmaßlich stark beeinflusst, ist eine möglichst genaue Kenntnis über die Temperaturverteilung in der Probe während der Versuchsdurchführung notwendig. Hierfür wurden in zwei Vorversuchsreihen Aufheizversuche mit speziell präparierten Probekörpern durchgeführt.

#### Probekörper-Vorbereitung

Für jeden Probekörper wurden an vier Messstellen Temperaturen gemessen, wovon in einer ersten Versuchsreihe zwei an der Oberseite (Rand „T-OR“ und Mitte „T-OM“)

und zwei im Zentrum des Probenquerschnitts (Rand „T-ZR“ und Mitte „T-ZM“) gemessen wurden (vgl. Abbildung 5.1). In einer zweiten Versuchsreihe wurde die Position T-ZR gegen die Position T-UM getauscht, um die Homogenität der Temperaturverteilung im Probenzentrum zu untersuchen. In den Hauptversuchen sollte der Einfluss der Temperaturmessung auf die Kraft-Weg-Verläufe minimiert werden, weshalb in diesen Versuchen nur noch die Temperatur T-OR kontrolliert wurde. Daher ist die Kenntnis der Korrelation zwischen T-OR und den restlichen Temperaturen notwendig, um mögliche Abweichungen berücksichtigen zu können. Die Messung an Mitte und Rand wurde aufgrund des vermuteten passiven Kühleffekts der Spannbacken durchgeführt. Die Messungen im Querschnittszentrum dienen der Kontrolle der Homogenität der Aufheizung durch die Probendicke. Um die Temperaturen im Querschnittszentrum messen zu können, wurden zwei Thermoelemente an den entsprechenden Messpositionen T-ZR und T-ZM einlaminiert. Die Sensoren wurden dafür durch die Fixierungsfäden der Kettgarne geführt. Die Messdrähte wurden miteinander punktverschweißt und mit Kapton-Klebeband gegen Störeinflüsse durch die CF isoliert. Abbildung 5.5 zeigt die vorbereiteten Stacks und einen fertigen Probekörper.

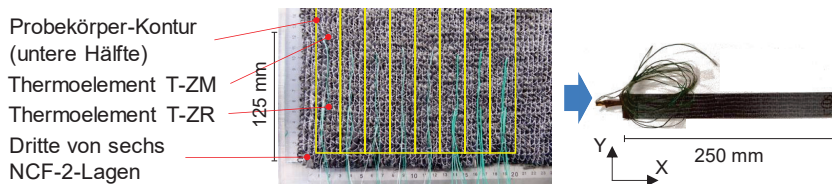


Abbildung 5.5: Vorbereitung der Probekörper mit integrierten Thermoelementen (Detail, zu sehen ist die 3. Lage). Rechts: Beispiel eines Probekörpers

In einer weiteren Versuchsreihe wurde die Temperaturverteilung in der Probenmitte genauer untersucht, indem die Temperaturen an der Oberseite (T-OM), im Zentrum (T-ZM) und an der Unterseite (T-UM) gemessen wurden. Dadurch sollte eine möglicherweise durch den Heizluftstrom bedingte Abweichung der beiden Probekörper-Oberflächen ausgeschlossen werden.

### Versuchsplanung und -ablauf

Es wurden zwei Versuchsreihen durchgeführt. In der ersten Versuchsreihe wurden die Messstellen T-OR, T-OM, T-ZR und T-ZM untersucht. Dafür wurden 5

Aufheizversuche bis zum Erreichen von 260 °C an der Messstelle T-ZM durchgeführt. In der zweiten Versuchsreihe wurden die Messstellen T-OR, T-OM, T-ZM und T-UM berücksichtigt. Es wurden ebenfalls 5 Versuche bis T-ZM = 260 °C durchgeführt.

Die präparierten Probekörper wurden für die Versuche in die Maschine eingespannt, die Sensorkabel aus der Klimakammer herausgeführt und der Heizvorgang gestartet. Nach Erreichen der Zieltemperatur wurde der Versuch beendet und die Temperaturen ausgelesen. Die Erfassung der Temperaturen erfolgte mit einem Messgerät des Typs *K204* der Firma *Voltcraft*, das über 4 Sensoreingänge verfügt.

### Ergebnisse zum Aufheizverhalten

Die Aufheizzeiten der Einzelversuche unterschieden sich deutlich voneinander. Gründe hierfür können unterschiedliche Temperaturen in der Klimakammer und der Stahl-Spannbacken zum Start der Versuche sein, die jedoch ablaufbedingt nur mit hohem Aufwand konstant gehalten werden könnten. Um dies zu erreichen, wären Einzelversuche mit vollständiger Abkühlung des Versuchsaufbaus nach der Durchführung notwendig, was den Zeitaufwand für die Versuchsreihen stark erhöht hätte. In der Konsequenz können die Versuche nicht zeitgesteuert durchgeführt werden, stattdessen wird eine Temperatursteuerung über den Messwert von T-OR angestrebt.

Die Temperaturverteilung im Probekörper war im Gegensatz zur Aufheizzeit bei allen Versuchen relativ konstant, wie den Standardabweichungen in Tabelle 5.2 entnommen werden kann.

Tabelle 5.2: Vergleich der Zieltemperatur mit den gemessenen Temperaturen der Thermoelemente T-ZM, T-ZR, T-OM, T-OR in °C (Mittelwert MW und SD)

T-ZM (= Zieltemp.)		T-ZR		T-OR		T-OM	
MW	SD	MW	SD	MW	SD	MW	SD
210	0	201	3	190	8	211	3
220	0	210	4	202	4	219	3
240	0	231	5	222	4	239	2
260	0	250	4	241	4	258	3

Es lässt sich weiterhin feststellen, dass die Probekörpermitte homogen aufgeheizt wird, während im Probenrand ein Temperaturunterschied zwischen der Oberfläche und dem Probenzentrum von ca. 10 °C gemessen wurde. Dies lässt sich auf die

passive Kühlwirkung der Spannbacken, vor allem an der Probekörper-Oberfläche, zurückführen.

Da für die Hauptversuchsreihe die Temperatur des Probekörpers an der Messstelle T-OR gemessen wird, wird aufgrund der ermittelten Temperaturabweichungen auf die Temperatur in der Probekörpermitte rückgeschlossen. Ein Versuch, der also bspw. bei einer Temperatur von 240 °C durchgeführt werden soll, wird bei Erreichen der Temperatur 222 °C in der Messstelle T-OR gestartet (vgl. Abbildung 5.6).

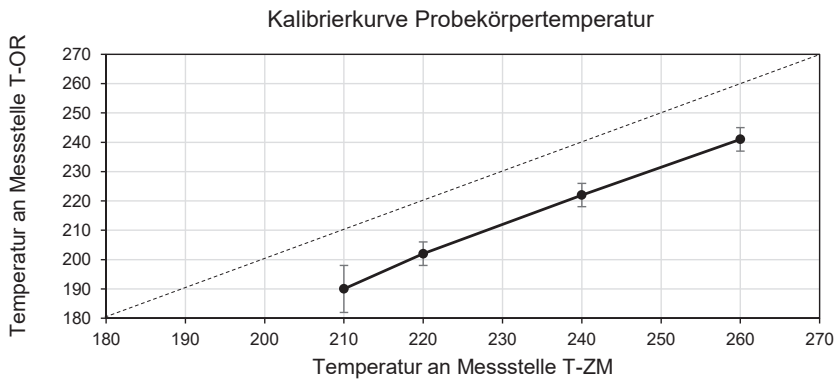


Abbildung 5.6: Kalibrierkurve zur Steuerung der Probekörpertemperatur über Messstelle T-OR

Die Ergebnisse für die Validierungsversuchsreihe zeigen, dass kein wesentlicher Temperaturunterschied zwischen Oberseite, dem Zentrum und Unterseite an der Probekörpermitte besteht, vgl. hierzu exemplarisch die Aufheizkurven eines Versuchs in Abbildung 5.7.

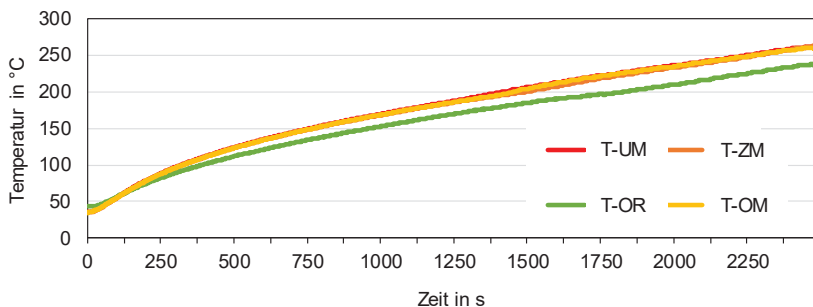


Abbildung 5.7: Beispiel einer Aufheizkurve für T-UM, T-ZM, T-OM und T-OR

Somit kann ein Störeinfluss des Luftstroms in die Klimakammer auf das Aufheizverhalten des Probekörpers ausgeschlossen werden.

#### 5.2.4 Versuchsablauf

Die Versuche folgten aufgrund ihrer spezifischen Zielsetzung keiner Norm. Bevor eine Versuchsreihe gestartet wurde, wurde die Klimakammer einmal leer auf Zieltemperatur aufgeheizt, um peripheriebedingte thermische Einflüsse auf den ersten Versuch der Serie zu minimieren. Anschließend wurde die Probe in der vorgeheizten Prüfumgebung in die Spannbacken eingespannt. Ein Thermoelement wurde an der Stelle T-OR befestigt und durch den unteren Ausgang der Klimakammer herausgeführt. Die Kammer wurde geschlossen und die Probe aufgeheizt. Unter Beachtung des Offsets der Messstelle T-OR (vgl. Tabelle 5.2) wurde der Versuch bei Erreichen der Zieltemperatur gestartet. Der Verfahrensweg des Prüfzylinders betrug 60 mm, was bezogen auf die freie Einspannlänge von 150 mm einer technischen Dehnung von 40 % entspricht. Nach Beendigung des Versuchs wurde die Klimakammer geöffnet und die verformte Probe entnommen (vgl. Abbildung 5.8).



Abbildung 5.8: Probekörper vor und nach dem Versuch

### 5.3 Ergebnisse und Diskussion

Abbildung 5.9 zeigt die technische Spannung über der technischen Dehnung für die Versuchsreihen in der Übersicht. Zur Vereinfachung wird die technische Spannung im weiteren Verlauf vereinfachend als „Spannung“ ausgedrückt, analog die technische Dehnung als „Dehnung“. Die Spannung wurde wie folgt berechnet:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (5-1)$$

Die Kraft  $F$  wurde aus der Prüfmaschine ausgelesen. Die Fläche  $A_0$  entspricht dem Probekörperquerschnitt vor Beginn des Versuchs. Zur Ermittlung von  $A_0$  wurde jeder Probekörper vor dem Versuch an drei Stellen in Dicke und Breite vermessen und jeweils der Mittelwert gebildet.

Die Diagramme sind nach Faservolumengehalt und Probekörpertemperatur sortiert, die Versuchsgeschwindigkeiten sind als einzelne Kurven in den Diagrammen dargestellt. Die Nomenklatur der Kurven gliedert sich als Geschwindigkeit-Temperatur-Faservolumengehalt (mm/s, °C, %).

Jede Kurve repräsentiert eine Messreihe von sechs Einzelmessungen und basiert auf den arithmetisch gemittelten Messpunkten der einzelnen Versuchskurven innerhalb der Serie. Allgemein steigt die Spannung zunächst an, bis sie ein einzelnes Maximum erreicht. Hiervon weichen nur Versuche bei 210 °C ab, die ein lokales Maximum vor dem globalen Maximum aufweisen. Da die verwendete Matrix bei dieser Temperatur gerade erst in die Schmelzphase eintritt, wird hier von Störeffekten durch einzelne, noch nicht aufgeschmolzene Matrixbereiche ausgegangen, die das lokale Maximum verursachen. Nach dem Erreichen des Maximums sinkt die Spannung und verläuft dabei unterschiedlich ausgeprägt hyperbolisch.

Charakteristische Werte für den temperierten Zugversuch von SFOB sind daher das Spannungsmaximum  $\sigma_{max}$  und der Dehnungswert  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$ , an dem  $\sigma_{max}$  erreicht wird. Diese Punkte der Spannungs-Dehnungs-Kurven stehen in der weiteren Auswertung der Ergebnisse im Fokus. Die analysierten Mittelwerte basieren auf den sechs einzelnen Maxima pro Serie und deren Dehnungswerten. Die untersuchten Faktoren Temperatur, Geschwindigkeit und Faservolumengehalt werden separat betrachtet und die Abhängigkeit des Punktes ( $\sigma_{max}|\varepsilon_{\sigma_{max}}$ ) von diesen Faktoren untersucht.

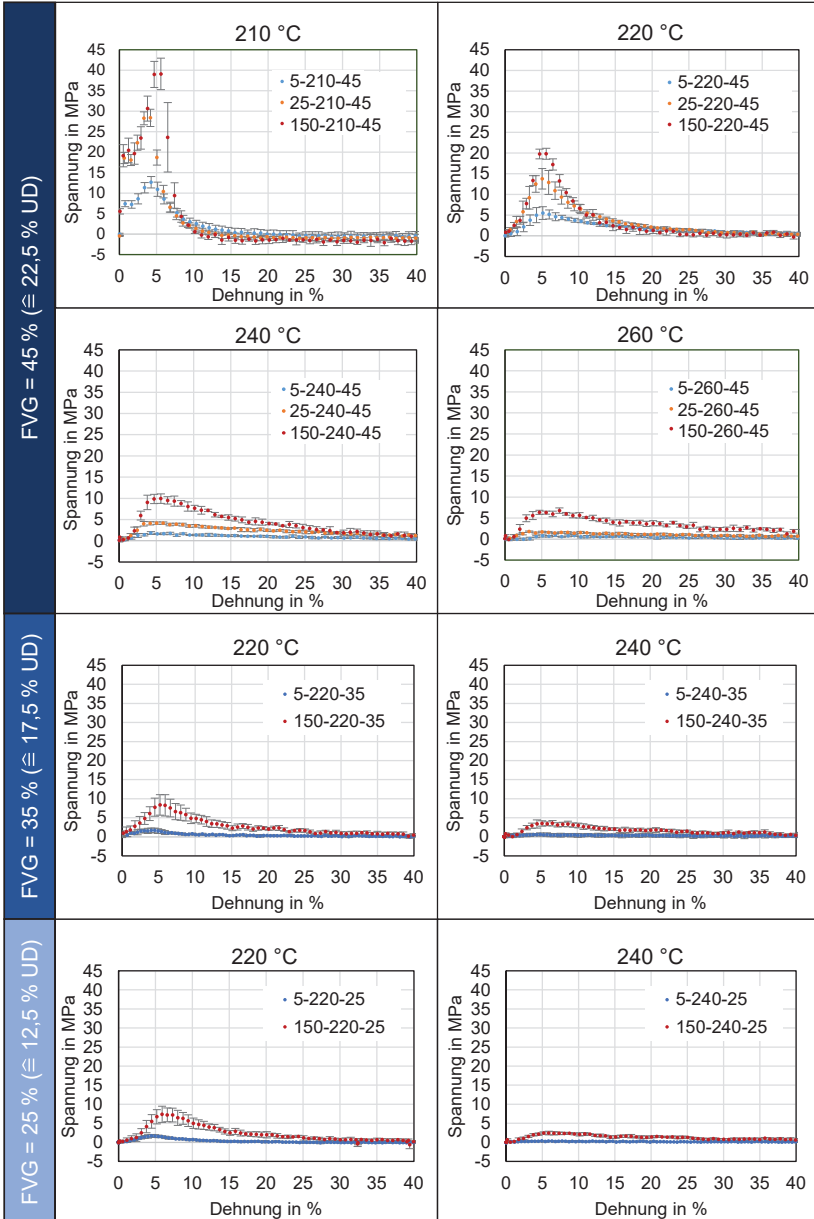


Abbildung 5.9: Spannungs-Dehnungs-Verläufe der temperierten Zugversuche in der Übersicht



### 5.3.1 Einfluss der Temperatur auf das Verformungsverhalten

Trägt man die  $\sigma_{max}$ -Werte über der Verformungstemperatur auf, so sinkt  $\sigma_{max}$  mit zunehmender Temperatur (vgl. Abbildung 5.10).

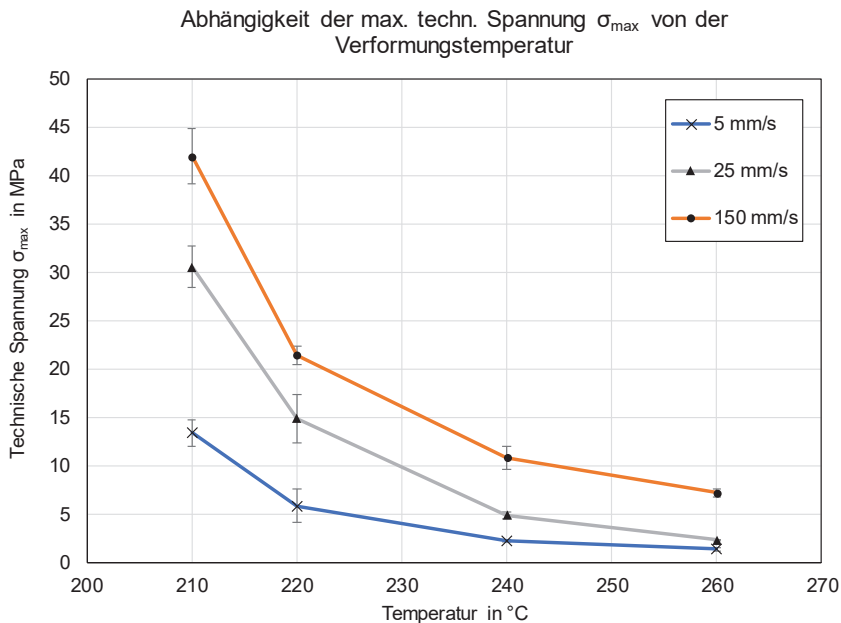


Abbildung 5.10: Abhängigkeit der Spannungsmaxima  $\sigma_{max}$  von der Verformungstemperatur im temperierten Zugversuch

Berücksichtigt werden hier nur die Werte für FVG = 45 %. Der höchste Wert für  $\sigma_{max}$  wird bei 210 ° und einer Verformungsgeschwindigkeit von 150 mm/s erreicht und beträgt 41,96 MPa (SD = 2,87 MPa). Der geringste Wert wird erwartungsgemäß bei 260 °C erreicht und beträgt bei 5 mm/s 1,32 MPa (SD = 0,15 MPa). Dieser Wert liegt schon annähernd im Korridor des Messrauschens der verwendeten Anlage, welcher auf die Probekörper umgerechnet 0,8 MPa beträgt. Allgemein sind die Messwerte konsistent und es lässt sich eine nicht-lineare Regelmäßigkeit in den Wertentwicklungen von  $\sigma_{max}$  feststellen. Die Kurven fallen im Bereich der Schmelztemperatur überproportional ab. Die SD für die  $\sigma_{max}$ -Werte bewegen sich dabei im Bereich von unter 20 %.

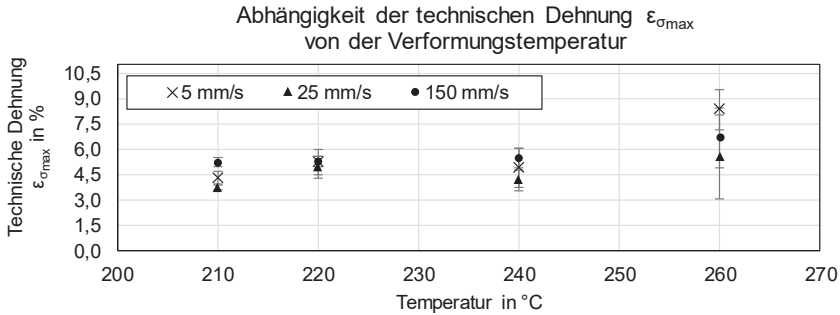


Abbildung 5.11: Abhängigkeit von  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  von der Verformungstemperatur

Bei der Analyse der Dehnungswerte  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  nach Abbildung 5.11 fällt auf, dass sie im Mittelwert bei 5,32 % liegen (SD = 1,22 %). Die Standardabweichungen der einzelnen Messreihen sind darüber hinaus bis zu einer Temperatur von 240 °C relativ gering (SD < 1 % Dehnung). Erst bei 260 °C weichen die Dehnungswerte  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  deutlicher voneinander ab und die Standardabweichung nimmt zu. Dies kann jedoch auf die vergleichsweise geringen Spannungen in diesem Temperaturbereich zurückgeführt werden. Die Dehnung  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  ist somit (zumindest bis 240 °C) temperaturunabhängig.

### 5.3.2 Einfluss der Geschwindigkeit auf das Verformungsverhalten

Trägt man die Werte für  $\sigma_{max}$  aus Abschnitt 5.3.1 über der Verformungsgeschwindigkeit auf, so nehmen die Maxima mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit zu (vgl. Abbildung 5.12). Die für die Verformung notwendige Kraft erhöht sich also mit steigender Geschwindigkeit, wobei der Gradient zwischen 5 mm/s und 25 mm/s höher ist als zwischen 25 mm/s und 150 mm/s. Zu beachten ist hierbei jedoch, dass die Endgeschwindigkeit von 150 mm/s erst nach einer Dehnung  $\varepsilon$  von 4,37 % erreicht wird, weshalb die gemessenen Werte für  $\sigma_{max}$  bei  $v = 150$  mm/s kritisch betrachtet werden muss. Das späte Erreichen der Sollgeschwindigkeit könnte bspw. zu niedrigeren Spannungsmaxima führen, weshalb die wahren Werte unter Umständen höher liegen und sich somit auch der Gradient zwischen 25 mm/s und 150 mm/s ändern würde.

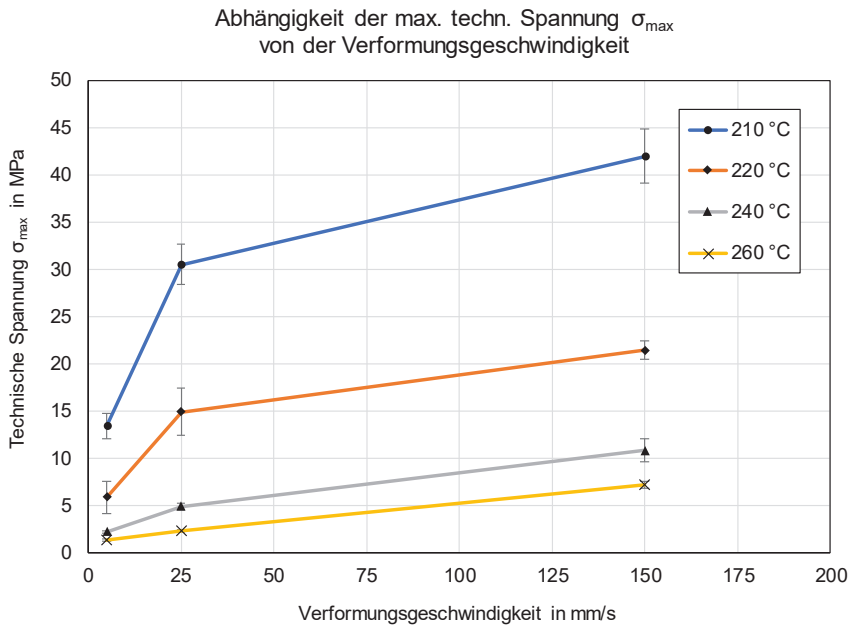


Abbildung 5.12: Abhängigkeit  $\sigma_{max}$  von der Verformungsgeschwindigkeit im temperierten Zugversuch

Abbildung 5.13 stellt die Dehnungswerte  $\epsilon_{\sigma_{max}}$  in Abhängigkeit der Verformungsgeschwindigkeit dar. Die Dehnung  $\epsilon_{\sigma_{max}}$  ist geschwindigkeitsunabhängig.

