

**Katharina Albrecht**

# Nachhaltige faserverstärkte Kunststoffe im Spritzguss

Faserorientierung und Faserschädigung in Experiment und Simulation



Katharina Albrecht

Nachhaltige faserverstärkte Kunststoffe im Spritzguss



Katharina Albrecht

# **Nachhaltige faserverstärkte Kunststoffe im Spritzguss**

Faserorientierung und Faserschädigung  
in Experiment und Simulation

Erlangen  
FAU University Press  
2019

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek:  
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Autoren-Kontaktinformation: Katharina Albrecht, Hochschule Bremen,  
[katharina.albrecht@hs-bremen.de](mailto:katharina.albrecht@hs-bremen.de), ORCID

Bitte zitieren als

Albrecht, Katharina. 2019. *Nachhaltige faserverstärkte Kunststoffe im Spritzguss - Faserorientierung und Faserschädigung in Experiment und Simulation*. Erlangen: FAU University Press.

DOI: [10.25593/978-3-96147-187-4](https://doi.org/10.25593/978-3-96147-187-4).

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.  
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.  
Sie sind nutzbar unter der Creative Commons Lizenz BY.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über den OPUS Server  
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:  
<https://opus4.kobv.de/opus4-fau/home>

Foto: Frank Schumann, IAC Group GmbH, Ebersberg, DE

Verlag und Auslieferung:  
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-186-7 (Druckausgabe)  
eISBN: 978-3-96147-187-4 (Online-Ausgabe)  
DOI: [10.25593/978-3-96147-187-4](https://doi.org/10.25593/978-3-96147-187-4)

# **Nachhaltige faserverstärkte Kunststoffe im Spritzguss**

**- Faserorientierung und Faserschädigung in Experiment und  
Simulation -**

Der Technischen Fakultät  
der Friedrich-Alexander-Universität  
Erlangen-Nürnberg

zur  
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Katharina Albrecht

aus München

Als Dissertation genehmigt  
von der Technischen Fakultät  
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen Prüfung: 16. Juli 2018

Vorsitzender des  
Promotionsorgans: Prof. Dr. - Ing. Reinhard Lerch

Gutachter: Prof. Prof. hon. Dr. Tim Osswald  
Prof. Dr. - Ing. Sandro Wartzack  
Prof. Dr. - Ing. Jörg Müssig,  
Hochschule Bremen

# Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin an der Hochschule Bremen in der Arbeitsgruppe Biologische Werkstoffe. Mein herzlicher Dank gilt allen, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Allen voran danke ich Herrn Prof. Dr. Jörg Müssig für seine vielfältige fachliche und menschliche Unterstützung, seine Art mich zu motivieren und für seine langjährige, intensive Betreuung auf dem Weg meines Promotionsvorhabens. Vielen herzlichen Dank an Prof. Dr. Tim Osswald für seine fachliche Begleitung, den großartigen Aufenthalt in Madison, die Möglichkeit zur Teilnahme an Konferenzen in der USA und die großzügige Bereitschaft, die Aufgabe des Erstgutachters zu übernehmen. Ein großer Dank auch an Herrn Prof. Dr. Sandro Wartack, der mir die Teilnahme an Fachtagungen und den Austausch mit seinen Erlanger Doktoranden ermöglichte und zugleich die Aufgabe des Zweitgutachters übernahm.

Vielen herzlichen Dank für die schöne Zeit an der Hochschule Bremen. Danke für die angenehme Zusammenarbeit innerhalb unserer Arbeitsgruppe an: Dr. Nina Graupner, Dr. Katharina Haag, Milan Kelch, Niels Kühn, Anja Mader, Salvatore Musio, Birgit Uhrlaub, Dr. Shaoliang Wang, Tim Dunker und Christopher Dreimol. Ebenso für die kreative Zusammenarbeit im Team mit meinen (ehemals) studentischen Mitarbeitern: Erik Klebert, Tobias Mattner und Tim Rogan. Vielen Dank für die großartige Unterstützung an: Cornelia Eberlein, Norman Wachter, Doris Zehren, Antje Clasen, Daniel Matz und Prof. Dr. Uta Bohnebeck. Die Arbeit wäre nicht möglich gewesen ohne das Promotionsstipendium der Hochschule Bremen, für das ich auch an dieser Stelle nochmals meinen aufrichtigen Dank sagen darf.

Ich danke herzlich den Projektpartnern von NFC-Simulation: Dr. Erwin Baur, Maira Magnani, Dr. Thomas Baranowski, Markus Franzen, Dr. Leif Steuernagel, Frank Schumann, Marco Neudecker, Prof. Dr. Hans-Josef Endres, Freddy Weber, Bernd Rüter, Sebastian Lux, Dr. Paul Filz, Dr. Karl Weibelhaus, Dr. Ahmed El-Sabbagh, Amna Ramzy und Sebastian Mönnich. Die Zusammenarbeit war sehr erfüllend und inspirierend! Das Forschungsprojekt „Werkstoff- und Fließmodelle für naturfaserverstärkte Spritzgießmaterialien für den praktischen Einsatz in der Automobilindustrie“ („NFC-Simulation“) wurde dankenswerterweise vom Bundes-

ministerium für Ernährung und Landwirtschaft (BMEL) über die Fachagentur Nachwachsende Rohstoffe e.V. (FNR) gefördert.

Vielen Dank für die wissenschaftlich sehr ergiebige Zeit in Madison und die dem Arbeitsfortschritt sehr dienliche fachliche Unterstützung des PEC: Dr. Sebastian Goris, Ian Walter, Dr. Natalie Rudolph, Andres Tapia, Jan Teuwsen und Christian Marschik. Hierbei möchte ich mich vor allem bei Ian für seine Unterstützung bei meinen Simulationen bedanken und für den persönlichen Austausch sowie bei Sebastian für seine großartige Hilfe vor und während meines Madison Aufenthalts!

Vielen herzlichen Dank für die wunderbare fachliche Beratung an: Bernd Frank, Frank Willemann, Jarno Toepoel (spritzgusstechnische Beratung), Artur Pöppel, Daniela Keller (statistische Beratung), Isabel Schmid und Dr. Hubert Schmid (software-technische Beratung).

Ein Dankeschön aus tiefstem Herzen möchte ich auch meiner Familie aussprechen, die mich stets begleitet und unterstützt hat: meinen Eltern Jutta und Dr. Ludwig Albrecht (meinem Vater zugleich für die redaktionelle Durchsicht der Rohfassung), meinen Geschwistern Dorothea Köninger und Matthias Albrecht, meinem Schwager Gerrit Köninger, meinem Patenkind Milian Köninger, meinen Omas Gertraud Volk und Gerlinde Albrecht und meiner Patentante Bärbel Hofmann.

Last but not least, vielen lieben Dank an meine Wohngemeinschaft, meine HT Community und engen Freunde, die mich auch in anstrengenden Phasen wunderbar getragen und unterstützt haben: Madlen Baumert, Theresa Albig, Sabrina Emmert, Mareike Melber, Eva Reins-Haag, Peter Weir, Dr. Lukas Brandhoff, Martin Rückert, Eva Helms, Dr. Katrin Neidenbach, Ina Kositzki, Gisela Wallraf, Veit Lindau, Doris Göbel und Karin Lück!

Bremen, Februar 2018

Katharina Albrecht

# Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis	vii	
Zusammenfassung	ix	
Abstract	xiii	
<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1	Hintergrund	1
1.2	Motivation und Hauptfragestellungen der Arbeit	5
<b>2</b>	<b>Status quo und Auswahl der Fasern</b>	<b>7</b>
2.1	Faserorientierungsvorhersage	7
2.2	Mikromechanisches Simulationsmodell	17
2.3	Fasertypen, Fasereigenschaften und Auswahl der Fasern	20
2.3.1	Verwendete Naturfasern	21
2.3.1.1	Hanf	24
2.3.1.2	Flachs	28
2.3.1.3	Sisal	31
2.3.2	Regeneratcellulose (Cordenka <sup>®</sup> )	33
2.3.3	Rezyklierte Kohlenstofffasern	34
2.4	Faserschädigung bei der Verarbeitung – Status quo	37
2.5	Nachhaltige, faserverstärkte Verbundwerkstoffe	40
2.5.1	Nachhaltigkeit	40
2.5.2	Naturfaserverstärkte Verbundwerkstoffe – NFK	43
2.5.3	Mit rezyklierten Kohlenstofffasern verstärkte Kunststoffe – rCFK	45

<b>3</b>	<b>Experimentelle Ermittlung essentieller Eingangsgrößen für die Spritzguss-Simulation</b>	<b>47</b>
3.1	Compoundierung und Spritzguss (experimentell)	48
3.1.1	Compoundierung & Spritzguss der Platten für die Cellulosefaser-Compounds	48
3.1.2	Compoundierung & Spritzguss der Platten für die rCF-Compounds	49
3.2	Input-Parameter zur Bestimmung der Faser interaktionskoeffizienten $C_1$ und des skalaren Faktors $\kappa$	49
3.2.1	Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Cellulosefasern und rezyklierten Kohlenstofffasern	50
3.2.2	<i>Zwischenergebnis (1)</i> : Bestimmung der mechanischen Fasereigenschaften	54
3.2.3	Bestimmung der morphologischen Eigenschaften der Cellulosefasern und rezyklierte Kohlenstofffasern	54
3.2.3.1	Statistische Auswertung der Ergebnisse der Fasermorphologie	57
3.2.3.2	Ergebnisse der morphologischen Analyse der Cellulosefaser-Compounds	59
3.2.3.3	<i>Zwischenergebnis (2)</i> : Morphologische Veränderung der Cellulosefasern	64
3.2.3.4	Ergebnisse der morphologischen Analyse der rCF-Compounds	64
3.2.3.5	<i>Zwischenergebnis (3)</i> : Morphologische Veränderung der rezyklierten Kohlenstofffasern	66
3.2.4	Bestimmung der Fasermassenanteile in den Compounds	66
3.2.5	<i>Zwischenergebnis (4)</i> : Verwendbarkeit der Input-Parameter für das mikromechanische Modell	69

3.3	Konzeptentwicklung zur experimentellen Validierung der Spritzguss-Simulation in Bezug auf die Faserorientierung in NFK	70
3.3.1	Terahertz Spektroskopie	72
3.3.2	<i>Zwischenergebnis (5):</i> Eignung der THz-Spektroskopie zur Messung der Faserorientierung	76
3.3.3	$\mu$ -Computertomographie ( $\mu$ -CT)	77
3.3.4	Lichtmikroskopische Analyse von Mikrotomschnitten	77
3.3.5	Analyse der Faserorientierung der $\mu$ -CT-Aufnahmen und Mikrotomschnitte	78
3.3.6	Lichtmikroskopiemessungen (LMM) der Mikrotomschnitte versus $\mu$ -CT-Aufnahmen	79
3.3.7	<i>Zwischenergebnis (6):</i> Eignung der LMM an Mikrotomschnitten und $\mu$ -CT-Aufnahmen zur Messung der Faserorientierung	84
3.3.8	Vergleich der drei Methoden	84
3.3.9	<i>Zwischenergebnis (7):</i> Eignung der THz-Spektroskopie, der Lichtmikroskopiemessungen und $\mu$ -CT-Aufnahmen zur Messung der Faserorientierung in Sisal/PP-Platten	85
3.3.10	Faserorientierungsbestimmung an einem weiteren Bauteil mittels $\mu$ -CT	86
3.3.11	Faserorientierungsbestimmung für rCF/PA6	90
3.4	Fazit	95
<b>4</b>	<b>Ermittlung der Faserinteraktionskoeffizienten</b>	<b>97</b>
4.1	Mikromechanisches Modell	97
4.1.1	Ermittlung des Faserinteraktionskoeffizienten $C_1$ für naturfaserverstärktes PP	97
4.1.2	Ermittlung der Faserinteraktionskoeffizienten $C_1$ und $\kappa$ für rCF/PA	99
4.1.3	<i>Zwischenergebnis (8):</i> Faserinteraktionskoeffizienten	103

4.2	Faserbruchsimulation mit dem mikromechanischen Modell	103
4.3	<i>Zwischenergebnis (9):</i> Bruchverhalten von Naturfasern	106
4.4	Fazit	106
<b>5</b>	<b>Simulationen versus Experimente</b>	<b>107</b>
5.1	Spritzguss-Simulation der NF-Platte	107
5.2	<i>Zwischenergebnis (10):</i> Experimentelle Validierung der simulativ ermittelten Faserorientierung	109
5.3	Simulation von spritzgegossenen Haken aus NFK	109
5.4	Spritzguss-Simulation der rCF-Platten	114
5.5	<i>Zwischenergebnis (11):</i> Spritzguss-Simulationen	119
5.6	Crash-Simulation	120
5.6.1	Auswahl und Produktion des Bauteils für die Crash-Simulation	120
5.6.2	Knietest	121
5.6.3	Crash-Simulation versus Experiment	122
5.6.4	<i>Zwischenergebnis (12):</i> Crash-Simulation mit Sisal/PP	125
5.7	Fazit	125
<b>6</b>	<b>Schlussfolgerung &amp; Ausblick</b>	<b>127</b>
	<b>Quellen</b>	<b>129</b>
	Literaturverzeichnis	129
	Normen	151
	Abbildungsverzeichnis	154
	Tabellenverzeichnis	162
	<b>Anhang</b>	<b>165</b>

# Abkürzungsverzeichnis

CF	Kohlenstofffasern
CFK	Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe
GF	Glasfasern
GFK	Glasfaserverstärkte Kunststoffe
HDPE	High density polyethylene
LDPE	Low density polyethylene
MFA	Mikrofibrillenwinkel (engl. microfibril angle)
NF	Naturfasern
NFK	Naturfaserverstärkte Kunststoffe
NFC	Natural fibre-reinforced Composite
PBT	Polybutylenterephthalat
PLA	Polylactic-acid (Polymilchsäuren)
PP	Polypropylen
rCF	Rezyklierte Kohlenstofffasern
rCFK	Mit rezyklierten Kohlenstofffasern verstärkte Kunststoffe
REM	Rasterelektronenmikroskop
WPC	Holzfaserverstärkte Verbundwerkstoffe (Wood-Plastic Composites)



# Zusammenfassung

Nachhaltigkeit, wie sie heute verstanden wird, umfasst ökonomische, ökologische und soziale Komponenten. Das ursprünglich aus der Forstwirtschaft stammende ökonomisch-ökologische Prinzip hat sich zu einem globalen Leitbild für den verantwortungsbewussten Umgang mit der Natur auf unserem Planeten entwickelt. In der vorliegenden Arbeit sind vor allem die ökologischen Aspekte der verwendeten Werkstoffe relevant - sowohl bei der Produktherstellung, als auch bei ihrer Verwendung. Der Einsatz von nachwachsenden Rohstoffen und von Recycling-Werkstoffen in Faserverbundwerkstoffen als Leichtbauwerkstoff vereint dabei viele Aspekte der Nachhaltigkeit. Auf der Basis dieser Arbeit soll naturfaserverstärkten Kunststoffen (NFK) und Kunststoffen, verstärkt mit rezyklierten Kohlenstofffasern (rCFK), ein Zugang für den Einsatz als spritzgegossenes Serienbauteil im Automobilbereich eröffnet werden. Damit Designer und Ingenieure einen derartigen Werkstoff im Produktentwicklungsprozess im Automobilbereich einsetzen können, muss dieser mit numerischen Simulationen abgebildet werden können. Aktuell sind in den kommerziellen Software-Programmen für Spritzguss-Simulationen vor allem Modelle für Glasfasern integriert. Naturfasern und rezyklierte Kohlenstofffasern besitzen jedoch eine viel größere Variation ihrer morphologischen und mechanischen Eigenschaften, was die direkte Übertragung bestehender Modelle erschwert. Zu Beginn dieser Arbeit gab es noch keine Modelle zur Simulation von spritzgegossenen NFK. Daher galt es, diese Lücke zu schließen.

Ein besonders wichtiger Aspekt der Spritzguss-Simulation ist die Vorhersage der Faserorientierung. Diese beeinflusst maßgeblich die mechanischen Eigenschaften des Bauteils. Um den Rechenaufwand einzugrenzen, der für die Simulation einzelner Fasern notwendig wäre, werden sogenannte Faserinteraktionskoeffizienten verwendet. Zur Ermittlung dieser Interaktionskoeffizienten wurde in dieser Arbeit ein angepasstes mikro-mechanisches Modell erprobt. Als Eingangsgrößen wurden morphologische Eigenschaften und mechanische Eigenschaften wie Zugfestigkeit, Zug-E-Modul und Dehnung aller verwendeten Fasern reproduzierbar analysiert. Untersucht wurden Hanf, Flachs, Sisal, Cordenka® und rezyklierte Kohlenstofffasern. Dabei zeigte sich eine signifikante Reduzierung der Längen und Breiten der Naturfaserbündel während der Compoundierung, jedoch kein Effekt des Spritzgießens auf die Fasermorphologie. Die rezyklierten Kohlenstofffasern (rCF) wurden sowohl beim Compoundieren

als auch beim Spritzgießen eingekürzt, ihre Faserbreite wird dabei nicht verändert. Die essentiellen Input-Parameter wie Faserlänge, Faserbreite, E-Modul und Zugfestigkeit konnten für alle Fasertypen nach erfolgreicher Methodenentwicklung bestimmt und die Faserinteraktionskoeffizienten erfolgreich ermittelt werden. Das mikromechanische Modell zeigt anhand der Faserlängeneinkürzung eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment.

Drei experimentelle Methoden (THz-Spektroskopie,  $\mu$ -CT und Mikrotomschnitte) wurden zur Analyse der Faserorientierung anhand der Messungen an 3 mm dicken NFK-Platten miteinander verglichen.  $\mu$ -CT-Messungen stellten sich als die geeignetste Methode für die Validierung der Spritzguss-Simulationen heraus. Die Spritzguss-Simulation zeigte gute Übereinstimmungen mit der experimentell ermittelten Faserorientierung in Fließrichtung. Somit wurden erste essentielle Schritte zur Simulierbarkeit von NFK an sisalfaserverstärkten Platten erfolgreich durchgeführt. Eine Übertragung der Spritzguss-Simulationserfolge an den 3 mm dicken Platten auf ein dickwandigeres NFK-Bauteil zeigt die aktuellen Grenzen der Simulation und die notwendigen Optimierungen auf. Die experimentell ermittelte, stark asymmetrische Faserorientierungsverteilung über die Bauteildicke konnte mit der Simulation nicht abgebildet werden. Hauptgrund ist vermutlich die verwendete Wasserkühlung des Werkzeuges mit Temperaturen unter 20 °C, die in der Simulation nicht adäquat dargestellt werden konnte.

Der Vergleich zwischen simulativ und experimentell ermittelten Faserorientierungen von rCFK zeigt befriedigende Übereinstimmungen. Zur Optimierung der Simulationsergebnisse sind zukünftig weitere Forschungen und „Re-Engineering“-Prozesse notwendig.

Um einen vollständigen Bauteilentwicklungsprozess an einem spritzgegossenen, naturfaserverstärkten Polymerwerkstoff durchzuführen, werden die Simulationsergebnisse zur Faserorientierung verwendet, um das Crashverhalten zu simulieren. Die experimentellen Crash-Tests und Crash-Simulationen eines spritzgegossenen Handschuhfach aus sisalfaserverstärktem Polypropylen zeigen sehr gute Übereinstimmungen. In der Simulation ließen sich genau die kritischen Bereiche voraussagen, an denen die Brüche im Experiment entstehen. Somit wurde erstmalig ein vollständiger Bauteilentwicklungsprozess an einem spritzgegossenen, naturfaserverstärkten Polymer durchgeführt.

Mit der vorliegenden Arbeit kann die Simulierbarkeit von NFK gezeigt werden. Es konnte darüber hinaus gezeigt werden, dass es keine allgemein gültige NFK-Simulation für alle Naturfasern geben kann, da die Eigenschaften von verschiedenen Naturfasertypen zum Teil sehr unterschiedlich sind. Für eine etablierte Simulation von NFK sind daher weitere Forschungsarbeiten nötig um die Modelle für unterschiedliche Naturfasern in gängige Software zu integrieren.

Die vorliegende Arbeit ist damit ein wichtiger Schritt in Richtung des frühzeitigen Einsatzes von Simulationstools im Produktentwicklungsprozess von NFK und rCFK, damit Designer und Ingenieure in der Zukunft bei der Werkstoffauswahl im größeren Umfang nachhaltige Verbundwerkstoffe berücksichtigen können.



## Abstract

Sustainability, as it is understood at present, includes economic, ecological and social components. This economic-ecological principle, which originated from forestry, has evolved into global policy guidelines for the responsible management of nature. This thesis will focus on the ecological aspects of used materials – during product processing as well as its use. The usage of renewable resources and of recycled products in fibre-reinforced composites as lightweight materials combines many aspects of sustainability. Based on this thesis new pathways for natural fibre-reinforced polymers and for recycled carbon fibre-reinforced polymers such as injection moulded, mass-produced components in the automotive industry shall be developed. Numerical simulations are necessary so that designers and engineers can use these new composite materials in the product development process. Currently available commercial software programs include models for glass fibre-reinforced polymers. Natural fibres and recycled carbon fibres vary majorly in their morphological and mechanical properties, which complicates the transfer of the actual models. At the beginning of this study, models to simulate injection moulded NFC polymers were missing in simulation software. A huge research project was started to close this gap.

One of the main aspects of the injection moulding simulation is the prediction of the fibre orientation because this drastically influences the mechanical properties of the component. To reduce large computation time, that would be necessary simulating single fibres, so called fibre interaction coefficients are used. An adjusted mechanistic model was used to determine the interaction coefficients of the composites. Cellulose fibre-reinforced polypropylene, including hemp, flax, sisal and Cordenka®, and recycled carbon-fibre-reinforced polyamide were used in the present work. The morphological and mechanical properties of all the fibres used were analyzed to use as input parameters in the mechanistic model. The length and width of natural fibre bundles were significantly reduced during the compounding process. The following injection moulding process has not have any further effect on the fibre morphology however. The recycled carbon fibres broke during compounding and injection moulding, but no fibre splitting could be observed. The essential input parameters like fibre width, fibre length, Young's modulus and tensile strength were successfully analysed for all fibre types. The fibre interaction coefficients could be determined for all compounds. The mechanistic model

shows good correlation to the experiments regarding the fibre breakage behaviour.

Three experimental methods (THz-spectroscopy,  $\mu$ -CT and microtome sections) were compared in relation to the fibre orientation analysis of natural fibre reinforced, 3 mm thick plates. The  $\mu$ -CT measurements turned out to be the best method for validating the orientation prediction of the injection moulding simulation. The results of the fibre orientation between simulation and  $\mu$ -CT showed good correlations. A great first essential step in the direction of simulatability with natural fibre-reinforced polymers was made. A transfer of the simulation successes with the 3 mm thick plates to a thicker NFC-component show the actual limits of the simulation and the necessary optimization. The  $\mu$ -CT measurements show strongly asymmetric arrangement of the fibre orientation in the component thickness, which could not be modelled in the simulation. The main reason is most probably the water cooling system with temperatures under 20 °C, which could not be modelled.

The comparison between simulative and experimentally determined orientations of the recycled carbon fibres showed satisfying consistency. To optimize the simulation results further research and re-engineering processes are necessary.

To perform a complete component development process with an injection moulded, natural fibre-reinforced polymer, finally, crash simulations were performed. The experimental crash tests and crash simulations with an injection moulded, sisal fibre-reinforced glove box show very good correlation. The simulation could predict exactly the critical positions, at which the breaks occurred in the crash experiments. For the first time, a complete component development process could be performed with natural fibre-reinforced polymers.

The simulatability of NFC can be shown in the present work. Further it was shown, that there is not any universally valid NFC-simulation for all natural fibres, because the different types of natural fibres vary widely. For the establishment of natural fibre-reinforced polymers further research studies are necessary to include different natural fibres in commercial injection moulding software. The present work is therefore an important step regarding the simulatability of composites reinforced by natural fibres and recycled carbon fibres so that designers and engineers in the future can consider sustainable composites when selecting materials.

# 1 Einleitung

## 1.1 Hintergrund

Durch einen weltweit starken Anstieg von Umweltbelastungen und dadurch verursachtem Klimawandel (IPCC, 2014) steigt das Bewusstsein über nachhaltiges Handeln in der Bevölkerung immer stärker (Khan & Mohsin, 2017; Sangroya & Nayak, 2017; Yadav & Pathak, 2017). Bei dem Wunsch der heutigen Generation auch für die zukünftigen Generationen einen bewohnbaren Planeten zu bieten, spielen neben vielen anderen Aspekten, vor allem auch die Entwicklung von umweltfreundlichen und nachhaltigen Werkstoffen eine wichtige Rolle. Themen wie Emissionen von Treibhausgasen<sup>1</sup>, graue Energien<sup>2</sup>, Giftstoffe und Ressourcenverknappung erfahren eine immer stärkere Berücksichtigung bei der Produktherstellung (Dicker et al., 2014). Weiterhin gilt es, den Verbrauch von fossilen Energien zu reduzieren und langfristig ganz zu beenden. Fossile Energien, entstammen aus Biomasse, die vor Jahrmillionen abgestorben ist und durch geologische Prozesse in Erdöl, Erdgas, Kohle oder Ölsande umgewandelt wurde (Bockhorst, 2016). Auch wenn die Angaben, wie lange fossile Brennstoffe zur Verfügung stehen werden, schwanken, sind diese Energieträger begrenzt vorhanden, so dass Alternativen jetzt entwickelt werden sollten (Capellán-Pérez et al., 2014; Abas et al., 2015).

Angetrieben u.a. durch politische Maßnahmen, wie z.B. in Europa durch die Altautorichtlinien (EU2000/53/EC, 2000) ist auch die Automobilindustrie zunehmend an der Verwendung von nachhaltig produzierten Werkstoffen interessiert (Prömper, 2010). Hierbei sind u.a. zwei Aspekte interessant: einerseits der Einsatz von nachhaltigen Werkstoffen, wie die Verwendung nachwachsender Rohstoffe oder rezyklierter Werkstoffe, andererseits eine Reduzierung der CO<sub>2</sub>-Emission durch Leichtbau. Durch die Einsparung von Masse, spart ein Auto im Laufe seiner Nutzungsdauer eine große Menge an Treibstoff (Ashby et al., 2011), was nicht nur Vorteile für die Umwelt hat, sondern auch von erheblichem finanziellem Interesse für die Autobesitzer ist. Die Reduzierung der Fahrzeugmasse um ein Kilogramm kann 75 bis 100 mg CO<sub>2</sub>-Emissionen einsparen (Mézailles, 2015). Leichtbaulösungen sind auch von Vorteil für die Elektromobilität, da sie der Reichweiten-Problematik entgegenwirken (Eckstein et al., 2010). Die

---

<sup>1</sup> CO<sub>2</sub>, CH<sub>4</sub>, N<sub>2</sub>O, H-FKW/HFC, FKW/PFC, SF<sub>6</sub>, NF<sub>3</sub> (Bundesgesetzblatt, 2015).

<sup>2</sup> Energien, die bei der Herstellung, der Lagerung und der Entsorgung eines Produktes benötigt wird (Paschotta, 2010).

Verwendung von faserverstärkten Kunststoffen ist eine exzellente Lösung für leichte und gleichzeitig hoch feste Werkstoffe.

Faserverbundwerkstoffe weisen eine synergetische Kombination positiver Eigenschaften aus mindestens zwei Werkstoffen auf, den Fasern und der Matrix. Die Fasern besitzen eine hohe Steifigkeit und Festigkeit; sie können Lasten übertragen und fungieren als Verstärkungskomponente im Verbundwerkstoff (Karger-Kocsis, 2014). Aufgrund der Möglichkeiten verschiedene Fasern mit unterschiedlichen Matrixwerkstoffen zu kombinieren, können die Eigenschaften von Faserverbundwerkstoffen sehr gut an spezielle Anforderungen angepasst werden. Faserverstärkte Kunststoffe versprechen ein besonders großes Leichtbaupotential für Produktentwickler. Um das Potential allerdings voll ausschöpfen zu können sind beanspruchungsgerechte Auslegungen essentiell (Klein et al., 2016). Aufgrund ihres vorteilhaften Preis-/Leistungsverhältnisses werden heutzutage vor allem Glasfasern als technische Verstärkungsfasern eingesetzt (Karger-Kocsis, 2014), insbesondere in der Automobilindustrie. Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) besitzen gegenüber glasfaserverstärkten Kunststoffen (GFK) bessere massebezogene strukturmechanische Eigenschaften, sind aber auch deutlich teurer und wurden anfänglich vor allem in der Raumfahrtindustrie und Wehrtechnik eingesetzt (Breuer & Mitschang, 2014). Der Einsatz von CFK im Automobilbereich ist in den letzten Jahren sehr stark angestiegen, von 6 % des globalen CFK-Einsatzes in 2011 (Jahn & Karl, 2012) auf 22 % in 2015 (Kraus & Kühnel, 2016). Bei der Auswahl der Fasern kann aber auch auf nachhaltigere Fasern wie Naturfasern oder rezyklierte Kohlenstofffasern zurückgegriffen werden. Bei der Produktion von Kohlenstofffasern ist ein sehr hoher Energieverbrauch von 55 bis zu 165 kWh/kg nötig (Carberry, 2008). Durch die steigende Verwendung von Kohlenstofffasern steigt aus ökologischen, aber auch aus ökonomischen Gründen das Interesse nach geeigneten Recycling-Konzepten sowie nach Einsatzmöglichkeiten für rezyklierte Kohlenstofffasern (rCF) (Pimenta & Pinho 2011, 2014). Der Recycling-Prozess hat einen signifikant geringeren Energieverbrauch von 3 bis 10 kWh/kg (Carberry, 2008).

Viel Forschung wurde in den letzten Jahren durchgeführt, um Naturfasern in Faserverbundwerkstoffe zu integrieren (Hornsby et al., 1997; Baltazar-Y-Jimenez & Sain, 2012; Mofokeng et al., 2012; Azaman et al., 2013; Graupner et al., 2013; Müssig & Graupner, 2013; Summerscales & Grove, 2014; Alkbir et al., 2016). In einer Studie des Automobilherstellers Ford konnte gezeigt werden, dass bei dem gleichen Automobilbauteil der Einsatz von naturfaserverstärktem Polypropylen (Hanffasern) im Vergleich zu einem glasfaserverstärktem Polypropylen zu einer signifikanten

Reduzierung von über 50 % des Treibhauspotentials (GWP: engl. global warming potential) führt (Magnani & Wehmeyer, 2010). Weitere Studien zeigen, dass die Herstellung von Flachfasern (Le Duigou et al., 2011) und von Sisalfasern (Broeren et al., 2017) als nachhaltiger eingestuft werden kann, als die Herstellung von Glasfasern.

In dieser Arbeit sollen das Leichtbaupotential von faserverstärkten Polymeren mit dem Einsatz von nachhaltigen Fasern kombiniert werden. Hierzu werden zwei unterschiedliche Werkstoffsysteme betrachtet:

- Leichtbau kombiniert mit Nachwachsenden Rohstoffen:  
→ **Naturfaserverstärkte Kunststoffe**
- Leichtbau kombiniert mit Recycling-Produkten:  
→ **Kunststoffe verstärkt mit rezyklierten Kohlenstofffasern**

Für einen Einsatz von naturfaserverstärkten Kunststoffen (NFK) und von Kunststoffen verstärkt mit rezyklierten Kohlenstofffasern (rCFK) in Großserien der Automobilindustrie, sind spritzgegossene Bauteile von großem Interesse. Das Spritzgießen ist ein sehr wirtschaftliches Verfahren, um große Stückzahlen mit hoher Genauigkeit (Reproduzierbarkeit) und geringer Zykluszeit zu produzieren (Fachgruppe Thermoplastische Platten, 2013). Für ein faserspezifisches Bauteil- und Prozess-Design sind numerische Simulationen notwendig. Experimentelle Vorversuche beanspruchen deutlich längere Entwicklungszeiten und sind viel teurer als numerische Simulationen (Paredis et al., 2001). Daher werden von Ingenieur/Innen und Designer/Innen im Automobilbereich nur Verbundwerkstoffe ausgewählt, die numerisch simulierbar sind und in kommerzielle Simulationssoftware integriert werden können.

### **Problemstellung:**

Jedes Bauteil im Automobilentwicklungsprozess muss numerisch simulierbar („berechenbar“) sein, um die Produktions- und Fahrzeugsicherheit zu gewährleisten.

Für Verbundwerkstoffe sind zunächst Prozesssimulationen notwendig, um die richtungsabhängigen (anisotropen) Eigenschaften des Bauteils abbilden zu können. Hierfür ist die Ausrichtung der Fasern (Faserorientierung) im Bauteil während des Spritzgussprozesses maßgeblich. Die gängigen Programme für Spritzguss-Simulationen (wie Cadmould<sup>®</sup>, Moldflow<sup>®</sup> oder Moldex3D<sup>®</sup>) sind bisher nur für glasfaserverstärkte (und

teilweise auch für kohlenstofffaserverstärkte) Kunststoffe ausgelegt. Die Modelle für glasfaserverstärkte Polymere beschreiben die Glasfasern mit exakt rundem Faserquerschnitt, definierter Faserlänge und geringer Variation in ihren mechanischen Eigenschaften (Baur & Otremba, 2010). Die Glasfasern werden als „ideale Zylinder“ betrachtet. Bei Naturfasern und rezyklierten Kohlenstofffasern ist hingegen eine größere Variation bezüglich der morphologischen und mechanischen Eigenschaften zu beobachten. Die Morphologie der Naturfasern ist heterogen und irregulär (Hänninen & Hughes, 2010). Der Querschnitt von Naturfasern weicht oftmals vom runden Querschnitt ab und ist meist elliptisch. Die mechanischen Eigenschaften streuen deutlich stärker als bei Glasfasern (Müssig et al., 2010; Haag & Müssig, 2016). Die in der Fachliteratur angegebenen Mess-ergebnisse zu den mechanischen Eigenschaften von Naturfasern zeigen eine große Schwankungsbreite. Dies lässt sich teilweise auf die unterschiedliche Methodik zurückzuführen, mit der der Faserquerschnitt ermittelt wird (mittels Lichtmikroskopie, scanner- oder laserbasierter Faser-Dimensionsanalyse), und auf die unterschiedliche Modellierung der Fasern als Objekte mit rundem oder elliptischem Querschnitt (Haag & Müssig, 2016). Die Naturfasern unterscheiden sich weiterhin von den Glasfasern, da sie meist als Faserbündel<sup>3</sup> und nicht als Einzelfasern vorliegen. Die Naturfasern werden darüber hinaus während der Verarbeitungsprozesse nicht nur in ihrer Länge eingekürzt, sondern auch aufgespalten und in ihrer Breite reduziert.

