

# **IVW - Schriftenreihe Band 168**

Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH Kaiserslautern

---

**Dominic Manuel Schommer**

**Charakterisierung und Modellierung des  
Materialverhaltens von  
kohlenstofffaserverstärkten Sheet Molding  
Compounds während des Fließpressens**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

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

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

Verlag: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Unidruckerei RPTU (Abteilung 5.6 Foto-Repro-Druck)  
Paul-Ehrlich-Straße  
Gebäude 32|122  
67663 Kaiserslautern  
D-386

© Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2025

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: 978-3-944440-65-1

# **Charakterisierung und Modellierung des Materialverhaltens von kohlenstofffaserverstärkten Sheet Molding Compounds während des Fließpressens**

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
der Rheinland-Pfälzischen Technischen Universität Kaiserslautern-Landau  
zur Erlangung des akademischen Grades

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

genehmigte

**Dissertation**

von Herrn

**Dominic Manuel Schommer, M. Sc.**

aus Wadern

Tag der mündlichen Prüfung:	06. Dezember 2024
Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Thomas Neumeyer
1. Berichterstatter	Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann
2. Berichterstatter	Prof. Dr. Matti Schneider
3. Berichterstatter	PD Dr. Heiko Andrä



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 2017 bis 2024 während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Bauteilentwicklung und seit Anfang 2023 in der Abteilung Digitalisierung an der Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) in Kaiserslautern.

An erster Stelle möchte ich meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann für die langjährige Betreuung und fachlichen Anregungen danken. Dabei gewährte er mir all die notwendigen Freiräume, die es mir ermöglicht haben diese Arbeit selbstständig zu entwickeln und auszuarbeiten. Des Weiteren danke ich Prof. Dr. Matti Schneider und PD Dr. Heiko Andrä für die Übernahme der Zweitbegutachtung meiner Arbeit. Darüber hinaus danke ich Prof. Dr.-Ing. Thomas Neumeyer für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Während meiner Tätigkeit am IVW traf ich auf eine sehr angenehme und freundschaftliche Arbeitsatmosphäre. Die Hilfsbereitschaft und das Interesse an fachlichen Fragestellungen und Diskussionen, auch außerhalb des eigenen Tätigkeitsfelds, bildet einen der Grundpfeiler für die Entstehung exzellenter wissenschaftlicher Arbeiten. Daher möchte ich die Gelegenheit nutzen und allen Mitarbeiter des IVWs für die langjährige, anregende Zusammenarbeit danken.

Mein ganz besonderer Dank gilt meinem Kompetenzfeldleiter Dr. Miro Duhovic. Mit ihm hatte ich die Ehre seit 2013 das Kompetenzfeld Prozesssimulation zu gestalten. Seine Leitung, Förderung und Anregung führten schließlich zum erfolgreichen Abschluss dieser Arbeit. Weiterhin danke ich meinem langjährigen Büronachbarn Stefano Cassola für den fachlichen Austausch und die kollegiale Zusammenarbeit. Des Weiteren danke ich Prof. Dr. David May, dessen Unterstützung und Feedback die Qualität meiner Arbeit förderte.

Natürlich ist es einem einzelnen Kompetenzfeld nicht möglich alle Arbeiten eines so umfangreichen Projekts wie einer Dissertation alleine auszuführen. Ohne die tatkräftige Unterstützung von Dr.-Ing. Florian Gortner, Erhardt Natter und Eric Schott wären die experimentellen Arbeiten am SMC-Material nicht möglich gewesen. Auch die Beratung und Unterstützung durch Hermann Giertzsch und Dr.-Ing. Julia Jungbluth zur Computertomographie haben einen entscheidenden Beitrag zu dieser Arbeit geleistet.

Zudem danke ich allen Studierenden und studentisches Mitarbeitern, die mich bei der Entwicklung des Materialmodells und der Durchführung der Material- und Prozesscharakterisierung unterstützt haben.

Ich möchte mich auch bei den Mitarbeitern des Fraunhofer ITWMs für die langjährige Zusammenarbeit bedanken. Insbesondere danke ich Dr. Konrad Steiner und seinen Mitarbeitenden für die Möglichkeit der Teilnahme am Leistungszentrum Simulations- und Software-basierte Innovation und für den daraus resultierenden fachlichen Austausch im Bereich der Materialmodellierung. Zudem gebührt mein Dank Dr. Katja Schladitz und Alex Keilmann für ihre Unterstützung bei der Bildverarbeitung der Polarisationsaufnahmen.

Zu guter Letzt möchte ich mich bei meinen Eltern und meinem Bruder bedanken. Ihre stetige Unterstützung, ihr Rückhalt und oft auch ihre Geduld haben mir meinen langen Bildungsweg erst ermöglicht und damit wohl den wichtigsten Beitrag zur Realisierung dieser Arbeit geleistet.

Kaiserslautern, Januar 2025

Dominic Schommer

## Inhaltsverzeichnis

<b>Inhaltsverzeichnis .....</b>	<b>I</b>
<b>Abkürzungsverzeichnis .....</b>	<b>IV</b>
<b>Formelverzeichnis .....</b>	<b>VI</b>
<b>Kurzfassung.....</b>	<b>X</b>
<b>Abstract.....</b>	<b>XII</b>
<b>1. Einleitung.....</b>	<b>1</b>
1.1. Allgemeines zu Sheet Molding Compounds (SMC) .....	1
1.2. Zielsetzung und Aufbau der Arbeit.....	2
<b>2. Stand der Technik .....</b>	<b>4</b>
2.1. SMC-Prozesstechnik .....	4
2.1.1. Herstellung eines SMC-Halbzeugs.....	4
2.1.2. Verarbeitung eines SMC-Halbzeugs durch Fließpressen .....	6
2.2. Prozesssimulation des Fließpressens .....	9
2.2.1. Motivation .....	9
2.2.2. Übersicht makroskopischer Faserorientierungsmodelle .....	11
2.2.3. Mikro-/Mesoskopische Betrachtungsweise – Direct Fiber Simulation....	17
2.2.4. Modellierung des plastischen Fließens von Fließpressmassen.....	20
2.3. Material- und Prozesscharakterisierung.....	27
2.3.1. Untersuchung des Fließpressverhalten .....	27
2.3.2. Zerstörungsfreie Prüfverfahren zur Messung der Faserorientierung .....	36
2.4. Spezifische Vorarbeiten am IVW .....	46
2.5. Ableitung einer detaillierten Zielsetzung für diese Arbeit .....	48
<b>3. Material- und Prozesscharakterisierung .....</b>	<b>50</b>
3.1. Verwendete Materialien .....	50
3.2. Untersuchung von C-SMC mittels Pressrheometer (am IVW) .....	52
3.3. Optische Messung der Faserorientierung an C-SMC Proben.....	66

3.3.1. In-situ Messung der Faserorientierung in einer Produktionslinie .....	70
3.3.2. Betrachtung der Faserorientierung eines C-SMC Probekörpers .....	75
3.3.3. Verifizierung der Polarisationsbildgebung durch CT-Scans.....	81
3.4. Fazit der Charakterisierung.....	85
<b>4. Materialmodell.....</b>	<b>88</b>
4.1. Benutzerdefinierte Materialmodelle in LS-DYNA®.....	88
4.2. Aufbau des Materialmodells.....	89
4.3. Kompaktierung/Elastizität .....	91
4.4. Plastizität und Fließvorgänge.....	93
4.4.1. Fließbedingung nach von Mises .....	93
4.4.2. Modellierung des Fließverhaltens.....	94
4.5. Faserorientierung.....	97
4.6. Anisotropie.....	98
<b>5. Pre- und Postprocessing des Materialmodells.....</b>	<b>102</b>
5.1. Einfluss der Eingabeparameter auf das Materialverhalten.....	102
5.2. Aufbereitung der Faserorientierungsinformationen.....	110
<b>6. Fazit.....</b>	<b>120</b>
6.1. Zusammenfassung .....	120
6.2. Ausblick auf zukünftige Arbeiten.....	122
<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>125</b>
<b>Anhang A. Visualisierung eines Tensors 2. Stufe .....</b>	<b>143</b>
<b>Anhang B. Versuchspläne für Pressrheometerversuche .....</b>	<b>144</b>
<b>Anhang C. Ergänzung Pressrheometer „Constant Mass“ .....</b>	<b>148</b>
<b>Anhang D. Konzept zur 3D-Digitalisierung eines C-SMC-Halbzeugs.....</b>	<b>149</b>
<b>Anhang E. Ergänzungen Ergebnisse der Polarisationsbildgebung .....</b>	<b>152</b>
<b>Anhang F. Ergänzungen Ergebnisse Simulation .....</b>	<b>161</b>
<b>Betreute studentische Arbeiten .....</b>	<b>163</b>

<b>Eigene Publikationen und Konferenzbeiträge .....</b>	<b>164</b>
<b>Lebenslauf.....</b>	<b>169</b>

## Abkürzungsverzeichnis

Kurzform	Beschreibung
EU	Europäische Union
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
IVW	Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
ITWM	Fraunhofer-Institut für Techno- und Wirtschaftsmathematik
IIS	Fraunhofer-Institut für Integrierte Schaltungen
ALMA	<i>Advanced light materials and processes for the eco-design of electric vehicles</i>
UP	Ungesättigter Polyester
VE	Vinylester
EP	Epoxydharz
LFT	Langfaserverstärkter Thermoplast
SMC	<i>Sheet molding compound</i>
BMC	<i>Bulk molding compound</i>
C-SMC	Kohlenstofffaserverstärktes SMC
G-SMC	Glasfaserverstärktes SMC
FEM	Finite-Elemente-Methode
FOT	Faserorientierungstensor
OpenCV	<i>Open computer vision</i>
ToolIP	<i>Tool for image processing</i>
Q-Q-Plot	Quantil-Quantil-Diagramm
SRF	<i>Strain reduction factor</i>
RSC	<i>Reduced strain closure</i>
IOK	<i>Internal orientation kinetic</i>
ARD	<i>Anisotropic rotary diffusion</i>
iARD	<i>Improved anisotropic rotary diffusion</i>
pARD	<i>Principal anisotropic rotary diffusion</i>
MRD	<i>Moldflow rotary diffusion</i>
MPS	<i>Moving particle semi-implicit</i>
SPH	<i>Smooth particle hydrodynamics</i>

---

RTM	<i>Resin Transfer Molding</i>
DEM	Diskrete-Elemente-Methode
DFS	<i>Direct fiber simulation</i>
DBS	<i>Direct bundle simulation</i>
EFG	<i>Element-free galerkin</i>
SPG	<i>Smoothed particle galerkin</i>
FSI	Fluid-Struktur-Interaktion
ALE	<i>Arbitrary lagrangian eulerian</i>
CEL	<i>Coupled eulerian lagrangian</i>
Gew.-%	Gewichtsprozent
CT	Computertomographie
k. H.	Keine Herstellerangaben
ZfP	Zerstörungsfreie Prüfverfahren
μCT	Mikro-Computertomografie
ROI	<i>Region of interest</i>
SDK	<i>Software developer kit</i>
DOLP	<i>Degree of linear polarization</i>
AOP	<i>Angle of linear polarization</i>
ADOLP	<i>Angle and degree of linear polarization</i>

## Formelverzeichnis

Formelzeichen	Einheit	Beschreibung
$s_{ij}$	MPa	Komponente des Cauchy-Spannungsdeviators
$\dot{\varepsilon}_{ij}$	-	Dehnungsinkrement
$E$	MPa	Elastizitätsmodul
$\nu$	-	Querkontraktionszahl
$G$	MPa	Schubmodul $G = \frac{E}{2 \cdot (1 + \nu)}$
$\varepsilon_{eff}$	-	Effektive Dehnung
$\sigma_{eff}$	MPa	Effektive Spannung
$p_a$	MPa	Initialelastizitätsmodul
$p_b$	-	Exponentialfaktor des Elastizitätsmoduls
$\sigma_y$	MPa	Fließspannung
$J_2$	MPa	Zweite Invariante des Cauchy-Spannungstensors
$k_f$	MPa	Schwellenwert der eff. Spannung $k_f = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3}}$
$\sigma_{y0}$	MPa	Initialfließspannung
$\varepsilon_{pl}$	-	Plastische Dehnung
$\varepsilon_{pl,eff}$	-	Effektive plastische Dehnung
$\Delta\varepsilon_{pl,eff}$	-	Effektives plastische Dehnungsinkrement
$f_s$	-	Skalierungsfaktor der Spannung im Fließbereich
$p$	-	Orientierungsvektor eines Partikels
$p$	-	Menge aller möglichen Orientierungsvektoren $p$
$\Psi(p)$	-	Wahrscheinlichkeitsverteilungsfunktion
$\hat{L}$	m/s	Effektiver lokaler Geschwindigkeitsgradient
$\mathbf{W}$	-	Wirbeltensor 2. Ordnung
$\mathbf{D}$	-	Deformationsgeschwindigkeitstensor 2. Ordnung
$\xi$	-	Geometriefaktor
$\mathbf{L}$	-	Geschwindigkeitsgradient 2. Ordnung
$\mathbf{A}$	-	Faserorientierungstensor 2. Ordnung
$\mathbb{A}$	-	Faserorientierungstensor 4. Ordnung
$C_i$	-	Diffusionskoeffizient

$\dot{\gamma}$	1/s	Betrag des Scherratentensors
$\mathbf{I}$	-	Einheitstensor 2. Ordnung
$\kappa$	-	Strain Reduction Faktor bzw. Slip Koeffizient
$\mathbb{L}$	-	Tensor 4. Ordnung
$\mathbb{M}$	-	Tensor 4. Ordnung
$\lambda_i$	-	Eigenwert von $\mathbf{A}$
$e_i$	-	Eigenvektor von $\mathbf{A}$
$\mathbf{C}$	-	Räumlicher Tensor im ARD-Modell
$b_1$ - $b_5$	-	Skalare Konstanten im ARD-Modell
$C_m$	-	Faser-Matrix Interaktionskoeffizient
$\tilde{\mathbf{L}}$	-	Fließwiderstandstensor
$\mathbf{R}$	-	Rotationsmatrix
$\dot{\mathbf{A}}^{IOK}$	-	Beschreibung der internen Orientierungskinetik
$\alpha$	-	RPR-Faktor
$\beta$	s	Zeitkonstante
$M$	-	Maier-Saupe-Term
$U_0$	-	Maier-Saupe-Potential
$r_a$	-	Verhältnis aus Faserlänge und Faserdurchmesser
$l_f$	m	Faserlänge
$d_f$	m	Faserdurchmesser
$F$	-	Deformationsgradient
$\eta$	Pa*s	Scherviskosität
$\eta_m$	Pa*s	Scherviskosität des Matrixmaterials
$\gamma$	-	Scherdehnung
$N_p$	-	Koppelfaktor
$u$	1/s	Geschwindigkeitsvektor
$t$	s	Zeit
$\rho$	kg/m <sup>3</sup>	Dichte
$\sigma$	Pa	Spannungstensor
$g$	N/kg	Beschleunigungsvektor der Gravitation

$p$	Pa	Druck
$k$	W/m*K	Thermische Leitfähigkeit
$c_p$	J/K	Spezifische Wärmekapazität
$T$	K	Temperatur
$\alpha_{cg}$	-	Aushärtegrad
$\eta_{11}$	Pa*s	Dehnaviskosität in Faserrichtung
$\eta_{23}$	Pa*s	Transversale Scherviskosität
$\eta_{12}$	Pa*s	In-plane Scherviskosität
$l_{def}$	m	Referenzfließlänge
$l_{incomp}$	m	Fließlänge im inkompressiblen Fall
$\alpha_1, \alpha_2$	-	Volumenänderungsfaktoren
$p$	Pa	Druck
$p_H$	Pa	hydrostatischer Druck
$\dot{h}$	m/s	Werkzeugschließgeschwindigkeit
$h$	m	Werkzeugspalthöhe
$S$	m <sup>3</sup> /Pa*s	Fließwiderstand
$z_0$	m	Lokaler Wert der Dickenrichtung
$k$	W/m*K	Thermische Leitfähigkeit
$Q_0$	W	Freiwerdende Energie bei einer exothermen Aushärtereaktion
$\alpha_{gel}$	-	Aushärtegrad am Gelpunkt
$\tau^*$	Pa	Kritische Scherspannung
$\eta_e$	Pa*s	Biaxiale Dehnaviskosität
$A$	m <sup>2</sup>	Fläche
$F$	N	Kraft
$r_p$	m	Radius der Einlage für Pressrheometerversuche
$h_p$	m	Dicke der Einlage für Pressrheometerversuche
$m_p$	kg	Masse der Einlage für Pressrheometerversuche
$V_p$	m <sup>3</sup>	Volumen der Einlage für Pressrheometerversuche
$h_y$	m	Werkzeugposition bei Erreichen von $\sigma_{y0}$
$\Phi$	°	Hauptfaserorientierungswinkel

---

$\varphi_L$	°	Winkelbegrenzung
$\varphi$	°	Faserorientierungswinkel
$\vec{V}_i$	-	Hauptvektor des Faserorientierungstensors
$\vec{V}_{Proj,i}$	-	Projizierter Hauptvektor des Faserorientierungstensors
$\vec{u}, \vec{v}$	-	Vektoren zur Definition einer Sichtebene

## Kurzfassung

Vor dem Hintergrund der angestrebten Reduzierung der CO<sub>2</sub>-Emissionen finden Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) immer größere Bedeutung in allen Industriezweigen. In der Regel ermöglichen FKV gegenüber Metallwerkstoffen eine Gewichtsverringern und die Entwicklung von ressourcen- und energieeffizienten Fertigungsprozessen. Gerade bei flächigen Bauteilen im Transportwesen und der Elektronik, wie z. B. Dachhimmel, Kraftstoffbehälter und Scheinwerfersysteme, liegt hohes Potenzial für Gewichtsreduktionen und Funktionsintegration. Diese Arbeit beschäftigt sich mit Sheet-Molding-Compounds (SMC), duroplastischen Fließpressmassen, die sich aufgrund ihrer Material- und Fertigungseigenschaften besonders für flächige Bauteile mit komplexen Versteifungsstrukturen und integrierten Funktionselementen, wie z. B. Heckklappen, Schaltschränken und Batteriegehäusen, eignen. Neben den konventionellen glasfaserverstärkten SMC (G-SMC) werden in den letzten Jahren auch vermehrt kohlenstofffaserverstärkte SMC (C-SMC) eingesetzt. Aufgrund der vorteilhaften mechanischen Eigenschaften der Kohlenstofffasern und des höheren Fasergehalts eignen sich C-SMC auch für Strukturbauteile, wie z. B. der Verstärkung der A-, B- und C-Säule im Automobil, sowie anderen Hochleistungsanforderungen. Für den breiten industriellen Einsatz ist heutzutage in vielen Branchen eine durchgängige Simulationsfähigkeit Voraussetzung für den Einsatz eines Werkstoffs. Für C-SMC ist diese Simulationsfähigkeit noch nicht gegeben, da das Materialverhalten aufgrund der großen Faserlängen und dem hohen Fasergehalt ein Mischverhalten zwischen einem fluiden Werkstoff und einem Festkörper während des Fließpressens zeigt. Dieses Mischverhalten wurde bislang nicht ausgiebig untersucht. Ziel dieser Arbeit ist es ein tiefergehendes Verständnis für das Material- und Prozessverhalten von C-SMC während des Verarbeitungsprozesses zu erlangen. Die Simulationsfähigkeit des Werkstoffes wird in Form eines neu entwickelten Materialmodells hergestellt, welches das Materialverhalten approximiert und im universellen Multi-Physics-Solver LS-DYNA® implementiert wird. Die grundlegenden Materialeigenschaften, die auch als Eingangsinformationen für das Materialmodell dienen, werden in Charakterisierungsversuchen mit einem den Fließpressprozess abstrahierenden Verfahren im Pressrheometer identifiziert und untersucht. Da die mechanischen Eigenschaften eines FKVs überwiegend über die Ausrichtung der Faserverstärkung definiert werden, wird zu deren Erfassung ein zerstö-

rungsfreies optisches Messverfahren in Form der Polarisationsbildgebung angewendet. Die Polarisationsbildgebung ermöglicht eine Untersuchung der oberflächigen Faserverteilung an fertigen Bauteilen, aber auch des Aufbaus der Textilstruktur des grundlegenden C-SMC-Halbzeugs in Echtzeit während der Produktion. Auf diese Weise entsteht eine realistische Digitalisierung eines C-SMC-Halbzeugs von der Produktion bis zum Abschluss des Fließprozesses und die Grundlage zur digitalen Unterstützung zukünftiger Produkt-, Material- und Prozessentwicklung im Bereich der C-SMC-Anwendung wird gelegt.

## Abstract

With the background of the increasing need for the reduction in CO<sub>2</sub> emissions, fiber-reinforced plastic (FRP) composites are becoming increasingly important in all branches of industry. As a rule, FRPs enables a reduction in weight and the development of resource- and energy-efficient production processes in comparison to metal materials. There is great potential for weight reduction, especially for flat components in transportation and electronics, such as roof liners, fuel tanks and headlight systems. This work focuses on sheet molding compound (SMC) materials, which allows for the production of thin-walled components with complex reinforcement structures and integrated functional elements, such as tailgates, electric control cabinets and battery houses, due to their material and manufacturing properties. In addition to conventional glass-fiber reinforced SMC (G-SMC), carbon-fiber reinforced SMC (C-SMC) have also been increasingly used in recent years. Due to their higher mechanical properties based on the fiber type and the higher fiber content, C-SMCs are also suitable for structural components, such as the reinforcement of the A, B and C pillars in automobiles, and other high-performance requirements. In this work, the goal is to gain a better understanding of the material and process behavior of C-SMC during the manufacturing process of compression molding. A consistent simulation capability is a requirement for the use of a material in many industrial applications today. For C-SMC, this simulation capability is not yet given, since the material behavior shows a mixing behavior between a fluid material and a solid during compression molding due to the high fiber lengths and the high fiber content. This mixing behavior has not yet been extensively investigated. The aim of this work is to gain a deeper understanding of the material and process behavior of C-SMC during the manufacturing process. The simulation capability of the material is established in the form of a newly developed material model, which approximates the material behaviour and is implemented in the universal multi-physics solver LS-DYNA®. The basic material properties, which also serve as input information for the material model, are identified and investigated in characterization tests using a method that abstracts the compression molding process in the press rheometer. Since the mechanical properties of FRPs are mainly defined by the orientation of the fiber reinforcement, a non-destructive optical measurement technique in the form of polarization imaging has been used. Polarization imaging allows the examination of the surface fiber orientation distribution of finished components, but

also the in-situ build-up of the reinforcement structure of the C-SMC semi-finished product during production. This approach generates an accurate representation and digitalization of a C-SMC semi-finished product from its initial production to the end of the compression molding process and lays the foundation for digital support of future-products, materials and process development in the field of C-SMC applications.



# 1. Einleitung

## 1.1. Allgemeines zu Sheet Molding Compounds (SMC)

Die klimapolitischen Beschlüsse der Europäischen Union (EU) von 2019 beinhalten die radikale Reduktion der Treibhausgasemissionen in praktisch allen Industriezweigen. Dies beeinflusst die momentane Forschungs- und Entwicklungsarbeit gerade im Sektor Transportwesen und Energiewirtschaft sehr stark. Durch die Verringerung des Gewichts von Bauteilen und dem Einsatz von ressourcenschonenden Produktionsmethoden soll die CO<sub>2</sub>-Bilanz in der Automobil-, Nutzfahrzeug- und Luftfahrtindustrie, sowie Energiewirtschaft, reduziert werden. Der Einsatz von Faser-Kunststoff-Verbunden (FKV) trägt durch hohe spezifische Steifigkeiten und Festigkeiten, geringere spezifische Dichten, lastpfadgerechte Auslegungen der Bauteile und niedrigen Verarbeitungstemperaturen zur Erreichung der gesetzten Ziele bei. [1], [2], [3]

Diese Arbeit setzt den Fokus auf Sheet-Molding-Compounds (SMCs), welche zur Produktion von flächigen Bauteilen mit komplexen Geometrien eingesetzt werden. Zu den flächigen Bauteilen zählen Heckklappen, Motorhauben, Dachabschnitte und auch Komponenten der A-, B- und C-Säulen von PKWs und Nutzfahrzeugen. Andere typische Anwendungen von SMC finden sich in Gehäusen für Scheinwerfersystem und Schaltschränke. Ihre hervorragenden thermischen und elektrischen Isolationseigenschaften bieten SMC-Bauteilen eine große Chance für die wachsende E-Mobilität in Form von Batteriegehäusen, -abdeckungen und im Einsatz in der Ladeinfrastruktur [3], [4], [5], [6], [7].

SMC zählen mit einer Produktionsmenge von 190 kt im Jahr 2022 neben Bulk-Molding-Compounds (BMC) mit 78 kt zu den in der Industrie am häufigsten genutzten fließfähigen duroplastischen Formmassen [4]. Sie bestehen aus vernetzungsfähigen Harzen, in denen Textilfasern im Längenbereich von 0.5 inch bis 2 inch (12.7 mm bis 50.4 mm) zur Verstärkung eingebettet werden. Die Art und der Anteil der Faserverstärkung bestimmen die mechanischen Eigenschaften des Bauteils. In der Harzrezeptur integrierte mineralische oder biologische Füllstoffe und funktionale Additive dienen der Funktionsintegration. So können z.B. die Halbzeugkosten reduziert, die Verarbeitungstemperatur herabgesetzt, die Dichte minimiert und die Flammbeständigkeit erhöht werden [3], [8]. Durch ihre Fließfähigkeit ermöglichen SMC die Ausbildung von geometrisch

komplexen Bauteilen, die Verstärkungsstrukturen, wie z. B. Rippen oder Wandverdickungen, und Funktionskomponenten, wie Gewindeinserts, besitzen. Die Materialeigenschaften in Kombination mit der Verarbeitbarkeit in industriellen Pressprozessen ermöglicht die Integration von SMC-Werkstoffen in existierende Großserienfertigungen, sowie Hybridbauweisen in Materialkombination mit Stahl [3], [4].

## **1.2. Zielsetzung und Aufbau der Arbeit**

Die Geschichte des SMCs geht zurück bis in die 1960er Jahre und begann mit der Kombination von Polyesterharzen und Textilglasmatten [9]. Seitdem dominieren glasfaserverstärkte SMC-Werkstoffe (G-SMC) die Anwendungsfelder und auch die Forschungsbereiche (siehe dazu auch Kapitel 2.2 und 2.3). An SMC-Bauteile werden teilweise sehr hohe Qualitätsansprüche angelegt. Dies betrifft die mechanischen Eigenschaften, die Oberflächengüte und auch individuelle Eigenschaften wie z. B. eine gute Lackierbarkeit [3]. Zur Erhöhung der mechanischen Eigenschaften und damit die Möglichkeit SMC-Materialien auch in strukturellen Anwendungen zum Einsatz zu bringen, liegt das Augenmerk seit einigen Jahren auf kohlenstofffaserverstärkten SMC (C-SMC). Neben den höheren Festigkeiten und Steifigkeiten von Kohlenstofffasern im Vergleich zu Glasfasern besitzen C-SMC auch einen höheren Fasergewichtsanteil von 50-60 Gew.-% gegenüber G-SMC mit 20-30 Gew.-%, was zu einer zusätzlichen Verbesserung der mechanischen Eigenschaften führt.

Diese Arbeit beschäftigt sich mit der Prozess- und Materialcharakterisierung, sowie der mathematischen Modellierung von C-SMC Werkstoffen. Es steht die Frage im Raum, ob und wie sich das Verhalten von C-SMC gegenüber G-SMC aufgrund des unterschiedlichen Fasertyps und -gehalts prinzipiell unterscheidet. Zur Beantwortung dieser Frage werden geeignete Experimente zur Prozess- und Materialcharakterisierung am Beispiel von kommerziell verfügbaren C-SMC Werkstoffen entwickelt und durchgeführt. Anhand des typischen Verhaltens von G-SMC aus Literaturquellen (siehe Kapitel 2.3.1) lässt sich so das Verhalten von C-SMC vergleichend bewerten und Grundlagen für eine folgende Digitalisierung des Materials und des Prozesses legen. Diese Digitalisierung erfolgt in der Erfassung von Materialeigenschaften und in Form einer Prozesssimulation des typischen Fließpressprozesses zur Produktion von SMC-Bauteilen. Die Prozesssimulation dient der Förderung des Prozess- und Materialverständnisses und unterstützt so zukünftige Material- und Prozessentwicklungen,

sowie die Auslegung von Werkzeugen [2], [10]. Anhand der digitalen Abbildung lassen sich Prozessergebnisse und die mechanischen Eigenschaften von zukünftigen C-SMC Bauteilen vorhersagen. Während der Prozesssimulation werden Einflüsse von Prozessparametern und die daraus resultierenden Herstellereffekte, wie z. B. aus den Fließprozessen resultierende Faserorientierungen, sichtbar. Durch Optimierung der Prozessparameter sollen ressourcen- und energieeffiziente Fertigungsprozesse etabliert werden. Bereits die Eingangsvoraussetzungen in den Fließpressprozess sollen dabei digital erfasst sein und in der Prozesssimulation berücksichtigt werden. Die Eingangsvoraussetzungen umfassen neben Prozessrandbedingungen, wie Temperaturen und Geschwindigkeiten, auch die Zuschnittsgeometrien und den Lagenaufbau der Materialeinlage. Um einen ersten Schritt zur Optimierung der Materialeinlage zu gehen wird die Faserorientierung des C-SMC-Halbzeugs erfasst und so ein erstes digitales Abbild einer Halbzeugrolle erstellt. Anhand dieses Abbildes können die Zuschnitte auf der Halbzeugrolle nach optimaler Faserorientierung oder minimalen Materialverschnitt positioniert werden. Damit wird ein Beitrag zur Bauteil- und Prozessoptimierung und Abfallreduktion bei der Herstellung von C-SMC-Bauteilen geleistet.

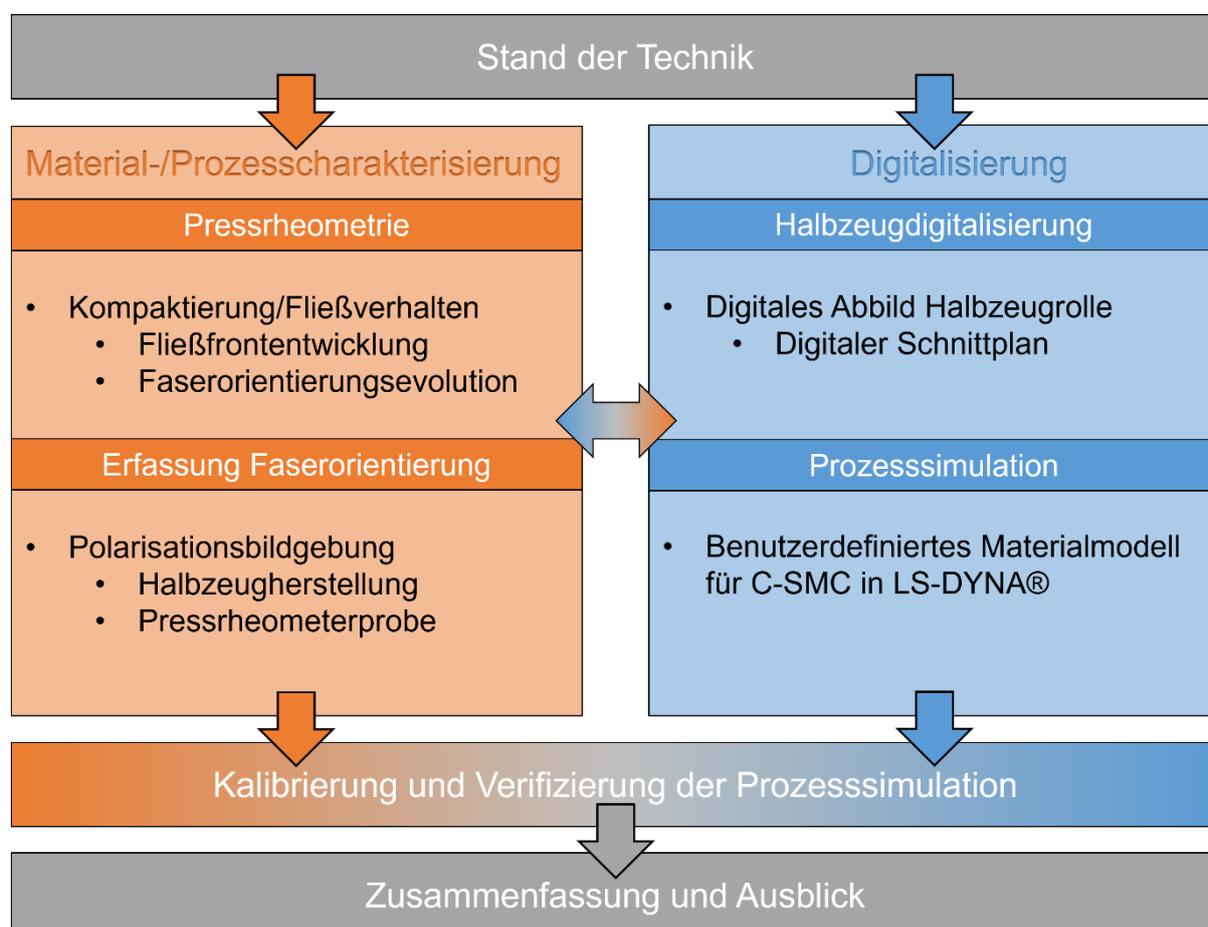


Abb. 1: Struktur der Arbeit.

## 2. Stand der Technik

### 2.1. SMC-Prozesstechnik

#### 2.1.1. Herstellung eines SMC-Halbzeugs

Zusammen mit BMC gehören SMC-Werkstoffe zu den duroplastischen Fließpressmassen. Während BMC-Halbzeuge hauptsächlich im Spritzgießverfahren verarbeitet werden und entweder direkt in eine Kavität eingespritzt oder als formlose Masse in einem Heißpresswerkzeug zu einem Bauteil verpresst werden, handelt es sich bei einem SMC-Halbzeug um eine flächige mattenförmige Fließpressmasse. Die SMC-Halbzeuge werden üblicherweise auf kontinuierlich arbeitenden SMC-Imprägnieranlagen produziert. Am IVW steht die industrielle SMC-Produktionslinie SMC Line600 der Firma *Schmidt & Heinzmann GmbH & Co. KG* zur Verfügung [11]. Abb. 2 zeigt den schematischen Aufbau der Anlage und den Ablauf der Produktion eines typischen SMC-Halbzeugs. Über den Raketkasten ① wird ein gleichmäßiger Harzfilm auf eine styroldichte Trägerfolie aufgebracht. Typische Harzsysteme, die hier zum Einsatz kommen, basieren auf Epoxidharz (EP), Vinylester (VE) oder ungesättigten Polyester (UP) und enthalten zudem Füllstoffe und anwendungsabhängige Additive. Im nächsten Schritt streut das Schneidwerk ② gleichmäßig Glas- oder Kohlenstofffasern einer definierten Länge zwischen 12.7 mm bis 50.4 mm (1/2“ bis 2“) in einer definierten Breite von bis zu 600 mm auf den Harzfilm. Über die Drehzahl des Schneidwerks und der Bandgeschwindigkeit der Trägerfolie kann der gewünschter Fasergehalt und das gewünschte spezifische Flächengewicht eingestellt werden. Bei G-SMC sind Fasergehaltsanteile von bis zu 30 Gew.-% üblich, wohingegen C-SMC teilweise Fasergehaltsanteile über 50 Gew.-% besitzen. Der Einsatz von Kohlenstofffasern erlaubt Bauteile für höhere mechanische Belastungen im Vergleich zu Glasfaserverstärkungen. Zusätzlich zum Schneidwerk kann eine SMC-Produktionslinie auch mit einem Abwickler für trockene textile Strukturen, wie z. B. Gewebe, Gelege oder Matten, oder zur Ablage von Endlosfasern aus z. B. Glas-, Kohlenstoff- Aramid- oder Naturfasern, ausgestattet werden. Ein solches gerichtetes SMC weist allerdings eine stark verminderte Fließfähigkeit auf, da die vorgenannten typischen Fasermaterialien keine technisch nutzbare plastische Dehnung aufweisen. Nach dem Faserbesatz wird die Harz-Faser-Masse mit einer zweiten harzbeschichteten styroldichten Trägerfolie bedeckt und durchläuft dann eine Walkstrecke ③ zur Kompaktierung und zur Imprägnierung der

Fasern mit dem Harzsystem. Das Halbzeug wird schlussendlich aufgerollt ④ und für einen Reifungsprozess eingelagert.[3], [5], [9], [12]

Der Reifungsprozess ist ein sehr wichtiger Schritt bei der SMC-Produktion, um die Verarbeitbarkeit des Halbzeugs zu gewährleisten. Nach dem Durchlaufen der Imprägnieranlage weist das SMC eine sehr geringe Viskosität von ungefähr 15 - 40 Pas und eine klebrige Konsistenz auf. Zur Erhöhung der Viskosität werden dem Harzsystem Metalloxide, wie z. B. Magnesiumoxid (MgO), beigefügt. Während der Einlagerung unter klimatisierten Bedingungen, meist bei Raumtemperatur, reagiert das MgO beim Vorhandensein von Wasser mit den Säuregruppen des Harzes. Es kommt zu einer chemischen Eindickung und damit zu einer Erhöhung der Viskosität auf verarbeitbare 2.000 bis 20.000 Pas. Das gereifte SMC-Halbzeug weist eine lederartige, nicht klebrige Konsistenz auf. Die Reifedauer ist von der Harzrezeptur abhängig und kann zwischen einigen Tagen bis mehreren Wochen liegen. Durch eine Kühlung auf unter -12 °C kann die chemische Reaktion unterbrochen bzw. gestoppt und damit die Haltbarkeit bis zur Verarbeitung verlängert werden. [3], [9], [12], [13]

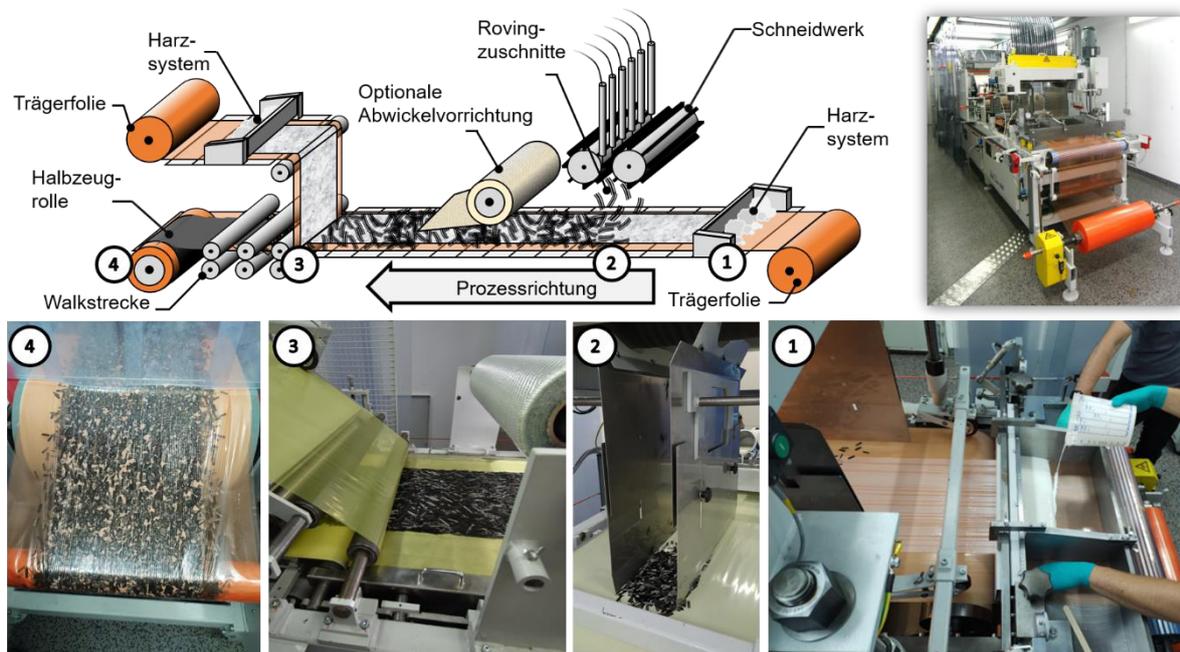


Abb. 2: Produktionsschritte der Herstellung eines C-SMC Halbzeugs.

Tabelle 1: Wichtige Produktionsparameter in der SMC-Halbzeugherstellung bezogen auf die SMC-Produktionslinie SMC Line600 am IVW von der Firma *Schmidt & Heinzmann GmbH & Co. KG*. [11] im Vergleich zum üblichen Spektrum der Parameter im Stand der Technik. [14]

	SMC Line600	Stand der Technik
Produktionsbreite	bis zu 600 mm	Bis zu 1.600 mm
Produktionsgeschwindigkeit	0.5 bis 6.0 m/min	0.5 bis 28 m/min
Flächengewicht	bis zu 8 kg/m <sup>2</sup>	bis zu 8 kg/m <sup>2</sup>
Fasermassenanteil	15 bis 50 Gew.-%	15 bis 60 Gew.-%
Faserlänge	1/2" – 2"	1/2" – 2"

### 2.1.2. Verarbeitung eines SMC-Halbzeugs durch Fließpressen

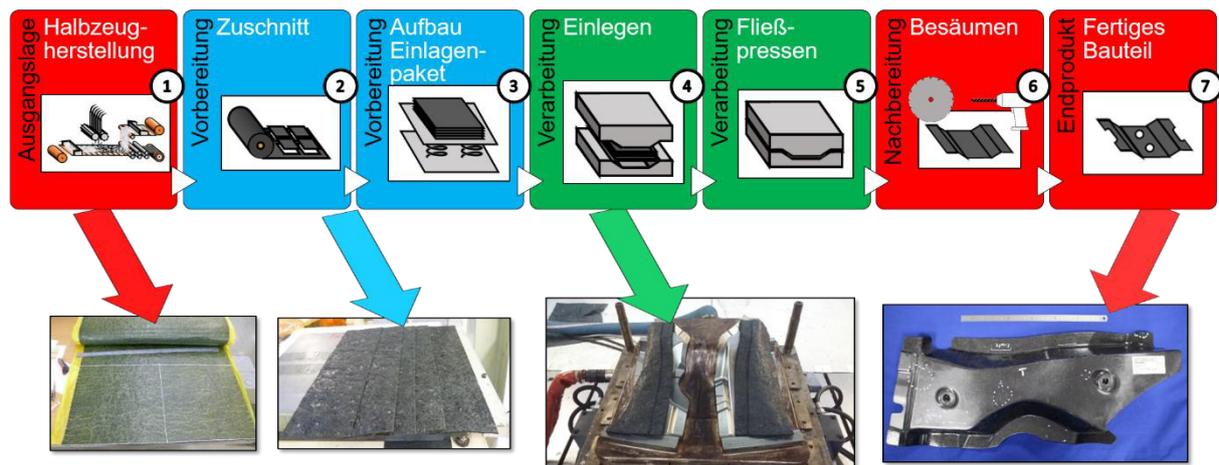


Abb. 3: Prozesskette zur Verarbeitung eines SMC-Halbzeugs zu einem fertigen Bauteil mittels Fließpressen basierend auf [15].

Die Verarbeitung des in Kapitel 1.1 hergestellten SMC-Halbzeugs zu einem fertigen SMC-Bauteil erfolgt im sogenannten Fließpressen. Die erforderliche Prozesskette (Abb. 3) beginnt mit der Halbzeugrolle ① als Ergebnis der Halbzeugherstellung. Aus dieser Rolle werden Zuschnitte geschnitten oder gestanzt ②, die dann von der Trägerfolie gelöst und zu einem Einlagepaket ③ zusammengestellt werden. Die Zuschnitte haben dabei vordefinierte Dimensionen und sind meist rechteckig, trapezförmig oder kreisförmig. Das Einlagepaket wird üblicherweise bei Raumtemperatur in ein vorgeheiztes Tauchkantenwerkzeug eingelegt ④. Tauchkantenwerkzeuge zeichnen sich durch eine umlaufende Tauchkante aus, die durch Passungen von einigen hundertstel

Millimetern die Kavität so weit abdichten, dass das eingelegte Material nicht oder nur geringfügig entweichen kann. So können die für höhere Bauteilqualitäten erforderlichen Innendrucke aufgebaut werden. Typische Temperaturen der Werkzeugoberfläche liegen bei 140 °C bis 160 °C, das Halbzeug wird mit Raumtemperatur eingelegt. Die Einlageposition wird je nach Werkzeuggeometrie definiert. Üblicherweise werden 30 – 70 % der projizierten Werkzeugfläche belegt. Die Füllung des Werkzeugs erfolgt durch Schließen der Kavität ⑤ mit konstanten Schließgeschwindigkeiten zwischen 0.5 mm/s bis 10 mm/s. Durch den Kontakt mit dem Werkzeug kommt es zu einer druckinduzierten Dehnratenerhöhung und einer Erwärmung im SMC-Material. Im Zusammenspiel bewirken höhere Dehnraten und Temperaturen eine Reduktion der Viskosität der duroplastischen Matrix und die Fließfähigkeit des SMCs wird hergestellt. Ziel der Prozessauslegung ist es bei vollständiger Schließung des Werkzeugs die komplette Kavität ausgefüllt zu haben. Je nach Bauteilgröße und verwendetem SMC-Material folgt eine 1 bis 5 min Nachdruckphase. Während dieser Zeit startet im duroplastischen Harzsystem eine irreversible chemische Vernetzungsreaktion, wobei die Molekülketten ein engmaschiges Netzwerk bilden. Die duroplastische Matrix des SMCs härtet aus und die Bauteilgeometrie wird fixiert. In der Regel erfolgt nach dem Öffnen des Werkzeugs und dem Entnehmen des Bauteils eine mechanische Nachbearbeitung ⑥ mit Entgraten, Anbringen von Bohrungen und Ausschnitten und evtl. Lackieren. Das Endprodukt ist ein fertiges Bauteil ⑦. [3], [5], [9], [16]

Bei der Verarbeitung von SMC-Halbzeugen durch das Fließpressen kommen gewöhnlich parallelgeregelt, servohydraulische Pressen zum Einsatz, die die benötigten Innendrucke von 25 bis 250 bar aufbringen können [5]. Diese Art von Pressen finden auch bei der Umformung von metallischen Blechen, dem Thermoformen von thermoplastischen Organoblechen, dem Heißpressen von thermoplastischen Fließpressmassen (GMT, LFT) und dem Fließpressen von weiteren duroplastischen Fließpressmassen (BMC) Anwendung. Ein Beispiel ist die am IVW verfügbare hydraulische Industriepresse der Firma *Dieffenbacher GmbH* [17]. Durch die Tischfläche von 1.4 m x 2.4 m erlaubt diese Presse die Fertigung großer Bauteile im industriellen Maßstab. Die 16 analogen und 4 inkrementellen Sensorkanäle ermöglichen eine Überwachung verschiedener Prozessparameter, wie z. B. Drücke, Temperaturen und Geschwindigkeiten. Durch den industriellen Maßstab und die Möglichkeiten der Prozessüberwachung eignet sich diese Presse hervorragend zur in Kapitel 3.2 erfolgenden Prozess- und

Materialcharakterisierung am Beispiel von C-SMC Werkstoffen. Die typischen Prozessparameter eines industriellen Fließpressprozesses sind in Tabelle 2 bezogen auf die verfügbare Presse nochmals zusammengefasst.

Tabelle 2: Wichtige Produktionsparameter zum Fließpressen von SMC-Bauteilen bezogen auf die am IVW verfügbare hydraulische Presse der Firma *Dieffenbacher GmbH*. [17]

Max. Presskraft	8000 kN
Max. Presskraft (parallel geregelt)	6500 kN
Tischfläche	1,4 m x 2,4 m
Übliche Pressgeschwindigkeit	0.5 bis 10 mm/s
Max. Pressgeschwindigkeit	80 mm/s
Übliche Werkzeugtemperatur	140 – 160 °C
Max. Werkzeugtemperatur	300 °C
Prozessüberwachung (10 ms)	16 analoge und 4 inkrementelle Kanäle

## 2.2. Prozesssimulation des Fließpressens

### 2.2.1. Motivation

Im Allgemeinen ist eine Prozesssimulation die digitale Abbildung eines Verarbeitungs- oder Herstellungsprozesses. Die grundlegenden physikalischen Zusammenhänge des betrachteten Prozesses werden mithilfe von Differentialgleichungen numerisch gelöst. Dabei wird das Ziel verfolgt den Prozess sowie das Ergebnis des Prozesses zu analysieren, zu verbessern und vorherzusagen. Grundsätzlich ist es möglich jeden Prozess simulativ darzustellen. Hier beschränken wir uns auf die Erläuterung der typischen Ziele der Simulation des Fließpressens.

Wie in Kapitel 2.1.2 gezeigt wird beim Fließpressen eine faserverstärkte Masse (z. B. LFT oder SMC) durch einen definierten Pressvorgang in einem Tauchkantenwerkzeug zu einem fertigen Bauteil verpresst. Durch vorhandene komplexe Geometrien eines verpressten Bauteils kombiniert mit dem Verhalten der Faserverstärkung ergeben sich für die Prozesssimulation mehrere mögliche Untersuchungsziele.

Ein erstes Ziel ist die Untersuchung der den Prozess steuernden Prozessparameter. Beim Fließpressen werden in der Regel die Werkzeuge beheizt. Durch die hier eingestellte Werkzeugtemperatur wird der Temperaturverlauf innerhalb der Fließpressmasse beeinflusst. Bei einer vorgeheizten thermoplastischen Pressmasse kann die Werkzeugtemperatur das frühzeitige Erstarren verhindern und die Fließfähigkeit bis zur kompletten Füllung der Kavität gewährleisten. Eine duroplastische Pressmasse wird in der Regel bei Raumtemperatur in das Werkzeug eingelegt. Bei Kontakt mit dem Werkzeug erwärmen sich die Kontaktbereiche der Fließmasse, wodurch die Viskosität gerade in den Randbereichen verringert wird. Abhängig von der Temperaturverteilung innerhalb der Pressmasse ergeben sich unterschiedliche Fließigenschaften. Ein weiterer Faktor der eingebrachten Temperatur ist das Auslösen einer Aushärtereaktion der duroplastischen Masse. In einer Prozesssimulation kann die Temperaturverteilung genauer analysiert werden und so eine optimale Werkzeugtemperatur gewählt werden. [3]

Ein weiterer Prozessparameter ist die Steuerung des Presswerkzeugs. Die Bewegung des Werkzeugs kann durch eine Geschwindigkeits- oder eine Kraftregelung erfolgen. Da Pressmassen in der Regel dehnratenabhängiges Verhalten zeigen, beeinflusst die Schließgeschwindigkeit des Werkzeugs die Fließfähigkeit der Pressmasse und damit

auch die benötigten Presskräfte. Bei einer Kraftregelung kommt der umgekehrte Effekt zum Tragen, dass der Presskraftverlauf die Fließgeschwindigkeit bzw. die Dehnrate innerhalb der Pressmasse beeinflusst. Durch eine Prozesssimulation ist es möglich, den Einfluss der eingestellten Steuerung zu untersuchen und so auch die Presskraftverteilung sowie Dehnraten innerhalb der Kavität darzustellen. [3], [18]

Ein weiterer Prozessparameter ist die initiale Zuschnittsgeometrie und der Aufbau und die Positionierung des Einlagenpakets. Diese drei Punkte beeinflussen die initiale Faserorientierung und wirken sich auf die Fließlänge und –richtung, also dem Füllverhalten, aus. Damit ist das Füllverhalten selbst eines der wichtigsten Untersuchungsziele bei einer Prozesssimulation. Hierbei gilt das besondere Augenmerk dem Füllverlauf, also dem Fließmuster und der Fließgeschwindigkeit sowie der Füllzeit [3], [6], [15], [18], [19], [20], [21], [22]. Diese drei Parameter beeinflussen die resultierende Faserorientierung innerhalb des fertigen Bauteils. Viele Arbeiten beschäftigen sich mit der Faserorientierung, da von der Faserarchitektur die mikrostrukturellen mechanischen Eigenschaften eines fertigen Bauteils abhängig sind [23], [24]. Durch den Materialfluss kommt es zu einer Umorientierung der Fasern und damit zu unterschiedlich anisotropen Verhalten. Gerade bei einer Langfaserverstärkung mit hohem Faservolumengehalt, wie es z. B. typisch für einen C-SMC Werkstoff ist, spielen noch weitere Aspekte beim Faserverhalten eine Rolle. Insbesondere das Kontaktverhalten nimmt an Bedeutung zu, wenn der Faservolumengehalt steigt. Hier wird im Allgemeinen die Interaktion der Fasern untereinander und der Fasern mit dem Werkzeug untersucht [19], [25], [26], [27]. Der Einfluss des Werkzeugs auf die Orientierung durch Interaktion mit den Fasern ist insbesondere bei Verzweigungen (z. B. Rippengeometrien) und Verengungen des Fließkanals von Bedeutung [25].

Schlussendlich dient die Prozesssimulation auch zur Vorhersage prozessinduzierter Beschädigungen des Bauteils. Neben einer unvollständigen Füllung und dem Auftreten von Lufteinschlüssen gehört dazu z. B. die Separation von Fasern und Matrix, wodurch harzreiche, aber auch trockene Stellen entstehen, was zu einer Schwächung der Bauteileigenschaften führt [25]. Ein weiterer Defekt wäre eine Falsch- oder Umorientierung der Fasern, wodurch nicht die gewünschten mechanischen Kennwerte erreicht werden [24]. Die Faserorientierung beeinflusst auch den nach dem Prozess auftretenden Schrumpfung und Verzug des Bauteils [3]. Im Regelfall wird der Verzug eines Bauteils in einem der Prozesssimulation nachgestellten Simulationsschritt analysiert [15], [22].

## 2.2.2. Übersicht makroskopischer Faserorientierungsmodelle

Informationen zur Faserorientierung gehören zu den wichtigsten Ergebnissen einer Prozesssimulation, da die Ausrichtung der Fasern das strukturelle Verhalten eines Bauteils maßgeblich beeinflusst. Dazu gehören nicht nur die mechanischen Eigenschaften, die das Bauteil im späteren Einsatz zeigt, sondern auch das Versagensverhalten sowie der auftretende Verzug bei Entformung und Aushärten bzw. Abkühlen direkt nach dem Fließpressvorgang. Bereits während des Fließpressens ist die Ausbildung der Fließfront stark von der Faserorientierung abhängig.

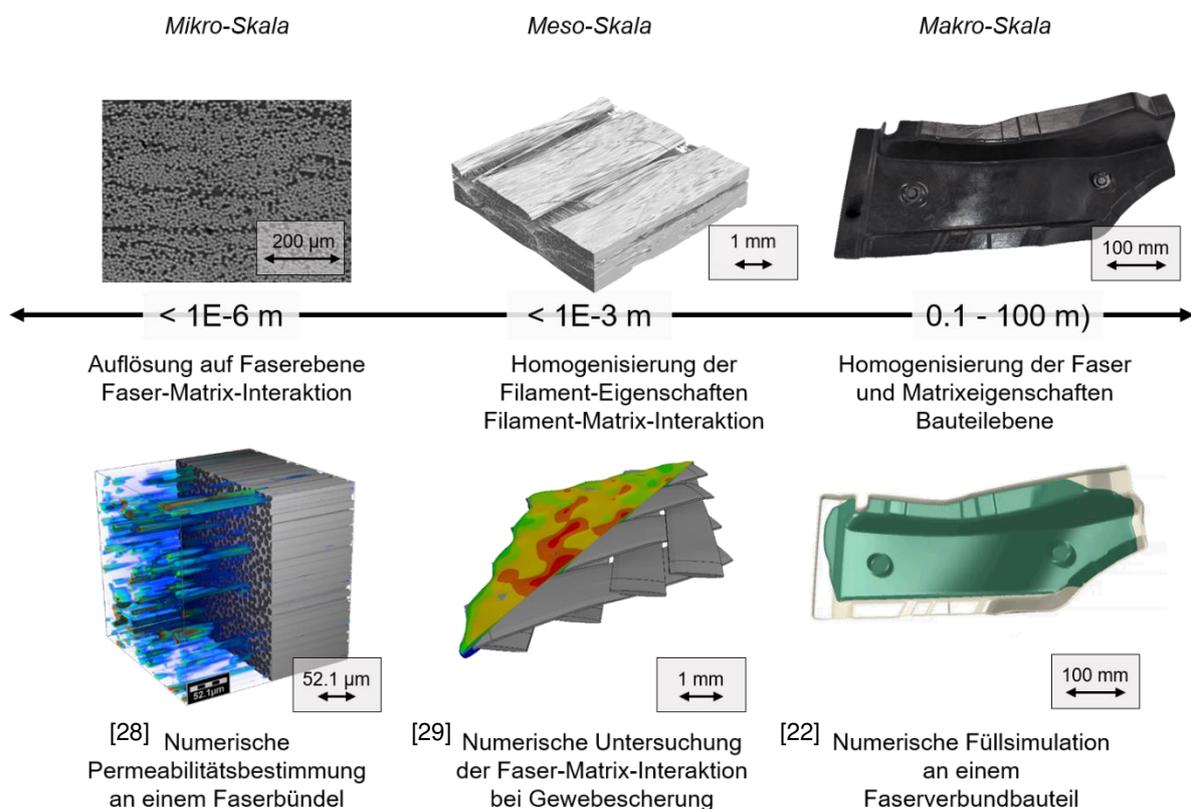


Abb. 4: Unterteilung des Modellierungsgrades eines Faser-Kunststoff-Verbundes in mikro-, meso- und makroskopische Betrachtungsebenen.

Die Modellierung der Faserorientierung kann auf mikroskopischer, mesoskopischer und auf makroskopischer Ebene erfolgen (Abb. 4). Die Betrachtung der Fasern auf mikroskopischer Ebene ermöglicht eine detaillierte Analyse des physikalischen Verhaltens der einzelnen Fasern, sowie der Interaktion der Fasern untereinander und der Fasern mit der umgebenen Matrix und eventuell vorhandenen Füllstoffen. Zur Betrachtung der einzelnen Faser muss die Rechendomäne sehr fein aufgelöst werden und dementsprechend klein sind die in einer Berechnung betrachteten Volumenbereiche.

Zur Behandlung von Problemen auf Bauteilebene sind diese Modelle aufgrund des Rechenaufwands nicht geeignet. [30]

Aus diesem Grund werden in den meisten kommerziell verfügbaren Softwarelösungen der Einsatz von makroskopischen Modellen favorisiert. In der Regel haben diese Modelle ihren Ursprung in der 1922 von Jeffrey [31] entwickelten Formel (1) zur Beschreibung der Bewegung eines ellipsoiden, starren Partikels in einer unendlich ausgedehnten newtonschen Fluid.

$$\frac{Dp}{Dt} = \hat{L}^T \cdot p - (p^T \cdot \hat{L} \cdot p)p \quad (1)$$

Dabei ist  $p$  der Orientierungsvektor des Partikels und  $\hat{L}$  der effektive lokale Geschwindigkeitsgradient. Diese Formel setzt voraus, dass der Partikel eine perfekte Bindung zum Fluid besitzt, aber keinen Einfluss auf die Bewegung des Fluids nimmt. Zudem dürfen im newtonschen Fluid keine Turbulenzen auftreten.

Die Gleichung nach Jeffrey wird oft auch wie in (2) dargestellt [32].

$$\frac{Dp}{Dt} = \mathbf{W} \cdot p - \xi(\mathbf{D} \cdot p - \mathbf{D}:ppp) \quad (2)$$

Dabei handelt es bei  $\mathbf{W}$  um den Wirbeltensor 2. Stufe und  $\mathbf{D}$  um den Deformationstensor 2. Stufe, die über den Geschwindigkeitsgradienten 2. Stufe  $\mathbf{L}$  definiert sind. Dieser wiederum wird aus dem Deformationsgradienten 2. Stufe  $\mathbf{F}$  berechnet.

$$\mathbf{L} = \dot{\mathbf{F}}\mathbf{F}^T \quad (3)$$

$$\mathbf{W} = \frac{1}{2}(\mathbf{L} - \mathbf{L}^T) \quad (4)$$

$$\mathbf{D} = \frac{1}{2}(\mathbf{L} + \mathbf{L}^T) \quad (5)$$

Die Konstante  $\xi$  stellt einen Geometriefaktor dar, der über die Form des betrachteten Partikels definiert ist.

In den 1980er Jahren untersuchten Folgar und Tucker [33] das Orientierungsverhalten von Fasern in einer konzentrierten Lösung. Sie hielten fest, dass sich die Fasern in Dehnströmung in Richtung der Dehnung ausrichten, sich mit den Stromlinien bei konvergierenden Strömen und normal zu den Stromlinien bei divergierenden Strömen orientieren. Eine perfekte Ausrichtung der Fasern konnte dabei nie beobachtet werden. Es tritt immer eine statistische Verteilung der Faserorientierung auf. Aus diesem Grund sind die Eigenschaften von Bauteilen von der Breite der Orientierungsverteilung und

dem Hauptorientierungstensor abhängig. Diese Überlegungen führten zum sogenannten Folgar-Tucker-Modell (Formel (6)), welches unter Berücksichtigung einer Wahrscheinlichkeitsverteilungsfunktion  $\Psi$  die kontinuierliche Veränderung des Faserorientierungstensors zweiter Stufe  $\mathbf{A}$  voraussagt [34].

$$\frac{D\mathbf{A}}{Dt} = (\mathbf{W} \cdot \mathbf{A} - \mathbf{A} \cdot \mathbf{W}) + \xi(\mathbf{D} \cdot \mathbf{A} + \mathbf{A} \cdot \mathbf{D} - 2\mathbb{A}:\mathbf{D}) + 2C_i\dot{\gamma}(\mathbf{I} - 3\mathbf{A}) \quad (6)$$

Dabei entsprechen die Komponenten des Faserorientierungstensors zweiter Stufe  $\mathbf{A}$ :

$$A_{ij} = \langle p_i p_j \rangle \triangleq \oint \Psi(\mathbf{p}) p_i p_j d\mathbf{p} \quad (7)$$

Und die Komponenten des Faserorientierungstensors vierter Stufe  $\mathbb{A}$ :

$$\mathbb{A}_{ijkl} = \langle p_i p_j p_k p_l \rangle \triangleq \oint \Psi(\mathbf{p}) p_i p_j p_k p_l d\mathbf{p} \quad (8)$$

Die Klammern  $\langle \ \rangle$  stehen für den Durchschnitt aller möglichen Raumrichtungen  $\mathbf{p}$ , in denen  $p$  ausgerichtet sein kann, gewichtet durch die Funktion  $\Psi(\mathbf{p})$  [34], [35]. Der Diffusionskoeffizient  $C_i$  beschreibt die Interaktion zwischen den Fasern und ist ein empirischer Wert, der in der Regel experimentell bestimmt werden muss [33]. Das Symbol  $\dot{\gamma}$  ist der Betrag des Dehnratentensors und kann aus dem Deformationstensor 2. Stufe  $\mathbf{D}$  ermittelt werden. Der Einheitstensor 2. Stufe wird über  $\mathbf{I}$  dargestellt. Zur visuellen Darstellung des Faserorientierungstensors 2. Stufe  $\mathbf{A}$  eignet sich die Modellierung als Ellipsoid, wie in Anhang A näher erläutert.

$$\dot{\gamma} = \sqrt{\frac{1}{2}\mathbf{D}:\mathbf{D}} \quad (9)$$

Generell überschätzt das Folgar-Tucker-Modell die Rotation der Fasern, wie z. B. die Experimente von Sepehr et al. [36] zeigen. Daher entwickelte Huynh [37] ein erstes Modell zur Reduktion der Beweglichkeit der Fasern. Dafür führte er den Skalierungsparameter  $\kappa < 1$ , mit dem die rechte Seite des Folgar-Tucker-Modells multipliziert wird, ein (Formel (10)).

$$\frac{D\mathbf{A}^{\text{SRF}}}{Dt} = \kappa((\mathbf{W} \cdot \mathbf{A} - \mathbf{A} \cdot \mathbf{W}) + \xi(\mathbf{D} \cdot \mathbf{A} + \mathbf{A} \cdot \mathbf{D} - 2\mathbb{A}:\mathbf{D}) + 2C_i\dot{\gamma}(\mathbf{I} - 3\mathbf{A})) \quad (10)$$

Auch Sepehr et al. [36] nutzten ein Modell für einfache Strömungen, indem sie einen Slip-Koeffizienten einführten (Formel (11)) [36]. Die Funktion dieses Koeffizienten entspricht  $\kappa$  aus dem SRF-Modell (engl.: strain reduction factor) von Huynh.

$$\gamma_s = \kappa\dot{\gamma}t \quad (11)$$

Hierbei ist  $\gamma_s$  die Scherdehnung.

Leider fehlt es dem SRF-Modell an empirischer Objektivität und deshalb eignet es sich nur zur Beschreibung einfacher Strömungen [36], [38].

Als Reaktion darauf entwickelten Wang, O’Gara und Tucker [38] ein objektives Modell (Formel (12)), das die Rotation der Fasern verlangsamt.

$$\frac{D\mathbf{A}^{RSC}}{Dt} = (\mathbf{W} \cdot \mathbf{A} - \mathbf{A} \cdot \mathbf{W}) + \xi(\mathbf{D} \cdot \mathbf{A} + \mathbf{A} \cdot \mathbf{D} - 2[\mathbb{A} + (1 - \kappa)(\mathbb{L} - \mathbb{M} : \mathbb{A})] : \mathbf{D}) + 2\kappa C_i \dot{\gamma}(\mathbf{I} - 3\mathbf{A}) \quad (12)$$

mit:

$$\mathbb{L} = \sum_{i=1}^3 \lambda_i e_i e_i e_i e_i \quad (13)$$

$$\mathbb{M} = \sum_{i=1}^3 e_i e_i e_i e_i \quad (14)$$

Das Konzept dieses Modells ist die Modifikation der Änderung der Eigenwerte  $\lambda_i$  des Orientierungstensors  $\mathbf{A}$  durch einen empirischen Faktor  $\kappa < 1$  ohne die Rotationsrate der Eigenvektoren  $e_i$  zu beeinflussen. Dies wird erreicht, indem der Orientierungstensor 4. Stufe  $\mathbb{A}$  ersetzt wird durch den Term  $\mathbb{A} + (1 - \kappa)(\mathbb{L} - \mathbb{M} : \mathbb{A})$ . Daher kommt auch der Name des Modells RSC (engl.: reduced-strain closure). [38]

Die bis jetzt gezeigten Modelle eignen sich sehr gut zur Modellierung von Kurzfaserverstärkungen mit Faserlängen bis zu 1 mm, verlieren aber bei zunehmender Faserlänge an Genauigkeit [39]. Im Bereich langfaserverstärkter Werkstoffe, zu denen auch die SMC-Werkstoffe mit Faserlängen ab 10 mm gehören ist die Interaktion zwischen den einzelnen Fasern erheblich deutlicher ausgeprägt. Dies macht sich bei der Ausrichtung der Fasern stark bemerkbar, da dadurch die Orientierung der Fasern mit steigender Faserlänge zunehmend behindert wird. Hinsichtlich dieses Aspekts untersuchten Phelps und Tucker [32] die Genauigkeit des Folgar-Tucker-Modells in der Software ORIENT am Beispiel von langfaserverstärkten thermoplastischen Verbundwerkstoffen (LFT). Dafür stellten sie experimentell spritzgegossene Proben her und ermittelten die Faserorientierung innerhalb der Proben mittels polierter Schlibfbilder. Die Ergebnisse wurden mit dem Berechnungsergebnis aus ORIENT verglichen. Bei diesem Vergleich stellten sie fest, dass ORIENT einen zu schmalen Kernbereich vorhersagte. Also eignet sich das Folgar-Tucker-Modell gut dazu eine Orientierungsrichtung vorherzusagen, kann aber nicht die gesamte Breite des Verteilungsspektrums der Fasern erfassen. Sie kamen zu der Erkenntnis, dass ein Modell, welches eine anisotrope Faser-

Faser Interaktion berücksichtigt zu besseren Ergebnissen führen kann und entwickelten das sogenannte ARD-Modell (engl.: anisotropic rotary diffusion, Formel (15)), wobei der Diffusionsterm des Folgar-Tucker-Modells  $2C_i\dot{\gamma}(\mathbf{I} - 3\mathbf{A})$ , der die Interaktion zwischen Fasern beschreibt, stark modifiziert wird.

$$\frac{D\mathbf{A}^{ARD}}{Dt} = (\mathbf{W} \cdot \mathbf{A} - \mathbf{A} \cdot \mathbf{W}) + \xi(\mathbf{D} \cdot \mathbf{A} + \mathbf{A} \cdot \mathbf{D} - 2\mathbb{A}:\mathbf{D}) + \dot{\gamma}[2\mathbf{C} - 2(\text{tr}\mathbf{C})\mathbf{A} - 5(\mathbf{C} \cdot \mathbf{A} + \mathbf{A} \cdot \mathbf{C}) + 10\mathbb{A}:\mathbf{C}] \quad (15)$$

mit:

$$\mathbf{C} = b_1\mathbf{I} + b_2\mathbf{A} + b_3\mathbf{A}^2 + \frac{b_4}{\dot{\gamma}}\mathbf{D} + \frac{b_5}{\dot{\gamma}^2}\mathbf{D}^2 \quad (16)$$

Basierend auf einem früheren ARD-Modell von Koch [40] nutzen Phelps und Tucker einen räumlicher Tensor  $\mathbf{C}$ , der bei Koch so gewählt wurde, dass  $\mathbf{C}\dot{\gamma}$  der Rotationsverteilung entspricht. Aus dieser Idee heraus wurde ein allgemeingültiger Ausdruck für den Diffusionsterm hergeleitet und in das Folgar-Tucker Modell eingegliedert. Die skalaren Konstanten  $b_1$ - $b_5$  sind empirische Parameter, die experimentell bestimmt werden.[32]

Zur Berücksichtigung der positiven rotationsreduzierenden Effekte aus dem RSC-Modell und der verbesserten Faserorientierungsverteilung des ARD-Modells ist eine Kombination der Modelle möglich [32].

$$\begin{aligned} \frac{D\mathbf{A}^{ARD-RSC}}{Dt} &= (\mathbf{W} \cdot \mathbf{A} - \mathbf{A} \cdot \mathbf{W}) \\ &+ \xi(\mathbf{D} \cdot \mathbf{A} + \mathbf{A} \cdot \mathbf{D} - 2[\mathbb{A} + (1 - \kappa)(\mathbb{L} - \mathbb{M}:\mathbb{A})]:\mathbf{D}) \\ &+ \dot{\gamma}[2[\mathbf{C} - (1 - \kappa)\mathbb{M}:\mathbf{C}] - 2\kappa(\text{tr}\mathbf{C})\mathbf{A} - 5(\mathbf{C} \cdot \mathbf{A} + \mathbf{A} \cdot \mathbf{C}) \\ &+ 10[\mathbb{A} + (1 - \kappa)(\mathbb{L} - \mathbb{M}:\mathbb{A})]:\mathbf{C}] \end{aligned} \quad (17)$$

Wird in Formel (17)  $\kappa$  gleich 1 gesetzt, dann reduziert sich diese Kombination wieder auf des ARD-Modell.