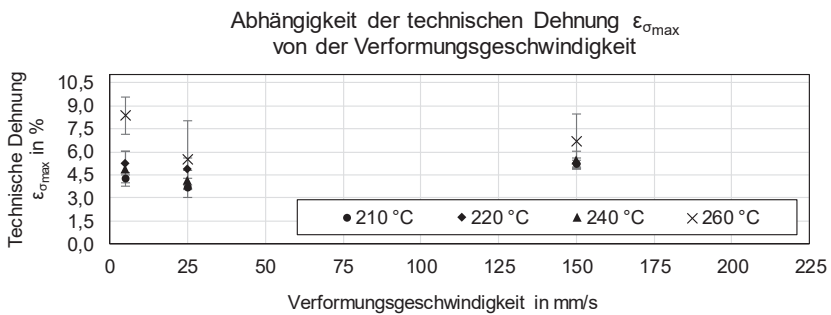


Abbildung 5.13: Abhängigkeit von  $\epsilon_{\sigma_{max}}$  von der Verformungsgeschwindigkeit

### 5.3.3 Einfluss des Faservolumengehalts auf das Verformungsverhalten

Die Werte für  $\sigma_{max}$  steigen mit zunehmendem Faservolumengehalt, vgl. Abbildung 5.14.

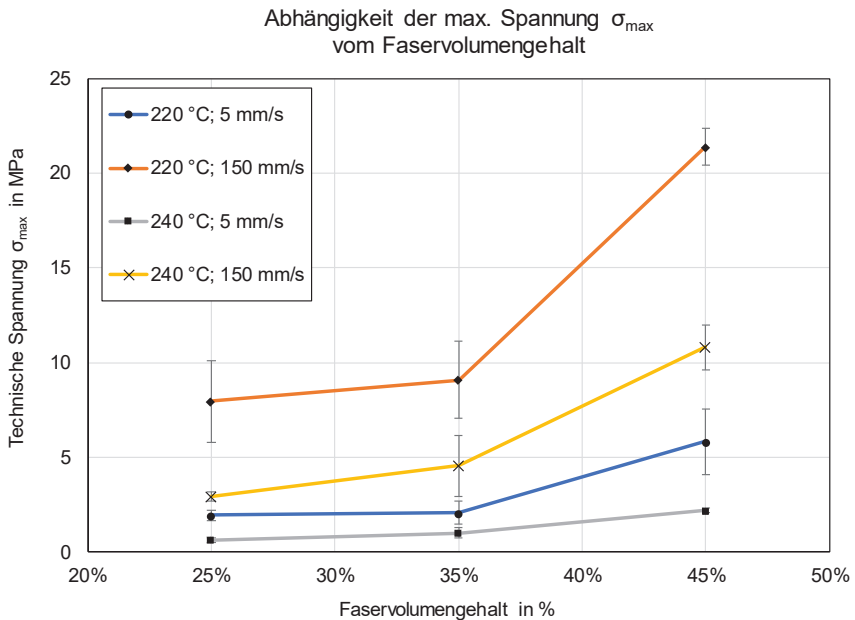


Abbildung 5.14: Abhängigkeit  $\sigma_{max}$  vom Faservolumengehalt im temperierten Zugversuch

Die Spannungsmaxima  $\sigma_{max}$  stehen in nichtlinearem Zusammenhang mit dem Faservolumengehalt. Mit steigendem Faseranteil im SFOB steht immer weniger Matrix pro Faser als „Schmiermedium“ zur Verfügung, was ein Grund dieser Nichtlinearität sein könnte.

Bei der Auswertung der durchgeführten Versuche zum Einfluss des FVG auf das Verformungsverhalten muss stets berücksichtigt werden, dass die Fasern in den Zugprobekörpern zu gleichen Teilen in  $0^\circ$  und  $90^\circ$  zur Zugrichtung orientiert waren. Die  $\sigma_{max}$ -Werte für unidirektional verstärkte Zugprobekörper würden dementsprechend deutlich höher liegen, konnten jedoch materialbedingt nicht realisiert werden.

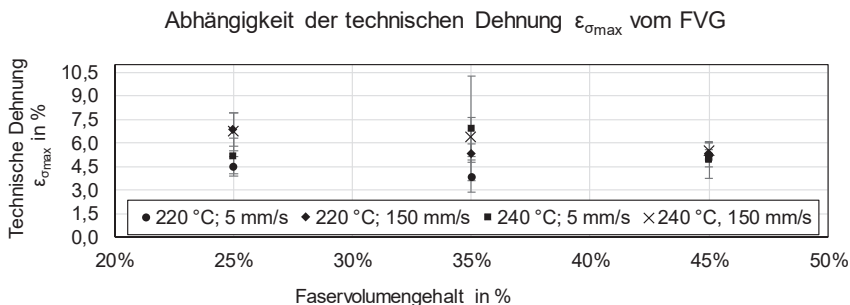


Abbildung 5.15: Abhängigkeit von  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  vom Faservolumengehalt

Die Auswertung der Dehnungswerte  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  ergibt einen Mittelwert von 5,56 % (SD = 1,08 %), der dem Mittelwert der  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$ -Werte aus Abbildung 5.11 ähnlich ist (5,32 %). Es kann jedoch festgestellt werden, dass der Mittelwert der  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$ -Werte bei FVG = 25 % 5,81 % beträgt, bei FVG = 35 % 5,63 % und bei FVG = 45 % 5,23 %. Der Wert für  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  nimmt also mit steigendem FVG leicht ab, wobei sich die Veränderung im Bereich der Standardabweichungen bewegt. Die Zugprobekörper mit den FVG 25 % und 35 % waren mit ca. 2 mm bzw. ca. 2,5 mm dicker als die Zugprobekörper mit 45 % FVG (ca. 2 mm). Wie in Kapitel 4 gezeigt wurde, führen höhere Laminatdicken zu tendenziell höherer Garnondulation im SFOB. Würde der Wert  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  von der Garnondulation im SFOB abhängen, könnte dadurch die leichte Abnahme der  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$ -Werte mit steigenden FVG erklärt werden.

Diese Theorie wird im nächsten Abschnitt (vgl. 5.3.4) erneut aufgegriffen.

### 5.3.4 Zusammenhang zwischen Garnondulation und Spannungs-Dehnungs-Verlauf

Die  $\sigma_{max}$  zugehörige Dehnung  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  variierte bei Änderung sowohl von der Versuchstemperatur als auch der Versuchsgeschwindigkeit kaum, was auf eine Unabhängigkeit des  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$ -Wertes von diesen beiden Prozessparametern hinweist. Bei Veränderung des FVG konnte hingegen tendenziell festgestellt werden, dass sich  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  mit sinkendem FVG erhöhte. Da die geringeren FVG der Probekörper bedingt durch die Polymerzugabe zu einer Erhöhung der Laminatdicke führen und sich dies wie in Kapitel 4.3.3 dargestellt nachteilig auf die Garnondulation auswirken kann, könnte hier ein Zusammenhang bestehen. Zur Überprüfung dieser Hypothese wurden zwei Zugversuchserien mit je zwei Probekörpern (45 % FVG) bei 5 mm/s und 220 °C durchgeführt, die nach 2,5 % und 5 % Dehnung gestoppt wurden, vgl. Abbildung 5.16.

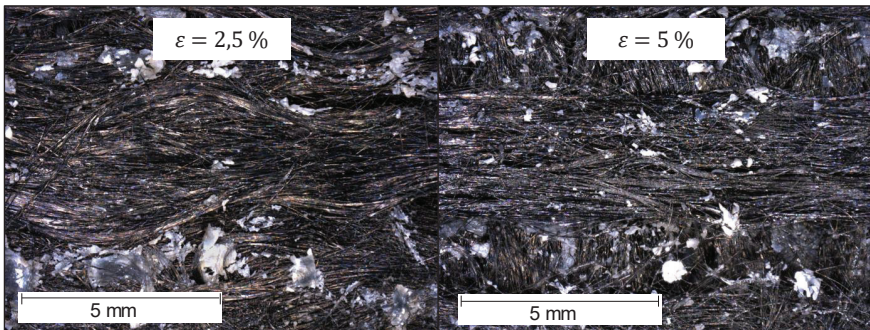


Abbildung 5.16: Abnahme der Garnondulation mit zunehmender Dehnung bis Erreichen von  $\varepsilon = 5\%$  (ca.  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$ ) im temperierten Zugversuch

Nach der Versuchsdurchführung wurde die Klimakammer geöffnet und die Proben bei Umgebungstemperatur abgekühlt. Die oberste Lage der Probekörper (Schussgarne, quer zur Probekörperichtung) wurde mit einer Pinzette entfernt und die erste Kettgarnlage freigelegt. Die Garnondulation wurde anhand der Winkelabweichung charakterisiert und mit der ursprünglichen verglichen (vgl. Abbildung 5.17). Die Garnondulation wird kontinuierlich verringert, bis die Fasern im Bereich von  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  annähernd gestreckt vorliegen. Zur Validierung wurden drei Zugversuchserien ( $T = 220\text{ °C}$ ) unterschiedlicher Geschwindigkeit ( $v = 5\text{ mm/s}$ ,  $25\text{ mm/s}$ ,  $150\text{ mm/s}$ ) mit Probekörpern aus dem gleichen rCSF-Garn durchgeführt. Um hier eine andere Stapelfasergarn-

ondulation im Laminat zu erreichen, wurde ein Wickelprozess verwendet, in dem das rCSF-Garn maschinell unter Spannung um eine Stahlplatte gewickelt und dann im Autoklav imprägniert und konsolidiert wurde. Nach dem Autoklavprozess wird der Verbund an der oberen und unteren Kante der Stahlplatte aufgetrennt, so dass man zwei unidirektional verstärkte SFOB erhält. Die Probekörper wurden dann analog zu den anderen Probekörpern (vgl. 5.2.1) aus dem SFOB entnommen. Die temperierten Zugversuche mit diesen Probekörpern bestätigten den Zusammenhang von Garnondulation (initial bei 1,8 ° Winkelabweichung) und  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  (1 %). Es lässt sich daher feststellen, dass die Garnondulation des SFOB den Wert von  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  beeinflusst. Da das Garn bis zum Erreichen des Dehnwertes  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  gestreckt wird, entspricht der Unterschied zwischen dem ondulierten und gestreckten Garn näherungsweise der Dehnung  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$ . Für eine erste Abschätzung dieser geometrischen Beziehung wird die Verwendung einer Cosinus-Beziehung (vgl. Abbildung 5.17) vorgeschlagen, um einen Schätzer  $\varepsilon'_{\sigma_{max}}$  zu für  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  erhalten:

$$\cos(\alpha) = \frac{b}{a} \Leftrightarrow b = a * \cos(\alpha) \tag{5-2}$$

$$\varepsilon'_{\sigma_{max}} = \frac{a - b}{a} = \frac{a - a * \cos(\alpha)}{a} = 1 - \cos(\alpha) \tag{5-3}$$

Dabei ist  $\alpha$  der Winkel zwischen der Zugrichtung (Schenkel  $b$  in Abbildung 5.17) und der Garnauslenkung (Schenkel  $a$  in Abbildung 5.17), also die gemessene Winkelabweichung.

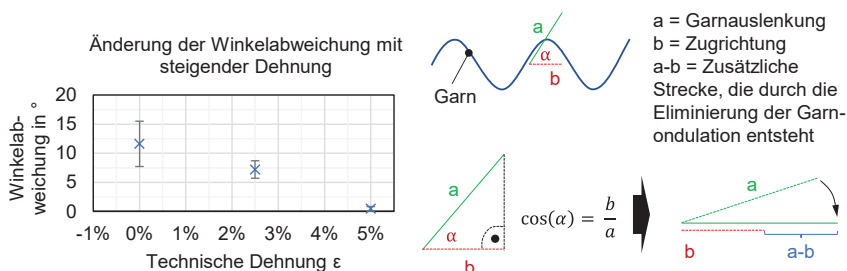


Abbildung 5.17: Änderung der Winkelabweichung mit steigender Dehnung im temperierten Zugversuch und die zugehörige geometrische Beziehung

### 5.3.5 Vorschlag eines zweistufigen Ansatzes zur Modellierung des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs

Die quasiplastische Verformbarkeit von SFOB wurde bisher nicht grundlegend untersucht (vgl. 2.3.2.4). Für andere Verformungsmechanismen existieren etablierte Prüfmethoden, deren Ergebnisse bspw. für Simulationen eingesetzt werden können. Ein Beispiel hierfür ist der Scherrahmenversuch zur Ermittlung des charakteristischen „kritischen Scherwinkels“ („locking angle“), der dann wiederum in Simulationsmodellen als Eingangsgröße verwendet wird. Hierzu analog wird vorgeschlagen, die hier vorgestellten temperierten Zugversuche zur Ermittlung des charakteristischen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs und insbesondere des Spannungsmaximums  $\sigma_{max}$  mit der zugehörigen Dehnung  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  zur Erfassung der quasiplastischen Verformbarkeit durch Zugkraft von SFOB zu etablieren, wofür im Idealfall eine standardisierte Prüfumgebung zum Einsatz kommt. Zur Modellierung – und späteren Überführung in ein Simulationsmodell – des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs wird eine Unterteilung in zwei Phasen vorgeschlagen:

- Phase A: bis zum Erreichen des Spannungsmaximums  $\sigma_{max}$
- Phase B: ab  $\sigma_{max}$  bis Erreichen der Mindestspannung  $\sigma_{min}$

Die Identifikation der Phasengrenze durch den Punkt  $(\sigma_{max} | \varepsilon_{\sigma_{max}})$  kann dabei über die Identifikation von  $\varepsilon_{\sigma_{max}}$  erfolgen. Mit  $\varepsilon'_{\sigma_{max}}$  wurde in 5.3.4 ein entsprechender Schätzer vorgeschlagen.

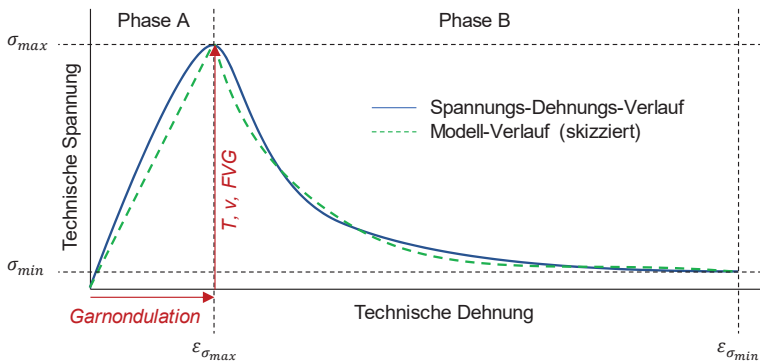


Abbildung 5.18: Modellansatz für Spannungs-Dehnungs-Verlauf von SFOB



Durch die Modellierung der quasiplastischen Verformung von SFOB durch Zugkraft könnte in Simulationen bspw. getestet werden, welche Rückhaltekräfte im Umformprozess berücksichtigt werden müssen, damit es zur quasiplastischen Verformung kommt. Bei Kenntnis dieser Grenze kann z. B. gesteuert werden, ob die Umformung quasiplastisch oder elastisch erfolgen soll. Bei einer partiellen Umformung durch Schieber im Werkzeug könnten die zur quasiplastischen Verformung notwendigen Kräfte vorab bestimmt und die Schieber entsprechend ausgelegt werden. Die Modellierbarkeit des quasiplastischen Verformungsverhaltens von SFOB ist letztendlich wie bei jedem FKV-Halbzeug ein wichtiger Schritt zur industriellen Anwendung.

#### 5.4 Fazit

Die Ergebnisse der temperierten Zugversuche zeigen, dass die Spannungs-Dehnungsverläufe von den Prozessparametern Temperatur, Geschwindigkeit sowie dem Faservolumengehalt abhängig sind. Dies trifft insbesondere auf den Betrag des Spannungsmaximums  $\sigma_{max}$  zu, wie in den einzelnen Abschnitten dargestellt wurde.

Werden vergleichbare Versuche zukünftig durchgeführt, sollte die Prüftechnik über eine ausreichende Anlagenbeschleunigung verfügen. Dies würde die Analyse der Homogenität der quasiplastischen Verformung ermöglichen. Eine Methode, wie diese Homogenität bewertet werden kann, wird im nächsten Kapitel vorgestellt.

## 6 Quasiplastische Verformung im Tiefziehenden Thermoformen für FKV

Im folgenden Kapitel wird die quasiplastische Verformbarkeit des Stapelfaserorganoblechs (SFOB) in einem angepassten Prozess, dem „Tiefziehenden Thermoformen“ (TZT) für FKV untersucht. Im Vergleich zum Stand der Forschung und Technik zum Thermoformen von Organoblechen (vgl. 2.2.2) entfällt beim TZT die Notwendigkeit des Materialeinzugs während des Umformprozesses. Die Untersuchungen wurden an einem eigens entwickelten Werkzeug durchgeführt, welches durch austauschbare Module verschiedene Ausprägungen der gesamten quasiplastischen Verformung (engl. „total quasi-plastic deformation“, TPD) einer SFOB-Probe abbilden kann. Mit speziell hierfür präparierten Probekörpern konnte dann weiterhin die lokale quasiplastische Verformung (engl. „local quasi-plastic deformation“, LPD) der SFOB bestimmt werden. Mit einer neuen Methode, dem H-Faktor, konnte abschließend die Homogenität der LPD-Verteilung bewertet werden. In Summe wird somit in diesem Kapitel ein **neuartiger Prozess** mit speziell hierfür entwickelten **Probekörpern, Werkzeugen** und entsprechenden **Auswertungs- sowie Bewertungsmethoden** vorgestellt.

Es wurden SFOB-Probekörper ohne und mit Silikonfolien als Deckschichten auf dem SFOB geprüft. Aufgrund des Werkzeugdesigns mit konstanter Kavität waren die Silikonfolien für eine Konsolidierung der Probekörper nach dem Umformvorgang erforderlich. Daher wird in diesem Kapitel nach Versuchen **ohne und mit Konsolidierung** unterschieden. Dadurch konnte einerseits das reine SFOB-Verhalten im TZT-Prozess isoliert untersucht werden, die Kavität beeinflusste die LPD-Verteilung aufgrund ihrer geometrischen Auslegung nicht. Andererseits konnte durch die Verwendung von Silikonfolien eine Konsolidierung erreicht und somit die LPD-Verteilungen in beiden Varianten verglichen werden.

### 6.1 Versuchsplanung

#### 6.1.1 Tiefziehendes Thermoformen ohne Konsolidierung

Für die Versuchsreihe zum Tiefziehenden Thermoformen (TZT) ohne Konsolidierung wurden vier Versuchsserien à fünf Probekörpern zur statistischen Absicherung der Ergebnisse durchgeführt, vgl. Abbildung 6.1.

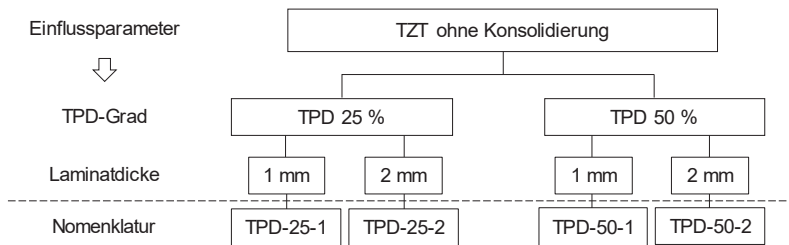


Abbildung 6.1: Versuchsplan zum Tiefziehenden Thermoformen ohne Konsolidierung und verwendete Nomenklatur

Untersucht wurden:

- Zwei TPD-Werte: 25 % und 50 % (durch verschiedene Werkzeugmodule)
- Zwei Laminatdicken: 1 mm und 2 mm

Die Testreihen wurden nach der Nomenklatur in Abbildung 6.1 benannt. Dabei steht die erste Zahl für den TPD-Wert, die zweite für die Laminatdicke.

### 6.1.2 Tiefziehendes Thermoformen mit Konsolidierung

Der Versuchsplan zum TZT mit Silikonfolien umfasste zwei Versuchsreihen à fünf Umformungen. Für beide Serien wurde der 50 %-Einsatz gewählt. Während die Silikonfolien der ersten Versuchsreihe unbehandelt verwendet wurden und als Decklagen für die SFOB-Probekörper dienten, wurden sie in der zweiten Versuchsreihe mit Trennmittel des Typs *Loctite® Frekote® 700-NC* des Herstellers *Henkel AG & Co.KG&A* behandelt, um so die Haftung zwischen den Silikonfolien und dem SFOB-Probekörper zu verringern. Der Versuchsplan ist in Abbildung 6.2 dargestellt.

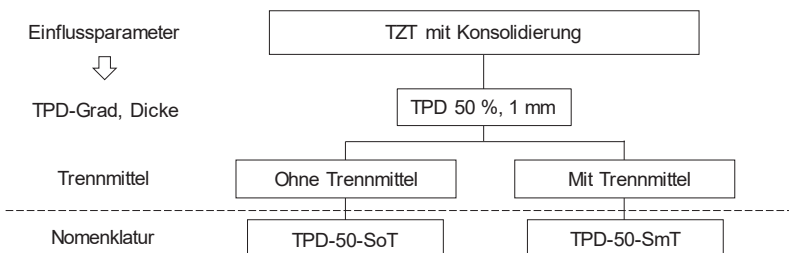


Abbildung 6.2: Versuchsplan zum TZT mit Konsolidierung und Nomenklatur

Die Versuche zum TZT mit Silikonfolien basierten auf drei Hypothesen:

1. Durch die Verwendung der Silikonfolien kommt es zu einer thermischen Entkopplung des „kalten“ Werkzeugs mit dem schmelzflüssigen SFOB, was sich positiv auf die Homogenität der Verformung auswirkt
2. Die Reibung zwischen dem SFOB und der Silikonfolie führt zu einer homogenen Verformung, da sich die Silikonfolie ebenfalls homogen dehnt und dadurch das SFOB beeinflusst.
3. Durch die Verwendung der Silikonfolien wird die Kavität des modularen Umformwerkzeugs flexibel gefüllt und führt somit zur Konsolidierung des SFOB

In der im Versuchsplan verwendeten Nomenklatur steht die Abkürzung „SoT“ für „Silikonfolien ohne Applikation eines Trennmittels“, analog hierzu „SmT“ für „Silikonfolien mit Applikation eines Trennmittels“. Zur Überprüfung der zweiten Hypothese wurde die Silikonfolie in der Versuchsreihe TPD-50-SmT eingetrennt, um die Kopplung durch Reibung zu verringern.