Durch den Wiederaufbereitungsprozess ist auch bei den rCF eine starke Variation der Faserlängen und mechanischen Eigenschaften zu erwarten. Ebenfalls können die rCF einen elliptischen Faserquerschnitt haben, je nach verwendetem Pre-Cursor. Giannadakis et al. (2011) fanden für Polypropylen verstärkt mit rezyklierten Kohlenstofffasern, sowohl für 20 als auch 40 Masse% rCF, eine sehr hohe Variation des E-Moduls. Sie vermuten, dass diese Variation auf eine unterschiedliche gute Haftung zwischen Fasern und PP in den einzelnen Zugstäben zurückzuführen ist.

In dieser Arbeit sollen für ausgewählte Naturfasern und rezyklierte Kohlenstofffasern die mechanischen und morphologischen Eigenschaften, die essentiell für die Prozesssimulation sind, identifiziert und analysiert werden, um sie als Input-Parameter verwenden zu können. Mit der Prozesssimulation sollen die Faserorientierungen in den spritzgegossenen Faserverbundwerkstoffen numerisch ermittelt werden. Für die simulative

---

<sup>3</sup> Pflanzliche Naturfasern liegen meist als Faserbündel vor, hierbei sind die Einzelfasern mit Pektin in den Faserbündeln verklebt. (Schnegelsberg, 1999)

Ermittlung der Faserorientierung sind Faserinteraktionskoeffizienten nötig, die für jeden Verbundwerkstoff spezifisch sind und für die jeweiligen Compounds mit Hilfe eines mikromechanischen Modells bestimmt werden. Die simulativ ermittelten Orientierungswerte werden in dieser Arbeit mit unterschiedlichen Methoden experimentell überprüft. Neben der Prozesssimulation, sind Crash-Simulationen und allgemein die Vorhersagbarkeit von mechanischen Eigenschaften der spritzgegossenen Produkte essentiell, um einen neuen Werkstoff im Automobilbereich zu implementieren. Daher wird in dieser Arbeit zusätzlich eine Crash-Simulation an einem naturfaserverstärktem Handschuhfach exemplarisch dargestellt.

## 1.2 Motivation und Hauptfragestellungen der Arbeit

Wie im vorangegangenen Abschnitt beschrieben, müssen neue nachhaltige Faserverbundwerkstoffe simulierbar sein, um sie auf dem Markt etablieren zu können. Hierzu sollen in dieser Arbeit folgende Fragen grundlegend geklärt werden:

- Lassen sich numerische Spritzguss-Simulationsmodelle, die für glasfaserverstärkte Kunststoffe entwickelt wurden, auf faserverstärkte Kunststoffe übertragen, deren Fasern eine größere Variationsbreite bezüglich morphologischer und mechanischer Eigenschaften aufweisen?
- Welche Koeffizienten sind für diese (oder gegebenenfalls andere) Simulationsmodelle notwendig bzw. wie müssen die Koeffizienten für die bereits bestehenden Simulationsmodelle angepasst werden?
- Welche Eingangsgrößen (Input-Parameter) sind zur Bestimmung der Koeffizienten notwendig und wie lassen sich diese experimentell ermitteln?
- Welche wissenschaftlichen Ansätze und Methoden sind zur Validierung der Simulationen (auf der Basis der angepassten Modelle) geeignet?
- Welche Fasereigenschaften sind essentiell für die Spritzguss-Simulation von NFK und rCFK?

In dieser Arbeit soll ein kompletter Produktentwicklungszyklus, wie er schematisch in Abb. 1 dargestellt ist, für naturfaserverstärkte Polymere durchlaufen werden. Die wichtigsten Aspekte sollen in einem weiteren

Schritt auf das zweite Werkstoffsystem (rCFK) übertragen werden und ebenfalls analysiert werden.

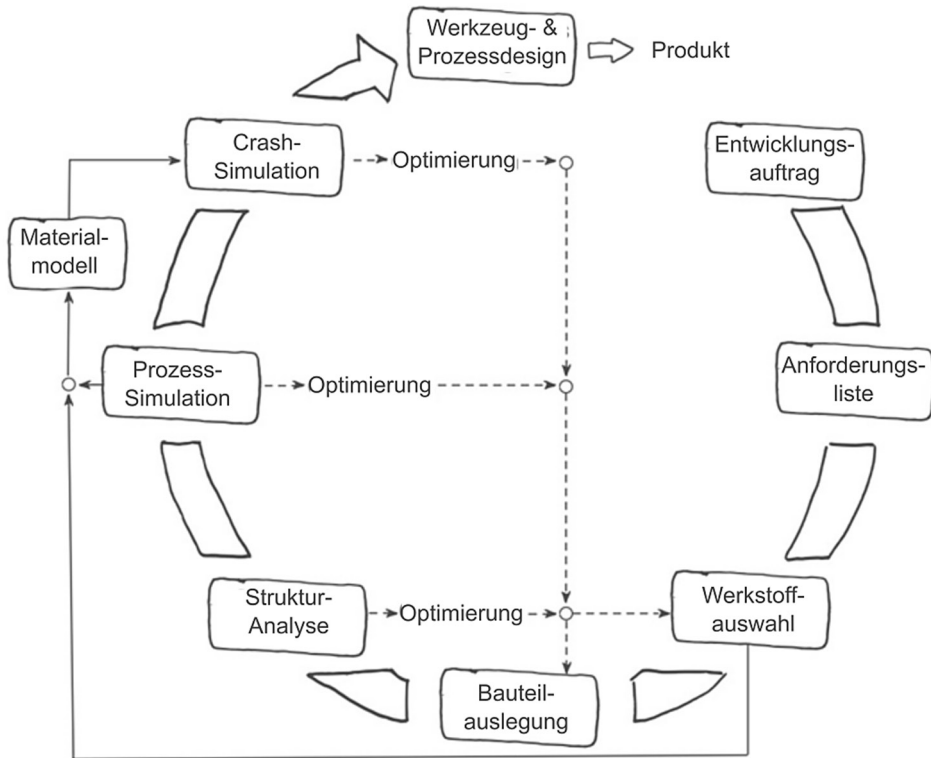


Abb. 1: Mögliche Schritte eines Produktentwicklungszyklus (Müssig, 2014).

## 2 Status quo und Auswahl der Fasern

Für die Auslegung von Spritzguss-Werkzeugen bilden Strömungssimulationen mit numerischen Verfahren eine unabdingbare Voraussetzung. Dabei ist die Analyse der Schmelzestromvorgänge beim Verarbeitungsprozess, hier beim Spritzgießen, entscheidend. Die Güte der numerischen Simulation steht und fällt mit der Güte der Beschreibung des Fließverhaltens des verwendeten Werkstoffs (Menges et al., 2011). Aufgrund des molekularen Aufbaus der Polymere und der vielen Variationsmöglichkeiten innerhalb des Polymers (z.B. durch Verzweigung, Polymerisationsgrad oder die Taktizität) ist das Fließverhalten meist sehr komplex. Kommen nun zum reinen Polymer auch noch Partikel/Fasern hinzu, die sich in der Polymerschmelze bewegen, wird die Komplexität des Fließverhaltens der Schmelze noch weiter erhöht. Um den Simulationsaufwand zu optimieren, muss eine sinnvolle Vereinfachung der komplexen Fließvorgänge vorgenommen werden. Das Verhalten der Fasern in der Polymerschmelze muss so genau wie möglich methodisch erfasst werden, um die für die Simulation erforderlichen Parameter zu identifizieren, sowie Vereinfachungsmöglichkeiten zu erkennen.

Die mechanischen Eigenschaften eines spritzgegossenen Bauteils hängen stark von der Anisotropie des Werkstoffs im endgültigen Bauteil ab. Diese wird durch verschiedene Einflussgrößen konstituiert: das Design des Werkzeuges, die Art und Position des Angusses, verschiedene Prozessbedingungen wie Einspritzgeschwindigkeit, Werkzeug- und Schmelztemperatur und Werkzeugkühlung. Weiterhin haben die Art und der Anteil der Füllstoffe (z.B. Fasern) einen großen Einfluss auf die Güte des Bauteils (Osswald & Menges, 2012). Die Fasern beeinflussen die Fließfähigkeit der Schmelze, wobei hier wiederum Abhängigkeiten vor allem vom Fasermassenanteil, der Fasergeometrie und der Dehnbarkeit der Fasern bestehen (Jazkiewicz et al., 2016).

### 2.1 Faserorientierungsvorhersage

Die Orientierung der Polymermoleküle wird beeinflusst durch die Deformation der Polymerschmelze während des Spritzgussprozesses. Die flexiblen Molekülketten werden gedehnt und können aufgrund ihrer Verschlingung nicht schnell genug relaxieren bevor das Bauteil abgekühlt und verfestigt ist. Bei niedrigen Temperaturen verstärkt sich dieses Phänomen, was zu einem höheren Orientierungsgrad der Moleküle führt. Je höher die Verstreckung der Molekülketten, desto höher die Steifigkeit

und Festigkeit des Bauteils in Verstärkungsrichtung (Osswald & Menges, 2012).

Die Orientierung der Moleküle oder der Füllstoffe kann - bei üblichen Bauteildicken von 1 bis 5 mm - in einem spritzgegossenen Bauteil in sieben Schichten (Layer) aufgeteilt werden (Abb. 2): zwei dünne Layer ganz außen (Außenhaut) mit biaxialer wirrer Orientierung, zwei dickere Schichten (Randschicht) mit einer Hauptorientierung in Fließrichtung, zwei dünne Layer mit Wirrlage neben der Kernschicht (Übergangsschicht) und eine dicke Kernschicht mit einer Hauptorientierung quer zur Fließrichtung (Woebcken, 1961 in Osswald & Menges, 2012).

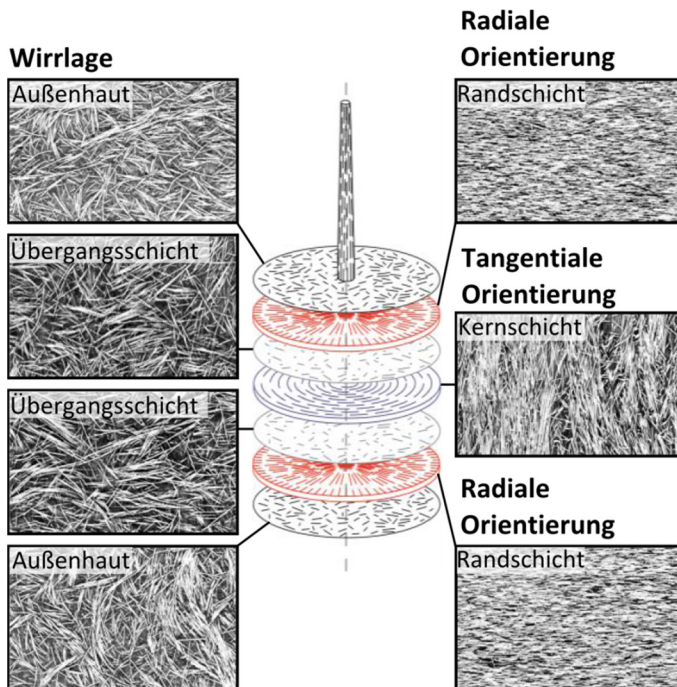


Abb. 2: Faserorientierung in sieben Schichten einer spritzgegossenen Rundscheibe mit mittigem Anguss und dazu passenden  $\mu$ -CT-Aufnahmen der Faserorientierung eines 60 Masse% Glasfaser/PP Bauteils. (Teuwsen et al., 2017; innere Abbildung verändert nach Osswald & Menges, 2012).

Die Orientierung wird zusätzlich durch die Prozessparameter beim Spritzguss beeinflusst. Beim Spritzgussprozess werden i.A. drei Schritte pro Zyklus durchlaufen:

1. Die Phase des Füllens
2. Die Phase des Nachdrucks
3. Die Phase der Kühlung

Dabei hat das Füllen den größten Einfluss auf die Faserorientierung, der Nachdruck ist jedoch auch nicht zu vernachlässigen. Insbesondere können drei Mechanismen für die Beeinflussung der Orientierung verantwortlich gemacht werden:

- Scherströmung: „Springbrunnen-Effekt“ (engl. fountain flow effect)<sup>4</sup>,
- Dehnströmung: radiale Strömung sowie
- durch den Nachdruck induzierte Strömung (Osswald & Menges, 2012).

Fließt die Polymerschmelze nach dem Anguss in die Kavität, beginnt sie sich radial auszubreiten. Dabei erfährt die Kunststoffschmelze eine Dehnung quer zur Ausbreitungsrichtung, da sich der Umfang der Fließfront ausdehnt, und sich die Fasern in der Kernschicht quer zur Füllrichtung ausrichten (Abb. 3) (Osswald & Menges, 2012). Das heißt die Kernschicht ist umso stärker ausgeprägt, also umso „dicker“, je weiter sie vom Anguss entfernt ist.

Gleichzeitig entsteht beim Füllen der Kavität ein Strömungsprofil über die Bauteildicke. Der „Springbrunnen-Effekt“ (vgl. Abb. 4) entsteht durch die haftende Eigenschaft an der im Verhältnis zur Schmelze kalten Werkzeugwand, was eine Strömung der Schmelze von der Mitte zur Werkzeugoberfläche verursacht. Die Schmelze hat im Kernbereich die größte Strömungsgeschwindigkeit und geht an der Werkzeugwand bis auf Null zurück. Die dabei entstehende Scherung auf die Schmelze ist letztendlich für den Fließwiderstand und den Fülldruck verantwortlich (BASF SE, 2014). Die Polymerschmelze, die zuerst in das Werkzeug fließt, kühlt beim Kontakt mit der im Vergleich zur Schmelze kalten Werkzeugwand aus und verfestigt sich sofort. Die nachfolgende Schmelze fließt durch diese erstarrten Schichten, wird an der Fließfront durch den Springbrunneneneffekt in Richtung Wand gelenkt und erstarrt ebenfalls, sobald sie die

---

<sup>4</sup> Der Name „Springbrunnen-Effekt“ leitet sich von dem Muster ab, das in den Strömungslinien beobachtet werden kann (Abbildung 4; Osswald & Menges, 2012). Dieses Phänomen wurde von Rose (1961) das erste Mal als „fountain effect“ bezeichnet.

Werkzeugwand berührt (BASF SE, 2014). Dabei wird die Außenhaut mit wirr ausgerichteten Fasern gebildet (Osswald & Menges, 2012). In Abb. 4 ist für ein nicht-newtonisches nicht-isothermes Modell die vorhergesagte Form und Position eines Tracers (Markers) in der Fließfront zusammen mit den Strömungslinien dargestellt. Sobald der Tracer die Wand berührt stellt sich eine charakteristische V-förmige Geometrie dar (Mavridis et al., 1988 in Osswald & Menges, 2012). In der Mittelachse bewegen sich die Elemente schneller und bremsen ab, wenn sie die langsamere Fließfront erreichen. Dort werden sie aufgrund des Massenausgleiches<sup>5</sup> nach außen zur Werkzeugwand gelenkt (Mavridis et al., 1986). Die Scherung ist über die Bauteildicke unterschiedlich stark ausgeprägt, in der Nähe der Wand ist eine starke Scherschicht, wohingegen im Kern die Schmelze eher blockartig strömt („Quellströmung“) und dabei wenig geschert wird (BASF SE, 2014). Die Fasern, die an der Fließfront an die Wand umgelenkt werden, geraten dabei aus der Quellströmung in die Scherströmung, so dass die Fasern dabei in Fließrichtung ausgerichtet werden (Abb. 6, rechts). Dadurch bilden sich die beiden dicken Randschichten mit Fasern in Fließrichtung (Abb. 2).

Die Faserorientierung im Bauteil ergibt sich hauptsächlich aus einer Überlappung der Scherströmung (Springbrunnen-Effekt) und der Dehnströmung (radiale Strömung). Der Einfluss des Nachdruckes ist meist relativ klein im Verhältnis zu Scher- und Dehnströmung, dennoch kann während der Nachdruckphase ein erheblicher Schmelzfluss stattfinden und somit die Faserorientierung noch geändert werden. Die dünnen Übergangsschichten können u.a. auf den Nachdruck zurückgeführt werden. (Osswald & Menges, 2012; BASF SE, 2014)

Weitere mögliche Einflüsse auf die Faserorientierung sind das Matrixverhalten, der Faservolumenanteil und die Faserlänge, die Kühlung, die Spritzgussparameter, die Wandstärke, der Anguss und die Werkzeuggeometrie (Rohde-Tibitanzl, 2015). Als wichtigster Einflussfaktor wird das Viskositätsverhalten der Polymerschmelze beschrieben (Hegler et al., 1986). Kunststoffe mit einer starken Strukturviskosität (z.B. Polypropylen (PP)) weisen ausgeprägtere Kernschichten auf als Kunststoffe mit geringerer Strukturviskosität (z.B. Polyamid (PA)) (Abb. 6, links) (Bay & Tucker, 1992a).

---

<sup>5</sup> Laut der Kontinuitätsgleichung  $\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{u})$  mit der Massendichte  $\rho$ , der Zeit  $t$  und dem Geschwindigkeitsvektorfeld  $\vec{u}$  ist der Massenstrom durch eine Fläche immer gleich (Pedlosky, 1987). Wird der Geschwindigkeitsvektor in Fließrichtung reduziert, steigt die Geschwindigkeit in transversaler Richtung an.

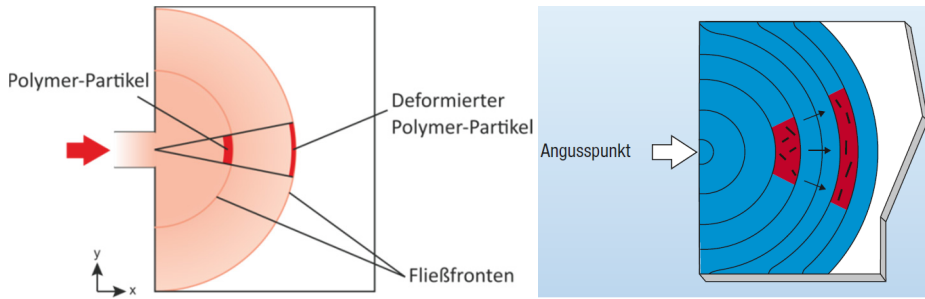


Abb. 3: Dehnung der Polymerschmelze während des Spritzgussprozesses: Deformation des reinen Polymers (links; Osswald & Menges, 2012) und Faserausrichtung in der Dehnströmung (rechts; BASF SE, 2014).

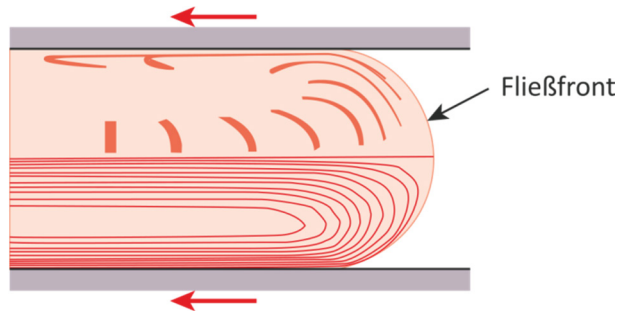


Abb. 4: Deformationshistorie eines Schmelze-Elements in der Springbrunnenfließregion und dazugehörige Strömungslinien sichtbar gemacht mit einem Tracer, der sich mit der Fließfront bewegt (Mavridis et al., 1988 in Osswald & Menges, 2012).

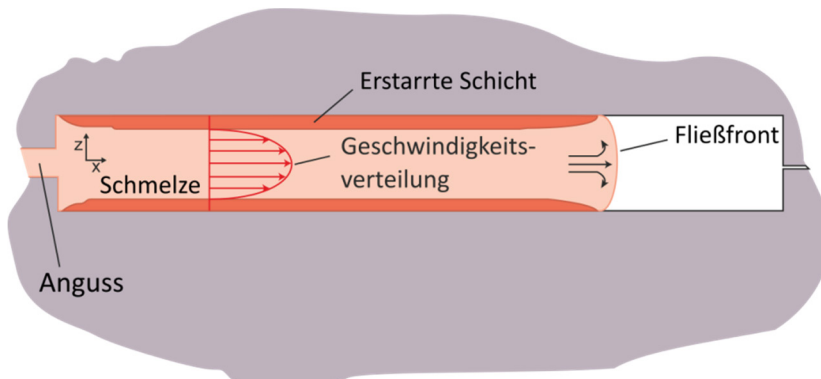


Abb. 5: Mechanismen der Strömung und der Erstarrung durch die Bauteildicke während des Spritzgussprozesses (Wübken, 1974 in Osswald & Menges, 2012).

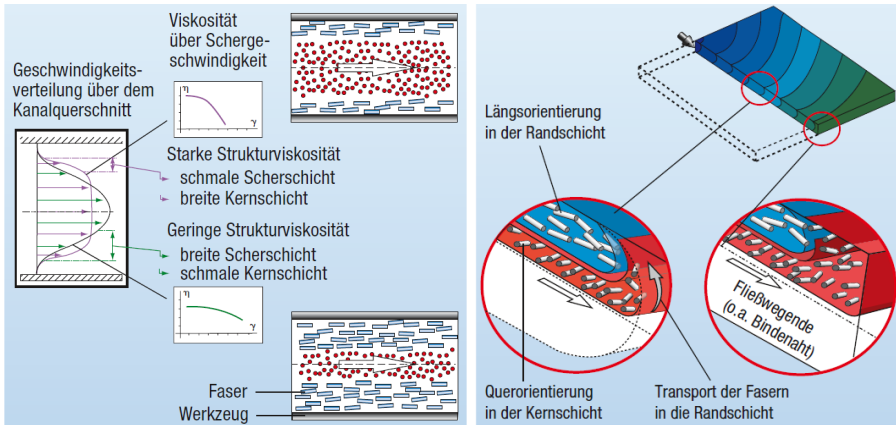


Abb. 6: Links: Einfluss der Strukturviskosität auf die Faserorientierung. Rechts: Umorientierung der Fasern aus der Kernschicht (Quellströmung) in die Randschicht und Ausrichtung in Fließrichtung (BASF SE, 2014).

Bay und Tucker (1992a) zeigten experimentell, dass spritzgegossene glasfaserverstärkte Polymere eine Rand- und Kernschicht während des Spritzgussprozesses bilden. Weiterhin beobachteten sie die Bildung einer dünnen Schicht an der Oberfläche (Außenhaut) bei langsamen Spritzguss-Füllungen. Bei schnellen Füllprozessen konnte keine Ausbildung der Außenhaut beobachtet werden. Zur Beschreibung des Phänomens der unterschiedlichen Faserorientierung in verschiedenen Schichten über der Bauteildicke wird in dieser Arbeit der Begriff **Shell-Core-Layer-Effekt** verwendet. Der Shell-Core-Layer-Effekt wurde auch beim Spritzguss von unverstärkten Kunststoffen beobachtet (Kantz et al., 1972; Yi et al., 2011; Lafranche et al., 2015). Da die beiden Randschichten mit der dazwischenliegenden Kernschicht den Großteil des Volumens des Spritzgussbauteils ausmachen, sind diese 3 Schichten auch hauptsächlich für die mechanischen Eigenschaften der Spritzgussbauteile verantwortlich. Daher wird oft das 3-Schichtmodell statt des 7-Schichtmodells zur Beschreibung und Modellierung verwendet.

Ein weiterer Mechanismus (neben der Dehn- und Scherströmung) taucht am Fließwegende auf: Die quer zur Fließrichtung orientierten Fasern werden dort in die Randschicht umgelenkt, aber aufgrund fehlender Scherströmung nicht mehr umorientiert. Somit bleiben die Fasern am Fließwegende quer zur Fließrichtung orientiert (Abb. 6, rechts). Das Fließwegende ist nicht beschränkt auf die Werkzeugwand, sondern taucht auch bei einer Bindenaht zwischen zwei Fließfronten auf, wenn die Fließwegenden zweier Schmelzeströme aufeinandertreffen. (BASF SE, 2014)

Um Fasern in der Polymerschmelze simulieren und ihre Faserorientierung vorhersagen zu können, wurden für glasfaserverstärkte Kunststoffe zahlreiche Experimente durchgeführt und Modelle entwickelt (Bay & Tucker, 1992a, 1992b; Tseng et al., 2017a, 2017b). Zur Beschreibung der Bewegung einer Faser wird hierbei meist ein einzelner, starrer, länglicher Körper (Stab) in einer planaren Strömung dargestellt. Durch Vereinfachung der Annahme auf einen Stab mit unendlichem Aspektverhältnis<sup>6</sup> ( $L/D = \infty$ ) kann die Rotationsgeschwindigkeit mit folgender Formel (1) dargestellt werden:

$$\dot{\phi} = -\cos\phi \sin\phi \frac{\partial v_x}{\partial x} - \sin^2\phi \frac{\partial v_x}{\partial y} + \cos^2\phi \frac{\partial v_y}{\partial x} + \sin\phi \cos\phi \frac{\partial v_y}{\partial y} \quad (1)$$

Bei der Verwendung der Formel (1) bei einer einfachen Scherströmung ergibt sich Formel (2):

$$\dot{\phi} = -\sin^2\phi \frac{\partial v_x}{\partial y} \quad (2)$$

Für aktuelle Simulations-Programme wurden Modelle zur Simulation von glasfaserverstärkten Polymeren entwickelt und iterativ angepasst. Die aktuell meist verwendeten Modelle zur Faserorientierung sind das Modell von Folgar und Tucker (1984), das ARD-Modell (Anisotropic Rotary Diffusion) von Phelps und Tucker III (2009) und das iARD-Modell (Improved Anisotropic Rotary Diffusion) bzw. das iARD-RPR Modell (Improved Anisotropic Rotary Diffusion and Retarding Principal Rate) entwickelt von Tseng et al. (2013a, 2013b, 2016). Diese beziehen sich alle auf das Modell von Jeffery (1922). Jeffery's Modell beschreibt die Rotationsbewegung eines einzelnen elliptischen Partikels. Seine Gleichung wurde später für die Bewegung von zylindrischen Stäben (Glasfasern) in folgender Formel (3) angepasst:

$$\dot{\phi} = \frac{r_e^2}{r_e^2+1} \left( -\cos\phi \sin\phi \frac{\partial v_x}{\partial x} - \sin^2\phi \frac{\partial v_x}{\partial y} + \cos^2\phi \frac{\partial v_y}{\partial x} + \sin\phi \cos\phi \frac{\partial v_y}{\partial y} \right) - \frac{1}{r_e^2+1} \left( -\cos\phi \sin\phi \frac{\partial v_x}{\partial x} - \cos^2\phi \frac{\partial v_x}{\partial y} + \sin^2\phi \frac{\partial v_y}{\partial x} + \sin\phi \cos\phi \frac{\partial v_y}{\partial y} \right) \quad (3)$$

$r_e$  stellt hierbei das Aspektverhältnis ( $L/D$ ) dar (Osswald & Menges, 2012).

---

<sup>6</sup> Als Aspektverhältnis wird bei Fasern das Verhältnis von der Länge  $L$  der Faser zum Durchmesser  $D$  der Faser bezeichnet:  $L/D$ .

Im Modell von Jeffery wird vereinfacht von sehr geringen Fasermengen ausgegangen und somit die Interaktion zwischen den Fasern ignoriert. In der Spritzguss-Praxis werden jedoch üblicherweise 10 bis 40 Masse% an Fasern verwendet, die sowohl rotieren als auch miteinander interagieren, so dass es sich im Modell von Jeffery um keine realitätsnahe Annahme handelt. Eine Faser-Faser-Interaktion hemmt allerdings wiederum die Rotation der Fasern. Folgar und Tucker (1984) entwickelten daher das Modell von Jeffery weiter und berücksichtigten die Faserinteraktion in einer Schmelze mit hohem Fasermassenanteil. Hierzu führten sie die dimensionslose Kennzahl  $C_1$  ein. Dieser phänomenologische Koeffizient beschreibt die Interaktion zwischen den Fasern und ist für jedes Faser-Matrix-System einzigartig. Meistens wird der  $C_1$ -Wert experimentell bestimmt (Pérez et al., 2016). Der Faserinteraktionskoeffizient  $C_1$  variiert von 0 (Fasern ohne Interaktion mit Nachbarfasern) bis 1 (sehr eng gepackte Fasern). Typische Werte für einen Faserverbundwerkstoff aus Glasfasern in einer Polyestermatrix sind z.B. für 20 vol % Faseranteil 0,03 und für 50 vol % 0,06 (Osswald & Menges, 2012). Je geringer die Faserinteraktion ist, desto ausgeprägter ist die Faserorientierung. In Abb. 7 sind die Effekte verschiedener  $C_1$ -Werte auf die Orientierung der Fasern dargestellt.

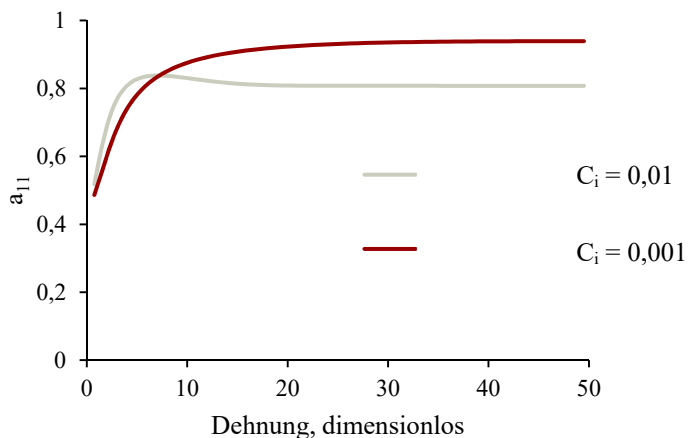


Abb. 7: Auswirkung von  $C_1$  auf den stabilen Faserorientierungszustand (Walter et al., 2017).

Für planare Strömungen ergibt sich aus dem Modell von Folgar und Tucker (1984) die Gleichung (4):

$$\frac{D\psi}{Dt} = -\frac{\partial}{\partial\phi} \left( \psi \left\{ -\sin\phi\cos\phi \frac{\partial v_x}{\partial x} - \sin^2\phi \frac{\partial v_x}{\partial y} + \cos^2\phi \frac{\partial v_x}{\partial x} \sin\phi\cos\phi \frac{\partial v_x}{\partial y} \right\} \right) + C_I \dot{\gamma} \frac{\partial^2\psi}{\partial^2\phi} \quad (4)$$

$\Psi(\phi)$  beschreibt hierbei die Orientierungsverteilung,  $v$  die Geschwindigkeit,  $C_I$  den Faser-Faser-Interaktionskoeffizienten,  $\dot{\gamma}$  die Schergeschwindigkeit und  $\phi$  den Faserwinkel.

Dieses Modell geht von starren Elementen, einer inkompressiblen Schmelze, vernachlässigbarer Brownscher Molekularbewegung, Trägheits- und Auftriebskräften aus (Walter et al., 2017).

Advani und Tucker (1990a) entwickelten eine effiziente Methode, um die Faserorientierung mit Orientierungstensen darzustellen. Damit reduzierten sie die Anzahl der Datenpunkte der Orientierungsdarstellung;  $a_{ij}$  lässt sich durch den folgenden Zusammenhang (Formel 5) darstellen:

$$a_{ij} = \oint p_i p_j \psi(\mathbf{p}) d\mathbf{p} \quad (5)$$

wobei  $\mathbf{p}$  der Einheitsvektor in  $i$ -Richtung ist und  $\psi(\mathbf{p})$  die normalisierte Orientierung.

Damit wurde das Folgar-Tucker-Modell angepasst:

$$\frac{Da_{ij}}{Dt} = -\frac{1}{2}(\omega_{ik}a_{kj} - a_{ik}\omega_{kj}) + \frac{1}{2}(\dot{\gamma}_{ik}a_{kj} - a_{ik}\dot{\gamma}_{kj} - 2\dot{\gamma}_{kl}a_{ijkl}) + 2C_I \dot{\gamma}(\delta_{ij} - \alpha a_{ij}) \quad (6)$$

In Formel 6 stellen die beiden ersten Terme der Summe den hydrodynamischen Anteil dar und der dritte Term den isotrop diffusiven Anteil der Faserinteraktion. Es gehen das Strömungsfeld mit der Wirbelstärke  $\omega_{ik}$  und der Schergeschwindigkeit  $\dot{\gamma}$ ,  $\alpha$  als die Anzahl der Dimensionen (3 für 3D-Orientierungen und 2 für planare Orientierung) und  $a_{ijkl}$  als Orientierungstensor vierter Ordnung ein. Der Orientierungstensor wird oft zum Tensor zweiter Ordnung angenähert („closure approximation“ (Advani & Tucker, 1990a) oder „orthotropic closure approximation“ (Cintra & Tucker, 1995). Die „orthotropic closure approximation“ zeigt verglichen mit experimentellen Analysen die besten Resultate (Osswald & Menges, 2012).

Wang et al. (2008) modifizieren das Folgar-Tucker-Modell mit RSC (reduced strain closure; Formel 7). Der skalare Parameter  $\kappa$  wurde einge-

führt, da experimentelle Ergebnisse zeigen, dass die Fasern langsamer den stabilen Zustand erreichen, als mit dem Folgar-Tucker-Modell vorhergesagt:

$$\frac{Da_{ij}}{Dt} = -\frac{1}{2}(\omega_{ik}a_{kj} - a_{ik}\omega_{kj}) + \frac{1}{2}\lambda(\dot{\gamma}_{ik}a_{kj} - a_{ik}\dot{\gamma}_{kj} - 2[a_{ijkl} + (1 - \kappa)(L_{ijkl} - M_{ijmn}a_{mnkl}])\dot{\gamma}_{kl}) + 2\kappa C_I \dot{\gamma}(\delta_{ij} - \alpha a_{ij}) \quad (7)$$

Im Falle von  $\kappa = 1$  entspricht das Modell dem von Folgar-Tucker (Formel 6). Ein niedriger  $\kappa$ -Wert entspricht einer langsameren Geschwindigkeit mit der der stabile Faserorientierungszustand erreicht wird (Abb. 8).

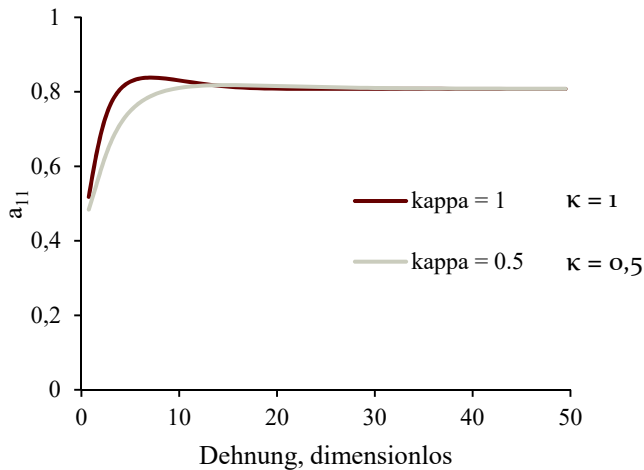


Abb. 8: Auswirkung von  $\kappa$  auf die Geschwindigkeit mit der der stabile Faserorientierungszustand erreicht wird (Walter et al., 2017).