2013 präsentierten Tseng et al. [41], [42] eine weiterentwickelte Form des ARD-RSC-Modells zur akkurateren Darstellung von Kurz- und Langfasern. Dieses Modell ersetzt den Diffusionsterm durch eine neue anisotrope Beschreibung (iARD, engl: improved Anisotropic Rotary Diffusion), die über den Parameter  $C_i$  die Faser-Faser-Interaktion und über den neuen Parameter  $C_m$  auch eine Faser-Matrix-Interaktion beschreibt. Die Reduktion der Faserorientierung erfolgt über den sogenannten RPR-Term (retarding-product-rate).

$$\begin{aligned}
\frac{DA^{iARD-RPR}}{Dt} &= (\mathbf{W} \cdot \mathbf{A} - \mathbf{A} \cdot \mathbf{W}) + \xi(\mathbf{D} \cdot \mathbf{A} + \mathbf{A} \cdot \mathbf{D} - 2\mathbb{A}:\mathbf{D}) + 2\dot{\gamma}C_i(\mathbf{I} - 3\mathbf{A}) \\
&+ 2\dot{\gamma}C_iC_m \left\{ (\mathbf{A} - \tilde{\mathbf{L}}) + 5 \left[ \frac{1}{2} [\mathbf{A} \cdot \tilde{\mathbf{L}} + (\mathbf{A} \cdot \tilde{\mathbf{L}})^T] - (\mathbb{A}:\tilde{\mathbf{L}}) \right] \right\} \\
&- \mathbf{R} \cdot \dot{\lambda}^{IOK} \cdot \mathbf{R}^T
\end{aligned} \tag{18}$$

mit:

$$\tilde{\mathbf{L}} = \frac{\mathbf{L}^T \cdot \mathbf{L}}{\mathbf{L}^T:\mathbf{L}} \tag{19}$$

$$\mathbf{R} = [e_1, e_2, e_3] \tag{20}$$

$$\dot{\lambda}^{IOK}_{ii} = \alpha \left[ \dot{\lambda}_i - \beta \left( \dot{\lambda}_i^2 + 2\dot{\lambda}_j\dot{\lambda}_k \right) \right] \text{ mit } i, j, k = 1, 2, 3 \tag{21}$$

Dabei ist  $\tilde{\mathbf{L}}$  ein Fließwiderstandstensor und  $\mathbf{R}$  eine Rotationsmatrix, die über die Eigenvektoren  $e_i$  des Faserorientierungstensors spaltenweise definiert ist. Das Symbol  $\dot{\lambda}^{IOK}$  ist eine Beschreibung der internen Orientierungskinetik, wobei die Änderung der Eigenwerte über die Zeit  $\dot{\lambda}_i$  mittels des RPR-Faktors  $\alpha$  und der Zeitkonstanten  $\beta$  modifiziert wird. [30], [41], [43]

Hier wurden die geläufigsten Materialmodelle kurz behandelt. Natürlich wurden im Laufe der Zeit noch weitere makroskopische Faserorientierungsmodelle je nach Anwendungsgebiet entwickelt (Abb. 5), wie z.B. das pARD-Modell (engl.: priancipal anisotropic rotary diffusion) von Tseng [44], das MRD-Modell (engl.: Moldflow rotary diffusion), welches in der kommerziellen Software Moldflow zum Einsatz kommt [30], [45], [46], [47], sowie Vorgängermodelle der hier vorgestellten Beispiele, wie das bereits erwähnte Koch-Modell [40] oder das Modell von Fan und Phan-Thien [48]. Diese werden hier aber nicht im Detail betrachtet.

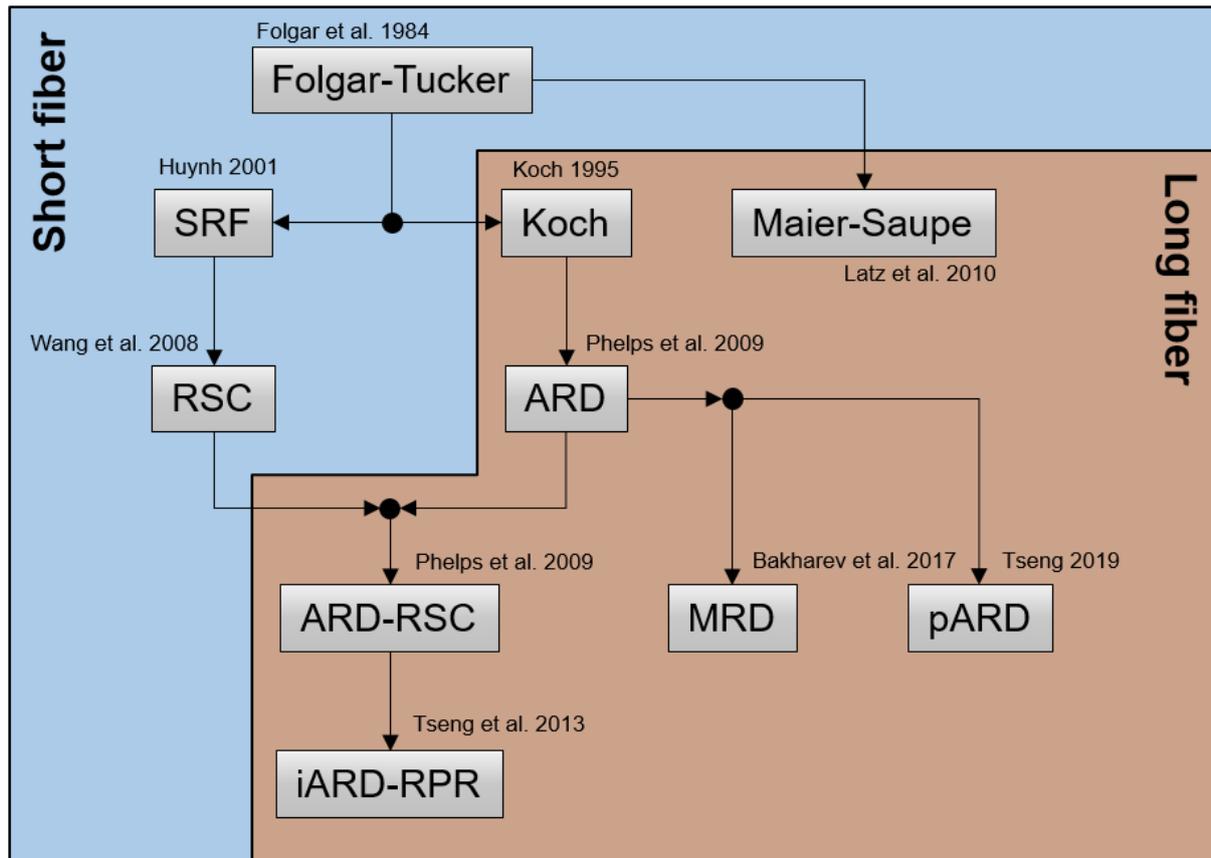


Abb. 5: Chronologische Evolution der gängigsten makroskopischen Faserorientierungsmodelle.

### 2.2.3. Mikro-/Mesoskopische Betrachtungsweise – Direct Fiber Simulation

Die makroskopische Sichtweise auf die Faserorientierung birgt im Hinblick auf eine Langfaserverstärkung deutliche Nachteile. Da die Fasern in der Regel deutlich größere Abmaße besitzen, als die Auflösung der Elemente bzw. Partikel in einer numerischen Simulation erlaubt, können physikalische Effekte, wie Biegung, Bruch oder Ansammlungen von Fasern bzw. Faserbündeln, nicht abgebildet werden. Daher sind bei der makroskopischen Betrachtung deutliche Abweichungen zu experimentellen Ergebnissen zu erwarten [49].

Aufgrund dieser Nachteile kommen zur Modellierung langfaserverstärkter Systeme auch alternative Methoden mit einer mesoskopischen Betrachtungsweise zum Einsatz. Hierbei werden Fasern bzw. Faserbündel geometrisch aufgelöst und interagieren mit dem umgebenden Fluid. Es sei angemerkt, dass in vielen Literaturquellen (z.B. [30]) die Unterscheidung zur Mikroebene verschwimmt. Generell wird die Mikroebene aber nur auf Einheitszellengröße betrachtet, um Materialparameter, wie mechanische

Eigenschaften, Wärme- bzw. elektrische Leitfähigkeit oder Permeabilitäten zu ermitteln. Als Beispiel haben Schmidt et al. [50] die Permeabilität technischer Textilien auf Mikroebene in der Software *GeoDict* charakterisiert. Auf der Mesoebene werden Bauteile (bzw. Bereiche von Interesse an Bauteilen) betrachtet, wobei die Verstärkungsstruktur vereinfacht dargestellt wird, indem nicht jede Faser einzeln modelliert wird, sondern ein vereinfachtes und statistisch verteiltes Modell der Faserbündel generiert wird [51], was den Rechenaufwand deutlich verringert.

Die Vermischung bei der Betrachtung von mikroskaligen und mesoskaligen Modellen kommt daher, dass die simulativen Methoden der Mikroebene auf die Mesoebene adaptiert werden. Mezher et al. [49], [52] machten eine entsprechende Untersuchung, indem sie ein repräsentatives Volumen erzeugten, in welchem sie eine ausgewählte Anzahl Fasern in einem newtonschen Fluid (repräsentativ als Matrix) darstellten und mittels einer DNS (engl.: Direct numerical simulation) untersuchten.

Im Allgemeinen haben sich grundsätzlich zwei unterschiedliche Ansätze herauskristallisiert. Zum Einem gibt es die partikelbasierten bzw. netzfreien Methoden. Yashiro et al. [53] nutzten die MPS-Methode (engl.: Moving particle semi-implicit) um ein Kontinuum aus SPH-Partikel (engl.: Smoothed Particle Hydrodynamics) aufzubauen und so die Entwicklung der Faserorientierung während eines Spritzgussvorgangs zu modellieren. Ebenfalls Yashiro et al. [54] nutzten später dieselbe Methode, um die Fließvorgänge während eines RTM-Prozesses (engl.: Resin Transfer Molding) zu untersuchen. Dabei werden unterschiedliche SPH-Partikel zur Darstellung der Fasern und Matrix eingesetzt, die untereinander interagieren. Der Vorteil einer solcher Methode ist erstmal, dass sie sehr ressourcenschonend ist. Zudem ermöglicht die SPH-Methode immer eine Zwei-Wege-Kopplung zwischen den unterschiedlichen Medien innerhalb eines FKV. Zu guter Letzt kann eine partikelbasierte Methode auch mit anderen Simulationmethoden kombiniert werden. Z. B. nutzten Wu et al. [55] eine gekoppelte SPH-DEM Methode (engl.: Discrete element method) zur Modellierung des Spritzgießens. Dabei wird eine thermoplastische Matrix mittels der SPH-Partikel modelliert und unterschiedliche Fasern als diskrete Elemente dargestellt.

Wie an den aufgeführten Beispielen zu erkennen ist, sind die netzfreien Methoden sehr beliebt bei der numerischen Simulation von Spritzgussverfahren, in denen hauptsächlich Kurzfaserverstärkungen zum Einsatz kommen. Beim Fließpressverfahren kommt noch die Herausforderung hinzu, dass sehr lange Faser bei vergleichsweise hohem Faservolumengehalt eingesetzt werden. Dadurch kommt es zu stärkeren Faser-Faser-

Interaktionen mit Biegung und Brechen der Fasern. Zudem kann es zu einer Faser-Matrix-Separation kommen, sodass mit dem Faservolumengehalt ebenfalls ein interessanter Untersuchungsparameter dazukommt. Aus diesem Grund werden im Fließpressen elementbasierte Methoden favorisiert. Dabei werden Fasern bzw. Faserbündel direkt als Ketten von Sphären, Ellipsoiden oder Balken modelliert, welche durch Gelenke miteinander verbunden sind. Daher kommen auch die Bezeichnungen „Direct Fiber Simulation“ (DFS) [56] und „Direct Bundle Simulation“ (DBS) [57]. Ein Beispiel für eine DFS ist die Arbeit von Kuhn et al. [58], wobei die Faserverteilung während des Fließpressens einer Rippenstruktur phänomenologisch untersucht wurde. Die Fließpresssimulation wurde in der kommerziellen Software Moldex3D durchgeführt und in das sich ergebende Strömungsfeld wird die Faserstruktur aus starren, mit Gelenken verbundenen Balkenelementen eingefügt. Die Entwicklung der Struktur wird durch Interaktion der Fasern mit dem Geschwindigkeitsfeld der Matrix modelliert. Der Nachteil ist, dass die Fasern während der eigentlichen Strömungssimulation noch nicht berücksichtigt werden. In späteren Arbeiten ist dieser Nachteil nicht mehr vorhanden. Hier sei insbesondere die Software 3DTimon™ genannt, eine CAE-Plattform, die von Toray Engineering entwickelt wurde. Kuhn et al. [59], [60] nutzten 3DTimon™ für eine DFS des Fließpressens langfaserverstärkter SMC-Materialien. In der Software werden die Fasern als verbundene Balkenelemente modelliert, was eine direkte Faser-Faser- und Faser-Werkzeug-Interaktion, sowie die hydrodynamischen Effekte der Faser-Matrix-Interaktion ermöglicht. Am Beispiel komplexer Rippenstrukturen wurde eine signifikante Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit des Langfaserverhaltens gezeigt. Auch andere Software-Entwickler haben ein Interesse an der Analyse des Fließpressens mittels einer DFS. Z. B. entwickelt die Firma JSOL ein entsprechendes Modell für die FEM-Software LS-DYNA® [19], [26], [27]. Auch hier werden die Fasern als Balkenelemente modelliert und mit der Keycard `*CONSTRAINED_LAGRANGE_IN_SOLID` bzw. `*CONSTRAINED_BEAM_IN_SOLID` mit einer Matrix verbunden. Die Matrix selbst wird mittels einer dreidimensionalen adaptiven EFG-Methode (engl: Element-free Galerkin) modelliert. Durch die Fähigkeit das Netz adaptiv anzupassen, können auch komplexere Bauteilgeometrien modelliert werden. Die Darstellung der Matrix mittels der EFG-Methode ist nicht alternativlos. Auch andere Methoden können eingesetzt werden, z.B. netzfreie Methoden wie die neuen SPG-Element-Methode (engl.: Smoothed Particle Galerkin) [27]. Die Kopplung der Balken-Elemente an die Matrix muss an die gewählte Methodik angepasst werden.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass sich von den mesoskopischen Methoden die DFS bzw. DBS zur Modellierung des Fließpressens von langfaserverstärkten SMC-Werkstoffen als vielsprechend gezeigt hat. DFS bzw. DBS wurde auch in unterschiedlichen numerischen Werkzeugen implementiert. Durch die direkte Darstellung der Verstärkungsstruktur ist die Berücksichtigung eines komplexen Interaktionsverhaltens möglich, was zu akkurateren Vorhersagen auch bei komplexeren Geometrien führt. Man sollte nicht außer Acht lassen, dass die separate Darstellung von Faser und Matrix zu einem erhöhten Charakterisierungsaufwand führen kann, da die beiden Komponenten am besten getrennt charakterisiert werden sollten, was je nach Bezugsquelle des Halbzeugs nicht immer möglich ist. Ein weiterer Nachteil ist die statistische Auswertung der Simulationsergebnisse. Obwohl generell eine statistisch verteilte Faserstruktur zur Berechnung genutzt wird, kann trotzdem nur ein Fall der Faserorientierung pro Simulation berücksichtigt werden. Theoretisch sind mehrere Simulationen der gleichen Struktur notwendig, um eine allgemeingültige Aussage über das Füllverhalten und die Faserverteilung treffen zu können.

#### **2.2.4. Modellierung des plastischen Fließens von Fließpressmassen**

Die Evolution der Faserorientierung in jedem der in den Kapiteln 2.2.2 und 2.2.3 vorgestellten Modellen ist vom Fließverhalten des Gesamtverbunds abhängig. Die Koppelung erfolgt dabei meist über einen Geschwindigkeits- oder Deformationsgradienten, der sich aus einem Modell für das plastische Fließen des Verbundes bzw. der Matrix ergibt. Für die Darstellung des Fließens während des Fließpressens haben sich unterschiedliche Herangehensweisen entwickelt.

Obwohl bereits seit einigen Jahrzehnten das Verhalten von Fließpressmassen experimentell untersucht wird (siehe Kapitel 2.3.1) und auch die Notwendigkeit einer simulativen Betrachtung durch die industrielle Nutzung des Fließpressverfahrens besteht, gibt es nur wenige kommerzielle Angebote, die das Thema für Faser-Kunststoff-Verbunde anbieten. Einige Softwarehersteller, die bereits etablierte Simulationswerkzeuge zur Simulation des Spritzgussverfahrens vertreiben, haben entsprechende Module für das Fließpressverfahren eingeführt. Das Vorgehen dabei soll hier kurz am Beispiel der Software Moldex3D der Firma CoreTech System Co., Ltd. erläutert werden. Da Moldex3D aus dem Bereich der Spritzgussimulation kommt beschäftigen sich die meisten Arbeiten über das Fließpressen mit kurz- oder langfaserverstärkten

thermoplastischen Fließpressmassen. Für duroplastische Materialien existieren zurzeit nur wenige Materialmodelle in der Materialdatenbank von Moldex3D. Prinzipiell basieren aber alle Materialien auf derselben mathematischen Modellierung für das plastische Fließen. Dabei wird die Schmelze (bzw. Matrix) als schwach kompressibles newtonsches Fluid, welches eine anisotrope dreidimensionale Fließbewegung ausführt, die wie im Folgenden beschrieben wird [61].

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot \rho \mathbf{u} = 0 \quad (22)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho \mathbf{u}) + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u} \mathbf{u} - \boldsymbol{\sigma}) = \rho \mathbf{g} \quad (23)$$

$$\boldsymbol{\sigma} = -p \mathbf{I} + \eta(\nabla \mathbf{u} + \nabla \mathbf{u}^T) \quad (24)$$

$$\rho C_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + \mathbf{u} \cdot \nabla T \right) = \nabla \cdot (k \nabla T) + \eta \dot{\gamma} \quad (25)$$

Dabei sind  $\rho$  die Fluidichte,  $t$  die Zeit,  $\mathbf{u}$  der Geschwindigkeitsvektor,  $\boldsymbol{\sigma}$  der Cauchy-Spannungsdeviator,  $\mathbf{g}$  der Beschleunigungsvektor der Gravitation,  $p$  der Druck,  $\mathbf{I}$  der Einheitstensor,  $\eta$  die Viskosität,  $k$  die thermische Leitfähigkeit,  $C_p$  die spezifische Wärme,  $T$  die Temperatur und  $\dot{\gamma}$  die Scherrate. Zur Modellierung der Viskosität  $\eta$  stehen je nach verwendetem Material unterschiedliche Modelle zur Verfügung, wie z.B. das Modified-Cross-Modell, Castro-Macosko-Modell oder Herschel-Bulkley-Modell. Im Falle duroplastischer Fließpressmassen werden auch thermisch induzierte Aushärtereaktionen der Matrix betrachtet, wobei am häufigsten das semi-empirische Kamal-Modell Verwendung findet [62], [63], [64].

$$\frac{d\alpha_{cg}}{dt} = (K_a + K_b \alpha_{cg}^m)(1 - \alpha_{cg})^n \quad (26)$$

mit:

$$K_a = A \cdot \exp(-T_A/T) \quad (27)$$

$$K_b = B \cdot \exp(-T_B/T) \quad (28)$$

Hierbei beschreibt  $\alpha_{cg}$  den Aushärtegrad, während  $m$ ,  $n$ ,  $A$ ,  $B$ ,  $T_A$  und  $T_B$  Konstanten sind, die über eine experimentelle Charakterisierung kalibriert werden müssen.

Song et al. [65] untersuchten 2018 die Möglichkeiten von Moldex3D zur Darstellung des Fließpressens eines mattenförmigen, langfaserverstärkten thermoplastischen Materials (wie z.B. eines GMTs). Von der Halbzeugform her entspricht diese Beschreibung auch einem SMC-Material, weshalb die Arbeit hier etwas näher betrachtet wird.

Beim Fließpressen eines mattenförmigen Halbzeugs wird das Halbzeug im ersten Schritt in die Kavität drapiert und leicht kompaktiert. Dieser Schritt kann in Moldex3D nicht akkurat dargestellt werden, weshalb Song et al. [65] die Simulation in zwei Schritte aufgeteilt haben. Im ersten Schritt führten sie eine Drapiersimulation in LS-DYNA® durch und übertrugen das Ergebnis als Initialgeometrie nach Moldex3D. In Moldex3D wurde der eigentliche Pressvorgang mit dem Fließen des Materials und Füllung der kompletten Kavität im zweiten Schritt simuliert. Damit zeigten sie, dass es möglich ist, einen komplexeren Fließpressfall durch die Kombination zweier Simulationswerkzeugen akkurat zu simulieren. Sie wiesen aber auch das Defizit einer auf der Spritzgussimulation basierenden Simulationslösung nach, wonach ein eventuell notwendiges Drapieren flächiger Halbzeuge nicht akkurat dargestellt werden kann.

In seiner Dissertation aus dem Jahr 2017 [66] untersuchte Favaloro das anisotrope Fließverhalten einer Fließpressmasse abhängig von der Faserorientierung und dem Fasergehalt. Aus unidirektionalen, kohlenstofffaserverstärkten PEKK-Tapes wurden Kreisscheiben mit definierter Faserausrichtung und Fasergehalt aufgebaut und verpresst. Das richtungsabhängige Fließverhalten konnte so klar abgebildet werden. Zur Implementierung dieser Anisotropie in eine Forschungsversion von Moldex3D bauten Favaloro et al. [67] unter Verwendung der Notation von Beaussart et al. [68] und der Beschreibung des Orientierungstensors von Advani und Tucker [35] einen richtungsabhängigen Viskositätstensor 4. Stufe auf.

$$\begin{aligned} \langle \eta \rangle_{ijkl} = & (\eta_{11} - 4\eta_{12} + \eta_{23})A_{ijkl} - (\eta_{11}/3 - \eta_{23})[A_{ij}\delta_{kl} + \delta_{ij}A_{kl}] \\ & + (\eta_{12} - \eta_{23})[A_{ik}\delta_{jl} + A_{il}\delta_{jk} + A_{jl}\delta_{ik} + A_{kl}\delta_{il}] \\ & + (\eta_{11}/9 - \eta_{23})\delta_{ij}\delta_{kl} + \eta_{23}[\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}] \end{aligned} \quad (29)$$

Dabei sind  $\eta_{11}$  die Dehnviskosität in Faserrichtung,  $\eta_{23}$  die transversale Scherviskosität und  $\eta_{12}$  die In-plane Scherviskosität. Leider ist dieses Modell in der kommerziellen Moldex3D-Version noch nicht verfügbar (aktuell Moldex3D 2024R2).

Huang et al. [69] betrachteten das Verhalten langfaserverstärkter GMT Materialien im Fließpressprozess und bauten eine entsprechende Simulation in Moldex3D auf. Als Demonstrator benutzten sie einen einfachen Kompressionstest, wobei eine Kreisscheibe von 25 mm Durchmesser und einer Dicke von 2 mm auf einen neuen Durchmesser von 38 mm verpresst und die benötigte Presskraft aufgezeichnet wurde. Dieser Versuch wurde in Moldex3D nachsimuliert. Das Simulationsergebnis zeigt eine

deutliche Abweichung in der Kraftantwort gegenüber der Simulation. Nähere Untersuchung der Mikrostruktur der GMT-Probe zeigten, dass während des Verpressens eine Faser-Matrix-Separation auftritt. Moldex3D ist zurzeit nicht in der Lage dieses Auftreten des Materials abzubilden oder den Effekt anderweitig zu berücksichtigen. Ein Versuch mit reinem Polymer zeigte keine Abweichung zwischen Simulation und Experiment, weswegen Huang et al. die Faser-Matrix-Separation als Ursachen für die Abweichungen der Simulation angeben.

Diese Arbeiten haben gezeigt, dass Simulationslösungen basierend auf etablierten Spritzgusssimulationen durchaus in der Lage sind, ein Fließpressen zu modellieren, vor allem im Bereich kurzfaserverstärkter thermoplastischer Fließpressmassen. Bei der Übertragung auf langfaserverstärkte thermoplastische und duroplastische Werkstoffe mit höherem Faservolumengehalt und ggf. flächigem Halbzeug zeigen sich deutliche Defizite, da charakteristische Effekte, wie z. B. eine notwendige Kompaktierung und Drapierung oder eine Faser-Matrix-Separation, nicht berücksichtigt werden. Zudem ist gerade in Moldex3D eine aufwändige Materialcharakterisierung neuer Werkstoffe notwendig. Es ist also sinnvoll, Modellierungsmethoden zu entwickeln, die sich speziell auf das Fließverhalten von SMC-Werkstoffen beziehen.

Zu diesem Zweck haben Dumont et al. [70], [71], [72] G-SMC näher untersucht und entsprechende Fließmodelle entwickelt, wobei folgende Annahmen getroffen wurden [72]:

- Der gesamte SMC-Werkstoff wird als einphasiges Kontinuum betrachtet. Dies bedeutet, dass Fasern und Matrix stets dieselbe Geschwindigkeit besitzen. Im Rückschluss folgt daraus, dass keine Faser-Matrix-Separation betrachtet wird.
- Es finden keine Aushärtereaktionen während der eigentlichen Füllphase statt. Zudem wird die Temperatur der kompletten SMC-Einlage als praktisch isotherm angenommen.
- Das SMC wird als inkompressibler Körper angenommen.
- Im Vergleich zu den viskosen Kräften, die während der Deformation des SMCs entstehen, sind äußere Kräfte und Beschleunigungen zu vernachlässigen.

Unter diesen Annahmen kann der Spannungstensor  $\sigma_m$  der Matrix mit einem einfachen Power-Law Ansatz beschrieben werden.

$$\sigma_{m,ii} = 2\eta_{m,ii} \left( \frac{\dot{\gamma}_{ii}}{\dot{\gamma}_0} \right)^{n-1} \dot{\gamma}_{ii} \quad (30)$$

Das Symbol  $\dot{\gamma}_0$  ist hierbei eine Referenz-Scherrate von  $1 \text{ s}^{-1}$  und  $n$  ein Power-Law-Exponent. Die Scherviskosität  $\eta_m$  kann ebenfalls über einen Power-Law Ansatz dargestellt werden.

$$\eta_{m,ii} = \eta_0 \left( \frac{\dot{\gamma}_{ii}}{\dot{\gamma}_0} \right)^{n-1} \quad (31)$$

Dabei ist  $\eta_0$  eine Referenzviskosität bei der Scherrate  $\dot{\gamma}_0$ .

Um dieses Modell auch für komplexere Fließprobleme anwenden zu können implementierten Dumont et al. [72] es in einen eigenen Finite Elemente-Code.

Auch Hohberg et al. [20], [21] untersuchten das Fließverhalten von G-SMC Werkstoffen mit einem Fasergehalt bis zu 25 Gew.-%. Zur simulativen Betrachtung des Fließproblems baute Hohberg auf den Modellen von Dumont auf. Aber statt einen eigenen Finite Elemente Code zu verwenden, wurde ein eigenes benutzderdefiniertes Materialmodell in der FEM-Software Abaqus implementiert [21]. Als Erweiterung zu Dumonts Arbeiten berücksichtigte Hohberg auch die Kompressibilität des G-SMC Werkstoffs. Eine experimentelle Untersuchung der Volumenänderung  $\Delta V$  ergab eine Abhängigkeit von der Scherrate  $\dot{\gamma}(t)$  und der Fließlänge, woraus Hohberg folgenden Power-Law Ansatz herleitete [20].

$$\Delta V(t, \dot{\gamma}(t)) = \alpha_1 \left( \frac{l_{max} - l_{incomp}(t)}{l_{def}} \right)^k (\dot{\gamma}_c - \dot{\gamma}(t)) - \frac{\alpha_2 (\dot{\gamma}_c - \dot{\gamma}(t))(t - t_0)}{\left( \frac{l_{incomp}(t) - l_0}{l_{def}} \right)^l} \quad (32)$$

Dabei beschreibt  $l_{def}$  eine Referenzfließlänge von 1 m und  $l_{incomp}(t)$  die Fließlänge im inkompressiblen Fall. Diese lässt sich im Versuch aus der Gleichung zur Massenerhaltung und der Werkzeugposition  $h(t)$  herleiten.

$$l_{incomp}(t) = \frac{l_0 h_0}{h(t)} \quad (33)$$

Die Scherrate  $\dot{\gamma}_c$  beschreibt den Wechsellpunkt in der Kompressibilität zwischen einem Volumenabnahme und einer Volumenerhöhung. Durch Kalibrierung der Power-Law Exponenten  $k$  und  $l$ , sowie der Volumenänderungsfaktoren  $\alpha_1$  und  $\alpha_2$  lässt sich dieses empirische Modell der experimentellen Betrachtung angleichen.

Am Fraunhofer ITWM wurde im Laufe der letzten Jahre von Niedziela et al. [73], [74] mit der Software FLUID eine Möglichkeit zur Modellierung komplexer Fluide entwickelt. FLUID kann als universelle Lösung angesehen werden um unterschiedliche Prozesse,

wie z. B. Spritzguss, Extrudieren und auch SMC von faserverstärkten Materialien, zu simulieren. Auch andere Materialien, wie z. B. PU-Schäume, Schüttgüter oder Beton, werden betrachtet. Ein Kernpunkt der Software ist die Möglichkeit individuelle rheologische Modelle angepasst an die jeweilige Anwendung zu implementieren. Im Rahmen des EU-Projektes ALMA (Advanced Light Materials and Processes for the Eco-Design of Electric Vehicles) [75] wurde der Fließpressprozess am Beispiel von G-SMC Bauteilen mit dem Ziel der Vorhersage der lokale Faserverteilung näher untersucht.

Die bislang hier gezeigten Modelle zur Beschreibung des viskoplastischen Fließens von Fließpressmassen werden immer in Kombination mit einer makroskopischen Betrachtung der Faserorientierung angewendet. Verwendet man eine mesoskopische Betrachtung werden viele Interaktionseffekte zwischen Faser und Matrix allein durch die Anwesenheit und die Ankopplung der Fasern an die Matrix berücksichtigt. Um das Fließverhalten des Verbundes darzustellen ist es also nur noch notwendig die Viskoplastizität der Matrix zu beschreiben. Oft wird hierbei auf die in dem jeweiligen Simulationswerkzeug etablierten Materialmodelle zurückgegriffen. Z. B. verwendet Hayashi [19] in LS-DYNA® das Materialmodell *\*MAT\_ELASTIC\_WITH\_VISCOSITY*, welches ursprünglich zur Darstellung des Produktionsprozesses von Glasprodukten bei hohen Temperaturen entwickelt wurde [76]. Wie beim Fließpressen von C-SMC treten auch bei der Verformung von hochoberhitztem Glas große Deformationen aufgrund von viskoplastischen Fließeffekten auf. Die Viskosität  $\eta$  wird als temperaturabhängige Größe behandelt. Das Spannungsinkrement berechnet sich aus einer Kombination elastischer und viskoser Anteile [77].

$$d\sigma = 2G\dot{\epsilon}_{total}dt - \frac{G}{\eta}d\sigma \quad (34)$$

mit:

$$\dot{\epsilon}_{total} = \dot{\epsilon}_{el} + \dot{\epsilon}_{viscous} = \frac{\dot{\sigma}}{2G} + \frac{\dot{\sigma}}{2\eta} \quad (35)$$

Auch das FEM-Werkzeug 3DTimon™ [51] greift auf eine etablierte Modellierung zurück und nutzt zur Simulation die Standardgleichungen der traditionellen Strömungslehre, die Navier-Stokes-Gleichungen. Für das Problem des dreidimensionalen Flusses polymerer Schmelzen liefern diese nichtlinearen Gleichungen allerdings keine eindeutige Lösung und sind kompliziert zu lösen, was die Berechnung sehr rechenintensiv werden lässt. Zur Vereinfachung und Reduktion der Rechenzeit kommt daher eine Hele-Shaw-Annäherung für 2.5D Analysen zum Einsatz, welche auch schon 1983 von

Folgar und Tucker [78] zur Berechnung duroplastischer Fließpressmassen genutzt wurde. Die klassische Hele-Shaw-Vereinfachung betrachtet ein 2D-Fließproblem. Im Fließpressen haben wir es mit einem komplexeren 3D-Fließprozess zutun und daher muss die Geschwindigkeitskomponente in Dickenrichtung berücksichtigt werden. Da diese Geschwindigkeitskomponente in der klassischen Vereinfachung nicht vorhergesagt werden kann, wird mithilfe der Werkzeugschließgeschwindigkeit  $\dot{h}$  ein Extraterm an das Hele-Shaw Modell angefügt. Es ergibt sich für die Druckverteilung  $P$ :

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( S \frac{\partial P}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( S \frac{\partial P}{\partial y} \right) - \dot{h} = 0 \quad (36)$$

Dabei bildet  $S$  einen viskositätsabhängigen Fließwiderstand in Dickenrichtung  $z$ .

$$S = \int_0^h \frac{(z - z_0)^2}{\eta} dz \quad (37)$$

$z_0$  beschreibt einen lokalen Wert von  $z$  an dem die Scherspannungen gleich Null sind. In symmetrischen Problemen gilt  $z_0 = h/2$ , wobei  $h$  die Höhe des Werkzeugspalts ist. Die Viskosität  $\eta$  wird als temperaturabhängige Größe betrachtet. Daher muss die Temperaturverteilung  $T$  mithilfe der Energieerhaltungsgleichung hergeleitet werden. Unter der Annahme, dass die Temperaturleitung in Dickenrichtung gegenüber der ebenen Temperaturleitung dominant ist, ergibt sich die Energieerhaltungsgleichung für duroplastische Materialien in 2.5D Fluss.

$$\rho c_p \left( \frac{\partial T}{\partial t} + u_x \frac{\partial T}{\partial x} + u_y \frac{\partial T}{\partial y} + u_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) = k \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + \eta \left( \frac{\partial u_y}{\partial z} \right)^2 + \eta \left( \frac{\partial u_x}{\partial z} \right)^2 + Q_0 \frac{d\alpha_{cg}}{dt} \quad (38)$$

Dabei sind  $\rho$  die Dichte,  $c_p$  die spezifische Wärmekapazität,  $u_i$  die Komponente des Geschwindigkeitsvektors in x-, y- und z-Richtung,  $k$  die thermische Leitfähigkeit,  $Q_0$  die während der exothermen Aushärtereaktion produzierte Gesamtwärme und  $\alpha_{cg}$  der Aushärtegrad.

In 3DTimon™ wird die Viskosität  $\eta$  über das Cross-Castro-Macosko Modell bestimmt [51].

$$\eta = \frac{A \exp \left( \frac{B}{T} \right) \left( \frac{\alpha_{gel}}{\alpha_{gel} - \alpha_{cg}} \right)^{(D+E\alpha)}}{1 + \left( \frac{A}{\tau^*} \exp \left( \frac{B}{T} \right) \left( \frac{\alpha_{gel}}{\alpha_{gel} - \alpha_{cg}} \right)^{(D+E\alpha)} \dot{\gamma} \right)^{(1-n)}} \quad (39)$$

A, B, D und E sind hier empirische Modellkonstanten. Weiterhin sind  $\alpha_{gel}$  der Aushärtegrad am Gelpunkt,  $\tau^*$  die kritische Scherspannung, bei der sich die Viskosität im Übergang zwischen einem newtonschen und einem scherverdünnenden Verhalten auf

der Viskositätskurve befindet und  $n$  ein Power-Law-Index. Zur Berechnung des Aushärtegrads verwendet 3DTimon™ wie auch Moldex3D das Kamal-Modell aus Formel (26).

## **2.3. Material- und Prozesscharakterisierung**

### **2.3.1. Untersuchung des Fließpressverhalten**

Zur Charakterisierung des rheologischen Verhaltens von langfaserverstärkten Fließpressmassen wird häufig das Pressrheometer eingesetzt [21], [22], [79], [80]. Bei einem Pressrheometer handelt sich im Allgemeinen um einen einfachen Pressversuch. Durch das Zusammendrücken eines Probekörpers zwischen zwei ebenen Werkzeugplatten wird ein Fließen initiiert. Über die aktuelle Spalthöhe und die Normalkraftantwort lässt sich das Kompaktierungs- und Fließverhalten bei unterschiedlichen Werkzeugschließgeschwindigkeiten charakterisieren. Dabei können Rückschlüsse auf das Druckspannungs-Kompaktierungs-Verhalten, die Fließfrontentwicklung und die resultierende Faserorientierung bei unterschiedlichen Dehnraten gezogen, sowie ggf. die Viskosität des Werkstoffs bestimmt werden.

Probenvorbereitung und Versuchsablauf entsprechen dem herkömmlichen Verarbeitungsprozess von Fließpressmassen. Daher ist eine Übertragung der Ergebnisse des Pressrheometerversuchs auf den realen Prozess zur Bauteilherstellung problemlos möglich.

Leider existiert zurzeit keine Standardisierung des Pressrheometers zur Untersuchung von SMC-Werkstoffen. Prinzipiell kommen zwei unterschiedliche Arten von Pressrheometern zum praktischen Einsatz. Während der eigentliche Versuchsablauf, ausgeführt durch das Schließen einer Pressvorrichtung mit einer vordefinierten Geschwindigkeit  $\dot{h}$  und der damit einhergehenden Verringerung des Fließspalts  $h$ , in seiner Grundstruktur immer gleich abläuft, unterscheiden sich die Randbedingungen des eingesetzten Werkzeugs. Sehr häufig findet ein offenes Pressrheometer Anwendung [69], [70], [81], [82], [83], [84], [85], [86]. In dieser Konstellation sind die Seitenwände des Rheometers offen, sodass dem Probenmaterial ein ungehindertes biaxiales Fließen ermöglicht wird. Bei dieser Variante bieten sich zwei Versuchsanordnungen an [83]. In der ersten Anordnung ist die Probenfläche gleich oder größer als die Fläche der Rhe-

ometerplatten (Abb. 6a)). Dadurch ist die verpresste Probenfläche  $A$  während des Versuchs konstant, was unter Nutzung der Presskraft  $F$  zu folgender einfacher Zustandsgleichung (Formel (63) [86]) führt.

$$\sigma = \eta_e \dot{\varepsilon} = F/A \quad (40)$$

Hierbei bezeichnet  $\eta_e$  die biaxiale Dehnviskosität und  $\dot{\varepsilon}$  die durchschnittliche Dehnrates des verbleibenden Materials zwischen den Rheometerplatten.

In der zweiten Versuchsanordnung wird eine initiale Probenfläche gewählt, die kleiner ist als die Fläche der Rheometerplatten (Abb. 6b)). Dabei sollte während des Versuchs das komplette Probenmaterial zwischen den Rheometerplatten verbleiben. Durch das Fließen des Materials verändert sich die Probenfläche  $A$  während der Versuchsdauer und macht so eine einfache Bestimmung der vorherrschenden Spannung  $\sigma$  schwierig. Daher wird diese Konfiguration eher zu Untersuchung der Fließfrontentwicklung genutzt [22]. Durch die offenen Seitenwände ist eine direkte Beobachtung des Fließfrontprofils möglich.

Der zweite Pressrheometer-Typ ist geschlossen [20], [80], [87], [88], [89]. Hierbei wird die Fließrichtung über geschlossene Seitenwände und Einlageposition vordefiniert und meist ein 1D-Fließen realisiert (Abb. 6c)). Bei der Charakterisierung der benötigten Presskräfte muss beachtet werden, dass das Materialverhalten durch Randeffekte an den Seitenwänden (z.B. Wandreibung oder Faserinteraktionen) beeinflusst werden kann. Neben der Charakterisierung der benötigten Kräfte zum Verpressen des SMCs ist das Ziel des geschlossenen Rheometers, das Fließverhalten bei längeren Fließwegen zu untersuchen. Da eine direkte Beobachtung der Fließfront durch die geschlossene Natur des Rheometers nicht möglich ist, werden entweder Short-Shot-Versuche durchgeführt [87] oder Drucksensoren eingesetzt um die Fließfrontposition gegenüber der Werkzeugposition (Fließlänge) zu bestimmen [20].

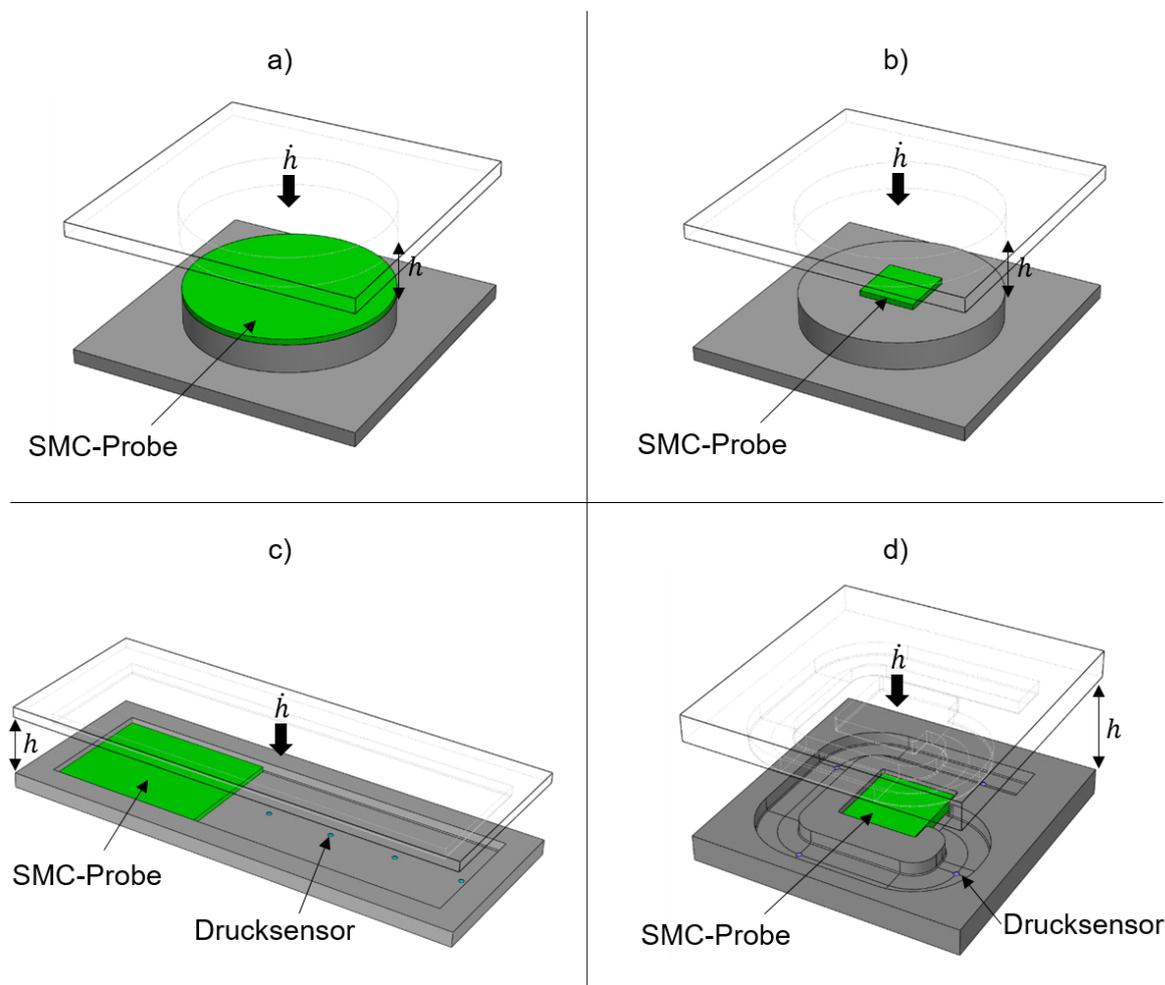


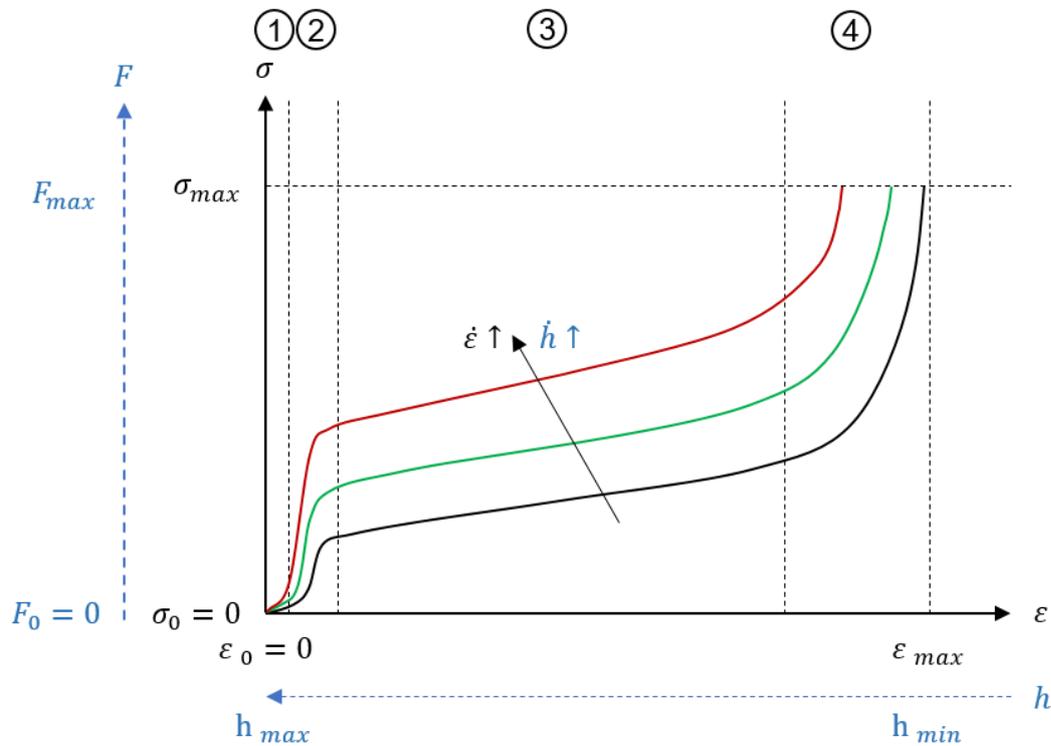
Abb. 6: Schematische Übersicht gängiger Pressrheometervarianten zur Charakterisierung von SMC-Materialien. a) Offenes Rheometer in „Constant Area“-Konfiguration nach [90], [91], b) Offenes Rheometer in „Constant Mass“-Konfiguration nach [90], [91], c) Plattenwerkzeug als geschlossenes Rheometer nach [20], d) Geschlossenes Rheometer mit spiralförmigen Fließkanal nach [89].

Da die Fließlänge in Kombination mit den benötigten Presskräften ein Maß für die Verarbeitbarkeit des SMCs darstellt, setzen Rabinovich et al. [89] eine Sonderform für das geschlossene Pressrheometer ein (Abb. 6d)). Dabei wird die Fließmasse in einen spiralförmigen Fließkanal gepresst und so die Fließlänge gegenüber der verfügbaren Werkzeugfläche erhöht. Mit zunehmender Fließlänge ist allerdings bei SMC mit einer zunehmenden Faser-Matrix-Entmischung zu rechnen. Dies bedeutet, dass der Fasergehalt stetig sinkt und so die strukturellen Eigenschaften des Bauteils lokal variieren. Durch Messung des Fasergehalts in Abhängigkeit der Fließlänge lässt sich der Effekt der Faser-Matrix-Entmischung anhand der gepressten SMC-Proben charakterisieren [88].

Bei der Untersuchung des Fließpressverhaltens von SMC-Werkstoffen sollte die Aufmerksamkeit auf vier Merkmale gerichtet sein.

- Benötigte Kräfte und Kraftverlauf während des Fließpressprozesses
- Entwicklung der Fließfront innerhalb der Kavität
- Dehnratenabhängigkeit des SMC-Werkstoffes
- Auftreten einer Aushärtereaktion des duroplastischen Matrixsystems

Da sich die in diesem Kapitel erwähnten Literaturquellen hauptsächlich mit der Untersuchung von G-SMC mit verschiedenen Harzrezepturen und einem Fasergehalt zwischen 20-30 Gewichts-% beschäftigen, sollen hier die typischen Ergebnisse der Charakterisierung von G-SMC in schematischer Form zusammengefasst werden.



- ① Kompaktion und Ausgasen enthaltener Gase
- ② Kompaktion Faserstruktur
- ③ Plastische Fließvorgänge
- ④ Vollständige Füllung der Kavität bzw. Dominanz der Wandreibung

Abb. 7: Schematische Darstellung der typischen Kraftantwort (bzw. Spannungsantwort) von G-SMC im Pressrheometerversuch.

Der typische Kraftverlauf eines G-SMCs während des Verarbeitungsprozesses ist in Abb. 7 schematisch dargestellt. Während des Pressrheometerversuchs wird die resultierende Kraft  $F$  über Sensoren an der Presse oder dem Werkzeug aufgenommen und gegen die Pressenposition bzw. der Spalthöhe  $h$  aufgetragen. Für eine allgemeingültige Darstellung können Kraft  $F$  und Spalthöhe  $h$  in Spannung  $\sigma$  und Dehnung  $\varepsilon$  umgerechnet werden.

Nach Silva-Nieto et al. [81] lässt sich der Kraftverlauf in unterschiedliche Phasen unterteilen, die unterschiedliches Materialverhalten repräsentieren. Phase ① beginnt mit dem Kontakt des Werkzeugs mit dem SMC-Werkstoff und beschreibt die Kompaktierung von Lufteinschlüssen und das erste Ausgasen von flüchtigen Stoffen. Hier findet nur ein leichter, meist linearer Kraftanstieg statt. In Phase ② erfolgt eine Kompaktierung der Faserstruktur. Es kommt zu einer ersten Umorientierung der Fasern und zu einer Füllung vorhandener Hohlräume mit Fasern und Matrix. Da Faserinteraktionen in dieser Phase immer weiter zunehmen, kommt es zu einem nichtlinearen Kraftanstieg. In diesen ersten beiden Phasen finden noch keine Fließbewegungen des Verbundes statt. Die Kompaktierung erfolgt lediglich in Dickenrichtung der Materialeinlage. Die Ausprägung des Kraftanstiegs in Phase ① und ② ist abhängig vom internen Aufbau des G-SMC Halbzeugs. Der Übergang von Phase ② zu ③ markiert das Einsetzen des plastischen Fließens. Erreicht die Dickenkompaktierung einen Punkt, an dem keine weitere Kompaktierung der Faserschichten möglich ist, weicht das viskose Matrixmaterial in Richtung der Werkzeugebene aus und nimmt dabei die Fasern mit. Während das Material in der Phase ③ über die Werkzeugebene fließt und so die Bauteilkavität füllt, kommt es zu einem leichten annähernd linearen Kraftanstieg. Phase ④ ist charakterisiert durch einen sehr starken Kraftanstieg, der nur durch eine vordefinierte maximale Presskraft  $F_{max}$  limitiert ist. Der Kraftanstieg ist bei allen Pressrheometervarianten zu beobachten, die Erklärung unterscheidet sich aber in Abhängigkeit der Randbedingungen. Bei einem offenen Rheometer wird mit der Zeit Material aus dem Werkzeugbereich herausgepresst. Damit nimmt das Verhältnis zwischen der Probenoberfläche und dem Probenvolumen stetig zu. Ab einem gewissen Punkt beginnen Reibungskräfte die Kraftantwort zu dominieren und die Presskraft beginnt zu steigen. Bei einem geschlossenen Rheometer bleibt die Probenmasse innerhalb der Kavität konstant. Auch hier beeinflusst das Verhältnis von Oberfläche zu Volumen die Bedeutung von Reibkräften. Dominierender ist allerdings der Effekt der Kavitätsfüllung. Erreicht das Material die Seitenwände des Werkzeugs ist ein weiteres Ausweichen nicht

mehr möglich. Eine Bewegung des Werkzeugs ist nur noch unter einer letzten Kompaktierung der Faserstruktur möglich. Daher steigt die Presskraft in einer Kombination aus Reib- und Kompaktierungskräften stark an.

Im typischen Kraftverlauf wird die Dehnratenabhängigkeit durch höhere Kraftanforderung bei höherer Dehnratenrate deutlich. Begründet wird dies durch das dehnratenabhängige Fließverhalten der verwendeten duroplastischen Matrix. Ein weiterer Grund liegt in der Kompaktierungsfähigkeit der Verstärkungsstruktur. Bei höheren Schließgeschwindigkeit wird die Möglichkeit der Umorientierung bzw. Anordnung der Faserbündel beeinträchtigt, wodurch höhere Kräfte für gleiche Kompaktierung notwendig werden.

- ① Gleitschicht – Block- und Scherströmung      → Temperaturfeld
- ② Kernschichten – reine Blockströmung      → Fließfeld
- ③ Voreilende Randlagen

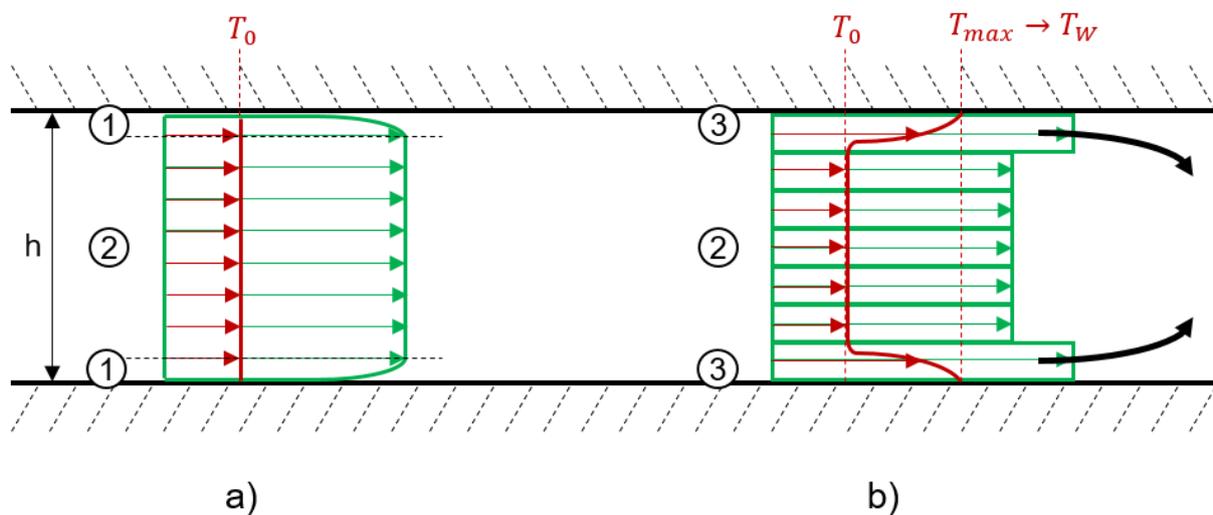


Abb. 8: Schematische Darstellung des Fließfelds eines G-SMCs im Fließspalt. a) Theoretisch optimaler Fließzustand, b) Realistischer Fließzustand mit voreilenden Randlagen.

Bei der Untersuchung der Fließfrontentwicklung eines G-SMC werden in der Regel zwei Aspekte betrachtet. Einmal der Fließzustand über den Fließspalt (Seitenansicht) und zum anderen die Entwicklung der Fließfront in der Werkzeugebene (Draufsicht). Abb. 8 zeigt ein typisches Fließfeld eines G-SMCs über die Fließspalthöhe  $h$ . Bei einem optimalen Fließzustand (Abb. 8a)) dominiert eine Blockströmung die Fließfrontentwicklung, sodass alle SMC-Lagen mit derselben Geschwindigkeit fortschreiten.

Eine Ausnahme bilden hier lediglich dünne Gleitschichten im Werkzeugkontakt. Diese Gleitschichten bestehen hauptsächlich aus Harzmaterial und durch Randeffekte (z. B. hydrodynamischer Wandreibung) kommt es zu einer Überlagerung der Blockströmungen mit Scherströmungen [89], [92]. Der reale Fließzustand eines G-SMCs unterscheidet sich von der idealen Vorstellung. In Abb. 8b) ist die G-SMC Einlage im Werkzeug nicht als idealer Verbund gezeigt, sondern in einem realen Aufbau aufeinander gestapelter Einzellagen. Barone et al. [87] zeigten mit unterschiedlich eingefärbten Schichten, dass die Lagen in Werkzeugkontakt charakteristisch voreilen, während die Kernschichten eine typische, gleichmäßige Blockströmung zeigen. Hervorgerufen wird das Voreilen der Randschichten durch den Temperaturzustand während des Fließpressens. In der Regel wird das SMC bei einer definierten Initialtemperatur  $T_0$  (meist Raumtemperatur) ins Werkzeug eingelegt. Durch den direkten Werkzeugkontakt heizen sich die Randschichten schnell auf, wobei die Maximaltemperatur der Einlage  $T_{max}$  bis zur Werkzeugtemperatur  $T_w$  ansteigen kann. Die erhöhte Temperatur bewirkt ein Absenken der Viskosität der Harzpaste in der Randschicht und damit eine höhere Fließfähigkeit. Bei fortschreitendem Fließweg tendieren die Randschichten zu einem Einklinken nach innen [88], da die dem Werkzeug zugewandte Seite einer Lage in der Regel wärmer ist, als die abgewandte Seite. Der Effekt der voreilenden Randschichten verringert sich bei Erhöhung der Werkzeugschließgeschwindigkeit  $\dot{h}$  [88], da die Randschichten weniger Zeit haben sich aufzuheizen, wodurch der Temperaturunterschied und damit der Viskositätsunterschied über die SMC-Einlage geringer wird. Neben der Verringerung des Temperatureinflusses bei höherer Schließgeschwindigkeit beeinflusst auch die Dehnratenabhängigkeit der Viskosität das Fortschreiten der Einzellagen. Durch diese beiden Effekte passt sich das reale Fließverhalten (Abb. 8b)) mit steigenden Geschwindigkeiten dem optimalen Verhalten (Abb. 8a)) an [87].

Über eine Untersuchung der Fließfrontentwicklung in der Werkzeugebene lässt sich analysieren, wie und ob eine Formfüllung während des Fließpressens stattfindet. In einem Pressrheometer wird dabei die aktuelle Position und die äußere Form der Fließfront analysiert. Dies kann über zwei Arten der Fließfronterkennung erfolgen. Bei sogenannten Short-Shot-Versuchen wird der Pressvorgang bei vordefinierten Fließspalthöhen abgebrochen und so werden nicht voll ausgepresste Proben erstellt. Der Vorteil dieser Methode ist, dass für mehrere Fließspalthöhen Proben zur späteren Analyse erhalten bleiben. Nachteilig ist, dass die Fließfrontentwicklung nicht an einer einzelnen Probe untersucht werden kann. Aus diesem Grund werden auch gerne Drucksensoren

in das Pressrheometerwerkzeug integriert, mit denen der Fortschritt der Fließfront erfasst wird. Mit Hilfe eines geschlossenen Rheometers, welches mit Drucksensoren ausgestattet war, führten Hohberg et al. [20] 1D-Fließversuche durch. Mittels Auswertung der Druckmessung kombiniert mit Short-Shot-Versuchen, wurde eine inhomogene Fließfrontentwicklung festgestellt. Dabei kam es zur Ausbildung voreilender, fingerförmiger Fließstrukturen. Begründet werden kann dieser Effekt durch eine inhomogene Verteilung und Interaktionen von Faserbündeln. Dumont et al. [70] stellten an G-SMC-Proben in einem 2D-Fließversuch ein heterogenes Deformationsverhalten während der Kompression fest. Hervorgerufen wurde dieser Effekt durch lokale Anisotropien innerhalb des SMCs aufgrund der lokalen Faserverteilung und -bewegung. Durch eine Erhöhung des Fasergehalts konnte der Anisotropieeffekt erhöht werden. Der Fasergehalt selbst ist innerhalb eines G-SMC ebenfalls nicht konstant, sondern abhängig von den lokalen Begebenheiten. Schmachtenberg et al. [88] konnten einen abnehmenden Fasergehalt mit zunehmender Fließlänge nachweisen. Die Entwicklung des Fasergehalts ist dabei nicht nur von der Fließlänge abhängig, sondern auch von äußeren Randbedingungen, wie z. B. die Temperatur und die Schließgeschwindigkeit und damit von der lokalen Dehnrates. Mit Änderung des Fasergehalts geht auch eine Variation der lokalen Materialdichte einher [20].

Als Fazit lässt sich also schließen, dass das ebene Fließverhalten eines G-SMCs und damit auch spätere Bauteileigenschaften stark vom Aufbau der lokalen Faserverstärkung und des Fasergehalts beeinflusst werden.

Bei der Verarbeitung duroplastischer Materialien setzt mit der Zeit eine Aushärtereaktion ein. Diese exotherme Reaktion bewirkt eine Vernetzung des Materials, wobei die Viskosität stark erhöht wird. Dies schränkt die Fließfähigkeit stark ein. Aus diesem Grund ist es sinnvoll den Einfluss der Aushärtereaktion während des Fließpressens von SMC-Werkstoffen näher zu untersuchen. Da es sich um eine exotherme Reaktion handelt, bei der es zu einer Temperaturerhöhung kommt, kann die Untersuchung durch das Einsetzen von Thermoelementen in die SMC-Einlage im Pressrheometerversuch erfolgen. Am Beispiel von G-SMC haben bereits 1981 Silva-Nieto et al. [81] eine entsprechende Untersuchung durchgeführt. Romanenko et al. [15], [22] führten eine ähnliche Untersuchung an einem C-SMC-Werkstoff durch und kamen zu ähnlichen Ergebnissen wie Silva-Nieto et al.. Betrachtet man den Pressenzyklus schematisch (Abb. 9 blaue, gestrichelte Linie) kann der Zyklus in zwei große Phasen unterteilt

werden. Phase ① beschreibt den Formfüllvorgang, während dem das Material kompaktiert wird und durch einen Fließvorgang die Kavität füllt (siehe auch Abb. 7). Es folgt eine Haltephase ②, wobei das Material unter Druck aushärtet. Der Temperaturverlauf ist in Abb. 9 als rote Linie dargestellt. Ab dem Einlegen in das Werkzeug steigt die Temperatur ausgehend von einer definierten Anfangstemperatur  $T_0$  (in der Regel Raumtemperatur) auf Werkzeugtemperatur an. Aufgrund der Temperaturerhöhung sinkt vorerst die Viskosität (Abb. 9 grüne Linie). Die Aushärtereaktion macht sich durch eine Überhöhung der Temperatur ③ bemerkbar. Auf diese Weise lässt sich der exakte Zeitpunkt der einsetzenden Reaktion bestimmen. Mit Einsetzen der Aushärtereaktion steigt die Viskosität schnell an und die Fließfähigkeit nimmt ab. Ein optimales Füllergebnis kann während des Fließpressens nur erreicht werden, wenn Phase ① vor Einsetzen der Aushärtereaktion ③ abgeschlossen ist [81].

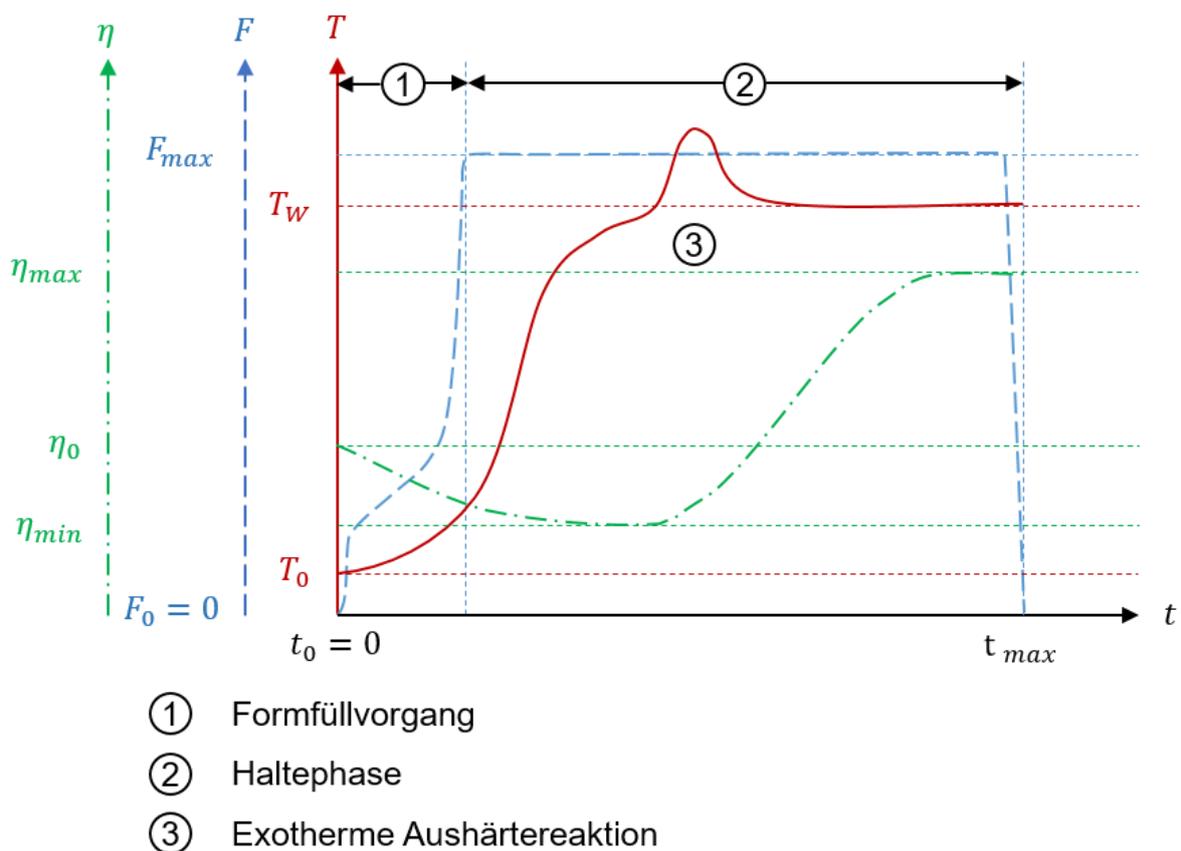


Abb. 9: Schematische Darstellung des Pressenzyklus beim Fließpressen mit Temperaturentwicklung innerhalb der SMC-Einlage.

### 2.3.2. Zerstörungsfreie Prüfverfahren zur Messung der Faserorientierung

Da Kenntnisse über die Faserorientierung Rückschlüsse auf die mechanischen Eigenschaften, die innere Struktur und Materialdefekten eines C-SMC-Bauteils, sowie die Qualität des zugrundeliegenden Herstellungsprozesses, zulassen, wird in dieser Arbeit die Faserorientierung durch die gesamte Prozesskette beobachtet. Für die durchgängige Beobachtung der morphologischen Struktur ist es von Interesse die untersuchten Proben auch weiterhin verwenden zu können. Aus diesem Grund kommen nur zerstörungsfreie Prüfverfahren (ZfP) in Frage. Um eine Auswahl eines geeigneten Verfahrens treffen zu können, wird in diesem Kapitel eine Übersicht über bekannte ZfP gegeben, die zur Untersuchung von Faserorientierungen eingesetzt werden (Tabelle 3).

Tabelle 3: Übersicht ausgewählter, zerstörungsfreier Prüfverfahren für Faser-Kunststoff-Verbunde [93], [94], [95], [96], [97].

Prüfverfahren		Erfassung Faserorientierung	
Messprinzip	Methode	2D	3D
Radiografie	Röntgenstrahlung	○	○
	Computertomografie	●	●
Thermisch	Thermografie	○	■
Elektrisch	Wirbelstrom (X)	●	■
Optisch	Optische Bilderkennung	●	■
	Konfokale Lasermikroskopie	○	
	Polarisationsbildgebung (X)	●	■

Legende			
●	Möglich mit hoher Auflösung	■	Nur qualitative Ergebnisse möglich
○	Möglich mit mittlerer Auflösung	X	Nur für CFK

#### **Radiografie:**

Bei der Untersuchung der inneren Struktur von Faserkunststoffverbunden kommen häufig Methoden der Radiografie zum Einsatz (z. B. [98], [99], [100], [101], [102]). Dabei handelt es sich um ein bildgebendes Verfahren, bei dem der zu untersuchende Körper mit hochenergetischer Strahlung durchdrungen wird. Dichteunterschiede im Inneren des Körpers bewirken unterschiedliche Absorption und Transmission der Strahlung und so können unterschiedliche Phasen bzw. Materialien identifiziert werden. Zur

Darstellung der Faserstrukturen im Inneren von FKV, insbesondere bei kohlenstofffaserverstärkten Materialien, ist eine hohe Bildauflösung notwendig. Daher kommt hier oft die Mikro-Computertomografie ( $\mu$ CT) zum Einsatz [103], [104]. Das  $\mu$ CT erstellt Röntgenaufnahme eines im Prüfraum rotierenden Probekörpers und generiert so ein detailliertes dreidimensionales Abbild der inneren Struktur [105], [106]. Bei einer CT-Aufnahme ist die Bildqualität abhängig von der räumlichen Auflösung, auftretenden Bildartefakten, des Phasenkontrasts und des Signal-Rausch-Verhältnisses [99]. Das Signal-Rausch-Verhältnis beschreibt das Verhältnis der mittleren Leistung eines Nutzsymbols zur mittleren Rauschleistung eines Störsignals. Die gewünschte räumliche Auflösung beeinflusst die scanbare Probengröße, sodass gerade bei hochauflösenden Abbildungen nur ein eingeschränkter Bereich von Interesse (ROI) berücksichtigt werden kann. Größere Proben können mit mehreren Scans erfasst und in einer nachgeschalteten Bildverarbeitung wieder zusammengesetzt werden. Durch lange Scanzeiten herkömmlicher  $\mu$ CT-Laboranlagen ergeben sich in der Regel zeit- und kostenintensive Aufnahmen [101]. Durch die Bauraumbeschränkungen der Anlagen können generell nur kleine Probekörper untersucht werden. Die Vorbereitungen eines  $\mu$ CT-Scans erfordern eine aufwändige Probenvorbereitung und gerade bei größeren Bauteilen müssen Proben an ROIs separat entnommen werden. Daraus folgt, dass es sich bei dem  $\mu$ CT-Verfahren nur in Bezug auf die letztendlich betrachtete Probe um ein zerstörungsfreies Prüfverfahren handelt. Aufgrund der zeitintensiven Scans sind in-situ Aufnahmen von Charakterisierungsversuchen und Herstellprozessen mit  $\mu$ CT-Anlagen nur eingeschränkt möglich. Eine Ausnahme bilden  $\mu$ CT-Aufnahmen basierend auf der Synchrotron-Technik. Eine Synchrotron- $\mu$ CT-Anlage erreicht deutlich höhere Scangeschwindigkeiten (Scanzeiten von unter 1 min [100]) als herkömmliche  $\mu$ CT-Anlagen und bietet eine hohe räumliche Auflösung, hoher Phasenkontrast und ein hohes Signal-Rausch-Verhältnis. Daher eignet es sich hervorragend zum Einsatz bei Materialien mit geringem Kontrast, wie z.B. kohlenstofffaserverstärkte FKV [99], [107]. Die sehr hohen Scangeschwindigkeiten bieten die Möglichkeit Charakterisierungsversuche, wie z. B. Kompressionstests [100], [108] oder Zugversuche [99], in-situ zu betrachten. Dabei wird eine kleine Prüfvorrichtung im Scanbereich der Anlage platziert, wo der Versuch aufgenommen wird. Nachteilig dabei ist, dass durch die Bauraumbeschränkungen innerhalb der  $\mu$ CT-Anlage nur eine Kleinversion der Versuche mit entsprechend kleinen Probekörpern möglich sind.

### **Thermografie:**

Die Thermografie ist ein zerstörungsfreies Prüfverfahren, welches bei FKV eingesetzt wird, um Herstellungsdefekte [109], [110], Schadensereignisse [109], [111], [112], [113], und Faserorientierungen zu detektieren. Dabei nutzt sie die heterogenen thermischen Eigenschaften der unterschiedlichen Materialien, aus denen ein FKV aufgebaut ist, aus [114]. Die Thermografie wird in zwei Haupttypen eingeteilt. Bei der aktiven Thermografie wird die Oberfläche der zu untersuchenden Probe mittels einer externen Wärmequelle, wie z.B. eines Lasers [115] oder einer Halogenlampe [109], aufgeheizt und die Abkühlung des aufgeheizten Bereichs beobachtet. Bei der passiven Thermografie erfolgt kein externer Hitzebeitrag. Genutzt werden natürliche Abkühlprozesse oder durch auftretende Schadensereignisse induzierte Hitzeentwicklungen (z. B. durch interne Reibungseffekte im Schadensfall generierte Wärme). Popow et al. [112], [113] setzten die passive Thermografie erfolgreich ein, um einen Zugversuch in-situ zu beobachten und das genaue interne Bruchverhalten der Probe zu untersuchen. Zur Inspektion fertiger Halbzeuge und Bauteile wird bevorzugt die aktive Thermografie eingesetzt [110]. So nutzen Meola et al. Methoden der „Optical Locking Thermography“ zur Untersuchung von E-Glas/Epoxy [109] bzw. CF/Epoxy [111] Laminaten. So konnten sie Herstellungsfehler, wie z. B. Porosität, Faserverschiebungen und Fremdkörpereinschlüsse, identifizieren. Der eigentliche Zweck ihrer Arbeit war die Detektion von Gebrauchsschäden. Dabei konnten sie Beschädigungen durch Impaktereignisse, wie Deformationen, Mikrorisse, Delaminationen und Faserbrüche, quantitativ nachweisen. Für diese Untersuchungen setzten sie Halogenlampen ein, die die Oberfläche der Lamine in Hitzewellen aufheizten, und beobachteten die Abkühlung. Dabei ist hervorzuheben, dass auch eine Inspektion in die Tiefe der Lamine durch längere Beobachtungszeiten möglich ist. Die erreichbare Tiefe wird durch die Wellenperiode bestimmt. Für die vorliegende Arbeit ist die Untersuchung der Faserorientierung innerhalb von FKV mittels Thermografie von Interesse. Hierfür wird gerne die Thermo-Ellipsometrie eingesetzt. Dabei wird z. B. mithilfe eines Lasers die Oberfläche einer Probe punktförmig erhitzt und die Temperaturentwicklung während der Abkühlung beobachtet. In Abhängigkeit von der Faserorientierung bildet sich eine Abkühlungsellipse aus, über deren Geometrie die Hauptfaserorientierungsrichtungen bestimmt werden können [114], [116]. Auch hier sind durch längere Beobachtungszeiträume Tiefenuntersuchungen möglich. Allerdings nimmt der Fehler in der Vorhersage mit zunehmender Tiefe zu [114]. Mit der Genauigkeit der Faserorientierungsmessung setzten sich auch

Fernandes et al. [115], [117], [118], auseinander. Sie bestimmten die oberflächige Orientierung von CF/Peek Laminaten. Mithilfe der „Pulsed Thermo Ellipsometrie“ ermittelten sie Standardabweichungen in den Messungen zwischen  $3.99^\circ$  bis  $13^\circ$  an Laminaten mit einer  $0/90^\circ$  Ausrichtung kontinuierlicher Verstärkung. Zur Untersuchung von Bauteilen mit einer diskontinuierlichen Verstärkung aus zugeschnittenen Rovings unterstützten sie die Auswertung mit einem künstlichen Neuralem Netzwerk. Zur Erfassung der gesamten Oberfläche eines Körpers, wurde die Probe nach jedem Hitzepuls bewegt und die Oberfläche so abgescannt. Während des Trainings des Neuralen Netzwerks wurden Genauigkeiten von 91.3 % erreicht. Im anschließenden Testlauf lag die Genauigkeit bei 71.6%. Aus den betrachteten Arbeiten kann also geschlossen werden, dass die Faserorientierungsmessung mithilfe der Thermografie möglich ist, aber die generelle Genauigkeit der Messung gering ist. Der große Vorteil der Thermografie liegt in den kurzen Inspektionszeiten, die sogar In-situ-Beobachtungen zulassen [118].