## **6.2 Versuchsmethoden und -technik**

### **6.2.1 Verwendete Probekörper**

Als Basismaterial wurde für die Versuche das SFOB IHP-1 verwendet (vgl. Tabelle 3.4). Es wurde in einfacher und doppelter Ausführung genutzt. Um die doppelte Laminatdicke zu erreichen, wurden 2 SFOB IHP-1 im Autoklav mit dem Zyklus nach Tabelle 3.5 übereinander konsolidiert. Die Außenabmessungen der Probe betragen 290 mm in der Länge und 80 mm in der Breite. Für die Schraubbefestigung im Werkzeugrahmen wurde auf jeder Seite ein Loch (M6) gebohrt (vgl. Abbildung 6.3). Aus den Untersuchungen im temperierten Zugversuch wurde deutlich, dass zur quasiplastischen Verformung von SFOB ein Kraftmaximum überschritten werden muss (vgl. Kapitel 5). Das SFOB wird daher in einem Spannrahmen eingeklemmt und verschraubt, damit die notwendigen Kräfte während der Umformung über den Rahmen aufgebaut werden können. Sollte ein ungewünschtes Einziehen des SFOB stattfinden, würde diese Verschraubung zu Lochleibung im SFOB führen und somit das Einziehen des Materials anzeigen.

Die Probekörper wurden für die spätere Versuchsauswertung alternierend mit einem goldenen und einem silbernen Lackstift des Typs *Edding 751* in einheitliche Segmente

unterteilt. Die Ausgangssegmentlänge  $l_{S0}$  betrug 10 mm. Zur Überprüfung der Probekörper-Temperatur wurde an der rechten Seite ein Thermoelement mit Kapton-Klebeband (aus Polyetherimid) aufgeklebt. Um Störeinflüsse der leitenden CF durch einen möglichen Kontakt mit den Messdrähten des Thermoelements ausschließen zu können, wurde erst Kapton-Klebeband auf den Probekörper geklebt und darauf dann das Thermoelement mit einem zweiten Streifen Kapton-Klebeband fixiert. Abbildung 6.3 zeigt einen exemplarischen Probekörper.

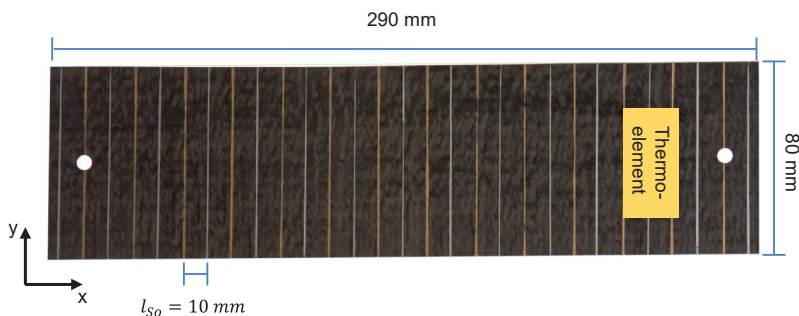


Abbildung 6.3: Probekörper vor dem Versuch

Um beim Tiefziehenden Thermoformen eine Konsolidierung des Probekörpers erreichen zu können, wurden die Oberflächen der Probekörper in der Versuchsreihe mit Konsolidierung beidseitig mit einer hochtemperaturbeständigen Silikonfolie der Firma *MVQ Silicones GmbH* abgedeckt. Die Silikonfolien sind auf das gleiche Maß wie die Probekörper zugeschnitten, ebenfalls mit Löchern in den Einspannbereichen zur Befestigung versehen und werden gemeinsam mit dem Probekörper in den Klemmrahmen eingespannt. Die weiße Silikonfolie ist 1,5 mm dick und bis 300 °C (kurzzeitig 315 °C) hitzeresistent. Die Härte beträgt  $60 \pm 5$  Shore-A, die Bruchdehnung liegt bei 350 %. Damit ist dieser Silikonfolientyp für die Umformversuche gut geeignet.

### 6.2.2 Verwendetes Umformwerkzeug

Um die quasiplastische Verformbarkeit von SFOB im Tiefziehenden Thermoformverfahren zu untersuchen, wurde ein modulares Werkzeug entwickelt. Mithilfe dieses Werkzeugs wird aus einer ebenen, rechteckigen SFOB-Platte ein Bogen ausgeformt (vgl. Abbildung 6.4). Da aus der quasiplastischen Verformung der Probekörper in x-Richtung eine Dickenabnahme in z-Richtung resultiert, ist dies grundsätzlich bei der

Auslegung der Werkzeugkavität zu beachten. Da die lokalen quasiplastischen Verformungen jedoch nicht vorhergesagt werden konnten und ein Einfluss selbiger durch bspw. ungleichmäßige Kavitäten vermieden werden sollte, wurde für alle Moduleinsatze eine einheitliche Kavität von konstant 2 mm vorgesehen.

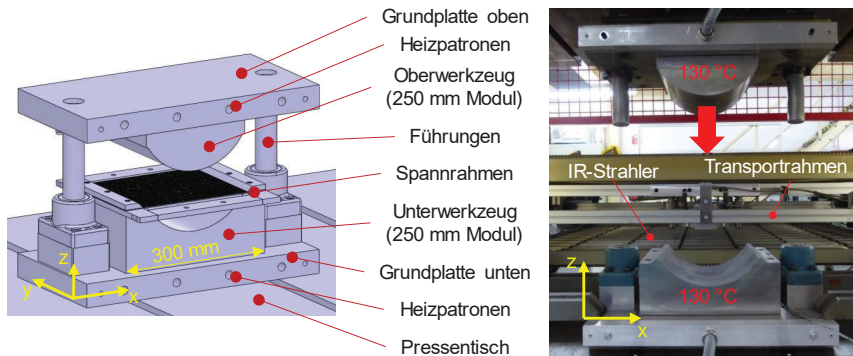


Abbildung 6.4: CAD-Zeichnung und Einbausituation des modularen Omega-Werkzeugs zum Tiefziehenden Thermoformen von SFOB.

Durch die Klemmbereiche ähneln die umgeformte SFOB-Geometrie nach der Umformung dem griechischen Buchstaben Omega. Die fixe Einspannung des SFOB durch den Klemmrahmen stellt ein wesentliches Unterscheidungsmerkmal im Vergleich zum konventionellen Thermoformprozess dar, vgl. Abschnitt 2.2.2. Der Prozess wird in dem Sinne maßgeblich verändert, da die Umformung nicht mehr durch ein Einziehen von Material stattfindet, sondern durch die quasiplastische Verformung des Materials selbst.

Abbildung 6.5 stellt die Probekorpereinspannung und die Umformwerkzeuge schematisch dar.

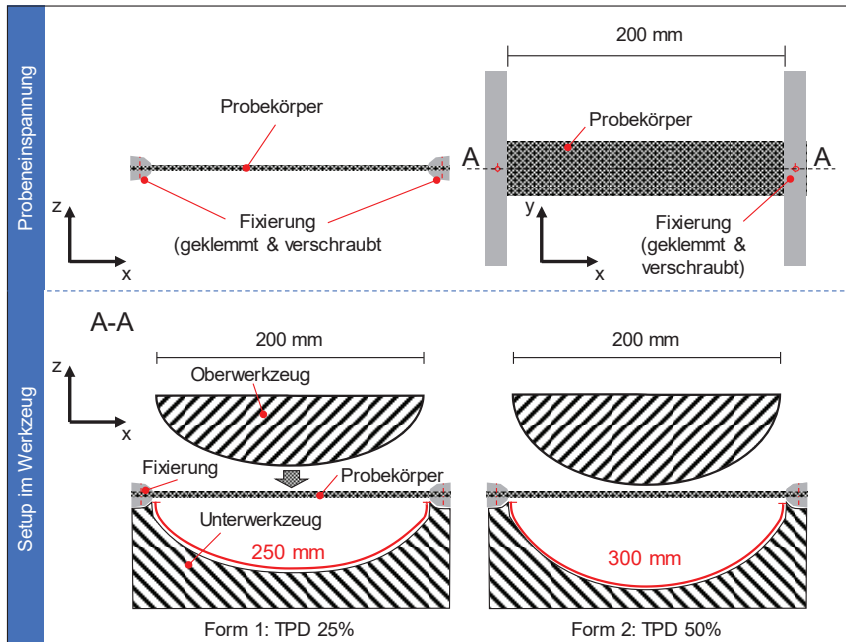


Abbildung 6.5: Schema des Spannrahmens und Einbau im Werkzeug

Die montierte Probenlänge (freie tiefziehbare Länge) beträgt 200 mm. Zwei verschiedene Formmodule können verwendet werden, um ein zweidimensionales Tiefziehen auf resultierende Längen von 250 mm bzw. 300 mm zu realisieren, was bezogen auf die Einspannlänge einer TPD von 25 % bzw. 50 % entspricht. Abbildung 6.4 zeigt die montierte Form in einer 80 t-Pressen des Herstellers *Press INO GmbH* mit den zugehörigen Infrarot-(IR)-Heizpaneelen im Hintergrund. Das Werkzeug kann über Heizpatronen in der oberen und unteren Grundplatte isotherm beheizt betrieben werden. Eine Möglichkeit der aktiven Werkzeugkühlung ist hingegen nicht gegeben.

Das modulare Konstruktionsprinzip des TZT-Werkzeugs erlaubt auch die Verwendung anderer Moduleinsätze für zukünftige Umformversuche, bspw. der dreidimensionalen Umformung.

### 6.2.3 Verwendete Heiztechnik

#### Tiefziehendes Thermoformen ohne Konsolidierung

Für die Versuche ohne Konsolidierung der Probekörper wurde ein an der Umformpresse angeschlossenes Infrarot-Strahlerfeld (IR) verwendet, welches aus jeweils 77 einzeln ansteuerbaren Strahlern auf Ober- und Unterseite besteht. Die Systemleistung beträgt 80 kW und ermöglicht das Aufheizen von Organoblechen mit maximal 1 m x 1,7 m Fläche. Der Transfer zwischen Strahlerfeld und Presse erfolgt durch einen auf Schienen gelagerten Transportrahmen, der entweder manuell oder automatisch bewegt werden kann. Im Fall der hier beschriebenen Versuche wurde der Transportrahmen manuell vom Strahlerfeld in die Presse bewegt.

#### Tiefziehendes Thermoformen mit Konsolidierung

Aufheizversuche zeigten, dass eine Aufheizung der Probekörper mit Silikonfolie-Decklagen mit IR-Strahlern im Vergleich zum Aufheizen per Konvektion in einem Ofen des Typs *Memmert UE 500* zu deutlich langsameren Aufheizzeiten und einer höheren Degradation der Silikonfolie führt. Die langsamere Aufheizzeit lässt sich auf die durch die weiße Einfärbung der Silikonfolie bedingte schlechtere Strahlungsabsorption zurückführen. Daher wurde zum Aufheizen der Probekörper mit Silikonfolie-Decklagen ein Ofen verwendet.

### 6.2.4 Versuchsablauf

#### 6.2.4.1 Tiefziehendes Thermoformen ohne Konsolidierung

Für alle Experimente wurden die Proben temperaturen mittels einem im Randbereich auf dem Probekörper aufgebrauchten Thermoelement (vgl. Abbildung 6.3) aufgezeichnet. Nach der Fixierung des Probekörpers im Spannrahmen wurde er mithilfe des Transportschlittens in das IR-Strahlerfeld geschoben und aufgeheizt. Die Probe wurde innerhalb von ca. 180 s auf 280 °C geheizt. Dabei wurde der vom Thermoelement gemessene Temperaturverlauf mittels eines Dataloggers beobachtet und aufgezeichnet. Sobald die Solltemperatur von 280 °C erreicht war, wurde der Probekörper vom Strahlerfeld in die Presse geschoben und tiefgezogen. Das auf 130 °C isotherm temperierte Werkzeug wurde hierfür mit einer Presskraft von 80 kN für eine Presszeit von 120 s geschlossen. Das Temperaturdiagramm in Abbildung 6.6 zeigt beispielhaft die Temperaturentwicklung der Proben während des Prozesses.



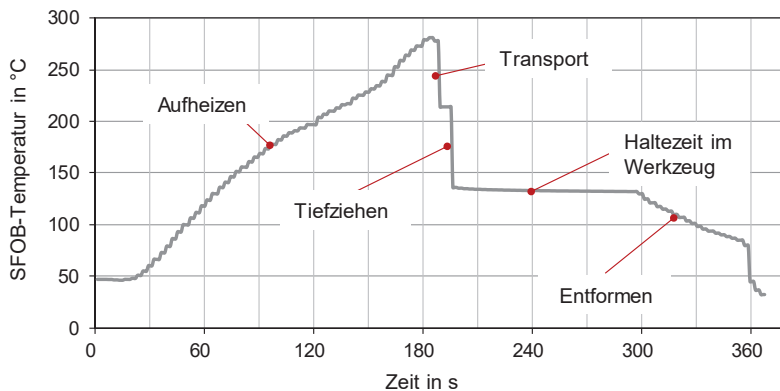


Abbildung 6.6: TZT-Prozess mit Kennzeichnung der einzelnen Prozessphasen (ohne Silikonfolie-Decklagen, IR-Erwärmung)

**6.2.4.2 Tiefziehendes Thermoformen mit Konsolidierung**

Hinsichtlich der Versuchsdurchführung unterscheiden sich die Versuche zum TZT mit Konsolidierung im Vergleich zum TZT ohne Konsolidierung in der Aufheizphase. Dafür wurde der in 6.2.3 beschriebene Ofen verwendet. Die Aufheizzeit verlängerte sich im Vergleich zum Prozessverlauf in Abbildung 6.6 auf ca. 300 – 400 s. Da die Aufheizzeiten variierten, wurde der Prozess nach dem analog zu Abbildung 6.3 positionierten Thermoelement gesteuert. Der Prozessablauf ist in Abbildung 6.7 dargestellt.

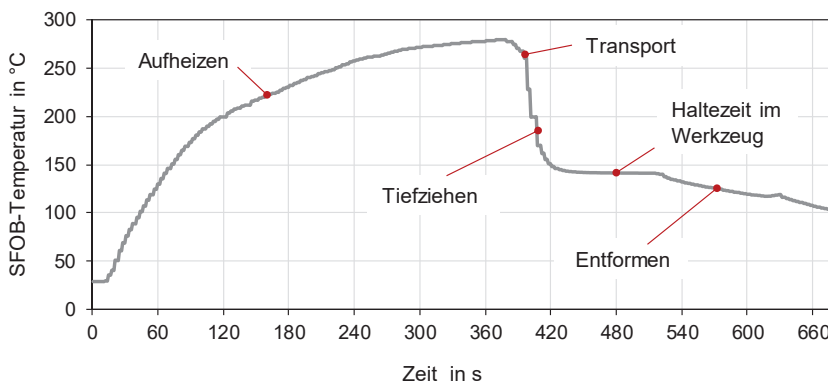


Abbildung 6.7: TZT-Prozess mit Kennzeichnung der einzelnen Prozessphasen (mit Silikonfolie-Decklagen, Erwärmung im Ofen)

Es ist gut zu erkennen, wie die Temperatur während der Transport- und Tiefziehphase im Vergleich zum Prozess ohne Silikonfolie-Decklagen auf dem SFOB (vgl. Abbildung 6.6) langsamer abnimmt, da die Silikonfolie-Decklagen isolierend wirken.

### 6.2.5 Erfassung der lokalen quasiplastischen Verformung

Um die Prozessrobustheit des Tiefziehenden Thermoformens bewerten zu können, müssen die lokalen quasiplastischen Verformungen (LPD) bekannt sein. Im Folgenden wird eine Methode vorgestellt, durch die die lokalen quasiplastischen Verformungen eines Probekörpers über die einzelnen Segmentdehnungen gemessen werden können.

Die Messung läuft in 4 Schritten ab (vgl. Schema in Abbildung 6.8 und Real-Beispiel in Abbildung 6.9):

1. Nach dem Tiefziehen der (wie in Abschnitt 6.2.1 beschrieben) präparierten Probekörper wird für die Erfassung der realen Segmentdehnungen  $\varepsilon_{Ri}$  eine transparente Folie auf die umgeformte Probe aufbracht und mit Klammern fixiert. Diese Folie (Abbildung 6.9 unten links, auf blauem Hintergrund) weist 5 Markierungslinien bei 0 %, 25 %, 50 %, 75 % und 100 % über die Probenbreite auf.
2. Die Segmentlängen nach dem Tiefziehen werden gemessen, indem die SFOB-Markierungen (alternierend in den Farben Gold und Silber auf dem SFOB) auf der Markierungsfolie an den entsprechenden Kreuzungspunkten mit den Markierungslinien mit einem entfernbaren Lackstift (weiße Farbe) markiert werden. Dadurch werden 5 Messpunkte pro SFOB-Segment aufgenommen.
3. Sobald alle Segmente entsprechend auf die Markierungsfolie übertragen wurden, wird sie vom SFOB entfernt und plan auf einen Tisch gelegt. Nun können die neuen Segmentlängen  $l_{Si}$  für jedes Segment gemessen werden, wobei sich  $l_{Si}$  aus dem Abstand zweier Markierungslinien bestimmen lässt, die sich durch die Bildung des arithmetischen Mittelwerts der 5 einzelnen Messungen auf den Markierungslinien ergeben. Diese Segmentlängen  $l_{Si}$  werden erfasst und der Mittelwert gebildet.
4. Die neuen (gemittelten) Segmentlängen werden nun auf die ursprüngliche Segmentlänge bezogen. Der resultierende Wert als reale Segmentdehnung  $\varepsilon_{Ri}$  in

Prozent stellt die lokale quasiplastische Verformung (LPD) der Probenkörper an der untersuchten Stelle dar:

$$\epsilon_{Ri} = \frac{l_{Si} - l_{S0}}{l_{S0}} \tag{6-1}$$

Vorteilhaft an dieser Methode sind die für den Probekörper zerstörungsfreie Anwendung und die einfache Umsetzbarkeit. Weiterhin können Proben ausgewertet werden, die lediglich teilkonsolidiert sind. Nachteilig ist jedoch die relativ hohe Fehleranfälligkeit, da sowohl das Aufbringen der Segmentmarkierungen auf dem SFOB-Probekörper als auch die Auswertung mittels der Markierungsfolie manuell erfolgen und bereits geringe Abweichungen in den Segmentabständen zu Fehlern in der ermittelten realen Segmentdehnung führen. Weiterhin ist problematisch, dass mit dieser Methode lediglich Markierungen auf der Oberfläche des SFOB-Probekörpers ausgewertet werden. Insbesondere durch den Aufbau des SFOB mit einzelnen Gelegelagen, in denen Kett- und Schussgarne durch das Aufschmelzen der Wirkfäden nicht mehr zueinander fixiert sind, können Abweichungen des Verformungsverhaltens zwischen der Probenoberfläche und dem Inneren auftreten.

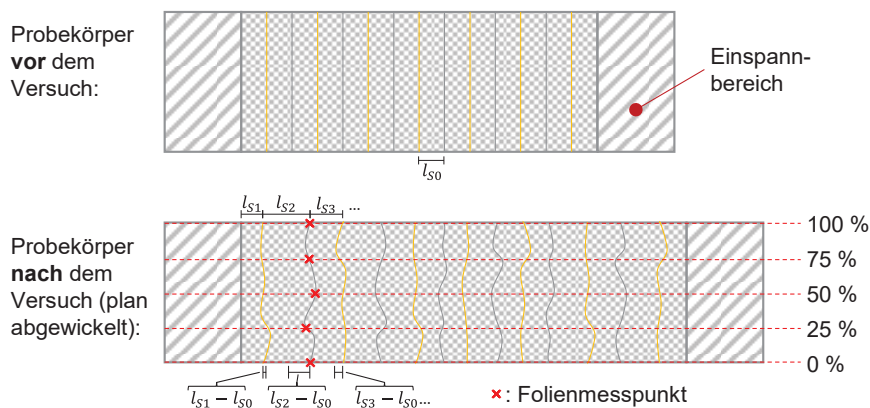


Abbildung 6.8: Schematische Darstellung der Methode der Erfassung der Segmentdehnung

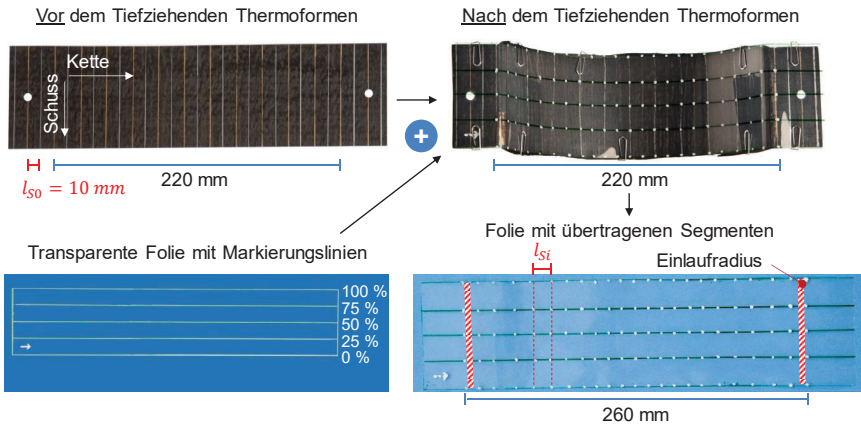


Abbildung 6.9: Methode der Erfassung der Segmentdehnung für SFOB im Tiefziehenden Thermoformen am Realbeispiel

**6.2.6 Bewertung der Homogenität der lokalen quasiplastischen Verformung**

Die Erfassung der lokalen quasiplastischen Verformung von SFOB im Tiefziehenden Thermoformen bildet die Grundlage, um die Homogenität der quasiplastischen Verformung eines SFOB bewerten zu können. Da die segmentweise Erfassung der LPD und daraus resultierende Diagramme zur Wiedergabe der LPD-Verteilung jedoch höchstens subjektiv bewertet werden können, liegt die Einführung eines Faktors nahe, der der Verteilung der LPD einen quantitativen Wert zuweisen kann. Damit werden die quasiplastischen Verformungen einzelner Versuche (und perspektivisch z. B. auch unterschiedlicher Materialien) in ihrer Homogenität vergleichbar, wodurch ein solcher Faktor als Qualitätskriterium einen Mehrwert bieten kann. Im Rahmen dieser Arbeit wird ein Homogenitätsfaktor  $H$  vorgeschlagen:

$$H = 1 - \left( \underbrace{\sum_{i=1}^n \left| 1 - \frac{\varepsilon_{Ri}}{\varepsilon_{Soll}} \right|}_{\text{Summe der Abweichungen der Einzelsegmente}} \cdot \underbrace{\frac{1}{2 * (n - 1)}}_{\text{Transformation der Summe der Abweichungen auf einen Betrag zwischen 0 und 1}} \right) \text{ für } n \in \mathbb{Q}_+^+ | n \neq 1 \text{ und } \varepsilon_{Ri} \in \mathbb{Q}_+ \tag{6-2}$$

Maß für die Abweichung der Realdehnung von der Solldehnung eines Segments      Transformation der Summe der Abweichungen auf einen Betrag zwischen 0 und 1 ( $H$  ist dadurch unabhängig von  $n$ )

Die reale Segmentdehnung  $\varepsilon_{Ri}$  wurde in Formel (6-1) bereits eingeführt.  $i$  ist dabei die Laufvariable für die einzelnen Segmente.  $\varepsilon_{Soll}$  ist die Solldehnung der Segmente,  $n$  ist die Anzahl der untersuchten Segmente.