Die beiden Parameter  $C_I$  und  $\kappa$  müssen für jedes Werkstoffsystem experimentell bestimmt werden. Konventionell werden die Faktoren einem sog. „Re-Engineering“-Prozess unterzogen, bei dem die realen Ergebnisse mit der Simulation solange abgeglichen werden bis sie übereinstimmen. Dies müsste mit den im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten NF- und rCF-Compounds für jedes Compound in einem zeitintensiven Prozess einzeln durchgeführt werden. Zur schnelleren Ermittlung der Parameter wurden verschiedene mechanistische Modelle entwickelt. Ein mikro-mechanisches Modell wurde vom Polymer Engineering Center (PEC, Madison, USA) und M-Base Engineering + Software GmbH (Aachen, D) für glasfaserverstärkte Polymere entwickelt. Dieses Modell wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit für die Kunststoffe verstärkt mit Naturfasern und rezyklierten Kohlenstofffasern angepasst.

## 2.2 Mikromechanisches Simulationsmodell

Das mikromechanische oder mechanistische Modell, das in dieser Arbeit verwendet wurde, stellt jede Einzelfaser als Kette aus miteinander verknüpften Segmenten dar. Während jedes Zeitschritts in einem bekannten Strömungsfeld befinden sich die Faserelemente in einem Drehmoment- und Kräftegleichgewicht (Abb. 9, Formel 8 und 9). Da die Faserdeformation zu jedem Zeitpunkt während der Simulation verfolgt wird, kann das Modell auch die Kräfte zwischen den Fasern vorhersagen. Dies ermöglicht bei Kenntnis der mechanischen Eigenschaften der Fasern auch die Vorhersage von Faserbruch. Die tatsächliche Länge der Fasern im Bauteil hat großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Verbundwerkstoffes und ist somit auch ein sehr wichtiger Faktor bei der Simulation. Im Gegensatz zur späteren Füllstudie (Spritzguss-Simulation) mit Interaktionskoeffizienten werden beim mikromechanischen Modell einzelne Fasern modelliert und die Wechselwirkungen (Faser-Faser, Faser-Polymer-schmelze und Faser-Werkzeugwand) exakt berechnet. Im mikromechanischen Modell werden die hydrodynamischen Effekte und die Faserinteraktion berücksichtigt, die Volumenverdrängung - aufgrund von Kontakten zwischen Faser-Faser und Faser-Werkzeugwand - und elastische Deformationen werden nicht berücksichtigt. Durch die herausgelassene Volumenverdrängung wird eine Überlappung der Fasern verhindert und somit können Faser-Interaktionen modelliert werden. Werden die Fasern mit mehr als zwei Segmenten dargestellt, kann auch die Faserbiegung simuliert werden. (Ramírez, 2014; Pérez et al., 2016)

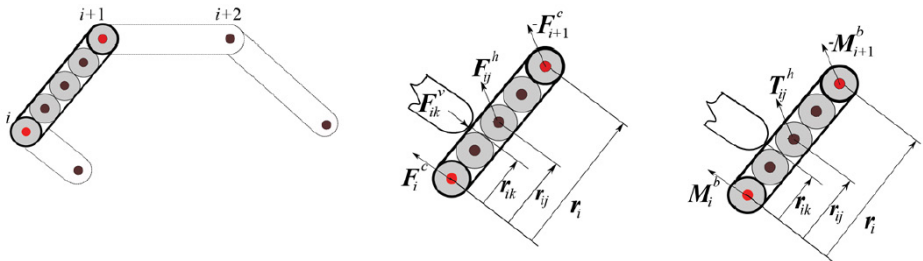


Abb. 9: Diskretisierung einer Faser als Kette von Segmenten und die dazugehörigen Kräfte- und Drehmomentgleichgewichte (Ramírez, 2014).

$$\sum_{k=1}^{N_v} F_{ik}^v + F_i^c - F_{i+1}^c + \sum_{j=1}^{N_b} F_{ij}^h = 0 \quad (8)$$

$$M_i^b - M_{i+1}^b - r_i \times F_{i+k}^c + \sum_{k=1}^{N_v} r_{ik} \times F_{ik}^v + \sum_{j=1}^{N_b} [T_{ij}^h + r_{ij} \times F_{ij}^h] = 0 \quad (9)$$

mit  $F_{ik}^v$  als Kraft aufgrund des Kontaktes zwischen zwei „Fasern“  $i$  und  $k$ ,  $M_i^b$  und  $M_{i+1}^b$  als Momente aufgrund von Biegung,  $N_v$  als die Anzahl der „Fasern“ welche in Kontakt mit „Faser“  $i$  sind und  $N_b$  als die Anzahl der „Perlen“ in „Faser“  $i$ .

In Abb. 10 sind die Kräfte dargestellt, die im mikromechanischen Modell auf die Fasern wirken.

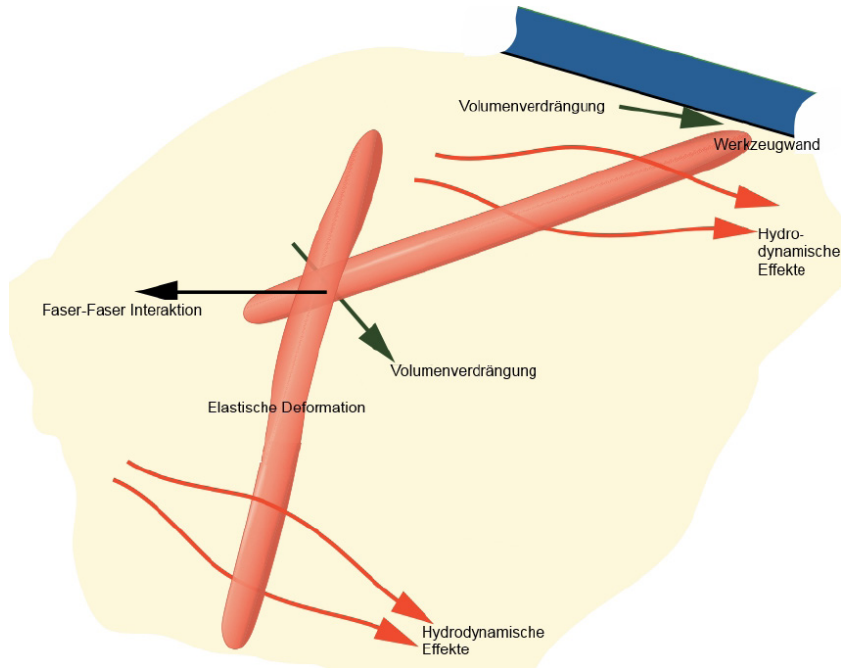


Abb. 10: Darstellung der Kräfte, die im mikromechanischen Modell auf die Fasern wirken (Ford GmbH et al., 2014).

In einer kleinen Domäne, einer sogenannten Elementarzelle, werden die tatsächlichen Kräfte und Wechselwirkungen berechnet und daraus Rückschlüsse auf die Faserorientierung und den Faserbruch gezogen. Hierbei werden Fasercluster in einer Elementarzelle bei einem kontinuierlichen, isothermen Fließvorgang betrachtet. Die typischen Vorgänge beim Spritzgießen, wie der Springbrunneneffekt, werden auf dieser Maßstabsebene nicht betrachtet; sie werden jedoch in den entsprechenden Spritzguss-Simulationssoftware-Programmen berücksichtigt.

Die Fasercluster müssen an den jeweiligen Faservolumengehalt des Compounds angepasst werden. Im Modell wird ein Fasercluster erstellt und durch Vorverdichtung auf den entsprechenden Faservolumengehalt komprimiert (Abb. 11). Wenn die gewünschte Dichte erreicht ist, wird eine Scherströmung appliziert. Periodische Randbedingungen werden angewandt, das heißt, wenn an dem einen Ende der Elementarzelle eine Faser die Zelle verlässt, taucht sie auf der anderen Seite wieder auf. Das ist wichtig, um den Faservolumengehalt immer konstant zu halten. Beim mikromechanischen Modell können Scherrate, Faser- und Matrixeigenschaften, Zeitschritte (= zeitliche Auflösung) und Simulationszeit vom Anwender bestimmt werden. Die Zeitschritte sollten so groß wie möglich gewählt werden, um die Simulationszeit möglichst gering zu halten, und klein genug, damit die Integration nicht instabil wird und verwendbare Ergebnisse produziert werden. Die Interaktionskoeffizienten beschreiben den stabilen Faserorientierungszustand und die Laufzeit bis zu diesem Zustand. Nach Erreichen des stabilen Zustandes kann die Simulation beendet werden. Der Faserinteraktionskoeffizient  $C_1$  wird als charakteristisch für den jeweiligen Werkstoff angesehen und als unabhängig von dem spezifischen Strömungsfeld und der Geometrie des später verwendeten Spritzgusswerkzeuges angenommen. Die ermittelten Koeffizienten können für die konventionelle Spritzguss-Simulation in kommerzielle Software-Programme integriert werden. (Ramírez, 2014; Walter et al., 2017)

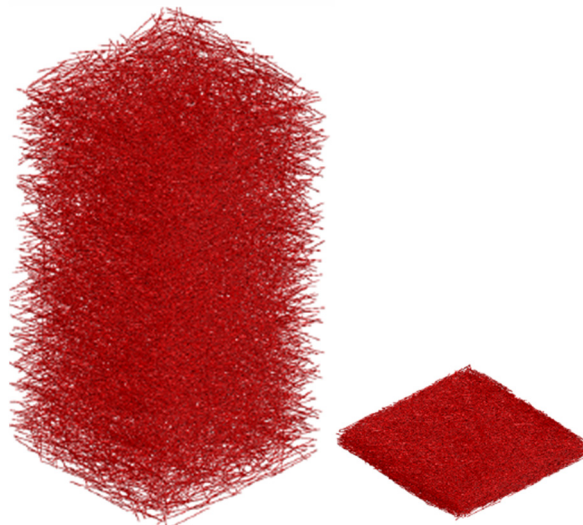


Abb. 11: Fasercluster vor und nach der Vorverdichtung von 2,5 vol% auf 25 vol% (Ramírez, 2014).

Für die Produktentwickler ist es wichtig, dass das Leichtbaupotential von faserverstärkten Polymeren möglichst perfekt ausgenutzt und eine beanspruchungsgerechte Faserorientierung im Bauteil generiert werden kann. Dazu ist es wichtig, dass in frühen Phasen der Bauteilentwicklung durch die Auslegung faserverstärkter Bauteile das Werkstoffpotential gut ausgeschöpft wird. Im Bereich der spritzgegossenen Faserverbundwerkstoffe, ist somit die Spritzguss-Simulation zur Ermittlung der Faserorientierungen im Bauteil eine entscheidende Methode. Die Orientierungstensoren können im Anschluss mittels eines Mapping-Algorithmus auf das Netz der Struktursimulation übertragen werden und integrative Simulationen zur Vorhersage der mechanischen Eigenschaften können durchgeführt werden. (Klein et al., 2014a)

### 2.3 Fasertypen, Fasereigenschaften und Auswahl der Fasern

Schnegelsberg (1999) definiert Fasern als lineare, elementare Gebilde. Hierbei unterscheidet er Naturfasern und Kulturfasern, je nachdem ob sie natürlich gegeben oder industriell geschaffen werden. Innerhalb der Naturfasern werden organische und anorganische Fasern (wie Mineralfasern) unterschieden. Bei den organischen Fasern wird weiter zwischen pflanzlichen und tierischen Fasern (z.B. Seide) unterschieden. Zur Verstärkung in Kunststoffen spielen vor allem pflanzliche Fasern eine wichtige Rolle. Diese lassen sich vereinfacht in Bastfasern, Samenfasern und Blattfasern unterteilen. Bastfasern werden aus Pflanzenstängeln gewonnen, zum Beispiel von Hanf (*Cannabis sativa* L.), Flachs (*Linum usitatissimum* L.), Brennnessel (*Urtica dioica* L.), Jute (*Corchorus capsularis* L. / *C. olitorius* L.) und Kenaf (*Hibiscus cannabinus* L.). Beispiele für Samenfasern sind Baumwolle (*Gossypium hirsutum* L.) und Akon (*Calotropis gigantea* NOR.), für Blattfasern sind es Sisal (*Agave sisalana* P.), Henequen (*Agave fourcroydes* LEM.) und Faserbanane (*Musa textilis*) (Müssig & Sloomaker, 2010).

Pflanzliche Fasern gehören aus biologischer Perspektive zum sogenannten Sklerenchym. Sie erhalten ihre Eigenschaften durch Bildung von sekundär verstärkten Zellwänden und sorgen für die mechanische Festigkeit in den Pflanzen (Eder & Burgert, 2010). Pflanzenfasern bestehen aus Cellulose, Hemicellulosen, Ligninen und Aromaten, sowie aus Wachsen und anderen Lipiden (Akin, 2010a).

Kulturfasern werden industriell aus natürlichen oder synthetischen Polymeren (z.B: Nylon, PA-Faser) oder aus anorganischen Stoffen hergestellt.

Zu den Fasern aus natürlichen Polymeren gehören z.B. PLA-Fasern (Polylactid) oder auch Fasern aus regenerierter Cellulose (z.B. Viskose oder Lyocell), auch Regeneratcellulose-Fasern genannt. Zu den Fasern aus anorganischen Stoffen zählen z.B. Glasfasern und Kohlenstofffasern, die sehr häufig für Faserverbundwerkstoffe verwendet werden.

Für die Produktion nachhaltiger, faserverstärkter Kunststoffe kommen im Rahmen der vorliegenden Arbeit Bastfasern, Blattfasern, Regeneratcellulosefasern und rezyklierte Kohlenstofffasern zum Einsatz. Die einzelnen Fasertypen werden in den nächsten Abschnitten genauer vorgestellt.

### **2.3.1 Verwendete Naturfasern**

Pflanzenfasern sind die Lösung der Natur, um die mechanischen Anforderungen, die eine Pflanze im Laufe ihres Lebens bewältigen muss, durch angepasste Eigenschaften zu erfüllen. Die Pflanzenfasern können als „im Laufe der Evolution optimierte Strukturen“ betrachtet werden, die die Menschen schon lange für unterschiedliche Anwendungen einsetzen und gemeinsam mit tierischen Fasern (Wolle, Seide) in ihre kulturellen Techniken eingebunden haben (Eder & Burgert, 2010). Aufgrund der unterschiedlichen Lokalisierung der Fasern in verschiedenen Pflanzenteilen und damit verbundenen biologischen Aufgaben, unterscheiden sich die Fasern in ihren (mechanischen) Eigenschaften. Pflanzenfasern setzen sich aus langgezogenen Verbänden spezialisierter Faserzellen zusammen. So wie andere Pflanzenzellen, werden auch Faserzellen durch eine pektin- oder lignin-reiche Mittellamelle miteinander verbunden; sie bilden spezialisierte Gewebe, um spezielle Anforderungen der Pflanze zu erfüllen. Wenn die Faserzelle nach dem primären Wachstumsprozess ihre endgültige Größe und Form erreicht hat, beginnt sie eine verhältnismäßig dicke Sekundär-Zellwand auszubilden. Innerhalb der Sekundär-Zellwand winden sich die Cellulosefibrillen in einer S- oder Z-Helix parallel zueinander um die Zelle. Der Winkel dieser parallelen Mikrofibrillen zur Längsachse der Zelle wird als Mikrofibrillenwinkel bezeichnet (engl. microfibril angle - MFA). Die Dicke der Sekundär-Zellwand und die Orientierung der Cellulosefibrillen spielen eine wichtige Rolle für die mechanischen Eigenschaften der Pflanzenfasern. In Abb. 12 sind mögliche Zellwandaufbauten für verschiedene Fasertypen schematisch dargestellt. Die Zellwand von Holzfasern besteht aus einer Primär-Zellwand und einer Sekundär-Zellwand mit drei Schichten S<sub>1</sub>, S<sub>2</sub> und S<sub>3</sub>, wobei die S<sub>2</sub> Schicht am ausgeprägtesten ist (Abb. 12, A). Die Zellwand der Bastfasern ist aus vielen Schichten aufgebaut (Abb. 12, B). Die meisten Bastfasern zeigen einen Mikrofibrillenwinkel von unter 10°. (Eder & Burgert, 2010)

Die mechanischen Eigenschaften von einzelnen Pflanzenfasern hängen stark von dem Verhältnis Zellwand/Zelllumen und der Orientierung der Cellulosefibrillen ab (Abb. 13). Die Fasern mit einem höheren Zellwand/Zelllumen-Verhältnis sind steifer und fester als Fasern mit niedrigem Verhältnis; die mechanischen Eigenschaften werden dabei jeweils auf den gesamten Faserquerschnitt einschließlich Lumen bezogen (Abb. 13, A) (Eder & Burgert, 2010). Die Interdependenz zwischen Mikrofibrillenwinkel und Zugfestigkeit ist sehr komplex und wurde in einigen experimentellen Studien an Einzelfasern untersucht (Page & El-Hosseiny, 1983; Burgert et al., 2002; Groom et al., 2002a, 2002b). Der E-Modul ist stark abhängig vom Mikrofibrillenwinkel (MFA). Ein kleiner MFA – die Cellulosefibrillen sind fast parallel zur Zugrichtung ausgerichtet – führt zu einem hohen E-Modul, ein großer MFA hingegen reduziert die Steifigkeit. Fasern mit einem kleinen MFA zeigen ein sehr steifes und ein beinahe voll elastisches Verhalten mit sprödem Bruch (Abb. 13, B) (Eder & Burgert, 2010). Hingegen zeigen Pflanzenfasern mit einem hohen MFA ein zwei- oder sogar dreiphasiges Verhalten (Page et al., 1971; Bodig & Jayne, 1993; Navi et al., 1995; Köhler & Spatz, 2002; Keckes et al., 2003; Martinschitz et al., 2008) mit einer kurzen elastischen Anfangsphase und einer langen Phase mit plastischer Deformation, was zu einer hohen Zähigkeit führt (Eder & Burgert, 2010).

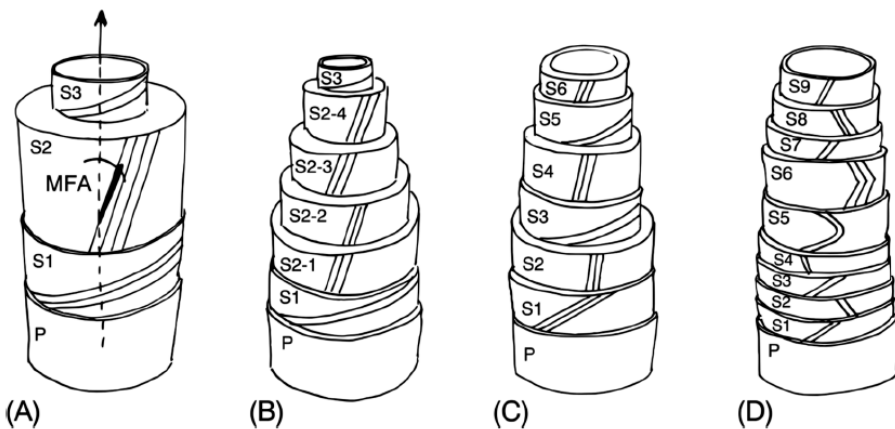


Abb. 12: Schematische Zeichnung von möglichem Zellwandaufbau in (A) Holzfasern, (B) Bastfasern (z.B. Flachs- oder Hanf), (C) monokotyler Pflanzen (z.B. Sisal oder hier dargestellt Bambus (nach Parameswaran & Liese, 1976) und (D) Samenfasern. Die schwarzen Linien stellen die Orientierung der Mikrofibrillen dar. (Eder & Burgert, 2010)

Für Hanffaserbündel (Bastfasern) wurden Mikrofibrillenwinkel von  $6^\circ$  und dazugehörige Zugfestigkeiten von 310 bis 750 MPa und E-Moduln von

17,2 bis 60 GPa ermittelt (Bledzki & Gassan, 1999; Gassan et al., 2001; Mwaikambo & Ansell, 2006a). In Studien für Sisalfaserbündel (Blattfasern von monokotylen Pflanzen) wurden MFAs von  $18 - 22^\circ$ , Zugfestigkeiten von 450 bis 840 MPA und E-Moduln von 5,3 bis 28 GPa analysiert (Bisanda & Ansell, 1992; Mwaikambo & Ansell, 2006b). Im Vergleich wurden für Kokosfaserbündel mit deutlich höheren MFAs von  $40$  bis  $47^\circ$ , deutlich geringere E-Moduln von 3,3 bis 5 GPa (Kulkarni et al., 1981) und geringer Zugfestigkeiten von 160 bis 250 MPA (Martinschitz et al., 2008) ermittelt (Eder & Burgert, 2010). Diese großen Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften zum Beispiel zwischen Hanf- und Kokosfasern ist auf die jeweilige Funktion der Fasern in den Pflanzenorganen zurückzuführen. Hanffasern haben eine Stützfunktion in den Stängeln der Hanfpflanzen, während die Funktion der Kokosfasern vor allem in der Energieaufnahme beim Aufprall der Kokosnuss liegt.

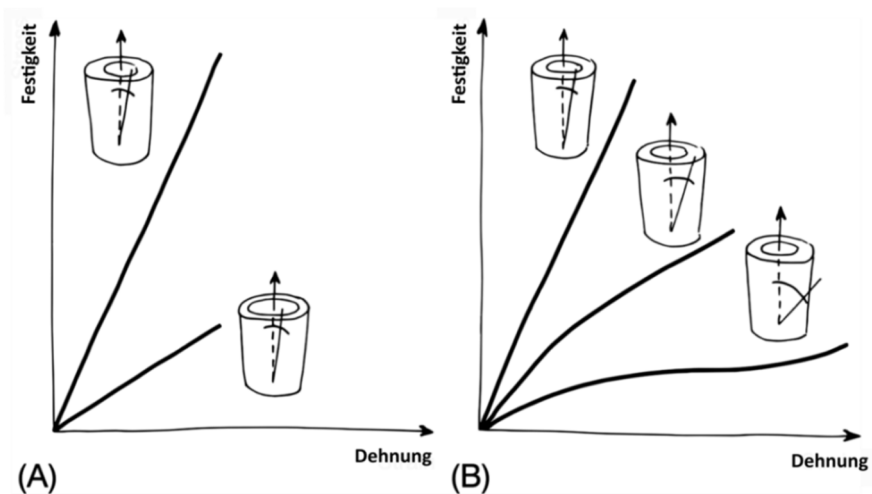


Abb. 13: Schematische Festigkeit-Dehnung-Kurven abhängig von (A) Fasern mit hohem und niedrigem Verhältnis von Zellwand zu Zelllumen mit konstantem Mikrofibrillenwinkel und (B) Fasern mit unterschiedlichem Mikrofibrillenwinkel (Eder & Burgert, 2010).

Für die Anwendung von Pflanzenfasern als Faserverstärkung in Kunststoffen eignen sich daher Fasern, die hohe Zugkräfte aufnehmen können. In dieser Arbeit wurden daher Bastfasern (Hanf- und Flachsfasern) und Blattfasern (Sisalfasern) ausgewählt. Um eine möglichst große Bandbreite sehr unterschiedlicher Fasern zu untersuchen und zu vergleichen, wurden zusätzlich Regeneratcellulosefasern verwendet. Regeneratcellulosefasern haben ebenfalls hohe Zugfestigkeiten, weisen deutlich höhere Dehnungen

als die Bast- und Blattfasern auf. Bei Regeneratcellulosefasern handelt sich im klassischen Sinne nicht um Naturfasern, da sie industriell hergestellt werden (Schnegelsberg, 1999). Da sie auf der Basis von Cellulose produziert werden, sind sie aus natürlichen Rohstoffen hergestellt.<sup>7</sup>

Eine Übersicht der verwendeten Fasertypen ist in Tab. 1 dargestellt.

Tab. 1: Übersicht der verwendeten Cellulosefasern, ihrer Eigenschaften und Herkunft.

Faser	Faserart	Lieferant	Form	Sonstiges
Hanf	Bastfaser	BaVe Badische Faser- veredelung GmbH, Malsch, DE	Faserpellets	Anbauland: Frankreich Anbaujahr: 2010
Flachs	Bastfaser	BaVe Badische Faser- veredelung GmbH, Malsch, DE	Faserpellets	Anbauland: Holland Anbaujahr: 2010
Sisal	Blattfaser	Cayetano Garcia Del Moral S.L., Cabra del Santo Cristo, Spanien	Faserpellets (BaVe Badische Faserveredelung GmbH, Malsch, DE)	Anbauländer: Brasilien, Kenia, Tanzania (Menge von 1 t → Fasern wurden von verschiedenen Anbauländern gemischt) Anbaujahr: 2012
Cordenka®	Regenerat- cellulosefaser	Cordenka GmbH & Co. KG, Obernburg, DE	Schnittfasern (geschnitten von W. Barnet GmbH & Co. KG, Aachen, DE)	Länge 1 (L 1): 0,5 mm Länge 2 (L 2): 1,5 mm Ø: 12,4 µm

### 2.3.1.1 Hanf

Hanf (*Cannabis sativa* L.) zählt zu den ältesten und bekanntesten Kulturpflanzen und ist ursprünglich in Zentralasien beheimatet. Der Hanf ist eine äußerst robuste und anspruchslose Pflanze, die Unkräuter verdrängt und kaum von Schädlingen oder Krankheiten befallen wird. Er benötigt daher (fast) keine Pestizide. Das Wort „Hanf“ wird oft nicht nur für die Pflanze, sondern auch für die Faserbündel verwendet. Außerdem ist eine Verwechslung mit anderen Faserpflanzen möglich, da Hanf umgangssprachlich oft als Beiwort benutzt wird. So werden die Blattfasern von *Agave sisalana* P. auch Sisalhanf oder die Bastfasern von *Hibiscus cannabinus* L. neben Kenaf auch Gambohanf genannt (Schnegelsberg, 1999 in Waskow, 1995). Eine eindeutige Zuordnung mit Hilfe der wissenschaftlichen Pflanzennamen ist deshalb unverzichtbar.

<sup>7</sup> Die Pflanzenfasern und Regeneratcellulosefasern werden in der vorliegenden Arbeit zusammenfassend als Cellulosefasern bezeichnet.

Hanf (*Cannabis sativa* L.) wurde traditionell für drei verschiedene Produkte angebaut: die Fasern, die Samen und die psychoaktiven Substanzen (Amaducci & Gusovius, 2010). Bereits im 28. Jahrhundert v. Chr. wurden Kleider und Heilmittel für den chinesischen Kaiser Shen-Nung aus „Ma“ (Hanf) hergestellt. Auch in Deutschland gibt es Funde von Hanfseilen und -geweben aus dem 8. bis 4. Jahrhundert v. Chr. im Stuttgarter Raum (Waskow, 1995).

1543 widmet der Arzt Leonhardt Fuchs in seinem Kräuterbuch dem Hanf ein ganzes Kapitel. Abbildung 14 zeigt eine schematische Zeichnung einer Hanfpflanze aus diesem Werk.

1870 fertigte Levi Strauss die erste Jeans der Welt aus Hanf. Die für das Reiten konzipierte Hose musste sehr reißfest sein, um den sehr hohen Beanspruchungen standzuhalten und eine hohe Lebensdauer zu erzielen. Da Hanffasern sehr gute mechanische Eigenschaften aufweisen, können sie somit auch für sehr anspruchsvolle Textilien verwendet werden. (Waskow, 1995)

Das Einsatzfeld von Hanffasern hat sich in den letzten Jahren geweitet. Über die textilen Anwendungen hinaus (Amaducci, 2003, 2005), werden die Bastfasern auch zur Produktion von hochwertigen Spezialpapieren eingesetzt (Karus & Vogt, 2004; Diepenbrock, 2014). Ein weiterer vielversprechender Anwendungsbereich für Hanffasern ist die Herstellung von Isolationsprodukten und Faserverbundwerkstoffen (Müssig et al., 2005).

In Deutschland wurde seit 1982 jeglicher Besitz und Anbau von Hanfpflanzen unter Strafe gestellt. Hanfsamen durfte man besitzen, allerdings nicht in die Erde bringen (Waskow, 1995). Für Forschungszwecke und Demonstrationszwecke (z.B. in einem Freilandmuseum) durften Faserhanfpflanzen angebaut werden. Seit 1996 darf Hanf in Deutschland wieder zur Fasergewinnung angebaut werden, vorausgesetzt es werden



Abb. 14: Schematische Zeichnung einer Hanfpflanze (Fuchs, 1543).

THC-arme Faserhanfarten nach behördlicher Genehmigung und unter Überwachung verwendet (Frohne & Braun, 2002). Das heißt die Konzentration von Delta-9-Tetrahydrocannabinol (THC) im oberen Blattdrittel darf beim THC-armen Hanf den EU-Grenzwert (No. 796/2004, 2004) von 0,2 % nicht überschreiten. Heute wird Hanf in Form langer Faserbündel in der Textilindustrie sowie in Form kurzer Faserbündel für Baustoffe, Dämmstoffe und Formpressteile und bei der Papierherstellung von hochwertigen Spezialpapieren eingesetzt (Diepenbrock, 2014).

Die Hanfernte wurde hinsichtlich des Nutzungsziels und des Anbauverfahrens weiterentwickelt und optimiert (Venturi et al., 2007; Diepenbrock, 2014). Es sind verschiedene Verfahren notwendig, um

- lange Faserbündel oder
- kurze Faserbündel zu ernten oder
- eine Koppelnutzung zu gewährleisten und Samen und Faserbündel zu ernten (Amaducci & Gusovius, 2010).

Für die Gewinnung von langen Faserbündeln wird als Ernteverfahren in Westeuropa meist das „Mähen ins Schwad“ (geschwadetes Mähgut) angewendet, gefolgt von einer zwei- bis dreiwöchigen Tauröste<sup>8</sup> (Feldröste) mit Wenden. Die Röste (Alternative zur Tauröste ist die Wasserröste) ist wichtig für den späteren Aufschluss, das Separieren der Fasern (Bósca & Karus, 1997). In Europa wird für die Ernte von kurzen Faserbündeln bisher am häufigsten das Erntesystem „HempCut 3000/4500“ („one - knife cutting drum“; „Ein-Messertrommel-Feldhäcksler“) der Firma HempFlax (Oude Pekela, Niederlande) verwendet (Amaducci & Gusovius, 2010). Die Ernte von Hanfsamen kombiniert mit einer Nutzung der Bastfasern hat lange Tradition in Zentralfrankreich. Dies braucht eine spezielle Erntelösung, da die Samen im Vergleich zur Faserernte verspätet reifen. Aktuell etabliert sich eine neue Methode zur Dreifachnutzung von Hanfpflanzen, bei der neben den Samen und den Fasern auch die Blätter zur Gewinnung von CBD (Cannabidiol) für medizinische Anwendungen geerntet werden (Frank, 2017). Nach der Röste der Hanffaserstängel für technische Anwendungen, werden die Stängel zu Ballen verpresst und zur Aufberei-

---

<sup>8</sup> Schnegelsberg (1999) definiert die Röste als „gewinnungstechnische Tätigkeit, die faser- verklebende Substanzen (Pektin) im Bastfaserstängel durch bakterielle oder chemische Prozesse anzulösen, um so ein Aussondern des Rindenbastes von den übrigen Stängelteilen zu ermöglichen.“ Bei der **Tauröste**, auch **Feldröste** genannt, werden die geernteten Pflanzenstängel auf dem Feld ausgelegt. Heimischen Mikroorganismen, vor allem Pilze, wachsen auf den Stängel und bauen das Pektin in den Zellwänden und der Mittellamellen ab, so dass in weiteren Prozessschritten die Faserbündel herausgelöst werden können (Henriksson et al., 1997).

tung transportiert. Weitere Verarbeitungsschritte beinhalten das Brechen des Hanfstrohs zu Faserbündeln und Schäben<sup>9</sup> und das Separieren der Faserbündel von den Schäben (Amaducci & Gusovius, 2010).

Aufgrund der verschiedenen Aufschlussverfahren und abhängig von den Wachstumsbedingungen für die Hanfpflanzen ergeben sich stark variierende Faserfeinheiten und Faserlängen (Tab. 2). Hanffasern gehören aufgrund ihrer hohen Steifigkeit und Zugfestigkeit zu den am häufigsten verwendeten Naturfasern in Verbundwerkstoffen (Shahzad, 2012). Vorteile der Hanffasern im Vergleich zum Einsatz von Glasfasern sind die geringe Dichte, die geringe Abrasivität, die biologische Abbaubarkeit, der Einsatz von nachwachsenden Rohstoffen und die rückstandsarme Verbrennung (Kohler et al., 1997). In Tab. 3 sind die mechanischen Eigenschaften, Mikrofibrillenwinkel und Dichtewerte für Hanffasern aufgeführt.

Tab. 2: Morphologische Eigenschaften von Hanf, Flachs und Sisal. Die angegebenen Werte zeigen den Bereich, der in der Literatur gefunden wurde (Literaturzusammenstellung aus Müssig et al., 2010).

	Feinheit (Durchmesser/ Faserbreite) in $\mu\text{m}$		Feinheit in tex		Länge in mm	
	Einzelfaser	Faserbündel	Einzelfaser	Faserbündel	Einzelfaser	Faserbündel
<b>Hanf</b>	3 - 51	25 - 500	0,3 - 3	5,4 - 40	8,3 - 55	650 - 5000
<b>Flachs</b>	1,7 - 76	40 - 620	0,1 - 0,5	0,4 - 10	4 - 140	100 - 1500
<b>Sisal</b>	4 - 47	9 - 460	1 - 4,6	15 - 20	0,5 - 8	40 - 1250

Die für diese Arbeit verwendeten Hanffaserbündel wurden 2010 in Frankreich angebaut, mittels Feldröste gewonnen und von der BaVe Badische Faserveredlung GmbH (Malsch, DE) für eine bessere Dosierbarkeit im Compoundierungsprozess zu Pellets verpresst (s. Tab. 1). Eine detaillierte

<sup>9</sup> Als Schäben werden die gebrochenen, holzähnlichen Partikel bezeichnet, die beim Aufschluss von Bastfasern, vor allem von Flachs- oder Hanffasern, bei der Entholzung (Dekortikation) des Pflanzenstängels als Koppelprodukt anfallen. Ihre Länge variiert von unter einem bis zu wenigen Zentimetern. Die Schäben, vor allem die Hanfschäben, werden wegen ihres guten Wasseraufnahmevermögens hauptsächlich als Tiereinstreu verwendet. Der Anteil der Schäben entspricht beim Hanf ungefähr 50 - 60 % des Stängels und beim Flachs 45 - 55 %. (Carus et al., 2008)

rasterelektronenmikroskopische Ansicht der in dieser Arbeit verwendeten Hanffasern ist in Abbildung 15 dargestellt.