### **Wirbelstrom:**

Die Wirbelstrommessung ist ein zerstörungsfreies Prüfverfahren, welches ursprünglich zur Materialinspektion von Metallbauteilen eingesetzt wurde [93], [119]. Die Messung basiert auf der Induktion von Wirbelströmen in leitfähigen Materialien durch das Aufbringen eines alternierenden Magnetfelds, z. B. mithilfe einer mit Wechselstrom durchflossenen Spule. In vereinfachter Form kann der Versuchsaufbau mit einem Zwei-Spulen-Aufbau, bestehend aus Sender- und Empfängerspule, beschrieben werden [93]. Die Senderspule generiert ein Primärmagnetfeld und induziert einen Wirbelstrom in der elektrisch leitenden Probe, wobei ein entgegengesetztes Sekundärfeld erzeugt wird. Die Empfängerspule detektiert beide Felder und misst die Phasenverschiebung (Impedanz). Dadurch können Rückschlüsse auf die innere Struktur gezogen werden. [93]. Voraussetzung für eine erfolgreiche Messung ist eine ausreichende elektrische Leitfähigkeit, sowie eine hohe elektrische Kapazität [93], [120]. Bei der Adaption des Prüfverfahrens auf kohlenstofffaserverstärkte Verbundwerkstoffe muss die geringere Leitfähigkeit gegenüber Metall berücksichtigt werden. Daher werden bei diesem Material höherfrequente Messungen (bis zu 10 MHz [93], [120], [121]) durchgeführt. Bei CFK kann die Wirbelstrommessung zur Detektion von Faserwelligkeit [122], [123], [124], [125], Faserbrüchen und Zwischenfaserbrüchen [121], [126], Delaminationen [121], Impaktschäden [93] und Faserorientierung [22] eingesetzt werden. Je nach genauem Anwendungsfall werden auch weiterhin spezifische Spulenordnungen und –

geometrien entwickelt und optimiert. (z. B. [122], [124], [127]). Die Wirbelstrommessung ist auch in der Lage Messungen in die Tiefe eines Laminats durchzuführen und so den schichtweise Aufbau zu analysieren [121], [126]. Dabei wird die Tiefe der einzelnen Lagen anhand der Signalamplitude sichtbar. Eine typisch auftretende Beeinflussung der Messung kommt durch den sogenannten Lift-off Effekt. Dabei führen Schwankungen in der Distanz zwischen Sonde und Probe zu einer Gegeninduktivität zwischen der Probe und der detektierenden Empfängerspule, was das Testergebnis signifikant beeinflussen kann [119].

In den bisher genannten Literaturquellen wurden nur UD-CFK Lamine mit kontinuierlicher Endlosfaserverstärkung betrachtet. Romanenko beschäftigt sich in seiner Dissertation [22] mit der Wirbelstrommessung an C-SMC Proben. Das betrachtete C-SMC besitzt eine diskontinuierliche Verstärkung aus zugeschnittenen C-Faseroovings in anisotroper Verteilung. Zur Anwendung kam das kommerziell verfügbare Messsystem Suragus EddyCus® CF map 4040 BW, welches flächige Probekörper nach dem bereits erläuterten Zwei-Spulen Aufbau analysiert. Durch eine Rastermethode konnte ein flächiger Scan durchgeführt werden und die Faserorientierung mit skalaren Werten für Faserwinkel und Anisotropiegrad angegeben werden. Zum Nachteil dieses Aufbaus können nur flache Probekörper ausgemessen werden. Bei komplexeren Bauteilen müssen die interessanten Probenbereiche ohne Krümmungen vor der Messung extrahiert werden, was Romanenko am Beispiel einer C-Säulenverstärkung demonstriert. Die ausgeschnittenen Proben dürfen dabei nicht zu klein werden, da Randeffekte die Messung beeinflussen. Suragus bietet auch ein Wirbelstrom Sensor Kit zur Kombination mit einem Roboter an (Abb. 10) [128], [129]. Der Roboterarm bringt hier die Wirbelstromsonde zur Messung an 3D-Objekten in Position.

Als Fazit lässt sich sagen, dass die Wirbelstrommessung geeignet ist, um die Faserorientierung und andere Eigenschaften der inneren Struktur eines kohlenstoffbasierten FKVs zu bestimmen, wobei kontinuierliche, sowie diskontinuierliche Systeme in der Literatur betrachtet wurden. Mit roboterunterstützten Systemen ist auch die Messung an 3D Objekten möglich. Bei der Messung können Lift-off-, sowie Randeffekte zu fehlerhaften Ergebnissen führen. Zur Durchführung von in-situ Versuchen ist momentan nichts bekannt.

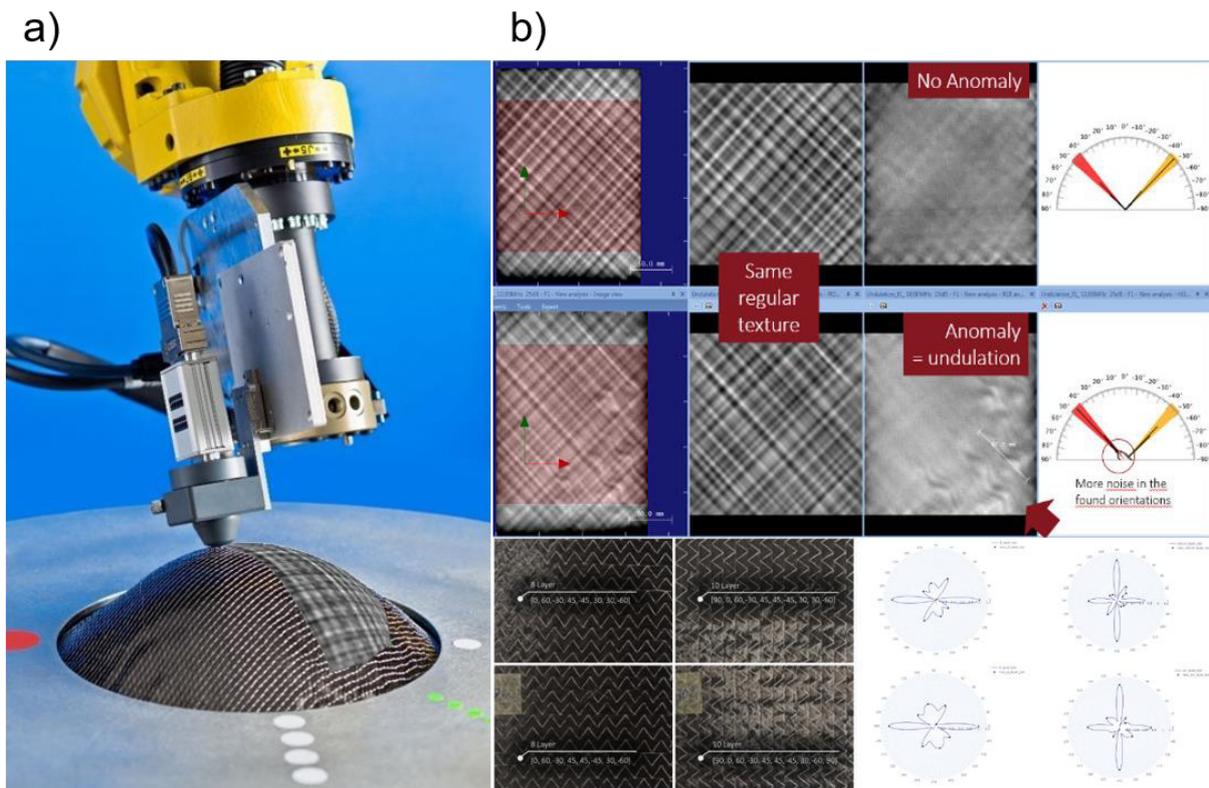


Abb. 10: a) Roboterunterstütztes EddyCus-Messsystems von Suragus, b) EddyEVA-Software zur Auswertung der Faserorientierung. [130], [131]

### **Konfokale Lasermikroskopie und optisches Laserscanning:**

Nicht zu vernachlässigen in dieser Auflistung sind die optischen Messverfahren, wobei die Oberfläche eines Probekörpers beleuchtet und mit einer Kamera betrachtet werden. Diese Verfahren unterscheiden sich im Hinblick auf die Beleuchtung und des verwendeten Kamerasystems. Hier soll als Beispiel die konfokale Lasermikroskopie erläutert werden. Weitere Beispiele optischer Messeinrichtungen werden im nächsten Abschnitt anhand von kommerziell eingesetzten Systemen gezeigt.

Konfokal bedeutet hierbei, dass die Bildaufnahme auf die Brennpunktebene konzentriert ist. Rauschsignale bei der Aufnahme werden optisch ausgefiltert. Mithilfe eines Lasers wird ein punktförmiger Bereich gezielt beleuchtet und die Reflektion des Laserpunktes von einer Kamera erfasst. Beim Laserscanning erfolgt eine Punkt-für-Punkt-Rasterung der Probenoberfläche durch den Laser mit hoher optischer Auflösung, wobei es möglich ist einzelnen Fasern in der Matrix zu folgen. Es sind auch Linienscans (slit scanning) oder Scans mit mehreren Lichtpunkten (spinning disk or Nipkow disk) für schnellere Scanverfahren möglich. Bei transparenten oder teiltransparenten Proben ist auch eine Messung unterhalb der Probenoberfläche möglich, was

eine zerstörungsfreie Messung der 3D-Faserorientierung erlaubt. Die Eindringtiefe der Messung ist von Arbeitsdistanz (Abstand Kamera zu Probenoberfläche) und von den optischen Eigenschaften der Polymermatrix (z. B. Reflektion, Streuung) abhängig. [132], [133], [134], [135], [136], [137]

Lee et al. [133], [138], [139] und Eberhardt et al. [134], [140] untersuchten zeitgleich kurzfaserverstärkte thermoplastische Spritzgussproben mit Hilfe der konfokalen Laser-mikroskopie. Dabei wurden polierte Oberflächen untersucht. Da die Oberfläche vorbereitet werden muss, kann also nur bedingt von einem zerstörungsfreien Prüfverfahren gesprochen werden. Von der Untersuchung von SMC-Proben oder anderen schnittfaserbasierten FKV ist nichts bekannt.

#### **Kommerziell verfügbare kamerabasierte Messverfahren:**

Das APODIUS Vision System 3D von Hexagon [141] ist eine zur Materialinspektion von textilen Halbzeugen entwickelte Prüfvorrichtung. Es verwendet eine Kombination aus Laser Scanning und einem hochauflösenden optischen Kamerasystem um durch ein roboterunterstütztes Scanverfahren die textile Struktur und die Geometrie von mehrlagigen 2D, 2.5D und 3D gewebe-/gelegebasierten und geflochtenen Preforms aufzunehmen. Das System ist in der Lage Strukturinformationen wie die Faserorientierung und Herstellungsdefekte, wie z.B. fehlende Nähte oder Fremdkörpern, in-situ während der Fertigung zu ermitteln. Die weitere Verarbeitung der aufgenommenen Geometrie- und Bildinformation erfolgt in einer nachgeschalteten Bildverarbeitung in der zugehörigen Auswertesoftware APOSIUS Explorer 3D platform (Abb. 11). [141]

Die Online-Implementierung der Technologie (APODIUS ContlInspec), die rein auf gewöhnlicher Bildverarbeitung basiert, wurde bereits in Maschinen zur Herstellung von Carbon- und Glasfasern integriert, wie z. B. in der Karl Mayer NCF-Produktionsanlage [142]. Die Aufgabe des Systems ist die vollautomatische Fehlerprüfung der Ober- und Unterseite von Verbundwerkstoff-Verstärkungen während ihrer Herstellung. Nach direkter Kommunikation mit Hexagon, die 2016 die deutsche Firma Apodius GmbH übernommen hat, sind beide Systeme leider heute nicht mehr kommerziell verfügbar.

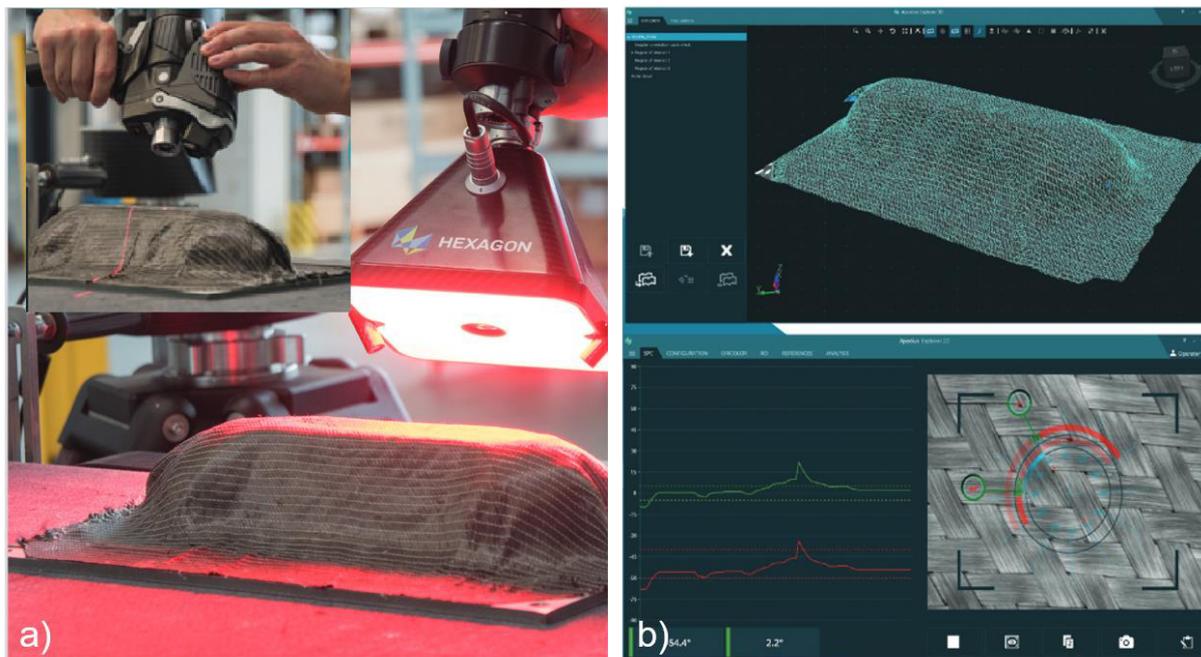


Abb. 11: Überblick über die im APODIUS Vision System 3D verwendete Methodik, a) Scan des Probekörpers mithilfe einer Kombination aus Laser Scanning und optischen Kamera System, b) Einladen und Auswertung des 3D-Modells in der Auswertesoftware APODIUS Explorer 3D. [143]

Das in Österreich ansässige Unternehmen PROFACTOR [144], [145] entwickelte mehrere Systeme zur Materialinspektion, die auf Basis physikalischer Reflexionsmodelle Oberflächenuntersuchungen durchführen. Das F-Scan System kommt bei der Ermittlung von Faserverläufen und zur Fehlerinspektionen an gewebe- oder gelegebasierten glas- oder kohlenstofffaserverstärkten FKV zum Einsatz. Das System ermöglicht die Abbildung der kompletten Prozesskette vom textilen Rohmaterial bis zum fertigen, klarlackierten Bauteil. Das Messprinzip basiert auf der Reflektion von einfallendem Licht von der Faseroberfläche. Durch Auswertung einer Bildsequenz aus mehreren, unterschiedlich beleuchteter Aufnahmen kann die Position und die Orientierung von Fasern erfasst werden. Abb. 12 zeigt das System (und damit seine Hauptnachteile, die Größe und die erforderliche Nähe zum Scan-Objekt, sowie die Scan-Rekonstruktionszeit, die Minuten dauern kann). Faserorientierungen werden erkannt, welche dann zur Rekonstruktion der Oberflächengeometrie in 3D verwendet werden.

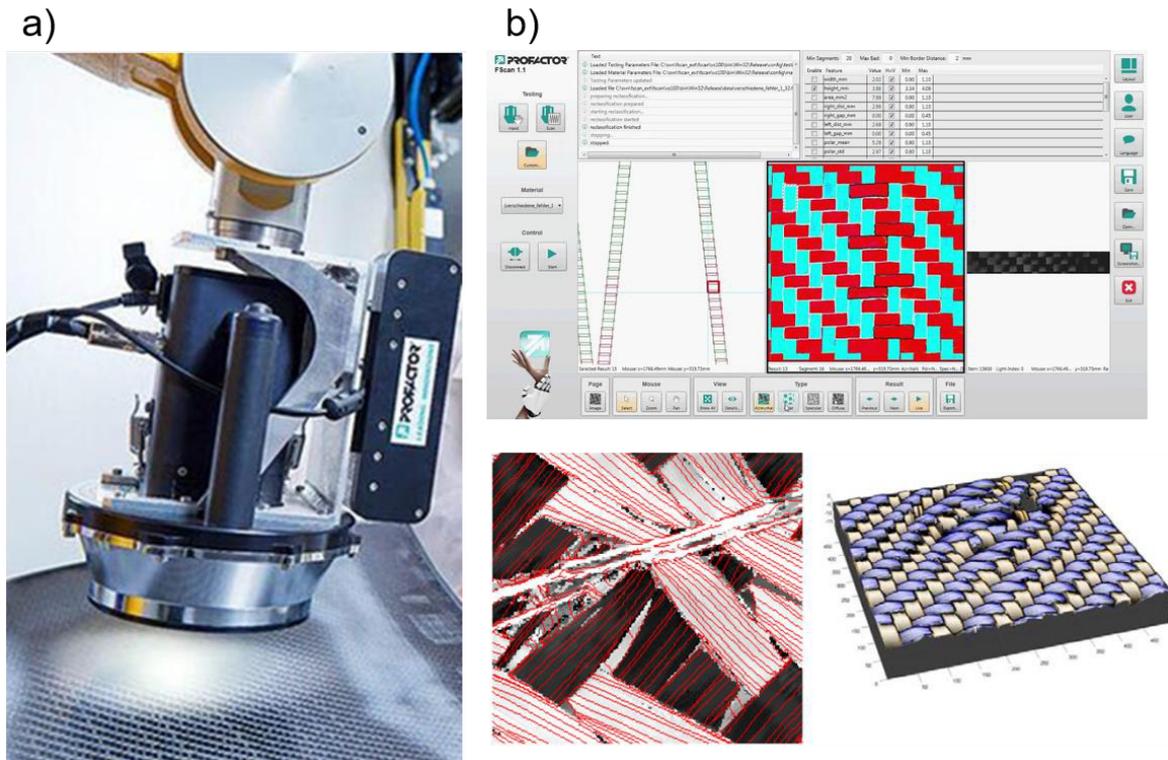


Abb. 12: a) Nutzung des PROFACTOR F-Scan Messsystems zur optischen Bilderfassung mit sequenzieller Beleuchtung, b) Auswertung der Faserverläufe basierend auf physikalischen Reflexionsmodellen. [144]

Das vom Mönchengladbacher Unternehmen Textechno entwickelte DRAPETEST (Abb. 13) Prüfsystem dient zur automatischen und standardisierten (DIN SPEC 8100, DIN EN ISO 21765) Drapierbarkeitsprüfung trockener, textiler Halbzeuge [146], [147]. Zur Prüfung wird das Textil mithilfe eines abgerundeten Kolbens verformt. Ein hochauflösendes optisches Bilderkennungssystem erfasst die Deformationen und die Entstehung von Defekten (wie z. B. Faltenbildung, Faserverschiebungen) während der Verformung. In Kombination mit einem Lasertriangulationssensor werden in einer systemeigenen Auswertesoftware ein 3D-Modell der Oberflächengeometrie des Probekörpers erstellt und die Faserverläufe ausgewertet. Die ermittelten Daten dienen zur Materialbewertung und als Inputinformation für Simulation und Berechnung. Nachteilig ist, dass durch den strikten Testaufbau, bedingt durch die Standardisierung des Tests die Verformungsgeometrien eingeschränkt sind, sowie die Testzykluszeiten von 5-15 min.

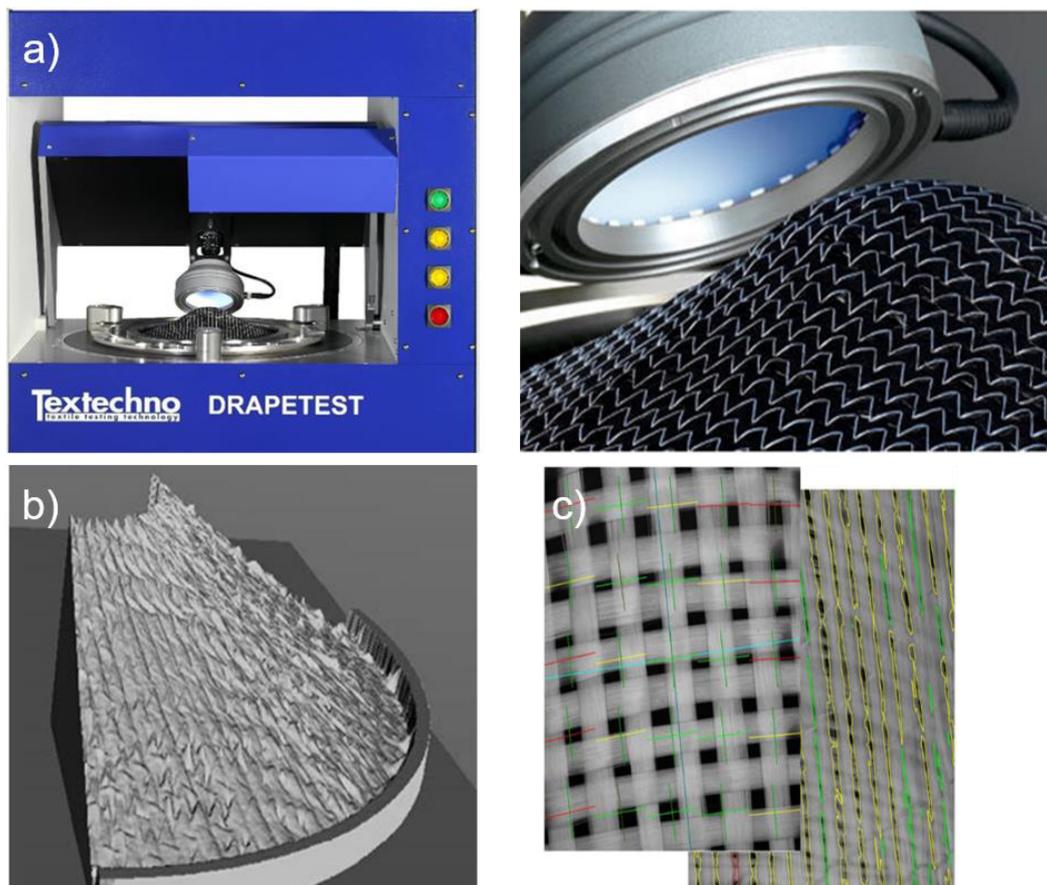


Abb. 13: a) Textechno DRAPETEST Vorrichtung zur Untersuchung der Drapierbarkeit von textilen Halbzeugen, b) 3D Rekonstruktion der Oberflächengeometrie, c) Analyse der Faserorientierung und -lücken. [146]

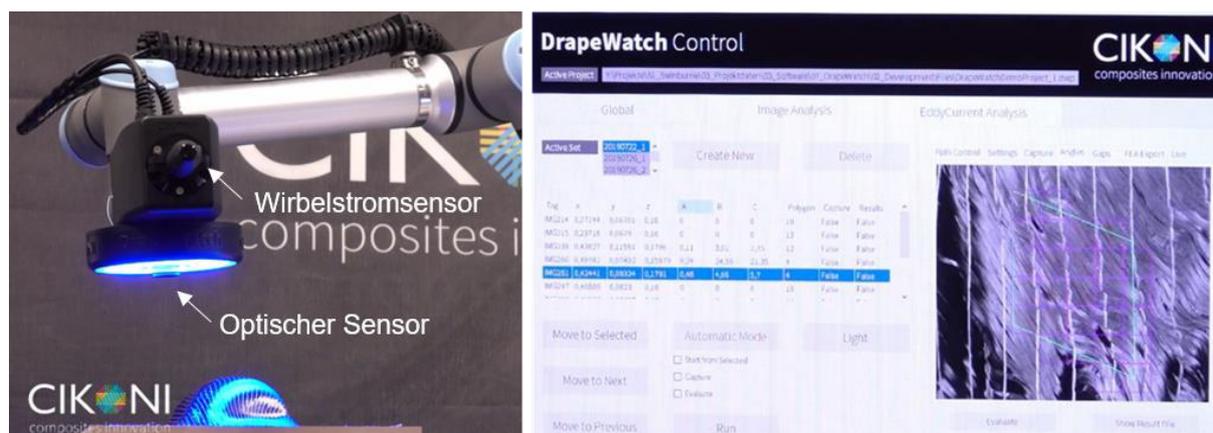


Abb. 14: Das von CIKONI entwickelte System Drapewatch zur Inspektion und Qualitätskontrolle von kohlenstofffaserbasierten FKV an der Swinburne University of Technology. [148]

Ein weiteres automatisiertes Prüfverfahren ist das robotergestützte QS-System DrapeWatch [148], welches an der Swinburne University of Technology in Partnerschaft

mit der Firma CIKONI entwickelt wurde. Dieses 3D-Messsystem kombiniert einen optischen Sensor zur Oberflächenerfassung und einen Wirbelstromsensor zur Ermittlung der Faserorientierung und innenliegender Defekte an Carbonbauteilen. Zudem besitzt es einen modularen Aufbau und kann mit beliebigen Sensorsystemen kombiniert werden.

### **Fazit:**

Dieses Kapitel zeigt eine Auswahl unterschiedlicher Prüfverfahren zur Untersuchung von Faserorientierung in FKV-Halbzeugen und –Bauteilen. Dabei ergibt sich ein breites Feld technologischer Lösungen, die sich durch das physikalische Wirkprinzip unterscheiden und beliebig kombinierbar sind. Grundsätzlich ist die Auswahl geeigneter Verfahren abhängig vom jeweiligen Anwendungsziel (z. B. Materialcharakterisierung, Qualitätssicherung, Prozessüberwachung) und der Verfügbarkeit entsprechender Anlagen. Viele Anlagen versuchen mehrerer Ziele gleichzeitig zu erreichen, wie z. B. Faserlaufsmessung, Geometrieerfassung und Echtzeitanalyse. Dadurch ergeben sich teilweise hoch komplexe Kombinationen aus unterschiedlicher Hardware und Software, die sehr hohe Kosten, teilweise über 50.000 € verursachen. Dies sind einige der Gründe, warum solche Systeme meist in nicht kommerziellen Forschungsumgebungen oder nur in großen Unternehmen installiert werden, die das Geld für eine solche Investition haben.

## **2.4. Spezifische Vorarbeiten am IVW**

In Vorbereitung zu dieser Arbeit wurden am Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) erste Untersuchungen zum Thema Prozesssimulation von C-SMC Werkstoffen durchgeführt. Aus Mangel kommerziell verfügbarer Simulationswerkzeuge, die das Fließpressen akkurat abbilden können, untersuchten Schommer et al. 2014 [149] wie sich das universelle FEM-Softwarepaket LS-DYNA® für diesen Zweck einsetzen lässt. Ziel dieser Arbeit war die Entwicklung eines ersten Simulationsmodells, welches das Fließpressverfahren mit den in LS-DYNA® verfügbaren Simulationsverfahren darstellen kann. Das Materialverhalten sollte mithilfe der in LS-DYNA® verfügbaren Materialmodelle beschrieben werden. Der Vorteil von LS-DYNA® ist hier seine Multi-Physics-Kompatibilität. Dies bedeutet, dass LS-DYNA® in der Lage ist, unterschiedliche physikalische Phänomene simultan zu modellieren und diese miteinander interagieren zu lassen. Ein typisches Beispiel dafür ist die Kombination eines mechanischen und eines

thermischen Solvers, wodurch es möglich ist temperaturabhängiges Verhalten zu simulieren. Multi-Physics-Simulation auf das Fließpressen zu übertragen bedeutet, dass eine Fluid-Struktur-Interaktion (FSI) durchgeführt wird. Aufgrund der hohen Deformationen, die beim plastischen Fließen auftreten, wurde das C-SMC-Material als Fluid definiert. Die Presswerkzeuge bilden eine Festkörperstruktur basierend auf einem Elastizitätsmodell bzw. der klassischen Finite-Element-Methode (FEM) für elastische Festkörper.

Zur Simulation des Fluids wird die Arbitrary-Lagrangian-Eulerian-Methode (ALE) verwendet. Wie der Name der Methode bereits andeutet, eignet sich die ALE-Methode zur Simulation von Körpern, die Eigenschaften von Festkörpern (Kompaktierung, Elastizität) und Fluiden (viskose Fließeigenschaften) aufweisen [22], [150]. Aufgrund des hohen Faservolumenanteils und der großen Faserlängen gehören auch die C-SMC Werkstoffe dazu. Dies wurde in [149] anhand von Charakterisierungsversuchen mittels eines Pressrheometers (siehe Kapitel 3.2) an einem Beispiel für C-SMC gezeigt. Das C-SMC weist eine hohe Kompaktierung auf, bevor ein Fließen einsetzen kann.

Zur Beschreibung des in den Charakterisierungsversuchen ermittelten Materialverhaltens wird das Materialmodell *\*MAT\_PIECEWISE\_LINEAR\_PLASTICITY* verwendet. Das Kompaktierungsverhalten eines C-SMCs kann in diesem Modell mittels einer linear-elastischen Beschreibung und der Wahl einer Querkontraktionszahl von 0 angenähert werden. Das Fließverhalten wird über die Angabe einer oder (bei Dehnratenabhängigkeit) mehreren Kurven definiert, die die Spannung über die plastische Dehnung angeben.

Parallel zu den Arbeiten in LS-DYNA® überführte Romanenko [6] dieses Vorgehen in das FEM-Softwarepaket Abaqus CAE. Abaqus CAE ist ebenfalls ein universell einsetzbares FEM-Softwarepaket, welches über äquivalente Möglichkeiten zu LS-DYNA® verfügt. Zur Simulation des C-SMC-Werkstoffs wird hier die Coupled-Eulerian-Lagrangian (CEL) Methode genutzt, welche im Aufbau und der Berechnung vergleichbar mit der ALE-Methode ist. Im Rahmen seiner Dissertation fügte Romanenko [22] seine Prozesssimulation in eine virtuelle Prozesskette ein, die den kompletten Verarbeitungsprozess bis hin zum fertigen Bauteil simuliert. Die Daten aus der Prozesssimulation, insbesondere Füllverhalten und Faserorientierung, werden exportiert und für eine folgende Verzugssimulation genutzt. Ziel war es die prozessbedingten Bauteileigenschaften vorhersagen zu können.

## 2.5. Ableitung einer detaillierten Zielsetzung für diese Arbeit

Die Arbeiten von Schommer et al. [149] und Romanenko et al. [6], [22] zeigten das Potential von universeller FEM-Software zur Modellierung des Fließpressens und der Vorhersage von prozessbedingten Bauteileigenschaften. Beide beispielhaft genutzten FEM-Softwarepakete zeigten aber auch die Grenzen der momentan kommerziell verfügbaren Möglichkeiten. Insbesondere in der Materialmodellierung verfügen diese Werkzeuge über keine Materialmodelle, die das Verhalten eines C-SMC Werkstoffes akkurat abbilden. Vor allem in der Darstellung des Kompaktierungsverhaltens und der Vorhersage der Faserorientierung liegen noch starke Defizite vor. Bei dieser Aussage beinhaltet der Begriff Kompaktierungsverhalten, die elastische Kompaktierung, sowie den Volumenverlust während des plastischen Fließens. Die elastische Kompaktierung kann in beiden Beispielen nur linear beschrieben werden. Charakterisierungsversuche zeigen aber ein eindeutig nichtlineares Verhalten. Im plastischen Bereich tritt ein überhöhter Volumenverlust ein, der meist die Vorhersage einer korrekten Füllung der Kavität bei vorgegebener Einlage verhindert. Eine direkte Vorhersage der Faserorientierung ist ebenfalls in den vorhandenen Materialmodellen nicht integriert. Romanenko [22] führte mittels Auswertung der effektiven Dehnung eine separate Ermittlung der Faserorientierung durch.

Ziel dieser Arbeit ist eine Erweiterung der Erkenntnisse und Verbesserung der Prozesssimulationen aus den vorangegangenen Arbeiten.

Dabei sollen weitere C-SMC-Werkstoffe mittels Pressrheometerversuchen charakterisiert und das Materialverhalten während des Pressvorgangs genauer untersucht werden. Zudem soll das Faserorientierungsverhalten anhand des Halbzeugmaterials und der Pressrheometerproben gemessen und bewertet werden. Dazu soll eine geeignete Messmethodik der Faserorientierung gewählt und eingesetzt werden, die eine möglichst schnelle und akkurate Messung erlaubt, und während der Verarbeitungsprozesse (siehe Kapitel 2.1) eingesetzt werden kann. Auf diese Weise können zum einen Initialinformationen, die in den Fließpressprozess einfließen, ermittelt werden und zum anderen kann das Resultat des Prozesses untersucht werden.

Da für die Prozesssimulation in universellen FEM-Paketen kein geeignetes Materialmodell zu Verfügung steht, welches das Materialverhalten des C-SMCs in seiner Gänze abbilden kann, soll in LS-DYNA® ein benutzerdefiniertes Materialmodell aufgebaut werden. Dabei sollen die Erkenntnisse aus den Charakterisierungsversuchen

zur Entwicklung des Modells als Basis dienen. Relevante Effekte auf das mechanische Materialverhalten im Formfüllprozess sollen genauer identifiziert und definiert werden, um in das Modell einzufließen und den Charakterisierungsaufwand zu reduzieren. Neben den mechanischen Eigenschaften liegt ein besonderes Augenmerk auf der Berechnung der Faserorientierung, da diese noch in keinem der verfügbaren Materialmodelle in LS-DYNA® realisiert wurde.

### 3. Material- und Prozesscharakterisierung

Im Falle dieser Arbeit liegt ein genaueres Augenmerk auf dem rheologischen Verhalten der C-SMC-Werkstoffe während des Pressvorgangs. Der gängigste Materialparameter zur Beschreibung der Rheologie eines Fluids ist die Viskosität. Zur Charakterisierung der Viskosität dienen standardisierte Rheometerversuche verschiedensten Aufbaus, wie z.B. Kegel-Platte, Platte-Platte, Couette oder Kapillar. Da die zulässige Probengröße bei diesen Versuchen abhängig ist von der Verstärkungsstruktur und der Faserlänge, eignen sich diese Aufbauten nicht zur Untersuchung langfaserverstärkter SMC-Werkstoffe mit hohem Faservolumengehalt [70]. Ein weiterer Grund, warum solche Rheometerversuche in dieser Arbeit nicht zum Einsatz kommen, ist die Tatsache, dass die Belastungen auf dem Probekörper nicht den Belastungen während des späteren Verarbeitungsprozesses des Fließpressens entsprechen. Um den C-SMC-Werkstoff und gleichzeitig den Prozess selbst genauer zu analysieren, kommt in dieser Arbeit ein Pressrheometer zum Einsatz (siehe auch Kapitel 2.3.1).

Der zweite Teil dieses Kapitels beschäftigt sich mit der Messung der Faserorientierung. Informationen über die Faserorientierung dienen später als Eingabeinformationen in das Materialmodell, können aber auch als Ausgangsinformationen zum Vergleich der entstandenen Faserverteilung einer Versuchsprobe oder eines fertigen C-SMC Bauteils mit einem Simulationsergebnis dienen. In Kapitel 2.3.2 werden gerne verwendete Messverfahren zur Erfassung der Orientierung in FKV-Materialien vorgestellt, von denen z.B. Computertomographie (CT) [151], [152], [153] oder Wirbelstrommessung [15], [121] bereits für C-SMC-Werkstoffe eingesetzt wurden. Sie haben den Nachteil, dass kostenintensive Ausstattung, aufwendige Probenvorbereitung oder zeit- und ressourcenintensive Messungen notwendig sind. Prinzipiell sind auch in-situ Messungen möglich, erfordern aber einen erhöhten, experimentellen Aufwand [100], [108]. Für diese Arbeit wurde die Zielstellung gesetzt, ein Messverfahren zu wählen, welches kostengünstige in-situ Messungen ermöglicht und dabei zerstörungsfrei ist, damit vermessene Halbzeuge und Bauteile weiter verwendbar bleiben.

#### 3.1. Verwendete Materialien

Ein Ziel dieser Arbeit ist die Erarbeitung geeigneter Charakterisierungsmethoden, die für möglichst alle kommerziell verfügbaren Materialien angewendet werden können.

Hierbei wird angenommen, dass beim Zukauf von SMC-Werkstoffen bei einem Materialhersteller nur die Daten aus den beigefügten Datenblättern bekannt sind, aber Informationen über die genaue Rezeptur des Materials fehlen. Um diese Situation herzustellen, wurde eine Auswahl an kommerziell verfügbaren Materialien zur Charakterisierung getroffen.

Die Wahl fiel auf das Vinylester (VE)-basierte SMCarbon® 24 CF50-3K [154], [155] der Firma *Polynt Composites*, welches in der Automobilindustrie verwendet wird [156]. Dieses Material verfügt über einen Fasergewichtsanteil von 50 Gew.-% und einer Langfaserverstärkung bestehend aus 3K-Garnen der Länge 25 mm. Die Garne sind in Schichtebenen aufgestreut und bilden so eine 2D-Verstärkungsstruktur. Das Halbzeug wird in Rollen mit einer nutzbaren Breite von 500 mm und einem Flächengewicht von 1200 g/m<sup>2</sup> geliefert. Um die Auswirkungen auf den Fließprozess beim Einsatz anderer Garngrößen zu untersuchen, wird zum direkten Vergleich auch das Material SMCarbon® 24 CF50-12K [157], [158] aus derselben Produktreihe untersucht. Der einzige Unterschied besteht hier im Einsatz von 12K Garnen und einem höheren Flächengewicht von 1500 g/m<sup>2</sup> bei gleichem Fasergewichtsanteil von 50 Gew.-%. Es ist zu beachten, dass die Angaben zum Flächengewicht auf dem Datenblatt [155], [158] Herstellerangaben sind, die kundenspezifisch variiert werden können. Zur besseren Vergleichbarkeit der untersuchten Materialien, wurden für diese Arbeit die beiden Materialien mit einem Flächengewicht von 1400 g/m<sup>2</sup> bestellt.

Da nun zwei Materialien eines Herstellers (*Polynt Composites*) untersucht werden, sollen auch entsprechende Konkurrenzprodukte eines anderen Herstellers betrachtet werden. Um eine Vergleichbarkeit zu bilden, wurde auf eine ähnliche Materialbeschreibung geachtet. Dabei fiel die Wahl auf die Materialien Quantum AMC® 85593 [159] und Quantum AMC® 85590 [160] der Firma *LyondellBasell* (vor 2018 Quantum Composites). Laut Hersteller basieren diese beiden Materialien auf den Rezepturen von AMC® 8593 [161] und AMC® 8590 [162], stammen aber aus europäischer und nicht amerikanischer Produktion. Wie die *Polynt Composites*-Materialien basieren diese C-SMCs auf einer VE-Matrix und PAN basierten 3K- bzw. 12K-Garnen. Der Fasergewichtsanteil ist ebenfalls mit 50 Gew.-% angegeben. Da auch bei diesem Hersteller das Flächengewicht des Halbzeugs kundenspezifisch definiert wird, gibt es dazu keine Angaben auf dem Datenblatt. Hier wurde zur Vergleichbarkeit, wie schon bei den Materialien von *Polynt Composites*, ein Flächengewicht von 1400 g/cm<sup>2</sup> bestellt.

Unterschiede im Materialverhalten während des Fließpressens können sich durch Unterschiede in der Matrixrezeptur, den verwendeten C-Fasern sowie ihrer Schlichte oder Oberflächenbehandlungen und des Produktionsprozesses des Halbzeugs ergeben. Diese Detailinformationen sind einem Verarbeiter der Halbzeuge in der Regel nicht bekannt. Daher soll hier untersucht werden, ob Materialien ähnlicher Materialbeschreibung auch ähnliches Materialverhalten zeigen und damit frei austauschbar sind.

Tabelle 4: Herstellerangaben zu den Materialeigenschaften der untersuchten C-SMC Halbzeuge.

Hersteller		<i>Polynt Composites</i>	<i>LyondellBasell</i>
Bezeichnung	Einheit	SMCarbon® 24 CF50-3K [155] / 12K [158]	AMC® 85593 [161] / 85590 [162]
Fasergewichtsanteil	Gew.-%	50 / 50	50 / 53
Faserlänge	mm	25 / 25	25 / 25
Fasertyp		3K / 12K	3K / 12K
Flächengewicht (H)	g/m <sup>2</sup>	1200 / 1500	k. H. / k. H.
Flächengewicht (b)	g/m <sup>2</sup>	1400 / 1400	1400 / 1400
Dichte (a)	g/cm <sup>3</sup>	1.43 / 1.40	1.47 / 1.48

### Legende

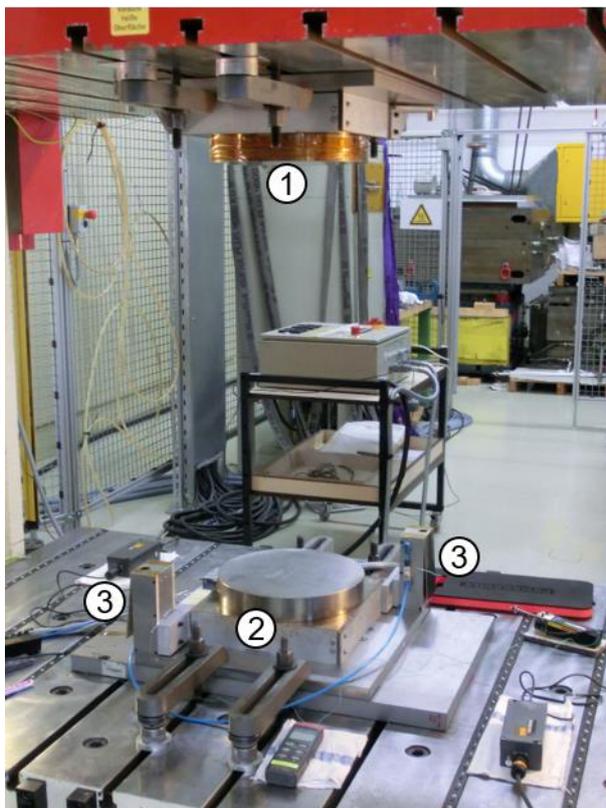
H	Herstellerangaben laut Datenblatt
k. H.	Keine Herstellerangaben vorhanden
b	Bestellt für diese Arbeit
a	Ausgehärteter Zustand

### 3.2. Untersuchung von C-SMC mittels Pressrheometer (am IVW)

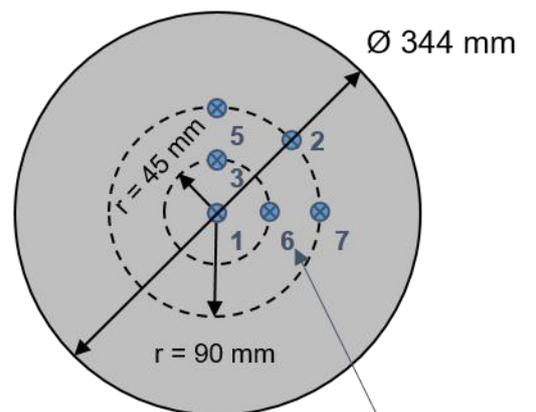
Das am IVW eingesetzte Pressrheometer gehört zur Familie der offenen Rheometer. Es besteht aus zwei kreisrunden, beheizten Werkzeugplatten ① und ② mit einem Durchmesser von 344 mm, wobei die obere Platte ① optional mit Drucksensoren der Firma Kistler (Typ 6157BA) ausgestattet werden kann (Abb. 15). Das Werkzeug wird in einer hydraulischen 8000 kN Presse mit vier Parallelhaltezyylinder der Firma Dieffenbacher GmbH & Co./Eppingen (Typ PHP 800/650) gerüstet. In der Vergangenheit wurde dieser Aufbau bereits für Viskositätsmessungen an langfaserverstärkten thermoplastischen Fließpressmassen (LFT) verwendet [79]. Durch den Einsatz einer Industriepresse und den damit gegebenen industriellen Rahmenbedingungen (siehe

Kap. 2.1.2) ist ein Vorteil dieses Aufbaus die Prozessnähe zu einer realen Serienfertigung. Zudem können die hier vorgestellten Pressrheometerversuche von jedem SMC-Produzenten sowie –Verarbeiter durchgeführt werden.

Das Ziel der Versuche in dieser Arbeit ist die Charakterisierung des Materialverhaltens von kommerziellen C-SMC Materialien mit einem Faseranteil von ca. 50 Gew.-% während des Fließpressvorgangs. Dabei sollen Gemeinsamkeiten und Unterschiede im Vergleich zu dem allgemeinen Materialverhalten von G-SMC (siehe Kap. 2.3.1) herausgearbeitet werden, sowie für den Fließpressprozess charakteristische Eigenschaften identifiziert werden. Diese Eigenschaften dienen als Basis für den Aufbau eines Materialmodells zur Beschreibung von C-SMC für die Prozesssimulation des Fließpressens.



① Obere Werkzeugplatte (beheizt)



Optionale Drucksensoren

② Untere Werkzeugplatte (beheizt)

③ Digitale Wegaufnehmer

Abb. 15: Aufbau eines offenen Pressrheometers mit kreisrunden Werkzeugplatten

Der allgemeine Versuchsablauf sieht eine einfache weggesteuerte Werkzeugschließung bei vordefinierter Geschwindigkeit vor. Dabei wird eine maximale Presskraft von 4500 kN angefahren. Bei Erreichen der Maximalkraft erfolgt die weitere Steuerung der Presse kraft geregelt. Die Aufzeichnung des Weges erfolgt über zwei gegenüberliegende, inkrementelle Wegsensoren ③. Während des Schließvorgangs kommt es aufgrund der Presskraft zu Verformungen des Werkzeugs und der Presse selbst. Um eine

Verfälschung des Versuchsergebnisses für das C-SMC zu vermeiden, muss diese Verformung herausgerechnet werden. Dazu werden regelmäßige Leerhübe auf Maximalkraft durchgeführt (z. B. zu Beginn und Ende einer Prüfserie) und ein durchschnittlicher analytischer Zusammenhang zwischen der Werkzeugverformung  $s$  und der Presskraft  $F$  hergeleitet (Abb. 16). Dieser meist lineare Zusammenhang wird bei der Auswertung der Versuche aus der Wegmessung herausgerechnet. Für die Materialeinlage wird aus der Halbzeugrolle des betrachteten C-SMCs eine vordefinierte Lagenanzahl in einer vordefinierten Zuschnittsform entnommen und zu einer Pressrheometerprobe aufgeschichtet. Die Materialeinlage wird auf das beheizte Unterwerkzeug aufgelegt und der Versuch unmittelbar gestartet. Dieser Vorgang entspricht dem industriellen Vorgehen beim Fließpressen.

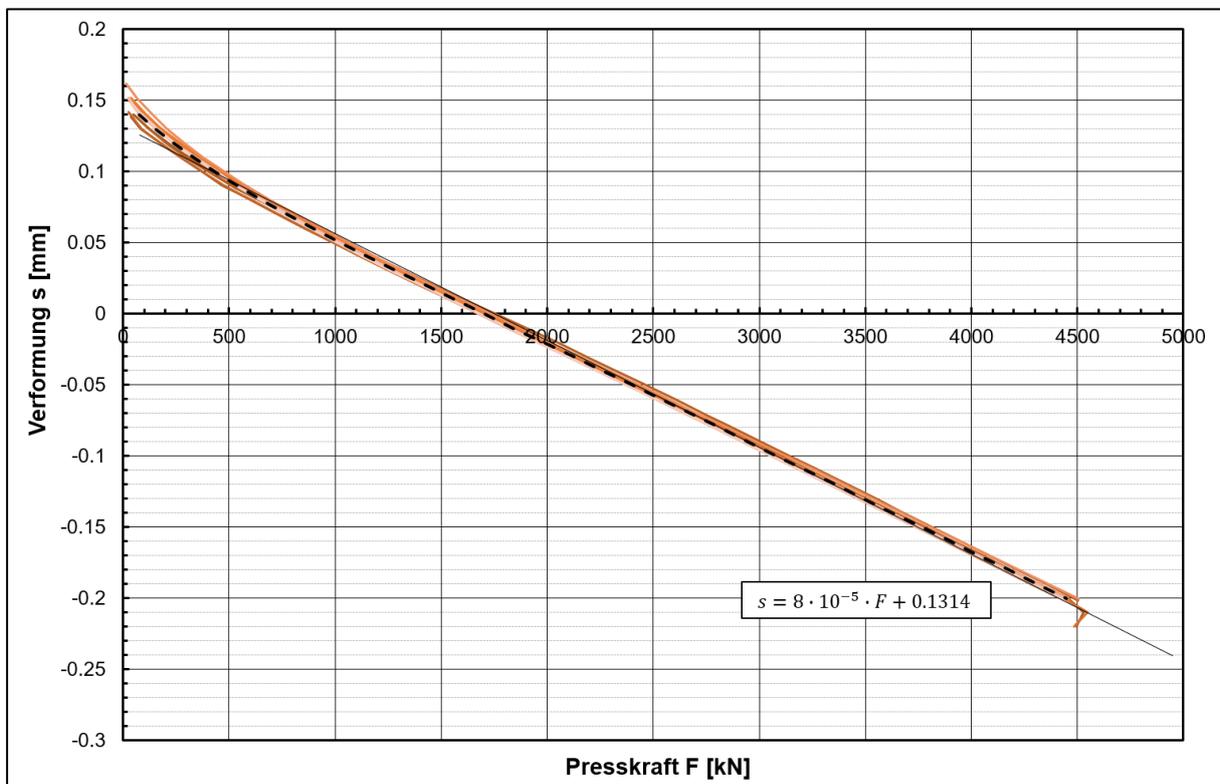


Abb. 16: Beispielhafte Bestimmung des Zusammenhangs zwischen der Werkzeugverformung und der Presskraft.

### 1. Constant Area

Entsprechend der Beschreibung in Kapitel 2.3.1 für offene Pressrheometer werden in dieser Arbeit die beiden möglichen Konfigurationen „Constant Area“ und „Constant Mass“ betrachtet. In der „Constant Area“-Konfiguration ist es das Ziel den Spannungsverlauf während des Fließpressens zu charakterisieren und damit Aussagen über Kompaktierungs- und Fließverhalten zu treffen. Dafür wird über eine Komplettauslage

der Werkzeugfläche eine definierte Pressfläche erzeugt, wodurch über die dokumentierte Presskraft die effektive Spannung im Material errechnet werden kann (Formel (40)). Der kreisrunde offene Aufbau des Rheometers erlaubt es dem Material ohne äußeren Einfluss frei in alle Ebenenrichtungen zu fließen (Abb. 17).

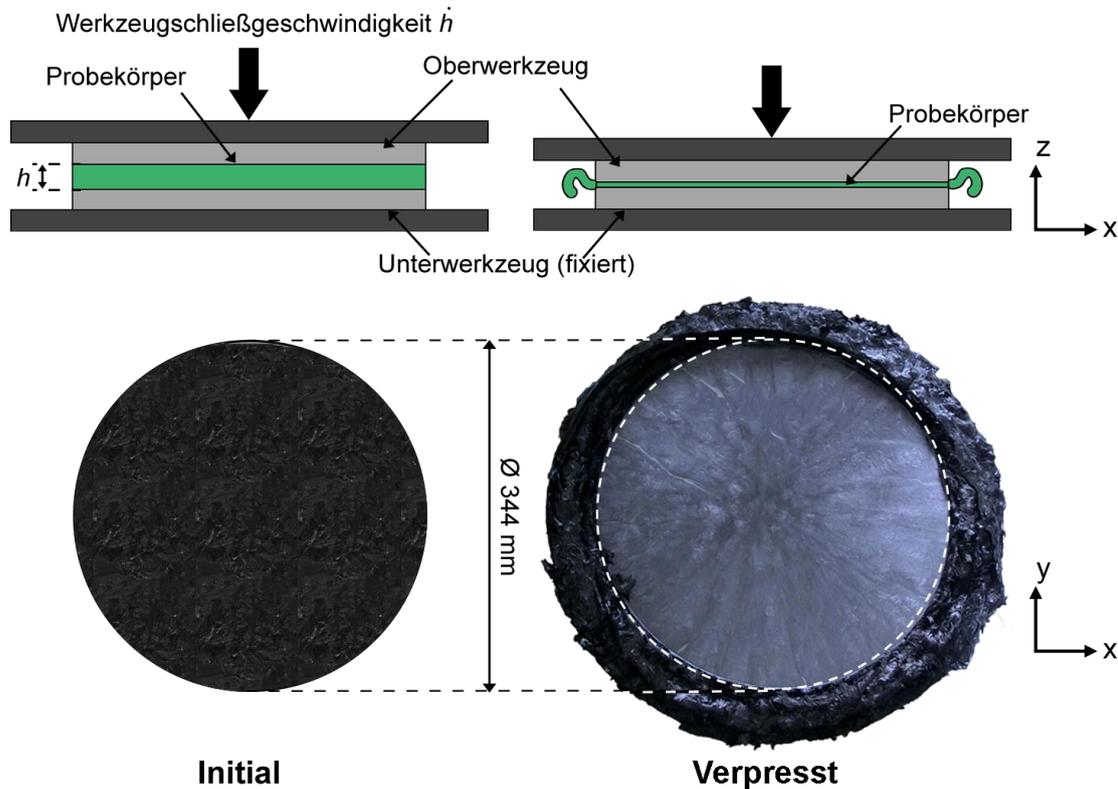


Abb. 17: Schematischer Ablauf der „Constant Area“-Konfiguration in einem offenen Pressrheometer.

Zur Komplettauslage werden aus den Halbzeugrollen kreisrunde Zuschnitte mit einem Stanzeisen des Durchmessers  $\text{\O}350$  mm entnommen. Zur besseren Vergleichbarkeit wird das Gewicht der Materialeinlage auf 1 kg festgelegt. Bei einem Flächengewicht von  $1400 \text{ g/cm}^2$  entspricht dies einem achtlagigen Aufbau. Beim Aufbau der Einlagen ist darauf zu achten, dass die Produktionsrichtung des Halbzeugs einen Einfluss auf die Materialeigenschaften haben kann. Daher werden alle Schichten in gleicher Ausrichtung abgelegt.

Die Dichte, die auf den Datenblättern [155], [158], [161], [162] angegeben wird, entspricht der Dichte des verpressten und ausgehärteten Materials. Da das Halbzeugmaterial noch nicht kompaktiert wurde, ist hier eine geringere Dichte zu vermuten, die

noch bestimmt werden muss. Da die Einlagen eine genau definierte kreisförmige Zugschnittsform besitzen, kann über die Masse  $m_P$  und das Volumen  $V_P$  (Formel (41)) der Einlage die Dichte (Formel (42)) bestimmt werden.

$$V_P = \pi \cdot r_P^2 \cdot h_P \quad (41)$$

$$\rho = m_P / V_P \quad (42)$$

Die manuelle Messung der Dicke  $h_P$  der Einlage ist sehr ungenau, da das Halbzeugmaterial zu Beginn leicht zu kompaktieren ist. Um eine vergleichbare Systematik in die Bestimmung der Dicke zu bekommen, wird die Kraftausgabe der Presse während des Versuchs verwendet. Hierbei wird als initiale Probendicke die Spalthöhe angenommen, bei der die Presse erstmals eine positive Kraftausgabe registriert und damit in definitivem Kontakt mit der Probe steht. Dabei wird in Kauf genommen, dass eine leichte kraftlose Kompaktierung bereits eingetreten sein kann. Die so ermittelten Dichten der Halbzeugmaterialien sind in Tabelle 5 aufgelistet und werden so in das spätere Simulationsmodell aufgenommen.

Tabelle 5: Dichte der betrachteten C-SMC-Materialien im unverpressten Zustand.

Material	Dichte [kg/m <sup>3</sup> ]	
SMCarbon@24 CF50-3K	1224	±14
SMCarbon@24 CF50-12K	1204	±8
AMC 85593	1273	±8
AMC 85590	1250	±19

Das Endergebnis des Pressrheometerversuchs in „Constant Area“-Konfiguration ist eine effektive Spannungs-Dehnungskurve. Die Spannung lässt sich wie bereits erwähnt sehr einfach über die Presskraft und die Fläche bestimmen. Bei der Ermittlung der effektiven Dehnung müssen zwei unterschiedliche Phasen des Versuchs berücksichtigt werden. Für die Kompaktierungsphase wird angenommen, dass das C-SMC reiner Kompaktierung in Dickenrichtung  $z$  unterliegt und keine Deformationen in den Ebenenrichtungen  $x$  und  $y$  aufweist (Formel (43)). Damit kann die effektive Dehnung gleich gesetzt werden mit der Dehnung in Dickenrichtung  $z$  (Formel (44)).

$$\varepsilon_x = \varepsilon_y = 0 \quad (43)$$

$$\varepsilon_{eff} = \varepsilon_z = \frac{h_P - h_i}{h_P} \quad (44)$$

Dabei sind  $h_p$  die Höhe der C-SMC Einlage und  $h_i$  die aktuelle Spalthöhe des Werkzeugs.

Nach Erreichen einer initialen Fließspannung  $\sigma_{y0}$  beginnt die C-SMC-Masse in die x- und y-Richtung zu fließen und damit müssen diese Deformationen in die effektive Dehnung mit aufgenommen werden. Während die z-Dehnung einfach über die Position des Werkzeugs bestimmbar ist, sind Dehnungen in die anderen beiden Raumrichtungen erstmal unbekannt. Zur Vereinfachung wird angenommen, dass keine weitere Kompaktierung auftritt (Formel (45)) und dass x- und y-Dehnung identisch sind (Formel (46)). Damit gilt:

$$(1 + \varepsilon_x) \cdot (1 + \varepsilon_y) \cdot (1 + \varepsilon_z) = 1 \quad (45)$$

$$\varepsilon_x = \varepsilon_y = \sqrt{\frac{1}{1 + \varepsilon_z}} - 1 \quad (46)$$

Setzt man Formel (46) in die effektive Dehnung nach von Mises in tensorieller Notation ein ergibt sich Formel (47) [77] für den Fließbereich unter der Annahme, dass keine Scherdehnung auftritt.

$$\begin{aligned} \varepsilon_{eff} &= \sqrt{\frac{2}{3} \varepsilon_{ij} \varepsilon_{ij}} = \sqrt{\frac{2}{3} (\varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \varepsilon_z^2)} \\ &= \sqrt{\frac{2}{3} \left( 2 \left( \sqrt{\frac{1}{1 + \varepsilon_z}} - 1 \right)^2 + \varepsilon_z^2 \right)} \end{aligned} \quad (47)$$

Den Grenzpunkt zwischen dem reinen Kompaktierungs- und dem plastischen Fließbereich bildet die initiale Fließspannung  $\sigma_{y0}$ , die abhängig von Material und Prozessparametern bestimmt werden muss. Im Allgemeinen ist der Übergang durch einen Knick oder eine Überhöhung im Spannungs-Dehnungsdiagramm zu erkennen. Da der Übergang aber in der Regel fließend stattfindet, ist es notwendig, einen repräsentativen Punkt zu definieren (Abb. 18).

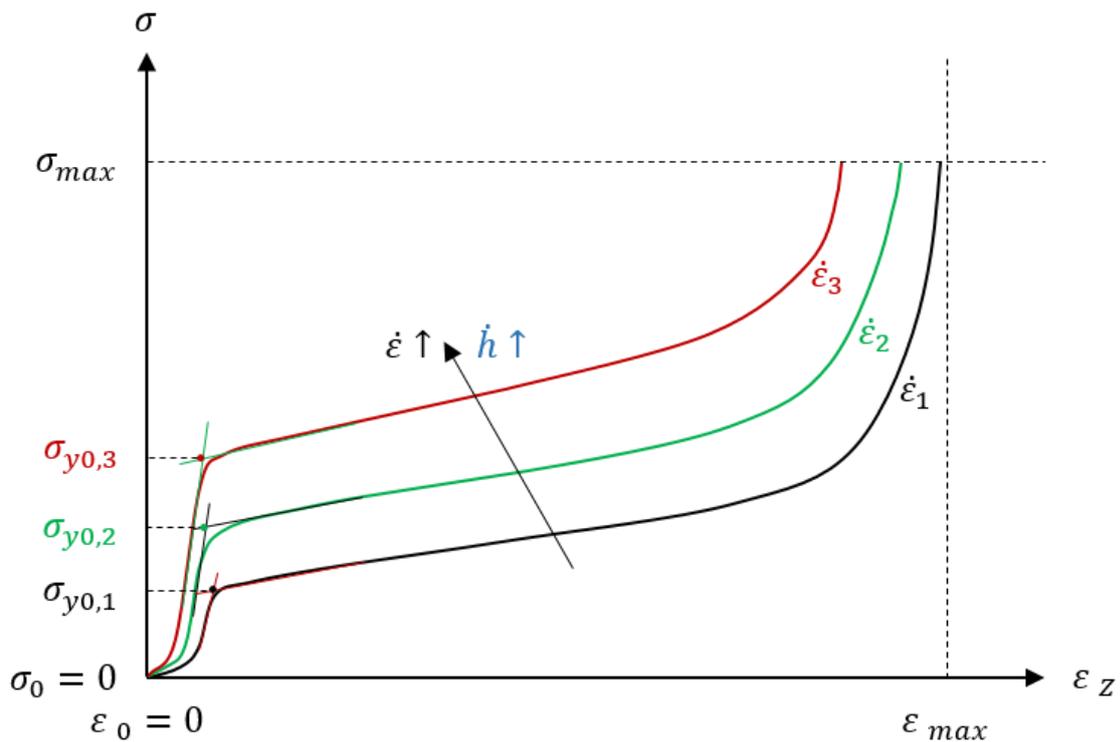


Abb. 18: Beschreibung der Bestimmung der Fließspannung  $\sigma_{y0}$  anhand der Spannungs-Dehnungskurve für unterschiedliche Werkzeugschließgeschwindigkeit  $\dot{h}$ .

Da bei unbekannter Fließspannung die effektive Dehnung nicht bestimmt werden kann, wird die Spannung zuerst gegenüber der leicht zu bestimmenden Dehnung in Dickenrichtung  $z$  (Formel (44)) aufgetragen. Der Übergang von der Kompaktierungsphase in die Fließphase ist durch ein Abknicken der Spannungs-Dehnungskurve sichtbar. Zur Bestimmung einer repräsentativen Fließspannung werden an den angrenzenden, annähernd linearen Bereichen von Kompaktierungs- und Fließphase Tangenten angelegt. Der Schnittpunkt dieser Tangenten definiert die Fließspannung  $\sigma_{y0}$ .

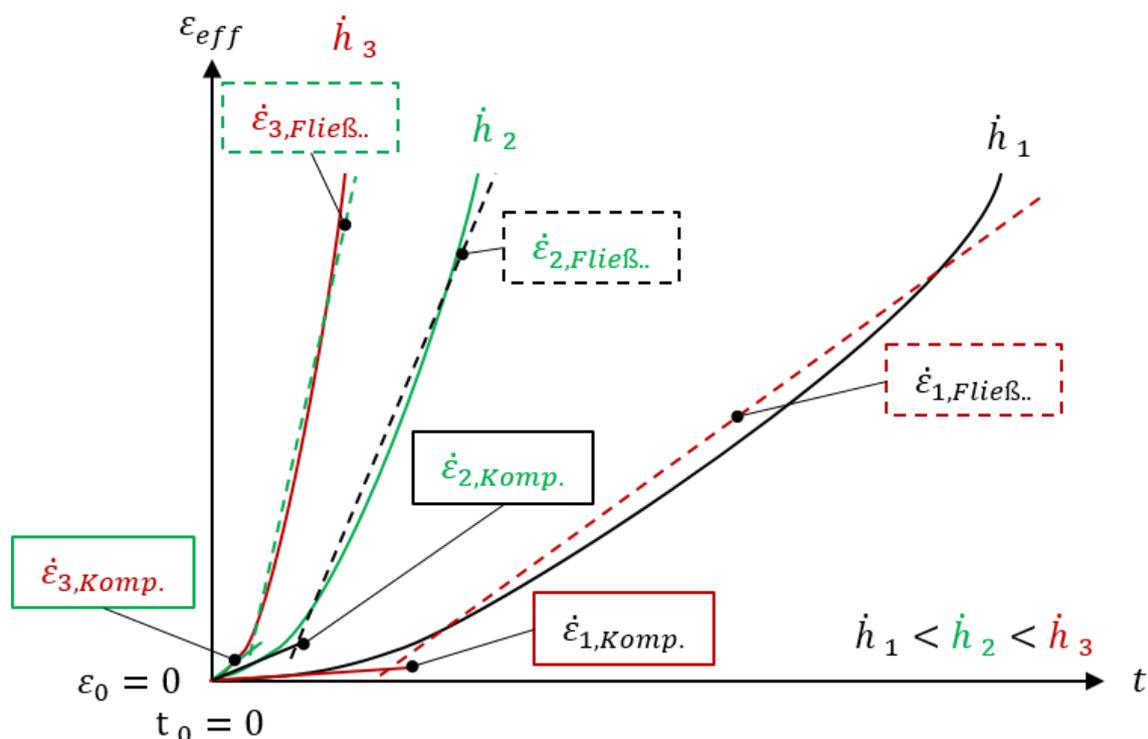
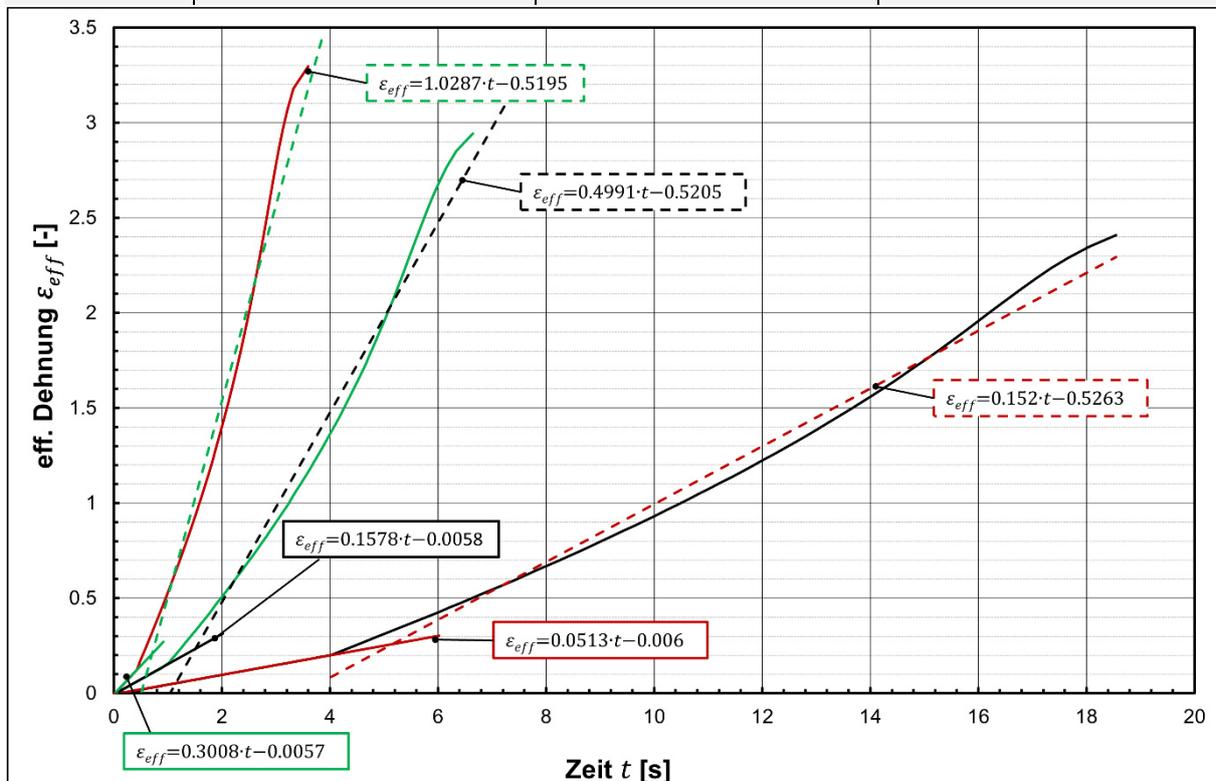


Abb. 19 Schema zur Ermittlung der Dehnraten im Pressrheometerversuch für unterschiedliche Werkzeugschließgeschwindigkeiten  $\dot{h}$ .

Aufgrund der Eigenschaften der duroplastischen Matrix verhalten sich SMC-Werkstoffe generell dehnratenabhängig. Die in den Pressrheometerversuchen im Material auftretenden Dehnraten lassen sich über die ermittelten effektiven Dehnungen bestimmen. Wird die effektive Dehnung über die Zeit (experimentelle Zeit, ebenfalls von der Presse aufgezeichnet) aufgetragen (Abb. 19), beschreibt die Steigung der Kurven die aktuelle Dehnrate. Diese Steigung ist in der Regel nichtlinear, sodass mit fortschreitender Zeit die Dehnrate ansteigt. Zur Vereinfachung der Verarbeitung der Dehnraten als Inputinformation in eine Simulation können die Kurven durch lineare Trendlinien angenähert werden. Es muss beachtet werden, dass der Verlauf der Dehnungs-Zeit-Kurve in Kompaktierungs- und den Fließbereich unterteilt wird, da die Dehnraten im Kompaktierungsbereich signifikant geringer sind als im Fließbereich bei gleichbleibender Werkzeugschließgeschwindigkeit. Damit lassen sich für jede Werkzeugschließgeschwindigkeit zwei Dehnraten bestimmen (Tabelle 6).

Tabelle 6: Ergebnis der Dehnratenauswertung für das Beispielmateriale SMCarbon 24 CF50-12K.

	Werkzeugschließ- geschwindigkeit $\dot{h}$	Dehnrates $\dot{\epsilon}$	Bereich
— (rot)	0.50	0.05	Kompaktierung
- - - (rot)		0.15	Pl. Fließen
— (schwarz)	1.50	0.16	Kompaktierung
- - - (schwarz)		0.50	Pl. Fließen
— (grün)	3.00	0.30	Kompaktierung
- - - (grün)		1.03	Pl. Fließen



Folgt man der beschriebenen Auswertung, erhält man die Spannungs-Dehnungskurven für die vier ausgewählten Beispielmateriale (Abb. 20). Alle untersuchten Materialien zeigen eine klare Dehnratenabhängigkeit, wobei die zum Fließen benötigten Kräfte mit steigender Werkzeugschließgeschwindigkeit (äquivalent zur Dehnrates im Material) ansteigen. Dies führt auch zu einer zunehmenden Kompaktierung bei höheren Dehnrates. In allen Kurven ist der Übergang zum plastischen Fließbereich deutlich durch einen charakteristischen Knick im Spannungsverlauf zu erkennen. Der steile Kraftanstieg bei hohen effektiven Dehnungen ist typisch für Pressrheometerversuche

und wird nur rudimentär durch das Materialverhalten beeinflusst, wie in Kapitel 2.3.1 beschrieben.