Geht man davon aus, dass sich die Gesamtdehnung  $\varepsilon_G$  im Fall einer einheitlichen (plastischen) Dehnung der Probe gleichmäßig auf jedes Segment  $i$  verteilt, so entspricht die Solldehnung  $\varepsilon_{Soll}$  eines Segments:

$$\varepsilon_{Soll} = \varepsilon_G = \frac{l_{G1} - l_{G0}}{l_{G0}} \tag{6-3}$$

Abbildung 6.10 stellt die Längen exemplarisch dar, aus denen die Dehnungen berechnet werden. Hier verwendete Dehnungen stellen dabei immer eine quasiplastische Verformung dar.

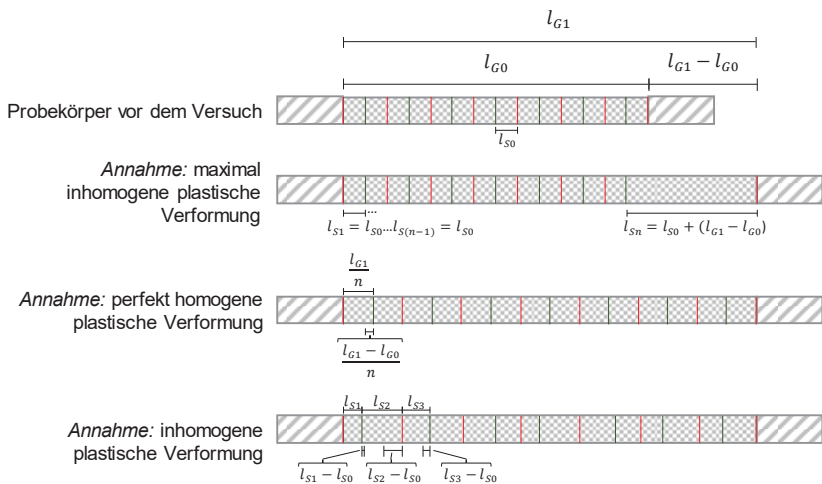


Abbildung 6.10: Schematische Darstellung von homogen und inhomogen quasiplastisch verformten Zugproben und die für die Berechnung des H-Faktors benötigten Längen.

Für den Fall der maximal inhomogenen quasiplastischen Verformung ist die gesamte Verformung auf ein einzelnes Segment konzentriert. Dieser Fall in Abbildung 6.10, zweites Schema, dargestellt. In diesem Beispiel nimmt das Element  $n$  die gesamte

Dehnung auf, während alle anderen Segmente eine reale Dehnung von  $\varepsilon_{R_i} = 0$  erfahren. Es ergibt sich folglich für das Element  $n$ :

$$\varepsilon_{R_i} = n * \varepsilon_{Soll} \quad \text{für } i = n \quad (6-4)$$

und damit für diesen Fall ein Faktor von  $H = 0 \%$ , wie sich wie folgt herleiten lässt:

$$\begin{aligned} H &= 1 - \left( \sum_{i=1}^n \left| 1 - \frac{\varepsilon_{R_i}}{\varepsilon_{Soll}} \right| * \frac{1}{2 * (n-1)} \right) \\ &= 1 - \left( \left( \sum_{i=1}^{n-1} \left| 1 - \frac{0}{\varepsilon_{Soll}} \right| + \left| 1 - \frac{n * \varepsilon_{Soll}}{\varepsilon_{Soll}} \right| \right) * \frac{1}{2 * (n-1)} \right) \\ &= 1 - \left( \frac{(n-1) + \left| 1 - \frac{n * \varepsilon_{Soll}}{\varepsilon_{Soll}} \right|}{2 * (n-1)} \right) = 1 - \left( \frac{(n-1) + |1-n|}{2 * (n-1)} \right) \\ &= 1 - \left( \frac{(n-1) + (n-1)}{2 * (n-1)} \right) = 1 - \left( \frac{2 * (n-1)}{2 * (n-1)} \right) = 0 \% \end{aligned} \quad (6-5)$$

Demgegenüber steht eine Homogenität von  $H = 100 \%$ . In dem Fall liegt eine absolut homogene Verteilung der Verformung über alle Segmente vor,  $\varepsilon_{R_i} = \varepsilon_{Soll}$  für alle Segmente  $i$  (vgl. Abbildung 6.10, drittes Schema):

$$\begin{aligned} H &= 1 - \left( \sum_{i=1}^n \left| 1 - \frac{\varepsilon_{R_i}}{\varepsilon_{Soll}} \right| * \frac{1}{2 * (n-1)} \right) = 1 - \left( \sum_{i=1}^n |1-1| * \frac{1}{2 * (n-1)} \right) \\ &= 1 - \left( \frac{\sum_{i=1}^n 0}{2 * (n-1)} \right) = 100 \% \end{aligned} \quad (6-6)$$

In der Realität wird es, bedingt durch prozess- und materialbedingte Randbedingungen, in der Regel eine zwar inhomogene, aber nicht maximal inhomogene Verteilung geben (vgl. Abbildung 6.10, viertes Schema). Für diesen Fall liegt  $H$  dann zwischen  $0 \%$  und  $100 \%$ .

### 6.3 Ergebnisse und Diskussion

#### 6.3.1 Tiefziehendes Thermoformen ohne Konsolidierung

##### 6.3.1.1 Erfassung der lokalen quasiplastischen Verformung

Die Auswertung der Verteilung der LPD nach der in 6.2.5 vorgestellten Methode führte zu vergleichbaren Ergebnissen für die 4 Versuchsreihen, die in Abbildung 6.11 zusammengefasst sind.

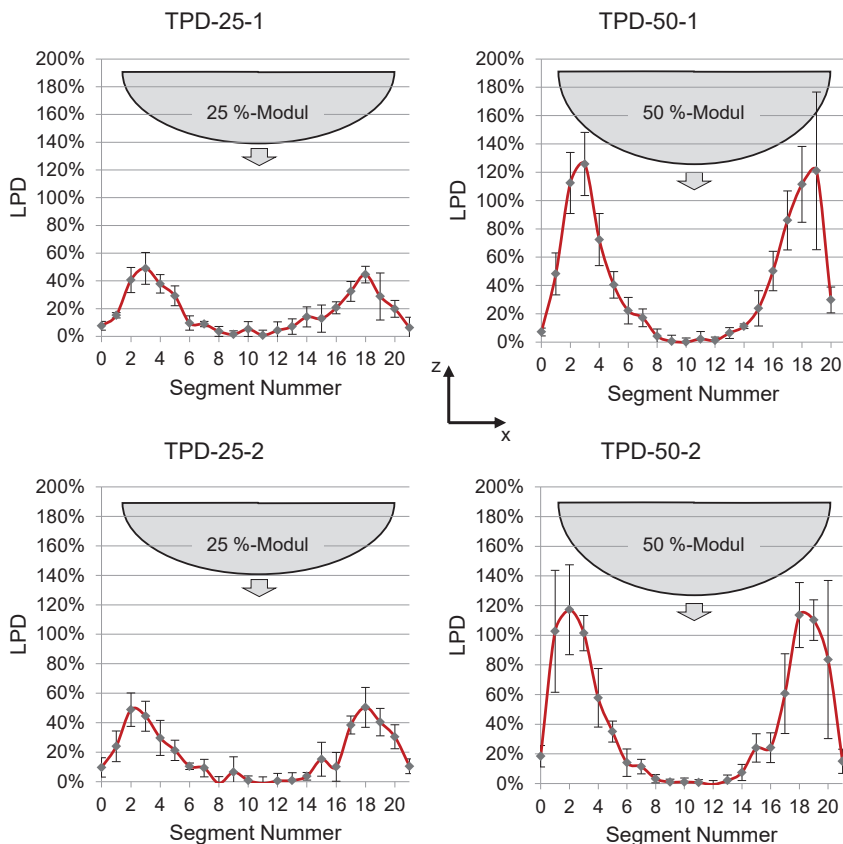


Abbildung 6.11: Resultierende LPD-Kurven zum TZT ohne Konsolidierung

Der mittlere Teil der Proben wurde in den Versuchsreihen nicht oder nur gering quasiplastisch verformt. Die teilweise sogar negativen Werte in der Probenmitte sind auf

Messfehler in der Auswertung zurückzuführen. Die Probenmitte ist der Bereich des ersten Kontakts zwischen Material und dem Umformstempel. Da dieser auf 130 °C temperiert ist, kann davon ausgegangen werden, dass die Matrix beim Kontakt sofort unter Schmelztemperatur abkühlt und das SFOB "einfriert". Darüber hinaus liegt die Temperatur der Probe im Klemmbereich unter der Schmelztemperatur, bedingt durch die IR-Abschirmung des Rahmens. Aufgrund dieser beiden Bedingungen findet die quasiplastische Verformung annähernd symmetrisch zwischen den Rahmenkanten und der Mitte der Probe statt. Während sich die obere Form schließt, erweitert sich die Kontaktfläche von der Mitte ausgehend zwischen der Probe und der Form und die Matrix in den Kontaktbereichen erstarrt, wodurch die zu dem Zeitpunkt erreichte LPD fixiert wird. Die Entwicklung der lokalen quasiplastischen Verformung der Proben soll daher wie in Abbildung 6.12 für 4 qualitative Zeitschritte t1 - t4 dargestellt angenommen werden.

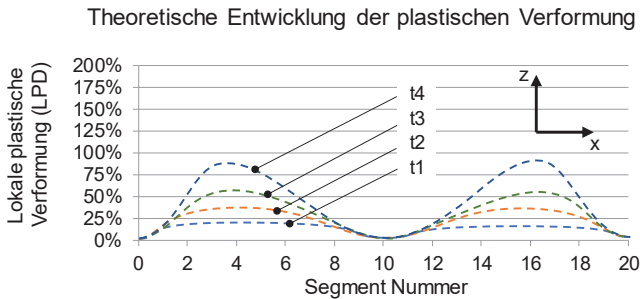


Abbildung 6.12: Theoretische Entwicklung der LPD-Verteilung im Zeitverlauf

Die gemittelten Standardabweichungen (SD) der Einzel-LPD-Werte der Versuchsreihen ist in Tabelle 6.1 angeben. Während die SD in Abhängigkeit der Laminatdicke (vgl. TPD-50-1 mit TPD-50-2 und TPD-25-1 mit TPD-25-2) nur gering zunimmt, verdoppelt sie sich bei doppelter TPD.

Tabelle 6.1: Gemittelte SD-Werte der Einzel-LPD-Werte der Versuchsreihen (ohne Konsolidierung)

	TPD-25-1	TPD-50-1	TPD-25-2	TPD-50-2
Ø-SD %	6,3	12,4	7,5	13,5



Mit einer durchschnittlichen SD von 6,9 % kann der TZT-Prozess bei einer TPD von 25 % als relativ reproduzierbar eingestuft werden. Bei einer TPD von 50 % beträgt die durchschnittliche SD hingegen 13,0 %, was sich insbesondere auf hohe lokale SD-Werte im Bereich der maximalen LPD jenseits 80 % zurückführen lässt.

### 6.3.1.2 Homogenität der LPD-Verteilung

Berechnet man den Homogenitätsfaktor (vgl. Formel (6-2)) zu den vier durchgeführten Versuchsreihen, so bewegen sich die Werte zwischen 55 % und 67,4 %. Die Homogenität bei den beiden Versuchsreihen mit 25 % quasiplastischer Verformung liegt mit 67,4 % und 63,7 % höher als für die 50 % quasiplastisch verformten Probekörper (57,1 % und 55,5 %). Außerdem weisen die dünneren SFOB eine tendenziell höhere Homogenität auf. Die Werte sind in Abbildung 6.13 zusammengefasst.

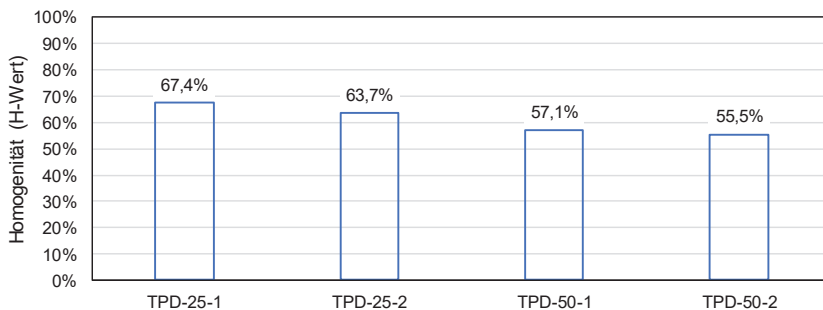


Abbildung 6.13: Homogenität der quasiplastischen Verformung der Versuchsreihen ohne Silikonfolien

## 6.3.2 Tiefziehendes Thermoformen mit Konsolidierung

### 6.3.2.1 Erfassung der lokalen quasiplastischen Verformung

Für die Versuchsreihen mit Silikonfolien zur Konsolidierung der SFOB-Probekörper im TZT wurde ein zu den Versuchen ohne Konsolidierung vergleichbares Verformungsbild ermittelt. Die mittleren Standardabweichungen lagen jedoch mit 17,8 % für die Probekörper mit nicht eingetrennten Silikonfolien und 20,0 % für die Probekörper mit eingetrennten Silikonfolien höher als bei den Versuchsreihen aus 6.3.1. (vgl. Tabelle 6.2 und Abbildung 6.14). Die Silikonfolien scheinen den TZT-Prozess demnach in

seiner Robustheit einzuschränken. Die Verwendung des Trennmittels führt zu einer weiteren Erhöhung der SD.

Tabelle 6.2: Gemittelte SD-Werte der Einzel-LPD-Werte der Versuchsreihen (mit Konsolidierung)

		TPD-50-1-SoT	TPD-50-1-SmT
Ø-SD	%	17,8	20,0

Vergleicht man die LPD-Verteilungen von TPD-50-1-SoT und TPD-50-1-SmT in Abbildung 6.14, so lassen sich qualitativ nur geringe Unterschiede feststellen. Im Vergleich zu den Versuchsreihen ohne Silikonfolien fällt jedoch eine höhere LPD im Mittenbereich des Probekörpers auf, jedoch weniger ausgeprägt als im Bereich der Flanken. Es ist also davon auszugehen, dass die LPD-Verteilung neben thermischen Einflüssen auch durch Reibung beeinflusst wird.

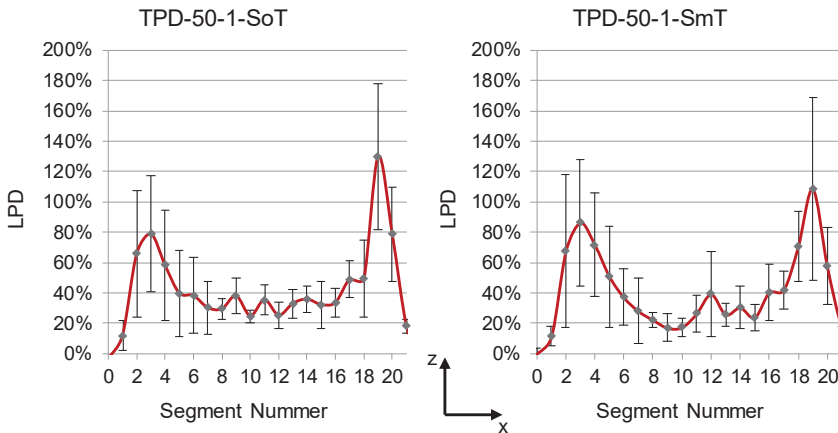


Abbildung 6.14: Resultierende LPD-Kurven zum TZT mit Konsolidierung.

Links: ohne Trennmittel. Rechts: mit Trennmittel

**6.3.2.2 Homogenität der LPD-Verteilung**

Analog zur Auswertung der Homogenität der quasiplastischen Verformung der Versuchsreihen ohne Silikonfolien wurde die Homogenität der quasiplastischen Verformung für die Versuchsreihen TPD-50-1-SoT und TPD-50-1-SmT bestimmt. Die resultierenden Werte sind in Abbildung 6.15 zusammengefasst. Vergleicht man die Werte

mit der entsprechenden Versuchsreihe TPD-50-1 ohne Silikonfolien (Abschnitt 6.3.1.2), so konnte die Homogenität mit nicht eingetrennten Silikonfolien um 30 % und mit eingetrennten Silikonfolien um 26 % gesteigert werden.

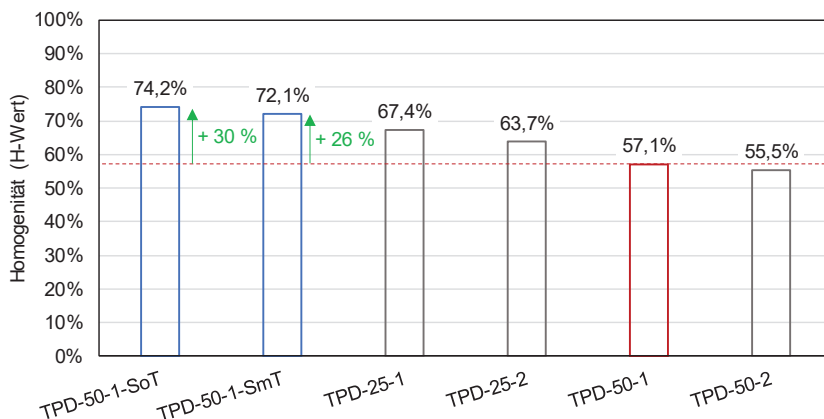


Abbildung 6.15: Homogenität der quasiplastischen Verformung der Versuchsreihen (Zusammenfassung)

### 6.3.2.3 Konsolidierungsqualität

Die SFOB-Probekörper, die ohne Silikonfolien-Decklagen umgeformt wurden, wiesen eine ungenügende Konsolidierung auf. Bei den 1 mm dicken SFOB kam es sogar zu Durchbrüchen, wie man in der Gegenlichtaufnahme in Abbildung 6.16 (links) sehen kann. Dies liegt an der konstanten Werkzeugkavität bei gleichzeitigem Ausdünnen des SFOB durch den TZT-Prozess. Die Verwendung der Silikonfolie-Decklagen führte zu einer vollständigen Füllung der Kavität bei gleichzeitiger Anpassung an das Ausdünnungsverhalten des SFOB. Bei visueller Inspektion der Probekörper-Oberflächen konnten keine Defekte erkannt werden. Zur weiteren Überprüfung wurden die umgeformten Probekörper mittig in Längs- und Querrichtung mit einer Bandsäge zerteilt, so dass man ein Probekörper-Viertel erhält. Dieses wurde in einer mit einem 3D-Drucker im Fused Deposition Modeling (FDM) Verfahren hergestellten Form in Epoxidharz eingebettet, um mittels Schlifffildern den Porengehalt bestimmen zu können (vgl. Abbildung 6.16, rechts). Der Porengehalt wurde an fünf Stellen (vgl. Abbildung 6.16), die äquidistant in Längsrichtung vom Rand des Umformbereichs bis zur Probekörpermitte

verteilt waren, mittels Grauwertanalyse untersucht. Der mittlere Porengehalt lag bei 1,8 % (SD = 1,1 %), die Konsolidierungsqualität liegt somit im Bereich konventionell thermogeformter Organobleche. Bei visueller Inspektion der Oberfläche der Probekörper fällt eine deutliche Unebenheit auf, die auf die Verwendung der Silikonfolien zurückzuführen ist. Insbesondere die oberflächennahen Garne zeichnen sich deutlich ab.

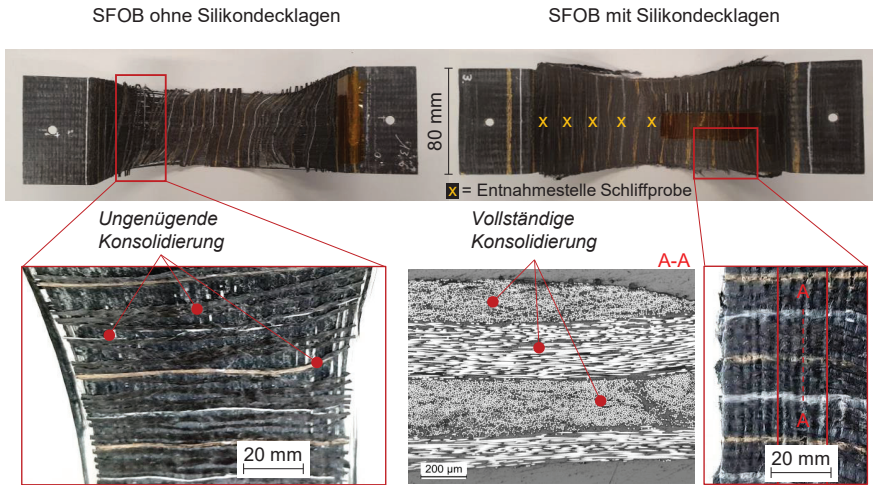


Abbildung 6.16: Umgeformte Proben ohne und mit Silikonfolie-Decklagen. Unten: Detailaufnahmen und Schlißbild eines Radienausschnitts aus einem konsolidierten Probekörper (mit Silikonfolie-Decklage)

### 6.4 Fazit

In diesem Kapitel wurde die quasiplastische Verformung von SFOB in einem zweidimensionalen Fall des Tiefziehenden Thermoformens (TZT) untersucht. Hierfür wurde ein modulares Werkzeug entworfen, mit dem verschiedene Tiefziehgrade geprüft werden können. Weiterhin wurde eine Methode zur Bestimmung der lokalen quasiplastischen Verformung (LPD) eines SFOB im TZT-Prozess erarbeitet. Der H-Faktor wurde als Maß für die Homogenität der LPD-Verteilung entwickelt. Die beiden Methoden kamen bei der Auswertung der insgesamt sechs durchgeführten Versuchsreihen zur Anwendung. Dabei wurde im ersten Abschnitt der TZT-Prozess ohne anschließende Konsolidierung des SFOB untersucht (vier Versuchsreihen). Der Einfluss des Tiefziehgrads (25 % und 50 %) sowie der Laminatdicke wurden analysiert. Im zweiten

Abschnitt wurde der TZT-Prozess mit Konsolidierung des SFOB untersucht (zwei Versuchsreihen). Hierfür kamen hochtemperaturbeständige Silikonfolien zum Einsatz. Diese Silikonfolien wurden in der ersten Versuchsreihe unbehandelt verwendet, in der zweiten mit Trennmittel behandelt.