Tab. 3: Mechanische Eigenschaften, Dichtewerte und Mikrofibrillenwinkel von Hanf, Flachs und Sisal. Dargestellt sind Wertebereiche für Einzelfasern und Faserbündel, die in Klammern dargestellten Werte entsprechen den in der Fachliteratur am häufigsten genannten Mittelwerten (Literaturzusammenstellung aus Eder & Burgert, 2010 und Müssig et al., 2010).

	Zugfestigkeit in MPa	E-Modul in GPa	Dehnung in %	Dichte g/cm <sup>3</sup>	Mikrofibrillen- winkel in °
<b>Hanf</b>	310 - 1100 (800)	3 - 90 (65)	1,3 - 6 (3)	1,4 - 1,6	4 - 11
<b>Flachs</b>	343 - 1500 (700)	8 - 100 (70)	1,2 - 4 (3)	1,4 - 1,52	6 - 6,2
<b>Sisal</b>	80 - 855 (600)	9 - 38 (12)	1,9 - 14 (3)	1,0 - 1,5	18 - 22

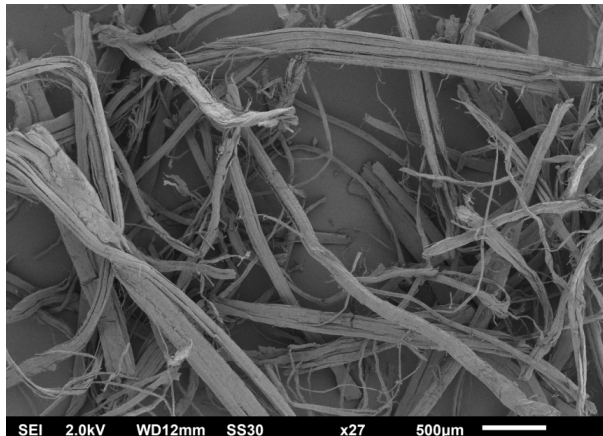


Abb. 15: Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen von den in dieser Arbeit verwendeten Hanffaserbündeln.

### 2.3.1.2 Flachs

Flachs (*Linum usitatissimum* L.) oder auch Lein genannt, ist eine der ältesten Kulturpflanzen der Welt. Aus den Stängeln werden die Flachsfasern und aus den Samen Leinöl gewonnen. Flachs braucht nur geringe Düngermengen und kann auf Grenzertragsflächen angebaut werden. Die Produktion von Flachsfasern hat eine ausgesprochen positive Ökobilanz

und gilt somit als sehr umweltfreundlich (Akin, 2010b). Kvavadze et al. (2009) fanden gezwirnte wilde Flachsfasern, die darauf schließen lassen, dass bereits vor 30.000 Jahren Jäger und Sammler Flachsgarn zum Befestigen von Steinwerkzeugen oder zum Nähen von Bekleidung verwendet haben. In Ägypten wurde vor mehr als 5.000 Jahren Flachs „gewebtes Mondlicht“ genannt. Er wurde in der Kleidung der Priester und Pharaonen und für Leinentücher der Mumien verwendet. Im Mittelalter wurde Leinen vielfach für Gewebe und Garne verwendet, im Gegensatz zu den gröberen Hanffasern, die mehr Anwendung im Bereich der Seilwaren fanden. (Waskow, 1995)

Anfang des 19. Jahrhunderts wurde Leinen, ähnlich wie Hanf, durch Baumwolle und Chemiefasern ersetzt. Das geschah allerdings nicht wegen seiner Gebrauchseigenschaften, sondern aus ökonomisch-technischen Gründen. 1956 wurde der Anbau von Faserlein in Deutschland fast komplett eingestellt. Heute steigt das Interesse wieder an, da die Nachfrage nach Naturfasern aufgrund gesteigerter Auseinandersetzung mit Gesundheit und Nachhaltigkeit wächst. (Waskow, 1995)

Die Flachssorten wurden bisher entweder auf hohen Ölertrag (Öllein) oder auf Fasern hoher Qualität (Faserlein) gezüchtet. Der Faserlein ist nicht verzweigt und hat einen sehr langen Stängel, aus dem lange Bastfasern gewonnen werden können (Abb. 16, links). Der Öllein hingegen ist verzweigt, hat mehr Blüten und einen größeren Leinsamenertrag (Abb. 16, rechts). Beim Öllein ist der Stängel viel kürzer und somit können nur kürzere Faserbündel gewonnen werden. Neue Züchtungen sollen dazu dienen, sowohl gute Faserernten als auch hohe Ölerträge zu erzielen (Müssig & Haag, 2015).

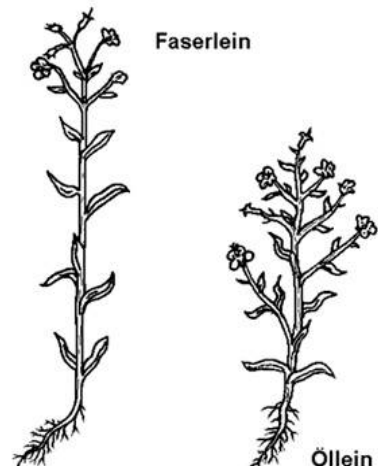


Abb. 16: Schematische Zeichnung einer Faserleinpflanze (unverzweigt) und einer Ölleinpflanze (verzweigt) (Seilnacht, n.d.).

Diese Züchtung, die sowohl für die Leinsamenernte als auch die Flachsfasergewinnung geeignet ist, wird Ölfaserlein genannt (Waskow, 1995). Hier wird eine Koppelnutzung für eine parallele Reife von Fasern und Samen ermöglicht. Somit müssen nicht zwei Ertragsflächen bebaut werden, sondern es können auf einer Anbaufläche Fasern (Kurzfasern) und Leinsamen mit hohem Ölgehalt produziert werden. Dies spart Wasser, Dünger und vor allem Anbauflächen.

Heute wird Flachs als lange Faserbündel in der Textilindustrie, als kurze Faserbündel vor allem für Baustoffe, Dämmstoffe, Formpressteile und in der Papierherstellung eingesetzt (Diepenbrock, 2014). Bei der Ernte von Faserlein werden mehrere Schritte durchlaufen: Raufen (Stängel mit Wurzeln werden herausgerissen), Rösten (Tauröste, Wasserröste, chemische Röste, enzymatische Röste oder Standröste), Schwingen (Trennung von Fasern und Schäben) und Hecheln (Diepenbrock, 2014).

Flachsfasern haben wie die Hanffasern eine Stützfunktion im Flachspflanzenstängel. Die Fasern eignen sich daher ebenfalls als Faserverstärkung in Faserverbundwerkstoffen aufgrund ihrer hohen Steifigkeit und Zugfestigkeit. In Tab. 2 und Tab. 3 sind die morphologischen und mechanischen Eigenschaften, die Mikrofibrillenwinkel und die Dichtewerte aufgeführt. Flachsfasern weisen, wie andere Naturfasern auch, folgende Vorteile gegenüber Glasfasern auf: geringere Dichte, geringere Abrasivität, biologische Abbaubarkeit und geringerer Energieverbrauch (Wambua et al., 2003). Die spezifischen mechanischen Eigenschaften von neuartigen Flachsfaser-Verbundwerkstoffen sind vergleichbar mit glasfaserverstärkten Verbundwerkstoffen. Dies ist vor allem für den Automobilbereich interessant, dort haben flachsfaserverstärkte Kunststoffe das Potential in einer nächsten Generation als Strukturbauteile Anwendung zu finden (Yan et al., 2014).

Die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Flachsfasern wurden 2010 in Holland angebaut und ebenfalls, wie die Hanffasern, von der BaVe Badische Faserveredlung GmbH (Malsch, DE) zu Pellets verpresst (s. Tab. 1). Eine detaillierte rasterelektronmikroskopische Ansicht der Fasern ist in Abb. 17 dargestellt.

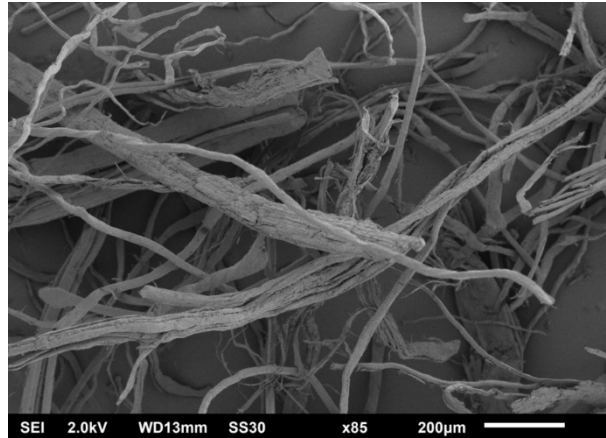


Abb. 17: Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen von den in dieser Arbeit verwendeten Flachsfaserbündeln.

### 2.3.1.3 Sisal

Die Sisalfaserbündel werden heute meist aus den Blättern der Sisalpflanze (*Agave sisalana* Perrine) gewonnen (Schnegelsberg, 1999). Die Agavenart kommt ursprünglich aus Mexiko, wobei dort vor allem eine andere Art *Agave fourcroydes* Lem., bekannt als Henequen, bevorzugt wurde (Lock, 1969). Heute wird *Agave sisalana* Perrine vor allem in Brasilien, Ostafrika (Tansania) und China angebaut (FOA, 2016). Durch das Aufkommen von synthetischen Fasern ging, wie auch bei anderen Naturfasern, die Sisal-Produktion zurück (Lock, 1969). In den letzten Jahren ist der Anbau von 211,4 kt in 2011 wieder auf 252,5 kt in 2014 (davon 95,4 kt in Brasilien) angestiegen (FOA, 2016). Sisalfasern sind mit ungefähr 70 % der kommerziellen Herstellung von Blattfasern die weltweit am meisten gewonnenen Blattfasern (Anandjiwala & John, 2010).

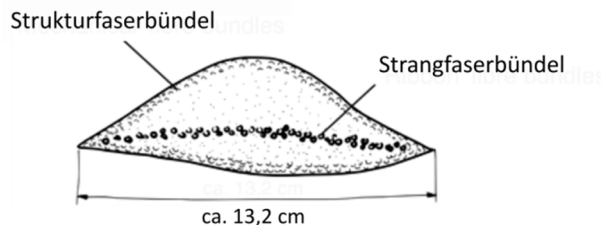


Abb. 18: Querschnitt eines Sisalblattes (nach Bisanda & Ansell, 1992 in Anandjiwala & John, 2010).

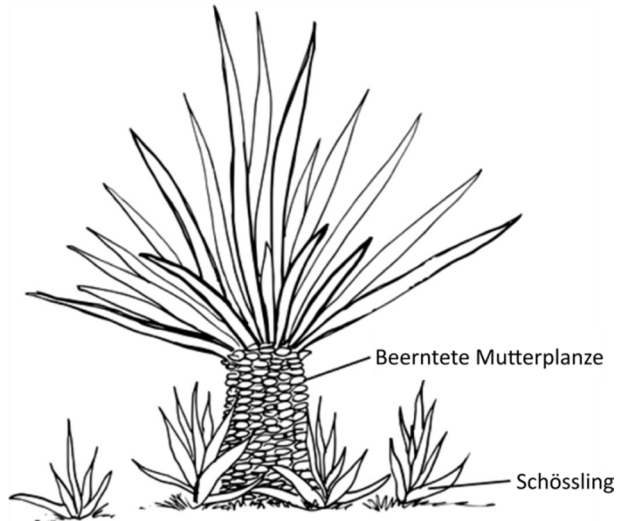


Abb. 19: Aus den langen Blättern der adulten Sisalpflanze (*Agave sisalana* P.) werden die Fasern gewonnen. Schösslinge werden an den Wurzeln der Mutterpflanzen gebildet (Anandjiwala & John, 2010).

Die Sisalblätter besitzen drei verschiedene Arten von Fasern, die Strukturfaserbündel, die Strangfaserbündel und Xylemfaserbündel. Die Strukturfaserbündel befinden sich vor allem am äußeren Blattrand. Die Strangfaserbündel hingegen befinden sich auf der Medianlinie des Blattes (Abb. 18); sie verlaufen von der Basis der Pflanze bis zu Blattspitze und sind die längsten Sisalfaserbündel. Die Xylemfasern sind entgegengesetzt zu den Strangfaserbündeln ausgerichtet (Anandjiwala & John, 2010). Die Strukturfasern können nach einer zwei- bis dreijährigen Wachstumsphase der Sisalpflanze (Abb. 19) extrahiert werden, wobei circa 4 Masse% der Blätter als Faserbündel separiert werden können (Terrapon-Pfaff et al., 2012). Die Pflanzen werden für circa 10 Jahre beerntet. Die rohen Sisalfaserbündel werden sonnengetrocknet; Verunreinigungen werden in Brasilien und Tansania durch Bürsten entfernt. Traditionell wurde Sisal meist zur Herstellung von Seilen, Bindegarnen und Tauwerken aufgrund seiner Festigkeit, Dehnungsfähigkeit, Haltbarkeit, guten Färbbarkeit und Salzwasserbeständigkeit eingesetzt (Li & Shen, 2015). Seit einigen Jahren werden Sisalfaserbündel auch in nachhaltigen Faserverbundwerkstoffen eingesetzt, vor allem im Automobilbereich (Li & Shen, 2015). Sisalfaserbündel eignen sich aufgrund ihrer geringen Dichte und hohen Festigkeit (Tab. 3) als Faserverstärkung in automobilen Faserverbundwerkstoffen. Ebenso wie bei den Bastfasern von Hanf und Flachs ergeben sich aufgrund von unterschiedlichen Wachstumsbedingungen und Extraktionsverfahren

starke Schwankungen in den morphologischen Eigenschaften der Sisal-Blattfaserbündel (Tab. 2).

Die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Sisalfasern wurden 2012 in Kenia, Tansania und Brasilien angebaut und ebenfalls, wie die Hanf- und Flachsfasern, von der BaVe Badische Faserveredlung GmbH (Malsch, DE) pelletiert (s. Tab. 1). Eine detaillierte rasterelektronmikroskopische Ansicht der Fasern ist in Abb. 31 dargestellt.

Um den Lesefluss zu vereinfachen, beziehen sich die Begriffe „Hanf“, „Flachs“ und „Sisal“ im Folgenden jeweils auf die Faserbündel, die aus den Pflanzen extrahiert wurden.

### 2.3.2 Regeneratcellulose (Cordenka<sup>®</sup>)

Als vierte Faser aus nachwachsenden Rohstoffen wurde eine Regeneratcellulosefaser ausgewählt. Dabei handelt es sich nicht um eine Naturfaser im klassischen Sinne (siehe Abschnitt 2.3), sondern um eine Chemiefaser aus nachwachsenden Rohstoffen, in diesem Falle aus hochreinem Zellstoff (Cellulose). Es gibt vier verschiedenen Methoden zur Herstellung von Regeneratcellulosefasern im Industriemaßstab:

- a) das Viskoseverfahren zur Herstellung von Viskosefasern (z.B. Cordenka<sup>®</sup>) und Modal-Fasern,
- b) den Lyocell-Prozess zur Herstellung von Lyocellfasern (z.B. Tencel)
- c) den Acetat-Prozess zur Herstellung von Cellulose-Acetat-Fasern (wird vor allem für Zigarettenfilter verwendet)
- d) das Kupfer-Ammoniak-Verfahren zur Herstellung von Cupro (Shen & Patel, 2010).

Die Viskosestapelfasern stellen die weltweit wichtigste Regeneratcellulosefasern dar (Shen & Patel, 2010). Beim Viskoseverfahren wird mittels Natronlauge und Kohlenstoffdisulfid der Zellstoff aufgelöst bis flüssige Viskose entsteht. Die laugenhaltige Masse (Viskose) wird in säurehaltigen Bädern extrudiert. Es entsteht eine Faser, die verstreckt und im nassen Zustand aufgespult wird. Danach wird das fertige Rayon (Viskose) wieder abgespult, gewaschen, getrocknet und wieder aufgespult (Cordenka GmbH und Co. KG, n.d.).

Regeneratcellulosefasern weisen als Verstärkungsfasern in Faserverbundwerkstoffen einige Vorteile gegenüber glasfaserverstärkten Kunststoffen auf. Die Fasern haben mit  $1,5 \text{ g/cm}^3$  eine geringere Dichte als Glasfasern ( $\rho = 2,5$  bis  $2,6 \text{ g/cm}^3$ ), zeigen keine hohe Abrasivität in den Werkzeugen

und haben eine rückstandsarme Verbrennung (Ganster & Fink, 2005). Regeneratcellulosefasern zeigen neben einer hohen Zugfestigkeit und Steifigkeit, ebenfalls hohe Bruchdehnungswerte. Das gibt den Fasern ein hohes Potential für Anwendungen in Leichtbau verbunden mit bemerkenswerten Impact- und Energieabsorptions-Eigenschaften (Mader et al., 2011). Die Forschung in den letzten Jahren gibt regeneratcellulosefaserverstärkten Kunststoffen großes Potential als nachhaltigen Ersatz für glasfaserverstärkte Kunststoffe (Ganster & Fink, 2005; Fink & Ganster, 2006; Ganster et al., 2006; Bax & Müssig, 2008; Chard et al., 2015).

Für die vorliegende Arbeit wurden die Regeneratcellulosefasern Cordenka<sup>®</sup> CR500 (5000 dtex f 2700, Cordenka GmbH und Co. KG, Obernburg, DE; Abb. 20) verwendet. Diese wurden in zwei verschiedene Schnittlängen 0,5 mm und 1,5 mm (geschnitten von W. Barnet GmbH & Co. KG; Aachen, DE) in den Compounds eingesetzt.

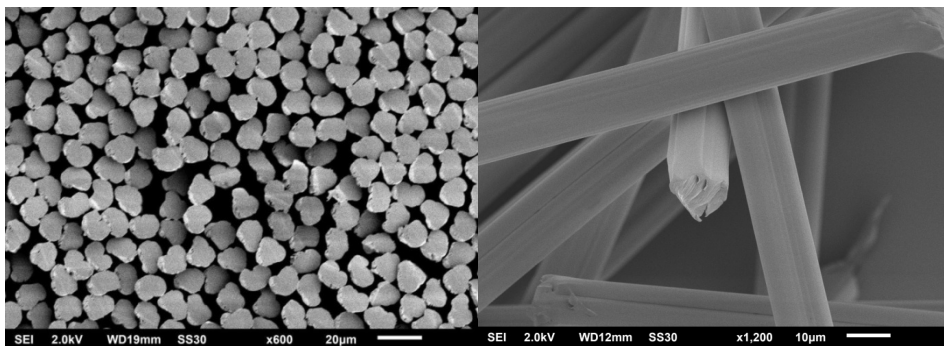


Abb. 20: Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen von Querschnitten (links) und Längsansichten von Cordenka<sup>®</sup> (CR500) (rechts). Durch den Faserherstellungsprozess haben die Fasern einen leicht elliptischen und keinen runden Querschnitt.

In den folgenden Abschnitten werden die Compounds, die aus den drei Naturfasern und den Regeneratcellulosefasern hergestellt werden als Cellulosefaser-Compounds zusammengefasst.

### 2.3.3 Rezyklierte Kohlenstofffasern

Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) werden in einem großen Anwendungsbereich eingesetzt, vor allem als Leichtbauprodukte. Hierbei spielt vor allem die Luftfahrtindustrie mit 30 % der globalen Nachfrage nach Kohlenstofffasern eine wichtige Rolle; gefolgt vom Fahrzeugbau mit 22 %. Weiter finden die Kohlenstofffasern Einsatz in der Windkraftanlagenindustrie sowie im Sektor Sport & Freizeit. Es wird davon aus-

gegangen, dass bis 2022 der Einsatz von Kohlenstofffasern in der Automobilindustrie mit 76.700 t pro Jahr sogar den Einsatz in der Luftfahrt (geschätzte 65.900 t) übertreffen wird (Kraus & Kühnel, 2016). Diese Vorhersage wird nur dann eintreffen, wenn die Kosten für CFK reduziert werden können, die Produktionstechniken höhere Zykluszeiten erreichen und die Konzerne geeignete Entsorgungs- und Rezyklierungskonzepte für CFK entwickeln (Anonym, 2013; Jahn, 2013). Daher sind Techniken zum Recycling-Prozess von CFK-Abfällen und Schnittresten sehr wichtig, nicht nur um den Abfall in Deponien und Verbrennungsanlagen zu reduzieren, sondern auch um die Kosten für die Fasern zu senken.

In den letzten Jahren ist die Aufmerksamkeit für Recycling-Konzepte für CFK in Forschung und Industrie stark angestiegen; dazu wurden viele Recyclingmethoden entwickelt (Pimenta & Pinho, 2011). Zu den verschiedenen Rezyklierungsprozessen zählen das mechanische Recycling (Shreddern oder Mahlen) und die thermochemische Faserrückgewinnung (Pyrolyse oder Solvolyse) (Emmerich & Kuppinger, 2014). Die am meisten verbreitete und bisher einzige industriell angewendete Methode ist das Pyrolyseverfahren; dabei bleiben die mechanischen Eigenschaften der Fasern gut erhalten (Pimenta & Pinho, 2011). Für den Spritzgussbereich sind pyrolysierte Kohlenstofffasern grundsätzlich sehr gut geeignet, da keine Endlosfasern benötigt werden und Faserlängen unter 1 mm genügen. Da sie auch viel kostengünstiger als Originalfasern sind, stellen sie sowohl unter ökonomischen als auch unter ökologischen Aspekten einen interessanten und innovativen Werkstoff für die Automobilindustrie dar.

Mit dem im Rahmen der Promotion gewonnenen Forschungsförderpreis „Honda Initiation Grant Europe 2015“ (HIGE 15) konnte der Fragestellung nachgegangen werden, ob sich rezyklierte Kohlenstofffasern (rCF) für spritzgegossene Strukturbauteile in der Automobilindustrie eignen. Dafür wurde untersucht, ob sich rCF zu hochwertigen Compounds verarbeiten lassen und sich diese Verbundwerkstoffe numerisch simulieren lassen. Für das Forschungsprojekt wurden rezyklierte Kohlenstofffasern verwendet, die mittels Pyrolyse von CarboNXT (Stade, DE) aus CFK-Bauteilen gewonnen wurden. In der vorliegenden Arbeit wurde analysiert, ob sich die Spritzguss-Modelle, die für glasfaserverstärkte Kunststoffe entwickelt wurden, auf rCF-verstärkte Kunststoffe übertragen lassen, auch wenn die rCF aufgrund des Rezyklierungsprozesses eine Variationsbreite in morphologischen und mechanischen Eigenschaften aufweisen.

Da lose rCF eine hohe Staubbelastung aufweisen und nicht homogen dosiert werden können, wurden staubreduzierte Faserpellets (Fiberball 500 PA6) von CarboNXT GmbH (Stade, DE) für die Compoundierung verwendet. Die Fasern wurden vor der Pelletierung mit einer Avivage beschichtet, um eine bessere Haftung mit PA6 zu erreichen. Um eventuelle Schäden an den Fasern durch den Rezyklierungsprozess festzustellen, wurde die Oberfläche von rCF vor dem Beschichtungsprozess und der Pelletierung (Milled 500 Pure; siehe Tab. 4) untersucht. Die Fasern für die Faserpellets sind mit einer Länge von 500 µm zu kurz, um sie für Faserzugversuche einspannen zu können. Deshalb wurden für die Zugversuche Fasern mit einer Länge von 25-50 mm pyrolisiert. Für die Pyrolyse der langen Fasern wurde dieselbe CFK-Abfallquelle wie für die Fasern, die zu Pellets verpresst wurden, eingesetzt. Eine Übersicht der verwendeten rCF ist in Tab. 4 aufgeführt.

Rasterelektronenmikroskopie – Aufnahmen der pyrolisierten Kohlenstofffasern (Milled 500 Pure) zeigen, dass keine Schädigung der Oberfläche durch den Rezyklierungsprozess zu verzeichnen ist (siehe Abb. 21).

Tab. 4: Übersicht der verwendeten rezyklierten Kohlenstofffasern. Alle Fasern stammen aus derselben Abfallquelle und wurden mit demselben Pyrolyseverfahren gewonnen.

Bezeichnung	Faserart	Lieferant	Form	Sonstiges
<b>Fiberball 500 PA6</b>	Pyrolisierte Kohlenstofffaser	CarboNXT GmbH, Stade, DE	Faserpellets (Fasern versehen mit einer Avivage für PA6)	Faserlänge: 500 µm (Herstellerangaben) Verwendung: Compoundierung
<b>Milled 500 Pure</b>	Pyrolisierte Kohlenstofffaser	CarboNXT GmbH, Stade, DE	Lose, gemahlene Fasern (ohne Avivage)	Faserlänge: 500 µm (Herstellerangaben) Verwendung: Charakterisierung der Faseroberfläche um eventuelle Schäden durch den Recycling-Prozess festzustellen
<b>Chopped 25.000 resin 5%</b>	Pyrolisierte Kohlenstofffaser	CarboNXT GmbH, Stade, DE	Lose, geschnittene Fasern (ohne Avivage)	Faserlänge: 25-50 mm (Herstellerangaben) Verwendung: Faserzugversuche

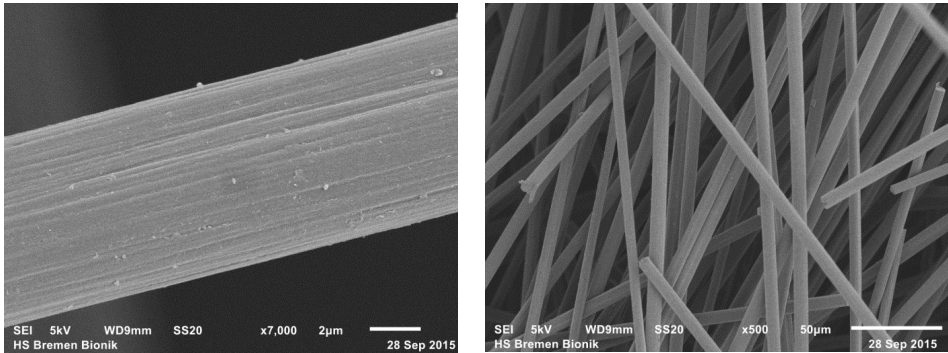


Abb. 21: REM-Aufnahmen der pyrolysierten Kohlenstofffasern (Milled 500 Pure). Kleinere Rückstände der alten Matrix sind zu beobachten, aber keine Schädigung der Faseroberflächen durch den Rezyklierungsprozess.

In der vorliegenden Arbeit werden Kohlenstofffasern, die als Neuware vorliegen, zur Abgrenzung von den rezyklierten Kohlenstofffasern (rCF) als „originale Kohlenstofffasern“ bezeichnet.

## 2.4 Faserschädigung bei der Verarbeitung – Status quo

Die Faserlänge bzw. das Aspektverhältnis der Fasern (= Längen-Durchmesser-Verhältnis:  $L/D$ ) bestimmen wesentlich die mechanischen Eigenschaften des Endbauteils: Durch die Reduzierung der Faserlängen, werden die mechanischen Eigenschaften, wie die Festigkeit und die Steifigkeit, verringert (Osswald & Menges, 2012). Daher ist es besonders wichtig, die Faserschädigung bei den Verarbeitungsschritten zu verstehen und zu analysieren.

Es gibt drei Hauptgründe warum Fasern bei der Verarbeitung geschädigt werden:

- Faser-Faser-Interaktion,
- Faser-Polymer-Interaktion sowie
- Faser-Maschine-Interaktion (Rohde-Tibitanzl, 2015).

Die Faser-Faser-Interaktion führt zu gegenseitiger räumlicher Behinderung, Reibung und Zusammenstoßen. Das Zusammenstoßen der Fasern kann zum Biegen, Knicken und schließlich zum Brechen der Fasern führen. Die Stärke der Faser-Faser-Interaktion hängt vom Fasermassengehalt des Compounds ab (Rohde-Tibitanzl, 2015).

Nach Folgar und Tucker (1984) werden Faser-Polymerschmelzen in drei Konzentrationsbereiche eingeteilt: dünne (dilute), mittel-konzentrierte (semi-concentrated) und hoch-konzentrierte (highly concentrated) Schmelzen. Bei Compounds mit sehr niedrigem Fasermassenanteil (dilute suspension), bei dem der Abstand zwischen einer Faser und der nächsten Nachbar-Faser größer ist als die Faserlänge, können die Fasern frei rotieren und Interaktionen sind selten (Folgar & Tucker, 1984). Allerdings besitzt praktisch kein kommerziell erhältliches Compound einen so geringen Fasermassenanteil. Bei mittel-konzentrierten Polymerschmelzen, bei denen der Faserabstand kleiner als die Faserlänge und größer als der Faserdurchmesser ist, kommt es häufig zu Faser-Faser-Interaktionen (Folgar & Tucker, 1984). Faser-Zusammenstöße, die zum Faserbruch führen können, werden beobachtet (Rohde-Tibitzanzl, 2015). In Compounds mit hohen Fasermassenanteilen (highly concentrated suspension), bei denen der Abstand zweier Fasern in der Größenordnung des Faserdurchmessers liegt (Folgar & Tucker, 1984), werden sehr starke Faser-Faser-Interaktionen erwartet (Rohde-Tibitzanzl, 2015).

Bei der Faserrotation in der Polymerschmelze (Faser-Polymer-Interaktion) kommt es zu Zug- und Druckbelastungen. Die Zugbelastungen sind meist nicht groß genug, um Faserbruch zu verursachen. Hingegen sind die Druckbelastungen so hoch, dass sie zum Knicken und Brechen der Fasern führen können. Maximale Druckbelastungen wirken auf die Fasern, wenn sie sich in einem  $45^\circ$  Winkel zur Fließrichtung befinden (Rohde-Tibitzanzl, 2015). Die kritische Scherbelastung  $\tau_{crit}$  entspricht der Belastung, die erforderlich ist um Fasern zu knicken.  $\tau_{crit}$  ist abhängig vom E-Modul  $E_f$  und dem Aspektverhältnis der Fasern  $L/D$  (Osswald & Menges, 2012). In Formel 10 ist eine gängige Gleichung zur kritischen Scherbelastung für Glasfasern dargestellt.

$$\tau_{crit} = \frac{\ln\left(\frac{2L}{D}\right) - 1,75}{2\left(\frac{L}{D}\right)^4} E_f \quad (10)$$

Beim Spritzguss-Prozess werden die Fasern am stärksten in der Plastifizierreinheit geschädigt (Thieltges, 1991). Dies kann auf die Faser-Maschinen-Interaktion, aber auch auf die Faser-Polymer-Interaktion zurückgeführt werden. Sind die Granulatkörner teilweise aufgeschmolzen, so ragen die Fasern aus den Granulatkörnern heraus und sind noch mit einem Ende im Polymer fixiert. Das hochviskose bereits geschmolzene Polymer umfließt die herausstehenden Fasern und hohe Scherkräfte treten auf, die zum Faserbruch führen können (Abb. 22). (Osswald & Menges, 2012; Rohde-Tibitzanzl, 2015)

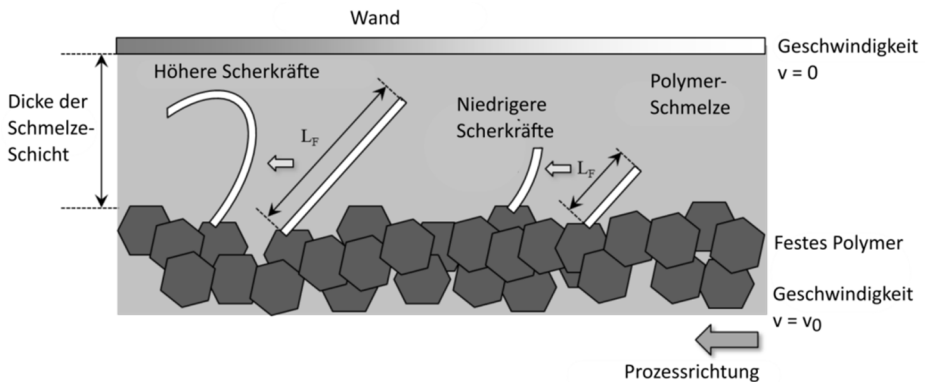


Abb. 22: Im Extruder der Spritzgussmaschine schmelzen die Granulatkörner von außen nach innen auf. Während der äußere Teil des Granulatkorns aufgeschmolzen ist, sind die Fasern teilweise im noch festen Teil des Granulates fixiert und werden von dem bereits aufgeschmolzenen Polymer umflossen. Dabei können hohe Scherkräfte auf die Fasern wirken, die zum Faserbruch führen können (Rohde-Tibitanzl, 2015).

Während der Compoundierung werden die Fasern ebenfalls stark in ihrer Länge eingekürzt. Am meisten verbreitet ist die Verwendung eines Doppelschneckenextruders. In diesem Prozess werden Glasfasern typischerweise auf Längen zwischen 20 und 80 % von der Ausgangslänge reduziert (Rohde-Tibitanzl, 2015).

Bei Naturfasern kommt es bei der Verarbeitung neben Faserlängeneinkürzungen auch zum Aufspalten der Faserbündel und somit zur Verringerung der Faserbreiten (Anhang-Abb. 1). Für verschiedene Naturfasertypen lässt sich unterschiedliches Schädigungsverhalten feststellen. In einer Studie von Castellani et al. (2016) wurden die unterschiedlichen Faserbruchverhaltensweisen für Sisal, Hanf, Flachs und Miscanthus untersucht. Es werden drei verschiedene, generelle Bruchverhalten genannt:

1. Ermüdungsgesteuertes Brechen: Elemente biegen mehrmals und brechen dann.
2. Sprödes Brechen: starre Elemente biegen und brechen direkt.
3. Abplatzen („Peeling“): Stücke brechen von den Faserbündeln ab.

Flachsfaserbündel brechen spröde, wohingegen Flachseinzelfasern nach Ermüdung brechen. Hanffaserbündel und -einzelfasern brechen vor allem durch Ermüdung. Bei den Sisalfaserbündel platzen sowohl kleine Stücke ab, als auch werden Einzelfasern abgetrennt. (Castellani et al., 2016)

## 2.5 Nachhaltige, faserverstärkte Verbundwerkstoffe

### 2.5.1 Nachhaltigkeit

Der Begriff „Nachhaltigkeit“ geht zurück auf den Oberberghauptmann am kursächsischen Hof in Freiberg Hannß Carl von Carlowitz, der im Jahr 1713 in seinem Buch „Sylvicultura oeconomica“ die „nachhaltende Nutzung“ der seinerzeit stark übernutzten Wälder fordert. Unter dem Eindruck des „*allenthalben und insgemein einreisenden Holzmangels*“ ging es ihm darum, dass nur so viel Holz geschlagen wird, wie im gleichen Zeitraum auf natürliche Weise regenerieren kann bzw. durch Aufforstung wieder nachwachsen kann. Obwohl das Wort „nachhaltend“ in seinem 432-seitigen Werk nur einmal vorkommt, hat er quasi schon die Umrisse zum heutigen Dreieck der Nachhaltigkeit deutlich gemacht, indem er sich dafür aussprach, dass die Ökonomie der „Wohlfahrt des Gemeinwesens“ dient, verpflichtet ist, mit der „gütigen Natur“ schonend umzugehen und Verantwortung für die zukünftigen Generationen hat. (Grober, 1999)

Das „Drei-Säulen-Modell der Nachhaltigkeit“ wurde 1988 eingeführt und mit dem Begriff „sustainable development“ in der Umweltkonferenz von Rio de Janeiro 1992 als neue „Weltformel“ geprägt, eine Einheit aus ökologischer, ökonomischer und sozialer Nachhaltigkeit (Arzberger, 2010; Schmidt & Hamberger, 2016). Neue Aspekte im Sinne von weltweiter ökologischer Verantwortung und weltweiter sozialer Gerechtigkeit lösen sich mehr und mehr von dem forstlichen Hintergrund des Begriffs. Im Sinne dieser „neuen“ Nachhaltigkeit sollen „die Grundversorgung mit Nahrung, Trinkwasser, Atemluft und ein hinreichend stabiles Klima“ auch für die zukünftigen Generationen gesichert werden (Arzberger, 2010).