Obwohl alle vier Materialien auf derselben Materialbasis beruhen, bestehend aus einer Vinylester-basierten Matrix kombiniert mit zugeschnittenen Kohlenstoffaseroovings bei einem Fasergewichtsanteil von 50 Gew.-%, zeigen sich dennoch Unterschiede im Spannungsverlauf. Als Erstes ist ein Einfluss des verwendeten Garns zu erkennen. Die Versuchsreihen mit 12K-Garnen benötigen bei beiden Herstellern signifikant geringere Presskräfte, um ein plastisches Fließen zu realisieren. Der direkte Vergleich zwischen den Herstellern zeigt einen deutlich unterschiedlichen Verlauf der Spannungs-Dehnungskurven. Das SMCarbon® 24 CF50 der Firma *Polynt Composites* weist einen Verlauf auf, der sehr ähnlich zu den typischen Ergebnissen der G-SMC-Versuche aus der Literatur (siehe Kapitel 2.3.1) ist. Hierbei zeigt sich ein kleiner Bereich reiner Kompaktierung, der dann in einen abgeflachten stetig steigenden Fließbereich übergeht.

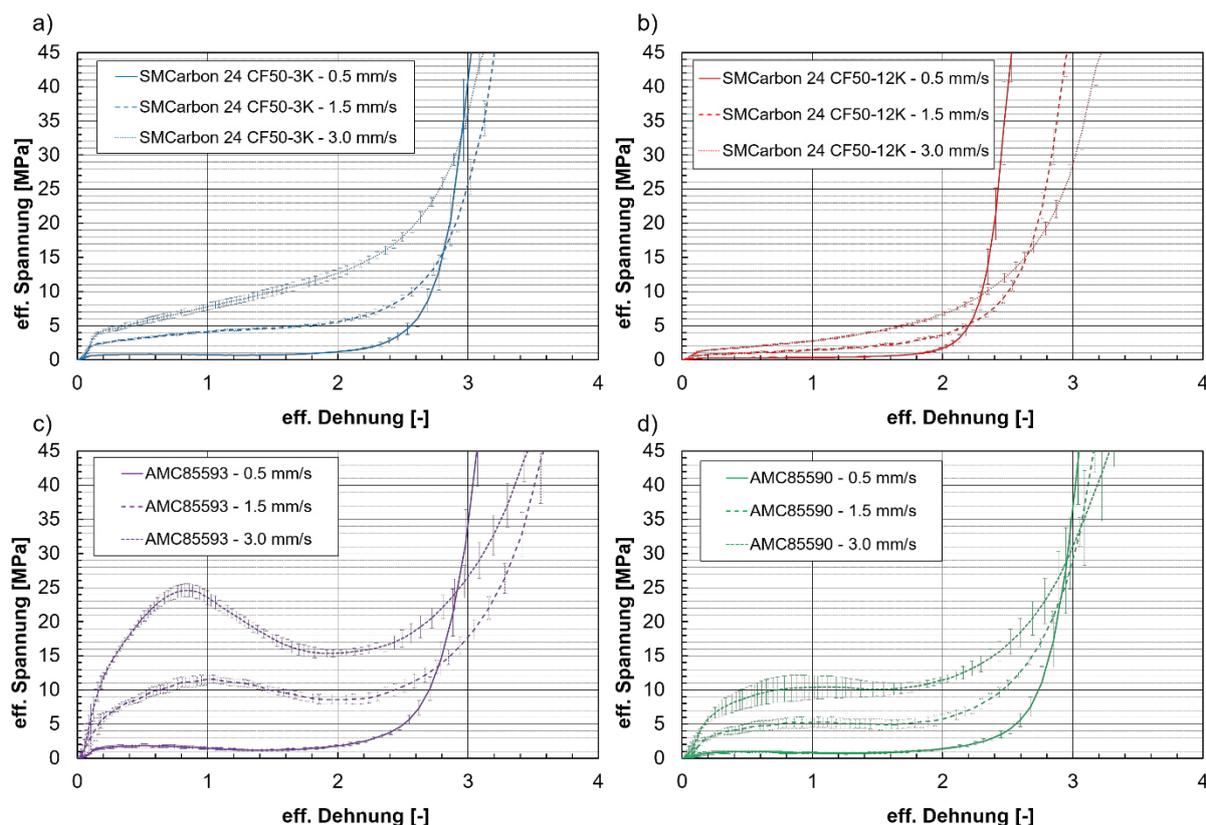


Abb. 20: Resultierende Spannungs-Dehnungskurve für die vier Beispielmaterien. a) SMCarbon 24 CF50-3K, b) SMCarbon 24 CF50-12K, c) AMC 85593, d) AMC 85590.

Die beiden AMC®-Materialien von *LyondellBasell* weichen vom typischen Verlauf ab. Der Vergleich der Fließspannungen (Abb. 21) zeigt, dass hier höhere Spannungen

notwendig sind, um ein plastisches Fließen zu initiieren. Des Weiteren weist der Spannungsverlauf im Fließbereich Eigenheiten auf. Bei AMC® 85593 steigen die Spannungen zu Beginn des plastischen Fließens noch stark an, bis eine Maximalspannung erreicht wird. Dann folgt eine Entspannung auf niedrigere Fließspannungen. Es ist anzunehmen, dass das Fließen aufgrund der Struktur oder Anordnung der Verstärkungsfasern behindert wird. Wird ein bestimmter Zustand erreicht, löst sich die Behinderung durch Reorientierung der Garne auf und das Fließen wird erleichtert. Die Kurven zeigen, dass der Effekt mit Abnahme der Dehnrates verringert wird. Dass dieses Verhalten durch die Garnstruktur beeinflusst wird, zeigen die Kurven von AMC® 85590 im Vergleich zu AMC® 85593. Hier werden 12K-Garne verwendet und es zeigt sich, dass der Spannungseffekt rudimentär aber deutlich geringer ausgeprägt ist.

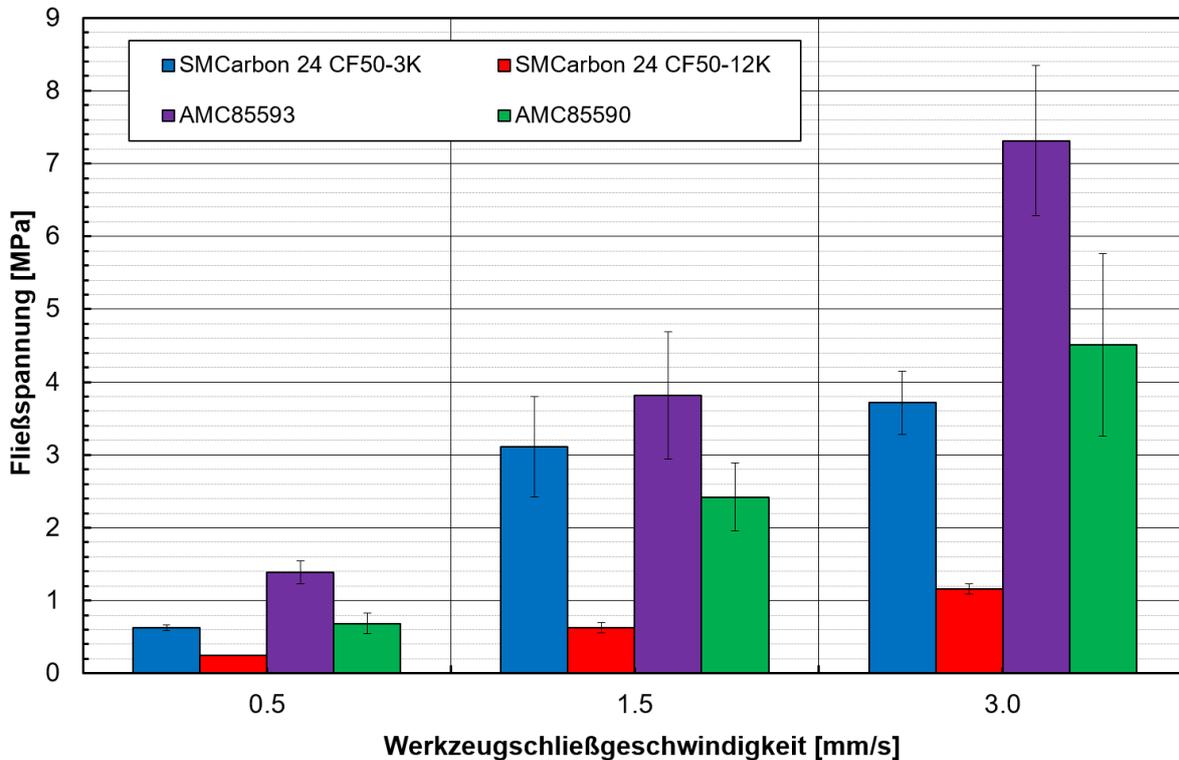


Abb. 21: Vergleich der Fließspannungen der vier Beispielmaterialien SMCarbon 24 CF50-3K, SMCarbon 24 CF50-12K, AMC 85593, AMC 85590.

## 2. Constant Mass

In der „Constant Mass“-Konfiguration ist es das Ziel die Fließfrontentwicklung eines C-SMC-Halbzeugs während des Fließpressvorgangs zu untersuchen und damit Aussagen über mögliche Anisotropien des Halbzeugs und die Entwicklung der Faserorientierung zu treffen. Die genauere Betrachtung der Faserorientierung erfolgt im Kapitel

3.3.2 mit Hilfe optischer Messmethoden. Dieses Kapitel konzentriert sich auf die Fließfrontentwicklung und die Beurteilung der Anisotropie. Dafür wird ein Pressrheometerversuch durchgeführt, bei dem eine Probengröße gewählt wird, die gewährleistet, dass über die komplette Versuchsdauer die gesamte Masse des Probekörpers innerhalb der Werkzeugplatten verbleibt. Durch Short Shot-Versuchen (das gezielte Stoppen des Versuchs bei vordefinierten Werkzeugspalthöhen) werden Probekörper erzeugt, an denen sich das Fließverhalten während einer Formfüllung zeitlich ablesen lässt (Abb. 22).

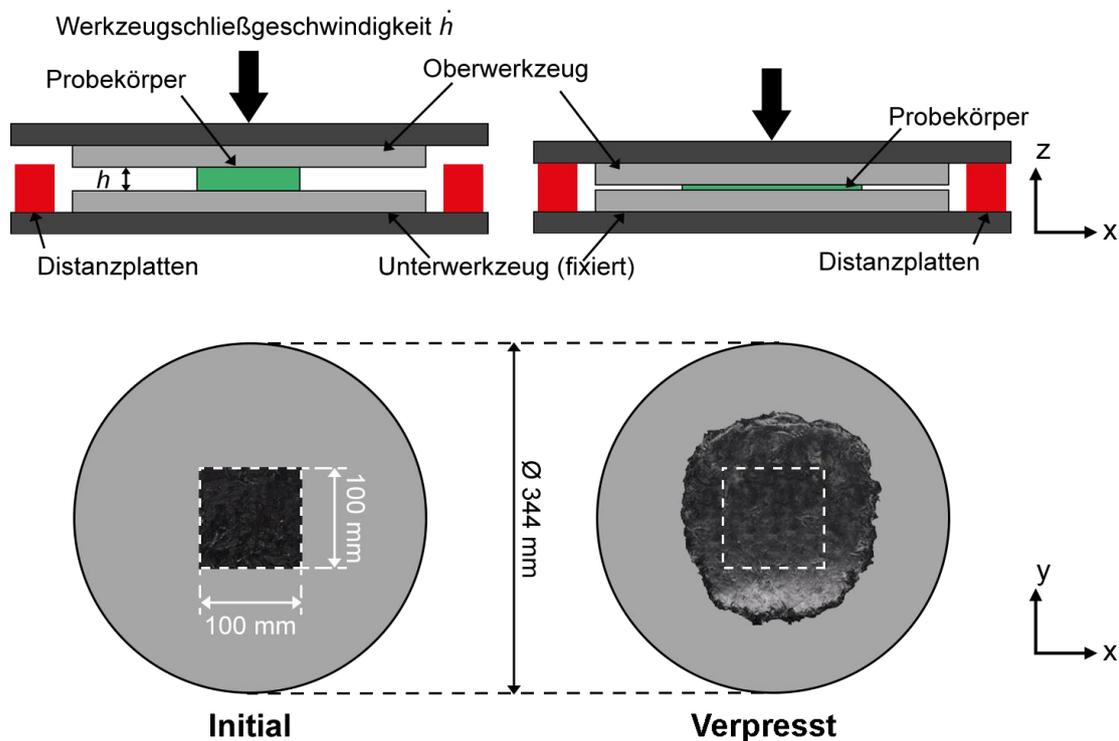


Abb. 22: Schematischer Ablauf der „Constant Mass“-Konfiguration in einem offenen Pressrheometer.

Um das Stoppen des Versuchs bei den vordefinierten Spalthöhen von 8 mm, 5 mm und 3 mm zu gewährleisten, werden im vorliegenden Aufbau Distanzplatten verwendet, auf die das Werkzeug fährt. Zum Aufbau der Pressrheometerproben werden aus der Halbzeugrolle quadratische Zuschnitte mit einer Seitenlänge von 100 mm mit einem Stanzeisen entnommen und ausgehend von der Probenkonfiguration des „Constant Area“-Versuchs zu einem 8-lagigen Aufbau geschichtet. Da anzunehmen ist, dass die Prozessrichtung bei der Herstellung des Halbzeugs eine Rolle bei der Anisotropie spielt, ist darauf zu achten, dass alle Lagen in gleicher Ausrichtung zur Prozessrichtung positioniert werden.

Für jede der definierten Spalthöhen werden drei Wiederholungen des Versuchs durchgeführt, um eine durchschnittliche Fließfront zu erzeugen. Werden anschließend die durchschnittlichen Fließfronten mit einem gemeinsamen Mittelpunkt übereinandergelegt, wird die Entwicklung der Fließfront im Verlauf des Fließpressprozesses sichtbar (Abb. 23 und Abb. 24).

Das Ziel ist nun die Bewertung der Fließfrontentwicklung für die Beispielmaterialien. Um zu ermitteln, ob die Dehnrates einen Einfluss auf die Fließfrontentwicklung hat, werden die Versuche mit zwei Werkzeuggeschwindigkeiten durchgeführt (0.5 mm/s, 3.0 mm/s).

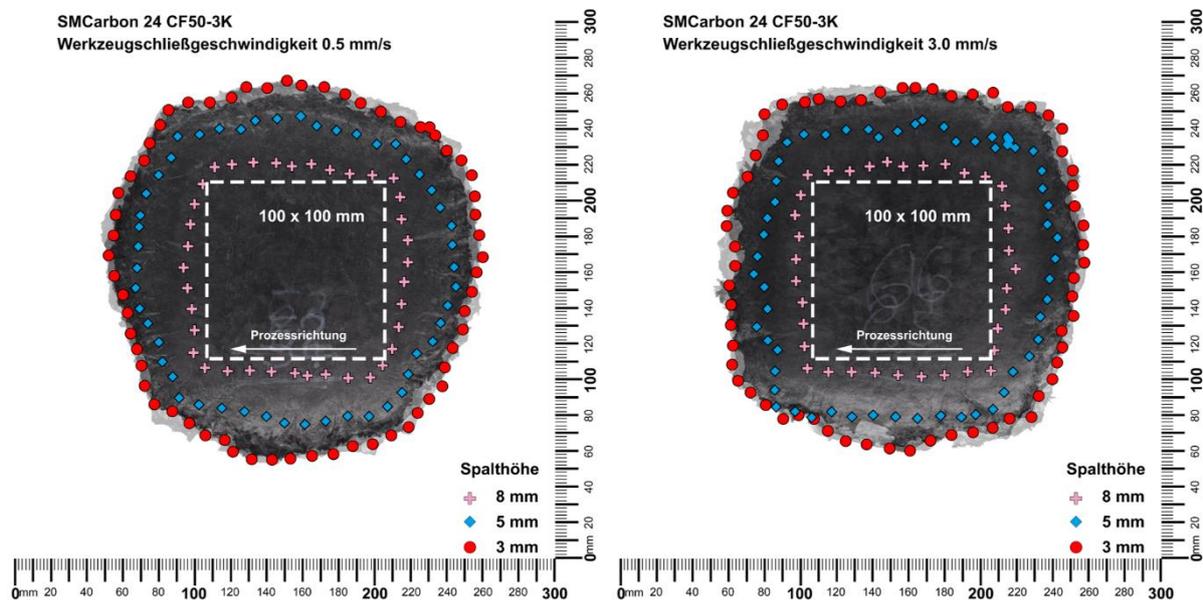


Abb. 23: Darstellung der Fließfrontentwicklung beim Verpressen von SMCarbon 24 CF50-3K.

Abb. 23 zeigt den typischen Einfluss unterschiedlicher Werkzeuggeschwindigkeiten bei dem Beispielmateriale SMCarbon 24 CF50-3K. Bei der niedrigen Geschwindigkeit von 0.5 mm/s (Abb. 23 links) zeigt sich eine annähernd isotrope Entwicklung der Fließfront, wobei sich das Material in beiden Ebenenrichtungen gleichmäßig ausbreitet. Dabei formt sich die ursprünglich quadratische Probengeometrie mit fortschreitender Fließfront in eine Kreisform um. Diese Umformung deutet auf weitere Einflüsse hin, wie z. B. die äußere Reibung aufgrund des Werkzeugkontakts und eine innere Umorientierung der Faserausrichtung. Im Gegensatz dazu ist die Ausbildung der Kreisform bei der höheren Geschwindigkeit von 3.0 mm/s (Abb. 23 rechts) stark eingeschränkt. Die Probe behält die quadratische Form bei. Dies bedeutet, dass höhere Dehnrates

im Material zu einer Behinderung des Fließens führen. Dies wurde bereits durch die höheren resultierenden Fließkräfte in der „Constant Area“-Konfiguration gezeigt.

Die Tatsache, dass das Material bei höheren Dehnraten im Fließprozess behindert wird und damit einen kürzeren Fließweg aufzeigt, lässt den Rückschluss zu, dass für das C-SMC während der Fließphase keine Volumenkonstanz angenommen werden kann und sich das Material kompressibel verhält.

SMCarbon 24 CF-50-3K zeigte ein annähernd isotropes Verhalten (gleichmäßige Ausbreitung der Fließfront in alle Ebenenrichtungen) bei beiden Werkzeuggeschwindigkeiten. Ein ähnliches isotropes Verhalten zeigt SMCarbon 24 CF50-12K nur bei geringen Dehnraten (Abb. 24 links). Bei der höheren Geschwindigkeit wandelt sich die quadratische Ausgangsform in ein Rechteck um, wobei das Material senkrecht zur Prozessrichtung einen weiteren Fließweg zurücklegt (Abb. 24 rechts). Dies lässt auf eine dehnratenabhängige Anisotropie schließen. Da dieses Verhalten nicht bei dem vergleichbaren Material mit 3K-Faserveroving auftritt, muss die Ursache im verwendeten Rovingtyp und der Ausgangsorientierung der Fasern liegen.

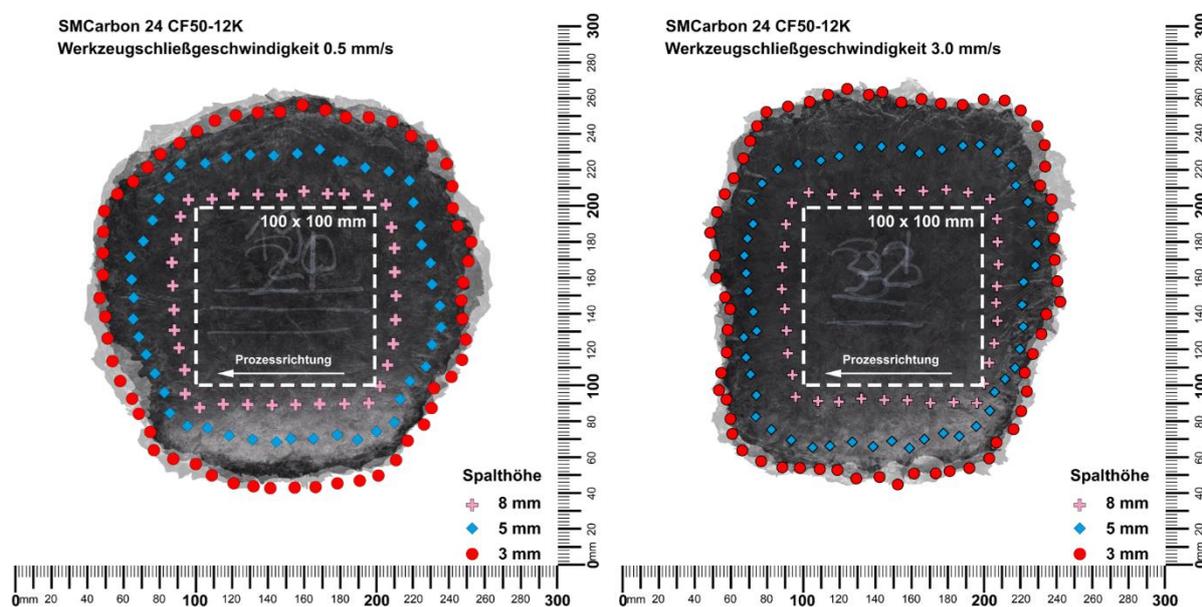


Abb. 24: Darstellung der Fließfrontentwicklung beim Verpressen von SMCarbon 24 CF50-12K.

Bei den Vergleichsmaterialien AMC® 85593 (Anhang C Abb. 1) und AMC® 85590 (Anhang C Abb. 2) sind die beschriebenen Effekte weniger stark ausgeprägt, aber immer noch vorhanden. AMC® 85590 zeigt ein ähnliches isotropes Verhalten wie

SMCarbon 24 CF-50-3K bei beiden Werkzeuggeschwindigkeiten. Dabei ist die Umformung zu einem Kreis jedoch nur rudimentär ausgeprägt. Bei AMC® 85593 kann eine dehratenabhängige Anisotropie erkannt werden wie bei SMCarbon 24 CF-50-12K. Es ist zu beachten, dass AMC® 85593 über 3K-Faseroovings verfügt. Daher ist ein Einfluss der Ausgangsfaserverteilung wahrscheinlicher als der verwendete Rovingtyp.

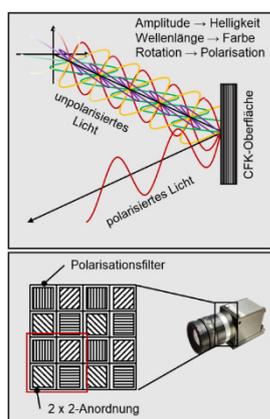
### 3.3. Optische Messung der Faserorientierung an C-SMC Proben

In dieser Arbeit soll ein Messsystem zur Erfassung von Faserorientierungen ausgewählt und getestet werden, welches folgende Bedingungen erfüllt:

- Eignung für kohlenstofffaserverstärkten Halbzeuge und Bauteile mit zufälliger Schnitffaserverteilung.
- Flexibles System welches zur Analyse der Faserorientierung in unterschiedlichen Stadien einer Herstellungsprozesskette eingesetzt werden kann.
- Geringe Testzykluszeiten und Eignung zur Echtzeiterfassung.
- Kostengünstige Soft- und Hardware.

Basierend auf diesen Bedingungen wurde ein optisches Messverfahren, die Polarisationsbildgebung, ausgewählt. Dieses Verfahren erlaubt die Untersuchung von Probestücken aus dem kompletten Verarbeitungszyklus, von den Rohstoffen zur Herstellung des Halbzeugs bis zum fertigen Bauteil.

#### Kohlenstofffasern polarisieren einfallendes Licht!



#### Komplexes Beispiel: Zufällige Faserverteilung

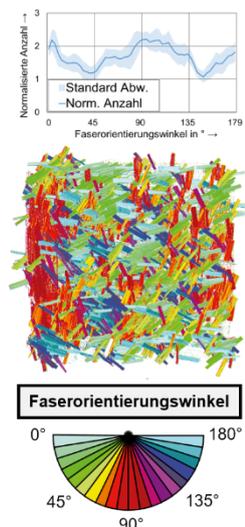
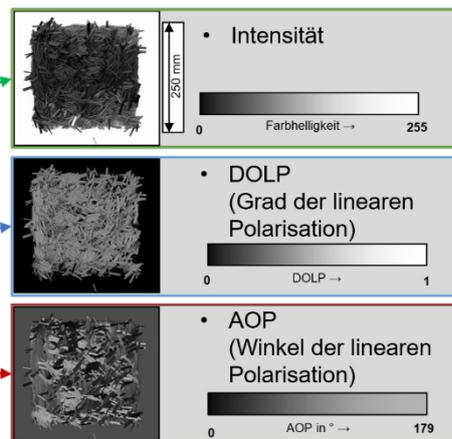


Abb. 25: Funktionsprinzip der Polarisationsbildgebung. Links) Funktionsprinzip der Polarisationskamera. Mitte) Rohdaten der Polarisation. Rechts) Ermittelte Faserorientierungsinformationen.

Nach der Wellentheorie kann Licht vereinfacht als sinusförmige elektromagnetische Welle betrachtet werden. In Abb. 25 links oben) sind die drei charakteristischen Eigenschaften einer solchen Welle aufgelistet, die Wellenlänge, die Amplitude und die Schwingungsrichtung (hier vereinfacht als Rotation zur Ausbreitungsrichtung der elektromagnetischen Schwingung dargestellt). Im Falle von sichtbarem Licht kann das menschliche Auge die beiden Eigenschaften Wellenlänge und Amplitude als Farbe und Helligkeit wahrnehmen. Was das menschliche Auge nicht erkennt, ist die Schwingungsrichtung des Lichts, die sogenannte Polarisation. Abb. 25 links oben) zeigt nun den Polarisierungseffekt. Licht wird als nicht polarisiert bezeichnet, wenn die Lichtwelle keine definierte Schwingungsrichtung aufweist. Fast alle natürlichen und künstlichen Lichtquellen emittieren nicht polarisiertes Licht. Das bedeutet, dass sich alle ausgesendeten Lichtwellen in unterschiedlichen und undefinierten Schwingungsrichtungen ausbreiten. In Abb. 25 ist eine Ansammlung von Wellen mit variablen Schwingungsebenen um die Ausbreitungsrichtung symbolisch dargestellt. Wenn diese Wellen nun auf ein Objekt mit polarisierenden Eigenschaften fallen, werden die reflektierten oder transmittierten Lichtwellen alle in dieselbe Richtung rotiert, hier als eine einzelne reflektierte Welle angedeutet. Der Polarisierungseffekt tritt in der Natur häufig auf, z. B. bei der Reflektion von Sonnenlicht von bestimmten Partikeln in der Atmosphäre oder von einer Wasseroberfläche. Auch an künstlichen Oberflächen, wie z. B. Glasoberflächen, tritt dieser Effekt auf. Für technische Anwendungen wird der Polarisierungseffekt bereits seit geraumer Zeit genutzt, z. B. in der Fotografie, um Glanzeffekte und Spiegelungen zu vermeiden, oder in der Qualitätskontrolle und Defektdetektion bei Schadensanalysen [163].

Diese Funktionsprinzipien ausnutzend hat das Fraunhofer Institut für Integrierte Schaltungen (IIS) ein Verfahren zur Messung von Faserorientierungen an CFK entwickelt, wobei die Polarisationsrichtung des reflektierten Lichts von der Oberfläche eines CFK-Prüfkörpers gemessen wird [94], [164], [165], [166]. Wenn nicht polarisiertes Licht auf die Oberfläche einer Kohlenstofffaser trifft, wird das reflektierte Licht abhängig von der Orientierungsrichtung der Faser polarisiert.

Abb. 26 zeigt auf der rechten Seite ein allgemeines Schema der Art von Prüfstand, welche für die Messungen verwendet werden.

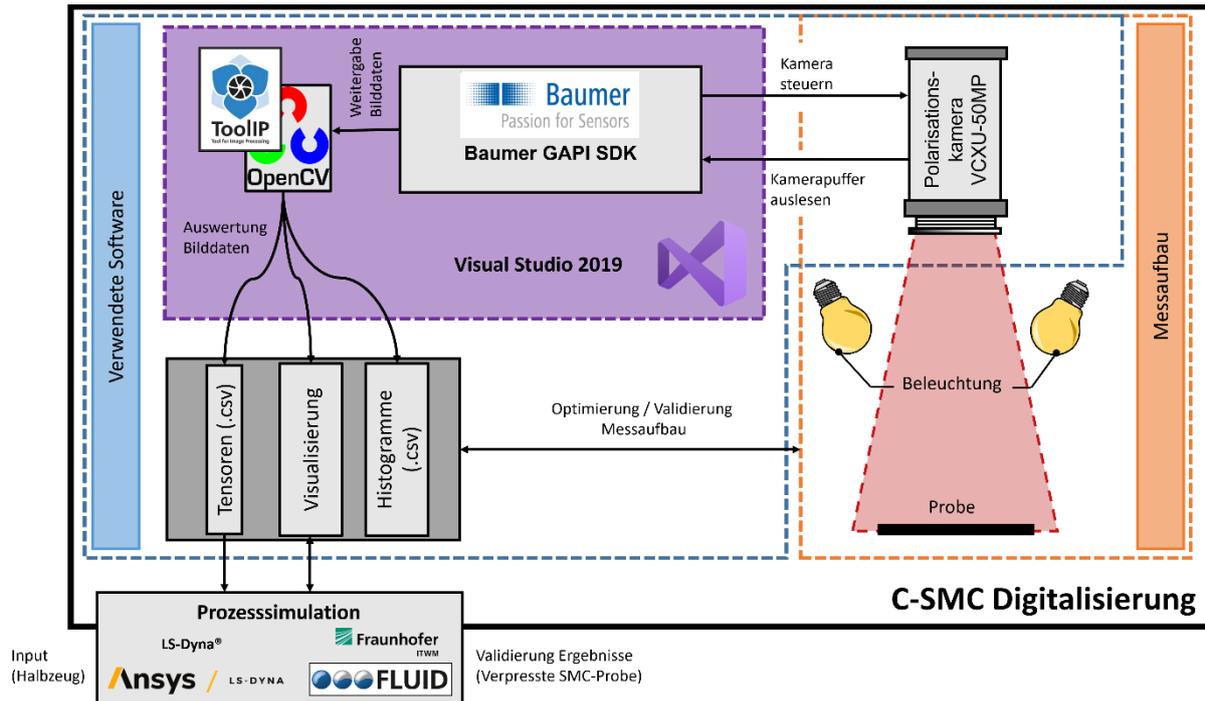


Abb. 26: Verarbeitungskette der Polarisations-Bilddaten von Erfassung der Rohdaten mittels Polarisationskamera über softwaregebundene Bildverarbeitung bis Ausgabe als Simulationseingangsdaten.

Der Prüfkörper wird auf einer flachen Ebene positioniert, idealerweise ohne Polarisationsseffekt. Als Lichtquelle dienen vier identische LED-Lichtstreifen, welche in einem Rechteck angeordnet sind und den Prüfkörper mit nicht polarisiertem Licht beleuchten. Bei der Ausrichtung der Lichtquellen muss auf eine Dunkelfeldbeleuchtung des Prüfkörpers geachtet werden, um Reflexionen und Überbelichtungen auf der Prüfkörperoberfläche zu vermeiden. Nach Reflexion auf der Prüfkörperoberfläche wird das nun polarisierte Licht von einer Polarisationskamera detektiert. Für die Messungen in dieser Arbeit kommt die Kamera VCXU-50MP des Herstellers *Baumer GmbH* [167], [168] zum Einsatz. Konventionelle Polarisationskamerasysteme benötigen mindestens drei Messungen zur Analyse polarisierten Lichts. Sie sind mit einem linearen Polarisationsfilter ausgestattet, der zwischen den Messungen rotiert wird. Dieser zeitlich-sequenzielle Ansatz ist akkurat und weitläufig in Nutzung, eignet sich jedoch nicht für Echtzeitaufnahmen oder die Inspektion von bewegten Objekten. In der hier eingesetzten Polarisationskamera ist der 5 Megapixel große Global Shutter Sensor IMX250MZR von *Sony* verbaut, bei dem eine zusätzliche Polarisationschicht bestehend aus vier Polarisationsfiltern mit  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  und  $135^\circ$  in einer  $2 \times 2$  Anordnung über das gesamte

Pixelarray verbaut ist (Abb. 25 links unten) [169], [170]. Dieser Ansatz erlaubt die Erfassung aller notwendigen Informationen zur Analyse von polarisiertem Licht in einer einzigen Aufnahme.

Abb. 26 zeigt ein prinzipielles Schema der Verarbeitung der Messdaten und die resultierenden Ergebnisse der Polarisationsbildgebung. Über das systemeigene Software-Developer-Kit (SDK) Baumer GAPI SDK kann die Funktion der Kamera gesteuert werden und Rohdaten, die die Kamera erzeugt, verarbeitet werden. Zur Erstverarbeitung werden die Rohdaten zu unterschiedlichen Komponenten mit unterschiedlichem Informationsgehalt umgewandelt, im Folgenden auch als Kameradatensatz bezeichnet. Für die Messung der Faserorientierung sind insbesondere die folgenden Informationen relevant (siehe auch Abb. 25 mittig).

### **Intensität:**

Diese Darstellungsweise entspricht der eines herkömmlichen Graustufenbildes und stellt somit die Farbhelligkeit der fotografierten Objekte dar. Die Intensität wird im weiteren Prozess verwendet, um überbelichtete Pixelbereiche mit unzuverlässigem Informationsgehalt auszufiltern.

### **DOLP:**

Der Grad der linearen Polarisation (DOLP) stellt das Verhältnis von polarisiertem zu unpolarisiertem Licht dar. Je höher (heller) der Graustufenwert, desto höher auch der Polarisationsgrad. Im Baumer GAPI SDK werden Oberflächen ohne polarisierende Eigenschaften also schwarz und Oberflächen mit ideal polarisierenden Eigenschaften weiß dargestellt. Über den Polarisationsgrad können die zur Faserorientierungsmessung relevanten Bildbereiche identifiziert und Anteile der Bildaufnahme ohne Fasergehalt ausmaskiert werden.

### **AOP:**

Der Winkel der Polarisation (AOP) stellt die Polarisierungsrichtung des einfallenden Lichtes als Graustufenwert dar. Das Spektrum der unverarbeiteten AOP-Bilder reicht dabei von schwarz (Polarisierungswinkel =  $0^\circ$ ) bis weiß (Polarisierungswinkel =  $180^\circ$ ). Der Polarisationswinkel steht in direktem Zusammenhang zum Faserorientierungswinkel, wobei beachtet werden muss, dass ein ebenes, zweidimensionales Abbild erfasst wurde und die Faserorientierung immer in Abhängigkeit der Bildebene angegeben

wird. Wird der Prüfkörper oder die Bildaufnahme gedreht muss die entsprechende Farbskala angepasst werden.

### **ADOLP:**

Ergänzend sei die Möglichkeit einer kombinierten Aufnahme aus Polarisationswinkel (AOP) und  $-90^\circ$  (DOLP) erwähnt (ADOLP). Der DOLP wird dabei als Farbhelligkeit und der AOP als Farbwert dargestellt. Diese Darstellungsweise dient hauptsächlich der Visualisierung, eignet sich aufgrund der aus Sicht der Bildverarbeitung hohen Komplexität jedoch nicht für die eigentliche Auswertung der Faserorientierung von Halbzeugen.

Das Ziel des Polarisationsbildgebungsverfahrens ist die Erstellung visuell auswertbarer Daten zur Faserorientierung. Dazu gehören in RGB eingefärbte Versionen der Graustufendarstellung zur besseren Kenntlichkeit für das menschliche Auge, Histogrammdaten zur Faserwinkelverteilung in bestimmten ROIs zur Beurteilung der potenziellen Anisotropie, sowie die Erstellung von Faserorientierungsinformationen zur Weitergabe an anschließende analytische Berechnungen und Simulationen, z. B. in Form von Tensorwerten (siehe beispielhaft in Abb. 25 rechts). Welche Daten in welcher Form schlussendlich erarbeitet werden, ist anwendungsbezogen. In den folgenden Kapiteln 3.3.1 und 3.3.2 wird der Weiterverarbeitung der Kameradatensätze am Beispiel zweier relevanter Anwendungsfelder näher erläutert.

#### **3.3.1. In-situ Messung der Faserorientierung in einer Produktionslinie**

Ziel des ersten Anwendungsfalls ist die Erfassung der Faserorientierung einer kompletten C-SMC-Halbzeugrolle. Dabei wird die Faserorientierung während der laufenden Halbzeugproduktion mittels einer Polarisationskamera in Echtzeit erfasst. Um einen klaren ebenen Blick der Kamera auf die Fasern zu gewährleisten, wird sie direkt nach dem Aufstreuen der Fasern durch das Schneidwerk und vor dem Aufbringen der zweiten harzgetränkten Trägerfolie in die Produktionslinie integriert. Damit ersetzt die Kamera die optionale Abwickleinrichtung für textile Strukturen (vgl. Abb. 27 mit Abb. 2). Für diese erste Version der Erzeugung eines digitalen Abbilds der Halbzeugrolle wird von einem Standard-SMC-Material mit einer Verstärkungsstruktur aus Schnitffa-

sern ohne eine Form der textilen Endlosfaserverstärkung ausgegangen. Für eine ausreichende und gleichmäßige Beleuchtung der Messzone sorgen vier rechteckig angeordnete LED-Lichtleisten (Hersteller: *MBJ Imaging GmbH*, Typen: SBL-0130 / SBL-0150). Zur späteren Identifikation der Positionen auf der Halbzeugrolle wird zusätzlich ein selbstklebendes Maßband des Herstellers *Schlemming GmbH* (Typ: Adhesive Tape Measure (left-to-right, 20 m)) während des laufenden Prozesses mithilfe einer Abrollvorrichtung auf der Trägerfolie angebracht. Bei der Auswahl des Maßbandes wurde auf eine möglichst matte, nicht reflektierende Oberfläche und eine ausreichende Beschriftungsgröße geachtet, um eine gute Erkennbarkeit und Lesbarkeit des Bandes in der weiteren Verarbeitung zu gewährleisten.

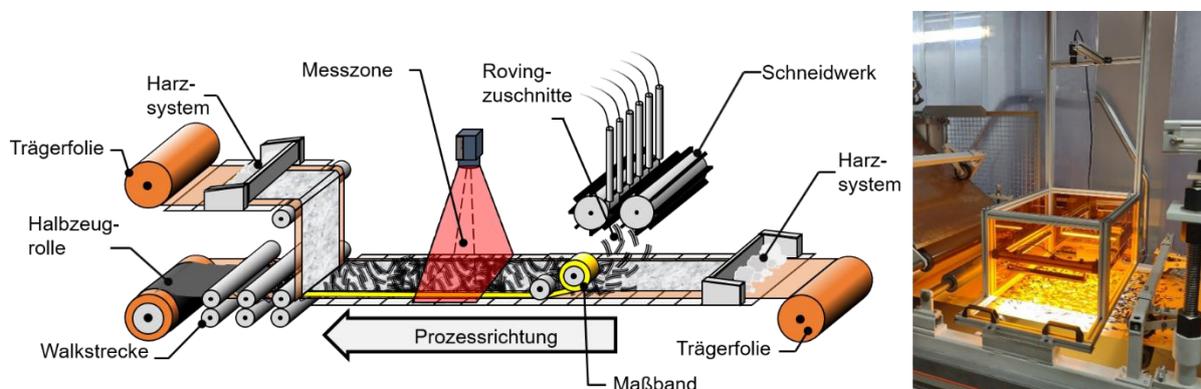


Abb. 27: Integration der Polarisationskamera in die laufende C-SMC-Halbzeugherstellung.

Um den Digitalisierungsprozess der Faserorientierung eines C-SMC-Halbzeugs näher zu veranschaulichen, wird hier als Beispiel eine kurze C-SMC-Halbzeugrolle (Gesamtlänge ca. 3 m) mit den Prozessparametern aus Tabelle 7 hergestellt. Es handelt sich dabei um ein typisches auf einer Epoxidharzbasis aufgebautes C-SMC mit industriellen Halbzeuggeometrien und Fertigungsgeschwindigkeiten.

Tabelle 7: Prozessparameter des digitalisierten Beispielhalbzeugs.

Prozessparameter	Einheit	
Zusammensetzung	-	Epoxidharz + Kohlenstofffasern
Harz-Bezeichnung	-	SMCarbon® 80
Harz-Hersteller	-	<i>Polynt Composites</i>
Faserlänge	mm	25
Filamentanzahl	-	15K
Fasergewichtsanteil	Gew.-%	40
Aufstreubreite	mm	360
Schnittgeschwindigkeit	U/min	35
Bandgeschwindigkeit	m/min	1.2

Während der Halbzeugfertigung durchläuft das Produktionsband den Messbereich der Polarisationskamera, die automatisiert mit einer der Bandgeschwindigkeit angepassten Bildrate (hier ca. 5-10 fps) die durchlaufenden aufgestreuten Fasern erfasst. Auf diese Weise entsteht für jeden Aufnahmezeitpunkt ein Kameradatensatz, bestehend aus dem AOP-, Intensitäts- und DOLP-Bild. Diese Kameradatensätze durchlaufen nun einen nachgeschalteten Digitalisierungsprozess (Abb. 28).

Im ersten Schritt ist es das Ziel aus den drei separaten Bildern des Datensatzes ein Kombinationsbild zu erstellen, welches alle für den weiteren Prozess relevanten Daten enthält. Dabei werden aus dem Intensitätsbild alle überbelichteten Pixel identifiziert und entfernt. Zudem ist in diesem Bild das Maßband gut zu erkennen und kann als Messskala extrahiert werden. Das DOLP-Bild liefert die Information, welche Bereiche der Aufnahme polarisieren und damit Kohlenstofffasern enthalten. Damit kann eine Bildmaske erstellt werden, mit der alle nicht relevanten Bildbereiche entfernt werden. Schlussendlich zeigen die Grauwerte des AOP-Bildes in den nicht ausmaskierten Bereichen die Orientierungswinkel der Kohlenstofffasern in der Bildebene. Das Ergebnis ist ein einzelnes Bild, welches die relevanten Faserorientierungswinkel auf einem weißen oder transparenten Hintergrund mit einer deutlich sichtbaren Messskala enthalten. So entsteht ein Bildstapel über die gesamte Halbzeugrolle. Im zweiten Schritt werden die Einzelbilder des Stapels zu einer Panoramaaufnahme der Halbzeugrolle zusammengefügt. Dabei werden aufeinanderfolgende Bilder verglichen und über den Überlappungsbereich der Aufnahmen positioniert und vereint.

Im letzten Schritt kann auf Basis der Panoramaaufnahme ein digitaler Schnittplan erstellt werden.

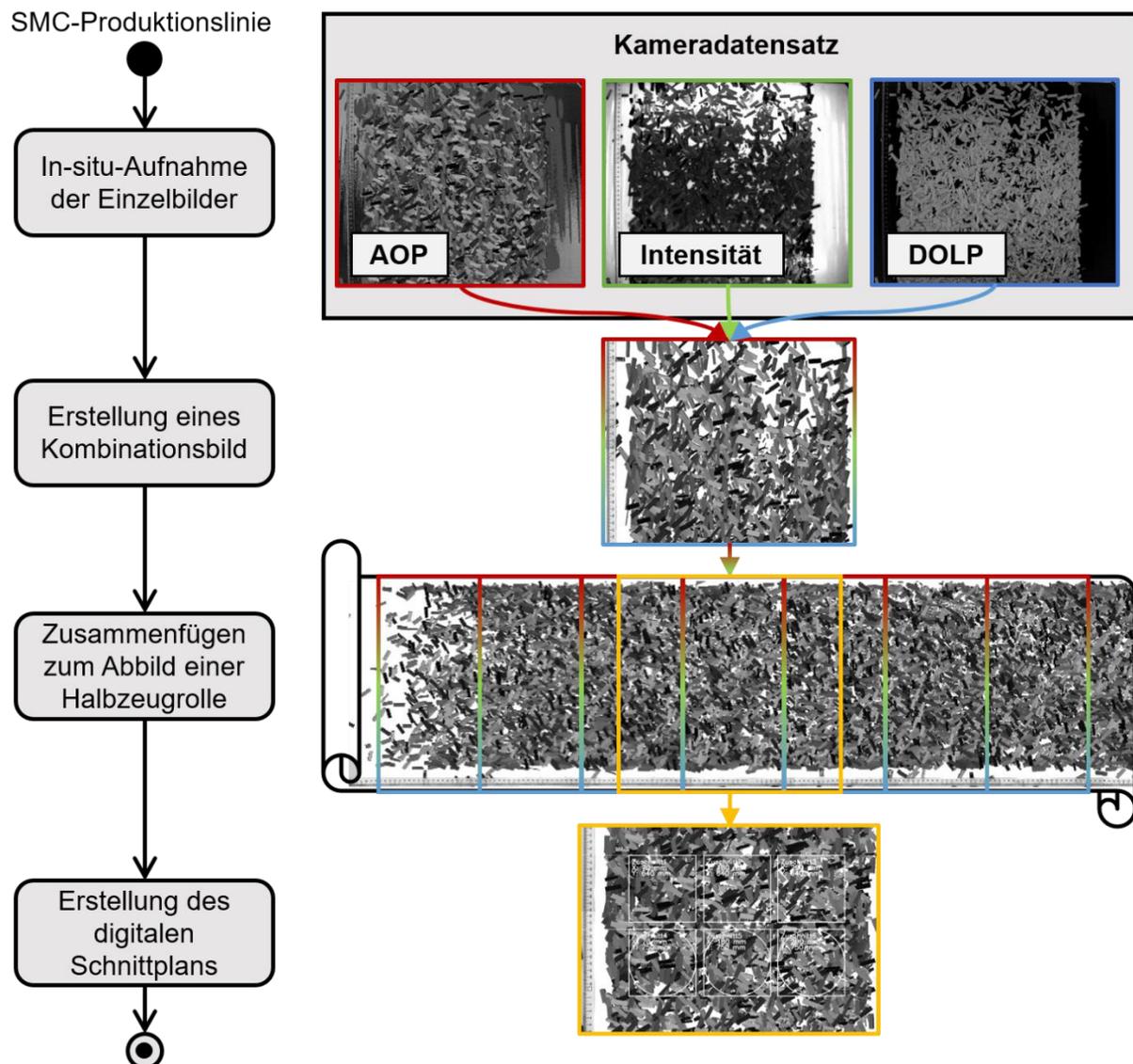


Abb. 28: Digitalisierungsprozess einer C-SMC-Halbzeugrolle von Polarisationsbildgebung bis zur Erstellung eines virtuellen Schnittplans.

Dieser Schnittplan ist das eigentliche Ziel des gesamten Prozesses. Abb. 29 zeigt, dass anhand der Messskala an jeder beliebigen Position der digitalen Halbzeugrolle ein virtueller Zuschnitt entnommen werden kann, der auf die reale Rolle zurückverfolgbar ist. Die virtuellen Zuschnitte können zukünftig dazu dienen, optimierte Zuschnittstapel für optimale Prozess- und Bauteileigenschaften zu erstellen. Interessante Informationen sind schlussendlich die globalen Isotropieeigenschaften jedes Zuschnittes, die anhand eines Histogramms der Faserorientierungswinkel untersucht werden können, sowie die lokalen Faserorientierungen, wobei aus den Faserorientierungswinkeln die Faserorientierungstensoren ermittelt werden können. Näheres zu diesem Prozess wird in Kapitel 3.3.2 erläutert.

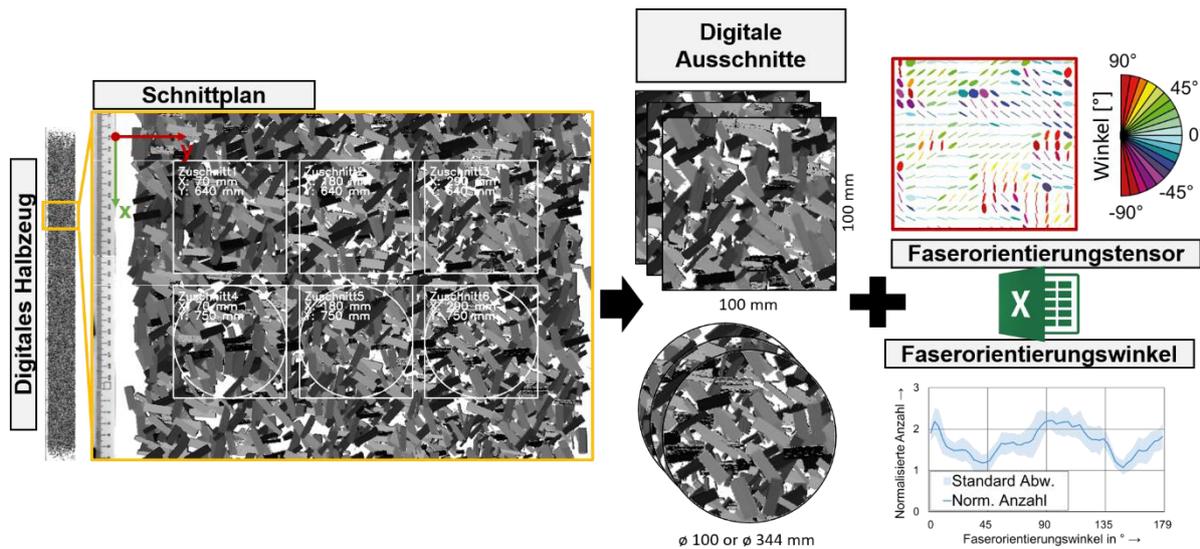


Abb. 29: Entnahme der gewünschten Faserorientierungsinformationen aus dem virtuellen Schnittplan einer C-SMC-Halbzeugrolle.

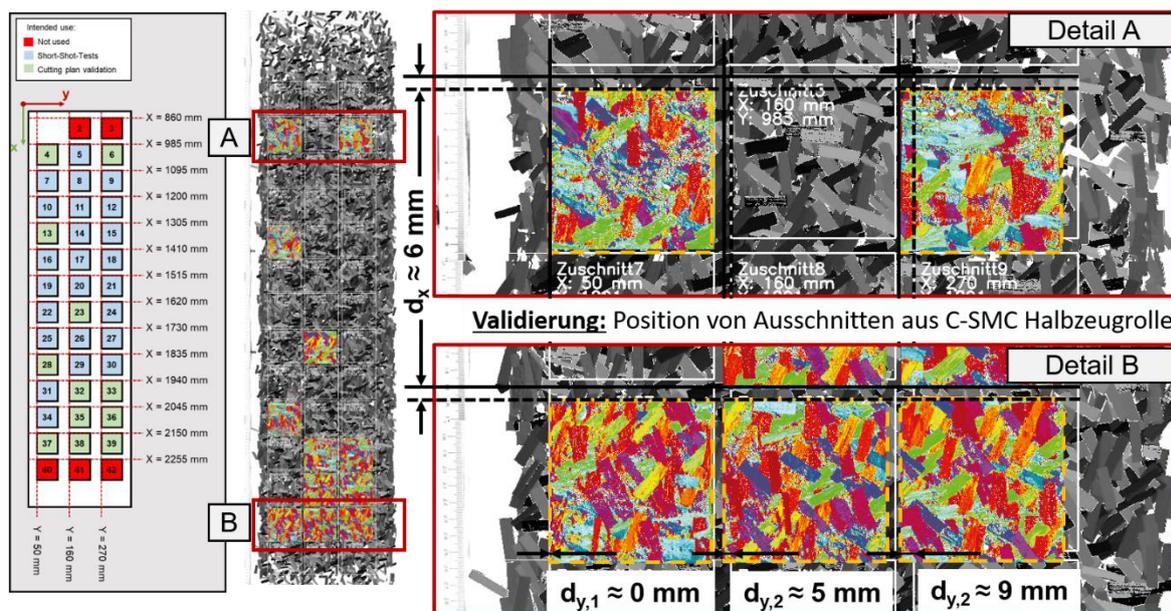


Abb. 30: Validierung der Faserorientierungsmessung durch einen direkten Vergleich des digitalen Abbilds (Graustufen) mit Ausschnitten der realen fertigen C-SMC-Halbzeugrolle (RGB).

Zum Abschluss erfolgt eine Verifizierung des gesamten Digitalisierungsprozesses. Dazu werden aus der realen Halbzeugrolle an vordefinierten Positionen, verteilt über die gesamte Halbzeuglänge, Zuschnitte der Abmessungen 100x100 mm entnommen und mittels der Polarisationskamera noch einmal vermessen. Die Messergebnisse der realen Proben sind in Abb. 30 zur Unterscheidung mit dem digitalen Halbzeug einge-

färbt. Da die Positionen der realen Ausschnitte bekannt sind, können sie mit den Faserorientierungswinkeln des digitalen Abbildes direkt verglichen werden. Ein Aufeinanderlegen der realen und digitalen Versionen zeigt, dass die Faserorientierungen sehr gut übereinstimmen. Allerdings wird im direkten Vergleich eine leichte Positionsverschiebung an der Halbzeugrolle deutlich. Die Abstandswerte  $d_y$  in Abb. 30 zeigen eine Zunahme der Verschiebung zur rechten Seite der Halbzeugrolle. Auch in Produktionsrichtung ergibt sich eine konstante Verschiebung der Zuschnittsposition von 6 mm. Die Gleichmäßigkeit der Verschiebung lässt den Schluss zu, dass es sich nicht um einen Messfehler oder einen prinzipiellen Fehler des Digitalisierungsprozesses handelt, sondern es sich um ein Resultat des nach der Messung erfolgenden Durchlaufens der Walkstrecke sowie des Aufrollvorgangs der Halbzeugrolle handelt. Diese Ergebnisse können in späteren Arbeiten eventuell zur Verbesserung der Produktionsanlagen und der Prozesssteuerung genutzt werden.

Das hier erarbeitete Verfahren ermöglicht eine zweidimensionale Digitalisierung der Faserorientierungsinformationen an der Oberfläche des C-SMC-Halbzeugs. Da nicht alle im Halbzeug enthaltenen Faserbündel von der Kamera erfasst werden können, ergibt sich der Nachteil, dass Informationen über die Dicke des Halbzeugs verloren gehen. In Anhang D wird ein erstes Konzept vorgestellt, welches die vollständige dreidimensionale Erfassung der Faserorientierungsinformationen ermöglicht.

### 3.3.2. Betrachtung der Faserorientierung eines C-SMC Probekörpers

Im zweiten Anwendungsfall wird die Faserorientierung an fertig produzierten C-SMC Bauteilen betrachtet. Zur näheren Erläuterung des Verfahrens dienen hier die Pressrheometerproben aus der „Constant Mass“-Konfiguration (siehe Kapitel 3.2). In Abb. 31 ist der verwendete Prüfstand abgebildet. Das Gestell entspricht der Konfiguration aus der in-situ Messung in der SMC-Produktionslinie (Kapitel 3.3.1). Auch hier schaut die Kamera direkt senkrecht auf den Probekörper. Zur Beleuchtung können dieselben im Rechteck angeordneten LED-Streifen wie in Kapitel 3.3.1 verwendet werden. Bei näheren Untersuchungen hat sich jedoch herausgestellt, dass diese Konfiguration keine gleichmäßige Ausleuchtung der Probe, gerade in den Eckenbereichen, bietet. Daher wird als zweite Beleuchtungsoption die Installation eines Ringlichts mit LED-Leuchtmitteln ermöglicht. Da das Ziel ist ein Bauteil zerstörungsfrei zu untersuchen, ist

es mit der Polarisationskamera lediglich möglich die Oberfläche des Probekörpers zu betrachten.

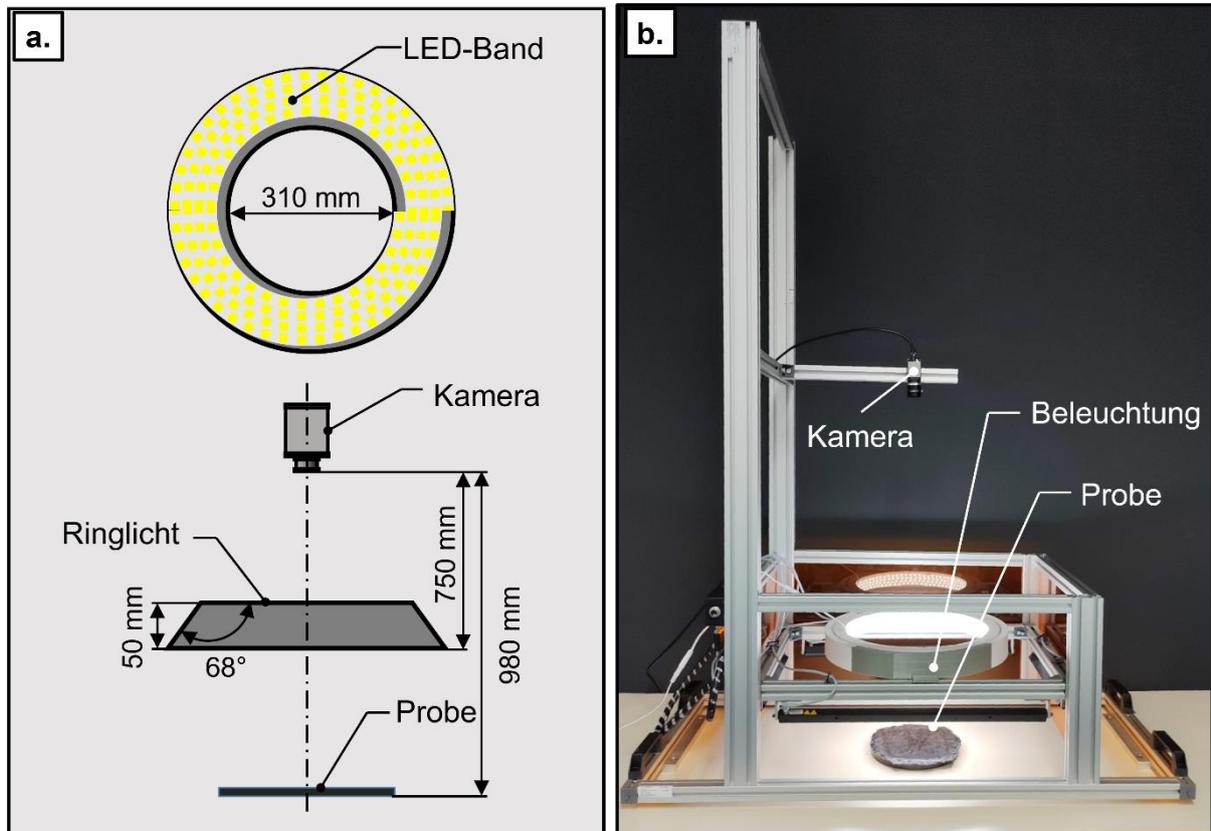


Abb. 31: Aufbau eines Prüfstands zur optischen Messung der Faserorientierung an der Oberfläche von verpressten C-SMC-Bauteilen.

Die Auswertung der Messungen verläuft zu Beginn äquivalent zu der Auswertung der in-situ Messungen in der SMC-Produktionslinie (Abb. 28). Die Kamera produziert einen Kameradatensatz aus den AOP-, Intensitäts- und DOLP-Bildern, aus dem das Einzelbild mit den Faserorientierungswinkeln als Graustufen erstellt wird (Abb. 32a). Aus diesem Einzelbild werden im Folgenden alle relevanten Informationen extrahiert. Für eine erste optische Analyse der Faserverteilung ist eine Einfärbung der Graustufen mit einer kontinuierlichen Farbskala sehr hilfreich (Abb. 32b). Mithilfe eines Histogramms, welches die Häufigkeit jedes Faserwinkels angibt, kann eine direkte Aussage über die Anisotropie eines ROIs getroffen werden (Abb. 32c). Im Falle der Pressrheometerproben betrachtet das Histogramm in der Regel die Oberfläche der gesamten erfassten Probe. Die bislang betrachteten Daten können auch in Echtzeitanalysen zur Qualitäts- und Prozesskontrolle genutzt werden.

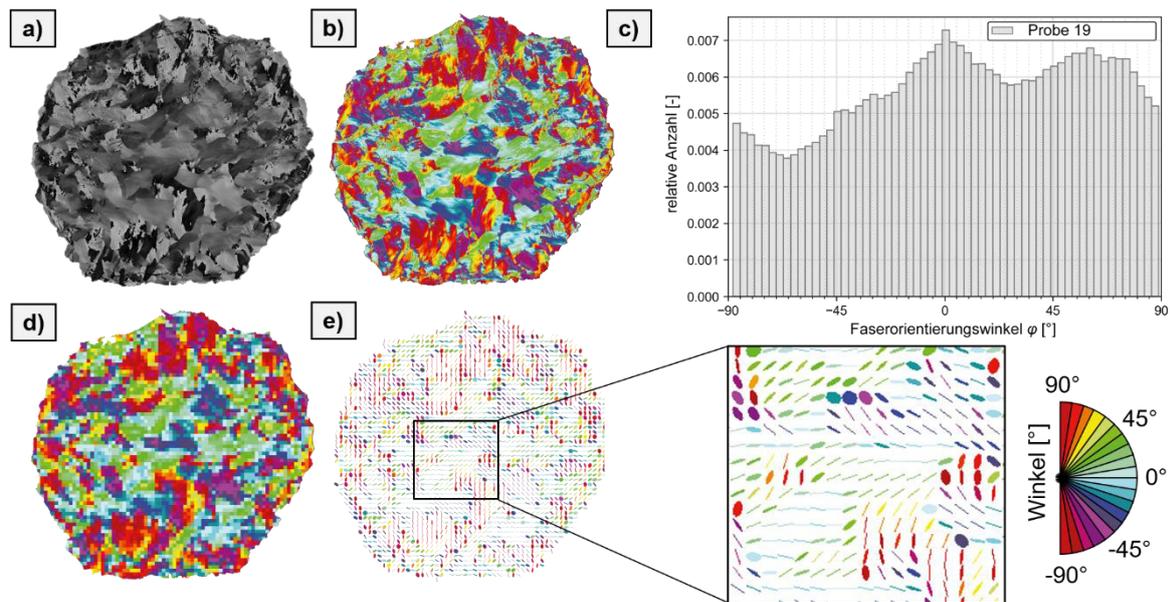


Abb. 32: Übersicht der Ergebnisse der Polarisationsbildgebung anhand einer verpressten Pressrheometerprobe. a) Graustufenbild der Faserorientierungswinkel. b) Eingefärbtes Bild der Faserorientierungswinkel. c) Histogramm der Faserorientierungsverteilung über den gesamten Messbereich. d) Rasterung der Probe zur Vorbereitung der Bestimmung der Faserorientierungstensoren. e) Darstellung der Faserorientierungstensoren.

Die nun folgenden Schritte dienen zur Beurteilung der lokalen mechanischen Eigenschaften des Bauteils und zur Generierung von Inputinformationen für Struktur- und Prozesssimulationen, sowie als Vergleichswerte zur Verifizierung erfolgter Prozesssimulationen des Fließpressens von C-SMC. Als Eingangs- und Ausgangsinformation für die Faserorientierungen von Simulationen mit makroskopischen Faserorientierungsmodellen wird in der Regel der Faserorientierungstensor  $\mathbf{A}$  verwendet (vgl. Kapitel 2.2.2). Daher ist es zwingend erforderlich aus den Faserorientierungswinkeln den Faserorientierungstensor  $\mathbf{A}$  zu bestimmen. Der Faserorientierungstensor gibt eine Wahrscheinlichkeitsverteilung der Faserorientierung in einem Volumenbereich an. Daher reicht die pixelweise Winkelinformation als Einzelwert nicht zur Bestimmung des Faserorientierungstensors aus. Es müssen mehrere Pixelwerte zusammengefasst werden. Dies erfolgt in Abb. 32d) durch eine Rasterung der Bildebene. Dabei werden die Pixelwerte in jeder entstehenden Gitterzelle zur Bestimmung des Tensors verwendet. Die Färbung in Abb. 32d) zeigt den Durchschnittswert der Faserorientierungswinkel.

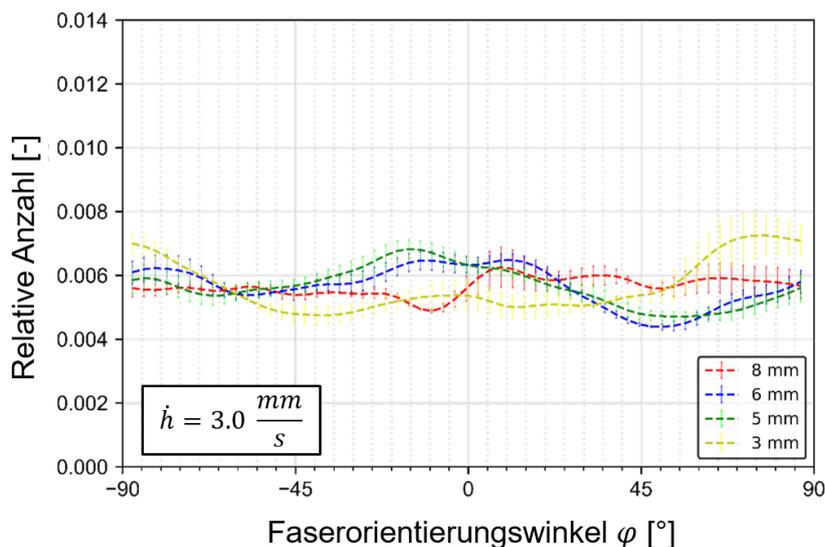
kel  $\varphi$  in jeder Zelle und damit die Richtung des Hauptfaserrichtungsvektors  $p$  des jeweiligen Volumenbereichs. In jeder Gitterzelle kann die Verteilung der Faserwinkel  $\varphi$  als Histogramm dargestellt werden. Das Histogramm entspricht dem Wert der Verteilungsfunktion  $\Psi(\varphi)$  für jeden Faserwinkel  $\varphi$  und somit kann über die Formel (48) der Faserorientierungstensor  $A$  hergeleitet werden (vergleiche auch Kapitel 2.2.3 Formel (7)). Zur Visualisierung können die resultierenden Tensoren 2. Stufe als Ellipsoide dargestellt werden (Abb. 32e).

$$\mathbf{A}_{ij} = \int_0^{2\pi} \Psi(\varphi) p_i p_j d\theta \quad (48)$$

Für den Vergleich mit Simulationsdaten kann die Gittergröße so gewählt werden, dass sie der Elementgröße des FEM-Netzes entspricht. Als Beispiel entspricht dies bei Verwendung einer Elementgröße von 3 mm in den vorliegenden Bilddaten einer Gitterelementgröße von 13x13 Pixeln.

Die globale Auswertung der Faserverteilung bei dieser Gitterelementgröße zeigen Abb. 33, Abb. 34 und im Anhang E Abb. 1 bis Abb. 14 in Form der resultierenden Histogramme der Faserorientierungswinkel und den durchschnittlichen Faserorientierungstensoren über die gesamte Probenoberfläche für den Initialzustand bei einem Werkzeugschließspalt von 8 mm und dem Endzustand bei einem Werkzeugschließspalt von 3 mm. Zur Demonstration werden in Abb. 33 die Ergebnisse an den Pressrheometerproben der Materialien AMC 85593 und in Abb. 34 SMCarbon 24 CF50-12K für eine Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3 mm/s gezeigt. Da die Polarisationskamera nur zweidimensionale Daten zur Faserorientierung liefert, sind alle Werte zur Dickenrichtung im Faserorientierungstensor gleich 0. Da die Oberseiten der Proben (Fläche mit Kontakt zum Oberwerkzeug) vor dem Verpressen einen geringeren Wärmeeinfluss sehen, werden die Messungen an der Oberseite als repräsentativer angesehen. Bei der Betrachtung der Ergebnisdaten zeigen sich einige Charakteristiken auf. Alle Materialien nehmen im Verlauf des Fließpressens einen global isotropen Zustand ein. Dies ist darauf zurückzuführen, dass im vorliegenden Beispiel das Fließen in alle ebenen Raumrichtungen erlaubt ist, was zu einer gleichmäßigen Faserausrichtung in Fließrichtung führt. Zwischen den Materialien ist auch ein auffälliger Unterschied zu erkennen. Die Materialien mit einer Verstärkung aus 3K Filamenten weisen bereits zu Beginn eine quasi planar isotrope Faserverteilung auf, die im Laufe des Fließpressens auch isotrop bleibt.

**AMC 85593, Oberseite**



**Spalthöhe 8 mm**

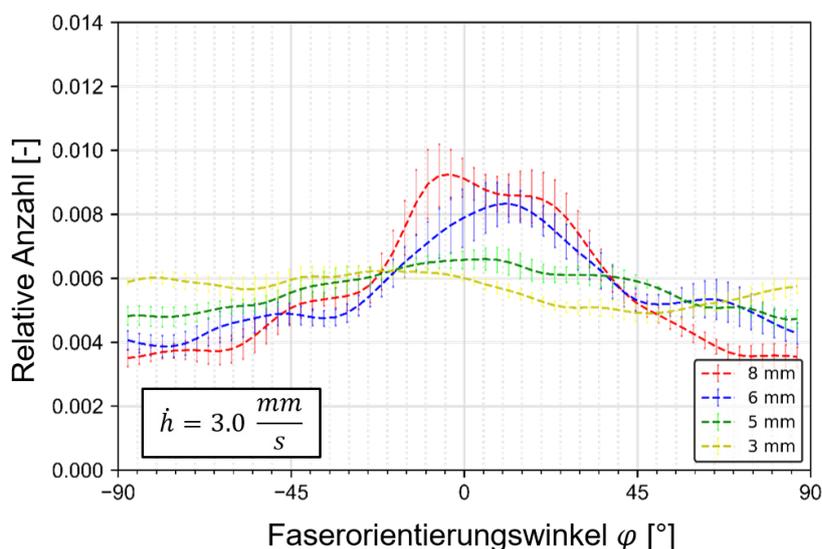
0.498	-0.012	0.000
	0.502	0.000
		0.000

0.458	-0.014	0.000
	0.542	0.000
		0.000

**Spalthöhe 3 mm**

Abb. 33: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Oberseite der Pressrheometerproben von AMC 85593 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

**SMCarbon 24 CF50-12K, Oberseite**



**Spalthöhe 8 mm**

0.621	-0.021	0.000
	0.379	0.000
		0.000

0.504	0.023	0.000
	0.496	0.000
		0.000

**Spalthöhe 3 mm**

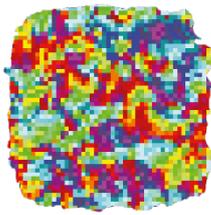
Abb. 34: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Oberseite der Pressrheometerproben von SMCarbon 24 CF50-12K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

Die beiden Materialien mit den größeren 12K Filamenten sind im Initialzustand leicht anisotrop mit einer bevorzugten Faserausrichtung in Prozessrichtung der SMC-Pro-

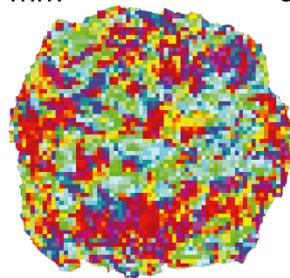
duktionslinie (Faserwinkel  $0^\circ$ ). Im Verlauf des Fließpressens gleicht sich diese Anisotropie durch den freien Fluss in alle ebenen Raumrichtungen aus und die Pressrheometerproben nehmen einen global isotropen Zustand ein. Bei der getesteten niedrigeren Schließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s zeigt sich ein ähnliches Verhalten, weswegen diese Geschwindigkeit hier nicht explizit dargestellt ist.

a) AMC 85593: Ursprünglich isotropes Material

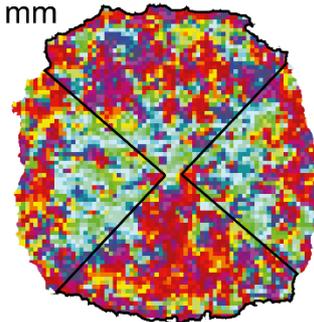
Spalthöhe  
8 mm



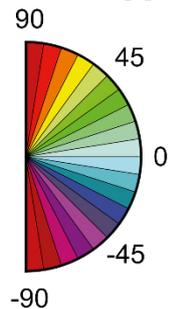
5 mm



3 mm

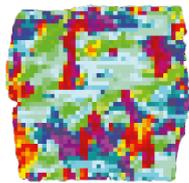


Winkel [°]

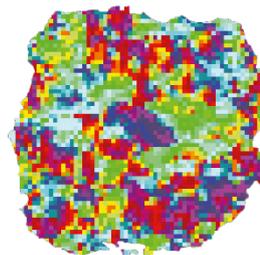


b) SMCarbon® 24 CF50-12K: Ursprünglich anisotropes Material

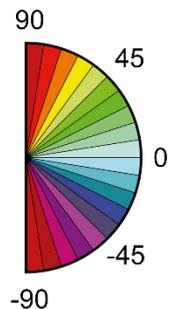
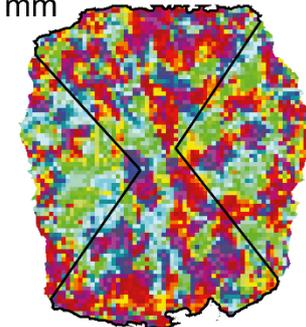
8 mm



5 mm



3 mm



— Typisches Orientierungsmuster

Abb. 35: Analyse der Faserverteilung anhand zweier repräsentativer Beispiele. a) AMC 85593 als Beispiel für ein ursprünglich quasi isotropes Halbzeugmaterial. b) SMCarbon® 24 CF50-12K als Beispiel für ein ursprünglich anisotropes Halbzeugmaterial.