Aus den Ergebnissen der Untersuchungen können folgende Erkenntnisse abgeleitet werden:

- SFOB können im TZT-Prozess reproduzierbar durch quasiplastische Verformung umgeformt werden
- Eine Gesamtverformung von 50 % kann realisiert werden, führte im vorliegenden Fall jedoch auch zu lokalen Dehnungen von über 100 %
- Während die Laminatdicke im vorliegenden Fall nur einen geringen Einfluss hatte, erhöht sich die Standardabweichung der durchschnittlichen LPD-Werte innerhalb der Versuchsreihen mit höherer Gesamtverformung (TPD), was eine schlechtere Reproduzierbarkeit indiziert
- Die Homogenität der LPD-Verteilung konnte durch den Einsatz von Silikonfolien deutlich verbessert werden (bis zu 30 %). Ein Effekt ist die thermische Entkopplung des SFOB-Probekörpers und der Werkzeugoberfläche während der Umformung, die sich positiv auf die Homogenität auswirkt
- Auch bei der Verwendung von Silikonfolien kommt es weiterhin zu einer geringeren LPD im SFOB-Mittelnbereich. Es kann rückgeschlossen werden, dass Reibeffekte ebenfalls die LPD-Verteilung beeinflussen
- Die Verwendung eines Trennmittels zur Reibungs-Entkopplung führte zu einer leicht inhomogeneren LPD-Verteilung. Dies kann ein Indiz dafür sein, dass sich die Reibung zwischen Silikonfolie und SFOB positiv auf die Homogenität der LPD-Verteilung des SFOB auswirkt.
- Durch die Verwendung von Silikonfolien konnte eine akzeptable Konsolidierungsqualität erreicht werden. Der mittlere Porengehalt lag bei 1,8 %

## 7 Technologiepotenzial des Stapelfaserorganoblechs

Um das Potenzial von rCSF-Halbzeugen für die Herstellung von FKV beurteilen zu können, wird in diesem Kapitel eine Kostenanalyse zu den verwendeten rCSF-Textilien durchgeführt. Außerdem wird eine Übersicht über weitere mögliche Anwendungsfelder der tiefziehfähigen SFOB gegeben.

### 7.1 Kostenanalyse von der Faser bis zum rCSF-Gelege

Die Verwendung von recycelten CF wird seitens der verarbeitenden Industrie skeptisch betrachtet. Dies trifft insbesondere für komplexe Prozessketten zu, bei denen die rCF in mehreren Prozessschritten verarbeitet werden, wie es für die in dieser Arbeit betrachteten rCSF-Halbzeuge der Fall ist. Diese Skepsis basiert zum einen auf Unsicherheiten in Bezug auf die Materialherkunft, Reinheit, qualitative und quantitative Konstanz sowie einer unterstellten schlechteren mechanischen Leistungsfähigkeit im Vergleich zur Neufaser. Zum anderen bedingen hochverarbeitete rCF eine mehrstufige Prozesskette im Vergleich zu Neufasern, wodurch die ökonomische Evaluation solcher rCF-Prozessketten komplex und mit Unsicherheit behaftet ist.

Aus diesem Grund soll in diesem Kapitel eine Kostenanalyse der in dieser Arbeit verwendeten rCSF-Gelege für die Herstellung von Organoblechen (vgl. Kapitel 3) durchgeführt werden. Dabei werden die Subprozesse Faserzuschnitt, Garnherstellung und Gelegeherstellung sowie die Materialkosten berücksichtigt (vgl. Abbildung 7.1). Auf eine Betrachtung der anschließenden Verarbeitungsschritte wird verzichtet, da eine zu Neufasern vergleichbare oder effizientere Verarbeitung vom Gelege bis zum Halbzeug (Organoblech) angenommen wird.

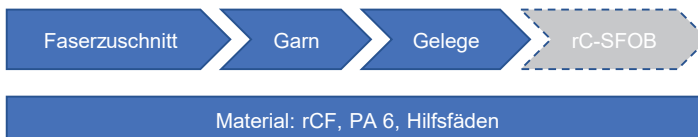


Abbildung 7.1: Analyierte Prozessschritte und Material.

Um die Teilprozesskosten einheitlich bewerten zu können, wird nach dem Gesamtkostenverfahren vorgegangen.

Die Gesamtkosten (GK) (vgl. Formel (7-1)) setzen sich allgemein aus den Summen der fixen und variablen Kosten zusammen.

$$GK = \sum K_{fix} + \sum K_{variabel} \quad (7-1)$$

Dabei sind die fixen Kosten  $K_{fix}$  unabhängig von der Ausbringungsmenge, die variablen Kosten  $K_{variabel}$  jedoch nicht. Die variablen Kosten berechnen sich wie folgt:

$$K_{variabel} = k_v * x \quad (7-2)$$

Die variablen Stückkosten  $k_v$  werden mit der Ausbringungsmenge  $x$  multipliziert. Da das Ziel der Kostenanalyse die Identifizierung der gesamten Stückkosten  $k_G$  in Abhängigkeit der Ausbringungsmenge ist, ergibt sich:

$$k_G = \frac{GK}{x} \quad (7-3)$$

Sowohl bei den fixen Kosten als auch bei den variablen Kosten werden mehrere Kostengruppen unterschieden, s. Tabelle 7.1.

Tabelle 7.1: Berücksichtigte Kostengruppen

Fixe Kosten	Variable Kosten
Personal	Material
Abschreibungen	(prozessunabhängig, mengenabhängig)
Instandhaltung	
Zinsen	Energie
Miete	(prozessabhängig, mengenabhängig)
Werkzeuge	
Betriebsstoffe	
Sonstige Fixkosten	

Die prozess- und maschinenspezifischen Angaben zur Ermittlung der Kosten wurden über strukturierte Fragebögen ermittelt, die von den Fachfirmen beantwortet wurden, die an der Entwicklung der rCSF-Gelege beteiligt waren. Der Fragebogen ist im Anhang zu finden. Aus Gründen der Vertraulichkeit können keine Einzelpositionen offenlegt werden. Zu den einzelnen Kostengruppen wurden Randbedingungen definiert, die in Tabelle 7.2 zusammengefasst sind.

Tabelle 7.2: Gesetzte Randbedingungen zu einzelnen Kostengruppen

Kostengruppe	Randbedingungen
Personal	Der jeweils in den Fragebögen angegebene Brutto-Arbeitslohn wird mit einem Planungsfaktor von 1,8 multipliziert <sup>1</sup>
Abschreibungen	Die Maschinen werden linear über die jeweilige Nutzungsdauer abgeschrieben
Instandhaltung	<i>Keine besonderen Randbedingungen</i>
Zinsen	Es wurde mit einem kalkulatorischen Zinssatz von 5,87 % <sup>2</sup> gerechnet. Weiterhin wurden die kalkulatorischen Zinskosten nach dem Durchschnittswertverfahren <sup>3</sup> berechnet
Miete	Es werden Mietkosten i. H. v. 4 €/m <sup>2</sup> angenommen <sup>4</sup>
Werkzeug	<i>Keine besonderen Randbedingungen</i>
Betriebsstoff	<i>Keine besonderen Randbedingungen</i>
Sonstige Fixkosten	<i>Keine besonderen Randbedingungen</i>
Material	Siehe folgenden Absatz
Energie	Es wird mit einem Energiepreis von 0,25 €/kWh <sup>5</sup> gerechnet. Es wird nur der Energieverbrauch berücksichtigt, der direkt durch Maschinennutzung verursacht wird.

In den **Materialstückkosten** wurden die Rohstoffe rCF und PA 6 sowie die Kosten für den Häkelfaden zur Gelegeherstellung berücksichtigt. Für die rCF wurde ein Einkaufspreis  $p_F$  von 5 €/kg angenommen, was dem aktuell kolportierten Preisziel marktführender CF-Recycling-Unternehmen entspricht (vgl. Tabelle 2.1). Weiterhin wird diese

<sup>1</sup> Entspricht den durchschnittlichen Personalnebenkosten in der deutschen Industrie. (Vgl. R. Macha, *Grundlagen der Kosten- und Leistungsrechnung*. Vahlen, 2011)

<sup>2</sup> Der Wert wurde von der Gemeindeprüfungsanstalt Nordrhein-Westfalen für das Jahr 2018 übernommen (www.gpanrw.de)

<sup>3</sup> Vgl. P. Bachmann, *Controlling für die öffentliche Verwaltung: Grundlagen, Verfahrensweisen, Einsatzgebiete*. Springer-Verlag, 2011

<sup>4</sup> Angelehnt an übliche Mietpreise für Gewerbeimmobilien in Kaiserslautern (2018)

<sup>5</sup> Konservativer Wert, der Strompreis für Industrie lag 2017 bei durchschnittlich 0,17 €/kWh (vgl. Strompreisanalyse des Bundesverbands der Energie- und Wasserwirtschaft e.V. für 2017)



Preisdimension von bisherigen Kostenanalysen für CF-Recycling gestützt, vgl. Kapitel 2.4.3. Der Preis  $p_M$  für die verwendete PA 6-Faser wurde vom Hersteller mit 3,5 €/kg angegeben. Aufgrund des geringen prozentualen Anteils am Endprodukt wurde der Preis  $p_{HF}$  für den Häkelfaden vom verarbeitenden Unternehmen pauschal mit 0,021 € pro kg Gelege (Fertigprodukt) angegeben. In den Materialstückkosten wurde keine Preisabhängigkeit von Liefermengen angenommen. Entlang der Prozesskette kommt es weiterhin zu rCF-Verlusten, bspw. durch entstehende rCF-Stäube in Folge von mechanischer Beanspruchung auf der Krempelmaschine. Diese Verluste sind abhängig vom rCF-Material (z. B. ob es sich um beschlichtete oder unbeschlichtete Fasern handelt) und den verwendeten Prozessparametern. Die Verluste werden pauschal mit einem Verlustfaktor  $\xi$  von 15 % berücksichtigt.

Die Materialstückkosten  $k_M$  berechnen sich in Abhängigkeit vom Fasermassegehalt  $FMG$  bzw. Faservolumengehalt ( $FVG = 45\%$ ) wie folgt:

$$k_M = FMG * p_F * (1 + \xi) + (1 - FMG) * p_M + p_{HF} \quad (7-4)$$

Der Fasermassegehalt  $FMG$  wird in den Faservolumengehalt  $FVG$  umgerechnet durch:

$$FMG = \frac{FVG}{FVG + (1 - FVG) * \frac{\rho_M}{\rho_F}}; \text{ mit } \rho_M = \text{Dichte der Matrix und } \rho_F = \text{Dichte der Faser} \quad (7-5)$$

Durch Einsetzen von Formel (7-5) in Formel (7-4) erhält man:

$$k_M = \frac{FVG}{FVG + (1 - FVG) * \frac{\rho_M}{\rho_F}} * p_F * (1 + \xi) + \left(1 - \frac{FVG}{FVG + (1 - FVG) * \frac{\rho_M}{\rho_F}}\right) * p_M + p_{HF} \quad (7-6)$$

$$k_M = \frac{0,45}{0,45 + (0,55) * \frac{1,14}{1,8}} * 5 \frac{\text{€}}{\text{kg}} * 1,15 + \left(1 - \frac{0,45}{0,45 + (0,55) * \frac{1,14}{1,8}}\right) * 3,5 \frac{\text{€}}{\text{kg}} + 0,021 \frac{\text{€}}{\text{kg}} \quad (7-7)$$

$$k_M = 4,79 \frac{\text{€}}{\text{kg}} \quad (7-8)$$

Es wurde daher durchgängig mit Materialstückkosten von 4,79 €/kg gerechnet. Die Materialstückkosten wurden prozessunabhängig betrachtet.

Die gesamten Stückkosten für die Teilprozesse  $k_{TP}$  wurden jeweils getrennt berechnet mit:

$$k_{TP} = \frac{\sum K_{fix_{TP}} + \sum K_{variabel_{TP}}}{x} \quad (7-9)$$

Da die einzigen prozessabhängigen variablen Kosten die Energiestückkosten  $k_E$  sind, kann Formel (7-9) vereinfacht werden zu:

$$k_{TP} = \frac{\sum K_{fix}}{x} + k_E \quad (7-10)$$

Da die Materialstückkosten prozessunabhängig sind, ergeben sich die Gesamtstückkosten  $k_G$  durch:

$$k_G = \sum k_{TP} + k_M \quad (7-11)$$

Im Vergleich zur allgemeinen Formel (7-3) können die Teilprozesse somit differenziert dargestellt werden.

Innerhalb eines Teilprozesses wurden neben den Kostengruppen aus Tabelle 7.1 weitere Parameter berücksichtigt, maßgeblich die Kapazität der Teilprozesse, da durch diese die maximal mögliche Ausbringungsmenge definiert ist.

Die **Kapazität** zur Ausbringung von (Zwischen-)Produkten in kg pro Jahr (kg/a) eines Teilprozesses beeinflusst die Kosten in Abhängigkeit der Ausbringungsmenge maßgeblich und wurde im Rahmen der Kostenanalyse über die Parameter „Anzahl verwendeter Maschinen“, „Maschinenlaufzeit“ (in Schichten) und einem Planungsfaktor gesteuert.

Die **Anzahl der Maschinen** hängt von der gewünschten Ausbringungsmenge ab und wurde entsprechend in der Kostenanalyse angepasst. Die **Maschinenlaufzeit** ist ein weiterer Parameter, mit dem die maximal mögliche Ausbringungsmenge beeinflusst werden kann. Fallspezifisch ist zu entscheiden, ob eine Anhebung der Maschinenlaufzeit oder der Anzahl der Maschinen ökonomisch sinnvoller ist. Zur Angabe der Maschinenlaufzeit pro Jahr wurde auf Arbeitsschichten zurückgegriffen, die über folgende Annahmen definiert wurden:

$$1 \text{ Schicht} = 40 \frac{h}{\text{Woche}} * 46 \frac{\text{Wochen}}{\text{Jahr}} \quad (7-12)$$

Durch die Annahme von 46 Arbeitswochen pro Jahr wurden Abzüge durch Urlaub, Krankheit, Fortbildung etc. des Personals berücksichtigt. Eine Schicht ist somit direkt auf ein Jahr gerechnet.

Die dritte Komponente, der **Planungsfaktor**, ist ein Korrekturfaktor für Maschinenausfälle während der Laufzeit, z. B. durch Störungen, Wartungsarbeiten etc. Die Planungsfaktoren für die Teilprozesse sind in Tabelle 7.3 angegeben.

Tabelle 7.3: Planungsfaktoren für die Teilprozessschritte

Faserzuschnitt	Garn	Gelege
0,8	0,5	0,8

Ein Planungsfaktor von 0,8 ist dabei ein üblicher Wert in der Industrie. Für die Garnherstellung wurde von einem niedrigeren Wert von 0,5 ausgegangen, da dort erfahrungsgemäß höhere Ausfälle der Maschinen (z. B. durch häufigere Reinigung) zu erwarten sind. Obwohl sich der Planungsfaktor durch Lerneffekte mit der Zeit potenziell erhöht, wurde er im Rahmen der Analyse konstant gehalten.

Die Anzahl der Maschinen sowie die Maschinenlaufzeit beeinflussen einzelne Kostengruppen (vgl. Tabelle 7.4), was in der Berechnung berücksichtigt wurde.

Tabelle 7.4: Einfluss der Kapazitätsparameter auf Kostengruppen

	Beeinflusste Kostengruppen
Anz. Maschinen	Alle Kostengruppen (außer Materialkosten)
Maschinenlaufzeit	Personalkosten
Planungsfaktor	Keine

Im Folgenden werden die **Gesamt-Stückkosten**  $k_c$  in Abhängigkeit der Ausbringungsmengen nach Formel (7-11) berechnet und in Abbildung 7.2 dargestellt. Die Ausbringungsmengen sind dabei von den Kapazitäten der Teilprozesse abhängig, weshalb die Kapazitäten an die Ausbringungsmengen angepasst werden müssen. Die betrachteten Ausbringungsmengen und die dazugehörigen kapazitätssteuernden Parameter sind in Tabelle 7.5 angegeben.

Tabelle 7.5: Ausbringungsmengen in t/a und zugehörige Kapazitäten (M = Anzahl Maschinen, S = Anzahl Schichten, P = Planungsfaktor)

Ausbringung	t/a	20	50	100	150	200	250	300	350
Faserzuschnitt	M; S; P	1; 1; 0,8							
Garn	M; S; P	1; 1; 0,5	1; 3; 0,5	2; 3; 0,5					
Gelege	M; S; P	1; 1; 0,8	5; 1; 0,8	8; 2; 0,8					

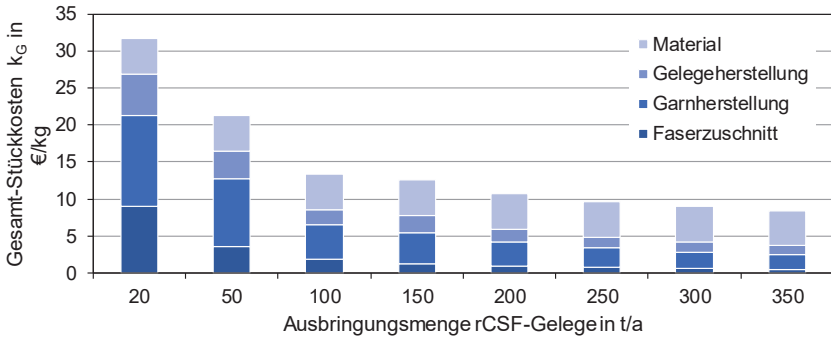


Abbildung 7.2: Gesamte Stückkosten  $k_G$  in Abhängigkeit der Ausbringungsmenge

In der Auswertung des Kostenverlaufs nach Abbildung 7.2 ist festzustellen, dass die Stückkosten bis zu einer Ausbringungsmenge von 100 t/a erheblich abfallen. Ab 250 t/a unterschreiten die Gesamt-Stückkosten erstmals die Schwelle von 10 €/kg.

Betrachtet man die Verteilung der einzelnen Kostengruppen für 20 t/a, 100 t/a und 350 t/a Ausbringungsmenge, so fällt vor allem der prozentuale Rückgang der Personalkosten und die prozentuale Zunahme der Materialstückkosten auf (vgl. Abbildung 7.3). Der Rückgang der Personalkosten basiert zum einen auf der effizienteren Personalausnutzung mit steigender Ausbringungsmenge, da bspw. im Bereich der Gelegeherstellung mehrere Anlagen von einem Maschinenbediener betreut werden können. Zum anderen sind die Personalkosten den Fixkosten zuzuordnen, die naturgemäß von Skaleneffekten profitieren. Die Materialstückkosten hingegen sind als variable Kosten (genau wie die Energiestückkosten) von der Ausbringungsmenge unabhängig, so dass sie mit steigender Ausbringungsmenge im Vergleich zu den Fixkosten einen höheren Anteil an den Gesamtstückkosten repräsentieren.

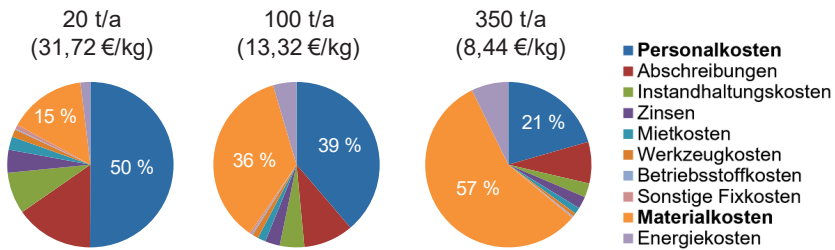


Abbildung 7.3: Kostenverteilung nach Kostengruppen und Ausbringungsmenge

Vergleicht man die ermittelten Kosten mit den Literaturangaben für rCF-Vliese von Abbt [144], so übersteigen die Herstellkosten für das rCSF-Gelege die angegebenen Kosten für die aktuelle Vliesproduktion um den Faktor 2,8 bzw. 5,40 € (vgl. Abbildung 7.4). Da Abbt in seiner Arbeit auf Basis eines rCSF-PP-Vlieses rechnet, werden die Rohstoffkosten zur besseren Vergleichbarkeit nicht berücksichtigt. Die Hauptursache für die Kostenabweichung ist in den Personalkosten zu finden, was durch den hohen Personalbedarf in der Prozesskette bis zur Gelegeherstellung begründet ist. Die betrachtete Produktionsmenge von 110,4 t/a ergibt sich aus den bei Abbt vorliegenden Daten.

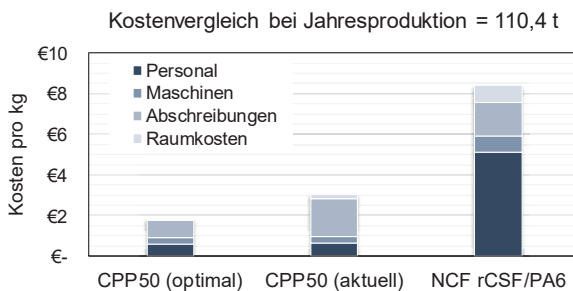


Abbildung 7.4: Kostenvergleich rCSF-Vlies mit rCSF-Gelege. Kosten von CPP50 nach [144]

Der Kostenvergleich zeigt, dass die Herstellung von rCSF-Gelegen grundsätzlich zu vergleichbaren Kosten wie rCSF-Vliese möglich ist. Die höheren Kosten können durch ein höheres mechanisches Potenzial und höhere erreichbare FVG durch die bessere

Ausrichtung der Fasern im Gelege argumentiert werden. Somit ist die Wahl des geeigneten rCSF-Halbzeugs von der Anwendung abhängig.

Die hier durchgeführte Kostenanalyse stellt die Material- und Prozesskosten dar, nicht jedoch die Deckungsbeiträge der verarbeitenden Unternehmen, die zur Deckung der übrigen Unternehmenskosten (z. B. Marketing, Buchhaltung, Distribution etc.) genutzt werden und die Gewinnmarge enthalten. Diese sind unternehmensspezifisch und werden seitens der Unternehmen nicht offengelegt. Somit sind die hier angegebenen Zahlen nicht mit Verkaufspreisen zu verwechseln. Aus diesem Grund kann auf dieser Basis auch kein Vergleich zu Verkaufspreisen für konventionelle und am Markt erhältliche Organobleche gezogen werden. Es können jedoch die Prozesskosten für andere Halbzeuge mit den hier angegebenen Zahlen verglichen werden, wie das Beispiel der rCSF-Vliese zeigt. Die Kostenanalyse kann außerdem eine Basis für zukünftige kaufmännische Berechnungen dritter Parteien zur Ermittlung eines Verkaufspreises für SFOB unter Berücksichtigung der notwendigen Deckungsbeiträge bilden.