Unter welchen Voraussetzungen können nun faserverstärkte Verbundwerkstoffe als „nachhaltig“ eingestuft werden? Meist wird bei dieser Fragestellung der ökologische Aspekt in den Vordergrund gerückt. Prinzipiell werden Faserverbundwerkstoffe meist als Leichtbauprodukte im Automobil- und Luftfahrtbereich eingesetzt. Dadurch werden der Kraftstoffverbrauch reduziert, die endliche Ressource Erdöl geschont und die CO<sub>2</sub>-Emissionen verringert (Ashby et al., 2011). In der vorliegenden Arbeit wurden Fasern verwendet, die aus nachwachsenden Rohstoffen (Naturfasern und Regeneratcellulosefasern) oder aus Recycling-Abfällen (rezyklierte Kohlenstofffasern) stammen. Die am häufigsten verwendeten Fasern im Bereich der Faserverbundwerkstoffe sind Glasfasern. Joshi et al. (2004) zeigten, dass für die meisten Anwendungen NFK ökologisch

vorteilhafter, also „nachhaltiger“ eingestuft werden können als glasfaserverstärkte Kunststoffe (GFK). Gründe hierfür sind: (1) die Produktion von Naturfasern hat eine geringere Umweltbelastung; (2) durch den höheren Fasermassenanteil bei NFK für gleichrangige mechanische Werkstoffeigenschaften wird Polymermatrix eingespart (wichtig vor allem bei erdölbasierten Matrices); (3) die geringere Masse von NFK gegenüber GFK reduziert den Kraftstoffverbrauch bei Anwendungen im Automobilbereich (Joshi et al., 2004); (4) die Verbrennung von NFK am Ende der Produktlebenszeit hinterlässt keine Glasfaserschlacke wie GFK (Wötzel et al., 1999).

Konkrete Datenanalyse für Naturfasern zeigen, dass die Herstellung von Flachfasern (Le Duigou et al., 2011) und von Sisalfasern (Broeren et al., 2017) umweltfreundlicher ist als die Produktion von Glasfasern. Bei der Herstellung von Sisalfasern (aus Tansania und Brasilien) werden 75 – 95 % weniger Treibhausgasemissionen erzeugt und 85 – 95 % weniger nicht-erneuerbare Energien verbraucht, verglichen mit Glasfasern. Bei einem Vergleich zwischen flachfaserverstärktem PLA und glasfaserverstärktem ungesättigtem Polyester konnten bei gleichen Zugfestigkeiten eine Reduzierung der Klimabelastung (- 38 %), der Versauerung (- 36 %) und Humantoxizität (- 85 %) über den Lebenszyklus für den naturfaserverstärkten Werkstoff festgestellt werden (Duigou et al., 2011). Allerdings zeigten Duigou et al. (2011) in derselben Studie auch eine erhöhte Eutrophierung (+60 %) und Landnutzung (+98 %) für das flachfaserverstärkte PLA. Ein weiterer Aspekt bei der Verwendung von Glasfasern als Verstärkung in Kunststoffen ist die Glasfaserschlacke, die übrigbleibt, wenn am Ende des Lebenszyklus das Bauteil thermisch verwertet wird (Verbrennung). Bei der Verbrennung von Produkten aus Cellulosefaser-Compounds entsteht keine Schlacke, der Werkstoff verbrennt fast rückstandfrei.

Allerdings ist zu berücksichtigen, dass es große Unterschiede bei den ökologischen Kennwerten aufgrund der unterschiedlichen Gewinnung von Naturfasern gibt. Zum Beispiel ist bei der Gewinnung von Sisalfasern der größte klimaschädliche Faktor der potentielle Methanausstoß durch die Behandlung von nassen Abfällen der Sisalblätter (Broeren et al., 2017). Die nassen Abfälle werden bei der Faserextrahierung in Tansania oft in offene Abfalltümpel hinein gewaschen; bei dieser Endlagerung entsteht klimaschädliches Methan (Tambyrajah et al., 2012). Die beste Lösung wäre hier die Verwendung in Biogasanlagen. Im Gegensatz dazu werden in Brasilien kleinere Mengen Fasern pro Feld in einem trockenen Prozess extrahiert, so dass keine nassen Abfälle entstehen. Die Umweltbelastungen sind somit regional sehr unterschiedlich (Broeren et al., 2017).

Bei der Beurteilung der Nachhaltigkeit eines Produktes, muss der gesamte Lebenszyklus betrachtet werden. Ein wichtiges Kriterium hierbei ist der kumulierte Energieaufwand, der zum Produzieren und während der Verwendung des Produktes notwendig ist. In Abb. 23 ist der Energieaufwand exemplarisch für einen Stoßfänger aus Aluminium, aus Stahl und aus CFK dargestellt. Das Diagramm zeigt, dass der Stoßfänger aus Aluminium und Stahl in der Herstellung einen geringeren Energieverbrauch aufweist als aus CFK. Dagegen spart der CFK-Stoßfänger während eines durchschnittlichen Autoeinsatzes von 250.000 km so viel Energie ein, dass der Gesamtenergieverbrauch geringer ausfällt. Das lässt sich darauf zurückführen, dass der CFK-Stoßfänger mit 8 kg viel leichter ist als die Stoßfänger aus Stahl (14 kg) und Aluminium (10 kg). Es ist zu berücksichtigen, dass hierbei mit Primärrohstoffen - nicht mit Recycling-Produkten - gerechnet wurde. Der Einsatz von rezykliertem Aluminium würde die Werte stark von 2,1 auf 1,1 GJ reduzieren; bei rezykliertem Stahl leicht von 0,45 auf 0,31 GJ (Ashby et al., 2011).

Die Aspekte zur Nachhaltigkeit von rezyklierten Kohlenstofffasern sind in Abschnitt 2.4.3 aufgeführt. Wie dort dargestellt, bieten sie aufgrund ihrer sehr hohen Zugfestigkeiten bei geringer Dichte großes Leichtbaupotential und wären für die Automobilindustrie deshalb ein enormer Beitrag zur Steigerung der Umweltverträglichkeit auch und gerade bei Zunahme der Elektromobilität.

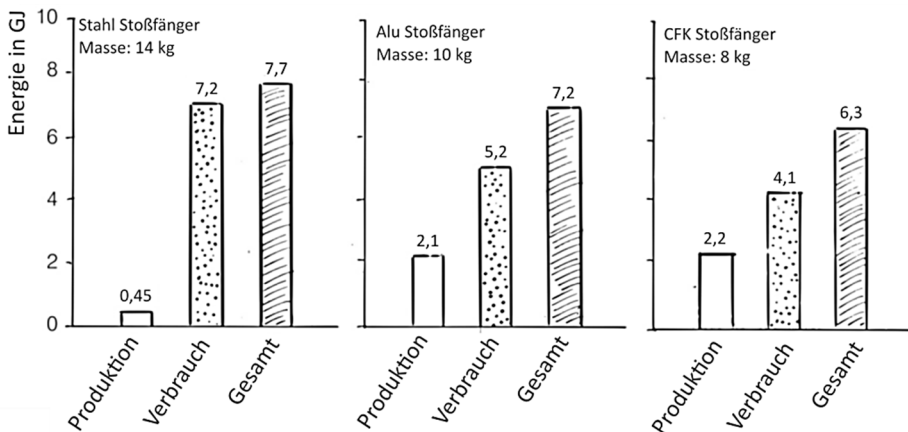


Abb. 23: Vergleich von Energiebilanzen von Stoßfängern aus Stahl, Aluminium und CFK für einen Familienwagen (Verwendung von Originalrohstoffen, Auto im Einsatz für 250.000 km) (verändert nach Ashby et al., 2011 in Müssig, 2013).

In der vorliegenden Arbeit wird keine LCA (Life Cycle Assessment) Studie über die verwendeten faserverstärkten Kunststoffe durchgeführt. Aktuell läuft das Projekt „Integration von ökologischen Kennwerten biobasierter Werkstoffe in den industriellen Planungs- und Konstruktionsprozess – Methodologie und Werkzeuge“<sup>10</sup>, bei dem faserverstärkte (Hanf, Flachs, Sisal und Kenaf) Kunststoffe betrachtet werden. Die Ergebnisse werden zu einem späteren Zeitpunkt als die Abgabe der vorliegenden Arbeit veröffentlicht werden.

### 2.5.2 Naturfaserverstärkte Verbundwerkstoffe – NFK

Die Verwendung von Naturfasern zur Verstärkung von Verbundwerkstoffen ist kein grundsätzlich neues Konzept (Hänninen & Hughes, 2010), jedoch konnte in den letzten Jahren ein starkes Wachstum und Interesse seitens der Industrie und der Verbraucher festgestellt werden (Pickering et al., 2016). Naturfaserverstärkte formgepresste Verbundwerkstoffe (NFK) werden schon lange für Innenbauteile im Automobilbereich eingesetzt, zum Beispiel für ein Handschuhfach und einen Luftkanal aus holzfaserverstärktem Acrylharz bereits im Jahre 1954 (Prömper, 2010). In den anfänglichen Faserverbundwerkstoffen wurden Naturfasern vor allem aus technischen Gründen eingesetzt. In den letzten Jahren werden die Entwicklungen im Bereich der NFK neben den mechanischen Eigenschaften vor allem aus ökologischen und ökonomischen Gründen vorangetrieben. Aktuelle Anwendungen mit NFK lassen sich in zwei Haupteinsatzgebiete unterteilen: den Baubereich und die Automobilindustrie. Im Baubereich werden vor allem extrudierte, holzfaserverstärkte Verbundwerkstoffe (WPC – Wood-Plastic Composites) eingesetzt (Mertens et al., 2017). Im Automobilbereich werden NFK aus Holzfasern und Bastfasern, vor allem Hanf und Flachs, hergestellt und für den Fahrgastraum verwendet (Hänninen & Hughes, 2010).

Im Automobilbereich spielt neben dem Leichtbaupotential von NFK auch deren schallabsorbierende Wirksamkeit eine wichtige Rolle (Yan et al., 2014). NFK können aus verschiedenen Cellulosefasern hergestellt werden und GFK ersetzen. Im Vergleich zu GFK besitzen NFK bessere schalliso-

---

<sup>10</sup> Das Verbundvorhaben „Integration von ökologischen Kennwerten biobasierter Werkstoffe in den industriellen Planungs- und Konstruktionsprozess - Methodologie und Werkzeuge“ (Förderkennzeichen: 22017616) wird vom Bundesministerium für Ernährung und Landwirtschaft (BMEL) über die Fachagentur Nachwachsende Rohstoffe e.V. (FNR, Gülzow) gefördert. Projektpartner sind Ford Forschungszentrum Aachen GmbH (Aachen), LyondellBasell (Frankfurt), M-Base Engineering & Software GmbH (Aachen), Beoplast (Langenfeld), Fachhochschule Hannover (Hannover), Hochschule Bremen (Bremen), TU Berlin (Berlin).

lierende Eigenschaften, höhere Splittersicherheit und benötigen bis zu 80 % weniger Energie bei der Produktion (Malkapuram et al., 2009). NFK haben zudem das Potential leichter und kostengünstiger zu sein als andere synthetische Verbundwerkstoffe (Yan et al., 2014). Flachsfaserverstärkte Thermoplaste und Duroplaste weisen weiterhin gute mechanische Eigenschaften auf, die mit GFK vergleichbar sind (Yan et al., 2014). Die mechanischen Eigenschaften von NFK können durch bessere Anhaftung zwischen Faser und Matrix gesteigert werden (Mohammed et al., 2016). Fasermodifikationen zur Verbesserung der Faser-Matrix-Haftung wurden durchgeführt für Regeneratcellulosefaser (Adusumalli et al., 2010; Graupner et al., 2016; Mader et al., 2016), Sisal (Bessadok et al., 2008), Jute (Gassan & Gutowski, 2000), Baumwolle (Graupner, 2008) und Hanf, Flachs & Ramie (Huber et al., 2011). Polypropylen (PP) ist der meist verwendete Thermoplast für NFK aufgrund seiner niedrigen Dichte, hervorragenden Verarbeitbarkeit, guten mechanischen Eigenschaften, Temperaturbeständigkeit und einer Verarbeitungstemperatur unter 200 °C (Shahzad, 2012).

Carus et al. (2015) berichten, dass 2012 in der Europäischen Union 92.000 t naturfaserverstärkte Verbundwerkstoffe (NFK) produziert wurden, davon 90.000 t für die Automobilindustrie. Der Anteil von WPC (Wood-Plastic Composites) lag bei 260.000 t. Im Vergleich dazu lag die gesamte Produktion an Faserverbundwerkstoffen (GFK, CFK, WPC und NFK) bei 2,4 Mt. Als nachwachsende Rohstoffe wurden 2012 im Automobilbereich vor allem Holzfasern (im WPC) mit 38 % in Verbundwerkstoffen eingesetzt; 19 % Flachsfasern und 5 % Hanffasern. Die NFK wurden meist formgepresst (95 %), nur 5 % wurden spritzgegossen (Carus et al., 2015).

Um spritzgegossene NFK einem breiten Markt öffnen zu können, müssen sie numerisch simulierbar sein und von Designern und Ingenieuren eingesetzt werden können. Baur und Otremba (2010) zeigten, dass noch viel Forschung und Entwicklung im Bereich der Prozesssimulation notwendig ist, um NFK den konventionellen Kunststoffen ebenbürtig zu machen. Hierzu müssen spezifische Materialmodelle und Faserorientierungsrechnungen innerhalb der Prozesssimulation mit NFK entwickelt werden (Baur & Otremba, 2010). Um diese Lücke für NFK zu schließen, wurde 2011 das Projekt *„Werkstoff- und Fließmodelle für naturfaserverstärkte Spritzgießmaterialien für den praktischen Einsatz in der Automobilindustrie – NFC-Simulation“* ins Leben gerufen. Teile der vorliegenden Arbeit

---

<sup>11</sup> Das Verbundvorhaben *„Werkstoff- und Fließmodelle für naturfaserverstärkte Spritzgießmaterialien für den praktischen Einsatz in der Automobilindustrie – NFC-Simulation“*

sind im Rahmen des genannten Projektes entstanden. Außerhalb dieses Projektes sind bisher nur vereinzelte Forschungsergebnisse über Spritzgussimulation von NFK veröffentlicht worden. Wan Abdul Rahman et al. (2008) führten Füllstudien mit Moldflow® für HDPE verstärkt mit Reishülsen an Fensterrahmen durch. Azaman et al. (2013) führten Füllstudien und Verzugssimulationen mit holzfaserverstärktem Polypropylen (PP) durch. Abdennadher (2015) zeigte gute Übereinstimmung der simulativ vorhergesagten Faserorientierung für Flachs/PP mit der experimentellen Ermittlung der Orientierung. In dieser Studie lagen die simulativen und experimentellen Ergebnisse für die Orientierung von Regeneratcellulosefasern (Tencel, Lenzing Gruppe, AT) allerdings extrem weit auseinander (Abdennadher, 2015).

### **2.5.3 Mit rezyklierten Kohlenstofffasern verstärkte Kunststoffe – rCFK**

Rezyklierte Kohlenstofffasern werden in verschiedenen Verarbeitungsprozessen wieder zu Faserverbundwerkstoffen (rCFK) verarbeitet: Spritzguss, Formpressen oder Harzinfusion (Pimenta & Pinho, 2011). Besonders vielversprechend ist der Einsatz von rCFK in nicht-crashrelevanten Strukturbauteile, um sowohl die mechanischen Eigenschaften der Fasern voll auszunutzen, als auch den Endwert des Produktes zu steigern (Pimenta & Pinho, 2014). Neben der Luftfahrtindustrie, die an Bauteilen für die Flugzeuginneneinrichtung aus rCFK interessiert ist, zeigt die Automobilindustrie großes Interesse am Einsatz von rCFK. Würde die Automobilindustrie CFK anstelle von rCFK in Großserienfahrzeugen einsetzen, käme auf sie ein enormes Entsorgungsproblem zu. Der Einsatz von rCFK ist hingegen deutlich umweltfreundlicher und kommt den strengeren Gesetzgebungen in Hinblick auf Rezyklierbarkeit und Nachhaltigkeit entgegen (EU 200/53/EC, 2000). Einige Bauteile aus rCFK wurden bisher im Automobilbereich entwickelt, wie eine Außenspiegelabdeckung und eine Türverkleidung (Warrior et al. (2009) in Pimenta & Pinho (2014)) sowie ein Fahrersitz für ein Formula-Student-Fahrzeug 2008 in Japan

---

(Förderkennzeichen: 22005511) wurde vom Bundesministerium für Ernährung und Landwirtschaft (BMEL) über die Fachagentur Nachwachsende Rohstoffe e.V. (FNR, Gülzow) gefördert. Projektpartner waren Ford Forschungszentrum Aachen GmbH (Aachen), IAC - International Automotive Component (Ebersberg), LyondellBasell (Frankfurt), Kunststoffwerk Voerde Hueck & Schade GmbH & Co. KG (Ennepetal), Simcon Kunststofftechnische Software GmbH (Würselen), M-Base Engineering & Software GmbH (Aachen), University of Wisconsin-Madison (Madison, USA), Fachhochschule Hannover (Hannover), Hochschule Bremen (Bremen), Technische Universität Clausthal (Clausthal) und Fraunhofer LBF (Darmstadt).

(Nakagawa et al., 2009). ELG Carbon Fibre Ltd (Coseley, UK) und Adesso Advanced Materials Wuhu Co. Limited (Wuhu, China) starteten 2016 eine Kooperation, um für das Elektroauto Chery eQ1 (Chery, Wuhu, China) Verbundwerkstoffe aus rezyklierten Kohlenstofffasern zu entwickeln (Anonym, 2017). In den BMW i Elektrofahrzeugen (BMW AG, München, DE) sind CFK aus 10 % rezyklierten Kohlenstofffasern integriert (Anonym, 2017). Im Bereich der Luftfahrtindustrie wurde eine Armlehne aus rCFK hergestellt (George (2009) in Pimenta & Pinho (2014)). Weitere Märkte, in denen rCFK als Strukturelemente eingesetzt werden sind die Sportindustrie, die Bauindustrie und der Windkraftanlagenbau (Pimenta & Pinho, 2011). Rezyklierte Kohlenstofffasern wurden in Faserverbundwerkstoffen bereits mit unterschiedlichen Polymer-Matrizes verwendet: Polyethylen (PE) (McNally et al., 2008), Polypropylen (PP) (Giannadakis et al., 2011), Polytrimethylenterephthalat (PTT) (Jacob et al., 2012) und Polylactid (PLA) (Chen et al., 2014).

Tseng et al. (2017a, 2017b) zeigen in neusten Forschungsergebnissen erfolgreiche Faserorientierungsberechnungen für kohlenstofffaserverstärktes PP und PA6 mit Moldex3D und dem Modell iARD-RPR („Improved Anisotropic Rotary Diffusion“ kombiniert mit „Retarding Principal Rate“). In früheren Vorhersagen der Faserorientierung waren oftmals die Bereiche der Kernschichten zu dünn dargestellt. Durch das iARD-RPR Modell können die breiten Kernschichtbereiche richtig vorhergesagt werden (Tseng et al., 2017a). In der vorliegenden Arbeit soll überprüft werden, ob sich das Modell auch auf spritzgegossene rCFK übertragen lässt.

Die Automobilindustrie hat großes Interesse, rezyklierte Kohlenstofffasern in spritzgegossenen Bauteilen zu verwenden. Das zeigt u.a., dass Honda 2015 den Forschungsförderpreis „Honda Initiation Grant Europe 2015“ (HIGE 2015) für ein Projekt zum Thema „Rezyklierte Kohlenstofffasern zur Anwendung in spritzgegossenen Bauteilen“ verliehen hat (Berlin, 2015). Die Ergebnisse des im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten HIGE-Projektes (siehe Abschnitt 2.4.3) zeigen, dass Compounds mit 30 Masse% rCF ungefähr dreifach kostengünstiger sind, als kommerziell erhältliche Compounds mit 30 Masse% Originalfasern. Weiterhin konnte festgestellt werden, dass 90 % der Zugfestigkeit und 93 % der Schlagzähigkeit (bei einem ungekerbten Charpy-Impacttest) mit spritzgegossenen Zugstäben (DIN EN ISO 527-2) aus 30 Masse% rCF/PA6 im Vergleich zu einem PA6-Compound mit 30 % Originalfasern erreicht werden konnten.

### 3 Experimentelle Ermittlung essentieller Eingangsgrößen für die Spritzguss-Simulation

Wie bereits in Abschnitt 1.1 beschrieben, sind bisher NFK und rCFK in den gängigen Software-Programmen für Spritzguss-Simulation nicht implementiert. Um rCFK und NFK für einen breiten Markt zugänglich zu machen, sind numerische Simulationen unabdingbar. In diesem Kapitel wird vorgestellt, wie die Eingangsgrößen für das mikromechanische Modell und die Spritzguss-Simulation sowie die Parameter für die Validierung bestimmt wurden; des Weiteren welche Schritte notwendig sind, um einen Bauteilentwicklungsprozess für NFK durchzuführen. Die hauptsächlichen Schritte, die dafür notwendig sind, zeigt Abb. 24.

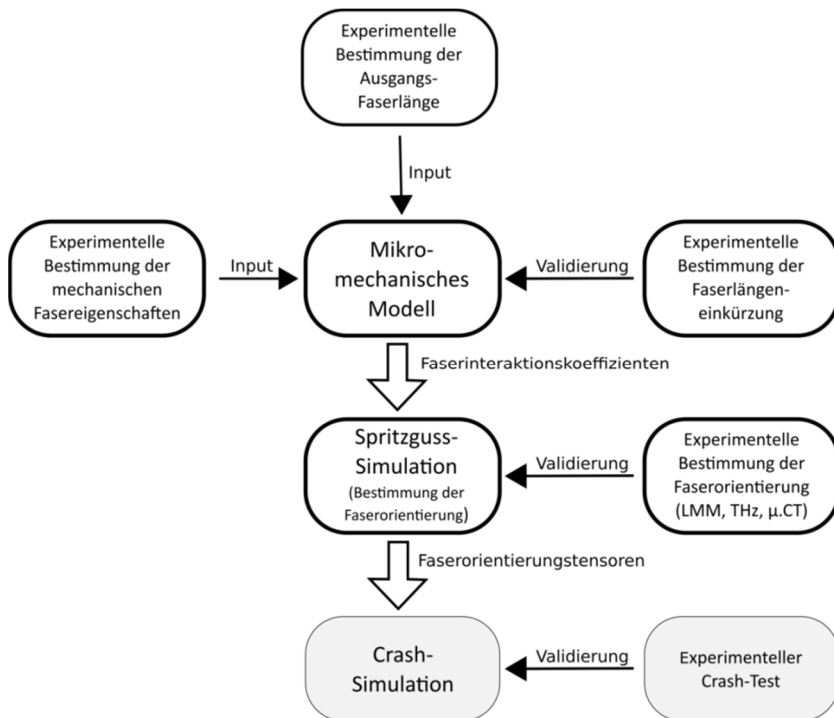


Abb. 24: Schematische Darstellung der Simulationsschritte und der experimentell zu bestimmenden Fasereigenschaften, die als Eingangsgrößen oder zur Validierung notwendig sind. In Grau: Experimente und Simulation wurden innerhalb des Projektes „NFC-Simulation“ vom Projektpartner Ford Forschungszentrum (Aachen, DE) durchgeführt.

Für die Spritzguss-Simulation wurden für alle Cellulosefasern und die rezyklierten Kohlenstofffasern Compounds hergestellt und zu Platten spritzgegossen. Im folgenden Abschnitt werden die Compoundierungs- und Spritzgussprozesse dargestellt, auf die sich die Experimente und Simulationen in Kapitel 3, 4 und 5 beziehen. Anschließend werden die essentiellen Input-Parameter zur Bestimmung der Faserinteraktionskoeffizienten  $C_1$  und des skalaren Faktors  $\kappa$  vorgestellt und deren experimentelle Ermittlung durch Methodenentwicklung für Cellulosefaser-Compounds und rCF-Compounds erläutert.

Für die Übertragung der ermittelten Kennwerte der naturfaserverstärkten Compounds auf reale Bauteile wurden Haken (siehe Abschnitt 5.3) und Handschuhfächer (siehe Abschnitt 5.6) spritzgegossen. Mit den Handschuhfächern wurden weiterhin experimentelle Crash-Tests und Crash-Simulationen innerhalb des Projektes „NFC-Simulation“ durchgeführt. Die Crash-Tests und Crash-Simulationen wurden vom Projektpartner Ford Forschungszentrum (Aachen, DE) durchgeführt. Somit kann in dieser Arbeit ein gesamter Produktentwicklungsprozesses für NFK vorgestellt werden.

### **3.1 Compoundierung und Spritzguss (experimentell)**

#### **3.1.1 Compoundierung & Spritzguss der Platten für die Cellulosefaser-Compounds**

Für die Fasertypen Hanf, Sisal, Flachs und Regeneratcellulose wurden Compounds mit 30 Masse% Fasern mit einem Doppelschneckenextruder (ZE 34 Basic, KraussMaffei Berstorff GmbH, Hannover, DE) am IfBB (Hochschule Hannover, DE) im semiindustriellen Maßstab hergestellt. Zusätzlich wurden Compounds mit 10 Masse% Regeneratcellulose am IfBB hergestellt. Weiterhin wurden im industriellen Maßstab aus 1 t Sisal Granulate mit 30 Masse% Fasern mit einem Doppelschneckenextruder (ZSK70, Coperion GmbH, Stuttgart, DE) am Kunststoffwerk Voerde GmbH (Ennepetal, DE) produziert. Um eine homogene Dosierung zu gewährleisten, wurden Sisal, Hanf und Flachs vor der Compoundierung zu Pellets verpresst (BaVe - Badische Faserveredelung GmbH, Malsch, DE; Anhang-Abb. 2). Als Matrix wurde jeweils das Polypropylen (PP) Moplen EP 500V (LyondellBasell, Frankfurt, DE) verwendet. Weiterhin wurden 3 Masse% Scona TPPP 8112 FA (BYK-Chemie GmbH, Wesel, DE) als Haftvermittler und eine Stabilisatorenmischung (Kunststoffwerk Voerde GmbH; 1 Masse%) zugefügt. Bei der Compoundierung wurde großer Wert

daraufgelegt, dass alle Compounds mit möglichst gleichen Verarbeitungsbedingungen hergestellt werden. Aus allen Cellulosefaser-Compounds wurden spritzgegossene Platten (300 x 160 x 3 mm<sup>3</sup>; Abb. 27) mit einer KM 160-750 EX Spritzgussmaschine (KraussMaffei Technologies GmbH, München, DE) am IfBB hergestellt. Die Compoundierungs- und Spritzgussprozesse sind detailliert in Neudecker und Endres (2014) und in Ford GmbH et al. (2014) dargestellt.

### **3.1.2 Compoundierung & Spritzguss der Platten für die rCF-Compounds**

Es wurden rCF-Compounds mit einem Doppelschneckenextruder (ZE 34 Basic, KraussMaffei Berstorff GmbH, Hannover, DE) am IfBB (Hochschule Hannover, DE) mit 10, 20 und 30 Masse% rCF (Fiberballs 500, CarboNXT GmbH, Stade, DE) in einer Polyamid6-Matrix (PA6; Grilon BS, EMS-Chemie GmbH, DE) hergestellt. Aus allen rCF-Compounds wurden spritzgegossene Platten (300 x 160 x 3 mm<sup>3</sup>; Abb. 27) mit einer KM 160-750 EX Spritzgussmaschine (KraussMaffei Technologies GmbH, München, DE) am IfBB hergestellt.

## **3.2 Input-Parameter zur Bestimmung der Faserinteraktionskoeffizienten $C_I$ und des skalaren Faktors $\kappa$**

Faserinteraktionskoeffizienten  $C_I$  wurden mit einem mikromechanischen Modell (siehe Abschnitte 2.2 und 4.1), das vom PEC an der University of Madison-Wisconsin (USA) entwickelt wurde, für die PP-Compounds verstärkt mit Hanf, Flachs, Sisal und Regeneratcellulose sowie PA6 verstärkt mit rezyklierten Kohlenstofffasern bestimmt. Die  $C_I$ -Werte dienen im weiteren Schritt als Input-Parameter für die Spritzguss-Simulation (Füllstudie und Ermittlung der Faserorientierungswerte). Dafür musste das mikromechanische Modell, das zunächst für die Berechnung von glasfaserverstärkten Polymeren entwickelt wurde, angepasst werden. Für die rCFK (10 und 30 Masse% rCF/PA6) wurde zusätzlich der skalare Faktor  $\kappa$  bestimmt.

Innerhalb der vorliegenden Arbeit wurden die für das mikromechanische Modell essentiellen Input-Parameter herausgearbeitet. Anschließend wurde ein Konzept erstellt, welche experimentellen Analysen für die Bestimmung der Input-Parameter notwendig sind. Folgende Eigenschaften wurden für das mikromechanische Modell als essentielle Input-Parameter ermittelt:

- (mittlere) Faserlänge,

- (mittlere) Faserbreite,
- E-Modul der Fasern,
- Zugfestigkeit der Fasern,
- Fasermassen- bzw. Faservolumenanteil,
- Viskosität der Polymermatrix.

Hieraus ergaben sich die beiden folgenden Leitfragen:

a) Welche **mechanischen** Fasereigenschaften sind relevant für die numerischen Simulationen und wie können diese reproduzierbar ermittelt werden?

b) Welche **morphologischen** Eigenschaften sind relevant für die numerischen Simulationen und wie können sie reproduzierbar bestimmt werden?

Die ermittelten mechanischen Eigenschaften der Fasern sind wichtige Input-Parameter für die Bestimmung der Simulationskoeffizienten. Das mikromechanische Modell arbeitet mit einem Fasermodell, bei dem sich die Fasern in der Polymerschmelze flexibel bewegen und somit krümmen können. Wird eine Spannung erreicht, die größer ist als die maximale Festigkeit der Faser, bricht die Faser. Somit ist das Modell auch dazu geeignet, die Faserlängeneinkürzung simulieren zu können.

Die Bestimmung der Viskosität der unterschiedlichen Matrices und Compounds wurde von dem NFC-Simulations-Projektpartnern an der TU Clausthal durchgeführt und soll in dieser Arbeit nicht weiter ausgeführt werden. Eine genauere Beschreibung der Viskositätsanalyse und die Ergebnisse sind in El-Sabbagh et al. (2014) und Ford GmbH et al. (2014) zu finden.

### **3.2.1 Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Cellulosefasern und rezyklierten Kohlenstofffasern**

Als Eingangsgrößen für das mikromechanische Modell müssen die mechanischen Eigenschaften der Fasern ermittelt werden. Hierzu wurden die Fasern (Hanf, Sisal, Flachs, Cordenka® und rezyklierte Kohlenstofffasern) im Zugversuch analysiert. Um eine ausreichende Faserlänge zum Einspannen der Fasern zu gewährleisten, wurden die Fasern vor dem Pelletierungsschritt bzw. vor dem Schneidevorgang analysiert. Die Fasern wurden vor den mechanischen Tests für mindestens 24 h im Fasernormalklima (20 °C, 65 % rel. Luftfeuchte; DIN EN ISO 139) im Klimaschrank Vötsch VCL 4003 (Vötsch, Balingen, D) klimatisiert. Der Einfluss der Luft

feuchte ist besonders bei den Naturfasern zu berücksichtigen (Bobeth, 1993). Dieser Einfluss ist bei den Kohlenstofffasern nicht relevant. Um alle Faserzugversuche unter denselben Bedingungen durchzuführen, wurden vorab alle Fasern im Fasernormalklima klimatisiert. Zur Bestimmung der Zugeigenschaften (Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Elastizitätsmodul) wurden Zugversuche mit der Faserzugprüfmaschine Fafegraph M (Textechno, Mönchengladbach; Kraftmessdose: 100 cN) durchgeführt. Die Naturfasern wurden mit einer freien Einspannlänge von 3,2 mm und einer Prüfgeschwindigkeit von 2 mm/min untersucht, die rezyklierten Kohlenstofffasern bei einer Einspannlänge von 20 mm und einer Prüfgeschwindigkeit von 10 mm/min (50 % Dehnrate nach DIN EN 5079). Hierzu wurden Einzelfasern (Regeneratcellulose:  $n \geq 15$ ; rCF:

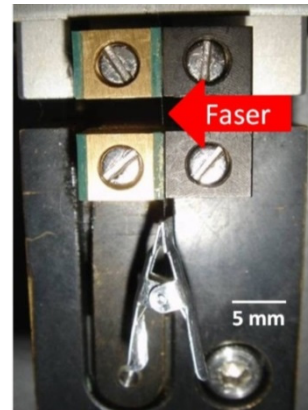


Abb. 25: Versuchsaufbau für die Zugversuche. Die einzelnen Fasern bzw. Faserbündel werden mit Vorspannmassen gestrafft und mit zwei Klemmen eingespannt (Einspannlänge: 3,2 mm).

$n \geq 25$ ) bzw. einzelne Faserbündel (Hanf, Flachs und Sisal:  $n \geq 50$ ) getestet. Für jeden Fasertyp wurde eine geeignete Klemmkombination verwendet, damit die Fasern während des Versuches nicht aus der Halterung rutschen, aber auch nicht durch die Klemmung beschädigt werden. Fasern, die in der Klemmung gebrochen sind, wurden aus der Auswertung herausgenommen. Bei den sehr feinen Cordenkafasern ( $\varnothing = 12,4 \mu\text{m}$ ) und rCF ( $\varnothing = 7,5 \mu\text{m}$ ) musste sehr darauf geachtet werden, pro Versuch nur eine einzelne Faser zu testen. Damit die Fasern vor dem Zugversuch völlig gestreckt sind, werden die Fasern zunächst mit der oberen Klemme befestigt und dann mit einer Vorspannmasse (auf den jeweiligen Fasertyp angepasst) gestreckt; danach wird die untere Klemme geschlossen (Abb. 25). Bei der Auswertung der Daten wurde eine Dehnungskorrektur durchgeführt, um die Nachgiebigkeit der Prüfmaschine zu eliminieren. Die statistische Auswertung der Messergebnisse erfolgte mit dem Statistikprogramm „R“ Version 3.4.0, (<http://www.rproject.org/>). Der Test auf Normalverteilung erfolgte mit dem Shapiro-Wilk Test (Stichprobenumfang  $n \leq 50$ ) mit einem Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,05$ .