In Abb. 35 wird die lokale Faserverteilung näher betrachtet. Als Beispiel wurden hier zwei Konstellationen ausgesucht, die im Verhalten Extremfälle darstellen. Weitere Ergebnisse sind in Anhang E Abb. 15 bis Abb. 20 dargestellt. AMC 85593 (Abb. 35a) ist ein Beispiel für ein Material mit 3K-Filamenten und einer planar isotropen Faserverteilung im unverpressten Halbzeugzustand. Die Fließfront entwickelt sich über die Schließung des Werkzeugspalts gleichmäßig in alle Richtungen und bildet so aus der ursprünglich quadratischen Einlage eine Kreisform. Dem gegenüber steht SMCarbon® 24 CF50-12K (Abb. 35b) als SMC mit 12K-Filamentverstärkung und einem anisotropen Ausgangszustand. Bei der Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s zeigt sich

in der Fließfrontentwicklung eine klare Vorzugsrichtung. Es bildet sich aus der quadratischen Einlage eine Rechteckform aus. Da sich die Faserzuschnitte in der Regel immer in die lokale Fließrichtung ausrichten, bildet sich bei unbeschränktem Fluss in alle ebenen Raumrichtungen in der Probe immer eine typische kreuz- bzw. sanduhrförmige Faserverteilung. In Abb. 35 wird dieses typische Muster mit einer schwarzen Umrandung verdeutlicht. Dies zeigt, dass trotz einer global isotropen Faserverteilung, die lokalen Materialeigenschaften anisotrop sein können. Die Wölbung der Fließfront nach außen lässt den Schluss zu, dass der Materialfluss in Faserrichtung begünstigt wird. Dies wird auch im Vergleich der initialen Faserorientierungstensoren mit der finalen Fließfront deutlich.

### 3.3.3. Verifizierung der Polarisationsbildgebung durch CT-Scans

Bislang ist die Fragestellung nach der Verifizierung der Faserorientierungsmessung noch offengeblieben. Aus diesem Grund sollen hier die Bildaufnahmen der Polarisationskamera Aufnahmen aus einem  $\mu$ CT-Scan gegenübergestellt werden (siehe auch Kapitel 2.3.2). Zum Einsatz kommt das 3D Röntgenmikroskop Xradia 520 Versa des Herstellers *Carl Zeiss Mikroskopie GmbH* [171], welches sich aufgrund seiner hohen Auflösung und des möglichen Phasenkontrasts dazu eignet Kohlenstofffasern aufzulösen und darzustellen. Als Beispiel dient eine Probe aus den Pressrheometerversuchen mit „Constant Mass“-Konfiguration. Ausgewählt wurde eine Probe des Materials SMCarbon 24 CF50-3K, die bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s auf eine Probendicke von 3 mm verpresst wurde. Da bei einer solchen flächigen Probe das Verhältnis zwischen den ebenen Dimensionen und der Dicke sehr hoch ist, würde sich die Durchstrahldistanz bei der Rotation während des Scanvorgangs stark verändern, was zu starken Qualitätseinbußen des Scans führen würde.

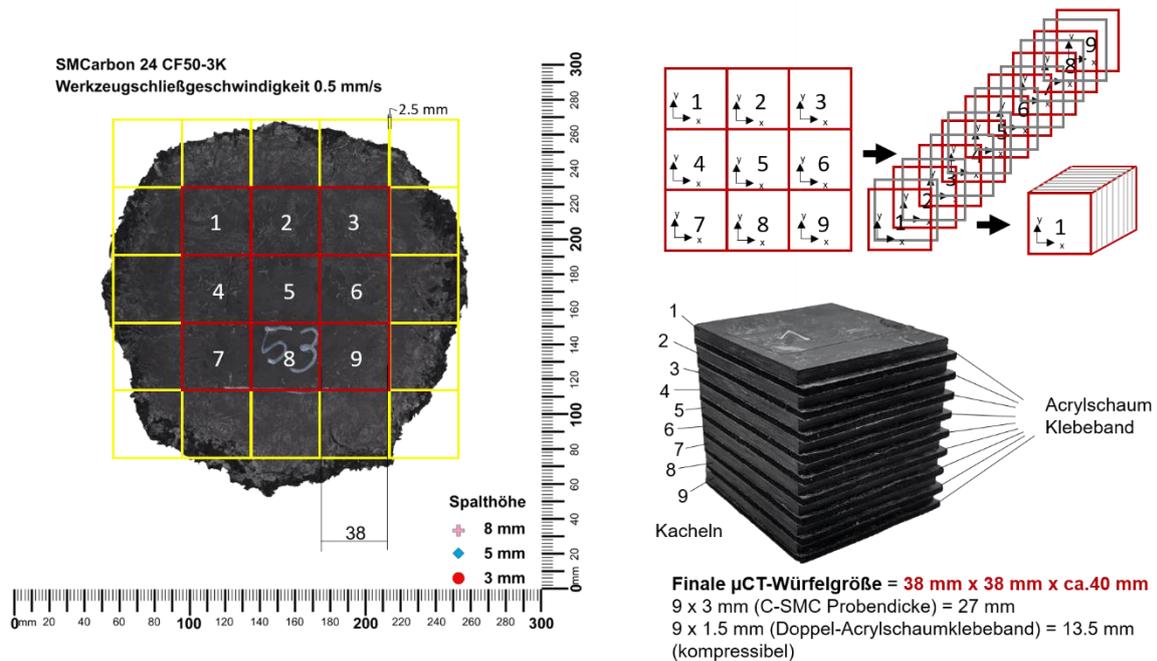


Abb. 36: Probenvorbereitung einer Pressrheometerprobe aus der „Constant Mass“-Konfiguration für einen µCT-Scan.

Aus diesem Grund wird der Probenkörper aufgeteilt und in einer Würfelform neu angeordnet, siehe Abb. 36. Um eine möglichst präzise Quaderform des Würfels zu erzeugen, werden Ausschnitte der Dimension 38x38 mm erzeugt. Der Probenkörper wird mithilfe einer Präzisionssäge Mutronic DIADISC 6200 mit einer Schneidblattdicke von 2.5 mm aufgeteilt. Die Randbereiche werden aufgrund ihrer undefinierten Form vorerst für den Scan ausgelassen und nur die mittleren Bereiche 1-9 aufgeschichtet. Es ist wichtig beim Schichten der Kacheln zum Würfel auf die Ausrichtung zu achten. Um in der späteren µCT-Aufnahme die einzelnen Kacheln klar identifizieren zu können, dient ein doppelseitiges Acrylschaum-Klebeband als Trenner zwischen den Kacheln.

Um eine gute Auflösung des gesamten Probekörpers zu gewährleisten, werden die neun Kacheln in drei µCT-Scans zu jeweils drei Kacheln abgetastet (Abb. 37). Jeder Scan umfasst ein Sichtfeld von 76 mm x 48 mm bei einer Pixelgröße von 25 µm. Bei einer Leistung von 5 W und einer Spannung von 60 keV werden insgesamt 3201 Projektionen bei jedem Scan durchgeführt. Dabei werden innerhalb einer Belichtungszeit von 2 s pro Projektion insgesamt 20 Einzelbilder in jeweils 0.1 s aufgenommen und anschließend gemittelt. Im Ergebnis der µCT-Scans sind die Kohlenstofffasern als weiße Schlieren gut zu erkennen (Abb. 38). Das Acrylschaum-Klebeband bildet einen deutlichen Kontrast zu den C-SMC Kacheln.

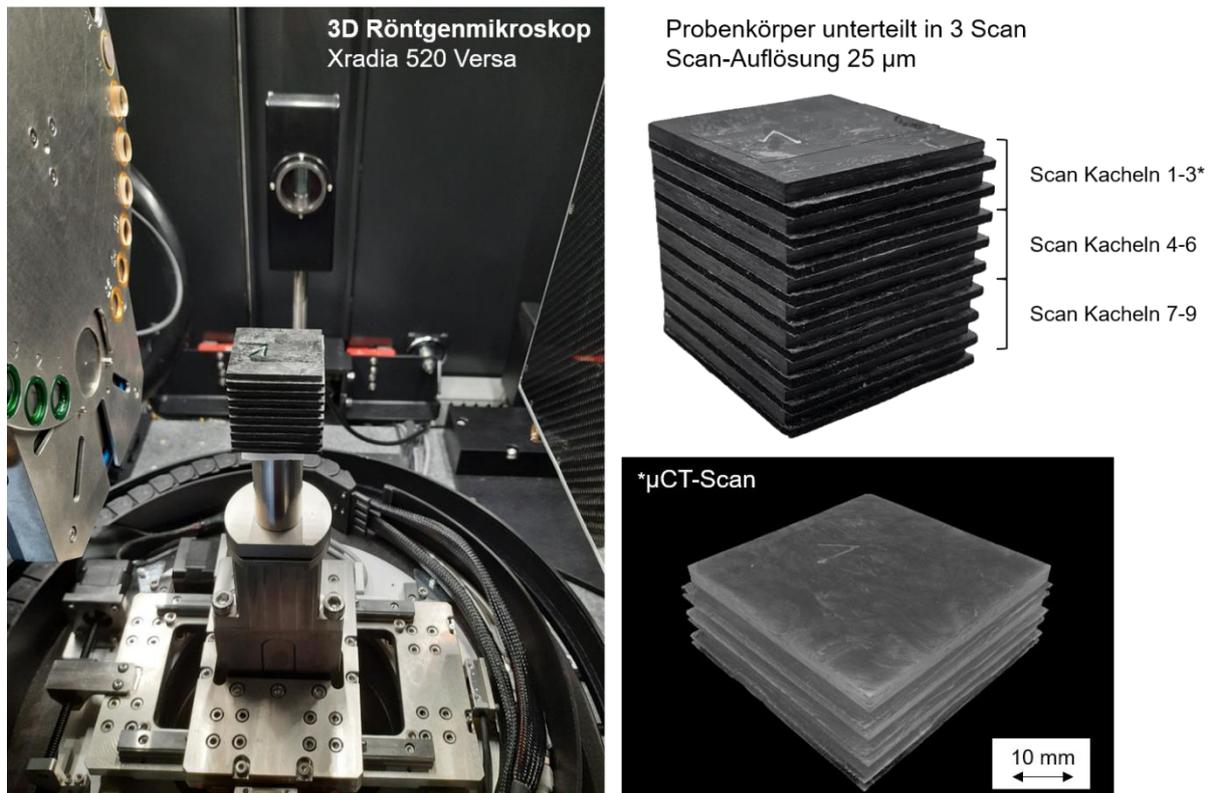


Abb. 37: Positionierung des C-SMC Probekörpers in der Scannerkammer des 3D Röntgenmikroskops Xradia 520 Versa und Ergebnis des  $\mu$ CT-Scans der Kacheln 1-3.

Die Verarbeitung der CT-Datensätze erfolgte am Fraunhofer ITWM im Rahmen der Masterarbeit von Alex Keilmann [172], [173]. Zur Extraktion der Faserorientierung implementierte Keilmann einen Algorithmus, der auf der maximalen Antwort anisotroper Gauss-Filter (im folgenden Maximal-Response-Algorithmus genannt) beruht, in einen ToolIP/MAVikit Workflow [174]. Diese Methode eignet sich gut zur Verarbeitung kontrastarmer Bilder und wurde von Schladitz et al. [98] zur Auswertung von Faserinformationen an G-SMC bereits eingesetzt. Während des Auswerteprozesses wird die Oberfläche der Kacheln identifiziert und ausgeschnitten. In Abb. 38 sind die Oberflächeninformationen des  $\mu$ CT-Scans in der korrekten Anordnung zu sehen. Aus diesen Informationen werden nun der Verlauf der Fasern und ihre Orientierungswinkel in der Bildebene mithilfe des verwendeten Maximal-Response-Algorithmus ermittelt. Zum Schluss erfolgt ein direkter optischer Vergleich der Faserorientierungsinformationen aus dem  $\mu$ CT-Scan (Abb. 39a) mit den entsprechenden Aufnahmen der Polarisationskamera (Abb. 39b).

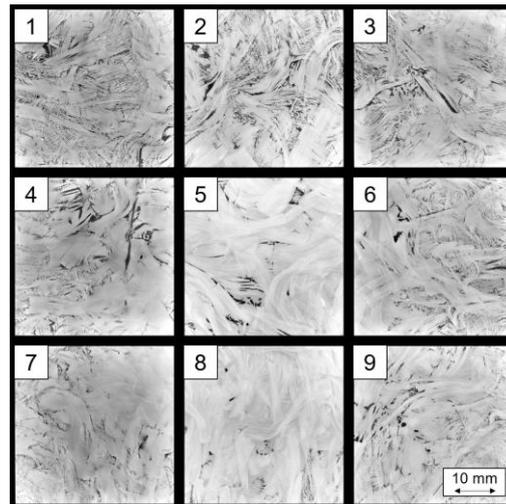


Abb. 38: Ergebnis des  $\mu$ CT-Scans mit korrekter Neuordnung der neun Kacheln aus [172].

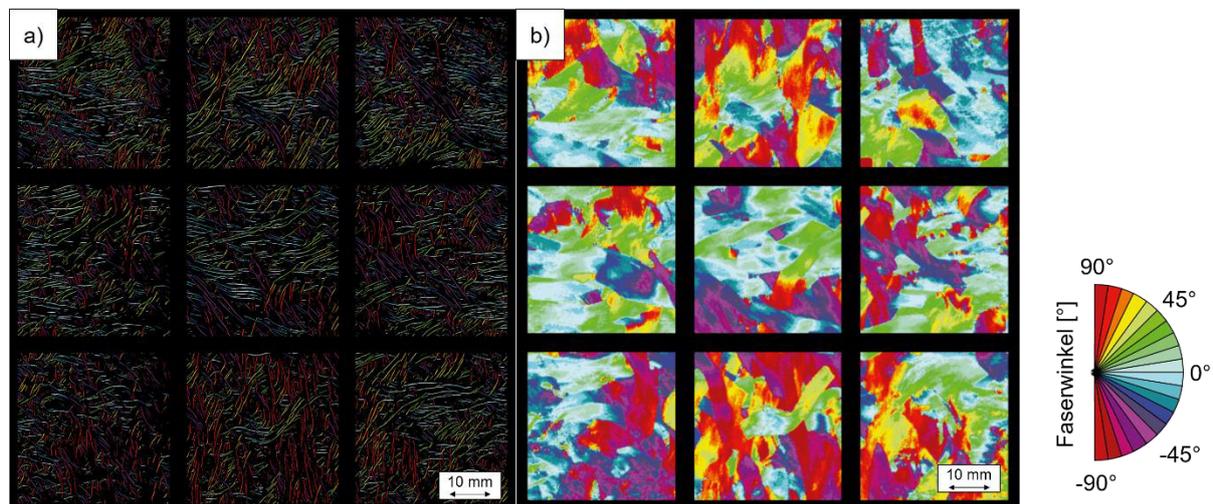


Abb. 39: a) Identifikation der Faserausrichtung aus den  $\mu$ CT-Bilddaten als Ergebnis des Maximal-Response-Algorithmus. b) Aufnahme der Polarisationskamera von der Faserorientierung auf der Oberfläche der neun Kacheln. [172]

Neben dem groben optischen Vergleich der Farbverteilungen in Abb. 39 kann ein qualitativer Vergleich über die Histogramme der Faserverteilung jeder einzelnen Kachel durchgeführt werden. Abb. 40 zeigt die Histogramme der Polarisationsaufnahmen im Vergleich zu den  $\mu$ CT-Aufnahmen am Beispiel von Kachel 4. Die Histogramme zeigen eine gute Übereinstimmung der beiden Messungen. Zur besseren Bewertung der Abweichungen hat Keilmann [172] zusätzlich ein Quantil-Quantil-Diagramm (Q-Q-Plot) angefertigt, bei dem die Ergebnisse der beiden Messungen direkt gegenüber gestellt sind. Die Nähe der Punkte zur diagonalen Geraden zeigt die gute Übereinstimmung der Messungen.

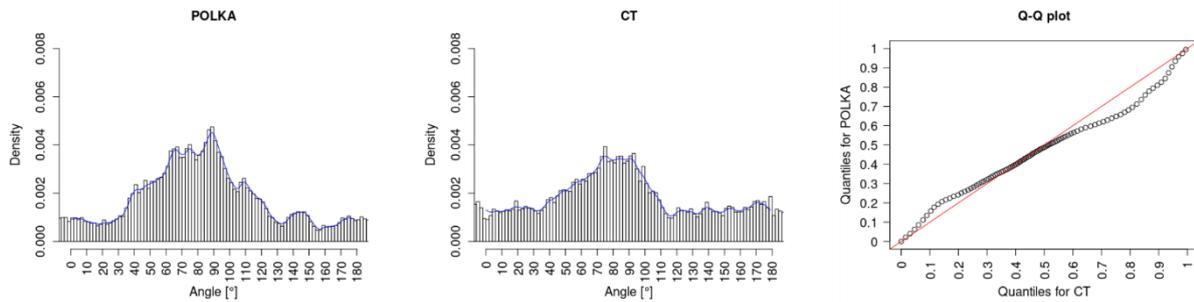


Abb. 40: Histogramme der Faserverteilung hergeleitet aus den Aufnahmen der Polarisationskamera und des Ergebnisses des  $\mu$ CT-Scans am Beispiel von Kachel 4 sowie Gegenüberstellung der Ergebnisse im Q-Q-Plot aus [172].

Allerdings ist in allen  $\mu$ CT-Messungen eine höhere Tendenz zu einer isotropen Verteilung der Faserorientierungswinkel auffällig. Ein Grund hierfür liegt in der Eigenschaft des Maximal Response Algorithmus zu einer generellen Isotropie bei Bildanalysen mit zufälligen Verteilungen zu neigen. Weitere Gründe für die Abweichung der  $\mu$ CT-Messung zu den Bildaufnahmen der Polarisationskamera liegen im allgemeinen Vorgehen der Messungen und der Auswertung. Für die hier gewünschte Verifizierung der Faserorientierungsmessung ist es notwendig die oberste Lage der Kacheln zu identifizieren. Auch wenn das Acrylschaum-Klebeband eine klare Abgrenzung der Kacheln garantiert, ist eine eindeutige Identifizierung der obersten Lage nicht immer möglich. Durch Unebenheiten der Probenoberfläche kommt es zu Ungenauigkeiten. Dementsprechend ist nicht hundertprozentig garantiert, dass exakt dieselben Faserdaten in beiden Messungen erfasst wurden. Dementsprechend können die Histogramme voneinander abweichen. Eine letzte Ursache für Abweichungen liegt in der Tatsache, dass bei der Auswertung der  $\mu$ CT-Daten Bildrelikte von Fasern, die in einer unteren Faserschicht liegen, als verblässende Schatten in den Bilddaten verbleiben und in der Auswertung mitberücksichtigt werden. [172]

Von Seiten der Polarisationsbildgebung können sich Fehler in der Messung über die Fokussierung, Blendeneinstellungen und Beleuchtung einschleichen. Trotz allem zeigt der direkte Vergleich der beiden Messmethoden Polarisationskamera und  $\mu$ CT-Scan eine sehr gute Übereinstimmung.

### 3.4. Fazit der Charakterisierung

Als Fazit lässt sich zusammenfassen, dass bei Verwendung von C-SMC-Materialien eine einfache Substitution ähnlicher Materialien nicht empfehlenswert ist. Obwohl sich

die AMC®- und die SMCarbon® 24 CF50-Materialien auf den Datenblättern sehr ähneln, zeigen sie doch im Fließverhalten signifikante Unterschiede. Hierbei weist der Spannungsverlauf für C-SMC ein breites Spektrum auf. Dieses reicht von einem einfachen stetig steigenden Verlauf bis zu einem unstetigen Verlauf mit einer starken Spannungsüberhöhung. Dieser Unterschied im Spannungsverlauf zu G-SMC ist auf den deutlich höheren Fasergehalt und damit der potenziellen gegenseitigen Behinderung der Fasern zurückzuführen. Bei der näheren Untersuchung des Fließverhaltens und der Faserverteilungen der Materialien zeigen sich deutliche Einflussfaktoren der Faserausrichtungen auf die lokale und globale Fließfrontentwicklung. Dabei beeinflusst die Ausgangsausrichtung der Fasern die Fließfrontentwicklung und damit die lokalen strukturellen Materialeigenschaften eines Bauteils. Es ist anzunehmen, dass die Unterschiede in der Ausgangsfaserorientierung auf die von den unterschiedlichen Herstellern verwendeten SMC-Produktionslinien und speziell auf die Einstellungen der verwendeten Schneidwerke zurückzuführen sind.

Die Unterschiede zwischen den C-SMC-Werkstoffen basieren also auf der Struktur und der Anordnung der verwendeten Kohlenstoffaseroovings. Zudem ist anzunehmen, dass auch die genaue Rezeptur von Matrix, Schlichte und Füllstoffen einen Einfluss hat. Die Rezeptur ist für den Verarbeiter allerdings unbekannt.

Für diese Arbeit stellt sich nun die Frage, welche Eigenschaften und Verhaltensweise der untersuchten C-SMC-Werkstoffe relevant für den Aufbau eines Materialmodells für C-SMC sind. Betrachtet werden soll nur der eigentliche Füllvorgang der Werkzeugkavität. Da bereits im Stand der Technik (Kapitel 2.3.1) das thermische Verhalten des SMC im Allgemeinen für den Füllvorgang als nicht relevant identifiziert wurde, konzentriert sich die folgende Arbeit auf das mechanische Verhalten während des Füllvorgangs. Somit ergeben sich folgende Materialeigenschaften, die in einem Materialmodell zwingend implementiert werden müssen.

- Kompaktierung

Zu Beginn des Fließpressprozesses zeigt jedes C-SMC eine deutliche **Kompaktierung** der Verstärkungsstruktur. Hierbei findet noch kein plastisches Fließen des Materials statt.

- Fließvorgänge

Da die C-SMC-Werkstoffe während des Fließpressens kein durchgängiges Fließen zeigen, ergibt sich die Notwendigkeit den Übergang zum plastischen Fließen des Materials durch eine **Fließbedingung** zu definieren. Die unterschiedlichen Spannungsverläufe der untersuchten Materialien im Fließbereich machten es notwendig eine entsprechend **flexible Modellierung des plastischen Fließens** zu wählen. Die Pressrheometerversuche in „Constant Mass“-Konfiguration haben gezeigt, dass ein C-SMC-Werkstoff ein durchgängig kompressibles Verhalten zeigt.

- Faserorientierung

Alle untersuchten C-SMC-Werkstoffe weisen eine deutliche Abhängigkeit von der lokalen Faserorientierung auf das Fließverhalten auf. Zudem hat die Faserorientierung auch einen Einfluss auf die strukturellen und thermischen Eigenschaften in den anschließenden Abschnitten des Lebenszyklus des C-SMC-Bauteils. Daher ist die Integration eines **Modells zur Berechnung der Faserorientierungsevolution** zwingend erforderlich. Die faserbedingte **lokale Anisotropie** in den Materialeigenschaften macht die Integration einer Rückkopplung der resultierenden Faserorientierung auf das mechanische Verhalten während des Fließpressens notwendig.

## 4. Materialmodell

### 4.1. Benutzerdefinierte Materialmodelle in LS-DYNA®

Das Ziel dieser Arbeit ist der Aufbau eines eigenen Materialmodells zur Modellierung des Fließverhaltens von C-SMC Halbzeugen während der Verarbeitung zu einem fertigen Bauteil. Da der explizite FEM-Solver LS-DYNA® in der Lage ist, Multi-Physics Probleme zu modellieren, sowie die Möglichkeit bietet eigene Materialmodelle zu erstellen, fiel die Wahl auf dieses FEM-Paket. Um ein eigenes Materialmodell zu erstellen, wird die sogenannte „Object Version“ von LS-DYNA® verwendet. Bei der „Object Version“ handelt es sich um ein komprimiertes Software-Paket, welches ein Verzeichnis „usermat“ enthält, bestehend aus kompilierten statischen Bibliotheken („static object libraries“), Fortran-Quellcode-Dateien, Include-Dateien und einem Makefile. Über die Fortran-Quellcode-Dateien erhält der Nutzer Zugriff auf die User-Defined-Optionen in LS-DYNA® und kann direkt die eigenen Modelle in den bestehenden Fortran-Code integrieren. Hierbei lassen sich nicht nur eigene Materialmodelle und thermische Modelle erstellen, sondern es bietet auch die Möglichkeit, eigene Zustandsgleichungen („Equation of State“ (EOS)), Elementformulierungen für Volumen- und Schalenelemente, Airbag Sensoren, Reibungs- und Leitfähigkeitsmodelle, sowie Lösungsverfahren und Interface-Kontrollen zu programmieren. In dieser Arbeit wird sich auf die Erstellung eigener Materialmodelle beschränkt. [175]

Durch Kompilieren wird ein ausführbares Programm erzeugt, welches zur Simulation genutzt werden kann. Bei Kompilieren des unveränderten Pakets entspricht das neu erzeugte Programm dem typischen LS-DYNA®-Solver der entsprechenden Softwareversion.

Der Nutzer erhält Zugriff auf die selbst programmierten Materialmodelle über das Keyword `*MAT_USER_DEFINED_MATERIAL_MODELS`, wobei die Materialnummern `*MAT_041` bis `*MAT_050` vergeben werden können. Es ist also möglich bis zu 10 unterschiedliche benutzerdefinierte Materialmodelle in einer Simulation zu verwenden. Die vergebene Materialnummer korrespondiert auch zu der verwendeten Subroutinen-Nummer im Fortan-Quellcode. [76]

Der Pre- und Postprozessor LS-PrePost® liefert eine graphische Oberfläche des Keywords, wie in Abb. 41 dargestellt. Auf die einzelnen Parameter soll hier nicht weiter eingegangen werden, da alle relevanten Informationen dem LS-DYNA Manual Volume

I und Volume II [76], [175] entnommen werden können. Es ist lediglich wichtig zu erwähnen, dass aus den Parameter P1 bis P8 eine Liste aller vom Nutzer selbst erstellten Parameter erzeugt wird, wobei P1 bis P8 eine Zeile dieser Liste darstellen. Zur Berechnung eines expliziten Zeitschritts und der Kontaktreaktionskräfte benötigt der Solver in jedem Fall die Angabe eines Elastizitätsmoduls und einer Querkontraktionszahl sowie des zugehörigen Kompressionsmoduls und des Schubmoduls. Elastizitätsmodul und Querkontraktionszahl bilden immer die ersten beiden Einträge in der Liste. Die Position von Kompressionsmodul und Schubmodul sind beliebig und werden über die Parameter „IBULK“ (ID Kompressionsmodul) sowie „IG“ (ID Schubmodul) dem Modell übergeben.

Keyword Input Form

MatDB RefBy Pick Add Accept Delete Default Done

Use \*Parameter  Comment (Subsys: 1 New\_Subsystem\_1) Setting

\*MAT\_USER\_DEFINED\_MATERIAL\_MODELS\_(TITLE) (041\_050) (0)

TITLE

1	MID	RO	MT	LMC	NHV	IORTHO	IBULK	IG
						0		

2	IVECT	IFAIL	ITHERM	IHYPER	IEOS	LMCA	UNUSED	UNUSED
	0		0	0	0			

Repeated Data by Button and List

3	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8

Data Pt.

Replace Insert

Delete Help

MT:=User material type (41-50 inclusive). A number between 41 and 50 has to be chosen.  
 If MT < 0, subroutine rwumat in dyn21.f is called, where the material parameter reading can be modified  
 WARNING: If two or more materials in an input deck share the same MT value, those materials also share values of other variables on Cards 1 and 2 excluding MID and RO. Those shared values are taken from the first material where the common MT is encountered.

Abb. 41: Graphische Oberfläche des Keywords zum Zugriff auf ein benutzerdefiniertes Materialmodell in LS-PrePost® Version 4.8.15.

## 4.2. Aufbau des Materialmodells

Das Materialmodell zum Fließverhalten von C-SMC-Halbzeugen wird unter zwei Gesichtspunkten aufgebaut.

1. Das Materialmodell soll alle wesentlichen Eigenschaften des C-SMC-Halbzeugs im Fließpressprozess beinhalten.

2. Es soll eine Forschungsgrundlage gebildet werden, wobei möglichst einfache Modelle zu einem komplexen Verhalten gekoppelt werden. Ein späterer Zugriff zur Weiterentwicklung der Einzelmodelle soll möglich sein.

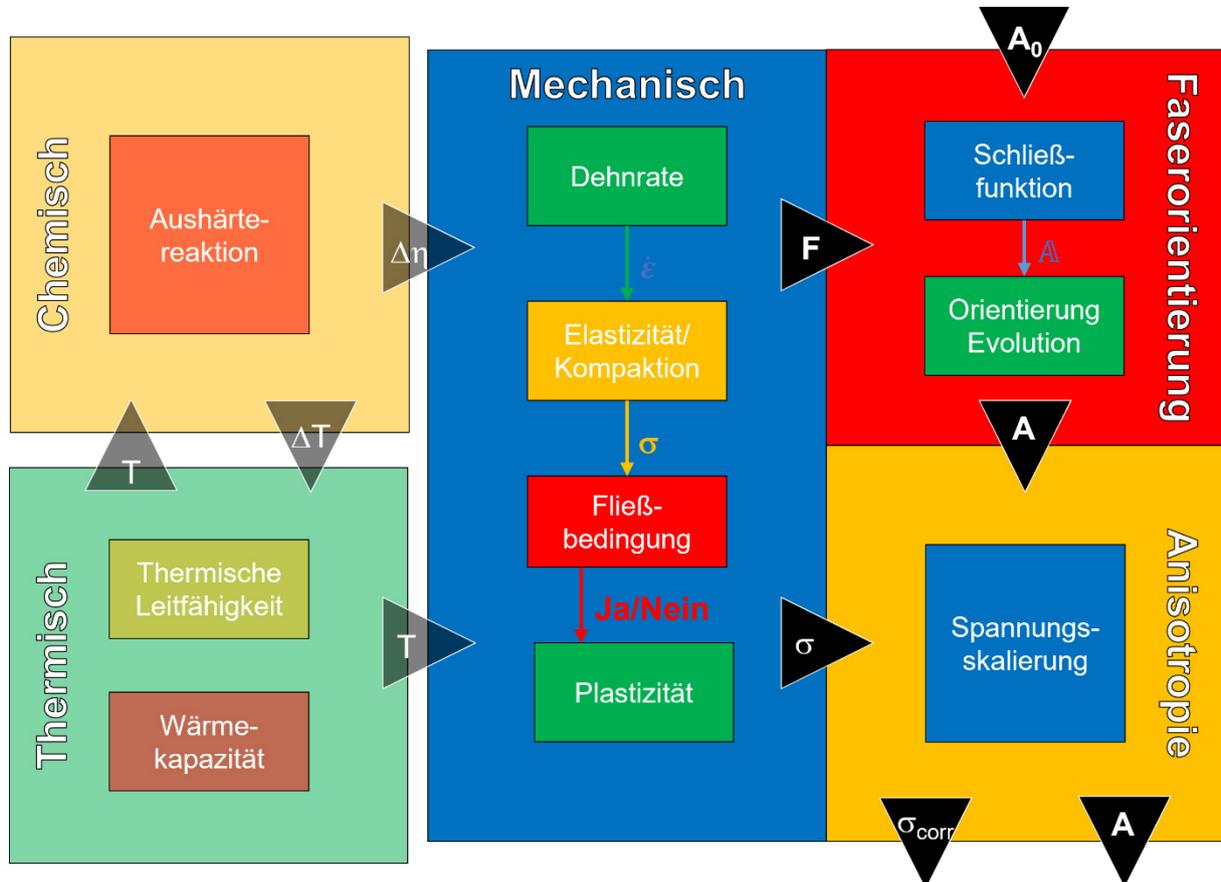


Abb. 42: Schematischer Aufbau des Materialmodells für C-SMC Fließpressmassen im Baukastenprinzip.

Dementsprechend wurde entschieden ein Baukastenprinzip zu verwirklichen (Abb. 42). Dabei übernimmt jeder Baustein eine Eigenschaft des Materials und kommuniziert mit den benachbarten Bausteinen durch die Übergabe einzelner Parameter. Zur besseren Übersicht sind die Bausteine in Abb. 42 in übergeordnete Kategorien eingeteilt. Die größte thermische Beeinflussung des C-SMC-Werkstoffs liegt in der exothermen Aushärtereaktion der duroplastischen Matrix. Diese wird durch die Aufheizung des C-SMC-Stapels im beheizten Werkzeug initiiert und führt durch die Vernetzung des Duroplasts zu einer starken Erhöhung der Viskosität und damit Reduktion der Fließfähigkeit. In seiner Dissertation hat Romanenko [22] allerdings festgestellt, dass die Temperaturerhöhung ausgelöst durch die Aushärtereaktion erst nach Abschluss des Fließpressvorgangs eintritt und daher keinen Einfluss auf das Fließverhalten nimmt. Da sich

diese Arbeit nur mit dem Fließpressvorgang und nicht mit den folgenden Prozessschritten (Halten und Auswerfen) beschäftigt wird der thermische Anteil vernachlässigt. Dabei wird auch die Viskositätsbeeinflussung durch die Aufheizung bei Kontakt mit dem Werkzeug nicht berücksichtigt, da ihr geringer Einfluss nicht in Relation mit dem zu erwartenden Vorteil der eingesparten Rechenzeit bei Verzicht auf einen thermischen Solver steht. Zudem wird ein Teil des Effekts über die Formulierung des mechanischen Modells aufgefangen. In Abb. 42 wird der thermische Anteil als optionale Möglichkeit für zukünftige Weiterentwicklungen transparent dargestellt.

Im Folgenden werden die weiteren Kategorien des Modells näher beschrieben.

### 4.3. Kompaktierung/Elastizität

Im Ausgangszustand ist ein C-SMC Halbzeug noch kein vollständig konsolidierter Körper. Er ist durchzogen von Gaseinschlüssen, die in der ersten Phase des Fließpressvorgangs erst ausgepresst werden. Dabei wird die Faserstruktur kompaktiert, wobei noch kein Fließen des C-SMC-Verbunds auftritt. Diese Phase ist eine reine Kompaktierungsphase. Im Modell wird die Vereinfachung getroffen, dass die Kompaktierung rein elastisch ausgeführt wird. Die verwendete mathematische Beschreibung basiert auf dem bereits vorhandenen Materialmodell *\*MAT\_ELASTIC*, welches bereits im Fortran-Quellcode als Beispiel vorliegt [76], [77], [175]. In diesem Modell werden die Komponenten des Cauchy-Spannungsdeviators  $s_{ij}$  mit Hilfe der Dehnungsinkremente  $\Delta\varepsilon_{ij}$  und des Schubmoduls  $G$  berechnet (Formel (49)).

$$s_{ij}(n+1) = s_{ij}(n) + p + 2G \cdot (\Delta\varepsilon_{ij} + p_H) \quad (49)$$

Mit:

$$p_H = \frac{1}{3} \cdot (-\Delta\varepsilon_{11} - \Delta\varepsilon_{22} - \Delta\varepsilon_{33}) \quad (50)$$

$$p = -p_H \cdot \frac{E}{1 - 2\nu} \quad (51)$$

*\*MAT\_ELASTIC* beschreibt ein linear elastisches Verhalten. Da das C-SMC Material durch die Kompaktierung und dem Ausgasen seine mechanischen Eigenschaften ändert, zeigt es in der Realität ein nichtlineares Verhalten (Abb. 43). Um die Nichtlinearität in der mathematischen Beschreibung des neuen Modells zu integrieren, wird der Elastizitätsmodul in Abhängigkeit zur effektiven Dehnung gesetzt. Nach Analyse des

typischen Spannungs-Dehnungsverlaufs von C-SMC Materialien in der Kompaktierungsphase wird zur Annäherung an das reale Verhalten eine Exponentialfunktion  $E(\varepsilon_{eff})$  gewählt (Formel (52)).

$$E(\varepsilon_{eff}) = p_a(\dot{\varepsilon}) \cdot e^{p_b(\dot{\varepsilon}) \cdot \varepsilon_{eff}} \quad (52)$$

Der Parameter  $p_a$  bildet den Initialelastizitätsmodul und kann über die Anfangssteigung der Spannungs-Dehnungskurve ermittelt werden. Der Exponentialfaktor  $p_b$  beschreibt die Steigung der Exponentialfunktion und wird entsprechend der experimentellen Kurve kalibriert. Abb. 43 zeigt, wie dieses Modell im Vergleich zu einer realen Spannungs-Dehnungskurve beispielhaft aussehen kann. Das Kompaktierungsverhalten eines C-SMC-Materials ist dehnratenabhängig. Daher werden die Parameter  $p_a$  und  $p_b$  als Kurve in Abhängigkeit zur Dehnrates im Materialmodell eingelesen.

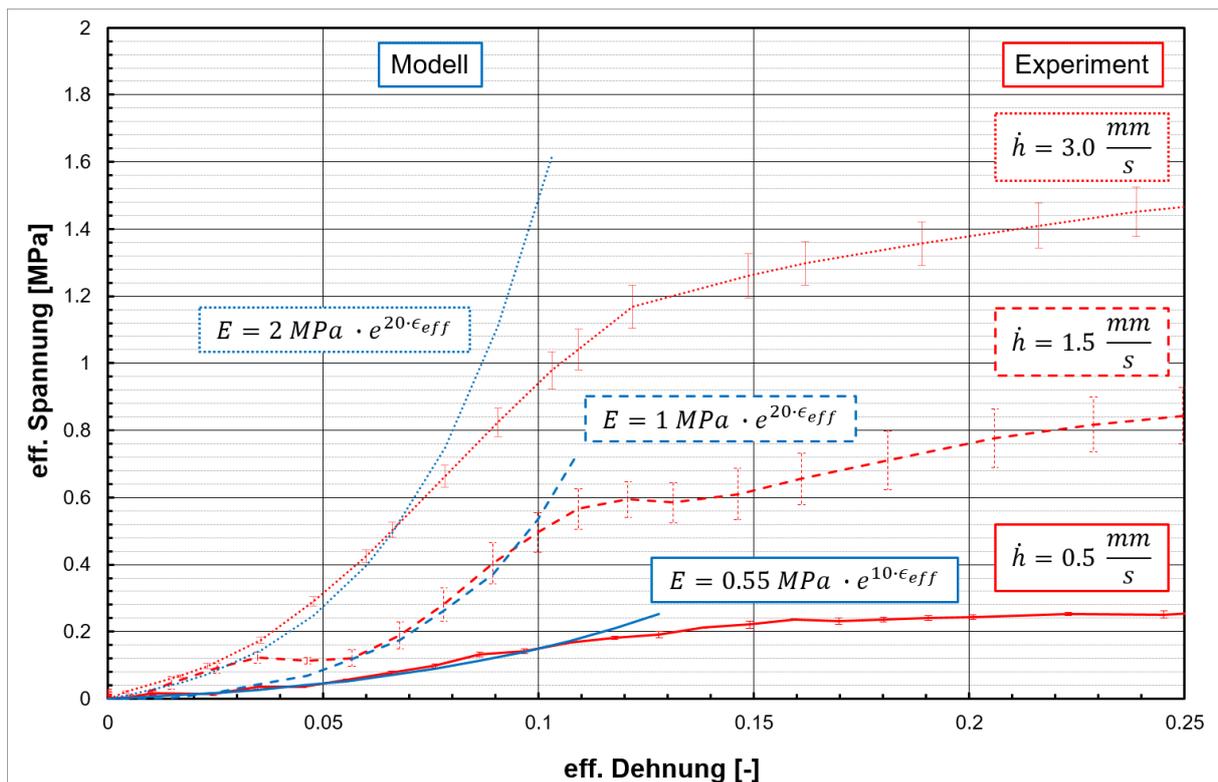


Abb. 43: Vergleich des experimentellen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs mit dem nicht-linearen Elastizitätsmodell am Beispiel von SMCarbon 24 CF50-12K.

In der Realität sind dem Anstieg des Elastizitätsmoduls Grenzen gesetzt. Theoretische Maximalwerte, die erreicht werden können, wäre der Elastizitätsmodul der verwendeten Kohlenstofffasern bzw. der Wert des ausgehärteten C-SMCs. Die Angabe eines Maximalwerts ist im Materialmodell implementiert. In Kapitel 4.1 wurde erläutert, dass

ein benutzerdefiniertes Materialmodell die Angabe eines Elastizitätsmoduls als ersten Parameter voraussetzt. In der aktuellen Materialformulierung würde diesem Wert keine mechanische Bedeutung zukommen, da der im Modell verwendete Elastizitätsmodul in Formel (52) über  $p_a$  und  $p_b$  berechnet wird. Der erste Parameter dient daher nur zur Berechnung des mechanischen Zeitschritts der expliziten Berechnung und der Bestimmung einer Kontaktsteifigkeit. Um diesem Wert auch eine mechanische Bedeutung zu geben, wird er zur Definition des Maximalwerts verwendet. D. h. im Rückschluss wird der explizite Zeitschritt aus der maximal möglichen Steifigkeit des Materials berechnet und nicht der aktuellen, was zur Stabilität der Berechnung und zur Verringerung der Rechenzeit beiträgt. Auch die Stabilität von Kontaktberechnungen profitiert, da mit einer konstanten Materialsteifigkeit gerechnet wird.

#### 4.4. Plastizität und Fließvorgänge

##### 4.4.1. Fließbedingung nach von Mises

Bei Erreichen einer spezifischen effektiven Spannung, der sogenannten Fließspannung  $\sigma_y$ , erfolgt der Übergang zwischen dem elastischen Kompaktierungsbereich und dem plastischen Fließbereich. Um zu überprüfen, ob die Fließspannung erreicht wird, nutzt das Materialmodell die Fließbedingung nach von Mises. Diese Bedingung kann mit der mathematischen Beschreibung in Formel (53) ausgedrückt werden.

$$J_2 = k_f^2 \quad (53)$$

$$J_2 = \sigma_{11} \cdot \sigma_{22} + \sigma_{11} \cdot \sigma_{33} + \sigma_{22} \cdot \sigma_{33} - \sigma_{12}^2 - \sigma_{13}^2 - \sigma_{23}^2 = \frac{1}{2} s_{ij} s_{ij} \quad (54)$$

Dabei ist  $J_2$  die zweite Invariante des Cauchy-Spannungstensors und  $k_f$  ein Schwellenwert für die Spannung des Materials bei reiner Scherung. Bei reinem Zug gilt, dass die Scherspannung des Materials bei einsetzenden plastischen Fließen circa um den Faktor  $\sqrt{3}$  geringer ist als die Zugspannung. Daher gilt Formel (55).

$$k_f = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3}} \quad (55)$$

Wird Formel (55) in Formel (53) eingesetzt, ergeben sich folgende Bedingungen für das plastische Fließen.

$$\sqrt{3 \cdot J_2} - \sigma_y < 0 \quad \text{Elastisches Materialverhalten} \quad (56)$$

$$\sqrt{3 \cdot J_2} - \sigma_y \geq 0 \quad \text{Plastisches Fließverhalten} \quad (57)$$

#### 4.4.2. Modellierung des Fließverhaltens

Die bisherigen Ansätze zur Simulation des Fließverhaltens von SMC-Werkstoffen (siehe Kapitel 2.2.4) verwenden viskoplastische Modelle zur Beschreibung des plastischen Fließens. In Bezug auf C-SMC-Werkstoffe haben diese Modelle zwei bedeutende Nachteile.

1. Voraussetzung zur Berechnung eines viskoplastischen Modells ist die Angabe einer Viskosität. Meist wird die Viskosität des reinen Matrixmaterials benötigt. Die Bestimmung dieses Wertes ist gerade bei zugekauftem C-SMC meist nur schwer möglich. Zudem bleibt der Einfluss des hohen Fasergehalts auf die Viskosität meist unbestimmt.
2. Die Charakterisierungsversuche mittels Pressrheometer aus Kapitel 3.2 haben gezeigt, dass C-SMC-Werkstoffe ein breites Spektrum an Spannungsantworten auf den Verarbeitungsprozess mit Verfestigungs- und Entfestigungsvorgängen zeigen. Dieses Spektrum wird in den herkömmlichen viskoplastischen Modellen nicht dargestellt.

In dieser Arbeit wird als einfache Lösung ein nichtlineares elastoplastisches Modell mit isotroper Verfestigung/Entfestigung nach Vorbild des Materialmodells *\*MAT\_PIECEWISE\_LINEAR\_ISOTROPIC\_PLASTICITY* [76], [77] entwickelt. Dabei wird die Fließspannung nicht über eine mathematische Formel berechnet, sondern direkt aus einer Kurve in Abhängigkeit der effektiven plastischen Dehnung und der effektiven Dehnrates ausgelesen. Als Grundlage dienen die im Pressrheometer ermittelten Dehnrates (Tabelle 6), Fließspannungen (Abb. 21) und Spannungs-Dehnungs-Kurven (Abb. 20).

Während des Fließpressens kann sich das Material in zwei separaten Zuständen befinden. Ist erstens noch keine plastische Dehnung im FEM-Element aufgetreten, greift das Modell auf eine Kurve zu, in der die Initialfließspannung  $\sigma_{y0}$  als Kurve in Abhängigkeit der eff. Dehnrates (Abb. 44) aufgeführt wird, und führt eine Abfrage durch, ob die aktuelle effektive Spannung im FEM-Modell die notwendige Fließspannung überschreitet (siehe Kapitel 4.4.1). Sollte dies der Fall sein, tritt plastische Dehnung auf.

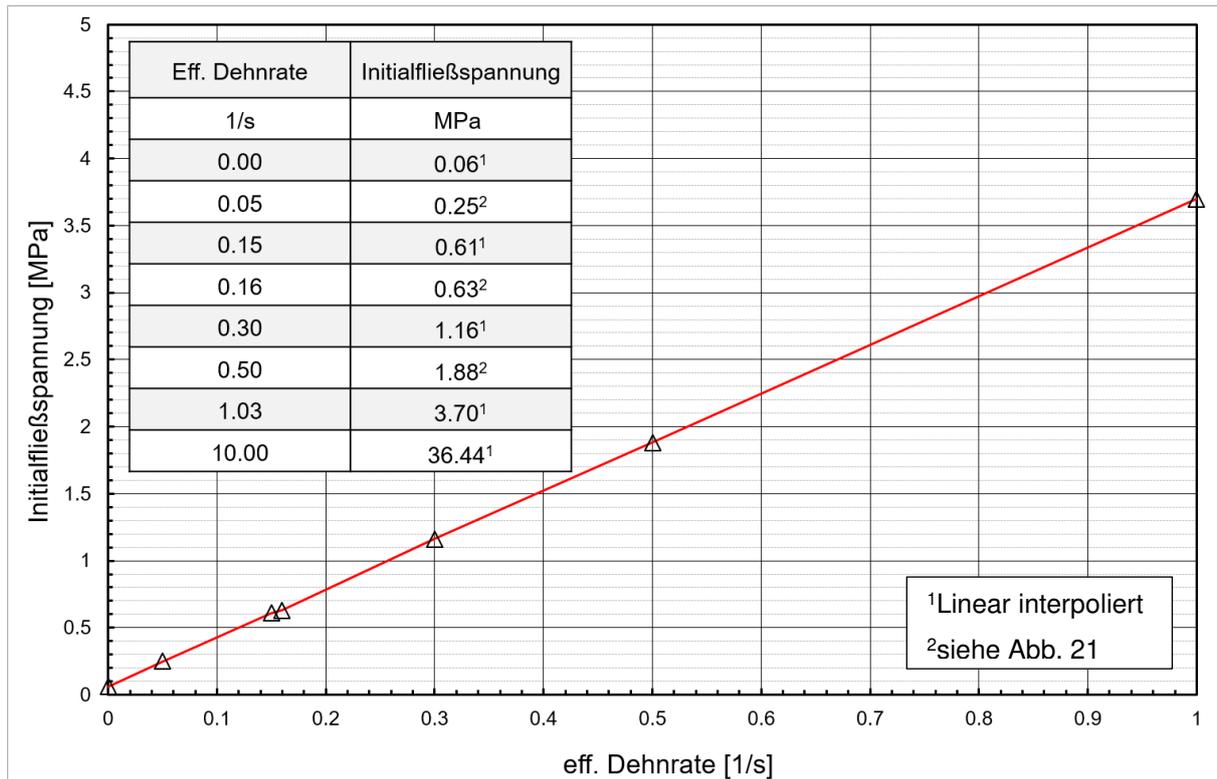


Abb. 44: Definition der Initialfließspannung  $\sigma_{y0}$  als Inputinformation des Materialmodells am Beispiel von SMCarbon 24 CF50-12K.

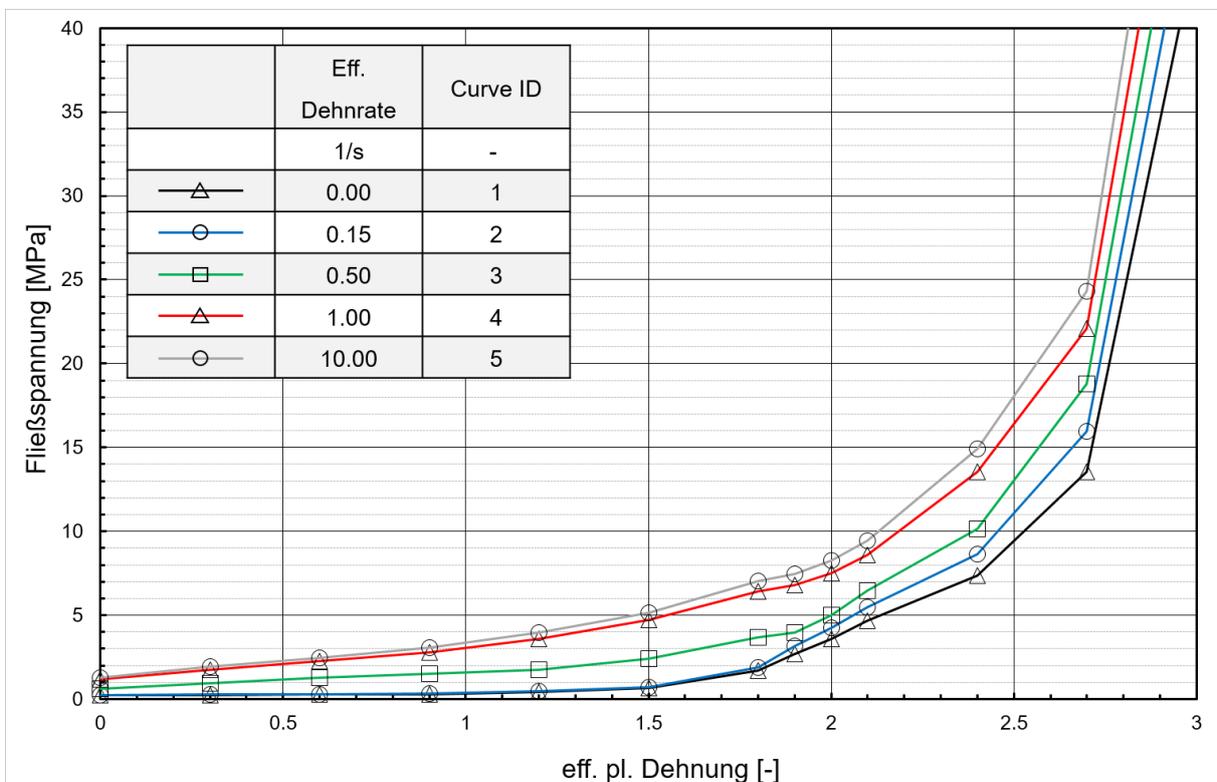
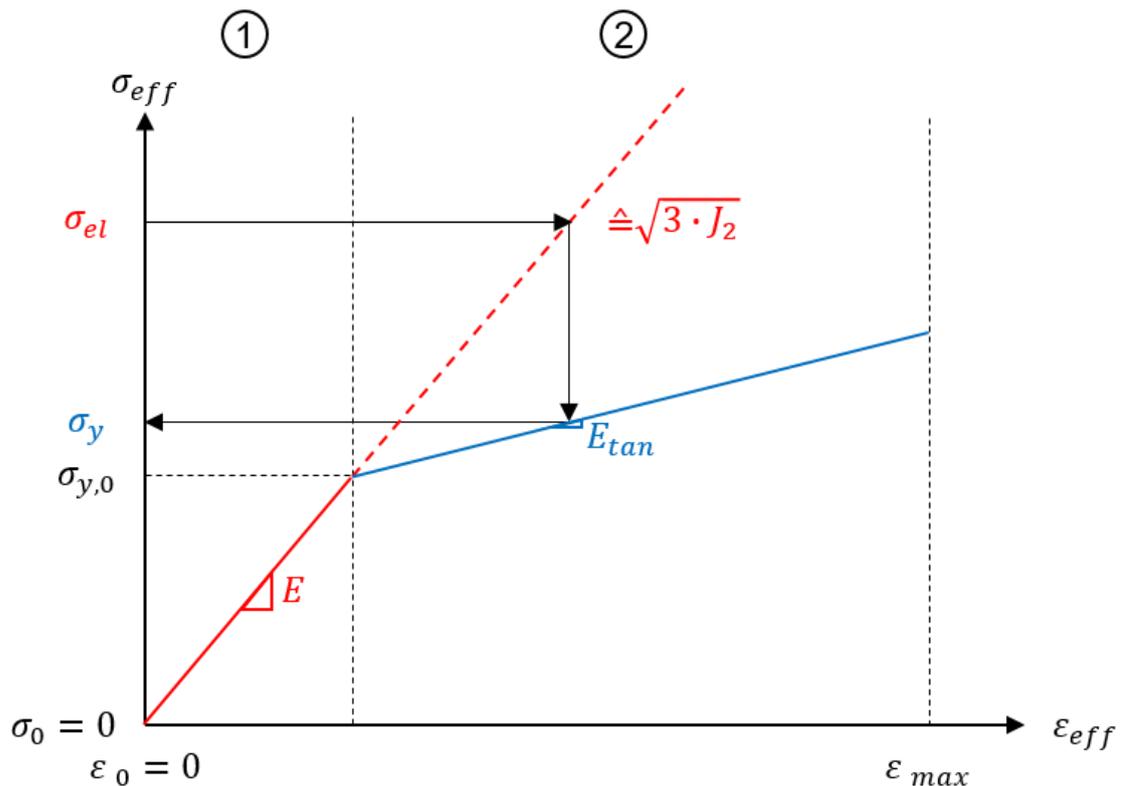


Abb. 45: Definition der Fließspannung  $\sigma_y$  als Kurvenschar in Abhängigkeit der effektiven plastischen Dehnung  $\epsilon_{pl,eff}$  und der eff. Dehnrate  $\dot{\epsilon}_{eff}$ .

Sollte zweitens bereits plastische Dehnung im FEM-Element aufgetreten sein, greift das Modell auf eine Tabelle zurück, in der das im Pressrheometerversuch ermittelte Spannungsverhalten über die plastische Dehnung in Abhängigkeit der Dehnrates  $\sigma_y = \sigma_y(\varepsilon_{pl,eff}, \dot{\varepsilon})$  (Abb. 45) aufgeführt wird, und bestimmt so die aktuelle Fließspannung  $\sigma_y$ . Beim Zugriff auf die gezeigten Kurven, werden Messpunkte, die zwischen den angegebenen Werten liegen, vom FEM-Solver linear interpoliert. Um eine stabile Interpolation zu gewährleisten sind Überschneidung der eingegebenen Kurven, wie sie in den experimentellen Ergebnissen aus Abb. 20 zu sehen sind, nicht zulässig. Die Eingabe in Abb. 45 wird also entsprechend angepasst.

Wird die Fließbedingung erfüllt, erfolgt eine Rückskalierung der Spannungskomponenten. Die Rückskalierung ist notwendig, da das Materialmodell im ersten Schritt die Spannung anhand des elastischen Modells berechnet und somit die Spannung im Fließbereich überschätzt. Die einzelnen Spannungskomponenten werden dementsprechend korrigiert (Abb. 46).



- ① Elastische Kompaktion
- ② Plastisches Fließen

Abb. 46: Schema der Rückskalierung der Spannung im plastischen Fließbereich.

$$\sigma_{ij, scale} = f_s \cdot \sigma_{ij} \quad (58)$$

Mit:

$$f_s = \frac{\sigma_y}{\sqrt{\frac{3}{2} \cdot s_{ij} \cdot s_{ij}}} = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3 \cdot J_2}} \quad (59)$$

Zur Aktualisierung der plastischen Dehnung wird das effektive plastische Dehnungsinkrement nach Formel (61) [77] berechnet, wobei sich der plastische Tangentenmodul  $E_{tan}$  aus der aktuellen Steigung der Kurve  $\sigma_y(\varepsilon_{pl,eff}, \dot{\varepsilon})$  ergibt.

$$\Delta\varepsilon_{pl,eff} = \frac{\sqrt{3 \cdot J_2} - \sigma_y}{3G + E_{tan}} \quad (60)$$

#### 4.5. Faserorientierung

Ein signifikanter Baustein dieses Materialmodells ist die Berechnung der Faserorientierung. Bislang gibt es in LS-DYNA® kein existierendes Materialmodell, welches Faserorientierung für Kurz- bzw. Langfaserverstärkung berücksichtigt [76]. Da durch die Orientierung allerdings das Fließverhalten und die späteren strukturellen Eigenschaften eines Bauteils beeinflusst werden, ist eine Integration unabdingbar. In dieser Arbeit wird als erster Schritt zur Implementierung eines Faserorientierungsmodells ein makroskopisches Modell auf Basis eines modifizierten Folgar-Tucker-Modells in das Materialmodell integriert. Auf die Nutzung eines DFS-Modells mit zusätzlicher geometrischer Modellierung der Faserstruktur wird erstmal verzichtet. Zum einen sollen so Rechnerressourcen geschont und der Modellierungsaufwand des Geometriemodells verringert werden und zum anderen ist die Kopplung mit einer expliziten Faserdarstellung auch im Nachhinein noch möglich.

Im hier verwendeten Faserorientierungsmodell werden die Faserorientierung und die Bewegung der umgebenen Strömung vollständig gekoppelt. Dafür wird das Folgar-Tucker-Modell durch das Einbringen eines nematischen Potentials in der Maier-Saupe Form modifiziert. [74]

$$\frac{DA}{Dt} = MA + M^T A - 2A : M - 6C_i \dot{\gamma} \left( A - \frac{1}{3} I \right) \quad (61)$$

Mit dem Maier-Saupe Term:

$$M = \xi D + W + \dot{\gamma} U_0 A \quad (62)$$

Dabei bezeichnet  $\xi$  hier den zugrundeliegenden Geometriefaktor, dessen Wert von der Form der verwendeten Faser (synonym für Partikel) bestimmt wird. Da wir von einer zylindrischen Faser ausgehen, ist das Verhältnis  $r_a$  zwischen der Länge  $l_f$  und des Durchmessers  $d_f$  der Faser ausschlaggebend.

$$r_a = \frac{l_f}{d_f} \quad (63)$$

$$\xi = \frac{r_a^2 - 1}{r_a^2 + 1} \quad (64)$$

Wenn eine Langfaserverstärkung betrachtet wird, wobei die Länge der Faser sehr viel größer ist als der Durchmesser, ergibt sich näherungsweise  $\xi = 1$ . Es wird angenommen, dass die Interaktion zwischen den Fasern hauptsächlich durch den Geschwindigkeitsgradienten bestimmt wird. Daher drückt sich der Proportionalitätsfaktor des nematischen Potentials durch  $U_0 \dot{\gamma}$  aus [74]. Das Maier-Saupe-Potential  $U_0$  ist für dieses Materialmodell ein experimentell zu fittender Parameter. Der Betrag des Dehnratentensors  $\dot{\gamma}$  wird über den Deformationstensor  $\mathbf{D}$  bestimmt (Formel (9)), wobei  $\mathbf{D}$  wie in Formel (5) vom Geschwindigkeitsgradienten  $\mathbf{L}$  abhängt. Bei der Nutzung von benutzerdefinierten Materialien in LS-DYNA® ist der Geschwindigkeitsgradient leider keine direkt verfügbare Größe, kann aber über den Deformationsgradienten  $\mathbf{F}$  berechnet werden (Formel (3)).

Der Tensor 4. Stufe  $\mathbb{A}$  wird über eine Schließfunktion bestimmt. Da sie stabil und einfach zu implementieren ist, kommt in dieser Arbeit eine quadratische Schließung zum Einsatz.

$$\mathbb{A} = \mathbf{A} \otimes \mathbf{A} \quad (65)$$

Zur Nutzung dieses Modells innerhalb eines benutzerdefinierten Materialmodells ergeben sich die Inputparameter aus Tabelle 8.

#### 4.6. Anisotropie

Untersucht man das Strömungsverhalten bzw. die Fließfrontverläufe eines faserverstärkten Fluid, wie es z. B. Folgar und Tucker in [33] am Beispiel eines mit Nylon- bzw. Polyesterfaser versetzten Silikonöls durchgeführt haben oder in dieser Arbeit im Kapitel 3.2 am Beispiel eines C-SMCs gezeigt wurde, erkennt man, dass sich die Fasern abhängig von der Fließrichtung des Fluids ausrichten. Bei einem hohen Faservolu-

mengehalt und großer Faserlänge ist auch der Umkehrschluss sinnvoll. Da querliegende Fasern bzw. Faserbündel ein Hindernis für den Materialfluss darstellen, wird der Fluss in Faserrichtung begünstigt. Dies führt zu einem anisotropen Fließverhalten. Zur Beschreibung dieser Anisotropie wird ein Ansatz gewählt, der in Spritzguss- und Strömungssimulationen Anwendung findet und wie in Formel (66) dargestellt werden kann [38], [74], [176].

$$\boldsymbol{\tau} = 2\eta_m (\mathbf{D} + N_p \mathbb{A} : \mathbf{D}) \quad (66)$$

Dabei beschreibt  $\eta_m$  die Scherviskosität des Matrixmaterials. Der Koppelfaktor  $N_p$  hängt im Allgemeinen von der Partikeldichte ab [74], in dieser Arbeit entsprechend vom Fasergehalt. Der durchschnittliche Fasergehalt über das Gesamtvolumen des C-SMCs ist in der Regel bekannt. Jedoch gilt dies nicht für den lokalen Fasergehalt, der sich aufgrund von Fließbewegungen und Faserinteraktionen verändern kann. Da keine konkreten Daten zum lokalen Fasergehalt vorliegen, betrachtet das Materialmodell vorerst  $N_p$  in dieser Arbeit als konstanten Inputparameter. In den Kapiteln 4.3 und 4.4 wird erläutert, dass das elastoplastische Materialmodell Spannungen über eine Aktualisierung der Komponenten des Cauchy-Spannungsdeviators  $s_{ij}$  berechnet. Zudem wird davon ausgegangen, dass keine individuellen Viskositätswerte der Einzelkomponenten des C-SMCs bei Zukauf des Halbzeugs bekannt sind. Viskositätswerte werden dementsprechend nicht berücksichtigt. Aus diesen Gründen folgt eine Modifikation des Ansatzes zur Integration der Anisotropie für die Verwendung mit dem Materialmodell (Formel (67)). Im Vergleich mit Formel (49) wird deutlich, dass die Betrachtung der Anisotropie auf eine Anpassung des Verzerrungsinkrements  $\Delta\varepsilon_{ij}$  hinausläuft.

$$s_{ij}(n+1) = s_{ij}(n) + p + 2G \cdot (\Delta\varepsilon_{ij} + N_p \Delta\varepsilon_{kl} \mathbb{A}_{ijkl} + p_H) \quad (67)$$

Dabei wird die Dehnung mit der Ausrichtung des Faserorientierungstensors modifiziert. Nun müssen die Fälle Dehnung und Kompression unterschieden werden. Eine plastische Strömung wird in Faserrichtung begünstigt und senkrecht zur Faserrichtung behindert. Die dargestellte Verzerrungsmodifikation führt jedoch zu einem Fließwiderstand in Faserrichtung. Bei der Simulation des Pressrheometerversuchs in „Constant Mass“-Konfiguration wird dieser Widerstand bei unverändertem Übernehmen der Formel durch einen unrealistisch konkav geformten Fließfrontverlauf deutlich (Abb. 47a). Am leichtesten lässt sich dieser Fehler korrigieren, indem der Faserorientierungstensor für die Anisotropiebetrachtung so korrigiert wird, dass er im Fall einer Dehnung

genau entgegengesetzt der echten Faserorientierung ausgerichtet ist (Abb. 47b). Diese Korrektur führt dann zu einem korrekt ausgeführten konvexen Fließfrontverlauf (Abb. 47c). Wird das Material dagegen komprimiert nehmen die Fasern die Last in Faserrichtung auf und eine Korrektur der Spannungsberechnung ist nicht notwendig.

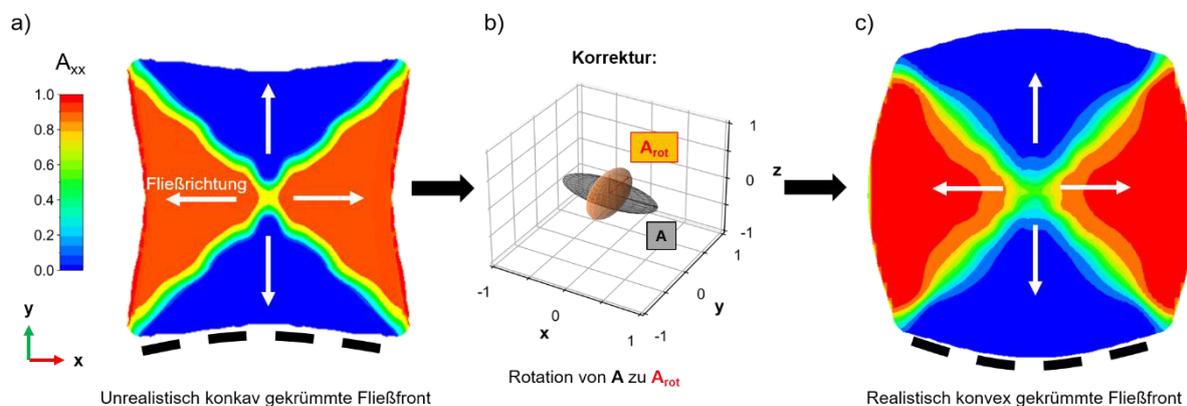


Abb. 47: Korrektur des Faserorientierungstensors zur Berücksichtigung der Anisotropie im Fließverhalten eines C-SMC Halbzeugs.

Tabelle 8: Resultierende Eingabeparameter zur Darstellung eines C-SMCs in einem User-Defined Materialmodell in LS-DYNA®.

<b>Kompaktierung/Elastizität</b>	
$E_{max}$	Maximal möglicher E-Modul
$p_A(\dot{\epsilon})$	Initialzugmodul in Abhängigkeit der Dehnrates als Kurve
$p_B(\dot{\epsilon})$	Exponentialfaktor in Abhängigkeit der Dehnrates als Kurve
<b>Plastizität/Fließvorgänge</b>	
$\sigma_{y0}(\dot{\epsilon})$	Initialfließspannung in Abhängigkeit der Dehnrates als Kurve
$\sigma_y(\epsilon_{pl,eff}, \dot{\epsilon})$	Fließspannung in Abhängigkeit der effektiven plastischen Dehnung und der Dehnrates als Tabelle
<b>Faserorientierung</b>	
$A_{xx}, A_{yy}, A_{zz}$	Hauptdiagonalkomponenten des initialen Faserorientierungstensors
$A_{zy} = A_{yz}, A_{xz} = A_{zx}, A_{xy} = A_{yx}$	Symmetrische Nebendiagonalkomponenten des initialen Faserorientierungstensors
$l_f$	Faserlänge

$d_f$	Faserdurchmesser
$U_0$	Maier-Saupe Potential
$C_i$	Diffusionskoeffizient
<b>Anisotropie</b>	
$N_p$	Koppelfaktor zur Kopplung der Faserorientierung an das Dehnungsverhalten des Gesamtmaterials

## 5. Pre- und Postprocessing des Materialmodells

### 5.1. Einfluss der Eingabeparameter auf das Materialverhalten

Tabelle 8 fasst alle notwendigen Eingangsgrößen zusammen, die im Materialmodell definiert werden müssen. Daraus ergeben sich die Fragen, wie die einzelnen Parameter eingestellt werden und welche Kalibrierungsprozesse zur optimalen Anpassung des Modells notwendig sind. Um diese Fragen zu klären, erläutert dieses Kapitel für die einzelnen Parameter die Bedeutung für das Materialverhalten und den Kalibrierungsaufwand, der zur optimalen Anpassung des Modells an das experimentelle Verhalten notwendig ist. Da die Materialcharakterisierung am Pressrheometer durchgeführt wird, dient dieser auch in der Kalibrierung des Materialmodells als Grundlage.

Die Parameter  $p_A(\dot{\varepsilon})$  und  $p_B(\dot{\varepsilon})$  zur Definition des initialen Kompaktierungsverhaltens, sowie  $\sigma_{y0}(\dot{\varepsilon})$  zur Definition der initialen Fließbedingung, die in `*DEFINE_CURVE` als Kurven definiert werden, können vollständig experimentell bestimmt werden (siehe Kapitel 4.3 und 4.4.2). Durchgeführte Simulationen haben gezeigt, dass keine weitere Kalibrierung durchgeführt werden muss.

Die Fließbedingung und das Fließverhalten werden im Parameter  $\sigma_y(\varepsilon_{pl,eff}, \dot{\varepsilon})$  (Tabelle 8) in `*DEFINE_TABLE` als Tabelle definiert. Die Abhängigkeit von der effektiven plastischen Dehnung  $\varepsilon_{pl,eff}$  und der effektiven Dehnrates  $\dot{\varepsilon}$  wird direkt im Pressrheometerversuch experimentell bestimmt (siehe Kapitel 3.2). Da ein solches Vorgehen in der Modellierung eine starke Vereinfachung der Realität darstellt und zwangsläufig nicht alle physikalischen Effekte, die beim Fließen des Materials auftreten, darstellen kann, ist eine Kalibrierung der eingelesenen Kurven unbedingt notwendig. Kapitel 3.2 hat gezeigt, dass unterschiedliche C-SMC-Materialien abhängig vom inneren Aufbau stark unterschiedlichen Kraftverläufen folgen können. Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei Vorgehensweise entwickelt, nach deren Schema die Kalibrierung der Kurven durchgeführt werden kann.

#### 1. Konstante Spannung pro Dehnrates

Zeigt das Material während des Pressrheometerversuchs eine stetig steigende, annähernd lineare Kraftantwort im Fließbereich bietet sich eine vereinfachte Darstellung der Kurven  $\sigma_y(\varepsilon_{pl,eff}, \dot{\varepsilon})$  in der Eingabe für das Materialmodell an. SMCarbon 24 CF50-3K zeigt ein solches Materialverhalten und dient hier als Beispiel zur Erläuterung des Vor-

gehens. In Abb. 48 sind das resultierend Spannungs-Dehnungsverhalten und die zugehörigen effektiven Dehnraten während des Versuchs über die effektive Dehnung aufgetragen.