## **7.2 Technischer Ausblick und weitere mögliche Anwendungsfelder**

Wie in den Kapiteln 5 und 6 gezeigt wurde, lassen sich SFOB quasiplastisch verformen. Diese Möglichkeit eröffnet neue Anwendungspotenziale im Vergleich zum kontinuierlich faserverstärkten Organoblech.

So weisen SFOB die Möglichkeit eines partiellen Umformens durch lokales Aufschmelzen auf. Im Tzt-Prozess mit IR-Aufheizung kann dies bspw. durch gezieltes Abdecken der nicht aufzuschmelzenden Bereiche des SFOB realisiert werden, wodurch diese Bereiche analog zu den Haltestellen von der IR-Strahlung abgeschirmt werden. Die Vorteile dieses Vorgehens sind:

- Nur die umzuformenden Bereiche werden thermisch belastet, während das restliche Material geschont wird
- Im Gegensatz zum konventionellen Organoblech werden lediglich dort Faserorientierungen manipuliert, wo es gewünscht ist. Ein Fasereinzug und damit eine ungewollte Veränderung der Verstärkungsstruktur findet nicht statt

Ein Beispiel solch einer lokalen Umformung ist in Abbildung 7.5 gezeigt.

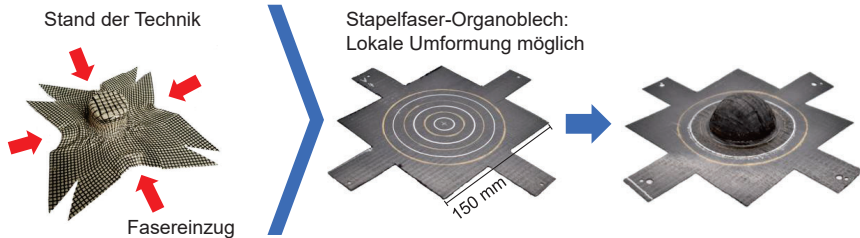


Abbildung 7.5: Beispiel einer lokalen Umformung eines SFOB durch partielles Aufschmelzen

Ein weiteres Potenzial lässt sich im Bereich der kombinierten Fertigungsprozesse wie z. B. dem Thermoformen mit anschließendem Um- bzw. Hinterspritzen des schalenförmigen Bauteils identifizieren. Der SFOB-Zuschnitt könnte direkt in Form des planen Bauteilumrisses eingelegt werden und die Umformung statt über Drapierung bzw. textile Scherung quasiplastisch erfolgen. Ein Einziehen der Fasern und ein entsprechend größer ausfallender Organoblechzuschnitt wären nicht notwendig.

Im Bereich der Werkzeugtechnik könnte die Komplexität ebenfalls reduziert werden, indem auf voreilende Elemente verzichtet werden könnte. Ein Beispiel hierfür ist in Abbildung 7.6 dargestellt, wobei es sich um einen Crashabsorber aus dem Automobilbau handelt. Im konventionellen Thermoformprozess würde das Organoblech durch den Einsatz von Voreilern inkrementell umgeformt werden, was einen schrittweisen Fasereinzug ermöglicht. Im Gegensatz dazu könnte ein SFOB das Wellenprofil durch seine quasiplastische Verformbarkeit simultan ausbilden, wodurch auf die Voreiler verzichtet und das Werkzeug deutlich kosteneffizienter konstruiert werden kann. Hierbei würde es zu einer lokalen Ausdünnung kommen, was in der Auslegung des Bauteils bzw. des Fertigungsprozesses berücksichtigt werden muss.

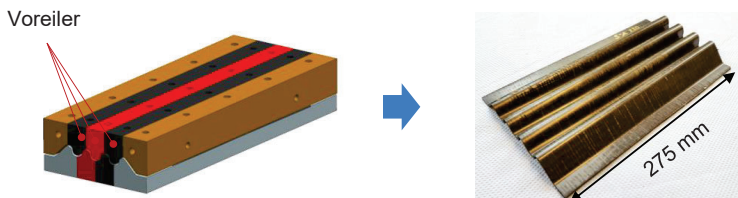


Abbildung 7.6: Werkzeug mit Voreilern und umgeformtes Bauteil

## 8 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurden das quasiplastische Verformungsverhalten von Stapelfaserorganoblechen (SFOB) aus recycelten Kohlenstoff-Stapelfaser-Garnen (rCSF-Garnen) sowie das technische und ökonomische Potenzial dieser neuartigen Halbzeugform untersucht.

SFOB zeichnen sich durch ihre Stapelfasergarn-Verstärkung aus. Im Stapelfasergarn liegen Fasern endlicher Länge – im vorliegenden Fall von durchschnittlich 20 mm – in Garnrichtung gerichtet vor und sind damit eine Alternative zum konventionellen Filamentbündel, auch Roving genannt. Die vorliegende Garnstruktur, ein umwindegesponnenes rCSF-Garn, weist eine Ondulation aufgrund der verwendeten Spinntechnik auf. In statischen Zugversuchen bei Raumtemperatur wurde der Einfluss der Garnondulation und der daraus resultierenden Winkelabweichungen auf die mechanischen Zugeigenschaften untersucht. Dabei wurden als beeinflussende Faktoren das Verfahren zur Herstellung der SFOB (Autoklav, Intervallheißpresse (IHP)) und zwei Laminatdicken (1 mm und 3 mm) analysiert. Die Garnondulation kann klar mit den Zugeigenschaften korreliert werden. Die Ergebnisse stimmen mit vergleichbaren Untersuchungen aus der Literatur gut überein (vgl. Abbildung 4.19). Weiterhin führt die Verarbeitung im Autoklav im Vergleich zur IHP zu einer um den Faktor 2 höheren Garnondulation im SFOB. Dabei führte eine Verarbeitung mit einer IHP im Vergleich zum nicht-impregnierten Textil tendenziell zu einer Verringerung der Garnondulation. Mit steigender Dicke des SFOB steigt die Garnondulation: sie erhöhte sich bei 3 mm Laminatdicke im Vergleich zu einem 1 mm dicken Laminat um den Faktor 1,4. Berücksichtigt man die Garnondulation und versucht diese sowohl textil- als auch prozesstechnisch gering zu halten, kann der grundlegende Recyclinganspruch mit der Verarbeitung von rCSF zu SFOB erfüllt werden: im Gegensatz zum Stand der Technik von rCF-Halbzeugen bleiben die mechanischen Eigenschaften der rCSF dann erhalten.

In der weichen bzw. schmelzflüssigen Matrix ermöglicht die Stapelfaser-Verstärkung ein Abgleiten der einzelnen Stapelfasern voneinander und somit eine quasiplastische Verformung in Zugrichtung, während kontinuierlich faserverstärkte Organobleche diese Verformung aufgrund der geringen Bruchdehnung der Fasern nicht zulassen. Dieser Mechanismus wurde in temperierten Zugversuchen untersucht. Aus den



resultierenden Kraft-Weg-Verläufen wurden die technischen Spannungen und Dehnungen abgeleitet. Es wurde ein charakteristischer Spannungs-Dehnungs-Verlauf identifiziert. Zunächst steigt die Spannung an, bis ein Maximum erreicht wird. In dieser Phase werden die Garnondulationen durch Streckung eliminiert, so dass die Fasern bei Eintreten des Spannungsmaximums gestreckt in Zugrichtung vorliegen. In der folgenden Phase sinkt die Spannung hyperbolisch, bis sie sich an ein Mindestniveau annähert, während die einzelnen rCSF voneinander abgleiten. Es wurde der Einfluss der Temperatur (210 °C, 220 °C, 240 °C, 260 °C), der Prüfgeschwindigkeit (5 mm/s, 25 mm/s, 150 mm/s) und des Faservolumengehalts (25 %, 35 %, 45 %) auf das Spannungsmaximum untersucht. Wie zu erwarten sinkt der Wert des Spannungsmaximums mit steigender Temperatur (und somit geringerer Matrixviskosität), geringerer Geschwindigkeit und geringerem Faservolumengehalt.

Die Umsetzung des Konzepts der quasiplastischen Verformung von SFOB erfolgte in einem Versuchsaufbau, bei dem ein SFOB-Probekörper zweidimensional zu einem „Omega“ umgeformt wurde. Der Prozess hierzu wird in Anlehnung an das konventionelle Thermoformen „Tiefziehendes Thermoformen“ (TZT) für FKV genannt. Mithilfe eines modular konzipierten Werkzeugs konnten verschiedene Tiefziehgrade (25 % und 50 % bezogen auf die freie Einspannlänge) abgebildet werden. Diese Tiefziehgrade entsprechen der quasiplastischen Gesamtverformung (total quasi-plastic deformation, TPD). Darüber hinaus wurde eine Methode zur Analyse der lokalen quasiplastischen Verformung (local quasi-plastic deformation, LPD) entwickelt, indem der Probekörper durch Farbkennzeichnung in Segmente gegliedert wird und die Änderung der einzelnen Segmentlängen nach dem TZT ermittelt wird. Zur Bewertung der Homogenität der quasiplastischen Verformung wurde ein Homogenitätsfaktor H eingeführt, der die lokalen quasiplastischen Verformungen berücksichtigt. Somit kann zukünftig die Homogenität der quasiplastischen Verformung quantifiziert und bspw. Material- und Prozessparameter entsprechend optimiert werden. Versuche mit Silikonfolien als kavitätsgleichendem Medium zeigten, dass SFOB zum einen erfolgreich konsolidiert werden können und zum anderen die Homogenität der Verformung im Vergleich zu Umformversuchen ohne Silikonfolien erhöht werden kann.

Neben der Mechanik und der Funktionalität in der Verarbeitung sind die Kosten eines FKV-Halbzeugs determinierend für dessen potenzielle Marktablierung. Daher wurde

eine Kostenanalyse durchgeführt, die die gesamte Verarbeitungskette ab der rCSF bis hin zum rCSF-Gelege berücksichtigt. Die Kosten zur Herstellung des SFOB wurden nicht berücksichtigt, da sie im Vergleich zum konventionellen Organoblech durch die kürzeren Imprägnierwege (Polymer- und rCSF-Fasern liegen im Garn durchmischt vor) als kostenneutral bis vorteilhaft einzuschätzen ist und der Vergleich zum rCSF-Vlies ermöglicht werden sollte. Zu jeder Prozessstufe wurden acht Fixkostengruppen (z. B. Personal, Abschreibungen, Instandhaltung etc.) und zwei variable Kostengruppen (Material und Energie) berücksichtigt. Nicht öffentlich zugängliche Angaben wurden über Tiefeninterviews mit Industrie-Experten ermittelt. Es wurden die Kosten pro kg rCSF-Gelege in Abhängigkeit von der Jahresproduktionsmenge (20 t – 350 t) berechnet. Die Kosten pro kg fallen bei 100 t/a erstmals unter 15 €/kg, bei 250 t/a unter 10 €/kg. Im Vergleich zum rCSF-Vlies fallen die Kosten damit höher aus. Zu berücksichtigen ist jedoch das höhere Recyclingpotenzial durch höhere mechanische Eigenschaften und die höheren erreichbaren FVG im Fall des SFOB. Die Wahl des richtigen Halbzeugs sollte sich damit am Anwendungsfall orientieren.

Abschließend lässt sich feststellen, dass SFOB nicht nur einen kosteneffizienten Weg zum Wiedereinsatz von recycelten Kohlenstofffasern bei maximal möglicher Erhaltung der mechanischen Kennwerte darstellen, sondern darüber hinaus durch ihre quasiplastische Verformbarkeit neue Verarbeitungsmöglichkeiten im Tiefziehenden Thermoformen eröffnen. Dadurch erweitert sich das Anwendungspotenzial von Organoblechen signifikant.

## 9 Literatur

- [1] Wissenschaftlicher Beirat der Bundesregierung Globale Umweltveränderungen, „Globale Megatrends“, Berlin, 2011.
- [2] Autorenteam, „Globale Megatrends: Die Auswirkungen ausgewählter globaler Veränderungen auf Verteidigung und Sicherheit in Deutschland“, *Europäische Sicherheit & Technik*, Februar, S. 30–32, 2017.
- [3] S. Beck und O. Geden, „Megatrends?“, *Aus Politik und Zeitgeschichte*, Jg. 65, 31-32/2015, 2015.
- [4] Y. de Boer und B. van Bergen, „Expect the Unexpected: Building business value in a changing world“, KPMG International, 2012.
- [5] M. Neitzel, P. Mitschang und U. Breuer, *Handbuch Verbundwerkstoffe*. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2014.
- [6] B.-A. Behrens *et al.*, „Automated Stamp Forming of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics for Complex Shell Geometries“, *Procedia CIRP*, Jg. 66, S. 113–118, 2017.
- [7] A. Abdkader, M. Hengstermann und C. Cherif, „Innovative Hochleistungshybridgarne aus recycelten Carbonfasern für Leichtbaustrukturen“, *Technische Textilien*, Jg. 2017, Nr. 1, S. 18–19, 2017.
- [8] M. Stutz, „Schließen von Stoffkreisläufen in der ITK : Einsatz von rezyklierten Karbonfasern in Laptops“. Darmstadt, Feb. 27 2018.
- [9] F. A. López *et al.*, „Recovery of carbon fibres by the thermolysis and gasification of waste prepreg“, *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis*, Jg. 104, S. 675–683, 2013.
- [10] S. Job, „Recycling composites commercially“, *Reinforced Plastics*, Jg. 58, Nr. 5, S. 32–38, 2014.
- [11] T. Rademacker, „CFRP Recycling - Business Opportunity“. Darmstadt, Feb. 27 2018.
- [12] C. Cherif, *Textile Werkstoffe für den Leichtbau*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2011.
- [13] A. Hohmann *et al.*, „MAI Enviro: Vorstudie zur Lebenszyklusanalyse mit ökobilanzieller Bewertung relevanter Fertigungsprozessketten für CFK-Strukturen“, Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie; Fraunhofer IRB-Verlag, Stuttgart, 2015.
- [14] *Directive 2000/53/EC of the European Parliament and of the Council of 18 September 2000 on end-of-life vehicles*, 2000.
- [15] P. George, „Composite Aircraft Recycling“. ICAO HQ, Montréal, Canada, Sep. 9 2014.
- [16] A. Lefeuvre, S. Garnier, L. Jacquemin, B. Pillain und G. Sonnemann, „Anticipating in-use stocks of carbon fiber reinforced polymers and related waste flows generated by the commercial aeronautical sector until 2050“, *Resources, Conservation and Recycling*, Jg. 125, S. 264–272, 2017.

- [17] M. Sauer, M. Kühnel und E. Witten, „Composites-Marktbericht 2017: Marktentwicklungen, Trends, Ausblicke und Herausforderungen“, AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V.; Carbon Composites e.V., 2017.
- [18] Y. S. Song, J. R. Youn und T. G. Gutowski, „Life cycle energy analysis of fiber-reinforced composites“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 40, Nr. 8, S. 1257–1265, 2009.
- [19] R. A. Witik, R. Teuscher, V. Michaud, C. Ludwig und J.-A. E. Månson, „Carbon fibre reinforced composite waste: An environmental assessment of recycling, energy recovery and landfilling“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 49, S. 89–99, 2013.
- [20] G. W. Ehrenstein, *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften*, 2. Aufl. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2006.
- [21] H. Schürmann, *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*, 2. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [22] AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V., Hg., *Handbuch Faserverbundkunststoffe Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen* 3. Auflage, 3. Aufl. Wiesbaden: Vieweg+Teubner |GWV Fachverlage GmbH, 2010.
- [23] A. R. Offringa, „Thermoplastic composites - rapid processing applications“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 27A, S. 329–336, 1996.
- [24] H. Zarei, M. Kröger und H. Albertsen, „An experimental and numerical crashworthiness investigation of thermoplastic composite crash boxes“, *Composite Structures*, Jg. 85, Nr. 3, S. 245–257, 2008.
- [25] J. Striewe, C. Reuter, K.-H. Sauerland und T. Tröster, „Manufacturing and crashworthiness of fabric-reinforced thermoplastic composites“, *Thin-Walled Structures*, Jg. 123, S. 501–508, 2018.
- [26] J. Guevel, „Fil hybride pour matériaux composites à matrice thermoplastique et procédé pour son obtention - European Patent Office - EP 0466618 A1,“ 0466618A1, Jan 15, 1992.
- [27] T. Flemming, G. Kress und M. Flemming, „A new aligned short-carbon-fiber-reinforced thermoplastic prepreg“, *Advanced Composite Materials*, Jg. 5, Nr. 2, S. 151–159, 1996.
- [28] C. Bruns und A. Raatz, „Simultaneous Grasping and Heating Technology for Automated Handling and Preforming of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics“, *Procedia CIRP*, Jg. 66, S. 119–124, 2017.
- [29] C. Goergen, „Tiefziehbare Organobleche aus recycelten Carbonfasern“, *Zeitschrift Kunststofftechnik*, Jg. 1, Nr. 1, S. 54–94, 2019.
- [30] T. Schneider, „Lightweight construction: First composite gearbox housing with layer-optimized organo sheeting weighs 30% less than a comparable aluminum component“, *Reinforced Plastics*, 2017.
- [31] J. Osborne, „Automotive composites – in touch with lighter and more flexible solutions“, *Reinforced Plastics*, Jg. 57, Nr. 2, S. 20–24, 2013.
- [32] D. Bonefeld, „Thermoplastic Composites for mass production: New materials, new chances“. Stuttgart, Sep. 21 2015.

- [33] A. Stock und P. Egger, „Hybridteilfertigung - Organobleche verlassen das Hochpreissegment“, *MM Composites World*, Nr. 02, S. 11–15, 2011.
- [34] B.-A. Behrens, S. Hübner, C. Bonk, F. Bohne und M. Micke-Camuz, „Development of a Combined Process of Organic Sheet forming and GMT Compression Molding“, *Procedia Engineering*, Jg. 207, S. 101–106, 2017.
- [35] T. G. Mezger, *Angewandte Rheologie: Mit Joe Flow auf der Rheologie-Straße*, 2. Aufl. Graz: Paar, 2015.
- [36] T. A. Osswald und N. Rudolph, *Polymer rheology: Fundamentals and applications*. Cincinnati: Hanser Publications, 2015.
- [37] S. Hüttemann, *Untersuchungen zu Viskosität und Fließverhalten hochviskoser Mineralöle mit Hochdruck-Kapillarviskosimetrie*. Bochum, 2016.
- [38] M. Pahl, W. Gleißle und H.-M. Laun, Hg., *Praktische Rheologie der Kunststoffe und Elastomere*, 4. Aufl. Düsseldorf: VDI-Verl., 1995.
- [39] M. Christmann, *Optimierung der Organoblechherstellung durch 2D-Imprägnierung*. Zugl.: Kaiserslautern, Techn. Univ., Diss., 2014. Kaiserslautern: Inst. für Verbundwerkstoffe, 2014.
- [40] A. Wöginger, *Prozesstechnologien zur Herstellung kontinuierlich faserverstärkter thermoplastischer Halbzeuge*. Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Diss., 2003. Kaiserslautern: Inst. für Verbundwerkstoffe, 2004.
- [41] P. Boisse *et al.*, „The bias-extension test for the analysis of in-plane shear properties of textile composite reinforcements and preregs: A review“, *Int J Mater Form*, Jg. 10, Nr. 4, S. 473–492, 2017.
- [42] A. G. Prodromou und J. Chen, „On the relationship between shear angle and wrinkling of textile composite preforms“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 28, Nr. 5, S. 491–503, 1997.
- [43] J. Cao *et al.*, „Characterization of mechanical behavior of woven fabrics: Experimental methods and benchmark results“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 39, Nr. 6, S. 1037–1053, 2008.
- [44] P. Harrison, M. J. Clifford und A. C. Long, „Shear characterisation of viscous woven textile composites: A comparison between picture frame and bias extension experiments“, *Composites Science and Technology*, Jg. 64, 10-11, S. 1453–1465, 2004.
- [45] U. Sachs und R. Akkerman, „Viscoelastic bending model for continuous fiber-reinforced thermoplastic composites in melt“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 100, S. 333–341, 2017.
- [46] P. HUBERT und A. POURSARTIP, „Aspects of the Compaction of Composite Angle Laminates: An Experimental Investigation“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 35, Nr. 1, S. 2–26, 2001.
- [47] Q. Chen, P. Boisse, C. H. Park, A. Saouab und J. Bréard, „Intra/inter-ply shear behaviors of continuous fiber reinforced thermoplastic composites in thermoforming processes“, *Composite Structures*, Jg. 93, Nr. 7, S. 1692–1703, 2011.

- [48] J. L. Gorczyca, J. A. Sherwood, L. Liu und J. Chen, „Modeling of Friction and Shear in Thermostamping of Composites - Part I“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 38, Nr. 21, S. 1911–1929, 2016.
- [49] S. R. Morris und C. T. Sun, „An investigation of interply slip behaviour in AS4/PEEK at forming temperatures“, *Composites Manufacturing*, Jg. 5, Nr. 4, S. 217–224, 1994.
- [50] A. M. Murtagh, J. J. Lennon und P. J. Mallon, „Surface friction effects related to pressforming of continuous fibre thermoplastic composites“, *Composites Manufacturing*, Jg. 6, 3-4, S. 169–175, 1995.
- [51] R. Scherer und K. Friedrich, „Inter- and intraply-slip flow processes during thermforming of CF/PP-laminates“, *Composites Manufacturing*, Jg. 2, Nr. 2, S. 92–96, 1991.
- [52] G. Lebrun, M. N. Bureau und J. Denault, „Thermoforming-Stamping of Continuous Glass Fiber/Polypropylene Composites: Interlaminar and Tool-Laminate Shear Properties“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 17, Nr. 2, S. 137–165, 2016.
- [53] U. Sachs, *Friction and bending in thermoplastic composites forming processes*, 2014.
- [54] R. ten Thije, R. Akkerman, M. Ubbink und L. van der Meer, „A lubrication approach to friction in thermoplastic composites forming processes“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 42, Nr. 8, S. 950–960, 2011.
- [55] R. Akkerman, S. P. Haanappel und U. Sachs, „History and future of composites forming analysis“, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, Jg. 406, S. 12003, 2018.
- [56] T. C. Lim, S. Ramakrishna und H. M. Shang, „Axisymmetric sheet forming of knitted fabric composite by combined stretch forming and deep drawing“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 30, Nr. 5, S. 495–502, 1999.
- [57] T. Czigány und J. Karger-Kocsis, „A Comparison of the Mechanical Behaviour of Weft-Knitted Glass and Carbon Fiber Fabric-Reinforced Polyamide-12 Composites Produced with Commingled Staple Yarns“, *Polymers and Polymer Composites*, Jg. 9, Nr. 8, S. 491–498, 2018.
- [58] J. Mayer *et al.*, „Structure and Mechanical Properties of Knitted Carbon-Fiber-Reinforced Polyamide 12“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 12, Nr. 4, S. 317–334, 1999.
- [59] J. Mayer *et al.*, „Carbon-and Glass-Fiber Knits for Thermoplastic Composites in Cars“, *SAE Transactions*, Jg. 103, S. 390–398, 1994.
- [60] T. Lim, S. Ramakrishna und H. Shang, „Optimization of the formability of knitted fabric composite sheet by means of combined deep drawing and stretch forming“, *Journal of Materials Processing Technology*, 89-90, S. 99–103, 1999.
- [61] M. Abounaim, O. Diestel, G. offmann und C. Cherif, „High performance thermoplastic composite from flat knitted multi-layer textile preform using hybrid yarn“, *Composites Science and Technology*, Jg. 71, Nr. 4, S. 511–519, 2011.