Die Ergebnisse der Faser-Zugeigenschaften sind in Tab. 5 und Abb. 26 dargestellt. Die rezyklierten Kohlenstofffasern zeigen mit großem Abstand die höchsten Festigkeits- und E-Modul-Werte und die geringste Bruchdehnung. Die höchste Bruchdehnung weisen die Cordenka®-Fasern auf. Die Festigkeiten für die in dieser Arbeit verwendete Sisalfasern sind mit 929 MPa (Median) sehr hoch im Vergleich zu Literaturwerten von 80 – 855 MPa (meist veröffentlicht: 600 MPa; (Müssig et al., 2010)). Hingegen sind die Festigkeiten der Flachsfasern in dieser Arbeit mit 579 MPa (Median) recht gering, verglichen mit Literaturwerten 343 – 1500 MPa (meist veröffentlicht: 700 MPa; (Müssig et al., 2010)). Die Hanffasern zeigen mit 853 MPa (Median) eine Festigkeit, die im mittleren Bereich der Literaturwerte liegt: 310 – 1110 MPa (meist veröffentlicht: 800 MPa; (Müssig et al., 2010)). Die starken Schwankungen innerhalb der mechanischen Eigenschaften von Naturfasern sind zum einen auf die unterschiedlichen Sorten, Anbaujahre und Anbaugenden zurückzuführen. Ein weiterer großer Einfluss ist zum anderen, wie Haag und Müssig (2016) zeigen konnten, auf die Ermittlung der Faserquerschnittsflächen zurückzuführen. Die meisten Naturfasern sind nicht kreisförmig, sondern elliptisch. Allerdings wird bei Literaturwerten oft mit einer kreisförmigen Fläche gerechnet. Die Unterschiede in den Ergebnissen der Faserfestigkeit ( $\text{N/mm}^2$ ) können je nach Art der Durchmesserbestimmung (mittels Mikroskopie, Scanner oder Laser) und Flächenberechnung (kreisförmig oder elliptisch) bis zu 300 % voneinander abweichen (Haag & Müssig, 2016). Deshalb ist es wichtig, bei den stark schwankenden Faserquerschnittsflächen für jede einzelne Faserprobe die Fläche und die Elliptizität des Fasertyps mittels rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen zu bestimmen. Daher wurde für die Berechnung der Faserquerschnittsfläche in der vorliegenden Arbeit für die Hanf-, Flachs- und Sisalfaserbündel jeweils Elliptizitätsfaktoren verwendet, die mittels Rasterelektronenmikroskopie-aufnahmen der Querschnittsflächen ermittelt wurden. Der größere Durchmesser des Faserbündelquerschnittes wurde für jedes getestete Faserbündel bildanalytisch vermessen und die Querschnittsfläche mit dem Elliptizitätsfaktor berechnet. Für die homogenen Regeneratcellulosefasern und rezyklierten Kohlenstofffasern wurde pro Faserart eine einheitliche Querschnittsfläche ermittelt und auf alle getesteten Fasern angewendet.

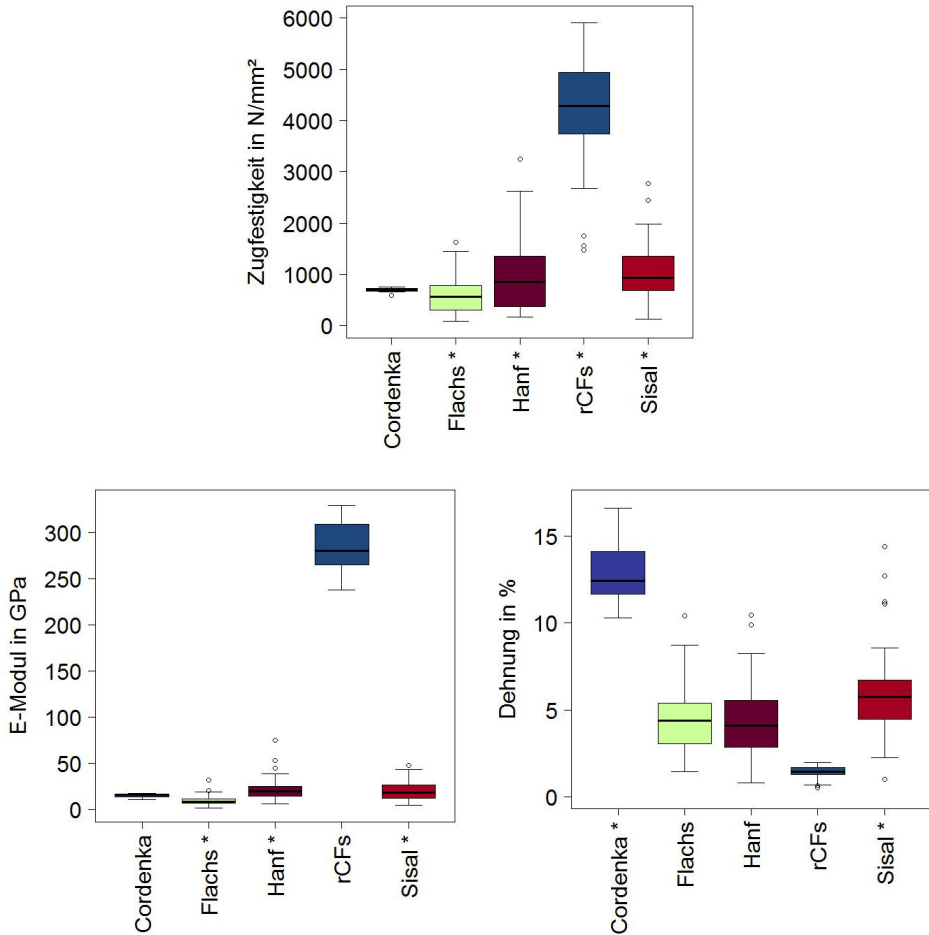


Abb. 26: Box-Whisker-Diagramme der Zugeigenschaften Zugfestigkeit, Elastizitätsmodul, und Bruchdehnung für Hanf, Sisal, Flachs, Cordenka und rezyklierte Kohlenstoffasern (rCF). Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge  $1,5 \times \text{IQR}$  (Interquartilabstand), die Kreise stellen die Ausreißer dar (\* kennzeichnet nicht normalverteilte Ergebnisse).

Die Faserzugfestigkeit der rCF mit 4404 MPa (Median) liegt im selben Bereich wie die Angaben zur Festigkeit der Originalfasern: 4400 MPa. Auch wenn keine Angaben zum exakten Messverfahren (Einspannlänge, Versuchsgeschwindigkeit und Faserquerschnittsbestimmung) in den Herstellerangaben vorliegen, lässt sich aus den Daten schließen, dass beim Rezyklierungsprozess (Pyrolyse) keine starke Schädigung und Reduzierung der mechanischen Eigenschaften erfolgte.

Tab. 5: Übersicht der ermittelten Zugeigenschaften Elastizitätsmodul, Zugfestigkeit und Bruchdehnung für Hanf, Sisal, Flachs, Cordenka und rezyklierte Kohlenstofffasern (rCF) dargestellt als Mittelwert mit Standardabweichung und Median.

	E-Modul in N/mm <sup>2</sup>				Festigkeit in N/mm <sup>2</sup>				Bruchdehnung in %			
	Mittelwert		Median		Mittelwert		Median		Mittelwert		Median	
Hanf	22814	± 13861	19902	953	± 699	853	4,4	± 2,3	4,1			
Sisal	20852	± 11299	18270	1048	± 556	929	5,9	± 2,5	5,7			
Flachs	9765	± 5511	9152	631	± 370	579	4,9	± 2,2	4,7			
Cordenka®	16400	± 2100	16600	740	± 48	744	13,6	± 3,4	12,4			
rCF	282906	± 28110	282004	4205	± 1063	4404	1,43	± 0,34	1,43			

### 3.2.2 Zwischenergebnis (1): Bestimmung der mechanischen Fasereigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften aller Fasertypen konnten erfolgreich mittels Zugversuche bestimmt werden. Die rCF zeigen die höchste Festigkeit und Steifigkeit und die geringste Bruchdehnung im Vergleich zu den andern Fasern. Die höchste Bruchdehnung wurde für die Cordenkafasern ermittelt. Der in der vorliegenden Arbeit verwendete Hanf zeigt Festigkeiten, die im mittleren Bereich im Vergleich zu Literaturwerten liegen. Der verwendete Sisal zeigt sehr hohe Festigkeiten und der Flachs eher geringe Festigkeiten im Vergleich zu Literaturwerten.

### 3.2.3 Bestimmung der morphologischen Eigenschaften der Cellulosefasern und rezyklierte Kohlenstofffasern

Für das Verhalten der Fasern in der Polymerschmelze sind neben den mechanischen Eigenschaften ihre morphologischen Eigenschaften maßgeblich. Die Faserbreiten und -längen müssen für alle Fasertypen reproduzierbar analysiert werden, um sie als Eingangsgrößen im mikromechanischen Modell verwenden zu können. Hierzu wurde eine Methode entwickelt, mit der die Veränderung der Fasermorphologie durch die Verarbeitungsprozesse, Compoundierung und Spritzgießen, ermittelt

werden kann. Um die Fasern aus der Polymer-Matrix lösen zu können, kann im Gegensatz zu Glasfasern, weder für die Naturfasern noch die rezyklierten Kohlenstofffasern die gängige Veraschungsmethode (ohne Sauerstoffabschluss) verwendet werden. Für Naturfasern sind die Temperaturen zu hoch, sie würden ebenfalls veraschen. Bei den Kohlenstofffasern müsste ein spezielles Pyrolyse-Verfahren ohne Sauerstoffzufuhr durchgeführt werden, was für die vorliegende Arbeit nicht zur Verfügung stand. Die Naturfasern wurden mit einem organischen Lösungsmittel (Xylol) jeweils aus den Granulaten und an vier Positionen der spritzgegossenen Platten (Polymer: PP) extrahiert (Abb. 27). Die rCF hingegen wurden nach DIN EN 2564 Methode B mit einer Mischung aus Schwefelsäure ( $H_2SO_4$ ) und Wasserstoffperoxid ( $H_2O_2$ ) aus den Granulaten und an drei Stellen der Platte (Polymer: PA6) extrahiert<sup>12</sup>.

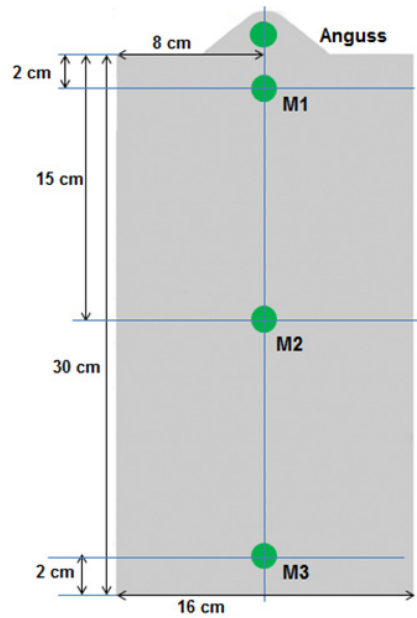


Abb. 27: Positionen der Faserextraktion an der spritzgegossenen Platte für die Cellulosefaser-Compounds (Anguss, M1, M2, M3) und für die rCF-Compounds (M1, M2, M3).

Jeweils ungefähr 1 g des Granulates oder der Spritzgussproben wurde in Filtertiegel (Porosität 3 für die Cellulosefaser-Compounds und Porosität 2 für die rCF-Compounds) abgewogen. Danach wurden das PP bzw. das PA6 mit dem jeweiligen Lösungsmittel gelöst und durch die Filtertiegel abgesaugt. Durch dieses Extraktionsverfahren liegen die Fasern einzeln vor und können auf ihre Morphologie hin untersucht werden. Weiterhin lassen sich mit diesem Verfahren die Faseranteile in den Granulaten und Spritzgussproben bestimmen.

Zur Ermittlung der Faserlängen und -breiten wurden die Originalfasern und extrahierte Fasern bildanalytisch untersucht. Die Fasern wurden vor

<sup>12</sup> Die sogenannte „Piranhasäure“ sollte nur mit größter Vorsicht verwendet werden: Beim Versetzen von 30 %iger Wasserstoffperoxidlösung mit konzentrierter Schwefelsäure entsteht Peroxoschwefelsäure ( $H_2SO_5$ ), auch als Carosche Säure bekannt. Die Carosche Säure wird hierbei als Ersatzstoff für Chromschwefelsäure eingesetzt. Es kommt hierbei häufig zu stark exothermen Reaktionen. In ungünstigen Fällen werden vorhandene organische Verbindungen zu organischen Peroxiden aufoxidiert, die oft explosiv sind.

dem Scannen mindestens für 24 h im Fasernormalklima (20 °C, 65 % rel. Luftfeuchte; DIN EN ISO 139) im Klimaschrank Vötsch VCL 4003 (Vötsch, Balingen) klimatisiert. Die extrahierten Fasern aller Fasertypen, die originalen Cordenka®-Fasern und die rCF (Milled 500 Pure, s. Tab. 4) wurden auf Diarahmen präpariert und mit einem Canon Diascanner (CanonScan FS4000US, New York, USA) bei einer Auflösung von 4000 dpi eingescannt. Die deutlich längeren und breiteren Originalfasern von Hanf, Flachs und Sisal wurden mit einem Flachbettscanner (Epson Perfection V700 Photo, Seiko Epson Cooperation, JPN) mit 1200 dpi gescannt. Die bildanalytische Auswertung wurde mit der Software FibreShape 5.1.1 (IST AG, Vilters, CH) durchgeführt. Hierzu wurden Messmasken für jeden Fasertyp entwickelt. Berücksichtigt wurden hierbei vor allem die min. und max. Länge und Breite, die max. Komplexität<sup>13</sup> und die min. Konvexität<sup>14</sup> der eingescannten Objekte. Erschwert war hierbei die Analyse der extrahierten Cordenka-Fasern, die teilweise fast transparent auf den Scans erschienen. Durch die Anpassung der Grauschwellenwerte konnten letztendlich die Faserlängen der extrahierten Cordenka-Fasern ermittelt werden. In Abb. 28 (A und B) ist der Unterschied der von FibreShape erkannten und somit vermessenen Fasern für den Standard-Grauschwellenwert von 200 und einem deutlich erhöhten Grauschwellenwert von 250 dargestellt. Durch die Erhöhung des Grauschwellenwertes werden allerdings auch die hellgrauen Randbereiche der gescannten Fasern zur Faserfläche hinzugerechnet. Das heißt, die ermittelten Faserbreiten werden pro Faserrand um ca. 2 µm überschätzt, so dass für die Cordenka-Fasern statt 12 µm ca. 16 µm gemessen werden. Daher werden die Faserbreiten in einer separaten Messung bestimmt. Für die Bestimmung der Faserlänge ist der Fehler von zusätzlichen 2 µm pro Faserende, deutlich kleiner als der Fehler, dass beim Vermessen Fasern aufgrund ihrer Transparenz gar nicht erkannt oder in Teilstücken erkannt werden. Bei den rCF wurde der Grauschwellenwert ebenfalls erhöht und auf 245 gesetzt.

Ein weiterer sehr wichtiger Faktor ist der Komplexitätsfaktor, mit dem die Fasern bei dem bildanalytischen Verfahren FibreShape als zu vermessende Fasern kategorisiert werden. In Abb. 28 (C und D) ist am Beispiel der Cordenka-Fasern der Einfluss des max. Komplexitätswertes dargestellt.

---

<sup>13</sup> Die Komplexität stellt bei FibreShape das inverse Umfangverhältnis dar:  $\frac{1}{F_x}$ ;  $F_x = \frac{P_o}{P_{co}}$  mit dem Umfang des Objektes  $P_o$  und dem Umfang der convexen Hülle  $P_{co}$ .

<sup>14</sup> Die Konvexität entspricht in FibreShape dem Verhältnis aus der gefüllten Fläche  $Area_f$  und der Fläche  $Area_c$  der convexen Hülle. Das heißt, wenn das Objekt keine Einbuchtungen hat, ist die Konvexität 1, je mehr Einbuchtungen das Objekt hat desto kleiner ist die Konvexität.

Wird der max. Komplexitätswert zu niedrig gewählt, werden gekrümmte Fasern nicht in die Auswertung einbezogen. Der Komplexitätswert kann auch zu hoch eingestellt werden, so dass Faseragglomerate als eine Faser vermessen werden (hier nicht dargestellt). Die Randbedingungen für die bildanalytische Auswertung sind für jeden Fasertyp individuell festzustellen und festzulegen. Für alle Fasern wurde ein min. Aspektverhältnis von 5 ausgewählt, das heißt es wurden nur Elemente vermessen, die mindestens fünfmal so lang wie breit sind. Für die Faserbündel (Hanf, Flachs, Sisal) wurde jeweils ein Zoomfaktor von 0,71 ausgewählt. Für die Regenernatcellulosefasern und die rCF wurde der Zoomfaktor auf 1 gesetzt, das heißt, für die Messung wurde kein Zoom verwendet. Eine Übersicht zu den verschiedenen Werten der maximalen Komplexität der Messmasken, die für jeden Fasertyp entwickelt wurden, zeigt Tab. 6.

### **3.2.3.1 Statistische Auswertung der Ergebnisse der Fasermorphologie**

Die statistische Auswertung der Messergebnisse erfolgte mit dem Statistikprogramm „R“ Version 3.4.0 (<http://www.rproject.org/>). Der Test auf Normalverteilung erfolgte mit dem Kolmogorov-Smirnov-Lilliefors-Test (Stichprobenumfang > 150) mit einem Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,05$ . Zur Überprüfung, ob die Fasern während der Verarbeitungsprozesse signifikant geschädigt wurden, wurden Wilcoxon-Mann-Whitney-Tests für die Faserlängen- und Faserbreitenverteilungen durchgeführt. Dieser nicht-parametrische Test wurde gewählt, da die Verteilungen nicht-normalverteilt sind und die Stichproben als unverbunden/unabhängig betrachtet werden. Die Stichproben sind aufgrund der Betrachtung des Zustandes der Fasern vor und nach der Compoundierung und nach des Spritzgießens miteinander verbunden. Da allerdings bei dieser Analyse nicht exakt dieselben Fasern vorher und nachher untersucht werden konnten und jeweils eine unterschiedliche Anzahl an Fasern gemessen wurde, ist ein Test, bei dem verbundene Stichproben paarweise gegeneinander getestet werden, nicht zulässig. Deshalb wurde ein Test für unverbundene Stichproben angewandt. Bei dem Signifikanztest wurde ein Signifikanzniveau von  $\alpha = 0,01$  angewendet. Da bei großen Stichprobenumfängen auch kleine Effekte statistisch signifikant sein können, die jedoch praktisch nicht bedeutsam sein müssen, wurde zusätzlich die Effektstärke bestimmt. Die Effektstärke ist ein Maß für die Stärke eines Experimentes bzw. eines Phänomens und wird von Cohan (1988) in vier Bereiche eingeteilt: kein Effekt, kleiner Effekt, mittlere Effekt und großer Effekt. Die Interpretation der Höhe der Effektstärke erfolgte nach Cohan (1988) in Lenhard (2016).

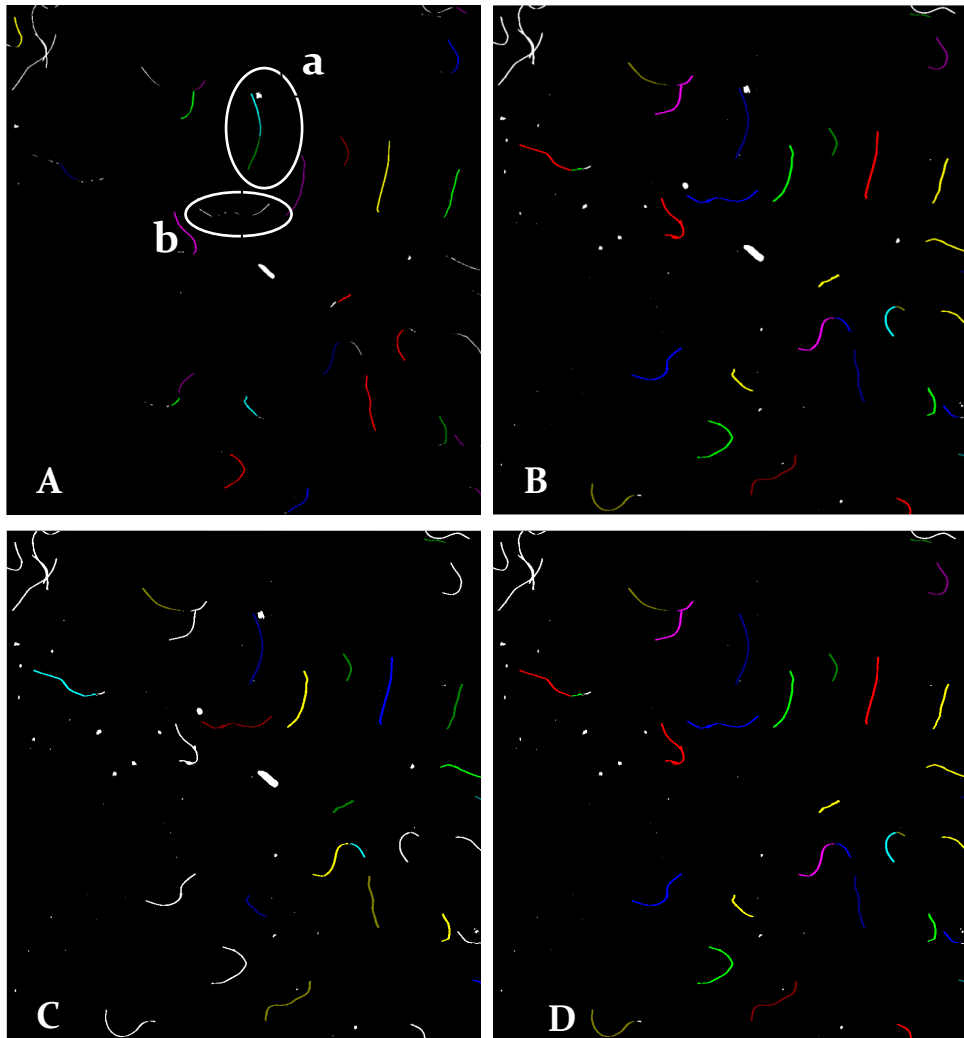


Abb. 28: Auswertung der extrahierten Cordenka-Fasern mit der bildanalytischen Software FibreShape. Die bunt markierten Bereiche stellen die von FibreShape erkannten und vermessenen Fasern dar. A und B zeigen den Einfluss des Grauschwellenwertes und C und D den Einfluss des maximalen Komplexitätsfaktors. A: Darstellung der von FibreShape erkannten Fasern bei einem Grauschwellenwert von 200. Die Fasern werden aufgrund ihrer Transparenz teilweise nicht erkannt (weiße Bereiche) oder Fasern werden in Teilbereiche aufgeteilt (a und b). Dabei wird die tatsächliche Faserlänge unterschätzt, da statt einer langen zwei oder mehr kurze Fasern in die Analyse einbezogen werden. B: Erhöhung des Grauschwellenwertes auf 250. Es werden mehr Fasern erkannt und weniger Fasern in Teilbereiche aufgeteilt. C: Darstellung der von FibreShape erkannten Fasern bei einer max. Komplexität von 1,1. Fasern, die eine erhöhte Krümmung aufweisen, werden nicht erkannt. D: Durch die Erhöhung des max. Komplexität-Wertes auf 1,3 werden auch die gekrümmten Fasern erkannt (verändert nach Albrecht & Müssig, 2013).

Tab. 6: Übersicht zu den maximalen Komplexitätswerten der entwickelten FibreShape Messmasken für die unterschiedlichen Fasertypen und die dazugehörigen Auflösungen beim Scannen.

	Original Fasern		Extrahierte Fasern	
	Max. Komplexität	Auflösung beim Scannen	Max. Komplexität	Auflösung beim Scannen
<b>Cordenka® (L = 0,5 mm)</b>	1,20	4000 dpi	1,30	4000 dpi
<b>Cordenka® (L = 1,5 mm)</b>	1,20	4000 dpi	1,30	4000 dpi
<b>Hanf</b>	1,28	1200 dpi	1,28	4000 dpi
<b>Flachs</b>	1,28	1200 dpi	1,28	4000 dpi
<b>Sisal</b>	1,10	1200 dpi	1,10	4000 dpi
<b>rCF</b>	1,20	4000 dpi	1,20	4000 dpi

### 3.2.3.2 Ergebnisse der morphologischen Analyse der Cellulosefaser-Compounds

Die Regeneratcellulosefasern wurden vor der Compoundierung auf eine Länge von 0,5 und 1,5 mm geschnitten (W. Barnet GmbH & Co. KG, Aachen). Mit der morphologischen Analyse wurde untersucht, wie exakt die Fasern geschnitten werden konnten. Mit einem Mittelwert von 502 µm bzw. von 1486 µm (Tab. 7) können die Schnittlängen als sehr exakt angesehen werden. Die mit FibreShape vermessene Faserlängenverteilungen sind als Boxplots in der Abb. 29 für die beiden Schnittlängen dargestellt.

Der Einfluss der Compoundierung und des Spritzgießens auf die Morphologie der Naturfasern ist exemplarisch für Sisal in Abb. 30 dargestellt. Die Faserbündellänge und -breite nimmt für Sisal, Hanf und Flachs signifikant während der Compoundierung ab (Anhang-Abb. 3 und Anhang-Abb. 4). Der Effektstärken-Test zeigt, dass die Compoundierung einen großen Effekt auf die Reduzierung der Faserlängen und -breiten für Sisal, Flachs und Hanf hat. Wohingegen das Spritzgießen keinen Effekt auf die Veränderung der Faserlängen hat. Die Faserlängen für Flachs und Hanf zeigen keinen signifikanten Unterschied zwischen Granulat und spritzgegossener Platte. Für Sisal wurde ein signifikanter Unterschied zwischen

den Medianen der Länge ermittelt, aber der Effektgrößen-Test zeigt, dass das Spritzgießen keinen Effekt auf die Faserlänge hat. Auch wenn die Verteilungen der Faserlängen und -breiten für Flachs, Sisal und Hanf nicht normalverteilt sind, wurde für die Simulationen das arithmetische Mittel ausgewählt.<sup>15</sup> Die arithmetischen Mittelwerte und Standardabweichungen der morphologischen Eigenschaften der Naturfasern sind in Tab. 7 aufgeführt.

Die Regeneratcellulosefasern wurden für beide Schnittlängen (0,5 mm und 1,5 mm) bei der Compoundierung signifikant eingekürzt (Abb. 29). Wobei für die kürzeren Fasern ein mittlerer Effekt und für die längeren Fasern ein großer Effekt durch das Compoundieren auf die Längeneinkürzung ermittelt wurde. Das Spritzgießen hingegen hat keinen weiteren längenreduzierenden Effekt auf die Regeneratcellulosefasern. Die Faserlängenverteilung in den Granulaten und im Spritzguss unterscheidet sich für beide Schnittlängen zwar statistisch signifikant. Dennoch konnte für beide Schnittlängen über den Effektgrößen-Test festgestellt werden, dass das Spritzgießen keinen Effekt auf die Längenreduzierung der Fasern hat. Trotz der stärkeren Einkürzung der längeren Fasern im Vergleich zu den kürzeren Fasern während der Compoundierung, unterscheiden sich die Faserlängen der beiden Schnittlängen im Compound und in den spritzgegossenen Platten signifikant, mit einem mittleren Effekt.

Die Faserbreiten der Regeneratcellulosefasern bleiben im Gegensatz zu den Naturfasern unverändert nach den Verarbeitungsschritten (Tab. 7). Dies lässt sich auch bei Glasfasern (ebenfalls Einzelfasern) beobachten. Steuernagel et al. (2013) zeigten, dass sich während eines vierfachen Rezyklierungsprozesses von glasfaserverstärktem PP das Aspektverhältnis (Länge / Durchmesser; L/D) von 40 auf 30 reduzierte, wohingegen der Faserdurchmesser gleich geblieben ist. Im Gegensatz zu den Einzelfasern, werden die Bastfaserbündel (Hanf und Flachs) und die Blattfaserbündel (Sisal) bei der Verarbeitung auch in Längsrichtung geschädigt. Die Naturfaserbündel Hanf, Flachs und Sisal werden beim Compoundieren aufgespalten und werden signifikant mit großem Effekt in ihrer Breite reduziert. Beim Spritzgießen wurden die Faserbreiten für Sisal und Hanf nicht

---

<sup>15</sup> Das arithmetische Mittel ist ein Lageparameter für kardinalskalierte Merkmale, wohingegen der Median ein Lageparameter für ordinalskalierte Merkmale ist. Die Kardinalskala wird angewendet, wenn die Ausprägung des untersuchten Merkmales nicht nur, wie in der Ordinalskala, in eine Rangordnung gebracht werden kann, sondern auch bestimmt werden kann, in welchem Ausmaß sich die verschiedenen Merkmalsausprägungen unterscheiden (Bamberg et al., 2008).

signifikant verändert. Die Faserbündel brechen und reduzieren sich somit in ihrer Länge; weiterhin werden die Bündel aber auch längs aufgespalten. Dies ist in Abb. 31 mittels Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen dargestellt. Oksman et al. (2009) und Le Moigne et al. (2011) zeigten, dass sich beim Compoundieren die Flachsfaserbündel zu Einzelfasern aufspalten, wohingegen Sisal zu dünneren Faserbündeln und nur teilweise Einzelfasern separiert wird. Obwohl die Flachsfaserbündel sehr stark in ihrer Länge eingekürzt werden, haben sie nach dem Compoundieren in beiden Studien die höheren Aspektverhältnisse im Vergleich zu Sisal. Das stimmt gut mit den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit überein: das Aspektverhältnis von Sisal und Flachs ist vor der Verarbeitung mit  $25 \pm 18$  bzw.  $26 \pm 18$  nahezu identisch und fällt nach dem Compoundieren für Flachs mit  $28 \pm 19$  doppelt so hoch aus wie für Sisal mit  $14 \pm 12$  (siehe Tab. 7).

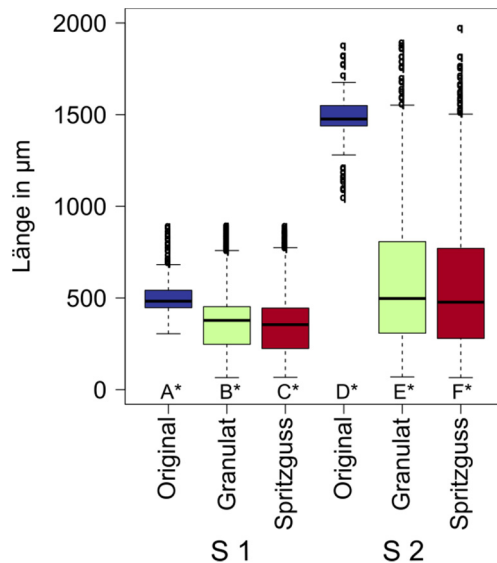


Abb. 29: Ergebnisse der Faserlängenverteilung der geschnittenen Cordenka-Fasern (Original) und aus den Granulaten und Spritzguss-Platten extrahierte Fasern. S 1 entspricht einer Schnittlänge der Originalfasern von 0,5 mm und S 2 einer Schnittlänge von 1,5 mm. Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge  $1,5 \times \text{IQR}$  (Interquartilabstern), die Kreise stellen die Ausreißer dar. Mit \* gekennzeichnete Boxplots stellen nicht-normalverteilte Stichproben dar; unterschiedliche Großbuchstaben zeigen signifikante Unterschiede.

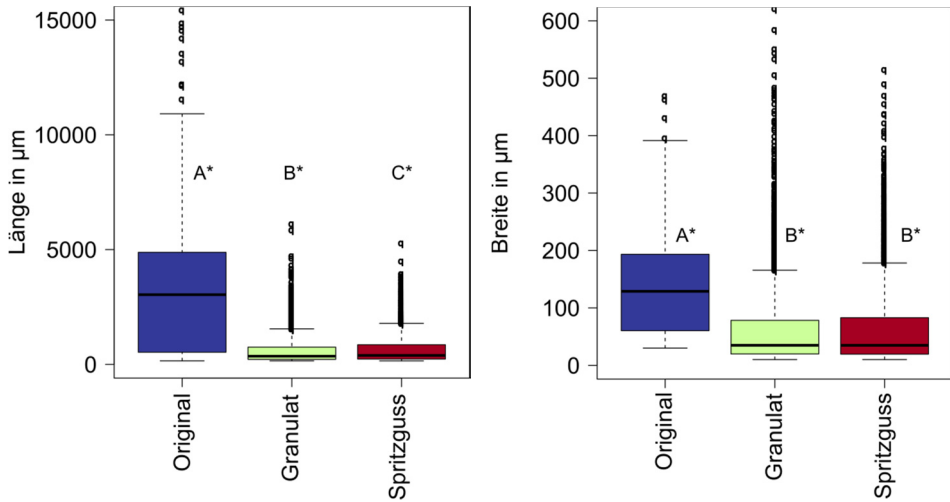


Abb. 30: Verteilung der Längen (oben) und Breiten (unten) für Sisal vor den Verarbeitungsprozessen (Original), nach der Compoundierung (Granulat) und nach dem Spritzgießen. Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge  $1,5 \times$  IQR (Interquartilabstand), die Kreise stellen die Ausreißer dar. Mit \* gekennzeichnete Boxplots stellen nicht-normalverteilte Stichproben dar; unterschiedliche Großbuchstaben zeigen signifikante Unterschiede.

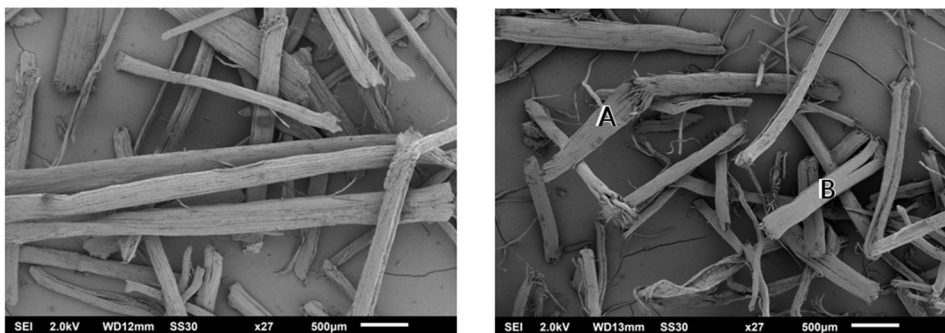


Abb. 31: Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen (JSM-6510, JEOL GmbH, Eching, DE) von Sisal vor (links) und nach der Compoundierung (rechts). Die Fasern wurden mit Hilfe eines organischen Lösungsmittels aus den Granulaten extrahiert. Das rechte Bild zeigt das Brechen (A) und das Aufspalten (B) der Faserbündel während der Verarbeitung.