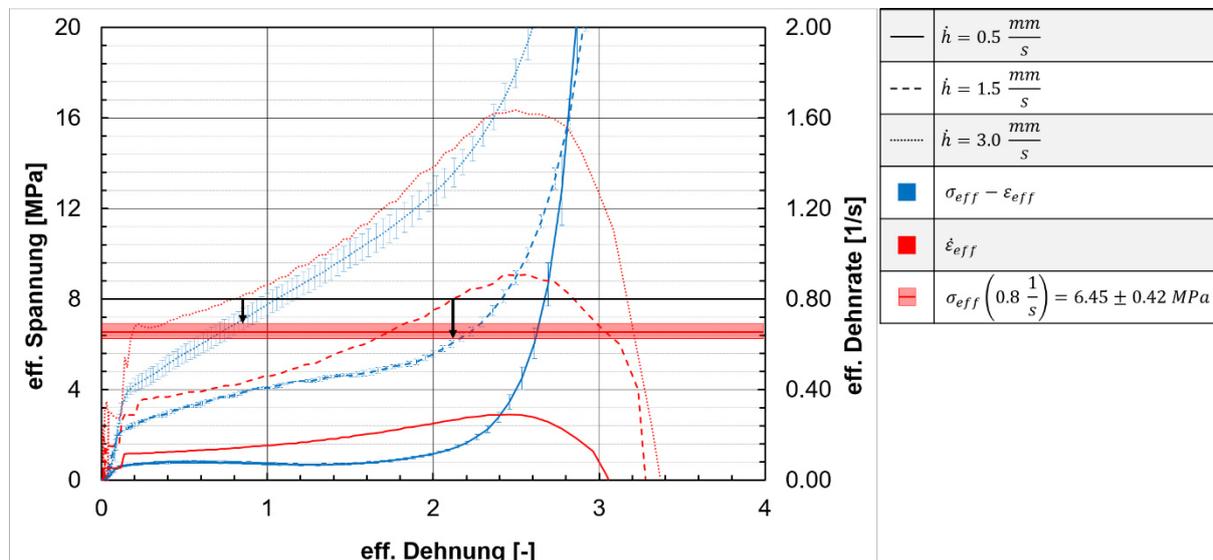


Abb. 48: Herleitung der Spannungswerte in Abhängigkeit der Dehnrates aus einem Pressrheometerversuch am Beispiel von SMCarbon 24 CF50-3K.

Es fällt auf, dass die Dehnrates während eines Versuches mit konstanter Werkzeugschließgeschwindigkeit stetig steigt. Daher kann eine einzelne Dehnrates (in Abb. 48 beispielhaft  $\dot{\varepsilon}_{eff} = 0.8 \frac{1}{s}$ ) über mehrere Werkzeugschließgeschwindigkeiten betrachtet werden. Es zeigt sich, dass die bei dieser Dehnrates auftretenden Spannungen in den unterschiedlichen Versuchsreihen mit nur leichten Abweichungen annähernd konstant sind. Im Beispiel von Abb. 48 beträgt die Abweichung lediglich  $\pm 0.42 MPa$  bei der betrachteten effektiven Dehnrates. Daraus lässt sich schließen, dass die Angabe einer über die effektive Dehnung konstanten effektive Spannung für eine einzelne Dehnrates ausreichend ist. Da es sich hierbei allerdings um eine grobe Vereinfachung der Darstellung des plastischen Fließens des C-SMC-Werkstoffes handelt, zeigen die dazu durchgeführten Simulationen, dass ein Kalibrierungsprozess notwendig ist, um eine akkurate Kraftantwort zu erhalten.

Abb. 49 zeigt die resultierende Eingabe im Materialmodell des gezeigte Beispielmateriale SMCarbon 24 CF50-3K um eine möglichst akkurate Repräsentation des realen Materialverhaltens im Charakterisierungsversuch zu erhalten (Abb. 50). Die Optimierung erfolgt über die Variation möglichst weniger Datenpunkte. Dadurch wird eine hohe Effizienz des Kalibrierungsprozesses erreicht.

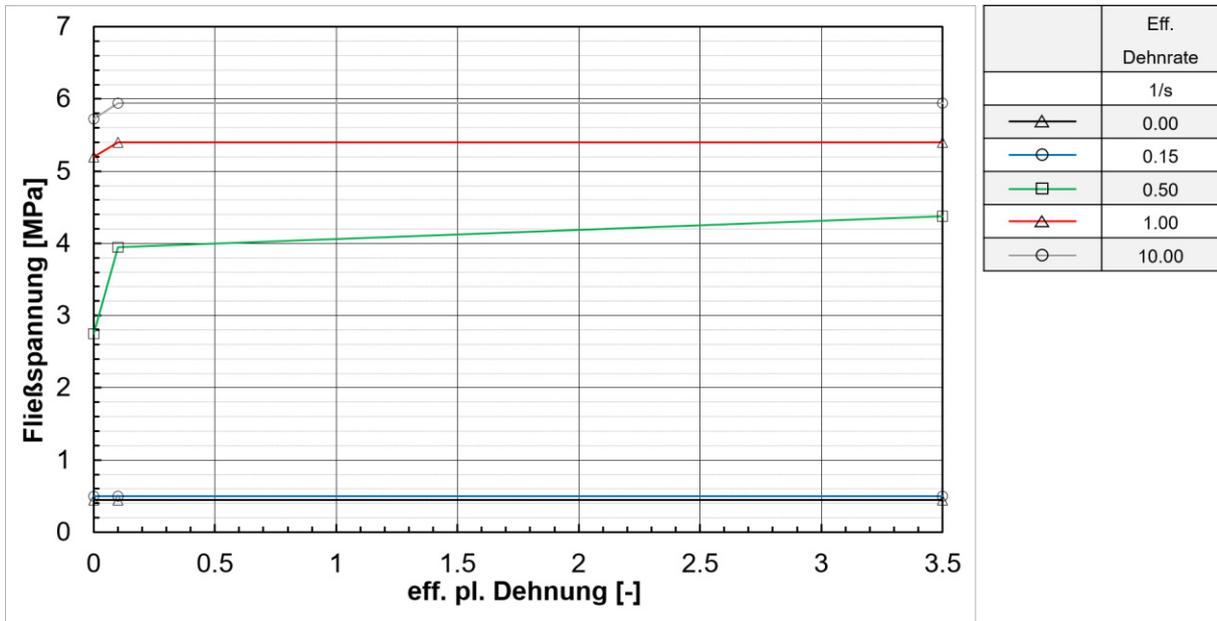


Abb. 49: Resultierende Eingabe zur Definition des Fließverhaltens in LS-DYNA® nach der Kalibrierung.

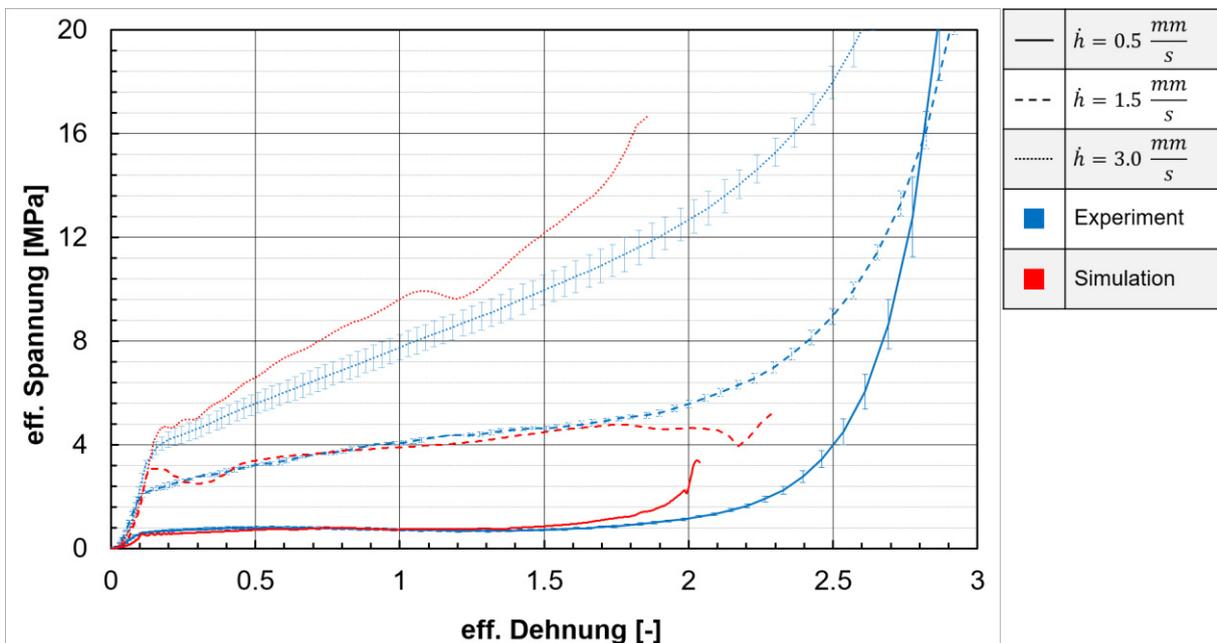


Abb. 50: Vergleich der gemessenen Spannungs-Dehnungs-Kurven aus dem Pressrheometersversuch mit den entsprechenden simulierten Kurven am Beispiel von SMCarbon 24 CF50-3K.

## 2. Direktes Einlesen des experimentell bestimmten Spannungsverhaltens

Aufgrund der hohen Faserlänge und des hohen Faservolumengehalts von C-SMC Werkstoffen im Gegensatz zu G-SMC zeigen einige C-SMC zu Beginn der Fließphase

ein Relaxationsverhalten. Im Pressrheometerversuch wird dieser Effekt durch eine Kraftüberhöhung zu Beginn der plastischen Fließphase deutlich. Am Beispiel von AMC 85593 kann in Abb. 51 dieser Effekt beobachtet werden. Dabei nimmt die Kraftüberhöhung mit zunehmender Werkzeugschließgeschwindigkeit  $\dot{h}$  zu. Auf den prinzipiellen Verlauf der Dehnrates hat diese Kraftüberhöhung keinen Einfluss.

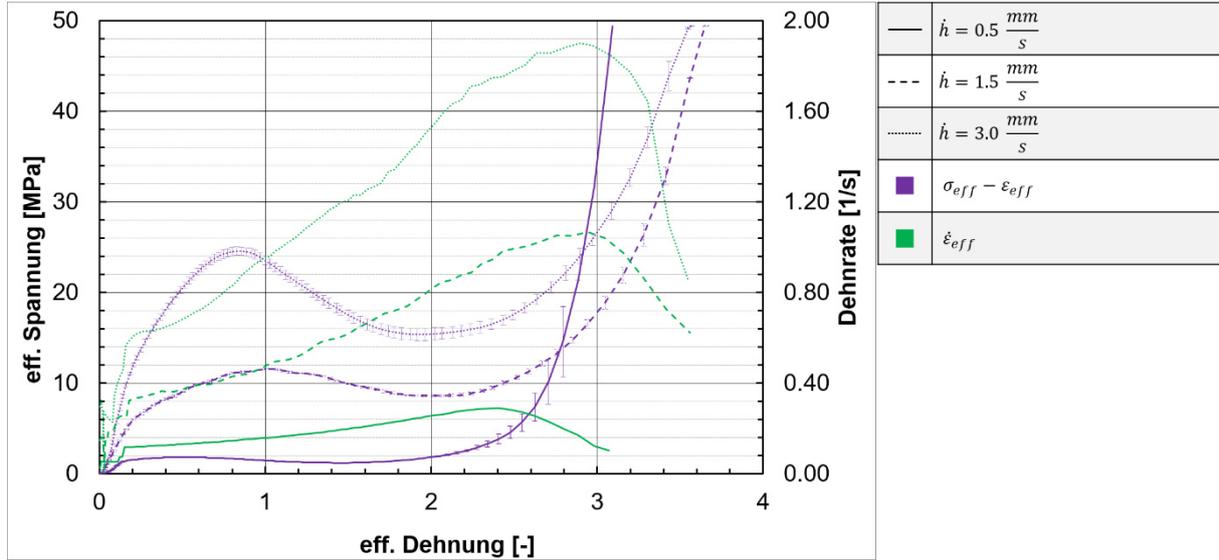


Abb. 51: Quellkurven zur Bestimmung der Eingabekurven aus dem Pressrheometerversuch am Beispiel von AMC 85593.

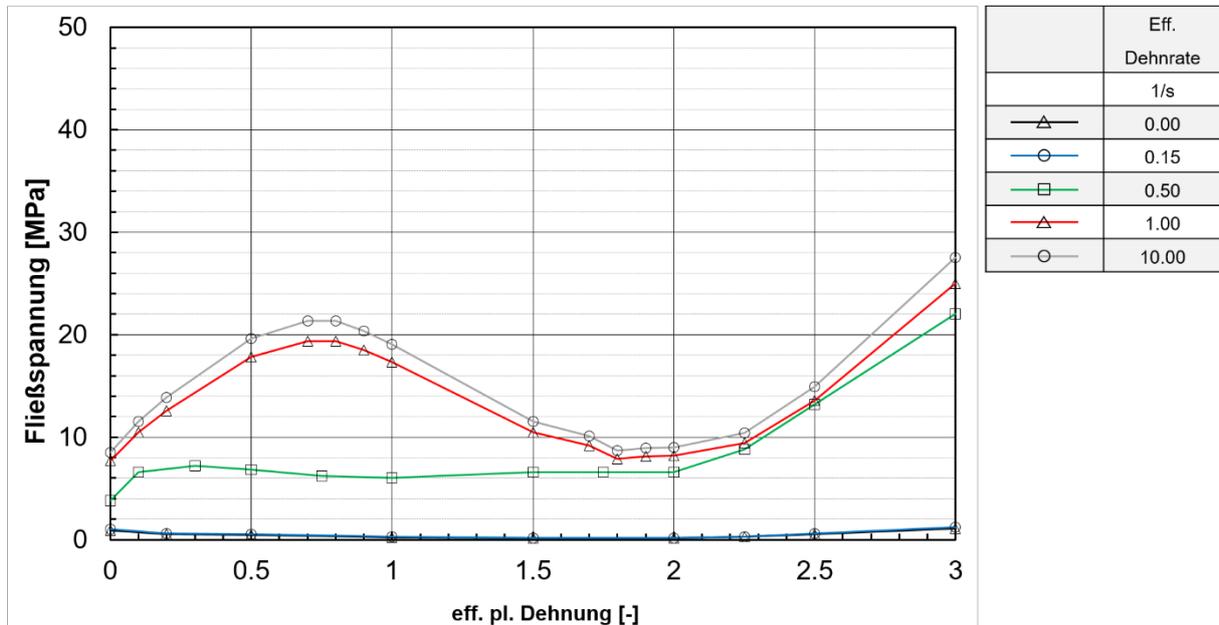


Abb. 52: Resultierende Eingabe zur Definition des Fließverhaltens in LS-DYNA® nach der Kalibrierung.

Für die Eingabe der Tabelle zur Beschreibung des Fließverhaltens  $\sigma_y(\varepsilon_{pl,eff}, \dot{\varepsilon})$  des Materialmodells ergibt sich die Konsequenz, dass Variante 1 nicht mehr anwendbar ist, da eine effektive Spannung mehreren effektiven Dehnraten in Abhängigkeit der effektiven Dehnung zugeordnet werden kann. Als 2. Variante besteht auch die Möglichkeit die im Pressrheometerversuch ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven direkt als Grundlage des Materialmodells zu nutzen. Da jeder Kurve eine Dehnraten zugeordnet werden muss, kann die in Abb. 19 und Tabelle 6 aus Kapitel 3.2 für jede Werkzeugschließgeschwindigkeit ermittelte vereinfachte konstante Dehnraten als Grundlage verwendet werden. Da die reale Dehnraten nicht konstant ist, sondern mit Verringerung des Werkzeugspalts stetig steigt, muss zwingend eine Kalibrierung der Kurven durchgeführt werden. Abb. 52 zeigt die Eingabe im Materialmodell basierend auf dem Beispielmateriale AMC 85593 als Ergebnis des Kalibrierungsprozesses. Der resultierende Vergleich der Simulation des Pressrheometerversuchs mit den Messergebnissen zeigt Abb. 53. Zur akkuraten Darstellung der Kraftantwort ist vor allem im Bereich der Wendepunkte Spannungs-Dehnungskurven eine feinere Auflösung von Datenpunkten notwendig.

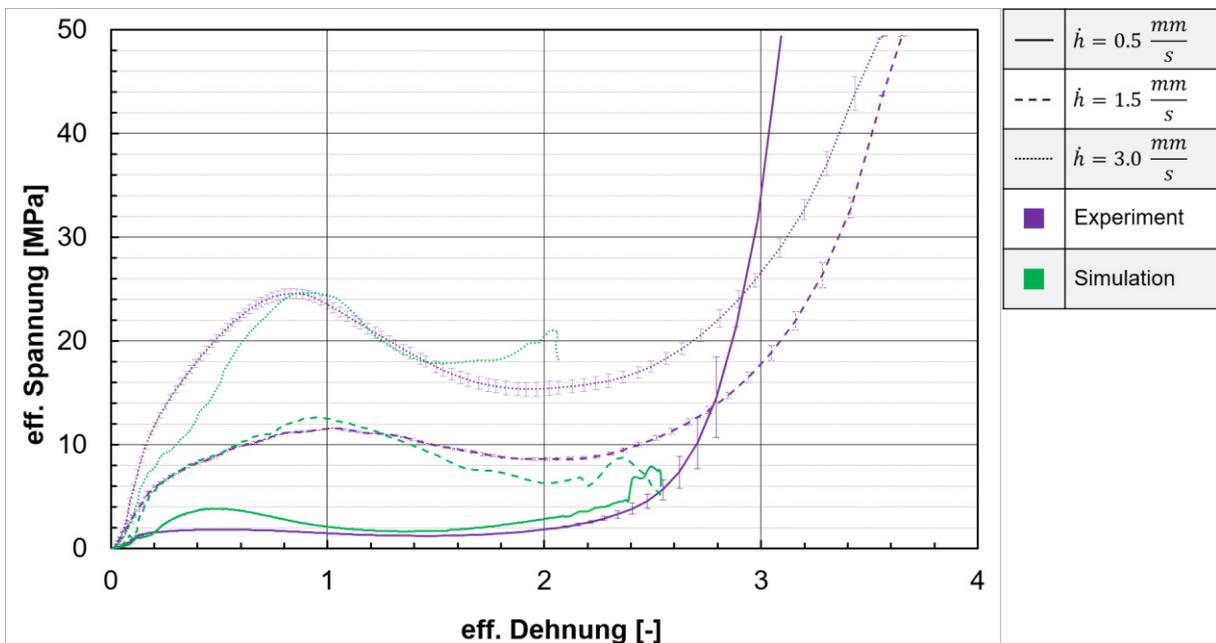


Abb. 53: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven aus dem Pressrheometerversuch mit den entsprechenden Simulationsresultaten am Beispiel von AMC 85593.

Die initialen Komponenten des Faserorientierungstensors  $A_{xx}$  bis  $A_{xy}$  aus Tabelle 8 beschreiben nur die initialen Komponenten des Tensors. In der vorliegenden Version des Materialmodells kann nur ein globaler initialer Faserorientierungstensor für das

Material angegeben werden. Durch experimentelle Messungen der Faserorientierung an einem C-SMC-Halbzeug (wie z. B. in den Kapiteln 2.3.2 und 3.3 beschrieben) kann der reale initiale Faserorientierungstensor bestimmt werden. Eine weitere Kalibrierung ist nicht mehr notwendig. Zwei weitere Initialwerte, die durch die Fasergeometrie vorgegeben sind und daher auch keine Kalibrierung benötigen, sind die Faserlänge  $l_f$  und der Faserdurchmesser  $d_f$ . Die Faserlänge  $l_f$  wird eindeutig durch die Zuschnittslänge der verwendeten Rovings definiert. Bei den hier betrachteten Beispielen (siehe auch Kapitel 3.1) liegt die Faserlänge bei 25 mm. Für die Wahl des Faserdurchmessers  $d_f$  gibt es zwei Möglichkeiten. Bei der allgemeinen Betrachtung von Langfaserverstärkungen in Fließprozessen wird die einzelne Faser betrachtet und daher der Faserdurchmesser einer Kohlenstofffaser von 5-9  $\mu\text{m}$  genommen. Dies resultiert in einem Geometriefaktor  $\xi \rightarrow 1$ . In einem C-SMC liegen die Langfasern aber gebündelt in einem Rovingzuschnitt vor und sind damit in der Bewegung eingeschränkt. Deshalb erscheint es auch sinnvoll, anstelle des Faserdurchmessers die Geometrie des Rovings zugrunde zu legen und z. B. die Breite eines Rovings als  $d_f$  anzugeben. Dies führt zu einer Verringerung des Geometriefaktor  $\xi < 1$  und damit zu einer Reduktion der Faserrotation während des Fließvorgangs (Abb. 54).

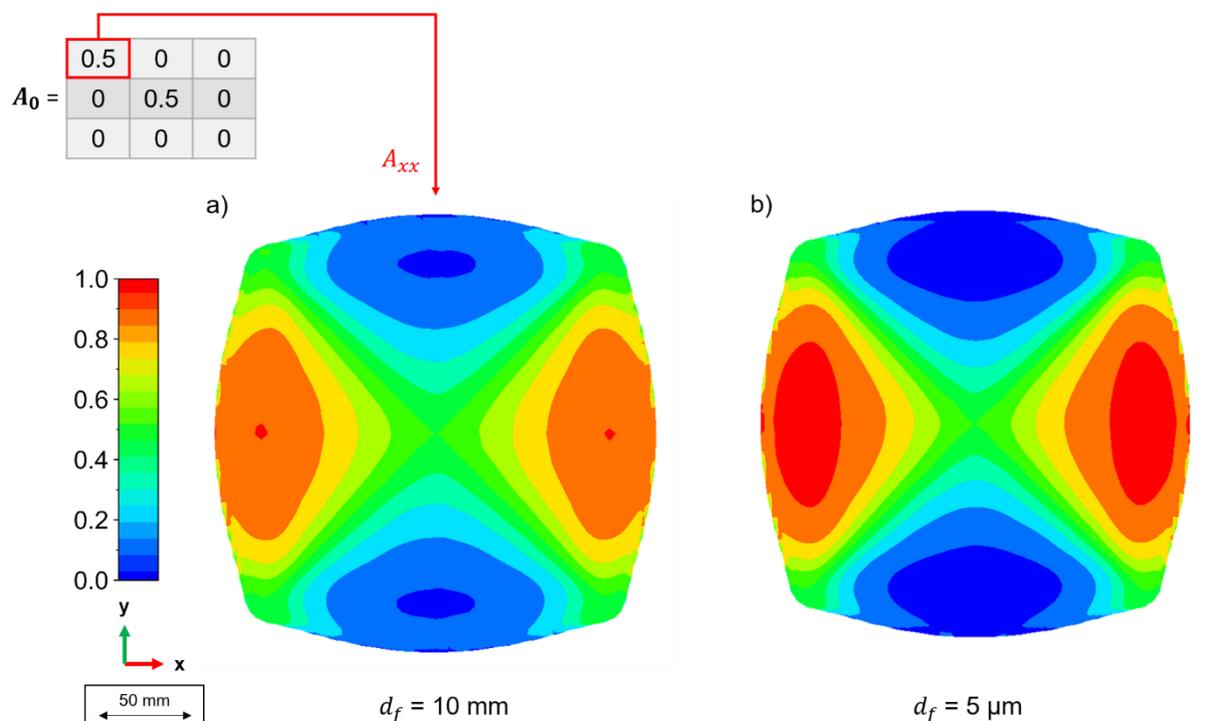


Abb. 54: Einfluss des Faserdurchmessers  $d_f$  auf die Ausrichtung der Fasern am Beispiel eines planar isotropen Ausgangszustands. a) Faserdurchmesser  $d_f$  entspricht

der Breite eines Faseroving. b) Faserdurchmesser  $d_f$  entspricht dem Durchmesser einer Kohlenstofffaser.

Das Maier-Saupe Potential  $U_0$  ist ein experimentell gefitteter Parameter mit großem Einfluss auf die Entwicklung der Faserorientierung und muss daher kalibriert werden. Abb. 55 zeigt am Beispiel des Pressrheometerversuchs in der „Constant Mass“-Konfiguration, wie eine Erhöhung von  $U_0$  zu einer Verstärkung der Faserausrichtung führt (hier am Beispiel der Diagonalkomponente  $A_{xx}$  des Faserorientierungstensors verdeutlicht). Bei einer theoretischen idealen planar isotropen Faserkonfiguration (Abb. 55a) erfolgt die Verstärkung achsensymmetrisch in alle Richtungen. Betrachtet man aber einen realen Ausgangszustand (Abb. 55b), der nie eine vollständige Isotropie aufweist, zeigt sich durch Erhöhung von  $U_0$  eine Rotation in der Ausrichtung der Fasern. Im hier gezeigten Beispiel von SMCarbon 24 CF50-3K dominiert die Ausrichtung der Fasern in die y-Richtung.

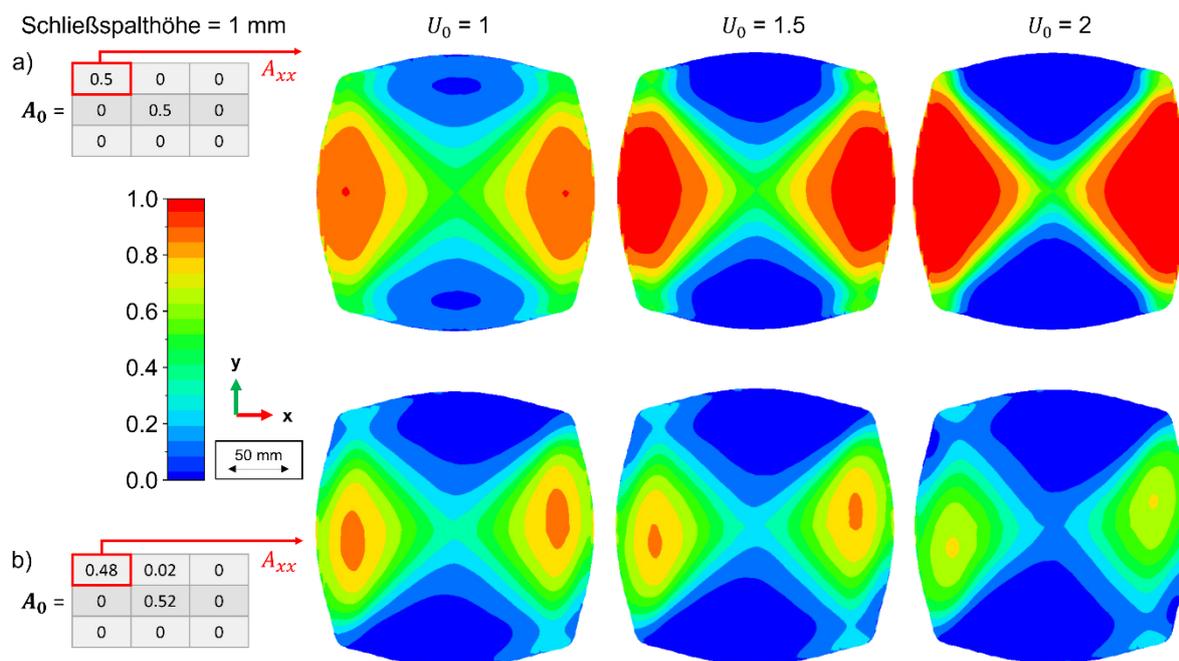


Abb. 55: Einfluss der Variation von  $U_0$  auf die Entwicklung der Faserorientierung am Beispiel der Komponente  $A_{xx}$  des FOT für a) einen idealen planar isotropen Ausgangszustand und b) dem durchschnittlichen Ausgangszustand für SMCarbon 24 CF50-3K.

Der Diffusionskoeffizient  $C_i$  beschreibt die Interaktion der Fasern untereinander. Je höher  $C_i$  gewählt wird, desto größer der Einfluss, den benachbarte Fasern aufeinander ausüben. D. h. eine Erhöhung von  $C_i$  resultiert in einer Behinderung der Faserrotation

aufgrund der Strömung (Abb. 56). Bei beiden betrachteten Fällen eines planar isotropen Ausgangszustand (Abb. 56a) und des real gemessenen Ausgangszustands (Abb. 56b) ist keine Richtungsabhängigkeit des Einflusses von  $C_i$  zu erkennen. Die leichte Rotation der Faserausrichtung, die in Abb. 56b) zu erkennen ist, ist auf den gewählten Wert  $U_0 = 1$  zurückzuführen.

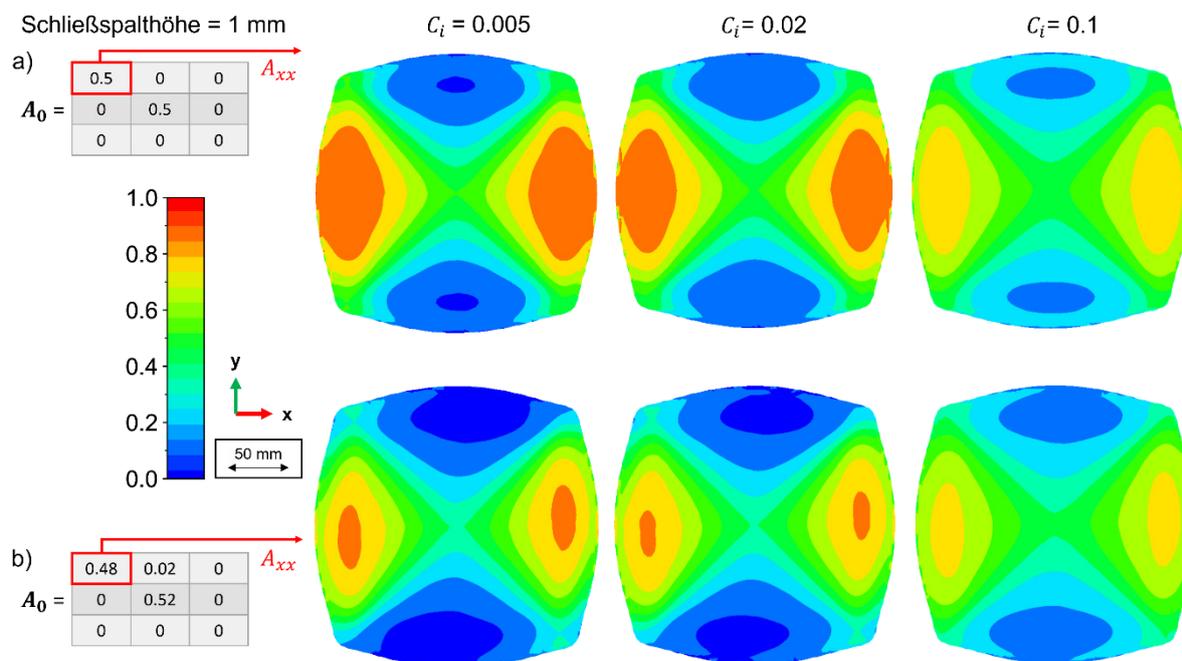


Abb. 56: Einfluss der Variation von  $C_i$  auf die Entwicklung der Faserorientierung am Beispiel der Hauptkomponente  $A_{xx}$  für a) einen idealen planar isotropen Ausgangszustand und b) dem durchschnittlichen Ausgangszustand für SMCarbon 24 CF50-3K.

Zur Steuerung der Anisotropieeffekte im Material wurde in Kapitel 4.6 ein erstes mathematisches Modell vorgestellt. Die Steuerung erfolgt dabei über den skalaren Eingabeparameter  $N_p$ . Hierbei gilt, je höher  $N_p$  gewählt wird, desto höher ist der Einfluss der Faserorientierung auf das generelle Materialverhalten. Abb. 57 zeigt am Beispiel einer unidirektionalen initialen Faserorientierung, wie  $N_p$  die Ausbildung der Fließfront während des Fließpressens beeinflusst. Wird  $N_p$  auf 0 gesetzt, entspricht das Materialverhalten idealer Isotropie. Die Ausbreitung des Materials erfolgt in beide Raumrichtungen (x-y-Ebene) identisch. Wird  $N_p$  erhöht, ist die Bewegung in Faserrichtung bevorzugt (im Beispiel die Bewegung in y-Richtung). Im Abgleich mit den realen Pressrheometerproben kann die Anisotropie entsprechend kalibriert werden. Leider hat sich während entsprechender Parameterstudien herausgestellt, dass das gegenwärtige Modell zur Beschreibung der Anisotropie zu Instabilitäten der Berechnung führt. Verdeutlicht

werden diese Instabilitäten durch plötzliche Deformationen, Kontaktverlusten und Abbrüchen der Berechnung. Es ergibt sich die Konsequenz, dass für  $N_p$  nur kleine Werte (empfohlen  $N_p < 1$ ) gewählt werden dürfen. Somit kann die Anisotropie nur rudimentär betrachtet werden. Die Modellierung der Anisotropie muss in späteren Versionen des Materialmodells überarbeitet werden.

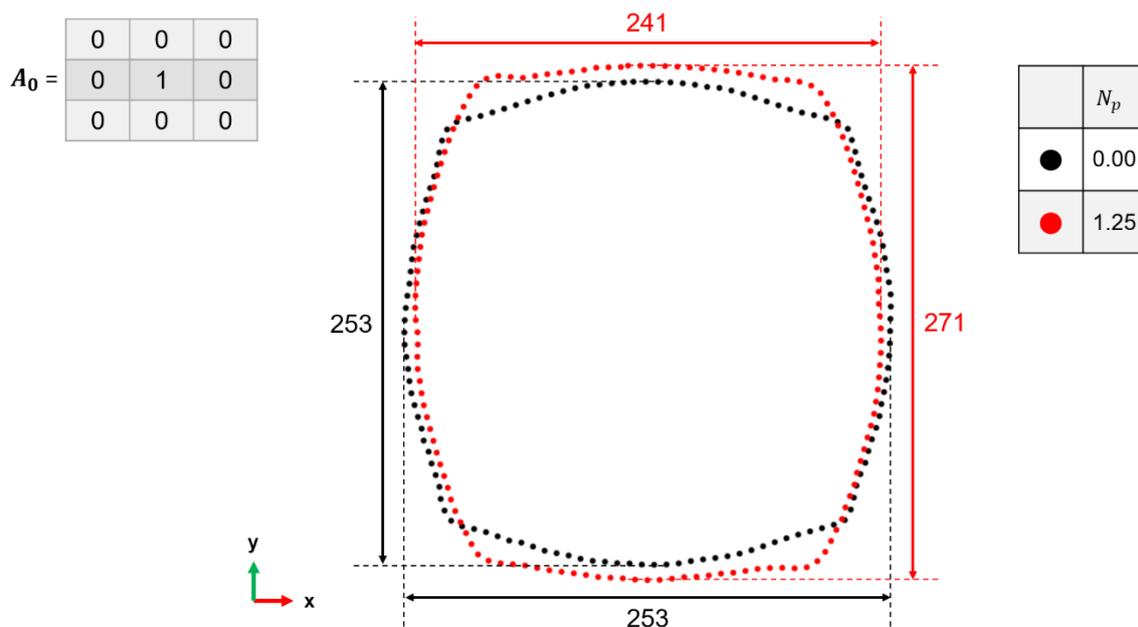


Abb. 57: Außenkontur einer simulierten Pressrheometerprobe bei einer Werkzeugspalthöhe von 1 mm mit Variation des Anisotropieparameters  $N_p$  ausgehend von einer unidirektionalen Faserorientierung.

## 5.2. Aufbereitung der Faserorientierungsinformationen

Vor dem produktiven Einsatz der Prozesssimulation ist es erforderlich, die Ergebnisse der Simulation mit realen experimentellen Ergebnissen zu vergleichen und so die Simulationsergebnisse zu verifizieren. Im Fall dieser Arbeit liegt ein Hauptaugenmerk auf den Faserorientierungsinformationen. Bei der optischen Messung der Faserorientierung mittels der Polarisationskamera liegen die Faserorientierungen in Form eines Faserorientierungswinkels in der Kamerabildebene vor. In der Simulation sind die Faserorientierungen als Komponenten des räumlichen Faserorientierungstensors verfügbar und als History-Variablen 1-6 abrufbar (siehe auch Abb. 54 - Abb. 56). Für den direkten Vergleich müssen diese Informationen in Faserorientierungswinkel auf der gewünschten Bildebene umgewandelt werden. Diese Umwandlung wird mithilfe eines Python-Skripts durchgeführt. Die benötigten Daten der History-Variablen sind in LS-

PrePost® unter der Option **POST** -> **History** -> **Element** verfügbar und können als txt- oder csv-Datei exportiert werden. Es wird empfohlen das Format MSoft CSV(Single X-Axis) zu verwenden, um eine übersichtliche Formatierung wie in Tabelle 9 zu erhalten. Hierbei ist die Simulationszeit als X-Achse in der ersten Spalte eingetragen und gilt für alle folgenden Spalten. Gefolgt wird die Zeit von einem Block der ersten History-Variable (entspricht der ersten Komponente  $A_{11}$  des Faserorientierungstensors) für alle ausgewählten Elemente. Dieser Block wird für jede weitere History-Variable wiederholt.

Tabelle 9: Formatierung der Ausgabe der History-Variablen 1-6 zur Beschreibung der Komponenten des Faserorientierungstensors wenn das Format MSoft CSV(Single X-Axis) verwendet wird.

<i>Time</i>	<i>Hist-Var.</i> <i>#1-El. ID</i>	<i>Hist-Var.</i> <i>#2-El. ID</i>	<i>Hist-Var.</i> <i>#3-El. ID</i>	<i>Hist-Var.</i> <i>#4-El. ID</i>	<i>Hist-Var.</i> <i>#5-El. ID</i>	<i>Hist-Var.</i> <i>#6-El. ID</i>
-------------	--------------------------------------	--------------------------------------	--------------------------------------	--------------------------------------	--------------------------------------	--------------------------------------

Die Visualisierung des Faserorientierungstensors erfolgt über eine einfache Darstellung als dreidimensionales Ellipsoid, beschrieben über die Eigenvektoren und –werte des Tensors zweiter Stufe, sowie der Koordination des Elementzentrums (siehe auch Anhang A Abb. 1). Zum Vergleich der Simulation mit der experimentellen Polarisationsbildung ist nun die Bestimmung des zweidimensionalen Faserorientierungswinkels, wenn das Element in einer bestimmten Sichte ebene liegt, interessant. Zuerst wird die Hauptfaserrichtung in der gewünschten Sichte ebene gesucht. In unseren Beispielen schaut die Polarisationskamera auf die Oberseite der Probekörper („Top View“). Dies entspricht in der Simulation der xy-Ebene des globalen Koordinatensystems. Zur Bestimmung der Hauptfaserrichtung werden die Hauptachsen  $\vec{V}_i = \lambda_i \vec{e}_i$  des Faserorientierungstensors auf die xy-Ebene projiziert (68) und der resultierende Hauptfaserwinkel  $\phi$  über die projizierten Hauptvektoren  $\vec{V}_{proj,i}$  bestimmt (69) (Abb. 58). Hierbei bezeichnen  $\vec{u}$  und  $\vec{v}$  die zwei orthogonalen Einheitsvektoren, die die gewünschte Sichte ebenen aufspannen.

$$\vec{V}_{Proj,i} = (\vec{V}_i \cdot \vec{u}) \vec{u} + (\vec{V}_i \cdot \vec{v}) \vec{v} \quad (68)$$

$$\text{mit } i = 1,2,3 \text{ und } \vec{u} = \begin{pmatrix} 1 \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \text{ und } \vec{v} = \begin{pmatrix} 0 \\ 1 \\ 0 \end{pmatrix}$$

$$\phi = \tan^{-1} \left( \frac{\vec{V}_{proj,2} \cdot \vec{v}}{\vec{V}_{proj,1} \cdot \vec{u}} \right) \quad (69)$$

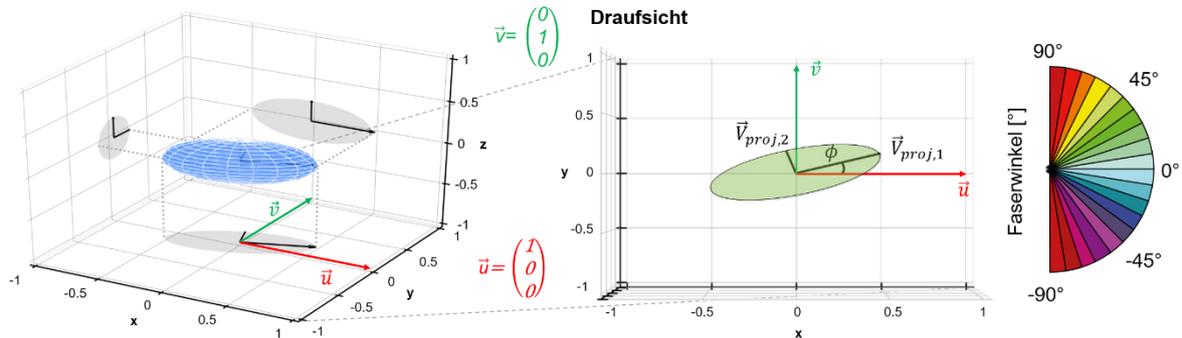
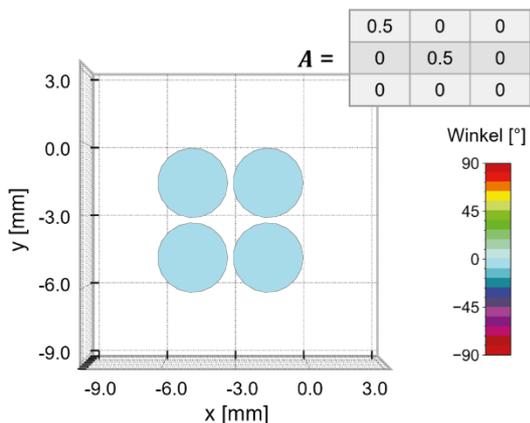


Abb. 58: Projektion des Faserorientierungstensors auf eine vordefinierte Bildebene.

In manchen Fällen kann die Farbgebung über den Hauptfaserwinkel irreführend sein. Am einfachsten lassen sich die Auswirkungen am Beispiel einer planar isotropen Verteilung beschreiben. Abb. 59a) zeigt ein einfaches Beispiel von vier Elementen, die alle eine planar isotrope Faserverteilung in der Sichte Ebene aufweisen. Bei einer planar isotropen Verteilung existiert kein eindeutiger Hauptfaserwinkel. Jedoch ergibt (69) für alle vier Elemente einen einheitlichen Hauptfaserorientierungswinkel  $\phi = 0^\circ$ . Die entsprechende Farbgebung erzeugt den Eindruck einer unidirektionalen Faserverteilung.

a) 4 Element Beispiel: Planar isotroper Fall



b) Hauptfaserwinkel

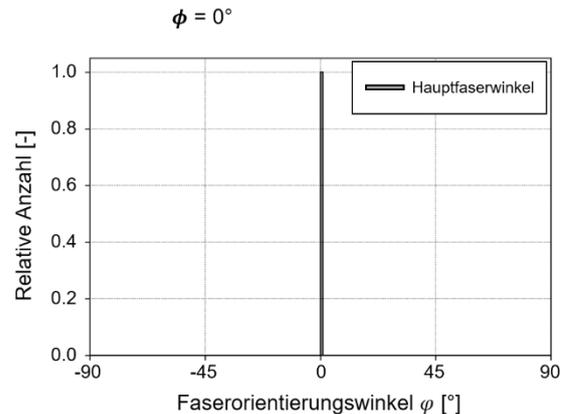


Abb. 59: Demonstration der Problematik in der Bestimmung des Faserorientierungswinkel. a) Visualisierung des Hauptfaserwinkels einer isotropen Faserverteilung. b) Histogramm bei Betrachtung des Hauptfaserwinkels.

Um der Irreführung vorzubeugen, wird ausgenutzt, dass der Faserorientierungstensor nicht nur Informationen über die Hauptfaserrichtung, sondern nach (7) auch über die Wahrscheinlichkeit des Auftretens aller anderen möglichen Faserorientierungswinkel

enthält. Dementsprechend wird eine gewichtete Zufallsverteilung durchgeführt um Abweichungen vom errechneten Hauptfaserwinkel zu berücksichtigen. Die Wahrscheinlichkeit  $\kappa_1$ , dass der Hauptfaserwinkel  $\phi$  auftritt, entspricht der euklidischen Norm des Hauptvektors  $\vec{v}_{proj,1}$  (Vektor in Hauptfaserrichtung) (70). Das Auftreten eines dazu senkrechten Winkels  $\phi \pm 90^\circ$  wird über die Wahrscheinlichkeit  $\kappa_2$  definiert, die der Differenz der Summe der Normen aller drei projizierten Vektoren (bei einer ebenen Projektion entspricht einer immer dem Nullvektor) und der Norm des Vektors in Hauptfaserrichtung entspricht (71).

$$\kappa_1 = \|\vec{v}_{proj,1}\|_2 \quad (70)$$

$$\kappa_2 = \left( \sum_{i=1}^3 \|\vec{v}_{proj,i}\|_2 \right) - \|\vec{v}_{proj,1}\|_2 \quad (71)$$

Über eine lineare Interpolation zwischen  $\kappa_1$  und  $\kappa_2$  werden die Wahrscheinlichkeiten aller Winkel im Bereich  $[\phi - \varphi_L, \phi + \varphi_L]$  berechnet. Dabei ist zu beachten, dass der Bereich aller theoretisch möglichen Winkel  $[-90^\circ, 90^\circ]$  beträgt. Die beiden Bereiche bilden eine Schnittmenge. Die Wahrscheinlichkeit aller Winkel außerhalb dieser Schnittmenge beträgt 0. Der Parameter  $\varphi_L$  ist notwendig, um den Raum aller möglichen Winkel einzugrenzen. Im Beispiel eines isotropen Materials sind alle Winkel innerhalb  $[-90^\circ, 90^\circ]$  möglich, also ergibt sich  $\varphi_L = 90^\circ$ . In einem unidirektionalen Material ist nur der Hauptfaserwinkel möglich, dies resultiert in  $\varphi_L = 0^\circ$  bzw. einem Toleranzwert. Im allgemeinen Fall kann  $\varphi_L$  abhängig der Wahrscheinlichkeit  $\kappa_1$  über eine lineare Interpolation (Abb. 60) zwischen der maximalen Wahrscheinlichkeit  $\kappa_{max}$  (72) und der minimalen Wahrscheinlichkeit  $\kappa_{min}$  (73) bestimmt werden.

$$\kappa_{min} = 0.5 \sum_{i=1}^3 \|\vec{v}_{proj,i}\|_2 \quad (72)$$

$$\kappa_{max} = \sum_{i=1}^3 \|\vec{v}_{proj,i}\|_2 \quad (73)$$

Ein Python-Skript folgt dieser Prozedur und berechnet für jedes betrachtete Element einen wahrscheinlichen Faserorientierungswinkel. Abb. 61 zeigt als Ergebnis für das planar isotrope Beispiel anstelle des Hauptfaserwinkels zufällig verteilte Faserwinkel über den vollständigen Winkelbereich von  $[-90^\circ, 90^\circ]$ .

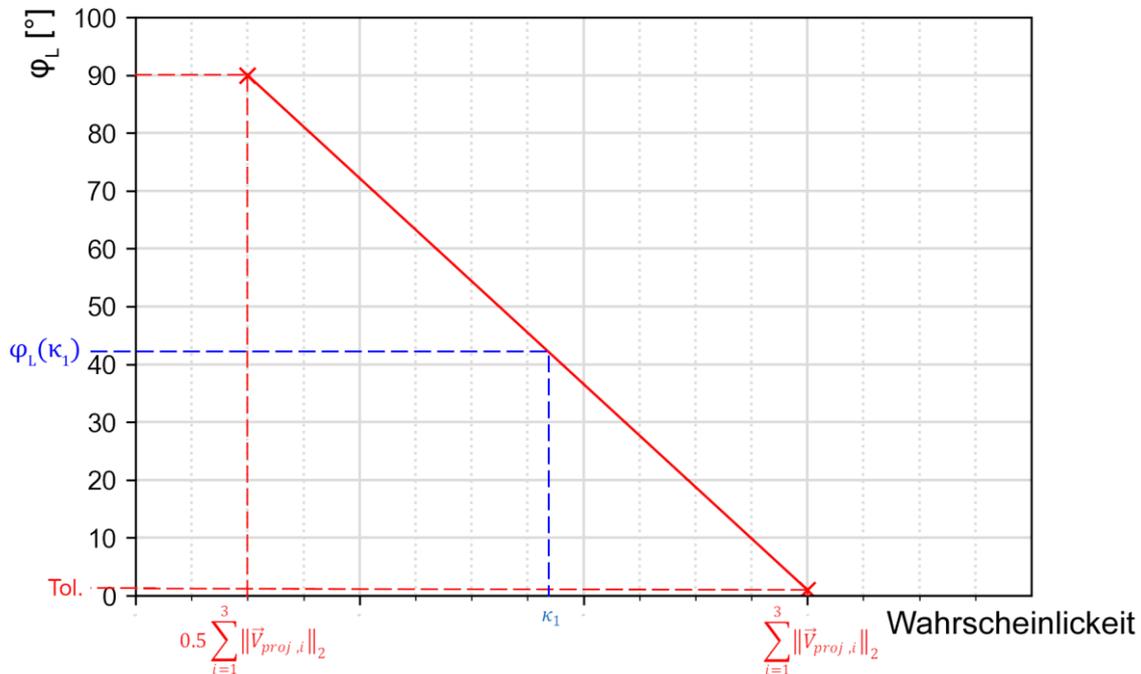
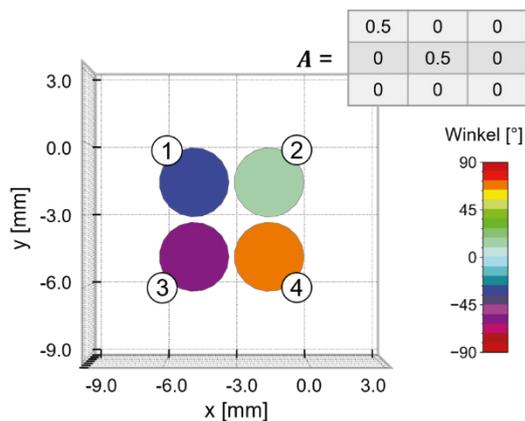


Abb. 60: Lineare Interpolation des Parameters  $\varphi_L$  zur Bestimmung des ebenen Faserorientierungswinkels.

a) 4 Element Beispiel: Planar isotroper Fall



→ Realistischere Repräsentation der Faserorientierungswinkel

b) Zufällig verteilter Faserorientierungswinkel

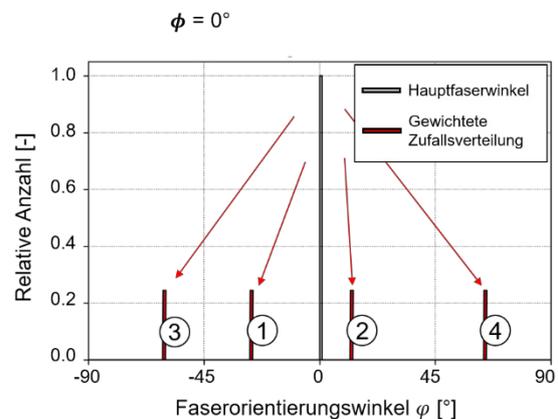


Abb. 61: Darstellung der Faserorientierung nach einer gewichteten Zufallsverteilung der Faserwinkel. a) Visualisierung des Faserorientierungswinkel b) Vergleich der Faserverteilung bei Berücksichtigung der Verteilungswahrscheinlichkeit mit der reinen Betrachtung des Hauptfaserwinkels.

Um diese Vorgehensweise an einem C-SMC-Bauteil zu demonstrieren und die Modellierung der Faserorientierung zu verifizieren wird am Beispiel der Pressrheometerproben aus der „Constant Mass“-Konfiguration aus Kapitel 3.2 ein Vergleich zwischen der

Messung und der Simulation durchgeführt. Als konkretes Beispiel werden die Messungen mittels Polarisationsbildgebung an der Oberseite der Proben des Materials AMC 85593 für die beiden Werkzeugspalthöhen 8 mm und 3 mm und einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3 mm/s herangezogen. Zum Vergleich können die entsprechenden Ergebnisse für SMCarbon 24 CF50-12K im Anhang F eingesehen werden.

Der Simulation liegen die Eingangsparameter aus Tabelle 10 zugrunde. Die Komponenten des Faserorientierungstensors  $A_{ij}$  ergeben sich aus dem Durchschnitt der Messungen für die Ober- und Unterseite der entsprechenden Probekörper. Länge  $l_f$  und Durchmesser  $d_f$  orientieren sich an der Geometrie der zugeschnittenen Rovings, die eine Länge von 25 mm und eine ungefähre Breite von 5 mm besitzen. Die Parameter  $U_0$  und  $C_i$  wurden experimentell gefittet. Mittels  $N_p$  wird eine leichte Anisotropie hinzugefügt.

Tabelle 10: Eingangsparameter des Faserorientierungsmodells für das Beispielmateriale AMC 85593.

Parameter	Einheit	Wert
$A_{xx}, A_{yy}, A_{zz}, A_{xy}, A_{xz}, A_{yz}$	-	0.464, 0.536, 0, 0.003, 0, 0
$l_f$	m	0.025
$d_f$	m	0.005
$U_0$	-	1
$C_i$	-	0.005
$N_p$	-	0.25

Der Vergleich zwischen den experimentellen Ergebnissen und der Simulation erfolgt in Form einer Betrachtung der Faserverteilung als Histogramme und dem resultierenden Durchschnittsfaserorientierungstensenoren für die beiden ausgewählten Werkzeugspalthöhen 8 mm (Abb. 62) und 3 mm (Abb. 63).

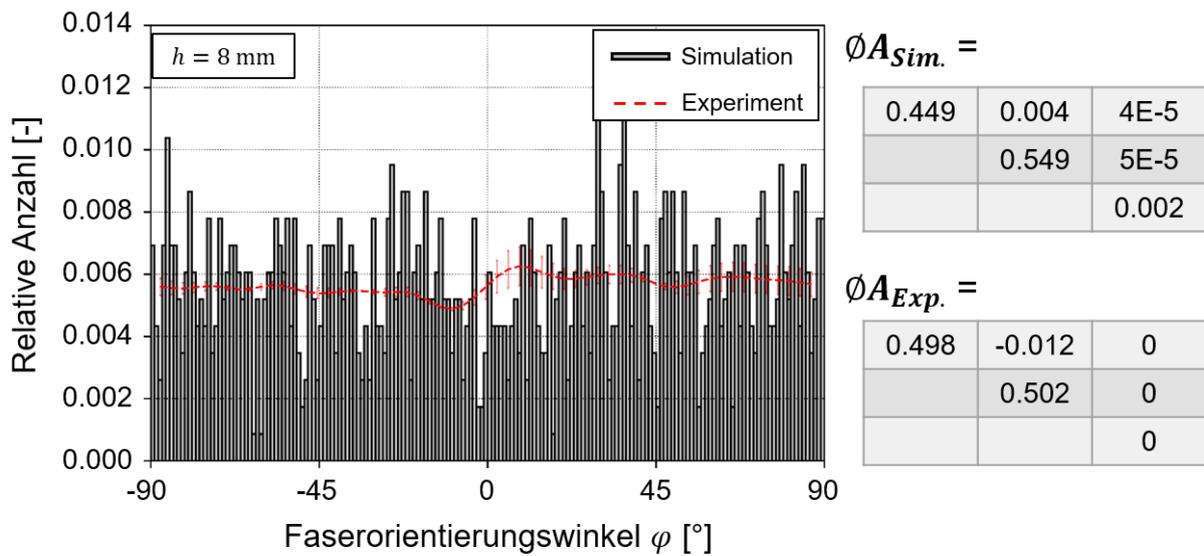


Abb. 62: Vergleich der Faserverteilung zwischen Experiment und Simulation für das Ergebnis der Pressrheometerversuche in „Constant Mass“-Konfiguration am Beispiel von AMC 85593 bei einer Werkzeugspalthöhe von 8 mm.

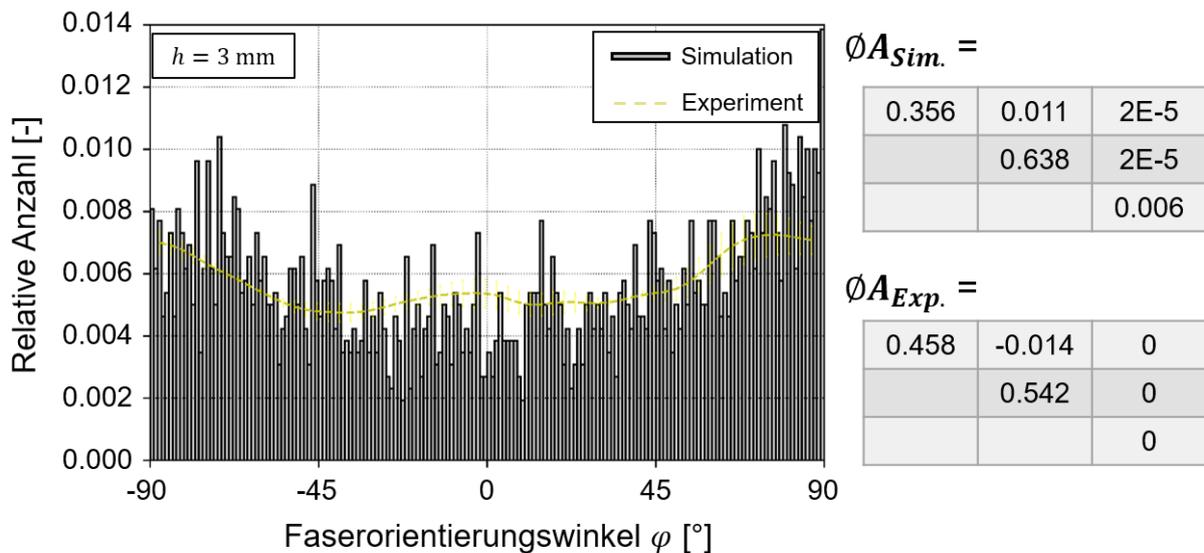


Abb. 63: Vergleich der Faserverteilung zwischen Experiment und Simulation für das Ergebnis der Pressrheometerversuche in „Constant Mass“-Konfiguration am Beispiel von AMC 85593 bei einer Werkzeugspalthöhe von 3 mm.

Die rote Linie für eine Spalthöhe von 8 mm und die gelbe Linie für eine Spalthöhe von 3 mm in den Histogrammen zeigen die gemessenen durchschnittliche Faserverteilungen mit Standardabweichung an der Oberseite der Probekörper. Für die simulativen Ergebnisse liegt nur ein Ergebnis vor, da die Faserorientierungstensoren über die Wahrscheinlichkeitsbetrachtung bereits ausreichend statistisch berücksichtigt sind.

Daher wird die simulative Verteilung als Balken dargestellt. In beiden Fällen zeigen die Ergebnisse hervorragende Übereinstimmungen zwischen dem Experiment und der Simulation.

Die durchschnittlichen Faserorientierungstensoren von Experiment und Simulation weichen leicht voneinander ab. Das liegt daran, dass die Simulation von einem durchschnittlichen Tensor, der aus allen verfügbaren Messungen der Ober- und der Unterseite der Probekörper hergeleitet wurde, ausgeht. In der experimentellen Betrachtung wird konsequenterweise nur die Oberseite des Probekörpers berücksichtigt. Es wird also von zwei unterschiedlichen Initialtensoren ausgegangen. Das tendenzielle Verhalten der beiden Tensoren passt aber gut zueinander. Durch Verringerung der Komponente  $A_{xx}$  und einer Erhöhung von  $A_{yy}$  wird die Tendenz für eine leichte Anisotropie in die y-Richtung des Materialflusses deutlich. Diese Tendenz ist in der Simulation etwas stärker ausgeprägt als im Experiment.

Zur detaillierten Betrachtung werden die Faserorientierungstensoren in Abb. 64 für eine Werkzeugspalthöhe von 8 mm und in Abb. 65 für 3 mm direkt visualisiert. Dabei zeigen sich die Unterschiede der experimentellen Proben zur simulativen Betrachtung. Die Komponenten der Faserorientierung aus dem Experiment werden über die Winkelmessungen in der Bildverarbeitungssoftware ToolIP hergeleitet. Dabei zeigen sich über die Probe verteilt Cluster unidirektionaler Bereiche in Form von langgezogenen, strichförmigen Ellipsen. Diese Cluster stellen die einzelnen Rovingzuschnitte dar. Die annähernd isotrope Faserverteilung ist ein globaler Effekt und kommt durch das zufällige Aufstreuen der Rovingzuschnitte zustande. In der Simulation werden diese Rovingzuschnitte nicht explizit betrachtet. Jedes Element besitzt einen eigenen, unabhängigen Faserorientierungstensor ohne Kopplung zu benachbarten Elementen. Die initiale, annähernd isotrope Verteilung wird durch die Kreisform jedes Faserorientierungstensors und der zufälligen Farbgebung für den Orientierungswinkel deutlich. Weiterhin fällt auf, dass die simulative Probenfläche kleiner ist als die dargestellte Experimentelle. Voreilende Randschichten des C-SMCs sind von der Polarisationskamera in der Draufsicht deutlich zu sehen, werden aber in der Simulation bislang nicht berücksichtigt. Somit stellt die Simulation die durchschnittliche Fließfront über allen Lagen dar, während die Messung die Fließfront der obersten C-SMC-Schicht zeigt.

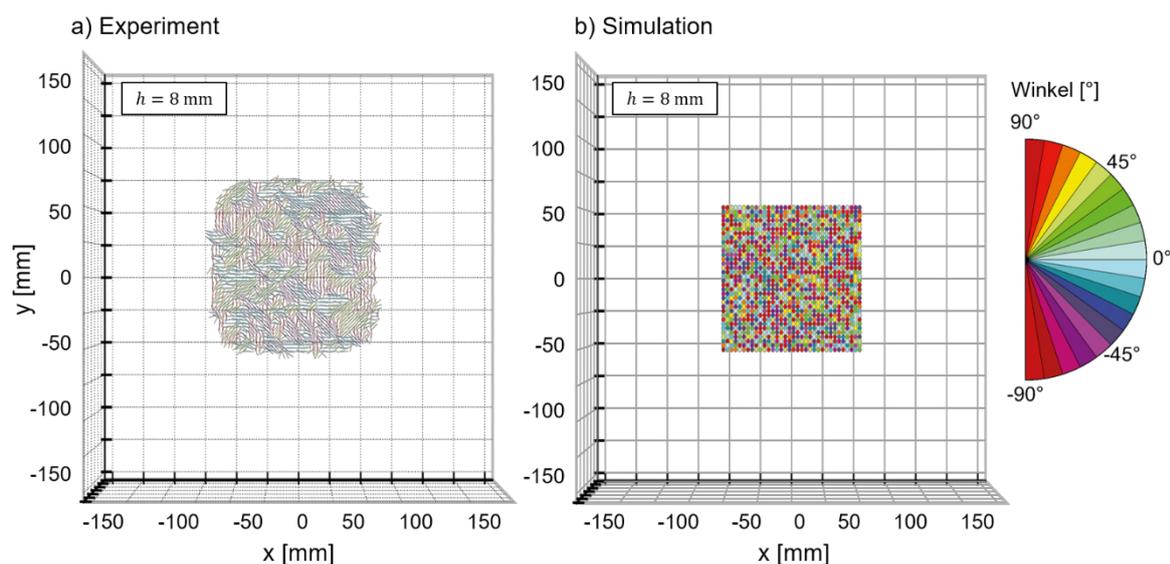


Abb. 64: Direkter Vergleich der Faserorientierungstensenoren zwischen a) Experiment und b) Simulation für das Ergebnis der Pressrheometerversuche in „Constant Mass“ Konfiguration am Beispiel von AMC 85593 bei einer Werkzeugspalthöhe von 8 mm.

In Abb. 65 kann die Entwicklung der Faserverteilung während des Fließprozesses beurteilt werden. Im experimentellen Ergebnis kann beobachtet werden, dass sich die Fasern in Fließrichtung ausrichten, was in der gezeigten Beispielprobe sehr deutlich an der Farbgebung des Faserorientierungswinkels und der Ausrichtung der Faserorientierungstensenoren zu sehen ist. Es bildet sich die für den Pressrheometerversuch typische kreuzförmige Faserverteilung aus. Tendenziell ist diese Verteilung auch in der Simulation zu erkennen. Da hier jedoch die Ausrichtung der Fasern benachbarter Elemente nicht mechanisch gekoppelt ist und jedes Element daher eine eigene Entwicklung erfährt ist die Farbgebung hier nicht ganz so eindeutig wie im Experiment. Die Faserverteilung im Histogramm in Abb. 63 verweist auf eine korrekte Faserausrichtung. Die Tendenz zu einer leichten Anisotropie zugunsten der Faserausrichtung in y-Fließrichtung, welche bereits in der Betrachtung der Histogramme der globalen Faserverteilung festgestellt wurde, lässt sich hier sehr gut an der Form der Ellipsoide festmachen. Die Bereiche, in denen ein Fließen in x-Richtung vorherrscht, zeichnen sich durch eine langsamere Ausrichtung der Fasern aus, wodurch die Faserorientierungswinkel stärker zufallsgeprägt sind.

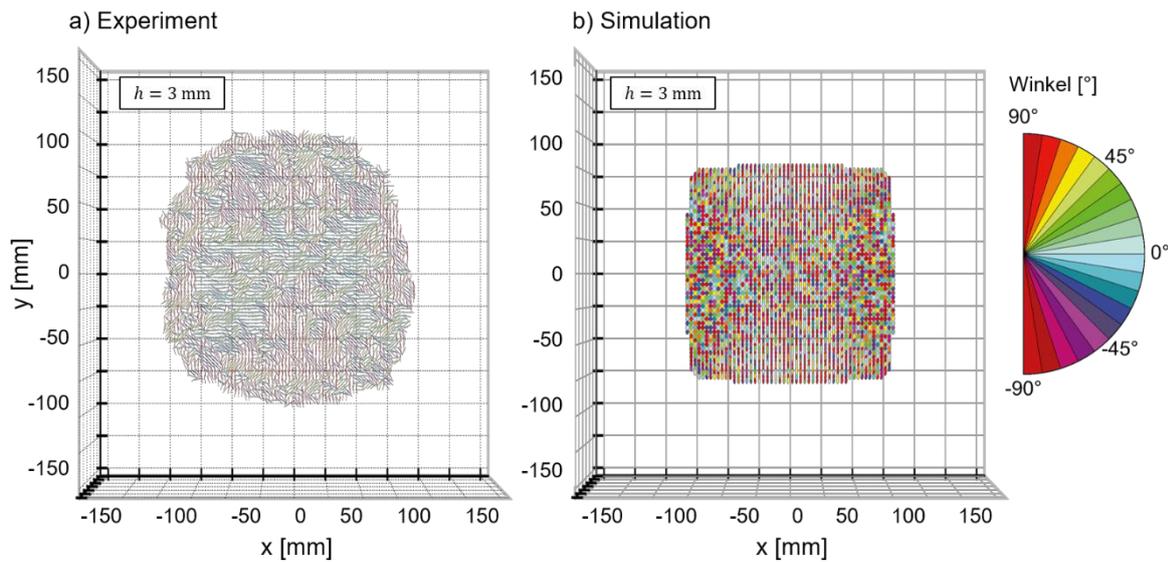


Abb. 65: Direkter Vergleich der Faserorientierungstensoren zwischen a) Experiment und b) Simulation für das Ergebnis der Pressrheometerversuche in „Constant Mass“-Konfiguration am Beispiel von AMC 85593 bei einer Werkzeugspalthöhe von 3 mm.

Als Fazit dieser Betrachtung lässt sich zusammenfassen, dass das entwickelte Materialmodell das Potenzial hat die Ausbildung der Faserorientierung während des Fließpressprozesses tendenziell sehr gut darzustellen. Die Betrachtung der globalen Faserverteilung zeigt am Beispiel von AMC 85593 eine hervorragende Übereinstimmung der ermittelten Faserwinkel. Eine leichte Überschätzung der Faserausrichtung wird bei der Betrachtung des globalen durchschnittlichen Faserorientierungstensors und der lokalen Faserorientierung deutlich. Die Unterschiede zwischen Experiment und Simulation werden bedingt durch Materialeigenschaften, wie z. B. die Geometrie des Rovingzuschnitts und Interaktion benachbarter Rovingzuschnitte, die von einem makroskopischen Faserorientierungsmodell bislang noch nicht berücksichtigt werden.

## 6. Fazit

### 6.1. Zusammenfassung

Da sich vorhergehende Arbeiten zur Modellierung und Charakterisierung von SMC-Materialien hauptsächlich mit glasfaserverstärkten Sheet-Molding-Compounds (G-SMC) auseinandersetzen ist es das Ziel dieser Arbeit, das Verständnis für das Prozess- und Materialverhalten auf kohlenstofffaserverstärkte Sheet-Molding-Compounds (C-SMC) zu erweitern und zukünftig die Vorhersage von C-SMC-Bauteileigenschaften zu verbessern. Die Implementierung des Materialverhaltens in eine Prozesssimulation ermöglicht die digitale Untersuchung der Kavitätsfüllung mit Fließfrontverläufen, Bindnähten und Faserorientierung in Abhängigkeit des verwendeten Materials und der Einlagegeometrie und -form.

Bevor die Prozesssimulation durchgeführt werden kann, muss der eigentliche Fließpressprozess verstanden und das entsprechende Materialverhalten charakterisiert werden. Viele Modellierungsmethoden aus dem Stand der Technik benötigen separate Materialeigenschaften des Harzes und der Fasern. Konsequenterweise führt diese Voraussetzung zu einer getrennten Materialcharakterisierung unter hohem experimentellem Aufwand. Materialeigenschaften, die aus den Interaktionen von Fasern und Harz resultieren, werden bei diesem Vorgehen nicht erfasst. Geht man zudem davon aus, dass ein Verbundbauteilhersteller das C-SMC-Halbzeug vom Materialhersteller zugeiefert bekommt, dann sind außer den Angaben des Datenblattes keine Informationen über die genaue Zusammensetzung des SMC-Werkstoffes bekannt. Daher behandelt diese Arbeit den C-SMC-Werkstoff für Charakterisierung und Modellierung durchgehend als untrennbaren Verbundkörper. Am Beispiel von vier kommerziell verfügbaren C-SMC-Werkstoffen (SMCarbon 24 CF50-3K, SMCarbon 24 CF50-12K, AMC 85590 und AMC 85593) von zwei unterschiedlichen Herstellern (*Polynt Composites, LyondellBasell*) wurden in prozessnahen Pressrheometerversuchen entsprechende Charakterisierungen durchgeführt, um die prozessbestimmenden Einflussfaktoren und Materialeigenschaften zu identifizieren. Die vier Beispielmaterialien wurden aufgrund ihrer Ähnlichkeiten und Unterschiede bewusst ausgewählt, um spezifische Einflüsse unterschiedlicher Rovingzuschnitte (3K und 12K Filamente bei gleichem Faserhalt von 50 Gew.-%) bei gleicher Faserlänge (25 mm) und unterschiedlicher Harzrezepturen

der vinylesterbasierten Matrix bei unterschiedlichen Verarbeitungsparametern aufgrund der unterschiedlichen Hersteller zu untersuchen. In den Materialcharakterisierungsversuchen äußerte sich der Einfluss der Rovingzuschnitte dadurch, dass höhere Presskräfte erforderlich sind, je weniger Filamente die Rovings enthalten. Die Kraftantwort im Pressrheometerversuch unterschied sich zwischen den beiden Herstellern deutlich, was einen direkten Einfluss der Harzrezeptur, des Fasertyps und der Halbzeugherstellung suggeriert.

Aufgrund lokaler Anisotropien von Faserverbundbauteilen ist auch in einem C-SMC-Bauteil die Faserorientierung einer der wichtigsten Einflussfaktoren für die mechanischen Eigenschaften. Da SMC-Werkstoffe über eine diskontinuierliche Faserverstärkung verfügen, wird die finale Orientierung im Bauteil durch die initiale Orientierung und der Fließvorgänge des Fließpressprozesses definiert. Zur Messung der Faserorientierung an SMC-Bauteilen kommen im Stand der Technik Methoden wie Computertomographie oder Wirbelstrommessungen für meist stichprobenartige Betrachtungen zum Einsatz. Großflächige Untersuchungen von Bauteilen sind dabei mit hohem Zeit- und Kostenaufwand verbunden. In der Regel werden auch keine Daten zur Orientierung in den Halbzeugmaterialien erhoben. Daher fehlen in der Prozesssimulation oft akkurate Eingangsinformation zur Faserorientierung. Um diese Situation zu verbessern, kam in dieser Arbeit zur Charakterisierung der Faserorientierung ein optisches Bildgebungsverfahren zum Einsatz. Aufgrund der Eigenschaft der Oberfläche der Kohlenstofffasern einfallendes Umgebungslicht zu polarisieren, ist es möglich mit Hilfe einer Polarisationskamera die Faserorientierung direkt zu messen. Um die Ausgangsorientierungen in einem C-SMC-Halbzeug zu ermitteln, wurde die Polarisationskamera in eine SMC-Produktionslinie integriert und die Faserverteilung während der Herstellung in Echtzeit aufgenommen. In einem nachgeschalteten Bildverarbeitungsprozess konnte so die Faserorientierung einer vollständigen Halbzeugrolle ermittelt und ein digitales Abbild des Materials erstellt werden. Dieser digitale Zwilling ermöglicht es nun, die genaue reale Faserorientierung des Halbzeugs auf einen virtuellen Zuschnittstapel zu übertragen und in einer Prozesssimulation zu berücksichtigen. Um zu überprüfen, ob sich die Polarisationsbildgebung auch zur Ermittlung der Faserorientierung an einem fertig gepressten Bauteil eignet, wurden gepresste Proben aus Short-Shot-Versuchen des Pressrheometers mit der Kamera betrachtet. Die Faserstrukturen an der Bauteiloberfläche sind in einem Polarisationsbild hervorragend zu erkennen. Bei der

Untersuchung der Proben für unterschiedliche Werkzeugspalte zeigte sich deutlich, dass sich die Fasern in Strömungsrichtung ausrichten. Dieser Effekt muss bei der Herstellung von Bauteilen bei größeren Fließwegen berücksichtigt werden und kann genutzt werden, um die Einlageposition so auszuwählen, dass sich die Fasern lastpfadgerecht im Bauteil orientieren.