- [62] J. Karger-Kocsis, „Towards Assessment of Reliable Mechanical Properties for Knitted Fabric-Reinforced Thermoplastic Composites“, *Advanced Composites Letters*, Jg. 7, Nr. 2, 096369359800700, 2019.
- [63] M. SUCH, C. WARD und K. POTTER, „Aligned Discontinuous Fibre Composites: A Short History“, *JMC*, Jg. 2, Nr. 3, 2014.
- [64] P. McDonnell, K. McGarvey, L. Rochford und C. Ó Brádaigh, „Processing and mechanical properties evaluation of a commingled carbon-fibre/PA-12 composite“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 32, Nr. 7, S. 925–932, 2001.
- [65] H. A. Azzam, „Compressive properties of stretch-broken carbon fibre (SBCF)/polyamide 12 commingled unidirectional composites“, *AUTEX Research Journal*, Nr. 7, S. 166–179, 2007.
- [66] L. Laberge-Lebel und S. van Hoa, „Manufacturing of Braided Thermoplastic Composites with Carbon/Nylon Commingled Fibers“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 41, Nr. 9, S. 1101–1121, 2007.
- [67] P. Wang, N. Hamila, P. Boisse, P. Chaudet und D. Lesueur, „Thermo-mechanical behavior of stretch-broken carbon fiber and thermoplastic resin composites during manufacturing“, *Polym. Compos.*, Jg. 36, Nr. 4, S. 694–703, 2015.
- [68] R. K. Okine, D. H. Edison und N. K. Little, „Properties and Formability of an Aligned Discontinuous Fiber Thermoplastic Composite Sheet“, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Jg. 9, Nr. 1, S. 70–90, 2016.
- [69] E. K. Goodine, „DiscoTex(R): Highly Formable Carbon Fiber Fabric“ in *SAMPE '09: Changing times. new opportunities. are you prepared? ; Baltimore, Maryland, May 18 - 21, 2009 ; conference proceedings volume 54*, J. C. Fielding, Hg., Covina, Calif.: Soc. for the Advancement of Material and Process Engineering, 2009, S. 14.
- [70] C. Schmidt, „Zum Innendruckumformen von Faser-Thermoplast-Kreisrohren“, Technische Universität Darmstadt, Darmstadt.
- [71] I. Taketa, T. Okabe und A. Kitano, „A new compression-molding approach using unidirectionally arrayed chopped strands“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 39, Nr. 12, S. 1884–1890, 2008.
- [72] I. Taketa *et al.*, Hg., *A New Compression-Molding Approach Using Unidirectionally Arrayed Chopped Strands*, 2009.
- [73] I. Taketa, N. Sato, A. Kitano, M. Nishikawa und T. Okabe, „Enhancement of strength and uniformity in unidirectionally arrayed chopped strands with angled slits“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 41, Nr. 11, S. 1639–1646, 2010.
- [74] T. Flemming, G. Kress und M. Flemming, „A new aligned short-carbon-fiber-reinforced thermoplastic prepreg“, *Advanced Composite Materials*, Jg. 5, Nr. 2, S. 151–159, 1996.
- [75] *DIN 8584-3 Fertigungsverfahren Zugdruckumformen - Teil 3: Tiefziehen; Einordnung, Unterteilung, Begriffe*, 2003.
- [76] B. Budiansky und N. M. Wang, „On the Swift cup test“, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Jg. 14, Nr. 6, S. 357–374, 1966.

- [77] J. Gresham, W. Cantwell, M. J. Cardew-Hall, P. Compston und S. Kal-yanasundaram, „Drawing behaviour of metal–composite sandwich structures“, *Composite Structures*, Jg. 75, 1-4, S. 305–312, 2006.
- [78] M. Harhash, A. Carradò und H. Palkowski, „Mechanical properties and forming behaviour of laminated steel/polymer sandwich systems with local inlays – Part 2: Stretching and deep drawing“, *Composite Structures*, Jg. 160, S. 1084–1094, 2017.
- [79] L. Mosse, P. Compston, W. J. Cantwell, M. Cardew-Hall und S. Kal-yanasundaram, „The effect of process temperature on the formability of polypropylene based fibre–metal laminates“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 36, Nr. 8, S. 1158–1166, 2005.
- [80] O. A. Sokolova, M. Kühn und H. Palkowski, „Deep drawing properties of light-weight steel/polymer/steel sandwich composites“, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Jg. 12, Nr. 2, S. 105–112, 2012.
- [81] A. Sexton, W. Cantwell und S. Kalyanasundaram, „Stretch forming studies on a fibre metal laminate based on a self-reinforcing polypropylene composite“, *Composite Structures*, Jg. 94, Nr. 2, S. 431–437, 2012.
- [82] E. Witten, V. Mathes, M. Sauer und M. Kühnel, „Der Composites-Marktbericht 2018: Marktentwicklungen, Trends, Ausblicke und Herausforderungen“, Nov. 2018.
- [83] „Wambach K. et al. \_Optimierung des ökol. Fußabdrucks neuer Werkstoffe in der Kreislaufwirtschaft“.
- [84] M. Dauguet, O. Mantaux, N. Perry und Y. F. Zhao, „Recycling of CFRP for High Value Applications: Effect of Sizing Removal and Environmental Analysis of the SuperCritical Fluid Solvolysis“, *Procedia CIRP*, Jg. 29, S. 734–739, 2015.
- [85] F. Meng, *Environmental and cost analysis of carbon fibre composites recycling: PhD Thesis*, 2017.
- [86] *Directive 2006/12/EC of the European Parliament and of the Council of 5 April 2006 on waste*, 2006.
- [87] Kreibe S., „MAI Recycling – Entwicklung ressourceneffizienter CFK-Recyclingverfahren und Prozessketten für die künftige Bereitstellung qualitativ hochwertiger rC-Halbzeuge“, Dez. 2015. [Online] Verfügbar unter: <http://www.bifa.de/news/detailseite/news/schlussbericht-mai-recycling>. Zugriff am: Feb. 09 2018.
- [88] E. Asmatulu, J. Twomey und M. Overcash, „Recycling of fiber-reinforced composites and direct structural composite recycling concept“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 48, Nr. 5, S. 593–608, 2013.
- [89] J.-M. Park, D.-J. Kwon, Z.-J. Wang, G.-Y. Gu und K. L. DeVries, „Effect of thermal treatment temperatures on the reinforcing and interfacial properties of recycled carbon fiber–phenolic composites“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 47, S. 156–164, 2013.
- [90] M. A. Nahil und P. T. Williams, „Recycling of carbon fibre reinforced polymeric waste for the production of activated carbon fibres“, *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis*, Jg. 91, Nr. 1, S. 67–75, 2011.



- [91] J. A. Onwudili, N. Miskolczi, T. Nagy und G. Lipóczy, „Recovery of glass fibre and carbon fibres from reinforced thermosets by batch pyrolysis and investigation of fibre re-using as reinforcement in LDPE matrix“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 91, S. 154–161, 2016.
- [92] J. Yang, J. Liu, W. Liu, J. Wang und T. Tang, „Recycling of carbon fibre reinforced epoxy resin composites under various oxygen concentrations in nitrogen–oxygen atmosphere“, *Journal of Analytical and Applied Pyrolysis*, Jg. 112, S. 253–261, 2015.
- [93] *Webseite Carbon Fiber Remanufacturing*. [Online] Verfügbar unter: <http://carbonfiberremanufacturing.com/>.
- [94] S. J. Pickering, R. M. Kelly, J. R. Kennerly, C. D. Rudd und N. J. Fenwick, „A fluidised-bed process for the recovery of glass fibres from scrap thermoset composites“, *Composites Science and Technology*, Jg. 60, S. 509–523, 2000.
- [95] F. Meng, J. McKechnie, T. A. Turner und S. J. Pickering, „Energy and environmental assessment and reuse of fluidised bed recycled carbon fibres“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 100, S. 206–214, 2017.
- [96] S. J. Pickering, „Recycling technologies for thermoset composite materials—current status“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 37, Nr. 8, S. 1206–1215, 2006.
- [97] G. Oliveux, L. O. Dandy und G. A. Leeke, „Current status of recycling of fibre reinforced polymers: Review of technologies, reuse and resulting properties“, *Progress in Materials Science*, Jg. 72, S. 61–99, 2015.
- [98] C. Morin, A. Loppinet-Serani, F. Cansell und C. Aymonier, „Near- and supercritical solvolysis of carbon fibre reinforced polymers (CFRPs) for recycling carbon fibers as a valuable resource: State of the art“, *The Journal of Supercritical Fluids*, Jg. 66, S. 232–240, 2012.
- [99] Y. Bai, Z. Wang und L. Feng, „Chemical recycling of carbon fibers reinforced epoxy resin composites in oxygen in supercritical water“, *Materials & Design*, Jg. 31, Nr. 2, S. 999–1002, 2010.
- [100] H. Yan *et al.*, „Recycling of carbon fibers in epoxy resin composites using supercritical 1-propanol“, *New Carbon Materials*, Jg. 31, Nr. 1, S. 46–54, 2016.
- [101] J. Sloan, *Vartega Carbon Fiber Recycling wins Cleantech award*. [Online] Verfügbar unter: <https://www.compositesworld.com/news/vartega-carbon-fiber-recycling-wins-cleantech-award>. Zugriff am: Apr. 13 2019.
- [102] J. Sloan, *Vartega shows positive results of recycled carbon fiber testing*. [Online] Verfügbar unter: <https://www.compositesworld.com/blog/post/vartega-shows-positive-results-of-recycled-carbon-fiber-testing>. Zugriff am: Apr. 13 2019.
- [103] K. van der Wielen, „Pre-weakening and Selective Liberation of Rocks using High Voltage Breakage Technology“. University of Pretoria, Apr. 11 2014.
- [104] P. Tsotra, „Novel Alternative to Mechanical Shredding: Electrodynamical Fragmentation (EdF) or High Voltage Fragmentation (HVF)“. Stuttgart, Mrz. 9 2017.
- [105] F. Gehring *et al.*, „Aus Altbeton wird Beton - ein innovativer Recyclingansatz“, *Bauphysik*, Jg. 37, Nr. 5, S. 296–300, 2015.

- [106] M. Roux, N. Eguémann, C. Dransfeld, F. Thiébaud und D. Perreux, „Thermoplastic carbon fibre-reinforced polymer recycling with electrodynamical fragmentation“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 30, Nr. 3, S. 381–403, 2016.
- [107] S. Pimenta und S. T. Pinho, „Recycling carbon fibre reinforced polymers for structural applications: Technology review and market outlook“ (eng), *Waste management (New York, N.Y.)*, Jg. 31, Nr. 2, S. 378–392, 2011.
- [108] C. Thomas, P. Borges, T. H. Panzera, A. Cimentada und I. Lombillo, „Epoxy composites containing CFRP powder wastes“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 59, S. 260–268, 2014.
- [109] E. Uhlmann und P. Meier, „Carbon Fibre Recycling from Milling Dust for the Application in Short Fibre Reinforced Thermoplastics“, *Procedia CIRP*, Jg. 66, S. 277–282, 2017.
- [110] Peter Wiedemann, „CF/TP Recycling – Einblicke aus der Recyclingindustrie“. Kaiserslautern, Nov. 16 2016.
- [111] K. Stoeffler, S. Andjelic, N. Legros, J. Roberge und S. B. Schougaard, „Polyphenylene sulfide (PPS) composites reinforced with recycled carbon fiber“, *Composites Science and Technology*, Jg. 84, S. 65–71, 2013.
- [112] M. L. Connor, „Characterization of Recycled Carbon Fibers and Their Formation of Composites Using Injection Molding.“. Master Thesis, North Carolina State University, North Carolina, 2008.
- [113] B. E. Allen, „Characterization of Reclaimed Carbon Fibers and their Integration into New Thermoset Polymer Matrices via Existing Composite Fabrication Techniques.“. Master Thesis, North Carolina State University, North Carolina, 2008.
- [114] J. Palmer, L. Savage, O. R. Ghita und K. E. Evans, „Sheet moulding compound (SMC) from carbon fibre recyclate“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 41, Nr. 9, S. 1232–1237, 2010.
- [115] T. A. Turner, „Re-use of Carbon Fibres in High Value Moulding Compounds & Pre-pregs“. Edinburgh, 2009.
- [116] C. Knobelsdorf, „Secondary Carbon Fibers in Large-Scale Production: Sheet Molding Compounds Made with Secondary Carbon Fibers for Luxury Class Cars“, *Kunststoffe International*, S. 105–108, 01 Sep., 2016.
- [117] S. Schlichter, „Web Based Composites: Potenziale vliesbasierter Verbundbauteile“. Augsburg, Jan. 31 2017.
- [118] A. Endres, S. Schramm, C. Lütke und S. Nendel, „Prospects of wet-laid nonwovens for organosheet-products“, *Reinforced Plastics*, 2017.
- [119] M. Röske, T. Reußmann und R. Lützkendorf, „Nassvliese aus Hochleistungsfasern und ihr Potential für Verbundwerkstoffe“. Hof, Nov. 7 2007.
- [120] V. Jehle, E. Förster und H. Pill, „Möglichkeiten der Verarbeitung von Recyclingmaterial mittels nichtkonventioneller Vliesstofftechnologien“. Stuttgart, Mrz. 9 2017.

- [121] E. J. Pang, S. J. Pickering, A. Chan und K. H. Wong, „Use of recycled carbon fibre as a heating element“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 47, Nr. 16, S. 2039–2050, 2012.
- [122] J. Wölling, M. Schmiegl, F. Manis und K. Drechsler, „Nonwovens from Recycled Carbon Fibres – Comparison of Processing Technologies“, *Procedia CIRP*, Jg. 66, S. 271–276, 2017.
- [123] B. Gulich und M. Hofmann, „Aufbereiten - Separieren - Mischen - Flächenbilden Alternative Verfahren für Leichtbauvliesstoffe“. Hof, Nov. 4 2015.
- [124] M. Hofmann, D. Wenzel, B. Gulich, H. Illing-Günther und D. Nestler, „Development of Nonwoven Preforms Made of Pure Recycled Carbon Fibres (rCF) for Applications of Composite Materials“, *KEM*, Jg. 742, S. 555–561, 2017.
- [125] SGL Group, *RECATEX oriented nonwoven*.
- [126] E. Royster, *Carbiso-M-TDS: Technical Data Sheet*.
- [127] Polynt Composites, „Compounds Carbon Fiber Products: Company Product Brochure“.
- [128] S. Pickering, T. Turner und N. Warrior, „Fibre alignment for high performance structural composites from recycled carbon fibre“. Stuttgart, 2017.
- [129] O. Rimmel, D. May, C. Goergen, A. Poeppel und P. Mitschang, „Development and validation of recycled carbon fiber-based binder tapes for automated tape laying processes“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 53, Nr. 23, S. 3257–3268, 2019.
- [130] A. Poeppel, S. Leonhardt und J. Mack, „A fiber tape for producing fiber reinforced parts and process for manufacturing such a fiber tape,“ EP3112111 A1, Jan 4, 2017.
- [131] M. Hofmann, G. Thielemann, M. Hierhammer und I. Sigmund, „Verarbeitung von rCF zu strangförmigen Produkten“. Augsburg, Jan. 31 2017.
- [132] H. Yu, K. D. Potter und M. R. Wisnom, „A novel manufacturing method for aligned discontinuous fibre composites (High Performance-Discontinuous Fibre method)“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 65, S. 175–185, 2014.
- [133] L. Ausheyks, S. Baz, O. Reichert, J. Hehl und G. T. Gresser, „Erforschung eines Verfahrens zur Konsolidierung von Carbonfasertapes aus recycelten Carbonfasern zur Herstellung von Faserverbundbauteilen (IGF 18928 BG): Kurzveröffentlichung“, Denkendorf, Feb. 2018.
- [134] C. Möbitz und F. Cloppenburg, „MAI RecyTape - Prozesslinie zur Herstellung von Tapes aus hochorientierten Recycling-Carbonfasern“, Institut für Textiltechnik und Lehrstuhl für Textilmaschinenbau (ITA), Aachen, 2017. [Online] Verfügbar unter: <https://doi.org/10.2314/GBV:1010765566>. Zugriff am: Apr. 26 2019.
- [135] *DIN 60905-1:1985-12, Tex-System; Grundlagen*, 1985.
- [136] A. Abdkader, M. Hengstermann, M. M. Hasan, M. Hossain und C. Cherif, „Spinnverfahren zur Herstellung von Hybridgarnen aus recycelten Carbonfasern für CFK-Bauteile“, *Melliand Textilberichte*, Jg. 2017, 4/2017, S. 184–187.

- [137] M. Hengstermann, N. Raithel, A. Abdkader, M. M. Hasan und C. Cherif, „Development of new hybrid yarn construction from recycled carbon fibers for high performance composites. Part-I: Basic processing of hybrid carbon fiber/polyamide 6 yarn spinning from virgin carbon fiber staple fibers“, *Textile Research Journal*, Jg. 86, Nr. 12, S. 1307–1317, 2015.
- [138] M. Hengstermann, M. M. Hasan, A. Abdkader und C. Cherif, „Development of a new hybrid yarn construction from recycled carbon fibers (rCF) for high-performance composites. Part-II: Influence of yarn parameters on tensile properties of composites“, *Textile Research Journal*, Jg. 87, Nr. 13, S. 1655–1664, 2017.
- [139] M. H. Akonda, C. A. Lawrence und B. M. Weager, „Recycled carbon fibre-reinforced polypropylene thermoplastic composites“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 43, Nr. 1, S. 79–86, 2012.
- [140] C. A. Lawrence, S. B. Havis und M. H. Akonda, „Carbon fibre yarn and method for the production thereof,“ US 2013/0192189 A1 A 1 2013, Great Britain PCT/GB11A50208, Aug 1, 2013.
- [141] T. Miyake und S. Imaeda, „A dry aligning method of discontinuous carbon fibers and improvement of mechanical properties of discontinuous fiber composites“, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, Jg. 2, 3-4, S. 117–123, 2016.
- [142] F. Meng, J. McKechnie und S. J. Pickering, „An assessment of financial viability of recycled carbon fibre in automotive applications“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 109, S. 207–220, 2018.
- [143] X. Li, R. Bai und J. McKechnie, „Environmental and financial performance of mechanical recycling of carbon fibre reinforced polymers and comparison with conventional disposal routes“, *Journal of Cleaner Production*, Jg. 127, S. 451–460, 2016.
- [144] M. A. Abbt, „Modellierung der Kostenstrukturen bei der Herstellung von Vliesstoffen aus rezyklierten Carbonfasern“. Bachelorarbeit, Institut für Textiltechnik Augsburg gGmbH, 2017.
- [145] P. Eyerer, P. Elsner und T. Hirth, *Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften*, 1. Aufl. s.l.: Springer-Verlag, 2005.
- [146] S. Baz und C. Goergen, „Innovative textile structures made out of recycled carbon fibers (InTeKS)“. Dresden, Nov. 29 2016.
- [147] Toray Carbon Fibers America Inc., *Technical Data Sheet: T700G Preliminary Data Sheet*.

## 10 Anhang

### Zu Kapitel 2

#### Zu Abschnitt 2.2.2 – Mechanische Kennwerte der erfassten rCF-Halbzeuge

Tabelle 10.1: Mechanische Kennwerte der in 2.2.2 erfassten Halbzeuge (sofern angegeben)

	Zugfestigkeit		Spezif. Zugfestigkeit (FVG 45 %)	Zugsteifigkeit	Spezifische Zugsteifigkeit	Spez. Steifigkeit (FVG 45 %)	Matrix-Typ	Dichte Matrix		FKV-Dichte	Quelle	Kommentar	
	MPa	MPa/ (g/cm <sup>3</sup> )						g/cm <sup>3</sup>	%				%
Pulver	26	27	169	0,8	0,9	5,5	PP	0,90	10	5	1,31	[109]	Coarse Milling dust
	28	28	88	1,0	1,0	3,0	PP	0,90	20	11	1,31		
	31	30	61	1,1	1,1	2,2	PP	0,90	30	18	1,31		
	25	26	161	0,8	0,9	5,3	PP	0,90	10	5	1,31		Intermediate Filling dust
	30	30	92	1,1	1,1	3,3	PP	0,90	20	11	1,31		
	33	32	65	1,3	1,2	2,5	PP	0,90	30	18	1,31		
	26	27	169	0,8	0,9	5,4	PP	0,90	10	5	1,31		Fine milling dust
	28	28	88	1,0	1,0	3,1	PP	0,90	20	11	1,31		
	29	28	57	1,2	1,1	2,3	PP	0,90	30	18	1,31		
	26	27	171	0,8	0,9	5,4	PP	0,90	10	5	1,31		Mixed milling dust
	29	29	90	1,0	1,0	3,1	PP	0,90	20	11	1,31		
	32	30	63	1,2	1,1	2,3	PP	0,90	30	18	1,31		

Fortsetzung auf nächster Seite

	Zugfestigkeit	Spezif. Zugfestigkeit	Spez. Festigkeit (FVG 45 %)	Zugfestigkeit	Spezifische Zugfestigkeit	Spez. Steifigkeit (FVG 45 %)	Matrix-Typ	Dichte Matrix	FMG (falls angeg.)	FVG (teilw. aus FMG)	FKV-Dichte	Quelle	Kommentar
Einheit	MPa	MPa/(g/cm <sup>3</sup> )	MPa/(g/cm <sup>3</sup> )	GPa	GPa/(g/cm <sup>3</sup> )	GPa/(g/cm <sup>3</sup> )		g/cm <sup>3</sup>	%	%	g/cm <sup>3</sup>		
Compounds	125	107	391	8,7	7,4	27,2	PA 6	1,14	10	1,44	[110]		
	150	125	313	12,9	10,8	26,9	PA 6	1,14	15	1,44			
	160	130	251	13,5	11,0	21,1	PA 6	1,14	20	1,44			
	200	157	209	24,0	18,9	25,1	PA 6	1,14	30	1,44			
	210	158	164	27,0	20,3	21,1	PA 6	1,14	40	1,44			
	145	124	454	9,3	7,9	29,1	PA 66	1,14	10	1,44			
	190	158	397	13,8	11,5	28,8	PA 66	1,14	15	1,44			
	210	171	329	16,9	13,7	26,5	PA 66	1,14	20	1,44			
	235	185	245	23,9	18,8	24,9	PA 66	1,14	30	1,44			
	260	195	204	29,0	21,8	22,7	PA 66	1,14	40	1,44			
	107	75	196	14,7	10,4	27,0	PPS	1,35	20	16	1,55	[111]	
	133	94	244	16,8	11,8	30,8	PPS	1,35	20	16	1,55		
	146	103	268	17,4	12,3	31,9	PPS	1,35	20	16	1,55		
	174	116	151	30,5	20,3	26,5	PPS	1,35	40	33	1,55		
200	133	174	30,3	20,2	26,3	PPS	1,35	40	33	1,55			
191	127	166	30,3	20,2	26,3	PPS	1,35	40	33	1,55			
124	96	240	14,1	10,9	27,2	PC	1,20	22	16	1,47	[112]		
87	67	185	11,9	9,2	25,4	PC	1,20	20	14	1,47			
Fließpressmassen	35	26	31	13,3	9,9	12,1	EP	1,10	-	35	1,42	[113]	
	16	12	15	32,9	24,4	29,9	EP	1,10	-	35	1,42		
	16	12	15	7,0	5,2	6,4	EP	1,10	-	35	1,42		
	25	19	23	10,3	7,7	9,4	EP	1,10	-	35	1,42		
	39	29	35	7,6	5,6	6,9	EP	1,10	-	35	1,42		
	130	118	199	10,7	9,7	16,4	UP	1,20	-	20	1,47	[114]	Biege-σ & -E
	70	61	214	20,0	17,5	61,2	UP	1,20	-	10	1,47	[115]	
	280	231	373	43,0	35,5	57,2	UP	1,20	-	23	1,47		
	100	83	204	10,5	8,7	21,4	UP	1,20	-	15	1,47	[116]	
	140	113	214	14,0	11,3	21,4	UP	1,20	-	20	1,47		
160	124	181	19,0	14,7	21,5	UP	1,20	-	27	1,47			
185	139	172	23,0	17,3	21,3	UP	1,20	-	33	1,47			