Tab. 7: Übersicht zu den morphologischen Eigenschaften der Cellulosefasern. Dargestellt sind die arithmetischen Mittelwerte mit Standardabweichung der Längen (L), der Breiten (D) und der Aspektverhältnisse (L/D) der Fasern vor der Verarbeitung (Original), nach der Compoundierung (im Granulat) und im Filmguss der spritzgegossenen Platten (Spritzguss). Die Anzahl (n) der jeweils vermessenen Elemente in der Tabelle für die Länge entspricht dem Stichprobenumfang (n) für die Breite und die Aspektverhältnisse, da bei FibreShape jeweils für ein Element Länge und Breite bestimmt wird.

Länge in $\mu\text{m}$	Original	Granulat	Spritzguss
<b>Cordenka® (L = 0,5 mm)</b>	502 $\pm$ 94 (n = 450)	369 $\pm$ 151 (n = 4997)	349 $\pm$ 148 (n = 5275)
<b>Cordenka® (L = 1,5 mm)</b>	1486 $\pm$ 128 (n = 163)	602 $\pm$ 381 (n = 1974)	577 $\pm$ 380 (n = 2083)
<b>Hanf</b>	1864 $\pm$ 1895 (n = 1365)	543 $\pm$ 412 (n = 1276)	503 $\pm$ 376 (n = 2206)
<b>Flachs</b>	1272 $\pm$ 1137 (n = 1110)	481 $\pm$ 376 (n = 2179)	438 $\pm$ 257 (n = 1275)
<b>Sisal</b>	3590 $\pm$ 4026 (n = 709)	647 $\pm$ 702 (n = 2436)	666 $\pm$ 660 (n = 2468)

Breite in $\mu\text{m}$	Original	Granulat	Spritzguss
<b>Cordenka® (L = 0,5 mm)</b>	12 $\pm$ 1	12 $\pm$ 1	12 $\pm$ 1
<b>Cordenka® (L = 1,5 mm)</b>	12 $\pm$ 1	12 $\pm$ 1	12 $\pm$ 1
<b>Hanf</b>	108 $\pm$ 106	27 $\pm$ 19	27 $\pm$ 22
<b>Flachs</b>	54 $\pm$ 41	18 $\pm$ 8	21 $\pm$ 8
<b>Sisal</b>	139 $\pm$ 88	69 $\pm$ 82	68 $\pm$ 75

Aspektverhältnis	Original	Granulat	Spritzguss
<b>Cordenka® (L = 0,5 mm)</b>	43 $\pm$ 9	31 $\pm$ 13	29 $\pm$ 12
<b>Cordenka® (L = 1,5 mm)</b>	129 $\pm$ 16	50 $\pm$ 32	48 $\pm$ 32
<b>Hanf</b>	17 $\pm$ 10	22 $\pm$ 14	21 $\pm$ 13
<b>Flachs</b>	26 $\pm$ 18	28 $\pm$ 19	21 $\pm$ 13
<b>Sisal</b>	25 $\pm$ 28	14 $\pm$ 12	14 $\pm$ 12

### 3.2.3.3 Zwischenergebnis (2): Morphologische Veränderung der Cellulosefasern

Die Cellulosefasern werden beim Compoundieren signifikant mit starkem Effekt in ihrer Länge eingekürzt. Beim Spritzgießen wird kein Effekt auf eine weitere Längeneinkürzung der Cellulosefasern ermittelt. Die Regeneratcellulosefasern verändern nicht ihre Breite während der Verarbeitungsprozesse. Die Naturfaserbündel, Hanf, Flachs und Sisal, werden beim Compoundieren aufgespalten und werden signifikant mit großem Effekt in ihrer Breite reduziert. Beim Spritzgießen wurden die Faserbreiten für Sisal und Hanf nicht signifikant verändert.

### 3.2.3.4 Ergebnisse der morphologischen Analyse der rCF-Compounds

Laut Hersteller-Angaben werden die im Rahmen der vorliegenden Arbeit verwendeten rezyklierten Kohlenstofffasern auf eine Länge von 500  $\mu\text{m}$  gemahlen. In Abb. 32 (links, blau) zeigt sich, dass die Fasern bei dem Mahlvorgang auf Faserlängen unter 500  $\mu\text{m}$  eingekürzt werden. Sie besitzen eine mittlere Faserlänge von  $429 \pm 567 \mu\text{m}$  und eine Median von 281  $\mu\text{m}$ . Bei der Compoundierung werden die Fasern des 30 Masse% rCF/PA6 signifikant auf  $242 \pm 131 \mu\text{m}$  (Median: 213  $\mu\text{m}$ ) eingekürzt. Eine weitere signifikante Einkürzung (mit kleinem Effekt) lässt sich beim Spritzgießen auf Faserlängen von  $210 \pm 125 \mu\text{m}$  (Median: 180  $\mu\text{m}$ ) für 30 Masse% rCF/PA6 feststellen (Abb. 32, links). Der Compoundierungs- und der Spritzgussprozess zeigen einen kleinen Effekt auf die Einkürzung der Faserlängen. In Abb. 32 (rechts) ist die Faserlängenverteilung in den drei rCF-Granulaten mit jeweils unterschiedlichem Fasermassenanteil dargestellt. Auffällig hierbei ist, dass die mittleren Faserlängen bei allen drei Compounds sehr ähnlich sind, sich dagegen die Standardabweichung mit ansteigendem Fasermassenanteil verringert:  $256 \pm 198 \mu\text{m}$  für 10 Masse% rCF/PA6,  $245 \pm 160 \mu\text{m}$  für 20 Masse% rCF/PA6 und  $242 \pm 131 \mu\text{m}$  für 30 Masse% rCF/PA6. Zum Vergleich wurden aus einem kommerziell erhältlichen 30 Masse% CF/PA6 (Grilon BC-30 EC, EMS-Chemie, DE) mit originalen Kohlenstofffasern die Fasern extrahiert und die Faserlänge bestimmt:  $244 \pm 126 \mu\text{m}$  (Median: 230  $\mu\text{m}$ ). Die originalen Fasern zeigen im Mittel ungefähr dieselbe Länge wie die Fasern aus dem 30 Masse% rCF-Compound. Carneiro und Maia (2000) zeigten für originale Kohlenstofffasern (30 Masse% CF/PP) ebenfalls eine starke Einkürzung während des Compoundierungsprozess und wenig Veränderung beim Spritzgießen. Dabei ergaben sich bei der Compoundierungskonfiguration

mit der geringsten Fasereinkürzung eine mittlere Faserlänge von  $151,6 \pm 84,5 \mu\text{m}$ . Dies liegt deutlich unter den in der vorliegenden Arbeit erreichten Faserlängen.

Jaszkiewicz et al. (2016) fanden für glasfaserverstärktes PLA fast keinen Unterschied der Faserlängenverteilung zwischen 10 und 20 Masse% Fasern, und eine kleine Änderung hin zu kürzeren Fasern bei 30 Masse%. Hingegen zeigten sie für glasfaserverstärktes PP eine deutliche Reduzierung der Faserlängen bei steigendem Fasermassenanteil. Sie schließen daraus, dass die steifen Glasfasern im PP aufgrund einer starken Faser-Faser-Interaktion eingekürzt werden. Bei der PLA-Schmelze scheint eine niedrigere Faser-Faser-Interaktion aufgrund der niedrigeren Viskosität der PLA-Schmelze und somit weniger Faserbruch aufzutreten (Jaszkiewicz et al., 2016). Bajracharya et al. (2016) zeigten ebenfalls eine stärkere Fasereinkürzung mit steigendem Fasermassenanteil (10, 20, 30 Masse%) für Glasfasern in einer Polymermatrix aus einer Mischung aus recykliertem HDPE, LDPE und PP.

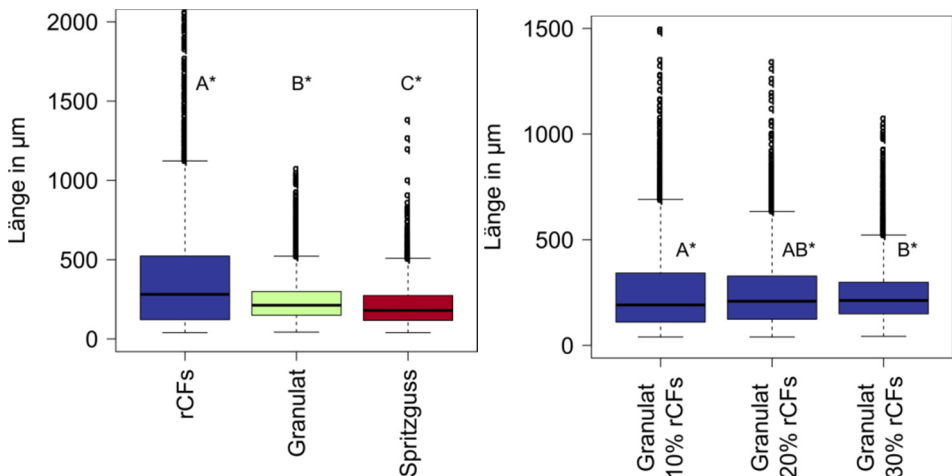


Abb. 32: Ergebnisse der Faserlängenverteilung der recyklierten Kohlenstofffasern. Links: Faserlängenverteilung der gemahlene rCF direkt nach der Pyrolyse (blau), der Fasern im Granulat (grün) und der Fasern im Spritzguss (rot); exemplarisch für 30 Masse% rCF/PA6. Rechts: Faserlängenverteilung der Fasern in den Granulaten mit 10, 20 und 30 Masse% rCF/PA6. Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge  $1,5 \times \text{IQR}$  (Interquartilabstand), die Kreise stellen die Ausreißer dar. Mit \* gekennzeichnete Boxplots stellen nicht-normalverteilte Stichproben dar und unterschiedliche Großbuchstaben zeigen signifikante Unterschiede.

Die Faserbreiten werden durch die Verarbeitungsprozesse nicht verändert. Bei den rCF handelt es sich um Einzelfasern und es zeigt sich keine Aufspaltung wie bei den Naturfaserbündeln.

### **3.2.3.5 Zwischenergebnis (3): Morphologische Veränderung der rezyklierten Kohlenstofffasern**

Die rezyklierten Kohlenstofffasern werden bei der Compoundierung und beim Spritzgießen signifikant, mit kleinem Effekt, eingekürzt. Es findet keine Änderung der Faserbreiten statt. Rezyklierte Kohlenstofffasern stellen für Spritzgussanwendungen eine sehr gute Alternative zu originalen Kohlenstofffasern dar, bei denen die Fasern durch die Compoundierung sehr stark eingekürzt sind. Rezyklierte Kohlenstofffasern besitzen fast dieselbe Faserlänge, zeigen keine starken mechanischen Einbußen (Abschnitt 3.2.1) und sind ökonomisch wie ökologisch vorteilhaft.

### **3.2.4 Bestimmung der Fasermassenanteile in den Compounds**

#### **Cellulosefaser-Compounds**

Durch die Faserextraktion konnten neben der Bestimmung der morphologischen Fasereigenschaften in den Granulaten und spritzgegossenen Platten auch die Fasermassenanteile der Compounds analysiert werden. Zur Ermittlung des Fasermassenanteils wurden die Filtertiegel nach der Extraktion mindestens für 24 h im Fasernormalklima (20 °C, 65 % rel. Luftfeuchte; DIN EN ISO 139) im Klimaschrank Vötsch VCL 4003 (Vötsch, Balingen) klimatisiert und anschließend gewogen. Der angestrebte Fasermassenanteil für alle vier Cellulosefaser-Compounds liegt bei 30 Faser-masseprozent. Die Fasern wurden vor der Compoundierung nicht getrocknet, sondern unter Raumklima dosiert. Daher wurden für die Bestimmung des Fasermassenanteils klimatisierte Proben analysiert und keine Darrtrockenmassen bestimmt. In Tab. 8 sind die Ergebnisse der via Faserextraktion ermittelten Fasermassenanteile aufgeführt. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde neben der Methodenentwicklung zur Extraktion von Cellulosefaser-Compounds auch die Reproduzierbarkeit dieser Methode bestimmt. Die Messunsicherheit der Extraktion für Cellulosefaser/PP-Compounds liegt bei  $\pm 1$  % Fasermassenanteil. Somit können die erreichten Fasermassenanteile der Cellulosefaser-Compounds zwischen 29,6 bis 31,8 Masse% (Tab. 8) als übereinstimmend mit den angestrebten Fasermassenanteilen gewertet werden.

Tab. 8: Übersicht der via Faserextraktion ermittelten Fasermassenanteile der Cellulosefaser-Compounds (Matrix: PP). Der angestrebte Fasermassenanteil beträgt jeweils 30 Masseprozent. Die Fasern wurden unter Raumklima während der Compoundierung dosiert. Die Fasermassenanteile sind für klimatisierte Fasern berechnet.

Compound	Flachs	Hanf	Sisal (IfBB)	Sisal (Voerde)	Cordenka®
Fasermassenanteil in % der Granulate	31,8	29,6	31,5	31,0	30,1

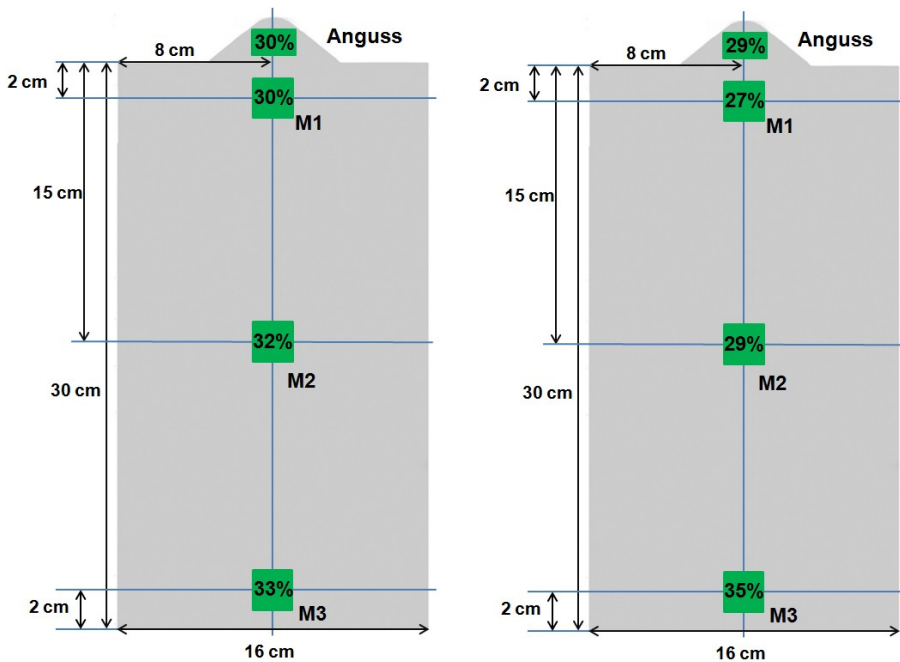


Abb. 33: Darstellung der Fasermassenanteile an vier Stellen der spritzgegossenen, cellulosefaserverstärkten Platten. Beispielhaft für 30 Masse% Flachs/PP (links) und 30 Masse% Sisal/PP (Voerde; rechts).

Die Fasermassenverteilung in den spritzgegossenen Platten zeigt für alle Cellulosefaser-Compounds denselben Trend: die Analyse der Fasermassenanteile zeigt angussnah geringere Werte auf als angussfern. Exemplarisch ist dies für Flachs und Sisal in Abb. 33 aufgezeigt. Die extremsten Unterschiede sind für die sisalfaserverstärkten Compounds zu verzeichnen. Das gilt sowohl für das Granulat von IfBB als auch von Voerde.

In beiden Fällen schwanken die Anteile in der Platte von 27 bis 35 Masse%. Dieses Phänomen konnte bisher nicht vollständig geklärt werden. Diese Schwankungen der Fasermassenanteile werden bisher auch noch nicht in der Spritzguss-Simulation berücksichtigt. Daher war es für die vorliegende Arbeit wichtig zu überprüfen, wie stark die Schwankungen im finalen, sisalfaserverstärkten Bauteil, dem Handschuhfach (siehe Abb. 63), sind. Um die Schwankungen zu überprüfen, wurden an sechs Positionen am Handschuhkasten und an vier Positionen am Handschuhfachdeckel eine Fasermassenbestimmung via Faserextraktion (mit Xylol, wie in Abschnitt 3.2.3 beschrieben) durchgeführt. Hierbei stellte sich heraus, dass die Schwankungen des Fasermassenanteils ( $31,0 \pm 1,5$  % im Deckel und  $30,0 \pm 1,7$  % im Kasten) viel geringer ausfallen als innerhalb der spritzgegossenen Platte ( $30,0 \pm 3,7$  %). Durch die geringen Schwankungen innerhalb des Bauteils (Messunsicherheit des Verfahrens:  $\pm 1$  %) konnte für die Spritzguss- und Crash-Simulation des Handschuhfaches eine homogene Fasermassenverteilung angenommen werden.

Teuwsen et al. (2017) zeigten bei spritzgegossenen Platten aus glasfaserverstärktem PP (GF/PP) ebenfalls eine Veränderung des Fasermassenanteils von angussnah zu angussfern. Zusätzlich konnte eine Schwankung des Fasermassenanteils über die Plattendicke (Shell-Core-Layer) festgestellt werden. Die Fasermassenanteile in der Kernschicht steigen von angussnah nach angussfern für 20 und 40 Masse% GF/PP deutlich an, für 60 Masse% GF/PP ist hingegen kein Unterschied erkennbar. Bei 20 Masse% GF/PP sind deutlich mehr Fasern in der Kernschicht als in der Randschicht zu erkennen, für 40 und 60 Masse% verhält es sich umgekehrt, mehr Fasern sind in den Randschichten zu finden (Teuwsen et al., 2017). Das Auftreten der unterschiedlichen Fasermassenanteile über die Plattendicke wurde in der vorliegenden Arbeit ebenfalls festgestellt. Zur Ermittlung der Faserorientierung in naturfaserverstärkten Compounds wurden neben zwei weiteren Methoden Mikrotomschnitte hergestellt (siehe Abschnitt 3.3.4). Die Mikrotomschnitte zeigten unterschiedliche Faservolumenanteile über die Plattendicke. Die Unterschiede wurden in der vorliegenden Arbeit nicht quantitativ untersucht, da für die aktuellen Simulationen mit Naturfasern noch keine Berücksichtigung hinsichtlich Fasermassenanteilsschwankung über die Bauteildicke vorgenommen werden können. Erste Forschungsergebnisse zur Simulation von Fasermassenanteilsschwankungen von Glasfasern innerhalb eines Bauteils wurden in der Endphase der Erstellung der vorliegenden Arbeit von Tseng et al. (2017c) veröffentlicht.

## rCF-Compounds

Die Ergebnisse der Fasermassenbestimmung in den rCF-Compounds sind in Tab. 9 aufgeführt. Die Fasermassenanteile schwanken im Gegensatz zu den Cellulosefaser-Compounds und GF/PP (Teuwsen et al. (2017) innerhalb der spritzgegossenen rCF/PA6 - Platten nicht von angussnah zu angussfern. Die ermittelten Fasermassenanteile befinden sich alle unter den angestrebten Werten. Dies ist auf das Extraktionsverfahren für die rCF/PA6 - Proben zurückzuführen. Das gelöste PA6 konnte nicht durch die feinen Filtertiegel (Porosität 3) abgesaugt werden, da die Viskosität der Lösung bei dieser Menge an gelöstem PA6 zu hoch war. Somit mussten Tiegel mit Porosität 2 verwendet werden. Dabei wurde eine kleine Menge (ungefähr 1-2 % der Faser Masse) von sehr kurzen Fasern ( $L \leq 40 \mu\text{m}$ ) nicht ausgefiltert. Aufgrund der sehr geringen Standardabweichungen und der Tatsache, dass sehr kurze Fasern mit Längen kürzer  $40 \mu\text{m}$  den Filter passieren können, ist anzunehmen, dass immer derselbe Faseranteil durch die Filtertiegel abgezogen wurde.

Tab. 9: Übersicht der via Faserextraktion ermittelten Fasermassenanteile der rCF-Compounds (Matrix: PA6) in den Granulaten ( $n = 3$ ) und spritzgegossenen Platten (gemittelter Wert über die drei Positionen).

Compound	10 Masse% rCF		20 Masse% rCF		30 Masse% rCF	
	Granulat	Platte	Granulat	Platte	Granulat	Platte
Fasermassenanteil in %	7,9 ± 0,3	8,3 ± 0,2	16,6 ± 0,5	17,6 ± 0,1	26,9 ± 0,7	27,3 ± 0,2

### 3.2.5 Zwischenergebnis (4): Verwendbarkeit der Input-Parameter für das mikromechanische Modell

Die Input-Parameter für das mikromechanische Modell konnten für die Cellulosefasern (Hanf, Sisal, Flachs und Regeneratcellulose) und rezyklierten Kohlenstofffasern erfolgreich bestimmt werden. Die experimentell quantifizierten morphologischen und mechanischen Fasereigenschaften sind ausreichend abgesichert und für die Parametrisierung des mikromechanischen Modells verwendbar; die ermittelten Parameter (Faserlänge, Faserbreite, E-Modul, Zugfestigkeit, Fasermassenanteil) können somit zur Berechnung der Faserinteraktionskoeffizienten  $C_1$  und des skalaren Faktors  $\kappa$  verwendet werden.

### **3.3 Konzeptentwicklung zur experimentellen Validierung der Spritzguss-Simulation in Bezug auf die Faserorientierung in NFK**

Neben den mechanischen und morphologischen Eigenschaften ist vor allem die Faserorientierung ein entscheidender Faktor, um die Spritzguss-Simulation experimentell zu validieren. Da die Analyse der Faserorientierung von naturfaserverstärkten Compounds sehr aufwändig ist, wurde die Analyse auf ein NF-Compound beschränkt. Die Entscheidung fiel auf das Compound Sisal/PP, das für die Faserorientierungsbestimmung genutzt wurde. Die Hauptkriterien zur Entscheidung lagen in den Werkstoffeigenschaften, der Verarbeitbarkeit und der Verfügbarkeit der Fasern (detailliertere Aufstellung in Ford GmbH et al., 2014). Da mit dem ausgewählten Compound auch eine große Anzahl an Handschuhfächern für Crash-Experimente hergestellt werden sollte und somit das Compound auf einer industriellen Anlage hergestellt wurde (Details hierzu siehe Abschnitt 3.1.1) war eine Menge von einer Tonne Sisal notwendig.

Die Faserorientierung hat einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von faserverstärkten Verbundwerkstoffen, sowohl bei Glasfasern (Fara & Pavan, 2004; Godara & Raabe, 2007), Kohlenstofffasern (Cosmi et al., 2011) als auch bei Naturfasern (Joseph et al., 1999; Aurich & Mennig, 2001; Brahim & Cheikh, 2007; Bourmaud et al., 2013; Graupner et al., 2014). Die Faserorientierung muss deshalb in der Simulation möglichst genau mit der realen Faserorientierung im spritzgegossenen Bauteil übereinstimmen. Die Orientierung von Glasfasern in glasfaserverstärkten Polymeren ist bereits sehr gut untersucht; umfassende Forschung in der Entwicklung von numerischen Modellen liegt bereits vor (Phelps & Tucker III, 2009). Die Faserorientierung von Glasfasern in unterschiedlichen Matrixwerkstoffen in spritzgegossenen Bauteilen hängt stark vom Geschwindigkeitsfeld während des Füllprozesses ab (Bay & Tucker, 1992a). Abhängig von der Werkzeuggeometrie und den Prozessparametern entstehen unterschiedliche Anzahlen an Schichten unterschiedlicher Faserorientierung (vgl. Abschnitt 2.1). Meist entsteht eine Randschicht nahe der Oberfläche mit einer bevorzugten Faserorientierung in Fließrichtung und eine Kernschicht in der Bauteilmitte mit vor allem quer ausgerichteten Fasern; die Übergänge zwischen den beiden Schichten sind fließend (Bay & Tucker, 1992a). Für die experimentelle Faserorientierungsbestimmung in glasfaserverstärkten Polymeren ist die bekannteste nicht-zerstörungsfreie Methode eine mikroskopische Analyse

von Schliffbildern (Vincent et al., 2005; Cosmi et al., 2011). Die zylindrischen Glasfasern erscheinen als Ellipsen auf den Schliffbildern abhängig vom Ausrichtungswinkel der Fasern zur Schlifffläche bzw. als Kreise, wenn die Fasern exakt im  $90^\circ$  Winkel zur Schlifffläche liegen. Durch die Analyse der Halbachsen der Ellipsen kann die Faserorientierung ermittelt werden (Vincent et al., 2005). Andere zerstörungsfreie Methoden zur Bestimmung der Faserorientierung in spritzgegossenen Verbundwerkstoffen sind die  $\mu$ -Computertomographie ( $\mu$ -CT) für Glasfasern (Goris et al., 2015; Nguyen Thi et al., 2015; Sun et al., 2015) und Kohlenstofffasern (Cosmi et al., 2011) und die TeraHertz (THz) - Spektroskopie für Glasfasern (Jördens et al., 2010; Pflieger et al., 2013). Bei der  $\mu$ -CT-Analyse ist der Dichteunterschied zwischen Faser und Matrix relevant; bei der THz-Spektroskopie sind es die Unterschiede der Brechungsindizes. Um diese Methoden auf die Analyse der Faserorientierung in NFK zu übertragen, müssen die morphologischen Aspekte und Dichteunterschiede der Glas- und Naturfasern berücksichtigt werden. Im Gegensatz zu den homogenen, zylindrischen Glasfasern, haben die Naturfasern eine elliptische Form mit variierender Breite. Somit ist es, im Gegensatz zu Glasfasern, nicht möglich, anhand der Faser-Elliptizität auf Schliffbildern Rückschlüsse auf die Faserorientierung zu ziehen. Die Faserorientierung lässt sich somit nur mit Längsschnitten bestimmen. Der Dichteunterschied zwischen Naturfasern ( $\rho = 1,0$  bis  $1,6 \text{ g/cm}^3$ ; Müssig et al., 2010) und Matrix (Polypropylen (PP):  $\rho = 0,9 \text{ g/cm}^3$ ) ist viel geringer als zwischen Glasfasern ( $\rho = 2,5$  bis  $2,6 \text{ g/cm}^3$ ) und Matrix.

Graupner et al. (2014) konnten für PLA (Polylactide:  $\rho = 1,24 \text{ g/cm}^3$ ) verstärkt mit Flachsfaser ( $\rho = 1,4 \text{ g/cm}^3$ ) die Faserorientierung via  $\mu$ -CT mit Synchrontronstrahlung bestimmen. In der vorliegenden Arbeit wurden drei Methoden für die Bestimmung der Faserorientierung in spritzgegossenen NFK verwendet: THz-Spektroskopie,  $\mu$ -CT und mikroskopische Analyse von Mikrotomschnitten. In Abb. 34 sind die Messpunkte für die Faserorientierungsbestimmung dargestellt. Die Faserorientierung wurde mit allen drei Methoden an derselben Platte (30 Masse% Sisal/PP) bestimmt. Zuerst wurde die Hauptfaserorientierung über die Plattendicke mit der THz-Spektroskopie ermittelt. Anschließend wurde die Faserorientierung an unterschiedlichen Tiefen der Platte mittels  $\mu$ -CT analysiert. Durch die zerstörungsfreien Methoden konnten anschließend an denselben Stellen der Platte die Mikrotomschnitte hergestellt werden.

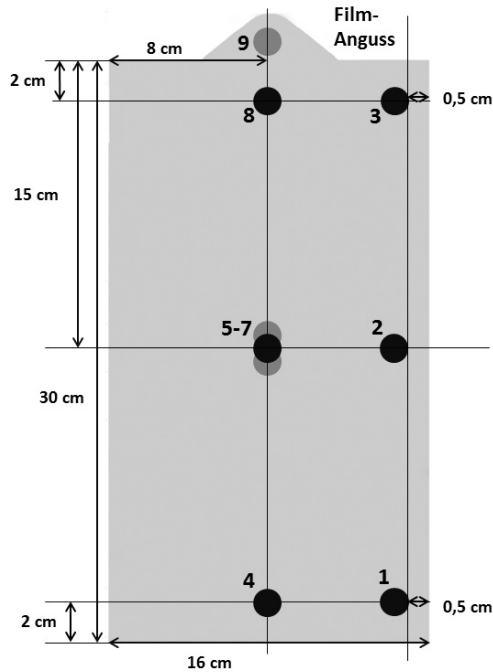


Abb. 34: Messpunkte für die Faserorientierungsmessungen an den sisalfaserverstärkten, spritzgegossenen PP-Platten (Plattendicke: 3 mm). Bei der TeraHertz-Spektroskopie wurden alle Positionen einzeln als Kreisfläche (Durchmesser: 3 mm) analysiert. Bei den  $\mu$ -CT-Aufnahmen und Mikrotomschnitten wurden quadratische Proben vermessen  $10 \times 10 \text{ mm}^2$  bzw.  $7 \times 7 \text{ mm}^2$ ; aufgrund des größeren Probenausschnittes bei den beiden letztgenannten Messmethoden wurden die Positionen 5 bis 7 zu einem Messpunkt zusammengefasst und als Position 5 bezeichnet.

### 3.3.1 Terahertz Spektroskopie

An den 9 Messpunkten (Abb. 34) wurde die Vorzugsrichtung der Fasern, also die Hauptorientierung aller Fasern über die gesamte Plattendicke mittels TeraHertz (THz) – Spektroskopie an der Philips-Universität Marburg (D) bestimmt. Der große Vorteil der THz-Spektroskopie ist, dass es sich hierbei um eine zerstörungsfreie Methode handelt (Bohn & Petkie, 2013). Die verwendeten THz-Antennen erzeugen und detektieren THz-Strahlung in linearer Polarisation. Die dielektrischen Eigenschaften der Probe, d.h. Absorptionskoeffizient und Brechungsindex, können über den Vergleich der Messung mit und ohne Probe im THz-Strahlengang ermittelt werden (Pupeza et al., 2007). Beide Messungen wurden jeweils fünfmal wiederholt und gemittelt. Das Funktionsprinzip der THz-Spektroskopie ist detailliert bei Jepsen et al. (2011) beschrieben. Die Orientierung der Fasern in der Matrix führt zu einer Doppelbrechung, welche

genutzt werden kann, um die Hauptorientierung und den Orientierungsgrad zu bestimmen (Jördens et al., 2010). Hierzu müssen der ordentliche und der außerordentliche Brechungsindex und deren Winkel zur Polarisationsachse ermittelt werden. Mit einem fasergekoppelten THz-Zeitbereichsspektrometer (Abb. 35) wurden hierzu jeweils drei Messungen mit unterschiedlichen Winkeln zwischen der Längsachse der Platte und der Polarisationsrichtung ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  und  $90^\circ$ ) durchgeführt. Von diesen drei winkelabhängigen Brechungsindizes können der ordentliche und außerordentliche Brechungsindex der Probe und deren Orientierung innerhalb der Probe kalkuliert werden. Aufgrund der durch die Faserorientierung erzeugten Doppelbrechung bezieht sich der Winkel des außerordentlichen Brechungsindex direkt auf die Faserhauptorientierung. Die Faserhauptorientierung bezieht sich hier auf alle Sisalfasern über die gesamte Plattendicke. Die spritzgegossene, sisalfaserverstärkte Platte wurde in einer Probenhalterung fixiert, um eine plane Fläche zu gewährleisten. Zur Überprüfung der Reproduzierbarkeit wurde dieselbe Platte zweimal an allen Messpunkten vermessen, wobei sie nach der ersten Messung aus der Halterung aus und wieder eingebaut wurde.

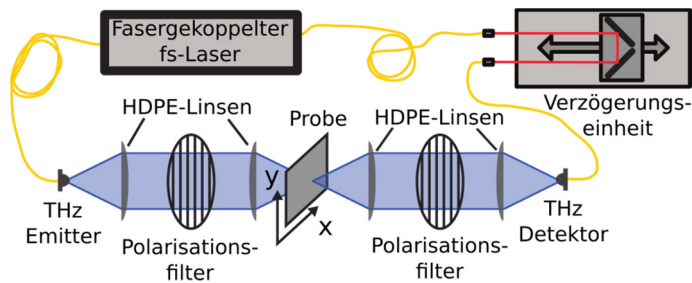


Abb. 35: Schematische Darstellung des verwendeten fasergekoppelten TeraHertz-Zeitbereichsspektrometers (verändert nach Albrecht et al., 2017).

Weiterhin wurde der Ausrichtungsgrad bestimmt, welcher direkt aus der Höhe der Doppelbrechung bestimmt wurde. Der Ausrichtungsgrad bezieht sich auf die Fasern, die parallel zum elektrischen Feld ausgerichtet sind. Das heißt ein Ausrichtungsgrad von 0,5 bedeutet eine ungerichtete Orientierung, während ein Ausrichtungsgrad von 1 ausgerichtete Fasern beschreibt. Bei Jördens et al. (2010) finden sich weitergehende Detailinformationen zur Berechnung des Ausrichtungsgrades.

Die Ergebnisse der THz-Spektroskopie-Messungen sind in Abb. 36 und Tab. 10 dargestellt. Die Pfeile zeigen die Hauptorientierung der Fasern über die Plattendicke an jedem Messpunkt. Die numerischen Winkel-

gaben sind im mathematisch positiven Sinne (gegen den Uhrzeigersinn) dargestellt. Im Gegensatz zu  $\mu$ -CT oder Mikrotomschnitten können mit dieser zerstörungsfreien Methode relativ schnell an mehreren Stellen eines Bauteils die Hauptorientierungen der Fasern ermittelt werden. Beim Vergleich der Unterschiede der ersten und zweiten Messung an derselben Platte, zeigen die Varianzen, dass sie innerhalb der maximal zulässigen Messunsicherheiten liegen. Ein hoher Orientierungsgrad führt zu einem geringen Fehler der Faserorientierungsmessung. An den Messpunkten mit höherem Orientierungsgrad und niedriger Messunsicherheit, ist der Unterschied zwischen der ersten und zweiten Messung viel kleiner im Vergleich zu Messpunkten mit niedrigem Orientierungsgrad und hoher Unsicherheit. Das zeigt sich zum Beispiel an Position 2 mit einem hohen Orientierungsgrad und geringer Messunsicherheit: die Hauptorientierung von  $41^\circ$  kann in der zweiten Messung mit  $42^\circ$  gut reproduziert werden. Im Gegensatz dazu ist an Position 4 mit einem niedrigen Orientierungsgrad und einer hohen Messunsicherheit, eine größere Abweichung von  $73^\circ$  bei der ersten Messung und  $57^\circ$  bei der zweiten Messung zu erkennen.