Mit Hilfe der ermittelten Daten aus den Charakterisierungsversuchen des Pressrheometers und der Polarisationskamera konnten bedeutende Einflussfaktoren auf das Materialverhalten identifiziert werden. Basierend auf den gewonnenen Erkenntnissen, erfolgte die Entwicklung einer modularen Struktur für ein potenzielles Materialmodell des C-SMC-Werkstoffs im Fließpressprozess. Diese Struktur wurde anschließend im universelle Multiphysiksolvers LS-DYNA® innerhalb eines benutzerdefinierten Materialmodells implementiert. Der Stand der Technik konzentriert sich auf die Modellierung von SMC-Werkstoffen als Fluid. Bei der Modellierung von G-SMC ist dieser Ansatz aufgrund des geringen Fasergewichtsanteils sinnvoll. Die großen Faserlängen und der hohe Fasergewichtsanteil von C-SMC führt zu einer Vermischung von fluiden und Festkörpereigenschaften des Materials im Fließpressprozess. Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit ein Ansatz aus der Festkörpermechanik zur Modellierung des Materialverhaltens gewählt. Basierend auf den Erkenntnissen aus den experimentellen Untersuchungen berücksichtigt das neue Modell das Kompaktierungsverhalten der Verstärkungsstruktur, das Einsetzen und den Verlauf der plastischen Fließvorgänge, die damit verbundene Entwicklung der Faserorientierung basierend auf einem Folgar-Tucker-basierten Faserorientierungsmodells und die resultierenden Anisotropieeffekte. Die Eingaben in das Materialmodell resultieren direkt aus den durchgeführten Charakterisierungsversuchen, müssen aber teilweise kalibriert werden, da jede FEM-Berechnung schlussendlich nur eine Vereinfachung der Realität darstellt und damit nicht alle physikalischen Effekte berücksichtigen kann. Dieser Kalibrierungsprozesse wurden anhand der Short-Shot-Proben des Pressrheometers verdeutlicht und verifiziert.

## **6.2. Ausblick auf zukünftige Arbeiten**

In dem in dieser Arbeit aufgebauten Materialmodell sind Modellierungen der mechanischen Eigenschaften eines C-SMCs, sowie der Entwicklung und Auswirkungen der Faserorientierung bereits integriert. Wie in Kapitel 4.2 erläutert wurde, werden die Einflüsse der Temperatur, sowie chemischer Reaktionen in der vorliegenden Version zur

Vereinfachung und Reduktion des numerischen Aufwands vernachlässigt. Im herkömmlichen Fließpressprozess mit Standard-SMC-Materialien können diese Effekte vernachlässigt werden, da sie bei den betrachteten Prozessgeschwindigkeiten keine Rolle spielen. Überträgt man das Modell auf sehr langsame Prozesse oder auf Prozesse mit geometriebedingt langen Fließwegen oder finden schnellhärtende Matrixsysteme Anwendung, kann die Berücksichtigung der thermischen und chemischen Effekte von Interesse sein. Entsprechende mathematische Modelle existieren bereits und sind auch in vielen Softwarepaketen bereits integriert (siehe Kapitel 2.2.4). Über entsprechende Subroutinen lassen sich diese Modelle jederzeit in das Materialmodell integrieren.

Die Faserorientierung wird über ein makroskopisches Modell basierend auf der Folgar-Tucker-Gleichung beschrieben. Ein Kritikpunkt an dieser Lösung ist die Tatsache, dass ein solches Modell sich momentan aufgrund starker Faser-Faser-Interaktionen nur bedingt zur Beschreibung der Verstärkung eines C-SMCs bestehend aus Rovingschnitten eignet. Dementsprechend ist eine Weiterentwicklung der mathematischen Beschreibung der Faserorientierung im Hinblick auf die vorliegende Verstärkungsstruktur sinnvoll.

Ein weiterer bislang vernachlässigter Aspekt der Faserorientierung ist der Fasergehalt. Durch die Geometrie der Langfaserverstärkung gewinnt dieser Aspekt an Bedeutung. Während des Fließprozesses kommt es zu einer Interaktion zwischen den Rovings und der umfließenden Matrix. Dabei folgen die Rovings der Bewegung der Matrix. Kommt es zu Behinderungen durch Faser-Faser-Interaktionen, umfließen von Hindernissen oder dem Eintritt in kleinere Fließspalte (z. B. Rippengeometrien) bleibt ein Anteil der Fasern zurück. Es bilden sich trockene oder matrixreiche Bereiche aus. Zu dieser Problematik existiert zurzeit noch keine mathematische Beschreibung für SMC-Werkstoffe. Um ein entsprechendes Modell aufzubauen, müssen auch Prozesscharakterisierungen zu dem Thema durchgeführt werden, wie z. B. Fließuntersuchungen mit definierten Schikanewerkzeugen und Messungen der Faserorientierung und des Fasergehalts oder Permeabilitätsversuche zur Untersuchung des Durchfließverhaltens der Matrix durch die Faserverstärkungsstruktur.

Ein bislang wenig betrachteter Effekt beim Fließpressen ist die Reibung zwischen der Fließpressmasse und dem Werkzeug. Die in dieser Arbeit durchgeführten Charakterisierungsversuche am Pressrheometer (Kapitel 3.2) in Kombination mit den entsprechenden Prozesssimulationen (Kapitel 5) haben gezeigt, dass die Reibung einen deutlichen Effekt auf das Fließverhalten hat. Da die Reibung im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht charakterisiert werden konnte, wurde in der Kontaktdefinition Werte für die Haft- und Gleitreibung angenommen. In zukünftigen Arbeiten ist eine genauere Charakterisierung in tribologischen Untersuchungen sinnvoll. LS-DYNA® bietet die Möglichkeit neben benutzerdefinierten Materialmodellen auch benutzerdefinierte Reibungsmodelle zu implementieren, sodass eine spezifische mathematische Betrachtung unabhängig von der Kontaktdefinition möglich ist.

Der modulare Aufbau des Materialmodells ermöglicht auch die Übertragung einzelner Subroutinen auf andere Prozesse oder Materialien. Als Beispiel kann der Fließpressprozess eines thermoplastischen Materials (z. B. LFT) dienen. Hierbei muss lediglich die Modellierung der plastischen Fließprozesse so angepasst werden, dass die starke Temperaturabhängigkeit des Thermoplasts berücksichtigt wird. Entsprechend kann das Modell auch an andere Prozesse, wie z. B. Spritzguss-, Extrusions- oder Pultrusionsvorgänge von thermoplastischen und duroplastischen Fließmassen mit Kurz- oder Langfaserverstärkung, angepasst werden.

## Literaturverzeichnis

- [1] „European Council, 12-13/12/2019, 12-13 December 2019“. 12. Dezember 2019. Zugegriffen: 9. April 2024. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.consilium.europa.eu/en/meetings/european-council/2019/12/12-13/>
- [2] N. A., *AVK - Composites Report*, Bd. 08. AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V., 2023. Zugegriffen: 27. Dezember 2023. [Online]. Verfügbar unter: [https://www.unserebroschuere.de/AVK\\_Composite\\_Report\\_8/WebView/](https://www.unserebroschuere.de/AVK_Composite_Report_8/WebView/)
- [3] M. Neitzel, P. Mitschang, und U. Breuer, *Handbuch Verbundwerkstoffe*, 2., Aktualisierte und Erweiterte Auflage. München: Carl Hanser Verlag, 2014.
- [4] E. Witten und V. Mathes, „Der europäische Markt für Faserverstärkte Kunststoffe / Composites 2022 - Marktentwicklungen, Trends, Herausforderungen und Ausblicke“, AVK - Industrievereinigung verstärkte Kunststoffe e. V., Apr. 2023.
- [5] C. Cherif, Hrsg., *Textile Werkstoffe für den Leichtbau*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2011. doi: 10.1007/978-3-642-17992-1.
- [6] V. Romanenko und M. Duhovic, „Development of advanced 3D Process Simulation for carbon fiber sheet molding compounds in automotive series application“, in *17th European Conference on Composite Materials*, 2016.
- [7] N. A., *Design for success - A design & technology manual for SMC BMC*. European Alliance for SMC/BMC, 2018. Zugegriffen: 17. April 2024. [Online]. Verfügbar unter: [https://smcbmc-europe.org/design\\_for\\_success/rapport\\_design\\_for\\_success.pdf](https://smcbmc-europe.org/design_for_success/rapport_design_for_success.pdf)
- [8] F. Gortner, A. Schöffler, J. Fischer-Schuch, und P. Mitschang, „Use of bio-based and renewable materials for sheet molding compounds (SMC) – Mechanical properties and susceptibility to fungal decay“, *Compos. Part C Open Access*, Bd. 7, S. 100242, März 2022, doi: 10.1016/j.jcomc.2022.100242.
- [9] AVK - Industrievereinigung verstärkte Kunststoffe e. V., Hrsg., *Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites*, 4. Auflage. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2013. doi: 10.1007/978-3-658-02755-1.
- [10] N. A., *CU Reports*, Bd. #02/2023. Composites United, 2023.
- [11] „Duroplastimprägnier- und SMC-Anlage“. Zugegriffen: 13. Juli 2023. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.ivw.uni-kl.de/de/forschung-entwicklung/apparative-ausstattung/duroplastimpraegnier-und-smc-anlage>

- [12] F. Gortner, „Bio-basierte und nachwachsende Füllstoffe für dichterereduzierte Sheet Molding Compounds“, Dissertation, TU Kaiserslautern, Kaiserslautern, 2019.
- [13] E. L. Rodriguez, „On the thickening mechanism of unsaturated polyesters by alkaline earth oxides and hydroxides“, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 40, Nr. 1112, S. 1847–1855, Dez. 1990, doi: 10.1002/app.1990.070401104.
- [14] N. A., „Produktionslinie“. Schmidt & Heinzmann - Composite Equipment & Machinery. Zugegriffen: 16. April 2024. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.schmidt-heinzmann.de/de/smc-production/productionline/>
- [15] V. Romanenko, M. Duhovic, D. Schommer, J. Hausmann, und J. Eschl, „Advanced process simulation of compression molded carbon fiber sheet molding compound (C-SMC) parts in automotive series applications“, *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 157, Juni 2022, doi: 10.1016/j.compositesa.2022.106924.
- [16] L. Orgéas und P. J. J. Dumont, „Sheet Molding Compounds“, in *Wiley Encyclopedia of Composites*, 1. Aufl., Wiley, 2012, S. 1–36. doi: 10.1002/9781118097298.weoc222.
- [17] „Hydraulic Press with IR Heater“. Zugegriffen: 7. August 2023. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.ivw.uni-kl.de/en/research-development/technical-equipment/hydraulic-press-with-ir-heater>
- [18] C. Qian, A. Deshpande, D. Simsek Polat, J. Clarke, F. Sicard, und K. Kendall, „Manufacturing Process Simulation for Compression moulding of Sheet Moulding Compound - An Automotive Case Study“, in *20th European Conference on Composite Materials*, Lausanne, Juni 2022.
- [19] S. Hayashi, H. Chen, und W. Hu, „Compression Molding Analysis of Long Fiber Reinforced Plastics using Coupled Method of Beam and 3D Adaptive EFG in LS-DYNA®“, in *11th European LS-DYNA® Users Conference*, Salzburg, 2017.
- [20] M. Hohberg, L. Kärger, F. Henning, und A. Hrymak, „Rheological measurements and rheological shell model Considering the compressible behavior of long fiber reinforced sheet molding compound (SMC)“, *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 95, S. 110–117, Apr. 2017, doi: 10.1016/j.compositesa.2017.01.006.
- [21] M. Hohberg, „Experimental investigation and process simulation of the compression molding process of Sheet Molding Compound (SMC) with local reinforcements“, Dissertation, Karlsruher Instituts für Technologie, Stuttgart, 2018.

- [22] V. Romanenko, „Materialcharakterisierung und durchgängige 3D-Prozesssimulation für kohlenstofffaserverstärktes Sheet Molding Compound“, TU Kaiserslautern, Kaiserslautern, 2020.
- [23] M. Fette, M. Hentschel, J. G. Santafe, T. Wille, H. Büttemeyer, und P. Schiebel, „New Methods for Computing and Developing Hybrid Sheet Molding Compound Structures for Aviation Industry“, in *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2017, S. 45–50. doi: 10.1016/j.procir.2017.03.289.
- [24] F. Rothenhäusler u. a., „Experimental and Numerical Analysis of SMC Compression Molding in Confined Regions—A Comparison of Simulation Approaches“, *J. Compos. Sci.*, Bd. 6, Nr. 3, S. 68, Feb. 2022, doi: 10.3390/jcs6030068.
- [25] M. Perez, D. Prono, C. Ghnatios, E. Abisset, J. L. Duval, und F. Chinesta, „Advanced modeling and simulation of sheet moulding compound (SMC) processes“, *Int. J. Mater. Form.*, Bd. 13, Nr. 5, S. 675–685, Sep. 2020, doi: 10.1007/s12289-019-01506-2.
- [26] S. Hayashi, S. Dougherty, S. Hiroi, und Y. Atsushi, „Compression Molding-Introducing New Simulation System for FRP Composites“, in *16th International LS-DYNA® Users Conference*, 2020.
- [27] S. Hayashi, C. T. Wu, W. Hu, Y. Wu, X. Pan, und H. Chen, „New Methods for Compression Molding Simulation and Component Strength Validation for Long Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics“, in *12th European LS-DYNA® Users Conference*, Koblenz, 2019.
- [28] S. Cassola, „Physics-Informed Neural Networks for Permeability Predictions of Fibrous Microstructures“, gehalten auf der 1st Conference on Artificial Intelligence in Material Science and Engineering, Saarbrücken, Germany, 22. November 2023.
- [29] D. Schommer, „Implementierung des Scherverhaltens einer textilen Verstärkungsstruktur in ein bestehendes Einheitszellenmodell und deren Auswirkungen auf die Oberflächenstruktur“, TU Kaiserslautern, Kaiserslautern, Masterthesis 13–023, Mai 2013.
- [30] S. K. Kugler, A. Kech, C. Cruz, und T. Osswald, „Fiber orientation predictions—a review of existing models“, *J. Compos. Sci.*, Bd. 4, Nr. 2, 2020, doi: 10.3390/jcs4020069.
- [31] G. B. Jeffery, „The Motion of Ellipsoidal Particles Immersed in a Viscous Fluid“, *Proc. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.*, Bd. 102, Nr. 715, S. 161–179, 1922.

- [32] J. H. Phelps und C. L. Tucker III, „An anisotropic rotary diffusion model for fiber orientation in short- and long-fiber thermoplastics“, *J. Non-Newton. Fluid Mech.*, Bd. 156, Nr. 3, S. 165–176, Feb. 2009, doi: 10.1016/j.jnnfm.2008.08.002.
- [33] F. Folgar und C. L. Tucker III, „Orientation Behavior of Fibers in Concentrated Suspensions“, *J. Reinf. Plast. Compos.*, Bd. 3, S. 98–119, 1984.
- [34] S. G. Advani und C. L. Tucker III, „A numerical simulation of short fiber orientation in compression molding“, *Polym. Compos.*, Bd. 11, Nr. 3, S. 164–173, 1990, doi: 10.1002/pc.750110305.
- [35] S. G. Advani und C. L. Tucker III, „The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites“, *J. Rheol.*, Bd. 31, Nr. 8, S. 751–784, Nov. 1987, doi: 10.1122/1.549945.
- [36] M. Sepehr, G. Ausias, und P. J. Carreau, „Rheological properties of short fiber filled polypropylene in transient shear flow“, *J. Non-Newton. Fluid Mech.*, Bd. 123, Nr. 1, S. 19–32, Okt. 2004, doi: 10.1016/j.jnnfm.2004.06.005.
- [37] H. M. Huynh, „Improved Fiber Orientation Predictions for Injection-Molded Composites“, University of Illinois at Urbana-Champaign, 2001.
- [38] J. Wang, J. F. O’Gara, und C. L. Tucker III, „An objective model for slow orientation kinetics in concentrated fiber suspensions: Theory and rheological evidence“, *J. Rheol.*, Bd. 52, Nr. 5, S. 1179–1200, Sep. 2008, doi: 10.1122/1.2946437.
- [39] C. L. Tucker III, „Fundamentals of Fiber Orientation“, in *Fundamentals of Fiber Orientation*, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2022, S. I–XVIII. doi: 10.3139/9781569908761.fm.
- [40] D. L. Koch, „A model for orientational diffusion in fiber suspensions“, *Phys. Fluids*, Bd. 7, Nr. 8, S. 2086–2088, Aug. 1995, doi: 10.1063/1.868455.
- [41] H.-C. Tseng, Y.-J. Chang, T.-C. Wang, C.-H. Hsu, und R.-Y. Chang, „Three dimensional predictions of fiber orientation for injection molding of long fiber reinforced thermoplastics“, in *SPE ACCE Conference*, 2013. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.researchgate.net/publication/293123994>
- [42] H. C. Tseng, R. Y. Chang, und C. H. Hsu, „Method and Computer readable Media for Determining Orientation of Fibers in a Fluid“, US 2012/0330627 A1, 27. Dezember 2012
- [43] P. H. Foss, H. C. Tseng, J. Snawerdt, Y. J. Chang, W. H. Yang, und C. H. Hsu, „Prediction of fiber orientation distribution in injection molded parts using

- Moldex3D simulation“, *Polym. Compos.*, Bd. 35, Nr. 4, S. 671–680, 2014, doi: 10.1002/pc.22710.
- [44] H.-C. Tseng, „A New Anisotropic Fiber Orientation Model for Long Fiber Composites in Injection Molding Simulation“, in *Proceeding of 35th Annual Meeting of Polymer Processing Society*, 2019. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.researchgate.net/publication/334191251>
- [45] S. K. Kugler, A. P. Dey, S. Saad, C. Cruz, A. Kech, und T. Osswald, „A flow-dependent fiber orientation model“, *J. Compos. Sci.*, Bd. 4, Nr. 3, 2020, doi: 10.3390/jcs4030096.
- [46] H. C. Tseng, R. Y. Chang, und C. H. Hsu, „Comparison of recent fiber orientation models in injection molding simulation of fiber-reinforced composites“, *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, Bd. 33, Nr. 1, S. 35–52, Jan. 2020, doi: 10.1177/0892705718804599.
- [47] A. Bakharev, H. Yu, S. Ray, R. Speight, und J. Wang, „Using new anisotropic rotational diffusion model to improve prediction of short fibers in thermoplastic injection molding“, in *SPE ANTEC Conference, Technical Papers*, Orlando, Mai 2018, S. 7–19.
- [48] N. Phan-Thien, X.-J. Fan, R. I. Tanner, und R. Zheng, „Folgar–Tucker constant for a fibre suspension in a Newtonian fluid“, *J. Non-Newton. Fluid Mech.*, Bd. 103, Nr. 2–3, S. 251–260, März 2002, doi: 10.1016/S0377-0257(02)00006-X.
- [49] R. Mezher, M. Perez, A. Scheuer, E. Abisset-Chavanne, F. Chinesta, und R. Keunings, „Analysis of the Folgar & Tucker model for concentrated fibre suspensions in unconfined and confined shear flows via direct numerical simulation“, *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 91, S. 388–397, Dez. 2016, doi: 10.1016/j.compositesa.2016.10.023.
- [50] T. Schmidt, D. May, M. Duhovic, A. Widera, M. Hümbert, und P. Mitschang, „A combined experimental–numerical approach for permeability characterization of engineering textiles“, *Polym. Compos.*, Bd. 42, Nr. 7, S. 3363–3379, Juli 2021, doi: 10.1002/pc.26064.
- [51] J. Teuwsen, S. K. Hohn, und T. A. Osswald, „Direct fiber simulation of a compression molded ribbed structure made of a sheet molding compound with randomly oriented carbon/epoxy prepreg strands—a comparison of predicted fiber orientations with computed tomography analyses“, *J. Compos. Sci.*, Bd. 4, Nr. 4, 2020, doi: 10.3390/jcs4040164.

- [52] R. Mezher, E. Abisset-Chavanne, J. Férec, G. Ausias, und F. Chinesta, „Direct simulation of concentrated fiber suspensions subjected to bending effects“, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, Bd. 23, Nr. 5, Juli 2015, doi: 10.1088/0965-0393/23/5/055007.
- [53] S. Yashiro, H. Sasaki, und Y. Sakaida, „Particle simulation for predicting fiber motion in injection molding of short-fiber-reinforced composites“, in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Okt. 2012, S. 1754–1764. doi: 10.1016/j.compositesa.2012.05.002.
- [54] S. Yashiro, D. Nakashima, Y. Oya, T. Okabe, und R. Matsuzaki, „Particle simulation of dual-scale flow in resin transfer molding for process analysis“, *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 121, S. 283–288, Juni 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.03.038.
- [55] K. Wu, L. Wan, H. Zhang, und D. Yang, „Numerical simulation of the injection molding process of short fiber composites by an integrated particle approach“, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, Bd. 97, Nr. 9–12, S. 3479–3491, Aug. 2018, doi: 10.1007/s00170-018-2204-6.
- [56] M. Yamanoi, J. Maia, und T. S. Kwak, „Analysis of rheological properties of fibre suspensions in a Newtonian fluid by direct fibre simulation. Part 2: Flexible fibre suspensions“, *J. Non-Newton. Fluid Mech.*, Bd. 165, Nr. 19–20, S. 1064–1071, Okt. 2010, doi: 10.1016/j.jnnfm.2010.05.004.
- [57] N. Meyer, L. Schöttl, L. Bretz, A. N. Hrymak, und L. Kärger, „Direct Bundle Simulation approach for the compression molding process of Sheet Molding Compound“, *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 132, Mai 2020, doi: 10.1016/j.compositesa.2020.105809.
- [58] C. Kuhn, I. Walter, O. Täger, und T. Osswald, „Simulative Prediction of Fiber-Matrix Separation in Rib Filling During Compression Molding Using a Direct Fiber Simulation“, *J. Compos. Sci.*, Bd. 2, Nr. 1, S. 2, Dez. 2017, doi: 10.3390/jcs2010002.
- [59] C. Kuhn, E. Koerner, und O. Taeger, „A simulative overview on fiber predictions models for discontinuous long fiber composites“, *Polym. Compos.*, Bd. 41, Nr. 1, S. 73–81, Jan. 2020, doi: 10.1002/pc.25346.
- [60] C. Kuhn, I. Walter, O. Taeger, und T. Osswald, „Experimental and Numerical Analysis of Fiber Matrix Separation during Compression Molding of Long Fiber

- Reinforced Thermoplastics“, *J. Compos. Sci.*, Bd. 1, Nr. 1, S. 2, Mai 2017, doi: 10.3390/jcs1010002.
- [61] „[http://support.moldex3d.com/2021/en/4-2-2\\_mathematicalmodelsandassumptions.html](http://support.moldex3d.com/2021/en/4-2-2_mathematicalmodelsandassumptions.html)“. Zugegriffen: 19. September 2022. [Online]. Verfügbar unter: [http://support.moldex3d.com/2021/en/4-2-2\\_mathematicalmodelsandassumptions.html](http://support.moldex3d.com/2021/en/4-2-2_mathematicalmodelsandassumptions.html)
- [62] „[http://support.moldex3d.com/r15/en/standardinjectionmolding\\_material\\_materialmodels\\_curingkineticsmodel\(thermosetonly\).html](http://support.moldex3d.com/r15/en/standardinjectionmolding_material_materialmodels_curingkineticsmodel(thermosetonly).html)“. Zugegriffen: 23. September 2022. [Online]. Verfügbar unter: [http://support.moldex3d.com/r15/en/standardinjectionmolding\\_material\\_materialmodels\\_curingkineticsmodel\(thermosetonly\).html](http://support.moldex3d.com/r15/en/standardinjectionmolding_material_materialmodels_curingkineticsmodel(thermosetonly).html)
- [63] Q. Li, X. Li, und Y. Meng, „Curing of DGEBA epoxy using a phenol-terminated hyperbranched curing agent: Cure kinetics, gelation, and the TTT cure diagram“, *Thermochim. Acta*, Bd. 549, S. 69–80, Dez. 2012, doi: 10.1016/j.tca.2012.09.012.
- [64] S. Sourour und M. R. Kamal, „Differential scanning calorimetry of epoxy cure: isothermal cure kinetics“, *Thermochim. Acta*, Bd. 14, Nr. 1–2, S. 41–59, Jan. 1976, doi: 10.1016/0040-6031(76)80056-1.
- [65] Y. Song *u. a.*, „A Novel CAE Method for Compression Molding Simulation of Carbon Fiber-Reinforced Thermoplastic Composite Sheet Materials“, *J. Compos. Sci.*, Bd. 2, Nr. 33, S. 33, Juni 2018, doi: 10.3390/jcs2020033.
- [66] A. J. Favaloro, „Rheological Behavior and Manufacturing Simulation of Prepreg Platelet Molding Systems“, Open Access Dissertations, Purdue University, West Lafayette, Indiana, 2017. [Online]. Verfügbar unter: [https://docs.lib.purdue.edu/open\\_access\\_dissertations/1547/?utm\\_source=docs.lib.purdue.edu%2Fopen\\_access\\_dissertations%2F1547&utm\\_medium=PDF&utm\\_campaign=PDFCoverPages](https://docs.lib.purdue.edu/open_access_dissertations/1547/?utm_source=docs.lib.purdue.edu%2Fopen_access_dissertations%2F1547&utm_medium=PDF&utm_campaign=PDFCoverPages)
- [67] A. J. Favaloro, R. B. Pipes, und H. C. Tseng, „A new anisotropic flow simulation for compression molding of glass-mat thermoplastics“, in *AIP Conference Proceedings*, American Institute of Physics Inc., Feb. 2019. doi: 10.1063/1.5088296.
- [68] A. J. Beaussart, J. W. S. Hearle, und R. B. Pipes, „Constitutive Relationships for anisotropic viscous materials“, *Compos. Sci. Technol.*, Bd. 49, S. 335–339, 1993.

- [69] C. T. Huang und C. H. Lai, „Investigation on the coupling effects between flow and fibers on fiber-reinforced plastic (FRP) injection parts“, *Polymers*, Bd. 12, Nr. 10, S. 1–17, Okt. 2020, doi: 10.3390/polym12102274.
- [70] P. Dumont, L. Orgeás, S. Le Corre, und D. Favier, „Anisotropic viscous behavior of sheet molding compounds (SMC) during compression molding“, *Int. J. Plast.*, Bd. 19, S. 625–646, 2003.
- [71] P. Dumont, S. Le Corre, L. Orgéas, D. Favier, C. Gaborit, und P. Lory, „Finite element implementation of a two-phase model for compression molding of composites“, *Rev. Eur. Éléments Finis*, Bd. 14, Nr. 6–7, S. 885–902, Jan. 2005, doi: 10.3166/reef.14.885-902.
- [72] P. Dumont, L. Orgéas, D. Favier, P. Pizette, und C. Venet, „Compression moulding of SMC: In situ experiments, modelling and simulation“, *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 38, Nr. 2, S. 353–368, Feb. 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2006.03.010.
- [73] D. Niedziela, „FLUID – Simulationssoftware für komplexe Fluide“. Fraunhofer ITWM. Zugegriffen: 3. Januar 2024. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.itwm.fraunhofer.de/de/abteilungen/sms/produkte-und-leistungen/fluid-simulationssoftware-fuer-komplexe-fluide.html>
- [74] A. Latz, U. Strautins, und D. Niedziela, „Comparative numerical study of two concentrated fiber suspension models“, *J. Non-Newton. Fluid Mech.*, Bd. 165, Nr. 13–14, S. 764–781, Juli 2010, doi: 10.1016/j.jnnfm.2010.04.001.
- [75] H. Grimm-Strele und K. Steiner, „Leichtbau und ökologisches Design bei Elektrofahrzeugen“. Fraunhofer ITWM. Zugegriffen: 3. Januar 2024. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.itwm.fraunhofer.de/de/abteilungen/sms/leichtbau-und-daemmstoffe/alma.html>
- [76] „LS-DYNA® Keyword User’s Manual Volume II Material Models, LS-DYNA R12“, LIVERMORE SOFTWARE TECHNOLOGY (LST), AN ANSYS COMPANY, 2020. [Online]. Verfügbar unter: [www.lstc.com](http://www.lstc.com)
- [77] „LS-DYNA® Theory Manual“, LIVERMORE SOFTWARE TECHNOLOGY (LST), AN ANSYS COMPANY, 2019. [Online]. Verfügbar unter: [www.lstc.com](http://www.lstc.com)
- [78] C. L. Tucker und F. Folgar, „A model of compression mold filling“, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 23, Nr. 2, S. 69–73, Feb. 1983, doi: 10.1002/pen.760230204.

- [79] K. Edelmann, „Prozeßintegrierte Analyse des Fließverhaltens von faserverstärkten thermoplastischen Preßmassen für die Serienfertigung“, Dissertation, TU Kaiserslautern, Kaiserslautern, 2001.
- [80] N. Meyer, S. Ilinzeer, A. N. Hrymak, F. Henning, und L. Kärger, „Non-isothermal direct bundle simulation of SMC compression molding with a non-Newtonian compressible matrix“, *J. Non-Newton. Fluid Mech.*, Bd. 310, S. 104940, Dez. 2022, doi: 10.1016/j.jnnfm.2022.104940.
- [81] R. J. Silva-Nieto, B. C. Fisher, und A. W. Birley, „Rheological characterization of unsaturated polyester resin sheet molding compound“, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 21, Nr. 8, S. 499–506, Juni 1981, doi: 10.1002/pen.760210810.
- [82] T. W. Chan, D. G. Baird, und D. G. Baird, „An evaluation of a squeeze flow rheometer for the rheological characterization of a filled polymer with a yield stress“, *Rheol. Acta*, Bd. 41, S. 245–256, 2002.
- [83] G. H. Covey und B. R. Stanmore, „Use of the parallel-plate plastometer for the characterisation of viscous fluids with a yield stress“, *J. Non-Newton. Fluid Mech.*, Bd. 8, Nr. 3–4, S. 249–260, Jan. 1981, doi: 10.1016/0377-0257(81)80024-9.
- [84] D. Ferré-Sentis, P. J. J. Dumont, L. Orgéas, F. Martoia, und M. Sager, „Rheological response of compressible SMCs under various deformation kinematics: Experimental aspects and simple modelling approach“, *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 154, März 2022, doi: 10.1016/j.compositesa.2021.106774.
- [85] C.-M. Lin, C.-I. Weng, und C.-T. Ho, „Anisotropy in sheet molding compounds during compression molding“, *Polym. Compos.*, Bd. 18, Nr. 5, S. 613–622, Okt. 1997, doi: 10.1002/pc.10312.
- [86] L. J. Lee, L. F. Marker, und R. M. Griffith, „The rheology and mold flow of polyester sheet molding compound“, *Polym. Compos.*, Bd. 2, Nr. 4, S. 209–218, Okt. 1981, doi: 10.1002/pc.750020412.
- [87] M. R. Barone und D. A. Caulk, „Kinematics of flow in sheet molding compounds“, *Polym. Compos.*, Bd. 6, Nr. 2, S. 105–109, 1985, doi: 10.1002/pc.750060208.
- [88] E. Schmachtenberg, D. Lippe, K. Skrodolies, und D. Lippe, „Faser/Matrix-Entmischung während des Fließpressens von SMC“, *Journal of Plastics Technology I*, Carl Hanser Verlag Zeitschrift Kunststofftechnik, S. 1–15, 2005.

- [89] M. Rabinovich, K. L. Olsavsky, B. (Bud) Leach, M. Cabrera-Ríos, und J. M. Castro, „Sheet molding compound characterization using spiral flow“, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 109, Nr. 4, S. 2465–2471, Aug. 2008, doi: 10.1002/app.25160.
- [90] D. Schommer, M. Duhovic, H. Andrae, K. Steiner, M. Schneider, und J. Hausmann, „Development of a User-Defined Material Model for Sheet Molding Compounds“, in *12th European LS-DYNA Conference*, 2019.
- [91] D. Schommer *u. a.*, „Material Characterization and Compression Molding Simulation of CF-SMC Materials in a Press Rheometry Test“, *Key Eng. Mater.*, Bd. 809, S. 467–472, Juni 2019, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.809.467.
- [92] L. M. Abrams und J. M. Castro, „Predicting molding forces during sheet molding compound (SMC) compression molding. I: Model development“, *Polym. Compos.*, Bd. 24, Nr. 3, S. 291–303, Juni 2003, doi: 10.1002/pc.10029.
- [93] M. P. De Goeje und K. E. D. Wapenaar, „Non-destructive inspection of carbon fibre-reinforced plastics using eddy current methods“, *Composites*, Bd. 23, Nr. 3, S. 147–157, Mai 1992, doi: 10.1016/0010-4361(92)90435-W.
- [94] M. Schöberl, K. Kasnakli, und A. Nowak, „Measuring Strand Orientation in Carbon Fiber Reinforced Plastics (CFRP) with Polarization“, gehalten auf der 19th World Conference on Non-Destructive Testing, München, Juli 2016. [Online]. Verfügbar unter: <http://creativecommons.org/licenses/by-nd/3.0/>
- [95] B. Wang, S. Zhong, T.-L. Lee, K. S. Fancey, und J. Mi, „Non-destructive testing and evaluation of composite materials/structures: A state-of-the-art review“, *Adv. Mech. Eng.*, Bd. 12, Nr. 4, S. 168781402091376, Apr. 2020, doi: 10.1177/1687814020913761.
- [96] P. D. Gulhane, S. G. Jawarkar, Y. Belsare, und S. Bhalerao, „Advance and review of composite material non-destructive testing techniques“, *Int. J. Creat. Res. Thoughts*, Bd. 11, S. 2320–2882, 2023.
- [97] D. May, *Integrated Product Development with Fiber-Reinforced Polymers*. Cham: Springer International Publishing, 2021. doi: 10.1007/978-3-030-73407-7.
- [98] K. Schladitz *u. a.*, „Non-destructive characterization of fiber orientation in reinforced SMC as input for simulation based design“, *Compos. Struct.*, Bd. 160, S. 195–203, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.compstruct.2016.10.019.

- [99] S. C. Garcea, Y. Wang, und P. J. Withers, „X-ray computed tomography of polymer composites“, *Compos. Sci. Technol.*, Bd. 156, S. 305–319, März 2018, doi: 10.1016/j.compscitech.2017.10.023.
- [100] P. Latil, L. Orgéas, C. Geindreau, P. J. J. Dumont, und S. Rolland du Roscoat, „Towards the 3D in situ characterisation of deformation micro-mechanisms within a compressed bundle of fibres“, *Compos. Sci. Technol.*, Bd. 71, Nr. 4, S. 480–488, Feb. 2011, doi: 10.1016/j.compscitech.2010.12.023.
- [101] F. Willems, A. Beerlink, J.-F. Metayer, M. Kreutzbruck, und C. Bonten, „Bestimmung der Faserorientierung langglas-faserverstärkter Thermoplaste mittels bildoptischer Analyse und Computertomografie“, in *DGZfP-Jahrestagung 2018*, 2018. [Online]. Verfügbar unter: <http://www.ndt.net/?id=23084>
- [102] Ú. Pérez-Ramírez, J. J. López-Orive, E. Arana, M. Salmerón-Sánchez, und D. Moratal, „Micro-computed tomography image-based evaluation of 3D anisotropy degree of polymer scaffolds“, *Comput. Methods Biomech. Biomed. Engin.*, Bd. 18, Nr. 4, S. 446–455, März 2015, doi: 10.1080/10255842.2013.818663.
- [103] K. Schladitz, „Quantitative micro-CT“, *J. Microsc.*, Bd. 243, Nr. 2, S. 111–117, Aug. 2011, doi: 10.1111/j.1365-2818.2011.03513.x.
- [104] J. Vogtmann, A. Klingler, T. Rief, und M. Gurka, „3d x-ray microscopy as a tool for in depth analysis of the interfacial interaction between a single carbon fiber and an epoxy matrix after mechanical loading“, *J. Compos. Sci.*, Bd. 5, Nr. 5, Mai 2021, doi: 10.3390/jcs5050121.
- [105] „Fortschritte in der Mikro-Computertomographie“. Zugegriffen: 8. Juli 2023. [Online]. Verfügbar unter: [https://www.desy.de/aktuelles/news\\_suche/index\\_ger.html?openDirectAnchor=2247](https://www.desy.de/aktuelles/news_suche/index_ger.html?openDirectAnchor=2247)
- [106] A. Gustschin *u. a.*, „High-resolution and sensitivity bi-directional x-ray phase contrast imaging using 2D Talbot array illuminators“, *Optica*, Bd. 8, Nr. 12, S. 1588, Dez. 2021, doi: 10.1364/OPTICA.441004.
- [107] O. Wirjadi *u. a.*, „Characterization of multilayer structures in fiber reinforced polymer employing synchrotron and laboratory X-ray CT“, *Int J Mater Res*, Bd. 105, Nr. 7, S. 645–654, 2014.
- [108] D. Ferré Sentis, L. Orgéas, P. J. J. Dumont, S. Rolland du Roscoat, M. Sager, und P. Latil, „3D in situ observations of the compressibility and pore transport in Sheet Moulding Compounds during the early stages of compression moulding“,

- Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 92, S. 51–61, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.compositesa.2016.10.031.
- [109] C. Meola und G. M. Carlomagno, „Infrared thermography to evaluate impact damage in glass/epoxy with manufacturing defects“, *Int. J. Impact Eng.*, Bd. 67, S. 1–11, Mai 2014, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2013.12.010.
- [110] W. Karpen, D. Wu, R. Steegmüller, und G. Busse, „Depth profiling of orientation in laminates with local lock-in thermography“, in *Proceedings of the 1994 International Conference on Quantitative InfraRed Thermography*, QIRT Council, 1994. doi: 10.21611/qirt.1994.042.
- [111] C. Meola, S. Boccardi, G. M. Carlomagno, N. D. Boffa, E. Monaco, und F. Ricci, „Nondestructive evaluation of carbon fibre reinforced composites with infrared thermography and ultrasonics“, *Compos. Struct.*, Bd. 134, S. 845–853, Dez. 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.08.119.
- [112] V. Popow und M. Gurka, „Passive Thermography for Detection of Damaging Events during Quasi-Static Tensile Testing“, *Key Eng. Mater.*, Bd. 809, S. 581–586, Juni 2019, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.809.581.
- [113] V. Popow und M. Gurka, „Possibilities and limitations of passive and active thermography methods for investigation of composite materials using NDT simulations“, in *Smart Structures and NDE for Energy Systems and Industry 4.0*, C. Niezrecki, N. G. Meyendorf, und K. Gath, Hrsg., SPIE, März 2019, S. 19. doi: 10.1117/12.2518226.
- [114] J.-C. Krapez, „Thermal Ellipsometry: A Tool Applied for in-Depth Resolved Characterization of Fibre Orientation in Composites“, in *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*, Boston, MA: Springer US, 1996, S. 533–540. doi: 10.1007/978-1-4613-0383-1\_68.
- [115] H. Fernandes und X. Maldague, „Use of infrared thermography to measure fiber orientation on carbon-fiber reinforced composites“, in *VIIIth International Workshop Advances in Signal Processing for Non Destructive Evaluation of Materials*, 2013. [Online]. Verfügbar unter: <http://www.ndt.net/?id=15847>
- [116] J. C. Krapez, G. Gardette, und D. Balageas, „Thermal ellipsometry in steady-state or by lock-in thermography. Application for anisotropic materials characterization“, in *Proceedings of the 1996 International Conference on Quantitative InfraRed Thermography*, QIRT Council, 1996. doi: 10.21611/qirt.1996.042.

- [117] H. Fernandes, H. Zhang, und X. Maldague, „An active infrared thermography method for fiber orientation assessment of fiber-reinforced composite materials“, *Infrared Phys. Technol.*, Bd. 72, S. 286–292, Sep. 2015, doi: 10.1016/j.infrared.2015.07.021.
- [118] H. Fernandes *u. a.*, „Machine Learning and Infrared Thermography for Fiber Orientation Assessment on Randomly-Oriented Strands Parts“, *Sensors*, Bd. 18, Nr. 1, S. 288, Jan. 2018, doi: 10.3390/s18010288.
- [119] G. Y. Tian und A. Sophian, „Reduction of lift-off effects for pulsed eddy current NDT“, *NDT E Int.*, Bd. 38, Nr. 4, S. 319–324, Juni 2005, doi: 10.1016/j.ndteint.2004.09.007.
- [120] R. Lange und G. Mook, „Structural analysis of CFRP using eddy current methods“, *NDTE Int.*, Bd. 27, Nr. 5, S. 241–248, 1994.
- [121] G. Mook, R. Lange, und O. Koeser, „Non-destructive characterisation of carbon-fibre-reinforced plastics by means of eddy-currents“, *Compos. Sci. Technol.*, Bd. 61, S. 865–873, 2001.
- [122] K. Mizukami, Y. Mizutani, A. Todoroki, und Y. Suzuki, „Detection of in-plane and out-of-plane fiber waviness in unidirectional carbon fiber reinforced composites using eddy current testing“, *Compos. Part B Eng.*, Bd. 86, S. 84–94, Feb. 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2015.09.041.
- [123] K. Mizukami, S. Hioki, Y. Takahashi, und K. Ogi, „Experimental and numerical analysis of eddy current sensor signal induced by out-of-plane fiber waviness in carbon fiber composites“, *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 163, S. 107173, Dez. 2022, doi: 10.1016/j.compositesa.2022.107173.
- [124] M. Naidjate, B. Helifa, M. Feliachi, I.-K. Lefkaier, H. Heuer, und M. Schulze, „A Smart Eddy Current Sensor Dedicated to the Nondestructive Evaluation of Carbon Fibers Reinforced Polymers“, *Sensors*, Bd. 17, Nr. 9, S. 1996, Aug. 2017, doi: 10.3390/s17091996.
- [125] Z. Zeng, J. Wang, X. Liu, J. Lin, und Y. Dai, „Detection of fiber waviness in CFRP using eddy current method“, *Compos. Struct.*, Bd. 229, S. 111411, Dez. 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.111411.
- [126] G. Bardl *u. a.*, „Automated detection of yarn orientation in 3D-draped carbon fiber fabrics and preforms from eddy current data“, *Compos. Part B Eng.*, Bd. 96, S. 312–324, Juli 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2016.04.040.

- [127] R. A. Wincheski und S. Zhao, „Development of eddy current probe for fiber orientation assessment in carbon fiber composites“, *44th Annu. Rev. Prog. Quant. Nondestruct. Eval.*, Bd. 37, 2018, doi: 10.1063/1.5031591.
- [128] „Higher Quality of 3D Carbon Fiber Preforms and Stacks“. Zugegriffen: 28. Juni 2023. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.suragus.com/en/products/carbon-fiber-testing/inline-systems/robot-for-3d-carbon-fiber-testing/>
- [129] H. Heuer u. a., „Review on quality assurance along the CFRP value chain – Non-destructive testing of fabrics, preforms and CFRP by HF radio wave techniques“, *Compos. Part B Eng.*, Bd. 77, S. 494–501, Aug. 2015, doi: 10.1016/j.compositesb.2015.03.022.
- [130] „EddyCus® rob-Sensor Kit for Robot Integration“. 18. Juli 2024. Zugegriffen: 18. Juli 2024. [Online]. Verfügbar unter: [https://www.suragus.com/media/filer\\_public/3f/eb/3feb80fd-5eea-4841-b604-fcdc2d952fd4/data\\_sheet\\_ed-dycus\\_rob\\_sensor\\_kit\\_for\\_robot\\_integration\\_20.pdf](https://www.suragus.com/media/filer_public/3f/eb/3feb80fd-5eea-4841-b604-fcdc2d952fd4/data_sheet_ed-dycus_rob_sensor_kit_for_robot_integration_20.pdf)
- [131] „Höhere Qualität von 3D-Carbonfaser-Preforms und -Stacks“. Suragus - Sensors & Instruments, 18. Juli 2024. Zugegriffen: 18. Juli 2024. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.suragus.com/de/produkte/karbonfaser-pruefung/inline-systeme/roboter-fuer-3d-carbonfaser-pruefung/>
- [132] A. Canette und R. Briandet, „MICROSCOPY | Confocal Laser Scanning Microscopy“, in *Encyclopedia of Food Microbiology*, Elsevier, 2014, S. 676–683. doi: 10.1016/B978-0-12-384730-0.00214-7.
- [133] K. S. Lee, S. W. Lee, J. R. Youn, T. J. Kang, und K. Chung, „Confocal microscopy measurement of the fiber orientation in short fiber reinforced plastics“, *Fibers Polym.*, Bd. 2, Nr. 1, S. 41–50, März 2001, doi: 10.1007/BF02875227.
- [134] C. Eberhardt, A. Clarke, M. Vincent, T. Giroud, und S. Flouret, „Fibre-orientation measurements in short-glass-fibre composites—II“, *Compos. Sci. Technol.*, Bd. 61, Nr. 13, S. 1961–1974, Okt. 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00106-3.
- [135] H. Miyagawa, C. Sato, und K. Ikegami, „Effect of fiber orientation on Mode I fracture toughness of CFRP“, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 115, Nr. 6, S. 3295–3302, März 2010, doi: 10.1002/app.30233.
- [136] C. L. Smith, „Basic Confocal Microscopy“, *Curr. Protoc. Mol. Biol.*, Bd. 81, Nr. 1, Jan. 2008, doi: 10.1002/0471142727.mb1411s81.
- [137] A. D. Elliott, „Confocal Microscopy: Principles and Modern Practices“, *Curr. Protoc. Cytom.*, Bd. 92, Nr. 1, März 2020, doi: 10.1002/cpcy.68.

- [138] K. S. Lee, S. W. Lee, K. Chung, T. J. Kang, und J. R. Youn, „Measurement and numerical simulation of three-dimensional fiber orientation states in injection-molded short-fiber-reinforced plastics“, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 88, Nr. 2, S. 500–509, Apr. 2003, doi: 10.1002/app.11757.
- [139] Y. H. Lee, S. W. Lee, J. R. Youn, K. Chung, und T. J. Kang, „Characterization of fiber orientation in short fiber reinforced composites with an image processing technique“, *Mater. Res. Innov.*, Bd. 6, Nr. 2, S. 65–72, Sep. 2002, doi: 10.1007/s10019-002-0180-8.
- [140] C. Eberhardt und A. Clarke, „Fibre-orientation measurements in short-glass-fibre composites. Part I: automated, high-angular-resolution measurement by confocal microscopy“, *Compos. Sci. Technol.*, Bd. 61, Nr. 10, S. 1389–1400, Aug. 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00038-0.
- [141] „Pioneering composite inspection technology“, <https://hexagon.com/resources/resource-library/pioneering-composite-inspection-technology>. Zugegriffen: 30. Juni 2023. [Online]. Verfügbar unter: <https://hexagon.com/resources/resource-library/pioneering-composite-inspection-technology>
- [142] D. Franke, „Modernste optische Messtechnik für die vernetzte Qualitätssicherung der textilen CFK-Halbzeugproduktion“, *Mag. Carbon Compos.*, Bd. 1, S. 62, 2018.
- [143] „Apodius Vision System 3D“. 18. Juli 2024. Zugegriffen: 18. Juli 2024. [Online]. Verfügbar unter: <https://inquality.gr/wp-content/uploads/2021/01/Vision-System-3D-HEXAGONMI.pdf>
- [144] „Zero Defect Manufacturing“. Zugegriffen: 30. Juni 2023. [Online]. Verfügbar unter: [https://www.profactor.at/wp-content/uploads/2019/07/Zero\\_Defect\\_Manufacturing\\_Inspectionssysteme\\_web.pdf](https://www.profactor.at/wp-content/uploads/2019/07/Zero_Defect_Manufacturing_Inspectionssysteme_web.pdf)
- [145] C. Breitschopf, „Faserverbundwerkstoffe“. Zugegriffen: 30. Juni 2023. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.profactor.at/loesungen/bildverarbeitung-machine-vision/faserverbundwerkstoffe/>
- [146] G. Gardiner, „Automated Preforming, Part 4: Drapability Testing“. Zugegriffen: 30. Juni 2023. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.compositesworld.com/articles/automated-drapability-testing->
- [147] „Internationale Standardisierung der Testmethode des DRAPETEST“. Zugegriffen: 30. Juni 2023. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.texttechno.com/de/internationale-standardisierung-der-testmethode-des-drapetest/>

- [148] „Das robotergestützte QS-System DrapeWatch überwacht ab jetzt die Fertigung von Carbonbauteilen in der ‚Fabrik der Zukunft‘“, <https://cikoni.com/de/das-robotergestuetzte-qs-system-drapewatch-ueberwacht-ab-jetzt-die-fertigung-von-carbonbauteile-in-der-fabrik-der-zukunft>. Zugegriffen: 30. Juni 2023. [Online]. Verfügbar unter: <https://cikoni.com/de/das-robotergestuetzte-qs-system-drapewatch-ueberwacht-ab-jetzt-die-fertigung-von-carbonbauteile-in-der-fabrik-der-zukunft>
- [149] D. Schommer, M. Duhovic, F. Gortner, und M. Maier, „Advanced Simulation of Polymer Composite SMC Compression Molding using Fluid-Structure Interaction in LS-DYNA®“, in *13th International LS-DYNA Users Conference*, 2014.
- [150] L. Foucard, A. Aryal, R. Duddu, und F. Vernerey, „A coupled Eulerian--Lagrangian extended finite element formulation for simulating large deformations in hyperelastic media with moving free boundaries“, *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, Bd. 283, S. 280–302, 2015, doi: 10.1016/j.cma.2014.09.016.
- [151] T. Sabiston, K. Inal, und P. Lee-Sullivan, „Method to determine the required microstructure size to be represented by a second order fibre orientation tensor using X-ray micro computed tomography to evaluate compression moulded composites“, *Compos. Sci. Technol.*, Bd. 182, S. 107777, Sep. 2019, doi: 10.1016/j.compscitech.2019.107777.
- [152] L. M. Martulli, L. Muyshondt, M. Kerschbaum, S. Pimenta, S. V. Lomov, und Y. Swolfs, „Carbon fibre sheet moulding compounds with high in-mould flow: Linking morphology to tensile and compressive properties“, *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, Bd. 126, S. 105600, Nov. 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.105600.
- [153] Lasikun, D. Ariawan, E. Surojo, und J. Triyono, „Effect of fiber orientation on tensile and impact properties of Zalacca Midrib fiber-HDPE composites by compression molding“, 2018, S. 030060. doi: 10.1063/1.5024119.
- [154] „Polynt Composites: Sicherheitsdatenblatt SMCarbon® 24 CF50-3k“, Okt. 2016.
- [155] „Polynt Composites: Technical Datasheet SMCarbon® 24 CF50-3K“. 2016. [Online]. Verfügbar unter: [www.polynt.com](http://www.polynt.com)
- [156] „Polynt Composites: Compounds Carbon Fiber“. 2019.
- [157] „Polynt Composites: Sicherheitsdatenblatt SMCarbon® 24 CF50-12k“, Okt. 2016.
- [158] „Polynt Composites: Technical Datasheet SMCarbon® 24 CF50-12K“, 2016.

- [159] „A. Schulman: Safety Data Sheet AMC 85593“. 25. Juli 2018.
- [160] „A. Schulman: Safety Data Sheet AMC 85590“. 25. Juli 2018.
- [161] „Quantum Composites: Technical Data Sheet AMC® 8593“, Juli 2013.
- [162] „Quantum Composites: Technical Data Sheet AMC® 8590“, Juli 2013.
- [163] G. A. Atkinson und J. D. Ernst, „High-sensitivity analysis of polarization by surface reflection“, *Mach. Vis. Appl.*, Bd. 29, Nr. 7, S. 1171–1189, Okt. 2018, doi: 10.1007/s00138-018-0962-7.
- [164] J. Schreiber, V. Gudelev, und A. Smirnov, „New polarization interferometry Approaches for In-situ Process Control and Product Quality Assessment“, 2012.
- [165] J. Ernst, S. Junger, und W. Tschekalinskij, „Messung einer Faserrichtung eines Kohlefaserwerkstoffes und Herstellung eines Objekts in Kohlenstofffaserverbundbauweise“, 15. Mai 2014
- [166] J. Ernst, S. Junger, und W. Tschekalinskij, „Measurement of a fiber direction of a carbon fiber material and fabrication of an object in carbon fiber composite technique“, 12. Januar 2016
- [167] „Datenblatt VCXU-50MP“. Baumer, 2019. [Online]. Verfügbar unter: [www.baumer.com](http://www.baumer.com)
- [168] „Datasheet VCXU-50MP“. Baumer, 2019. [Online]. Verfügbar unter: [www.baumer.com](http://www.baumer.com)
- [169] S. Junger, W. Tschekalinskij, N. Verwaal, und N. Weber, „On-chip nanostructures for polarization imaging and multispectral sensing using dedicated layers of modified CMOS processes“, in *Photonic and Phononic Properties of Engineered Nanostructures*, SPIE, Feb. 2011, S. 79461D. doi: 10.1117/12.874785.
- [170] „Ich sehe was, was du nicht siehst - Polarisationskameras für industrielle Applikationen“. Zugegriffen: 8. Juli 2023. [Online]. Verfügbar unter: [https://www.baumer.com/de/de/cx-polarisationskameras/n/CX\\_polarization\\_cameras](https://www.baumer.com/de/de/cx-polarisationskameras/n/CX_polarization_cameras)
- [171] M. Gurka, „3D Röntgenmikroskop“. 23. Dezember 2023. Zugegriffen: 23. Dezember 2023. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.ivw.uni-kl.de/de/forschung-entwicklung/apparative-ausstattung/3d-roentgenmikroskop>
- [172] A. Keilmann, „Estimating Fiber Directions in Sheet Molding Compounds using Maximal Response of Anisotropic Gaussian Filters“, Masterthesis, TU Kaiserslautern, Kaiserslautern, 2023.
- [173] A. Keilmann, M. Godehardt, A. Moghiseh, C. Redenbach, und K. Schladitz, „Improved Anisotropic Gaussian Filters“, 2023, doi: 10.48550/ARXIV.2303.13278.

- [174] N. A., „ToolIP – Tool for Image Processing“. Fraunhofer ITWM. Zugegriffen: 21. Mai 2024. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.itwm.fraunhofer.de/de/abteilungen/bv/produkte-und-leistungen/toolip.html>
- [175] „LS-DYNA® Keyword User’s Manual Volume I, LS-DYNA R12“, LIVERMORE SOFTWARE TECHNOLOGY (LST), AN ANSYS COMPANY, 2020. [Online]. Verfügbar unter: [www.lstc.com](http://www.lstc.com)
- [176] G. G. Lipscomb II, M. M. Denn, D. U. Hur, und D. V. Boger, „The flow of fiber suspensions in complex geometries“, *J. Non-Newton. Fluid Mech.*, Bd. 26, S. 297–325, 1988.
- [177] N. A., „Celera Series - The first dual USB3 camera - User Guide“. Alkeria SRL, Dezember 2021.

## Anhang A. Visualisierung eines Tensors 2. Stufe

Zur visuellen Darstellung von Tensoren 2. Stufe kommt häufig eine Visualisierung als Ellipsoid zum Einsatz (Anhang A Abb. 1). Die räumliche Ausrichtung des Ellipsoids innerhalb des betrachteten Volumens wird über die Produkte der Eigenwerte  $\lambda_i$  und der Eigenvektoren  $e_i$  definiert. Die Produkte der Eigenwerte  $\lambda_i$  und der Eigenvektoren  $e_i$  werden auch als Hauptorientierungsrichtung des Tensors bezeichnet. Die Oberfläche des Ellipsoids beschreibt die Wahrscheinlichkeit der Orientierung von Fasern in alle möglichen Raumrichtungen. In einer Simulation entspricht das betrachtete Volumen generell einem Element des Finite Element Netzes oder der Größe eines Voxels oder Partikels in netzfreien Berechnungsmethoden. Im Post-Processing-Prozess eines Simulationsergebnisses wird für eine klarere visuelle Darstellung die Ausdehnung dieser Ellipsoids in der Regel sinnvoll skaliert um eine Überlappung zu vermeiden. Gerade bei feineren Vernetzungen oder kleineren Voxel-/Partikeldimensionen müssen auch nicht alle Ellipsoids dargestellt werden.

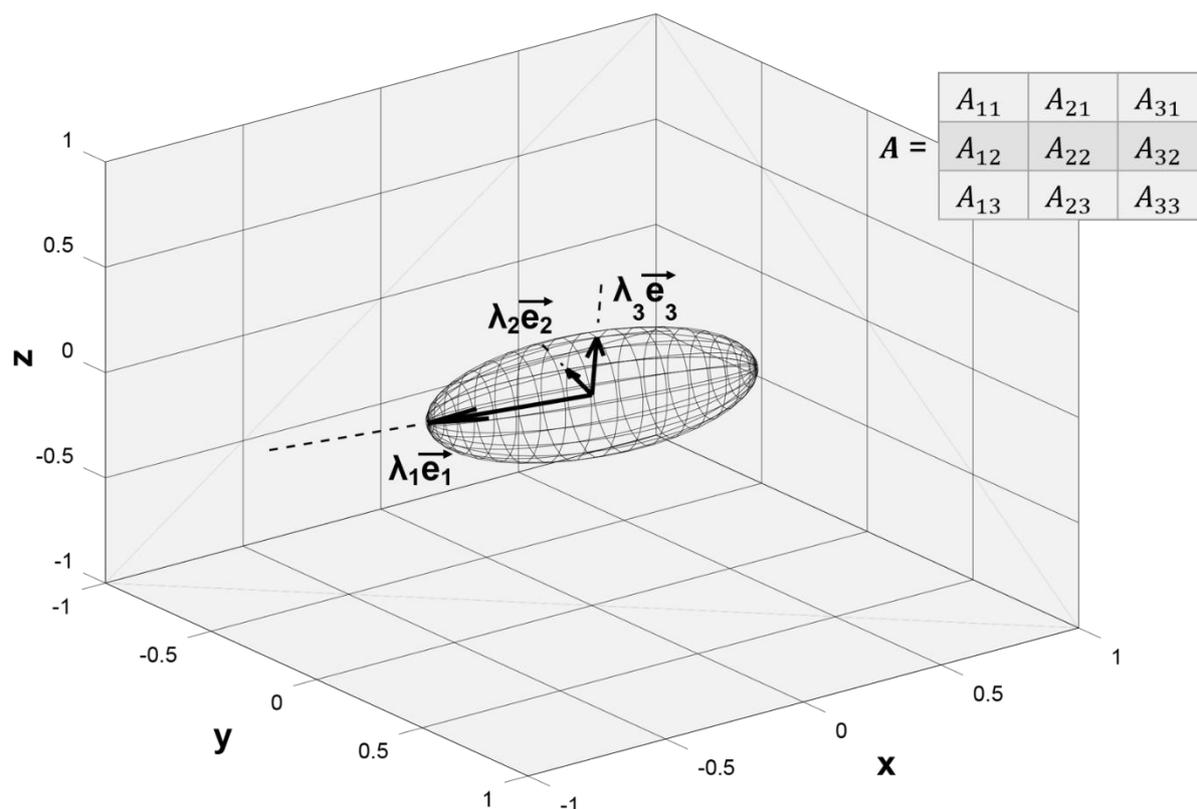
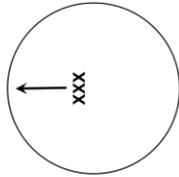


Abb. 1: Repräsentation eines Tensors 2. Stufe als Ellipsoid.

## Anhang B. Versuchspläne für Pressrheometerversuche

Bezeichnung	AMC 85590
Hersteller	Quantum Composites
Material	Kohlenstofffaser + Vinyl/ester
Faserlänge	mm
Flamentanzahl	12k
Fasergewichtanteil	%
Flächengewicht	g/m <sup>2</sup>
Werkzeugtemperatur	°C
Liefertermin	dd.mm.yyyy
	11.04.2019

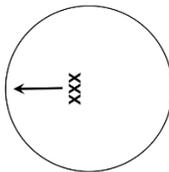


Bitte Rollrichtung auf Probe markieren  
Bitte alle Lagen in dieselbe Richtung ausrichten



Datum	Versuchsnummer	Zuschnitt	Lagenanzahl	Geschwindigkeit mm/s	Wiederholung	Short Shot mm	Gewicht g	Anmerkungen
24.04.2019	67	Ø350mm	8	0.5	1	0	1058.4	
24.04.2019	68	Ø350mm	8	0.5	2	0	990.6	
24.04.2019	69	Ø350mm	8	0.5	3	0	1060.9	
24.04.2019	70	Ø350mm	8	1.5	1	0	1045.7	
24.04.2019	71	Ø350mm	8	1.5	2	0	1070.4	Rollenwechsel
24.04.2019	72	Ø350mm	8	1.5	3	0	1038.3	
24.04.2019	73	Ø350mm	8	3.0	1	0	1053.6	
24.04.2019	74	Ø350mm	8	3.0	2	0	1025.3	
24.04.2019	75	Ø350mm	8	3.0	3	0	1027.2	
26.04.2019	76	100x100mm	8	0.5	1	8	106.2	
26.04.2019	77	100x100mm	8	0.5	2	8	103.6	
26.04.2019	78	100x100mm	8	0.5	3	8	107.1	
26.04.2019	79	100x100mm	8	0.5	1	6	107.5	
26.04.2019	80	100x100mm	8	0.5	2	6	105.2	
26.04.2019	81	100x100mm	8	0.5	3	6	111.4	
26.04.2019	82	100x100mm	8	0.5	1	5	106.5	
26.04.2019	83	100x100mm	8	0.5	2	5	103.5	
26.04.2019	84	100x100mm	8	0.5	3	5	107.3	
26.04.2019	85	100x100mm	8	0.5	1	3	108	
26.04.2019	86	100x100mm	8	0.5	2	3	109	
26.04.2019	87	100x100mm	8	0.5	3	3	102	
26.04.2019	88	100x100mm	8	3.0	1	8	114.6	
26.04.2019	89	100x100mm	8	3.0	2	8	100.8	
26.04.2019	90	100x100mm	8	3.0	3	8	106.3	
26.04.2019	91	100x100mm	8	3.0	1	6	108.2	
26.04.2019	92	100x100mm	8	3.0	2	6	108	
26.04.2019	93	100x100mm	8	3.0	3	6	107.4	
26.04.2019	94	100x100mm	8	3.0	1	5	104.1	
26.04.2019	95	100x100mm	8	3.0	2	5	108.9	
26.04.2019	96	100x100mm	8	3.0	3	5	108.5	
26.04.2019	97	100x100mm	8	3.0	1	3	104.5	
26.04.2019	98	100x100mm	8	3.0	2	3	110.4	
26.04.2019	99	100x100mm	8	3.0	3	3	103.6	

Bezeichnung	AMC 85593
Hersteller	Quantum Composites
Material	Kohlenstofffaser + Vinylester
Faserlänge	mm
Filamentanzahl	25
Fasergewichtsanteil	3K
Fächengewicht	g/m <sup>2</sup>
Werkzeugtemperatur	1400
Liefertermin	°C
	140
	dd.mm.yyyy
	11.04.2019

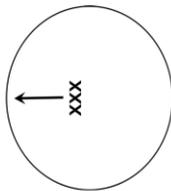


Bitte Rollenrichtung auf Probe markieren  
Bitte alle Lagen in dieselbe Richtung ausrichten



Datum	Versuchsnummer	Zuschnitt	Lagenanzahl	Geschwindigkeit mm/s	Wiederholung	Shot Shot	Gewicht g	Anmerkungen
24.04.2019	100	Ø350mm	8	0.5	1	0	1082.4	
24.04.2019	101	Ø350mm	8	0.5	2	0	1087.7	
24.04.2019	102	Ø350mm	8	0.5	3	0	1101.2	
24.04.2019	103	Ø350mm	8	1.5	1	0	1087.8	
24.04.2019	104	Ø350mm	8	1.5	2	0	1130	Rollenwechsel
24.04.2019	105	Ø350mm	8	1.5	3	0	1158	
24.04.2019	106	Ø350mm	8	3.0	1	0	1159.6	
24.04.2019	107	Ø350mm	8	3.0	2	0	1180.9	
24.04.2019	108	Ø350mm	8	3.0	3	0	1187	
24.04.2019	109	100x100mm	8	0.5	1	8	114.4	in 60s Nachdruckphase nicht ausgehärtet
24.04.2019	110	100x100mm	8	0.5	2	8	115.5	Pressenfehler während Nachdruckphase
24.04.2019	111	100x100mm	8	0.5	3	8	115.6	
25.04.2019	112	100x100mm	8	0.5	1	6	116.2	
25.04.2019	113	100x100mm	8	0.5	2	6	120.6	
25.04.2019	114	100x100mm	8	0.5	3	6	130.5	
25.04.2019	115	100x100mm	8	0.5	1	5	121.3	
25.04.2019	116	100x100mm	8	0.5	2	5	112.2	
25.04.2019	117	100x100mm	8	0.5	3	5	121.5	
25.04.2019	118	100x100mm	8	0.5	1	3	108.3	
25.04.2019	119	100x100mm	8	0.5	2	3	113.7	
25.04.2019	120	100x100mm	8	0.5	3	3	123.9	
24.04.2019	121	100x100mm	8	3.0	1	8	117.5	
24.04.2019	122	100x100mm	8	3.0	2	8	118.1	Pressenfehler während Nachdruckphase
24.04.2019	123	100x100mm	8	3.0	3	8		
25.04.2019	124	100x100mm	8	3.0	1	6	114.5	
25.04.2019	125	100x100mm	8	3.0	2	6	128.3	
25.04.2019	126	100x100mm	8	3.0	3	6	120.3	
25.04.2019	127	100x100mm	8	3.0	1	5	121.8	
25.04.2019	128	100x100mm	8	3.0	2	5	108.1	
25.04.2019	129	100x100mm	8	3.0	3	5	124.8	
25.04.2019	130	100x100mm	8	3.0	1	3	106.2	
25.04.2019	131	100x100mm	8	3.0	2	3	115.6	
25.04.2019	132	100x100mm	8	3.0	3	3	107.4	ungültig (Harzüberschuss) Probe aus Randbereich
24.04.2019	109-1	100x100mm	8	0.5	Zusatz	8	119.7	5 min Nachdruckphase, Alublöcke näher in der Mitte
25.04.2019	132 (-1)	100x100mm	8	3.0	Ersatz	3	108.5	neu und 132 ersetzt

Bezeichnung	SMCarbon 24 CF50-3K
Hersteller	Polynt Composites
Material	Kohlenstofffaser + Vinyl/ester
Faserlänge	mm
Flamentanzahl	25
Fasergewichtanteil	%
Flächengewicht	g/m <sup>2</sup>
Werkzeugtemperatur	°C
	1400
	140

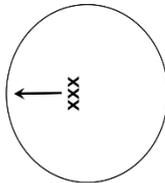


Bitte Rollrichtung auf Probe markieren  
Bitte alle Lagen in dieselbe Richtung ausrichten



Datum	Versuchsnummer	Zuschnitt	Lagenanzahl	Geschwindigkeit	Wiederholung	Short Shot	Gewicht	Anmerkungen
				mm/s		mm	g	
25.10.18	34	Ø350mm	8	0.5	1	0	1082.9	
25.10.18	35	Ø350mm	8	0.5	2	0	1085	
25.10.18	36	Ø350mm	8	0.5	3	0	1086.9	
26.10.18	37	Ø350mm	8	1.5	1	0	1081.1	
26.10.18	38	Ø350mm	8	1.5	2	0	1080.2	
26.10.18	39	Ø350mm	8	1.5	3	0	1078.7	
26.10.18	40	Ø350mm	8	3.0	1	0	1075	
26.10.18	41	Ø350mm	8	3.0	2	0	1078.7	
26.10.18	42	Ø350mm	8	3.0	3	0	1085.5	
29.10.18	43	100x100mm	8	0.5	1	8	105.8	
29.10.18	44	100x100mm	8	0.5	2	8	105.3	
29.10.18	45	100x100mm	8	0.5	3	8	106.5	
29.10.18	46	100x100mm	8	0.5	1	6	105.3	
29.10.18	47	100x100mm	8	0.5	2	6	104.6	
29.10.18	48	100x100mm	8	0.5	3	6	104.5	
29.10.18	49	100x100mm	8	0.5	1	5	104.7	
29.10.18	50	100x100mm	8	0.5	2	5	105.1	
29.10.18	51	100x100mm	8	0.5	3	5	103.9	
29.10.18	52	100x100mm	8	0.5	1	3	102.1	
29.10.18	53	100x100mm	8	0.5	2	3	104.1	
29.10.18	54	100x100mm	8	0.5	3	3	105.7	
30.10.18	55	100x100mm	8	3.0	1	8	103.3	
30.10.18	56	100x100mm	8	3.0	2	8	104	
30.10.18	57	100x100mm	8	3.0	3	8	105	
30.10.18	58	100x100mm	8	3.0	1	6	107.4	
30.10.18	59	100x100mm	8	3.0	2	6	105.7	
30.10.18	60	100x100mm	8	3.0	3	6	104.9	
30.10.18	61	100x100mm	8	3.0	1	5	108.2	
30.10.18	62	100x100mm	8	3.0	2	5	107.2	
30.10.18	63	100x100mm	8	3.0	3	5	107.7	
30.10.18	64	100x100mm	8	3.0	1	3	106.7	
30.10.18	65	100x100mm	8	3.0	2	3	107.7	
30.10.18	66	100x100mm	8	3.0	3	3	113.1	
30.10.18	Ref. Polynt 3K	100x100mm	8				104.5	

Bezeichnung	SMCarbon 24 CF50-12K
Hersteller	Polynt Composites
Material	Kohlenstofffaser + Vinyl ester
Faserlänge	mm
Filamentanzahl	25
Fasergewichtanteil	%
Fächengewicht	g/m <sup>2</sup>
Werkzeugtemperatur	°C
	1400
	140



Bitte Rollenrichtung auf Probe markieren  
Bitte alle Lagen in diese Richtung ausrichten



Datum	Versuchsnummer	Zuschnitt	Lagenanzahl	Geschwindigkeit mm/s	Wiederholung	Short Shot mm	Gewicht g	Anmerkungen
25.10.18	1	Ø350mm	8	0.5	1	0	1097.5	
25.10.18	2	Ø350mm	8	0.5	2	0	1093.8	
25.10.18	3	Ø350mm	8	0.5	3	0	1097.4	
25.10.18	4	Ø350mm	8	1.5	1	0	1096.5	
25.10.18	5	Ø350mm	8	1.5	2	0	1089.3	
25.10.18	6	Ø350mm	8	1.5	3	0	1089.9	
25.10.18	7	Ø350mm	8	3.0	1	0	1089.7	anderes Fließverhalten als zuvor/Abschluss der Rolle
25.10.18	8	Ø350mm	8	3.0	2	0	1099.1	neue Rolle
25.10.18	9	Ø350mm	8	3.0	3	0	1096.4	
29.10.18	10	100x100mm	8	0.5	1	8	107.2	10-1; 105.3 g
29.10.18	11	100x100mm	8	0.5	2	8	108.1	Wegaufnehmer Kindl/Z zeigen 7.1 mm bei 10
29.10.18	12	100x100mm	8	0.5	3	8	106.8	zusätzliche 1 mm Distanzplatte führt zu 8.1 mm bei 10-1
29.10.18	13	100x100mm	8	0.5	1	6	107.3	
29.10.18	14	100x100mm	8	0.5	2	6	111.6	
29.10.18	15	100x100mm	8	0.5	3	6	108.1	
29.10.18	16	100x100mm	8	0.5	1	5	106.7	
29.10.18	17	100x100mm	8	0.5	2	5	108.9	
29.10.18	18	100x100mm	8	0.5	3	5	106.3	
29.10.18	19	100x100mm	8	0.5	1	3	106	
29.10.18	20	100x100mm	8	0.5	2	3	105.8	
29.10.18	21	100x100mm	8	0.5	3	3	104.9	
29.10.18	22	100x100mm	8	3.0	1	8	105.5	
29.10.18	23	100x100mm	8	3.0	2	8	104.1	
29.10.18	24	100x100mm	8	3.0	3	8	106	
29.10.18	25	100x100mm	8	3.0	1	6	105.1	
29.10.18	26	100x100mm	8	3.0	2	6	104.6	
29.10.18	27	100x100mm	8	3.0	3	6	107.4	
29.10.18	28	100x100mm	8	3.0	1	5	108	
29.10.18	29	100x100mm	8	3.0	2	5	110.8	
29.10.18	30	100x100mm	8	3.0	3	5	108.6	
29.10.18	31	100x100mm	8	3.0	1	3	108.8	
29.10.18	32	100x100mm	8	3.0	2	3	112.5	
29.10.18	33	100x100mm	8	3.0	3	3	103.3	
29.10.18	Ref. Polynt 12K	100x100mm	8				102.4	

## Anhang C. Ergänzung Pressrheometer „Constant Mass“

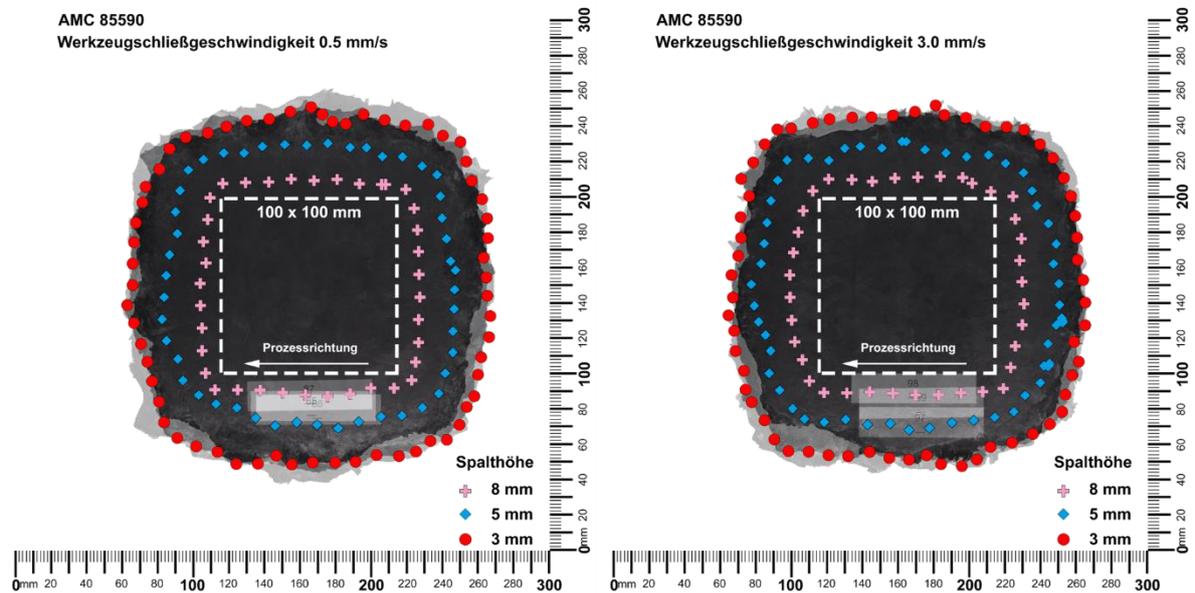


Abb. 1: Darstellung der Fließfrontentwicklung beim Verpressen von AMC 85590.