Fortsetzung auf nächster Seite

	Zugfestigkeit	Spezif. Zugfestigkeit	Spez. Festigkeit (FVG 45 %)	Zugfestigkeit	Spezifische Zugfestigkeit	Spez. Steifigkeit (FVG 45 %)	Matrix-Typ	Dichte Matrix	FMG (falls angeg.)	FVG (teilw. aus FMG)	FKV-Dichte	Quelle	Kommentar
Einheit	MPa	MPa/(g/cm <sup>3</sup> )	MPa/(g/cm <sup>3</sup> )	GPa	GPa/(g/cm <sup>3</sup> )	GPa/(g/cm <sup>3</sup> )		g/cm <sup>3</sup>	%	%	g/cm <sup>3</sup>		
Vliese (wirr)	150	139	259	16,0	14,8	27,6	PP	0,90	-	20	1,31	[122]	
	115	106	198	13,0	12,0	22,4	PP	0,90	-	20	1,31		
	147	136	253	17,5	16,2	30,2	PP	0,90	-	20	1,31		
	126	117	217	15,0	13,9	25,9	PP	0,90	-	20	1,31		
	77	71	133	11,0	10,2	19,0	PP	0,90	-	20	1,31		
	73	68	126	9,5	8,8	16,4	PP	0,90	-	20	1,31		
	76	70	131	10,7	9,9	18,4	PP	0,90	-	20	1,31		
	75	69	129	11,3	10,5	19,5	PP	0,90	-	20	1,31		
	225	176	286	16,0	12,5	20,4	EP	1,10	-	25	1,42	[123]	
	140	112	215	15,0	12,0	23,0	EP	1,10	30	21	1,42	[125]	quer zu Maschinenrichtung
190	153	302	19,0	15,3	30,2	EP	1,10	-	20	1,42	[128]	wirr	
210	162	230	26,0	20,0	28,5	EP	1,10	-	29	1,42			
200	146	163	28,0	20,4	22,8	EP	1,10	-	39	1,42			
Vliese (orientiert)	320	256	490	36,0	28,8	55,2	EP	1,10	30	21	1,42	[125]	Maschinenrichtung
	430	344	659	35,0	28,0	53,6	EP	1,10	30	21	1,42	[126]	Kett
	286	229	438	23,0	18,4	35,2	EP	1,10	30	21	1,42		Schuss
	610	430	422	83,0	58,5	57,4	EP	1,10	-	46	1,42	[128]	orientiert
	425	304	314	69,0	49,3	51,0	EP	1,10	-	43	1,42		
Strangform	475	323	297	60,0	40,8	37,6	PA 6	1,14	-	50	1,44	[129]	
	650	448	407	82,0	56,6	51,4	PA 6	1,14	-	50	1,44		
	250	191	261	33,0	25,2	34,4	PA 6	1,14	-	30	1,44		
	816	583	611	80,6	57,6	60,3	EP	1,10	-	43	1,42	[132]	
	1509	1013	857	115	77,2	65,3	EP	1,10	-	56	1,42		
Garne	802	546	502	38,5	26,2	24,1	PA 6	1,14	-	50	1,44	[138]	
	105	101	241	21,0	20,2	48,3	PP	0,90	-	15	1,31	[139]	
	160	139	199	31,0	27,0	38,6	PP	0,90	-	28	1,31		
	78	67	134	12,2	10,4	21,0	PP	0,90	-	20	1,31	[141]	

## Zu Kapitel 3

**TECHNICAL  
DATA SHEET**  
No. CFA-006

# TORAYCA®

## T700G PRELIMINARY DATA SHEET

Enhanced tensile modulus and adhesion properties over T700S. Applications of this never twisted fiber include aircraft and high performance sporting goods where demanding conditions require superior composite properties.

### FIBER PROPERTIES

		<i>English</i>	<i>Metric</i>	<i>Test Method</i>
Tensile Strength		711 ksi	4,900 MPa	TY-030B-01
Tensile Modulus		34.8 Msi	240 GPa	TY-030B-01
Strain		2.0 %	2.0 %	TY-030B-01
Density		0.065 lbs/in <sup>3</sup>	1.80 g/cm <sup>3</sup>	TY-030B-02
Filament Diameter		2.8E-04 in.	7 μm	
Yield	12K	1,862 ft/lbs	800 g/1000m	TY-030B-03
	24K	903 ft/lbs	1,650 g/1000m	TY-030B-03
Sizing Type & Amount	31E		0.5 %	TY-030B-05
	Twist	Never twisted		

### COMPOSITE PROPERTIES \*

Tensile Strength	340 ksi	2,350 MPa	ASTM D-3039
Tensile Modulus	20.5 Msi	140 GPa	ASTM D-3039
Tensile Strain	---	---	ASTM D-3039
Compressive Strength	230 ksi	1,570 MPa	ASTM D-695
Flexural Strength	245 ksi	1,670 MPa	ASTM D-790
Flexural Modulus	19.5 Msi	135 GPa	ASTM D-790
ILSS	16 ksi	11 kgf/mm <sup>2</sup>	ASTM D-2344
90° Tensile Strength	12.5 ksi	86 MPa	ASTM D-3039

\* Toray 250°F Epoxy Resin. Normalized to 60% fiber volume.

**TORAY CARBON FIBERS AMERICA, INC.**

Abbildung 10.1: Technisches Datenblatt Torayca T700GC-24k, Seite 1



# T700G

## COMPOSITE PROPERTIES\*\*

Tensile Strength	355 ksi	2,450 MPa	ASTM D-3039
Tensile Modulus	20.5 Msi	140 GPa	ASTM D-3039
Tensile Strain	--- %	--- %	ASTM D-3039
Compressive Strength	230 ksi	1,570 MPa	ASTM D-695
Compressive Modulus	--- Msi	--- GPa	ASTM D-695
In-Plane Shear Strength	--- ksi	--- MPa	ASTM D-3518
ILSS	--- ksi	--- kgf/mm <sup>2</sup>	ASTM D-2344
90° Tensile Strength	13.5 ksi	93 MPa	ASTM D-3039

\*\* Toray Semi-Toughened 350°F Epoxy Resin. Normalized to 60% fiber volume.

See Section 4 for Safety & Handling information. The above properties do not constitute any warranty or guarantee of values.

These values are for material selection purposes only. For applications requiring guaranteed values, contact our sales and technical team to establish a material specification document.

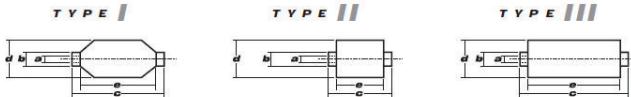
## PACKAGING

The table below summarizes the tow sizes, twists, sizing types, and packaging available for standard material. Other bobbin sizes may be available on a limited basis.

Tow Sizes	Twist <sup>1</sup>	Sizing	Bobbin Net Weight (kg)	Bobbin Type <sup>2</sup>	Bobbin Size (mm)					Spools per Case	Case Net Weight (kg)
					a	b	c	d	e		
12K	C	31E	6.0	III	76.5	82.5	280	200	252	4	24
24K	C	31E	6.0	III	76.5	82.5	280	200	252	4	24

<sup>1</sup> Twist A: Twisted yarn B: Untwisted yarn made from a twisted yarn through an untwisting process C: Never twisted yarn

<sup>2</sup> Bobbin Type See Diagram below



## TORAY CARBON FIBERS AMERICA, INC.

6 Hutton Centre Drive, Suite #1270, Santa Ana, CA 92707 TEL: (714) 431-2320 FAX: (714) 424-0750  
 Sales@Toraycfa.com Technical@Toraycfa.com www.torayusa.com

Abbildung 10.2: Technisches Datenblatt Torayca T700GC-24k, Seite 2

## TECHNICAL DATA SHEET FIBERS

**NEXYLON®**  
**NEXYLENE®**  
**GRILON®**  
**EMS**

### Description:

Product name:	<b>P300</b>	Trade name:	<b>GRILON</b>
Application:	Nonwoven / Yarn	Polymer:	PA6
Characteristic:	Nonwoven		

### Properties:

Count [dtex]	3.3	Tenacity [cN/dtex]	4.6
Staple* [mm]	60	Elongation [%]	80
Color [-]	raw white	Shrinkage** [%]	1.8
Lustre [-]	semi dull	Density [g/cm <sup>3</sup> ]	1.14
Profile [-]	round	Melting point core [°C]	222
Crimp [B/cm]	6.5	Melting point sheath *** [°C]	

### Remarks:

### Explanations:

Staple length*	Vario 2 = 51 / 56 / 62 / 68 mm; Vario 3 = 54 / 72 / 86 / 102 mm Vario 4 = 82 / 87 / 103 / 118 / 123 mm Vario 4.1 = 76 / 90 / 104 / 119 mm; Vario 4.2 = 58 / 69 / 79 / 90 mm
Shrinkage**	Measured in boiling water
Melting point***	Melting point sheath is only for bicomponent fibers
Packaging	Bale weight: 160 - 220 kg in PP film/fabric and PE or PET bands/straps

The recommendations and data given are based on our current experience.  
 No liability can be assumed in connection with their usage and processing.

EMS-CHEMIE AG  
 Business Unit EMS-GRILTECH  
 Via Innovativa 1  
 CH-7013 Domat/Ems

Tel.: +41 (0)81 632 72 02  
 Fax: +41 (0)81 632 74 02  
<http://www.emsgriltech.com>  
 E-Mail: info@emsgriltech.com

**EMS**  
 EMS-GRILTECH

Replace all before, issued: 25.06.2015 551'530

Abbildung 10.3: Technisches Datenblatt Grilon P300

Zu Kapitel 4

	X-Y-Ebene		X-Z-Ebene		Y-Z-Ebene		Festigkeit		Steifigkeit	
	Winkel Avg.	SD	Winkel Avg.	SD	Winkel Avg.	SD	Avg.	SD	Avg.	SD
IHP-1-K	3,60	1,85	3,52	1,37			805,0	66,90	52,3	3,76
IHP-3-K	17,98	3,40	8,02	3,35			292,0	22,10	29,0	1,81
AK-1-K	18,70	4,40	8,99	2,97			420,4	40,40	31,9	1,15
AK-3-K	22,71	4,90	8,54	3,11			356,5	33,73	32,3	1,38
IHP-1-S	5,78	3,37			5,29	3,42	551,0	46,70	46,3	1,69
IHP-3-S	5,79	1,81			5,32	2,37	566,0	24,70	42,1	1,46
AK-1-S	14,36	5,87			8,49	4,73	404,5	22,89	36,1	2,23
AK-3-S	16,27	2,63			12,26	4,06	231,0	8,13	31,5	1,17

	Winkel		Ebene
	Avg.	SD	
NCF-1-K	19,03	4,27	X-Y-Ebene
NCF-2-K	22,91	4,14	X-Y-Ebene
NCF-1-S	17,51	2,45	X-Y-Ebene
NCF-2-S	18,95	3,31	X-Y-Ebene
NCF-1-K	6,93	2,79	X-Z-Ebene
NCF-2-K	9,74	2,68	X-Z-Ebene
NCF-1-S	9,14	2,72	Y-Z-Ebene
NCF-2-S	8,52	2,91	Y-Z-Ebene

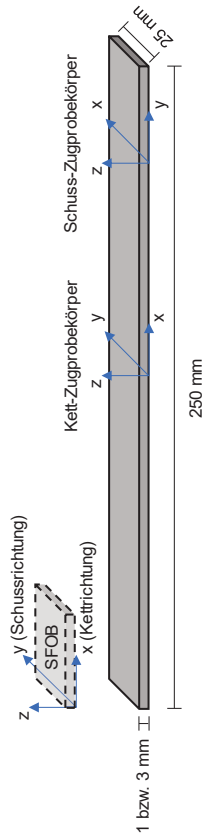


Abbildung 10.4: Zusammenfassung der Winkelabweichungen und mechanischen Kennwerte

**Zu Kapitel 6**

Tabelle 10.2: Fragebogen zur Ermittlung der prozessspezifischen Kosten

Prozessschritt:		<b>Industrielle Umsetzung</b>
Anlage:		
<b>Maschine</b>		
Kaufpreis	€	
Lieferung, Montage und Aufstellung	€	
Nutzungsdauer	Jahre	
Instandhaltungskosten	€/Jahr	
Werkzeugkosten	€/Jahr	
Rüstkosten	€/Jahr	
Betriebsstoffkosten	€/Jahr	
Energieverbrauch	kWh	
Laufzeit der Maschine	Wochen / J.	
Gesamtkapazität	h / Woche	
Geplante Maschinenlaufzeit	h / Woche	
Produktionsleistung	m/h	
Flächenbedarf der Maschine	qm	
<b>Personalkosten</b>		
Personal 1	€/h	
Personal 2	€/h	

## 11 Betreute studentische Arbeiten

C. Reul, „Diaphragmastempelumformen“. Studienarbeit, IVW-Bericht 19-057, voraussichtl. 2020.

S. Briehl, „Einfluss des Faservolumengehalts auf die Zugeigenschaften von schmelzflüssigen recycelten Kohlenstoffstapelfaser-Organoblechen“. Masterarbeit, IVW-Bericht 19-055, 2019.

A. Faas, „Prozessentwicklung zur Herstellung von übersättigten rCF-Vliesen für den HTP-Prozess“. Projektarbeit, IVW-Bericht 19-054, 2019.

M. Müller, „Konstruktion von Presswerkzeugen für das Harztransferpressen“. Bachelorarbeit, IVW-Bericht 19-050, 2019.

S. Briehl, „Verformungsverhalten von recycelten Kohlenstoffstapelfaser-Organoblechen im temperierten Zugversuch“. Studienarbeit, IVW-Bericht 19-039, 2019.

M. Salmins, „Entwicklung einer Prüfmethodik für die Imprägnierung im Harztransferprozess“. Diplomarbeit, IVW-Bericht 18-077, 2018.

S. Briehl, „Optimierung der Oberflächenqualität von im Harztransferpress-Prozess hergestellten Bauteilen“. Masterarbeit, IVW-Bericht 18-070, 2018.

A. Kinsvater, „Entwicklung von Richtlinien für die Verarbeitung eines auf Epoxidharz basierenden Vitrimers im Thermofomprozess“. Masterarbeit, IVW-Bericht 18-064, 2018.

H. Cavuldak, „Auslegung einer Prozesskette zur Verarbeitung von recycelten Kohlenstofffasern“. Bachelorarbeit, IVW-Bericht 17-086, 2017.

K. Yildiz, „Untersuchungen zur Herstellung von hochdrapierfähigen Organoblechen“. Bachelorarbeit, IVW-Bericht 16-051, 2016.

## 12 Publikationen

### Zeitschriften (mit wissenschaftlicher Qualitätssicherung)

F. Mischo und C. Goergen, „Use of recycled carbon staple fibers in an advanced thermoforming process and analysis of its crash performance“, *Journal of Advanced Manufacturing: Polymer and Composites Science*, eingereicht, 28.11.19.

C. Goergen, D. May und P. Mitschang, „Integration of rCF in Resin Transfer Pressing“, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, akzeptiert, 22.11.2019.

C. Goergen, S. Baz, O. Reichert, P. Mitschang und G. T. Gresser, „Tiefziehbare Organobleche aus recycelten Carbonfasern“, *Zeitschrift Kunststofftechnik*, Jg. 15, Nr. 1, S. 54–94, 2019.

C. Goergen et al., „Novel Approach in B-Staging of an Epoxy Resin for Development of rCF Non-Woven Prepregs for RTP Processing“, *Key Engineering Materials*, Nr. 809, S. 521–526, 2019.

C. Goergen, D. Schommer, M. Duhovic und P. Mitschang, „Deep drawing of organic sheets made of hybrid recycled carbon and thermoplastic polyamide 6 staple fiber yarns“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Article first published online: November 15, 2018, 2018.

O. Rimmel, D. May, C. Goergen, A. Poeppele und P. Mitschang, „Development and validation of recycled carbon fiber-based binder tapes for automated tape laying processes“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 53, Nr. 23, S. 3257–3268, 2019.

C. Goergen, S. Baz, P. Mitschang und G. T. Gresser, „Recycled Carbon Fibers in Complex Structural Parts - Organic Sheets Made of rCF Staple Fiber Yarns“, *Key Engineering Materials*, Jg. 742, S. 602–609, 2017.

### Zeitschriften (ohne wissenschaftliche Qualitätssicherung)

C. Goergen, H. Cavuldak und P. Mitschang, „Cost analysis of the process chain of rCF staple fiber organic sheet manufacturing“, *Technical Textiles*, Nr. 3, S. 126–127, 2018.

C. Goergen, S. Baz, P. Mitschang und G. T. Gresser, „Organobleche aus recycelten Carbon-Stapelfasergarnen“, *lightweight.design*, Jg. 2017, Nr. 3, S. 20–25, 2017.

C. Goergen, S. Baz, P. Mitschang, G. T. Gresser und U. Heitmann, „Plastisch deformierbar dank Stapelstruktur: Neuartige Organobleche aus recycelten Kohlenstofffasern“, *Kunststoffe International*, Nr. 5, S. 60–64, 2016.

C. Goergen, S. Baz, P. Mitschang, G. T. Gresser und U. Heitmann, „Plastically Deformable thanks to Staple Fibers: Innovative Organic Sheets Made of Recycled Carbon Fibers“, *Kunststoffe International*, Jg. 2016, Nr. 5, S. 25–28, 2016.

C. Goergen, „Effizientere Wiederherstellung: Neuartige Organobleche aus recycelten Kohlenstofffasern“, *Carbon Composites Magazin*, Nr. 2, S. 28, 2016.

### **Proceedings**

C. Goergen, D. May und P. Mitschang, „Resin Transfer Pressing - A Novel Process For Large Scale Composite Manufacturing“ in *Proceedings ICCM22*.

C. Goergen, S. Baz, P. Mitschang und G. T. Gresser, „Highly Drapable Organic Sheets Made of Recycled Carbon Staple Fiber Yarns“ in *Proceedings ICCM21*.

D. Schommer, M. Duhovic, C. Goergen und J. Hausmann, „Simulation Method for Thermoforming of Application-Oriented Textile Structures and Multilayered Reinforced Organosheet“ in *Proceedings ECCM17*.

### **Symposien und Konferenzbeiträge**

C. Goergen, D. May und P. Mitschang, „Resin Transfer Pressing – A Novel Process For Large Scale Composite Manufacturing“. Melbourne, Aug. 11 2019.

C. Goergen und P. Mitschang, „Organobleche mit erweiterter Funktionalität in der Verarbeitung“. Chemnitz, Mai. 28 2019.

S. Baz und C. Goergen, „Herstellung und Verarbeitung imprägnierter Stapelfaserhalbzeuge aus recycelten Carbonfasern“. Stuttgart, Feb. 20 2019.

C. Goergen und R. Lahr, „rCF-Mobil: Recycelte Hochleistungscomposite für Mobilitäts- und Transportanwendungen“. Augsburg, Okt. 25 2018.

C. Goergen und D. May, „Duroplastisches Harztransferpressen mit übersättigten rCF-Vliesen“. Augsburg, Apr. 18 2018.

- M. Janßen, C. Goergen, S. Baz, P. Mitschang und G. T. Gresser, „Introduction to Organic Sheets Made of (recycled) Carbon Staple Fiber Yarns with Deep-Drawing Abilities.“. Stuttgart, Sep. 19 2017.
- C. Goergen, „Highly Drapable Organic Sheets Made of Recycled Carbon Staple Fiber Yarns“. Xi'an, China, Aug. 20 2017.
- C. Goergen, P. Mitschang und S. Baz, „Recycelte Carbonfasern für komplexe Strukturbauteile Organobleche aus rCF Stapelfasergarnen“. Bremen, Jul. 5 2017.
- C. Goergen, „Organobleche aus rCF-Stapelfasergarnen: InTeKS“. Augsburg, Jan. 31 2017.
- S. Baz und C. Goergen, „Innovative textile structures made out of recycled carbon fibers (InTeKS)“. Dresden, Nov. 29 2016.
- C. Goergen, S. Baz und P. Mitschang, „Neuartige Organobleche aus recycelten Kohlenstofffasern - InTeKS“. Augsburg, Sep. 21 2016.
- D. Schommer, M. Duhovic, C. Goergen und J. Hausmann, „Simulation Method for Thermoforming of Application-Oriented Textile Structures and Multi-Layered Reinforced Organosheet“. München, Jun. 26 2016.



## 13 Lebenslauf

### Persönliche Daten

Name, Vorname: Goergen, Christian  
Geburtsort: Aachen  
Staatsangehörigkeit: Deutsch  
Familienstand: Verheiratet

### Schulausbildung

2002 – 2010 Gymnasium Traben-Trarbach  
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife  
1998 – 2002 Grundschule Kröv

### Studium

2014 – 2015 Technische Universität Kaiserslautern  
ENSGSI Nancy  
Integrierter Studiengang  
Wirtschaftsingenieurwesen Maschinenbau / Ingénieur en  
Génie des Systèmes Industriels et de l'Innovation  
Abschluss: M. Sc., Diplôme  
2012 – 2014 ENSGSI Nancy  
3 Semester Auslandsphase integrierter Studiengang  
2010 – 2014 Technische Universität Kaiserslautern  
ENSGSI Nancy  
Abschluss: B. Sc.

### Praktika

2010 - 2010 Corning GmbH, Kaiserslautern  
6 Wochen Grundpraktikum

### Beruf

2015 – 2019 Institut für Verbundwerkstoffe GmbH  
Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Verarbeitungstechnik