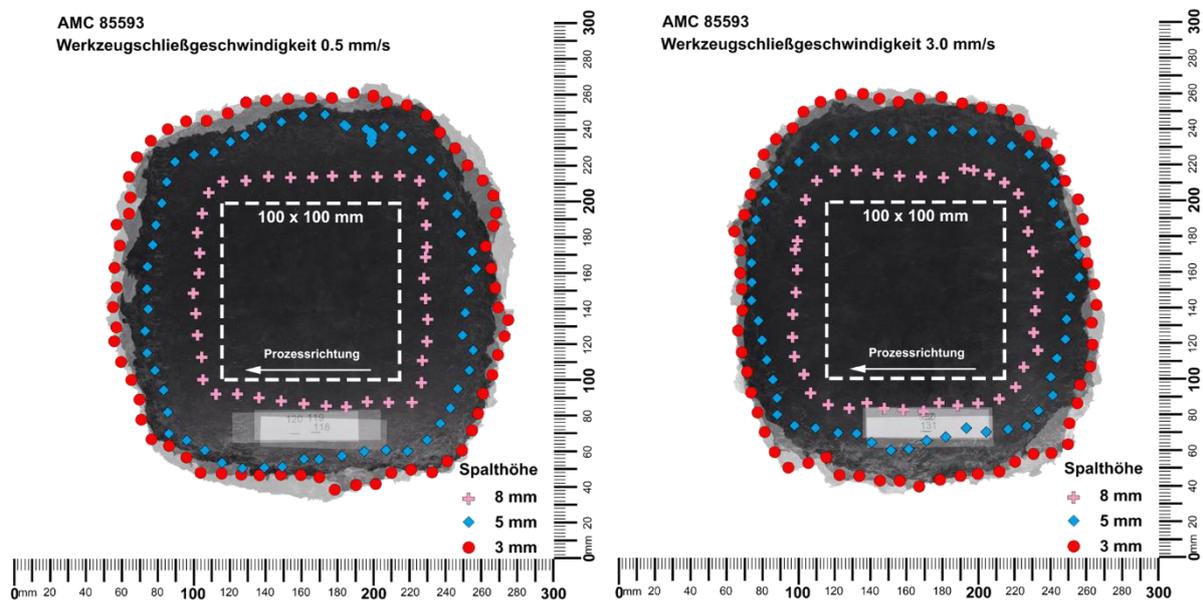


Abb. 2: Darstellung der Fließfrontentwicklung beim Verpressen von AMC 85593.

## Anhang D. Konzept zur 3D-Digitalisierung eines C-SMC-Halbzeugs

Ein oft genannter Nachteil der in dieser Arbeit vorgestellten optischen Messmethode zur Erfassung der Faserorientierung mittels Polarisationsbildgebung ist die Tatsache, dass nur die Oberfläche eines Körpers untersucht werden kann. Ein Blick in die Tiefe eines Körpers ist leider nicht möglich. Bei der Betrachtung eines fertigen Bauteils ist dieser Nachteil leider unvermeidlich, solange von einer zerstörungsfreien Prüfung die Rede ist. Anders sieht es bei der Halbzeugdigitalisierung aus. Wie in Kapitel 3.3.1 erläutert wurde, wird eine Polarisationskamera in eine SMC-Fertigungslinie direkt integriert und so die Oberfläche eines Halbzeugs in der Entstehung aufgenommen. Momentan wird die Kamera direkt nach dem Schneidwerk positioniert und die Aufnahme erfolgt unmittelbar nach vollständigem Aufstreuen der C-Fasern. Auf diese Weise wird ein digitales 2D-Abbild der Halbzeugoberfläche erstellt. Beim späteren Aufbau eines Stacks zum Fließpressen und zur Fertigung eines Bauteils sind so FO-Informationen für jeden Zuschnitt verfügbar und dementsprechend gibt es Daten über die Dicke eines Stacks. Leider sind diese Daten unvollständig, da ein Halbzeug mit herkömmlichen Dicken von 1 - 2 mm über mehrere Faserschichten mit Einzeldicken von 0.1 – 0.2 mm verfügt. Die Schichten unterhalb der Oberfläche sind also nicht mehr zu sehen. Mit dem Ziel die Datendichte auch über die Halbzeugdicke zu erhöhen, wurde ein Konzept erarbeitet, um ein 3D-Abbild des Halbzeugs zu erfassen und so Tiefeninformation zu integrieren.

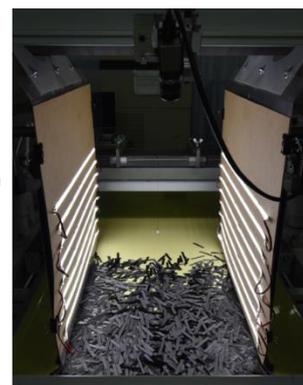
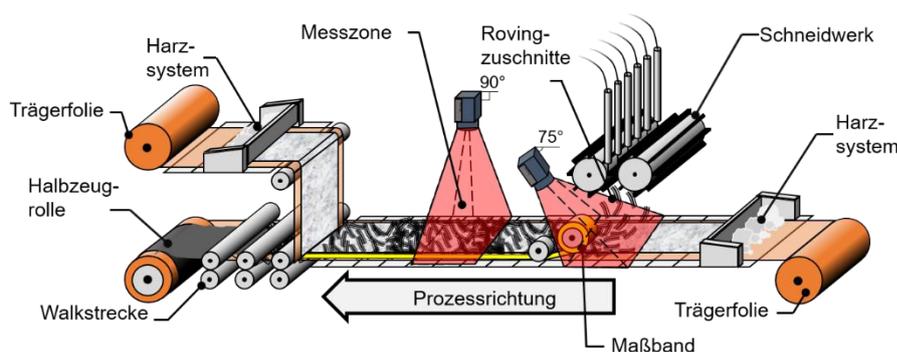


Abb. 1: Veränderte Ausrichtung der Polarisationskamera zur Erstellung eines digitalen 3D-Abbilds des C-SMC-Halbzeugs und der Blick der Kamera in den Streubereich unterhalb des Schneidwerks.

In dieser Arbeit wurde ein Grundkonzept zur 3D-Digitalisierung des Halbzeugs aufgebaut. Es sieht vor die Kameraposition so anzupassen, dass eine Betrachtung des Aufstreubereichs direkt unterhalb des Schneidwerks möglich wird (Anhang D Abb. 1).

Baurumbedingt kann die Kamera nicht mehr senkrecht auf das Halbzeug blicken, sondern muss in einem Winkel ausgerichtet werden. Voruntersuchungen an einer einfachen tapegelegten Kreuzprobe mit einer vordefinierten  $0^\circ/90^\circ$  Faserorientierung und einer beispielhaften Fasermatte mit aufgestreuten Fasern in zufälliger Ausrichtung haben ergeben, dass die Messergebnisse der Polarisationsbildgebung bis zu einem Kamerawinkel von  $75^\circ$  hinreichend genau sind (Anhang D Abb. 2). Abweichungen zu den Ergebnissen einer senkrechten Ausrichtung können über unterschiedliche Abstände der Bildbereiche zur Kamera und die damit verbundenen Unterschiede in der Fokussierung der Kamera entsprechend dem angepassten Winkel erklärt werden und sind nicht zu vermeiden.

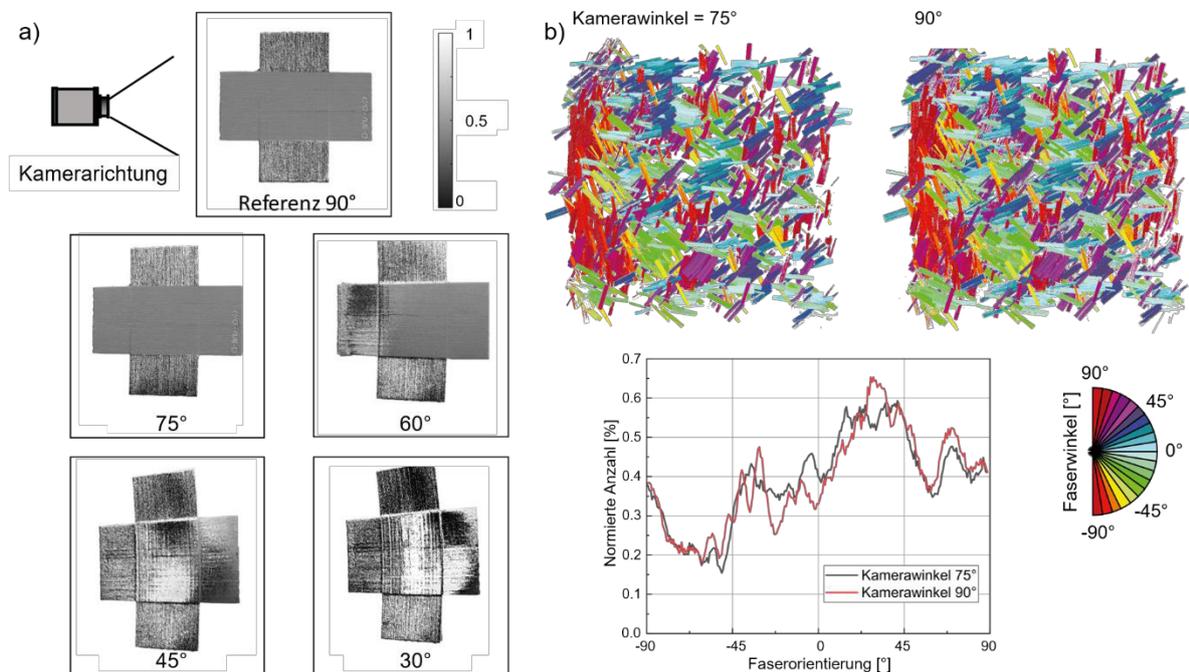


Abb. 2: Ergebnisse der Voruntersuchungen zum Ausrichtungswinkel der Polarisationskamera. a) Tapegelegte Kreuzprobe mit einer definierten  $0^\circ/90^\circ$  Faserausrichtung. b) Aufgestreute Fasermatte mit zufälliger Orientierung.

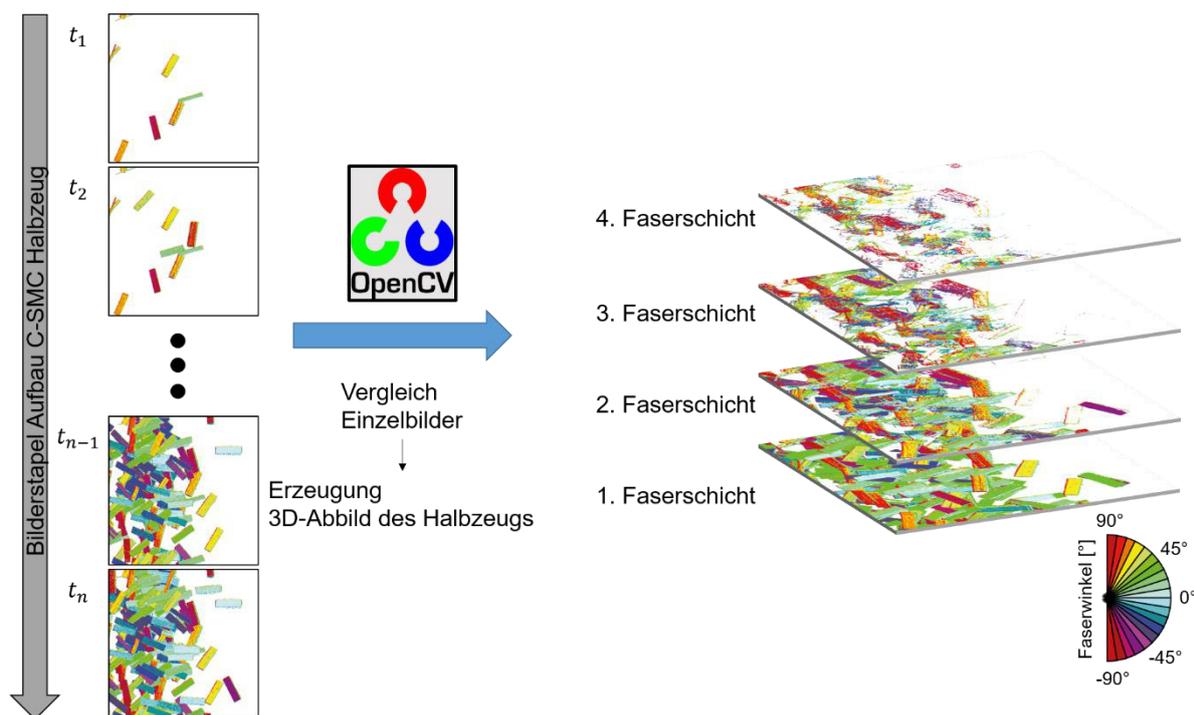
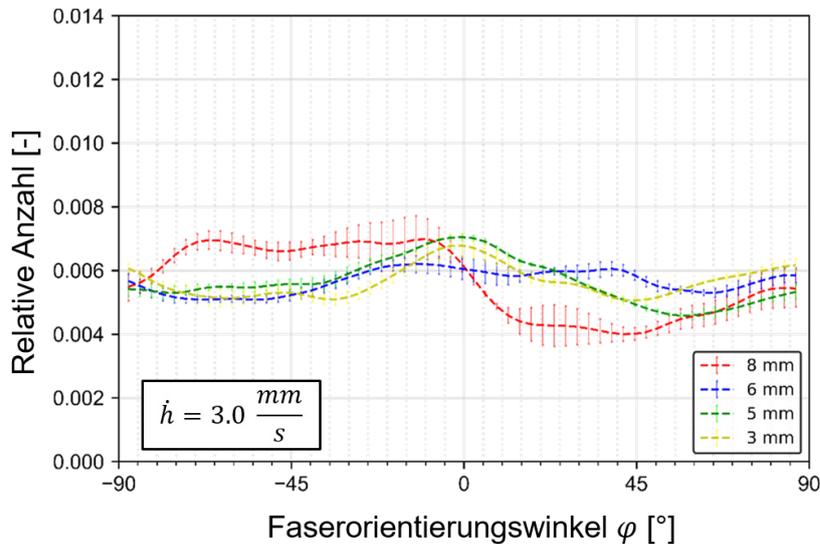


Abb. 3: Schema der 3D-Digitalisierung der Faserschichten eines C-SMC-Halbzeugs mittels Polarisationskamera.

Das Konzept sieht vor, während der Produktion des Halbzeugs einen Bildstapel der gerade aufgestreuten Faserzuschnitten auf der Transportfolie zu erstellen. Durch Ausnutzung der maximal möglichen Bildrate der Polarisationskamera (z. B. Kamera VCXU-50MP des Herstellers *Baumer GmbH* mit 73 fps [167], [168] oder *Celera C5S-MP* des Hersteller *Aleria SRL* mit 156 fps [177]) sollte es möglich sein, den Dickenaufbau des Halbzeugs auch bei hohen Schnittgeschwindigkeiten detailliert zu erfassen. In einer nachgeschalteten Bildverarbeitung werden die Einzelbilder des Bilderstapels direkt miteinander pixelweise verglichen und so eine Trennung der einzelnen Faserschichten durchgeführt. Abb. 3 demonstriert die Funktionsweise des Konzepts an einem Beispiel mit geringer Schnittgeschwindigkeit von 5 U/min und einem stehenden Transportband, wobei nur wenige Sekunden Halbzeugproduktion zu Demonstrationszwecken aufgenommen wurden. Dabei konnten vier Faserschichten identifiziert werden. Der Nachweis, dass dieses Grundkonzept auch für höhere Schnittgeschwindigkeiten und Bewegung des Transportbandes funktioniert, steht noch aus.

## Anhang E. Ergänzungen Ergebnisse der Polarisationsbildgebung

### SMCarbon 24 CF50-3K, Oberseite



#### Spalthöhe 8 mm

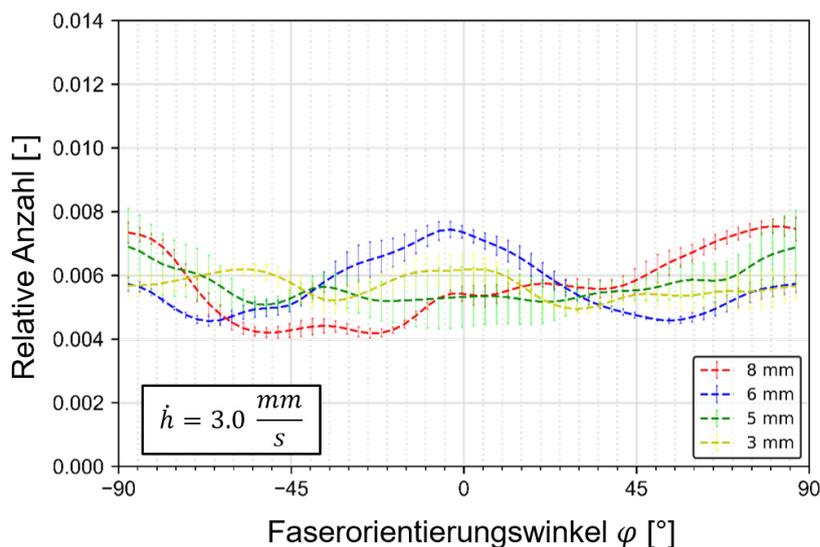
0.502	0.067	0.000
	0.498	0.000
		0.000

0.510	-0.005	0.000
	0.490	0.000
		0.000

#### Spalthöhe 3 mm

Abb. 1: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Oberseite der Pressrheometerproben von SMCarbon 24 CF50-3K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

### AMC 85590, Oberseite



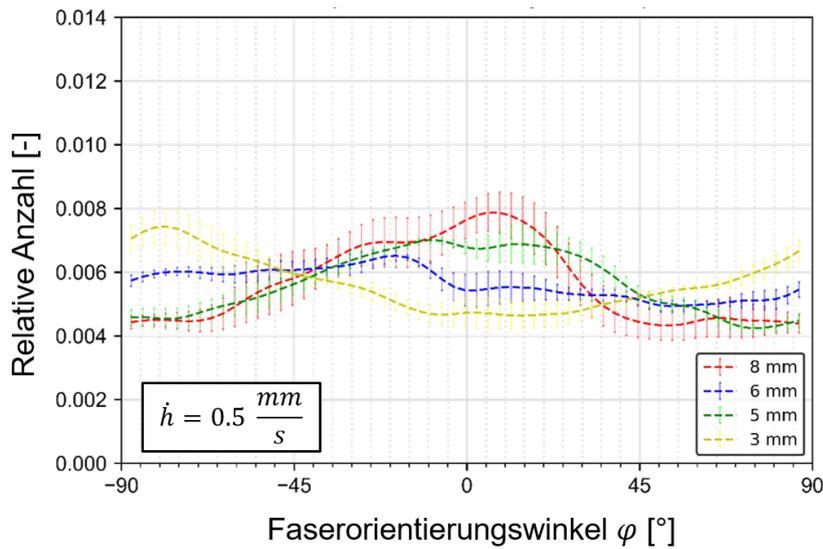
#### Spalthöhe 8 mm

0.456	-0.043	0.000
	0.544	0.000
		0.000

0.501	0.012	0.000
	0.499	0.000
		0.000

#### Spalthöhe 3 mm

Abb. 2: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Oberseite der Pressrheometerproben von AMC 85590 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

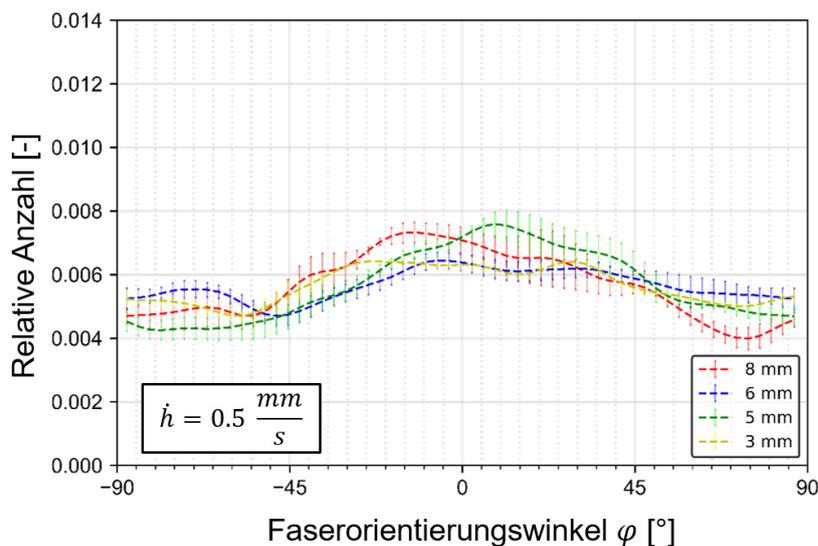
**AMC 85593, Oberseite****Spalthöhe 8 mm**

0.426	0.018	0.000
	0.574	0.000
		0.000

0.550	0.024	0.000
	0.450	0.000
		0.000

**Spalthöhe 3 mm**

Abb. 3: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Oberseite der Pressrheometerproben von AMC 85593 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

**SMCarbon 24 CF50-12K, Oberseite****Spalthöhe 8 mm**

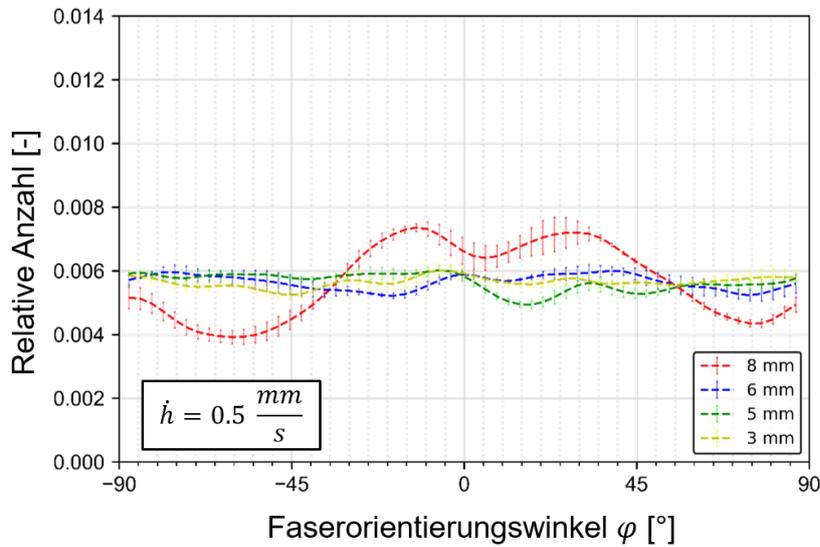
0.562	0.005	0.000
	0.438	0.000
		0.000

0.532	-0.005	0.000
	0.468	0.000
		0.000

**Spalthöhe 3 mm**

Abb. 4: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Oberseite der Pressrheometerproben von SMCarbon 24 CF50-12K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

### SMCarbon 24 CF50-3K, Oberseite



#### Spalthöhe 8 mm

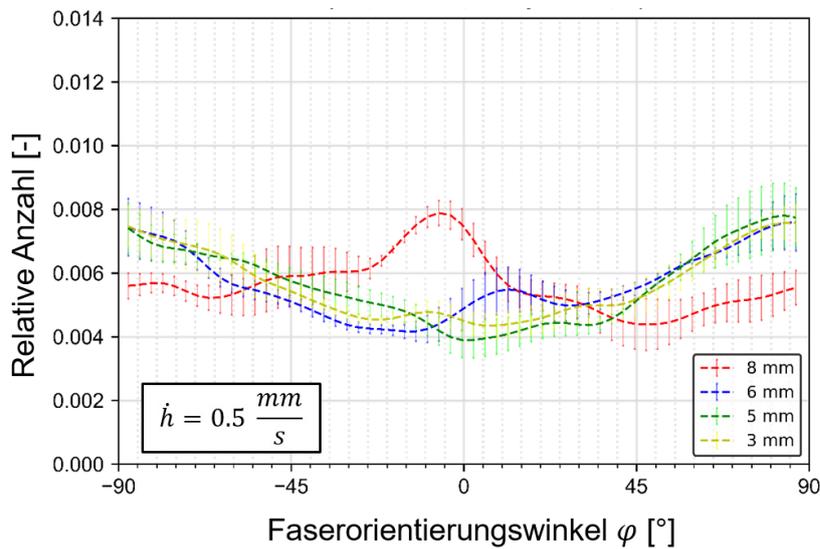
0.561	-0.028	0.000
	0.439	0.000
		0.000

0.501	-0.003	0.000
	0.499	0.000
		0.000

#### Spalthöhe 3 mm

Abb. 5: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Oberseite der Pressrheometerproben von SMCarbon 24 CF50-3K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

### AMC 85590, Oberseite



#### Spalthöhe 8 mm

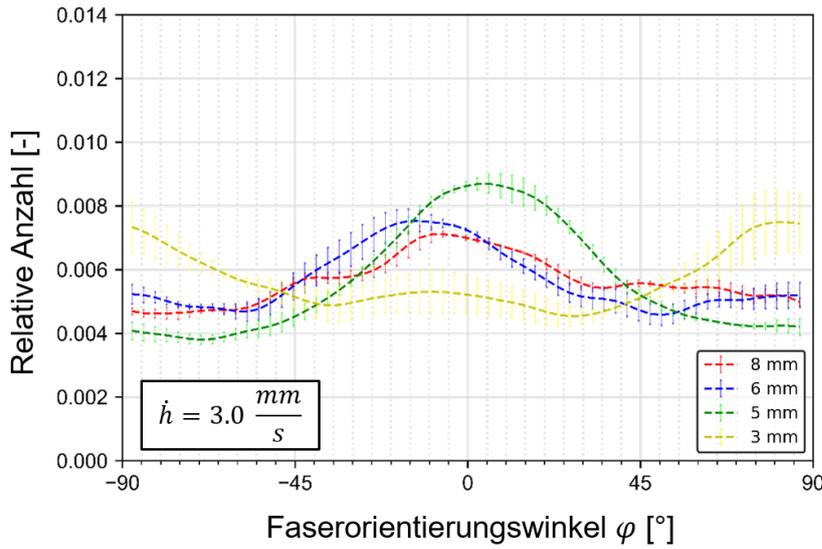
0.530	0.029	0.000
	0.470	0.000
		0.000

0.431	0.002	0.000
	0.569	0.000
		0.000

#### Spalthöhe 3 mm

Abb. 6: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Oberseite der Pressrheometerproben von AMC 85590 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

**AMC 85593, Unterseite**



**Spalthöhe 8 mm**

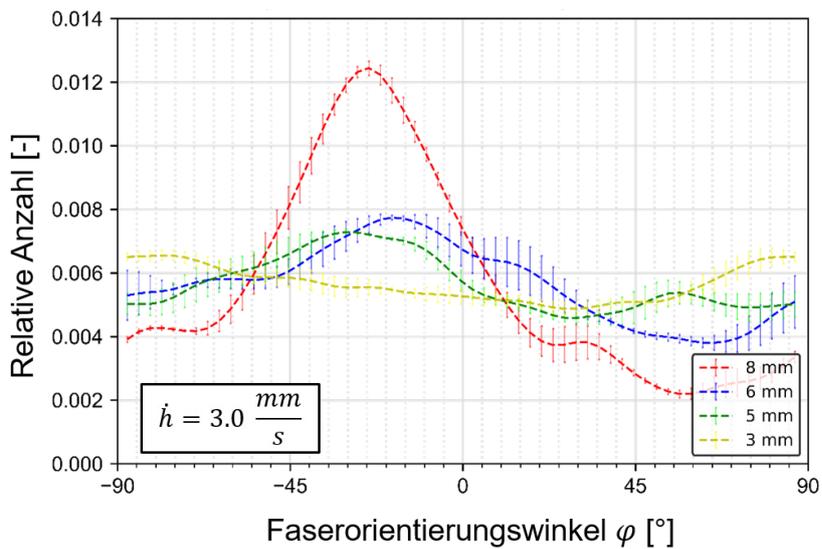
0.542	-0.005	0.000
	0.458	0.000
		0.000

0.451	0.000	0.000
	0.549	0.000
		0.000

**Spalthöhe 3 mm**

Abb. 7: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Unterseite der Pressrheometerproben von AMC 85593 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

**SMCarbon 24 CF50-12K, Unterseite**



**Spalthöhe 8 mm**

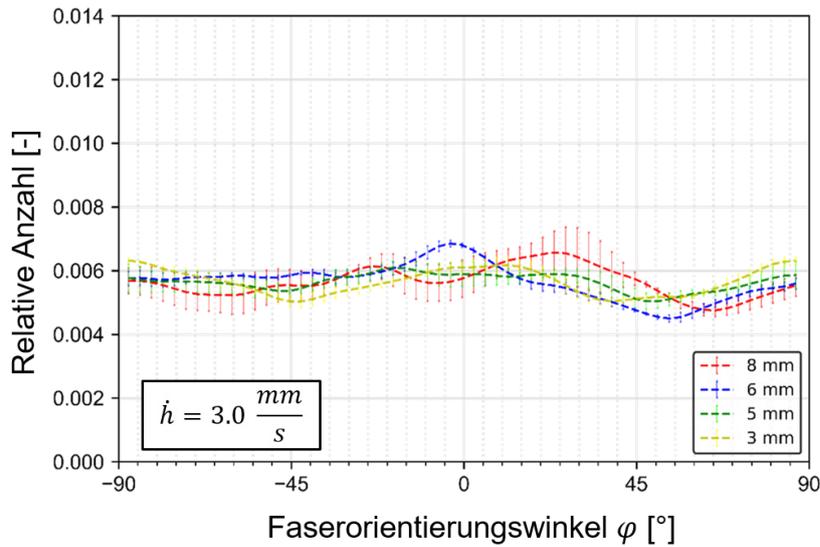
0.622	0.142	0.000
	0.378	0.000
		0.000

0.472	0.016	0.000
	0.528	0.000
		0.000

**Spalthöhe 3 mm**

Abb. 8: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Unterseite der Pressrheometerproben von SMCarbon 24 CF50-12K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

### SMCarbon 24 CF50-3K, Unterseite



#### Spalthöhe 8 mm

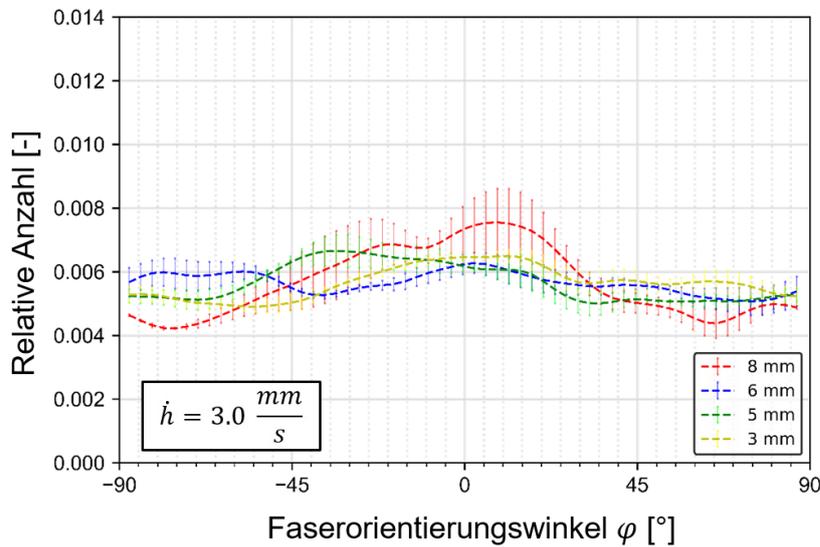
0.522	-0.003	0.000
	0.478	0.000
		0.000

0.498	0.001	0.000
	0.502	0.000
		0.000

#### Spalthöhe 3 mm

Abb. 9: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Unterseite der Pressrheometerproben von SMCarbon 24 CF50-3K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

### AMC 85590, Unterseite



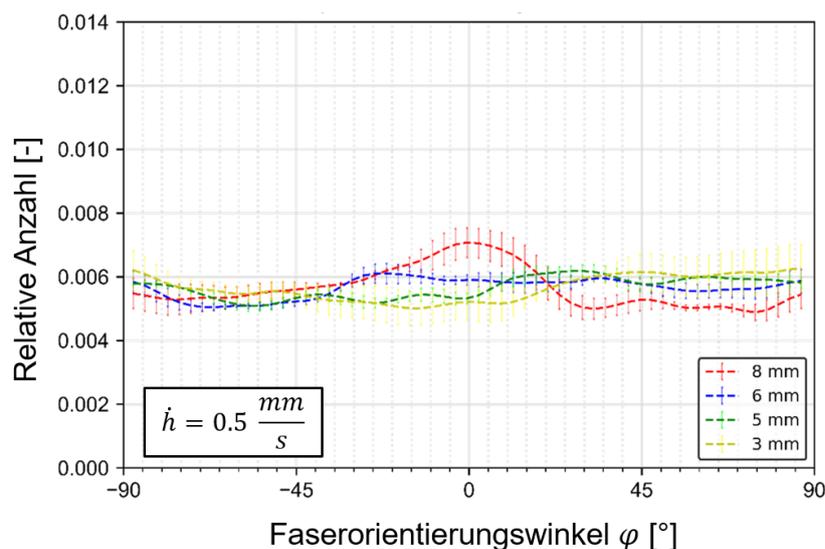
#### Spalthöhe 8 mm

0.565	0.004	0.000
	0.435	0.000
		0.000

0.525	-0.012	0.000
	0.475	0.000
		0.000

#### Spalthöhe 3 mm

Abb. 10: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Unterseite der Pressrheometerproben von AMC 85590 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

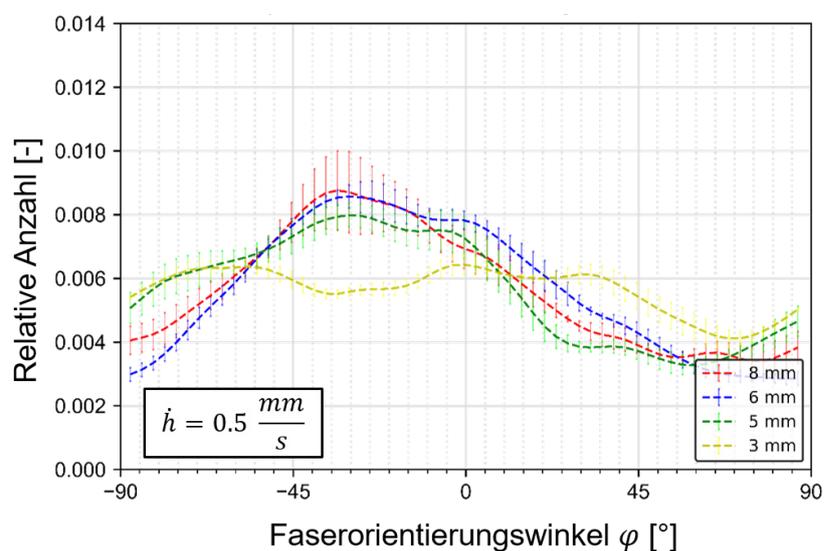
**AMC 85593, Unterseite****Spalthöhe 8 mm**

0.531	0.011	0.000
	0.469	0.000
		0.000

0.482	-0.016	0.000
	0.518	0.000
		0.000

**Spalthöhe 3 mm**

Abb. 11: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Unterseite der Pressrheometerproben von AMC 85593 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

**SMCarbon 24 CF50-12K, Unterseite****Spalthöhe 8 mm**

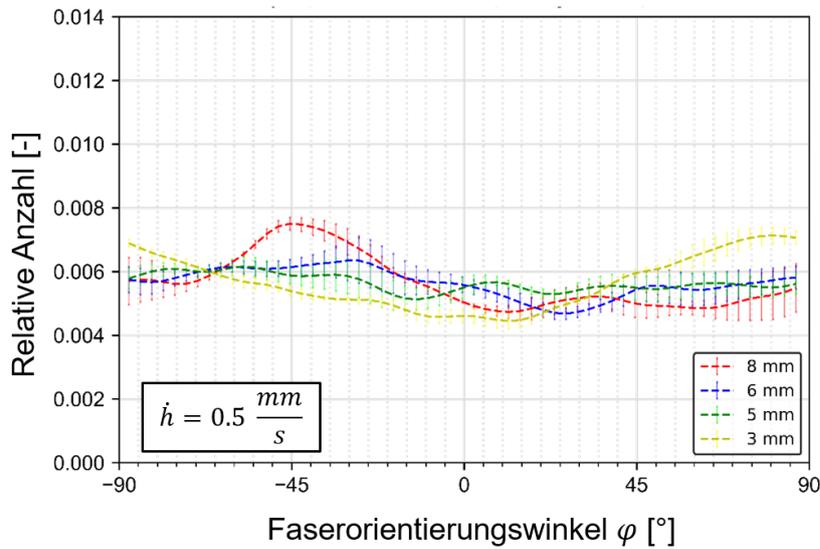
0.562	0.005	0.000
	0.438	0.000
		0.000

0.522	0.019	0.000
	0.478	0.000
		0.000

**Spalthöhe 3 mm**

Abb. 12: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Unterseite der Pressrheometerproben von SMC Carbon 24 CF50-12K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

### SMCarbon 24 CF50-3K, Unterseite



#### Spalthöhe 8 mm

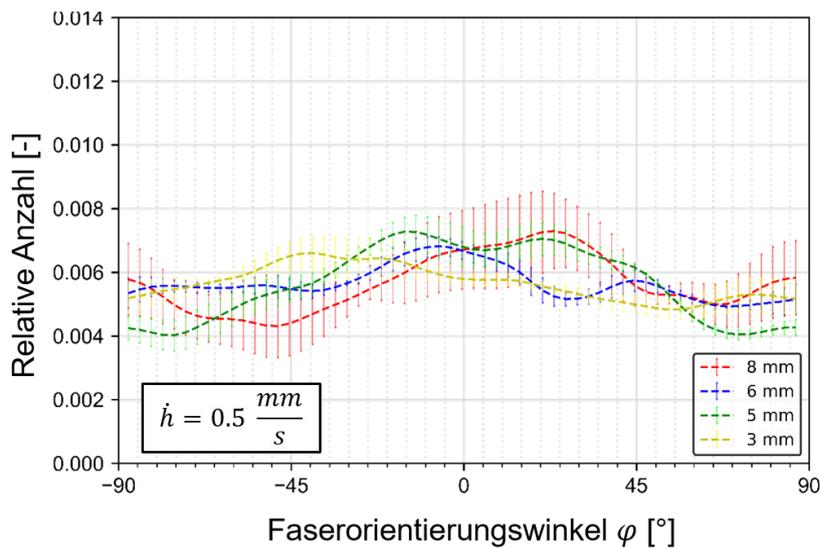
0.447	-0.009	0.000
	0.553	0.000
		0.000

0.499	0.045	0.000
	0.501	0.000
		0.000

#### Spalthöhe 3 mm

Abb. 13: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Unterseite der Pressrheometerproben von SMCarbon 24 CF50-3K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

### AMC 85590, Unterseite



#### Spalthöhe 8 mm

0.534	-0.032	0.000
	0.466	0.000
		0.000

0.517	0.028	0.000
	0.483	0.000
		0.000

#### Spalthöhe 3 mm

Abb. 14: Histogramm der Faserorientierungswinkel für die Unterseite der Pressrheometerproben von AMC 85590 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

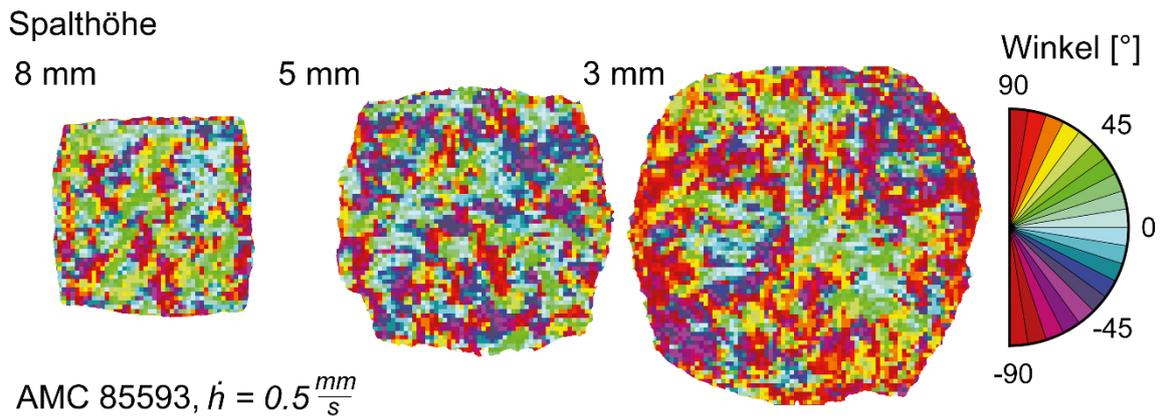


Abb. 15: Analyse der Faserverteilung für AMC 85593 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

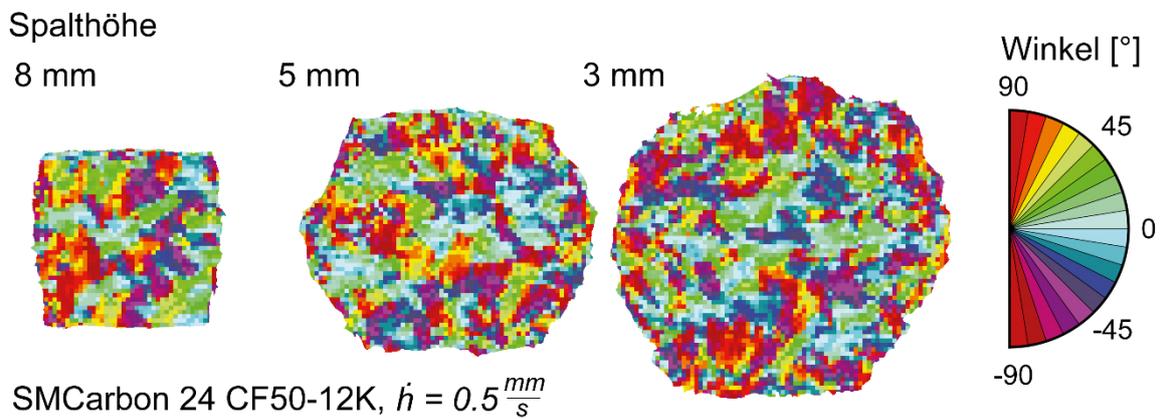


Abb. 16: Analyse der Faserverteilung für SMCcarbon® 24 CF50-12K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

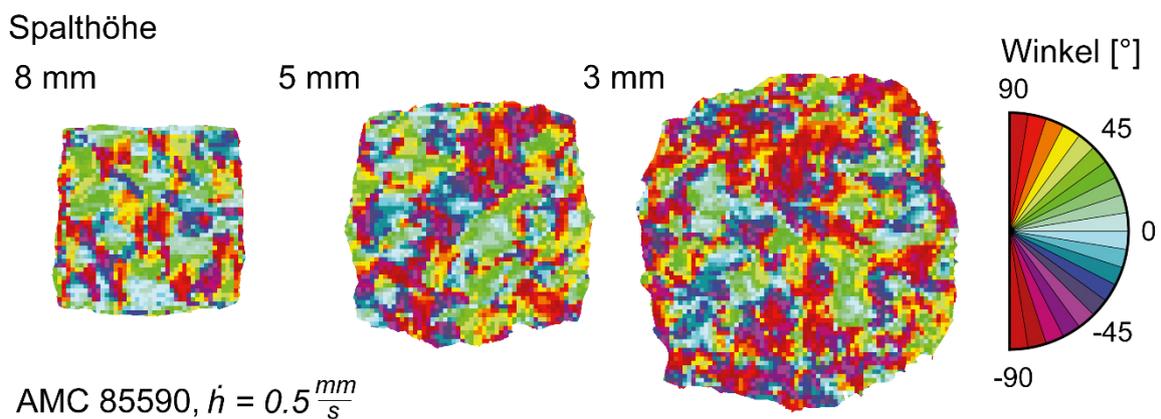


Abb. 17: Analyse der Faserverteilung für AMC 85590 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

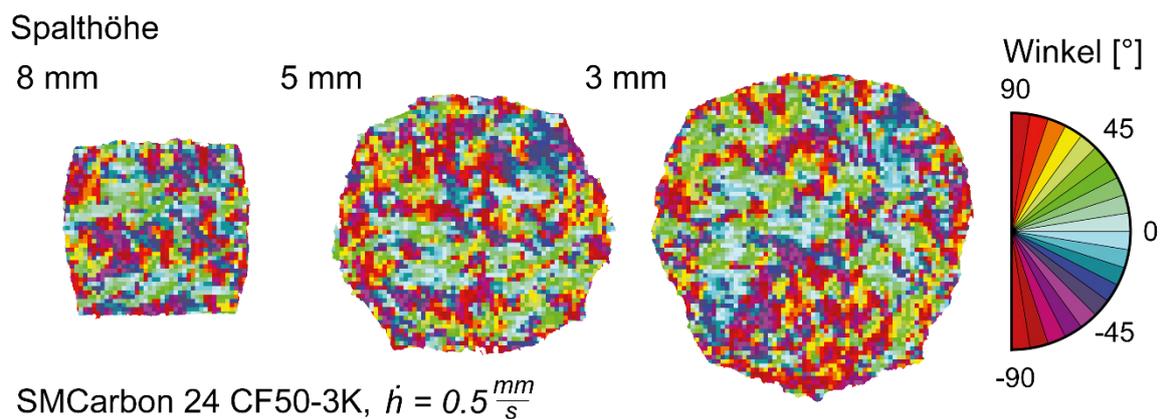


Abb. 18: Analyse der Faserverteilung für SMCarbon® 24 CF50-3K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 0.5 mm/s.

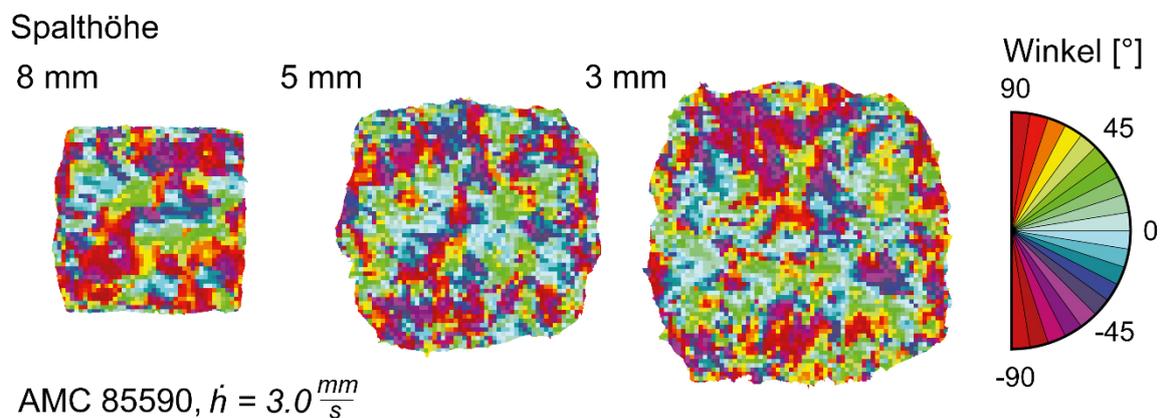


Abb. 19: Analyse der Faserverteilung für AMC 85590 bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

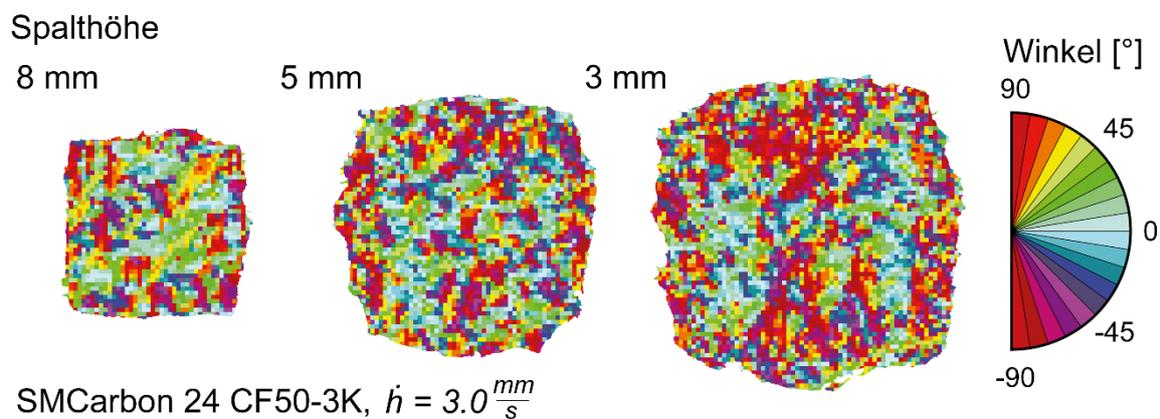


Abb. 20: Analyse der Faserverteilung für SMCarbon® 24 CF50-3K bei einer Werkzeugschließgeschwindigkeit von 3.0 mm/s.

## Anhang F. Ergänzungen Ergebnisse Simulation

Tabelle 1: Eingangsparameter des Faserorientierungsmodells für das Beispielmateriale SMCarbon 24 CF50-12K.

Parameter	Einheit	Wert
$A_{xx}, A_{yy}, A_{zz}, A_{xy}, A_{xz}, A_{yz}$	-	0.622, 0.378, 0, 0.06, 0, 0
$l_f$	m	0.025
$d_f$	m	0.005
$U_0$	-	0.1
$C_i$	-	0.1
$N_p$	-	0.25

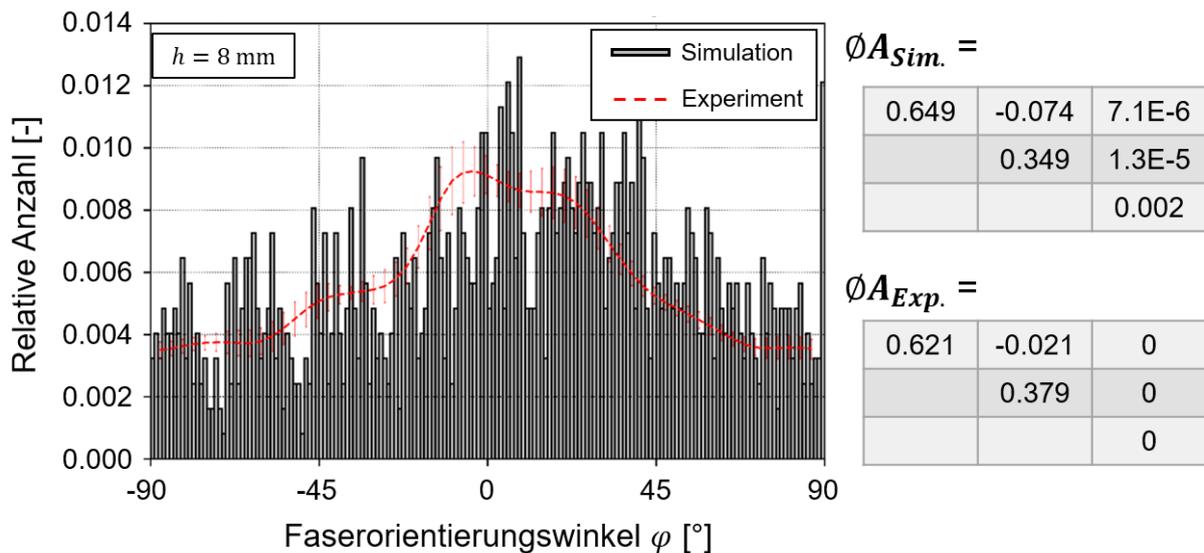


Abb. 1: Vergleich der Faserverteilung zwischen Experiment und Simulation für das Ergebnis der Pressrheometerversuche in „Constant Mass“-Konfiguration am Beispiel von SMCarbon 24 CF50-12K bei einer Werkzeugspalthöhe von 8 mm.

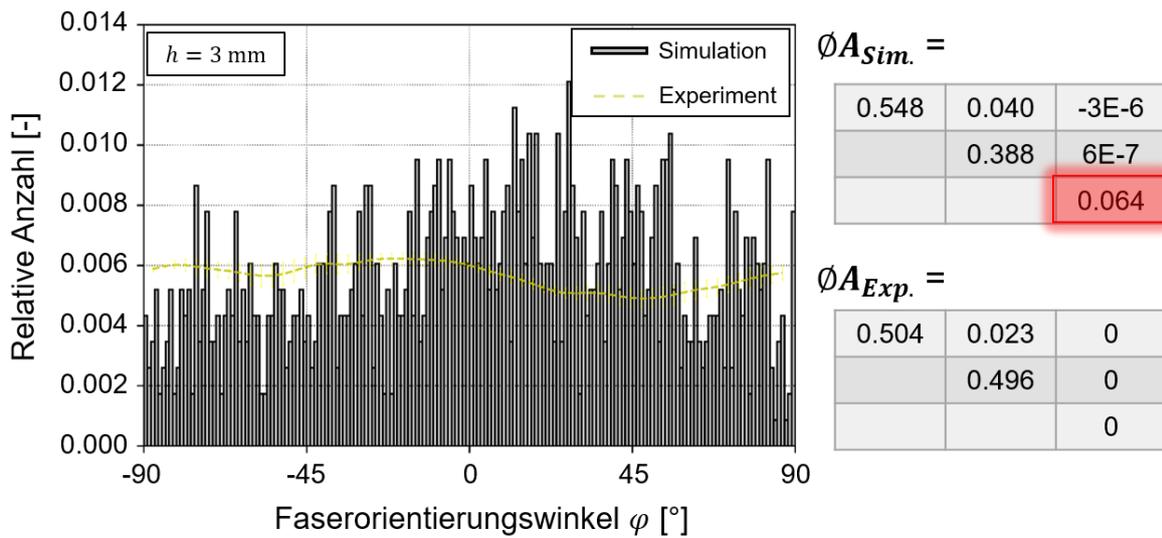


Abb. 2: Vergleich der Faserverteilung zwischen Experiment und Simulation für das Ergebnis der Pressrheometerversuche in „Constant Mass“-Konfiguration am Beispiel von SMCarbon 24 CF50-12K bei einer Werkzeugspalthöhe von 3 mm.

Bei Betrachtung des Ergebnisses für eine Spalthöhe von 3 mm (Anhang F Abb. 2) wird deutlich, dass die Fasern in der Simulation langsamer gegen den planar isotropen Fall streben als im Experiment.

Eine Ursache des Problems kann in der Methodik zur Anwendung des Modells zur Berechnung der Faserorientierung liegen. Neben den bekannten Nachteilen eines makroskopischen Faserorientierungsmodells, wie der fehlenden mechanischen Kopplung benachbarter Elemente, wird in dieser Arbeit im Ausgangszustand ein globaler Faserorientierungstensor angenommen, der sich aus dem Durchschnitt der Faserorientierungsmessungen an realen Probekörpern ergibt. Dementsprechend besitzt jedes Element im Ausgangszustand eine identische Ausrichtung, was ein unrealistischer Zustand ist. Es ist zu erwarten, dass eine elementweise Zuordnung lokaler Faserorientierungstensenoren zu einem statistischen Ausgleich der Faserrotation führt und damit die Vorhersage der Faserorientierung verbessert.

Zudem lässt sich auch eine physikalisch unrealistische Erhöhung der dritten Diagonalkomponente beobachten. Diese Ausrichtung der Fasern in die Dickenrichtung kann im realen Pressrheometerversuch nicht auftreten. Dieses Phänomen wurde bereits früher bei der Untersuchung von zweidimensionalen Strömungen beobachtet und zeigt die Weiterentwicklungen der makroskopischen Modelle für langfaserverstärkte Fließmassen notwendig sind. Erste Schritte in diese Richtung wurden durch die Entwicklung des Moldflow-Rotational-Diffusion-Modells (MRD) bereits getan. [39]

## Betreute studentische Arbeiten

1. M. Vu. 3D Digitalisierung der Faserorientierung von C-SMC Halbzeugen mittels In-situ Polarisationsbildgebung. Projektarbeit. IVW-Bericht 23-041. 2023.
2. M. Berg. Materialcharakterisierung und Simulation des Umformverhaltens von Naturfaserhalbzeugen im Thermoformprozess. Diplomarbeit. IVW-Bericht 22-035, 2022.
3. T. Hoffmann. In-situ Faserorientierungsmessung während der Produktion eines C-SMC Halbzeuges. Masterarbeit. IVW-Bericht 22-002, 2022.
4. Basavaraj. Vergleich Eulerischer und Netzfreier Simulationsmethodiken zur Modellierung des Fließpressverfahrens in LS-DYNA. Projektarbeit. IVW-Bericht 20-016. 2020.
5. P. Aswale. Development of a Process Simulation Model of LG-Hausys Pultrusion Line. Masterarbeit. IVW-Bericht 19-001, 2019.
6. O. Jagdale. Automated Calibration of Thermoforming Material Model in LS-DYNA® using LS-OPT®. Masterarbeit. IVW-Bericht 18-060, 2018.
7. M. Devarakonda. Modelling anisotropic material flow in carbon fiber sheet molding compounds using ABAQUS. Masterarbeit. IVW-Bericht 17-050. 2017.
8. J. P. Mutuyimana. CT-Scan versus Moldex3D predictions of fiber orientation in short fiber reinforced thermoplastics (PA6.6-GF30) injection molded parts. Studienarbeit. Hochschule Kaiserslautern. 2017.
9. S. Palvannan. Simulation and analysis of gas flow through the hot gas torch for the thermoplastic tape laying process. Studienarbeit. IVW-Bericht 16-084. 2016.
10. F. Altes. Konstruktion und Test einer Prüfvorrichtung zur Untersuchung der Scherverformung bei trockenen Verstärkungstextilien und Organoblechen. Studienarbeit. IVW-Bericht 16-039. 2016.
11. G. Lintgen. Simulative Untersuchung des Fließverhaltens eines Sheet Molding Compounds für die Fertigung einteiliger Felgen. Bachelorarbeit. IVW-Bericht 15-007, 2015.

## Eigene Publikationen und Konferenzbeiträge

### Zeitschriften

1. D. Schommer et al. Polarization imaging for surface fiber orientation measurements of carbon fiber sheet molding compounds. *Composites Communications*, vol. Vol. 37, 2023, Online 2022. <https://doi.org/10.1016/j.coco.2022.101456>
2. V. Romanenko, M. Duhovic, D. Schommer, J. Hausmann, and J. Eschl. Advanced process simulation of compression molded carbon fiber sheet molding compound (C-SMC) parts in automotive series applications. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 157, p. 106924, 2022.
3. C. Goergen, D. Schommer, M. Duhovic, P. Mitschang. Deep drawing of organic sheets made of hybrid recycled carbon and thermoplastic polyamide 6 staple fiber yarns. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2018. <https://doi.org/10.1177/0892705718811407>

### Symposien und Konferenzbeiträge

4. M. Duhovic, M. Vu, D. Schommer, F. Röder, F. Gortner, D. May, K. Schladitz and K. Steiner. 3D-digitization of the fiber orientation in C-SMC semi-finished products using in-situ polarization imaging. ECCM21, 21st European Conference on Composite Materials, 02. – 05.07.2024, Nantes, France.
5. D. May, D. Duhovic, D. Schommer. Applied Machine Visions for Composites Manufacturing. AVK-Workshop: „Digitalisierung in der Composites-Industrie“, ITA Aachen, 24.01.2024, Aachen.
6. D. Schommer, M. Duhovic, D. May, J. Hausmann, H. Andrä, K. Steiner. A user-defined Folgar-Tucker-based fiber orientation material model for compression molding of fiber/polymer-compounds. In: Proceedings of the 14th European LS-DYNA® Users Conference, 18.-19. October, Baden-Baden, Germany, 2023.
7. D. Schommer. Pushing the limits in compression molding simulation. In: Proceedings of the IVW Colloquium, 14.-15. September 2023, Kaiserslautern, Germany.
8. M. Duhovic, D. Schommer. Applied machine vision for carbon composites manufacturing. In: Proceedings of the IVW Colloquium, 14.-15. September 2023, Kaiserslautern, Germany.

9. D. Schommer, M. Duhovic, T. Hoffmann, K. Schladitz, F. Gortner, D. May, J. Hausmann, P. Mitschang, "Development of characterization and simulation methods for carbon fiber sheet molding compounds", 15th International Conference on Flow Processes in Composite (FPCM-15), 27. – 29.06.2023, West Lafayette, IN, USA
10. D. Schommer, T. Hoffmann, M. Duhovic. Process Digitalization of Carbon Fiber Sheet Molding Compounds (C-SMC). Allianz Faserbasierte Werkstoffe Baden-Württemberg e. V. (AFBW), 9. Fachkongress Composite Simulation, 17. Februar, Online, 2022.
11. D. Schommer, N. Sindhe Narayana, T. Rief, M. Duhovic, N. Motsch Eichmann and J. Hausmann, "Digital process chain for thermoplastic structural components with local unidirectional reinforcements for aerospace applications," presented at the ICMAC 2022, International Conference on Manufacturing of Advanced Composites, Sheffield, UK, 2022.
12. S. Cassola, M. Duhovic, L. Münch, D. Schommer, J. Weber, J. Schlimbach, J. Hausmann. Forming and spring-back simulation of CF-PEEK tape preforms. In: Proceedings of the 13th European LS-DYNA® Users Conference, 5.-7. October, Ulm, Germany, 2021.
13. T. Rief, D. Schommer, M. Duhovic, A. Nuhn, Esha, J. Schlimbach, N. Motsch-Eichmann, J. Hausmann. Digitale Prozesskette für thermoplastische Strukturbauteile mit lokalen unidirektionalen Verstärkungen. Deutscher Luft-und Raumfahrt-kongress 2021, 31 Aug.-2 Sept., Bremen, Germany, 2021.
14. D. Schommer., M. Duhovic, V. Romanenko, H. Andrä, K. Steiner, M. Schneider, J. Hausmann, Material Characterization and Compression Molding Simulation of CF-SMC Materials in a Press Rheometry Test. 22. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, 26.-28. June 2019, Kaiserslautern, Germany.  
<https://doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.809.467>
15. M. Duhovic, P. Patil, D. Scheliga, D. Schommer, L. Münch, J. Hausmann, Development of a Customized Beam-to-Shell Element Model Mapping Tool. In: Proceedings of the 12th European LS-DYNA® Users Conference, 14.-16. May, Koblenz, Germany, 2019.

16. M. Duhovic, P. Aswale, D. Schommer, J. Hausmann, Development of a Process Simulation Model of a Pultrusion Line. In: Proceedings of the 12th European LS-DYNA® Users Conference, 14.-16. May, Koblenz, Germany, 2019.
17. D. Schommer, M. Duhovic, H. Andrä, K. Steiner K., M. Schneider, J. Hausmann, Development of a User-Defined Material Model for Sheet Molding Compounds. In: Proceedings of the 12th European LS-DYNA® Users Conference, 14.-16. May, Koblenz, Germany, 2019.
18. M. Duhovic, O. Jagdale, D. Schommer, L. Münch, Automated Calibration of Thermoforming Material Models in LS-DYNA® using LS-OPT®. In: EUROMECH Colloquium 602 – Composite manufacturing processes. Analyses, modelling and simulations, 13.-15. March, 2019, Lyon, France.
19. M. Duhovic, V. Romanenko, D. Schommer, J. Hausmann, Material Characterization of High Fiber Volume Content Long Fiber Reinforced SMC Materials. FPCM-14 – The 14th International Conference on Flow Processing in Composite Materials, Luleå, Sweden, May 30th-June 1st, 2018.
20. D. Schommer., M. Duhovic, J. Hausmann, Development of a Solid Mechanics Based Material Model Describing the Behavior of SMC Materials. FPCM-14 – The 14th International Conference on Flow Processing in Composite Materials, Luleå, Sweden, May 30th-June 1st, 2018.
21. M. Duhovic, D. Schommer, J. Hausmann, Forming/Draping Simulation of Organosheet Materials. Kunststoffe + Simulation: Prozess- und Bauteiloptimierung durch Simulation, München, Germany, 24.-25. April, 2018.
22. M. Duhovic, D. Schommer, J. Hausmann, V. Romanenko, T.A. Weber, Simulating the Processing and Fabrication of Advanced Materials. PFAMXXV - 25th International Conference on Processing and Fabrication of Advanced Materials, 22.-25. January, 2017, Auckland, New Zealand.
23. D. Schommer., M. Duhovic, C. Goergen, J. Hausmann, Simulation Method for Thermoforming of Application-Oriented Textile Structures and Multi-Layered Reinforced Organosheet. ECCM17 - 17th European Conference on Composite Materials, 26.-30. June, 2016, Munich, Germany.

24. M. Duhovic, D. Schommer, D. Wind, J. Hausmann, Process Simulation of Fiber Reinforced Composites –Enabling the Next Generation of Virtual Manufacturing. In: Proceedings of the IVW Colloquium, 11.-12. June, 2015, Kaiserslautern, Germany.
25. D. Schommer., M. Duhovic, J. Hausmann, Modeling non-isothermal thermoforming of fabric reinforced thermoplastic composites. In: Proceedings of the 10th European LS-DYNA® Users Conference, Process IV – Composites, 15.-17. June, 2015, Würzburg, Germany.
26. Schommer, D., Duhovic, M., F. Gortner, M. Maier, Advanced Simulation of Polymer Composite SMC Compression Molding using Fluid-Structure Interaction in LS-DYNA®. In: Proceedings of the 13th International LS-DYNA® Users Conference, Fluid Structure Interaction, 8.-10. June, 2014, Detroit, USA.

### **Sonstige Veröffentlichungen**

27. D. Schommer, M. Duhovic. Hochleistungs-SMC mit Kohlenstofffasern – Digitalisierung, Charakterisierung und Modellierung. PR-Bericht 2024. URL: <https://www.ivw.uni-kl.de/de/aktuelles/news/detail/hochleistungs-smc-mit-kohlenstofffasern-digitalisierung-charakterisierung-und-modellierung>. 10.05.2024
28. D. Schommer, M. Duhovic, D. May, J. Hausmann, H. Andrä, F. Gortner, K. Steiner. Process simulation – Characterization and simulation methods for carbon fiber sheet molding compounds. Leibniz Mathematical Modelling and Simulation (MMS) Days, 10. – 12.04.2024, Kaiserslautern, Posterbeitrag.
29. D. May, D. Duhovic, D. Schommer. Applied Machine Visions for Composites Manufacturing. AVK-Workshop: „Digitalisierung in der Composites-Industrie“, ITA Aachen, 24.01.2024, Aachen, Posterbeitrag.
30. M. Duhovic, T. Hoffmann, D. Schommer, D. May, J. Ernst, K. Schladitz, A. Moghiseh, F. Gortner, J. Hausmann, P. Mitschang, K. Steiner. Digitalisierung eines CFK-Fertigungsprozesses. AVK Composites Report 06. Ausgabe November 2023.
31. D. Schommer, M. Duhovic, D. May, T. Hoffmann, J. Hausmann, F. Gortner, P. Mitschang, K. Schladitz, K. Steiner. Capturing & Modeling Fiber Orientation in Sheet Molding Compounds. In: Proceedings of the IVW Colloquium, 14.-15. September 2023, Kaiserslautern, Posterbeitrag.

32. D. Schommer, M. Duhovic. Hochleistungs-SMC mit Kohlenstofffasern - Digitalisierung und Simulation. PR-Bericht 2023. URL: <https://www.ivw.uni-kl.de/de/aktuelles/news/detail/hochleistungs-smc-mit-kohlenstofffasern-digitalisierung-und-simulation>, 07.08.2023.
33. N. Sindhe, D. Schommer. Digitale Prozesskette für thermoplastische Strukturbauteile mit lokalen unidirektionalen Verstärkungen für Luftfahrtanwendungen. PR-Bericht 2023. URL: <https://www.ivw.uni-kl.de/de/aktuelles/news/detail/digitale-prozesskette-fuer-thermoplastische-strukturbauteile-mit-lokalen-unidirektionalen-verstaerkungen-fuer-luftfahrtanwendungen>, 24.03.2023.
34. D. Schommer. Materialcharakterisierung und Pressformsimulation von langfaserverstärkten SMC-Werkstoffen mit hohem Faservolumen. PR-Bericht 2018. URL: <https://www.ivw.uni-kl.de/de/aktuelles/news/detail/materialcharakterisierung-und-pessformsimulaiton-von-langfserverstaerkten-smc-werkstoffen-mit-hohem-faservolumen>, 23.04.2018.

## Lebenslauf

### Persönliche Daten

Name, Vorname: Schommer, Dominic Manuel

Staatsangehörigkeit: deutsch

### Schulausbildung

1996 - 2005 Peter-Wust-Gymnasium, Merzig  
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife

1992 - 1996 Grundschule Wahlen

### Studium

2010 - 2013 Kunststoffe und Faserkunststoffverbunde,  
Technische Universität Kaiserslautern,  
Abschluss: M. Sc.

2005 - 2010 Maschinenbau und Verfahrenstechnik,  
Technische Universität Kaiserslautern,  
Abschluss: B. Sc.

### Praktika

04/2009 – 09/2009 ZF Getriebe GmbH, Saarbrücken  
Fachpraktikum

08/2007 – 10/2007 Diehl BGT Defence GmbH & Co.KG, Nonnweiler  
Grundpraktikum

03/2007 – 04/2007 ThyssenKrupp Drauz Nothelfer GmbH, Lockweiler  
Grundpraktikum

### Beruf

06/2013 - Heute Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH  
Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Prozesssimulation