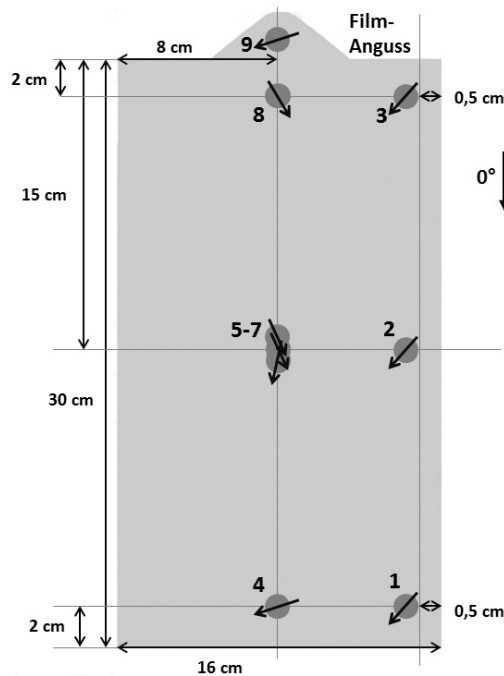


Abb. 36: Darstellung der Hauptorientierung aller Fasern über die gesamte Plattendicke, analysiert mit THz-Spektroskopie für die spritzgegossene 30 Masse% Sisal/PP-Platte. Die Pfeile zeigen die Vorzugsausrichtung der Fasern an neun Messpunkten (1. Messung).  $0^\circ$  stellt die Fließrichtung während des Spritzgussprozesses dar (verändert nach Albrecht et al., 2017).

Tab. 10: Hauptorientierungswinkel über die Plattendicke der spritzgegossenen 30 Masse% Sisal/PP-Platte, analysiert mit THz-Spektroskopie. Die Ergebnisse der ersten Messung sind hier gezeigt mit der maximalen Messunsicherheit und dem Orientierungsgrad. Die Winkel sind im mathematisch positiven Sinn dargestellt (verändert nach Albrecht et al., 2017).

Position	Haupt-orientierung in °	Max. Mess-unsicherheit in °	Faserorientierungs-grad
1	-38	14	1,2
2	-41	2	3,1
3	-42	12	1,4
4	-73	42	0,9
5	-13	37	1,2
6	25	17	1,4
7	25	13	1,5
8	37	16	1,3
9	-69	39	0,9

Obwohl sich beim Faserorientierungsgrad keine höheren Werte als 1 ergeben sollten, zeigen die Messungen der NFK-Platten höhere Werte. Der Grund hierfür lässt sich wie folgt erklären: Zur Bestimmung des Orientierungsgrades aus experimentellen Werten, ist zusätzlich zum Brechungsindex des Verbundwerkstoffes auch der Brechungsindex der Fasern selbst nötig. Die experimentelle Ermittlung des Brechungsindex war im Gegensatz zu anderen (Natur-) Fasern für Sisalfasern besonders schwierig. Hierzu wurde mit Hilfe einer hydraulischen Presse eine Probe aus den Fasern hergestellt. Aufgrund von Lufteinschlüssen in der gepressten Sisalfaserprobe, ist der ermittelte Brechungsindex von 1,7 vermutlich kleiner als der eigentliche Brechungsindex von Sisal. Somit sollten die ermittelten Faserorientierungsgrade nicht als belastbare quantitative Werte betrachtet werden, sondern nur als qualitative Orientierungswerte für Vergleiche innerhalb der sisalfaserverstärkten Platte dienen. So zeigen die Werte am Messpunkt 8 sowie an den sehr nahe beieinanderliegenden Messpunkten 5 bis 7, dass sich in der Mitte der Platte ein Großteil der Fasern tendenziell in Fließrichtung orientiert, während nahe der seitlichen Werkzeugwand (Messpunkte 1 bis 4) mit einer deutlich abweichenden Orientierung zu rechnen ist.

Jördens et al. (2010) zeigten, dass die Faserorientierungen in einer spritzgegossenen Platte aus 30 Masse GF/PA66 gute Übereinstimmungen zwischen der experimentellen THz-Spektroskopie-Analyse und einer Moldflow®-Simulation zeigten. In dieser Studie stellte sich die Ausprägung der Kernschicht der Spritzgussprobe mit 10 % der Probendicke als relativ klein heraus. Somit war der Einfluss der Faserorientierung in der Kernschicht, mit meist abweichender Orientierung zu den Außenschichten, relativ gering bezogen auf die Hauptorientierung über der gesamten Plattendicke. In der Studie von Bay und Tucker (1992a) konnte gezeigt werden, dass ein spritzgegossenes Bauteil mit 30 Masse% Glasfasern eine stärker ausgeprägte (dickere) Kernschicht mit einer Matrix aus PP aufweist als bei der Verwendung von PA66. Dies beruht auf dem flacheren (niedrigeren) Geschwindigkeitsprofil der PP-Schmelze, verursacht durch eine höhere Strukturviskosität und Schmelzwärme im Vergleich zu PA66, was zu einer erhöhten Scherung vor allem nahe der Werkzeugwand führt (Bay & Tucker, 1992a). Somit lässt sich in der vorliegenden Arbeit, die ebenfalls PP als Matrix verwendet, ebenfalls eine stark ausgeprägte Kernschicht erwarten. Der Shell-Core-Layer-Effekt lässt sich mit der THz-Spektroskopie allerdings nicht aufzeigen. Daher wurden  $\mu$ -CT-Messungen und Mikrotomschnitt-Analysen durchgeführt, um die Unterschiede der Faserorientierung in den äußeren und inneren Schichten der sisalfaserverstärkten Platte darstellen zu können.

### **3.3.2 Zwischenergebnis (5): Eignung der THz-Spektroskopie zur Messung der Faserorientierung**

Die THz-Spektroskopie wurde erstmalig zur Bestimmung der Hauptfaserorientierung in naturfaserverstärkten, spritzgegossenen Platten verwendet. Die Vorteile der THz-Spektroskopie sind, dass die Methode zerstörungsfrei ist und große Bauteile an vielen Stellen mit relativ geringem Zeitaufwand vermessen werden können. Damit ist ein schneller Überblick über die Hauptorientierung der Fasern in einem spritzgegossenen Bauteil und ein erster Abgleich mit einer Spritzguss-Simulation möglich. Die Nachteile sind, dass ein möglicher Shell-Core-Layer-Effekt nicht abgebildet werden kann. Für eine Crash-Simulation und auch für eine Berechnung der mechanischen Eigenschaften mit einfachen Modellen der Mischungsregel sind allerdings genauere Angaben über die Faserorientierung innerhalb der Bauteilwand nötig. Um die unterschiedlichen Faserorientierungen über die gesamte Bauteildicke experimentell ermitteln zu können, sind andere Methoden notwendig.

### **3.3.3 $\mu$ -Computertomographie ( $\mu$ -CT)**

Für die  $\mu$ -CT-Messungen wurden quadratische Probekörper ( $10 \times 10 \times 3 \text{ mm}^3$ ) an drei Messpunkten 3, 4 und 5 (Abb. 34) an derselben bereits für die THz-Spektroskopie verwendeten sisalfaserverstärkten PP-Platte analysiert. Die Messungen wurden mit einem phoenix nanotom<sup>®</sup> m (GE Sensing & Inspection Technologies GmbH, Wunstorf, D) am IfBB (Hannover, D) durchgeführt. Der  $\mu$ -CT-Scanner enthält eine 180 kV / 15 W nanofocus Röntgenröhre und einen Digitaldetektor mit  $3.072 \times 2.400$  Pixeln. Die Bilder wurden mit einer Röhrenspannung von 80 kV und einer Stromstärke von 120  $\mu\text{A}$  aufgenommen. Es konnte eine Voxelgröße von  $5,6 \mu\text{m}^3$  erreicht werden. Da im Gegensatz zu Glasfasern ( $\rho = 2,5 - 2,6 \text{ g/cm}^3$ ) die Dichte der Sisalfasern ( $\rho = 1,0 - 1,5 \text{ g/cm}^3$ ; Müssig et al., 2010) viel näher an der Dichte der PP-Matrix ( $\rho = 0,9 \text{ g/cm}^3$ ) liegt, wurden die Scanparameter (Scangeometrie, Röhrenspannung, Stromstärke und Expositionsdauer) sehr genau an die Absorptionseigenschaften der individuellen Komponenten des Compounds angepasst, um einen ausreichenden Kontrast zu gewährleisten.

### **3.3.4 Lichtmikroskopische Analyse von Mikrotomschnitten**

Probekörper von  $7 \times 7 \times 3 \text{ mm}^3$  wurden aus den drei bereits im  $\mu$ -CT untersuchten  $10 \times 10 \times 3 \text{ mm}^3$  Probekörper mit einer Bandsäge (MBS 240/E, PPROXXON GmbH, Föhren, D) herausgesägt (Abb. 37, rechts). Die Proben wurden mit einem Zwei-Komponenten-Kleber (UHU<sup>®</sup> Plus Endfest, UHU GmbH & Co KG Bühl/Baden, D) in 3D-gedruckten Halterungen (3D Print SAM, Schwanewede, D) fixiert, so dass die Proben exakt im Mikrotom (Reichert-Jung Model 2040 Autocut, Leica Microsystems GmbH, Wetzlar, D) positioniert werden konnten. An sieben definierten Stellen über die Plattendicke wurden oberflächenparallele Mikrotomschnitte von 35  $\mu\text{m}$  Dicke mit einer Mikrotomklinge HM 16cm/d, 25400 (Leica Biosystems Nußloch GmbH, Nußloch, D) angefertigt. Sieben Schnitttiefen wurden für die 3000  $\mu\text{m}$  dicke Platte ausgewählt: 100  $\mu\text{m}$ , 500  $\mu\text{m}$ , 1000  $\mu\text{m}$ , 1500  $\mu\text{m}$  (Plattenmitte, Kernschicht), 2000  $\mu\text{m}$ , 2500  $\mu\text{m}$  und 2900  $\mu\text{m}$  (Abb. 38). Die Sisalfasern wurden für einen besseren Kontrast bei der bildanalytischen Untersuchung mit Safranin (Safranin O, C.I. 50240, Carl Roth GmbH & Co. KG, Karlsruhe, D) rot angefärbt (Abb. 37, links).

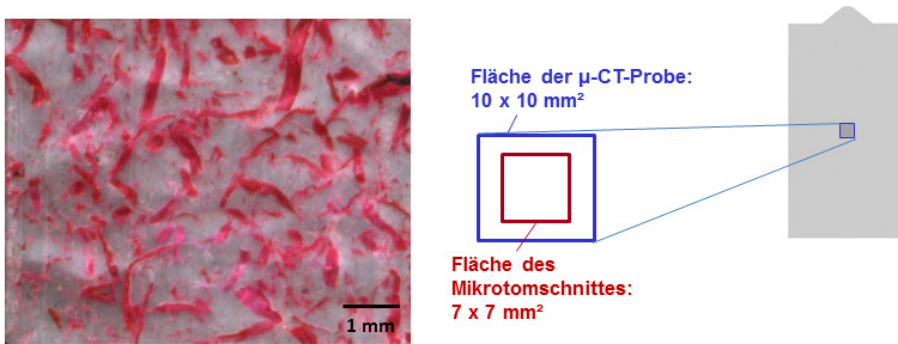


Abb. 37: Links: Mikrotomschnitt an Position 5 der sisalfaserverstärkten, spritzgegossenen Platte (Schnitttiefe: 100  $\mu$ m). Die Sisalfaserbündel sind mit Safranin rot gefärbt. Rechts: Probenentnahme der Mikrotomschnitte (7 x 7 mm<sup>2</sup>) aus den bereits im  $\mu$ -CT analysierten Probekörpern (10 x 10 mm<sup>2</sup>).

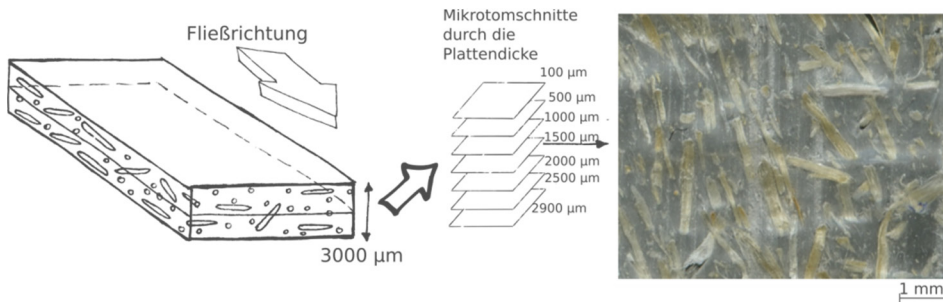


Abb. 38: Links: Entnahme der Mikrotomschnitte über die gesamte Plattendicke an sieben Schnitttiefen. Rechts: Beispielhafter Mikrotomschnitt der sisalfaserstärkten Platte vor der Safraninfärbung (Schnittdicke: 35  $\mu$ m).

### 3.3.5 Analyse der Faserorientierung der $\mu$ -CT-Aufnahmen und Mikrotomschnitte

Die Faserorientierung der  $\mu$ -CT-Aufnahmen und Mikrotomschnitte wurde bildanalytisch mit der Software FiberScan (M-Base Engineering + Software GmbH, Aachen, D) ausgewertet. Details zu dieser Auswertungssoftware sind bei Michaeli et al. (1999) zu finden. Da die Mikrotomschnitte aus Gründen der Probenpräparation an den Enden während des Schneidprozesses leicht ausfransen, können diese Stellen nicht für die bildanalytische Untersuchung verwendet werden. Die Mikrotomschnitt-Scans wurden daher nachbearbeitet und die ausgefranschten Enden mit der Bildsoftware (Microsoft Office Picture Manager, Microsoft Office Professional Plus 2007, Microsoft Corporation, Redmond, USA) abgeschnitten. Daher sind die ausgewerteten Scans nicht mehr quadratisch, wie ursprünglich bei der Probenentnahme. Zum Vergleich der Mikrotomschnitte mit

den  $\mu$ -CT-Aufnahmen wurden zu den jeweils sieben Mikrotomschnitten die adäquaten  $\mu$ -CT-Scans ausgewählt und der Bildausschnitt der  $\mu$ -CT-Scans an die nachbearbeiteten Mikrotomschnitt-Scans angepasst. Zur Veranschaulichung, dass dieselben Stellen auf den  $\mu$ -CT-Scans und den Mikrotomschnitt-Scans gefunden werden konnten, ist in Abb. 40 (oben) dieselbe Sisalfaser auf dem Mikrotomschnitt (A) und dem adäquaten  $\mu$ -CT-Scan (B) eingekreist.

Zusätzlich zu den Faserorientierungswinkeln wurden die Faserorientierungsfaktoren  $\eta_0$  bestimmt (Formel 11):

$$\eta_0 = \sum_i a_i \cos^4 \theta_i \quad (11)$$

wobei  $a_i$  den Faseranteil darstellt, der mit dem Winkel  $\theta_i$  von der Fließrichtung abweicht (Krenchel, 1964).  $\eta_0 = 1$  steht für einen unidirektional ausgerichteten Faserverbundwerkstoff, wohingegen  $\eta_0 = 0,375$  eine 2D-Wirrlage repräsentiert.

### **3.3.6 Lichtmikroskopiemessungen (LMM) der Mikrotomschnitte versus $\mu$ -CT-Aufnahmen**

Durch die bildanalytische Auswertung der Mikrotomschnitte und der  $\mu$ -CT-Aufnahmen konnten die Faserorientierungen über die Plattendicke bestimmt werden. Um herauszufinden, welche der beiden Methoden besser dafür geeignet ist, die Faserorientierung von naturfaserverstärkten Polymeren experimentell zu ermitteln und Spritzguss-Simulationen zu validieren, werden die beiden Methoden in diesem Abschnitt miteinander verglichen.

Bernasconi et al. (2012) haben den Unterschied der experimentellen Ermittlung von Faserorientierungen mittels  $\mu$ -CT und klassischer Schlibbildanalyse (Messung der Faserelliptizitäten) für spritzgegossene 30 Masse% GF/PA6-Platten untersucht. In dieser Studie konnte gezeigt werden, dass es Unterschiede zwischen den beiden Methoden gibt, die sich vor allem auf die niedrige Genauigkeit der optischen Methode bei der Vermessung von Fasern - nahezu quer zur Schnittfläche - zurückführen lassen. Der Grund dafür ist, dass kleine Variationen einer (geringen) Exzentrizität der elliptischen Analysefläche zu einer großen Variation der Faserorientierungswinkels führen, der aus der Exzentrizität rückgeschlossen wird (Bernasconi et al., 2012).

Aufgrund der Elliptizität der Sisalfasern, konnte in der vorliegenden Arbeit die klassische optische Methode nicht angewandt werden. Statt der Analyse von elliptischen Faserquerschnitten, wurden in der vorliegenden

Arbeit Mikrotomschnitte parallel zur Faserlänge hergestellt und damit die Faserorientierung bildanalytisch bestimmt.

Den Mikrotomschnitten konnten durch die genau definierte Schnitttiefe die passenden  $\mu$ -CT-Scans zugeordnet werden (Abb. 40). Die Ergebnisse der Faserorientierungsanalyse via FiberScan sind exemplarisch für Position 5 für alle sieben Schnitttiefen sowohl für die Lichtmikroskopie-Messungen (LMM) der Mikrotomschnitte als auch für die  $\mu$ -CT-Aufnahmen in Abb. 39 dargestellt. Der Orientierungswinkel von  $0^\circ$  entspricht der Fließrichtung während des Spritzgussprozesses. Die Ergebnisse der beiden Methoden zeigen dieselben Trends: die meisten Fasern sind in Fließrichtung orientiert. In Tab. 11 sind die Faserorientierungsfaktoren für Position 5 an den sieben Schnitttiefen für LMM und  $\mu$ -CT dargestellt. Die Histogramme in Abb. 39 und die Faserorientierungsfaktoren (Tab. 11) zeigen eine sehr gute Übereinstimmung der beiden Methoden (LMM und  $\mu$ -CT) für die Schnitttiefe 500, 1000 und 2900  $\mu\text{m}$ . Wohingegen die Ergebnisse bei 1500, 2000 und 2500  $\mu\text{m}$  Schnitttiefen eine geringere Übereinstimmung der beiden Methoden zeigen. Grund hierfür könnten Ausrichtungsfehler bei der Analyse der Mikrotomschnitte aufgrund der Präparationstechnik sein. Die Mikrotomschnitte wurden mit größter Sorgfalt behandelt, dennoch können sich durch die Zwischenschritte kleine Ausrichtungsfehler einschleichen. Zunächst muss die Probe exakt eingespannt werden, danach werden die Mikrotomschnitte auf Glasplättchen aufgereiht und die Plättchen werden auf einen Flachbettscanner gelegt. Dies kann jeweils zu kleinen Ausrichtungsfehlern führen. Im Gegensatz dazu bezieht sich die Genauigkeit der Ausrichtung bei den  $\mu$ -CT-Aufnahmen nur auf einen Schritt, dem Einspannen der Probe. Dies könnte zu kleinen Abweichungen der Faserorientierung zwischen den beiden Methoden führen. Dennoch ist vermutlich der größere Einflussfaktor die unterschiedliche Probendicke: die  $\mu$ -CT-Scans entsprechen einer Probendicke von 6  $\mu\text{m}$  während die Mikrotomschnitte eine Schnittdicke von 35  $\mu\text{m}$  aufweisen. Die Schnitttiefen mit einer guten Übereinstimmung der Faserorientierungswerte der beiden Methoden zeigen im Vergleich zu den Schnitttiefen mit einer schlechteren Übereinstimmung einen geringeren Faservolumengehalt auf. Daraus lässt sich ein größerer Einfluss der beiden unterschiedlichen Schnittdicken (6 versus 35  $\mu\text{m}$ ) bei erhöhtem Faservolumengehalt auf die Faserorientierungswerte ableiten. Um den Einfluss der Schnittdicke zu überprüfen, wurden sechs  $\mu$ -CT-Bilder übereinander gelagert, um dieselbe Probendicke ( $6 \times 6 \mu\text{m} = 36 \mu\text{m}$ ) passend zu den Mikrotomschnitten zu erhalten (Abb. 40). Hierzu wurden die sechs entsprechenden  $\mu$ -CT-Scans eines zugehörigen Mikrotomschnittes

mit der Opensource Software GIMP 2.0 übereinander gelegt. Jeder Scan wurde in ein schwarz-weiß Bild transferiert (Grauschwellenwerte: 110 – 255), invertiert und der Hintergrund von weiß zu transparent konvertiert. Die so bearbeiteten Scanbilder wurden übereinander gelegt und schließlich der Hintergrund von transparent zurück zu weiß konvertiert. Die Faserorientierung der übereinandergelagerten  $\mu$ -CT-Bilder wurde mit der Software FiberScan ausgewertet und die Faserorientierungswert, wie in Abschnitt 3.3.5 beschrieben, bestimmt. Am Beispiel der Kernschichten (1500  $\mu\text{m}$ ) an Position 4 und 5 sind in Abb. 40 die Ergebnisse der Faserorientierung der überlagerten  $\mu$ -CT-Bilder versus der einzelnen  $\mu$ -CT-Scans und der Mikrotomschnitte dargestellt. Die überlagerten  $\mu$ -CT-Bilder zeigen eine höhere Übereinstimmung zu den LMM Ergebnissen als die Einzel- $\mu$ -CT-Bilder. Die Faserorientierungsfaktoren der überlagerten Bilder reduzieren sich um 6 % für Position 5 und um 16 % für Position 4 und sind somit näher an den Faktoren der Mikrotomschnitte.

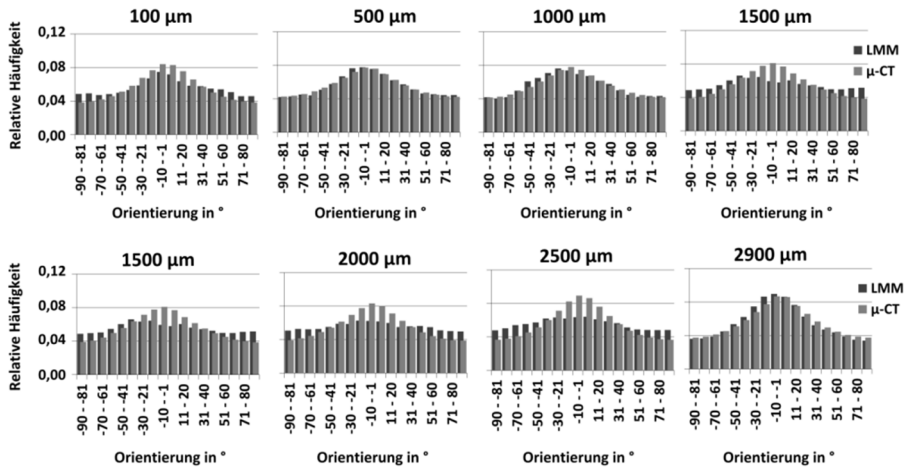


Abb. 39: Ergebnisse der Faserorientierungsmessungen der Lichtmikroskopie-Messungen (LMM) der Mikrotomschnitte und der  $\mu$ -CT-Aufnahmen an Position 5; Plattendicke: 3000  $\mu\text{m}$ . Aus Symmetriegründen ist die Schnitttiefe 1500  $\mu\text{m}$  (Plattenmitte) zweimal dargestellt (verändert nach Albrecht et al., 2017).

Die Faserorientierung an Position 5, in der Mitte der Platte, ermittelt mit (Einzel-)  $\mu$ -CT-Bildern, zeigt eine Hauptorientierung in Fließrichtung über die gesamte Plattendicke (Abb. 40, unten und Tab. 11). Graupner et al. (2014) fanden mittels  $\mu$ -CT-Messungen eine Hauptorientierung für 30 Masse% Flachs/PLA in Fließrichtung über die gesamte Dicke am parallelen Teil eines Zugstabes (Type 1A, DIN EN ISO 527-2). Die Ergebnisse via

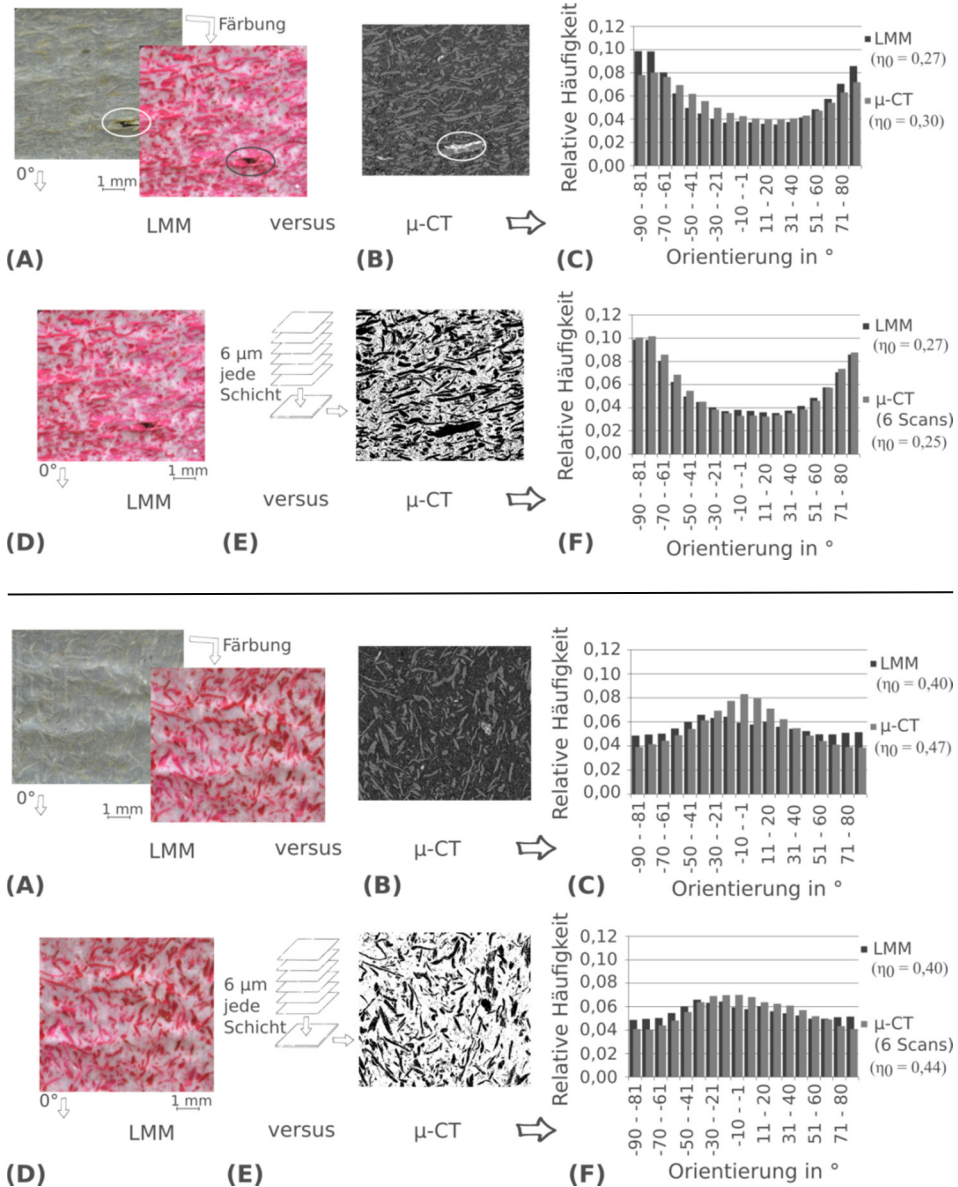


Abb. 40: Faserorientierung an Position 4 (oben) und 5 (unten) der spritzgegossenen Platte (30 Masse% Sisal/PP); Schnitttiefe:  $\sim 1500 \mu\text{m}$ , Probenbreite: 7 mm.  $0^\circ$  entspricht der Füllrichtung beim Spritzgießprozess. A: LMM eines Mikrotomschnitts (Schnittdicke:  $35 \mu\text{m}$ ) vor und nach der Safraninfärbung. B:  $\mu$ -CT-Schnittbild; Schnittdicke:  $6 \mu\text{m}$ . C: Faserorientierung von LMM versus  $\mu$ -CT. E: Übereinandergelagerte  $\mu$ -CT-Scans ( $6 \times 6 \mu\text{m} = 36 \mu\text{m}$ ). F: Faserorientierung von LMM versus  $\mu$ -CT (6 Scans) (verändert nach Albrecht et al., 2017).

LMM in der vorliegenden Arbeit zeigen eine Hauptorientierung in Fließrichtung für die Randschichten, aber beinahe eine Wirrlage ( $\eta_0 = 0,4$ ) in der Kernschicht (bei 1500  $\mu\text{m}$ ) für Position 5 (Abb. 39 und Abb. 40, unten). Bourmaud et al. (2013) zeigten mittels Schlißbildern ebenfalls für den mittleren Bereich eines spritzgegossenen Zugstabes (21 Masse% Flachs/PP) eine hohe Faserorientierung in Fließrichtung in den äußeren Schichten und eine niedrige Orientierung in der Kernschicht.

Ein Shell-Core-Layer-Effekt kann angussfern (Position 4) auch mittels  $\mu\text{-CT}$  festgestellt werden. In der Randschicht sind die meisten Fasern in Fließrichtung ausgerichtet ( $\eta_0 = 0,48$  und Hauptorientierungswinkel:  $4^\circ$ ). Wohingegen in der Kernschicht die Fasern annähernd quer zur Fließrichtung liegen ( $\eta_0 = 0,3$  und Hauptorientierungswinkel:  $-76^\circ$ ).

Weiterhin beeinflusst die Dicke der spritzgegossenen Probe die Orientierung der Fasern. Für eine 1,1 und eine 1,7 mm dicke Platte zeigten Vincent et al. (2005) über die gesamte Plattendicke in Fließrichtung ausgerichtete Glasfasern, während für 3 und 5 mm dicke Platten ein Shell-Core-Layer-Effekt beobachtet werden konnte. In der vorliegenden Arbeit wurden auch 3 mm dicke Platten spritzgegossen, die auch einen Shell-Core-Layer-Effekt aufzeigen. In einer anderen Studie konnte für 30 Masse% Flachs/PP bereits bei einer 2 mm dicken spritzgegossenen Platte eine Shell-Core-Struktur gefunden werden (Aurich & Mennig, 2001). Bei Aurich und Mennig (2001) wurde die Orientierung der Flachsfasern mit Hilfe von dünnen Schnitten parallel zur Oberfläche mittels Bildanalyse untersucht.

Tab. 11: Faserorientierungsfaktoren  $\eta_0$  ( $\eta_0 = \sum_i a_i \cos^4 \theta_i$ ; Krenchel, 1964) an Position 5 für die sieben Schnitttiefen durch die Plattendicke, ermittelt mittels Lichtmikroskopie-Messungen (LMM) der Mikrotomschnitte und  $\mu\text{-CT}$ -Aufnahmen.

Schnitttiefen	$\eta_0$	
	LMM	$\mu\text{-CT}$
100 $\mu\text{m}$	0,43	0,48
500 $\mu\text{m}$	0,46	0,45
1000 $\mu\text{m}$	0,45	0,45
1500 $\mu\text{m}$	0,40	0,47
2000 $\mu\text{m}$	0,40	0,47
2500 $\mu\text{m}$	0,41	0,49
2900 $\mu\text{m}$	0,50	0,48

### **3.3.7 Zwischenergebnis (6): Eignung der LMM an Mikrotomschnitten und $\mu$ -CT-Aufnahmen zur Messung der Faserorientierung**

Die Ergebnisse der Faserorientierungsmessung zeigen dieselben Trends für  $\mu$ -CT und LMM mit Mikrotomschnitten. Allerdings sind die unterschiedlichen Schnittdicken eine nicht zu vernachlässigende Einflussgröße, vor allem für Messbereiche mit höherem Faservolumengehalt.

### **3.3.8 Vergleich der drei Methoden**

In der vorliegenden Arbeit wurde eine Anpassung der Faserorientierungsauswertung für elliptische und im Durchmesser stark schwankende Naturfasern im Vergleich zu homogenen Glasfasern aufgezeigt. Zum exakten Vergleich der drei Messmethoden wurden alle Messungen an derselben spritzgegossenen Sisal/PP Platte durchgeführt.

Die Ergebnisse der experimentellen Analyse der Faserorientierung soll zur Validierung von Spritzguss-Simulationen mit naturfaserverstärkten Polymeren genutzt werden. Die THz-Spektroskopie gibt einen schnellen Überblick über die Hauptorientierung der Fasern über die gesamte Plattendicke. Sie ist zerstörungsfrei und es können verhältnismäßig schnell viele Bereiche eines Bauteils untersucht werden. Allerdings kann der Shell-Core-Layer-Effekt, der mittels  $\mu$ -CT und Mikrotomschnitten festgestellt werden konnte, nicht dargestellt werden. Für Verbundwerkstoffe mit einer hohen Strukturviskosität, die einen stärkeren Shell-Core-Layer-Effekt aufweisen, ist die THz-Spektroskopie nicht geeignet, um exakte Faserorientierungen über die Bauteildicke bestimmen zu können. Hingegen können die  $\mu$ -CT-Aufnahmen und die LMM der Mikrotomschnitte die verschiedenen Orientierungsschichten über die Bauteildicke aufzeigen. Die Ergebnisse dieser beiden Methoden sind im Trend gleich, dennoch unterscheiden sie sich in der Probendicke und in ihrem experimentellen Aufwand. Im Gegensatz zu einem  $\mu$ -CT ist ein Mikrotom sehr günstig in der Anschaffung, dagegen ist die Probenpräparation mittels Mikrotom sehr zeitintensiv und Ausrichtungsfehler aufgrund der Präparationstechnik sind nicht auszuschließen. Der entscheidende Vorteil der  $\mu$ -CT-Messung ist der zerstörungsfreie Charakter dieser Analysemethode. Bei der Verwendung von Mikrotomschnitten gibt es keine Möglichkeit die Versuche mit derselben Probe zu wiederholen. Die Ausrichtungsproblematik bei der lichtmikroskopischen Auswertung ist eine große Herausforderung. Von dieser Problematik berichten auch Aurich und Mennig (2001). Ein weiterer Vorteil der  $\mu$ -CT-Methode ist die Möglichkeit zur Analyse von sehr dünnen Layern (6  $\mu\text{m}$ ) im Vergleich zu den 35  $\mu\text{m}$

dicken Mikrotomschnitten. Wie in Abschnitt 3.3.6 dargestellt, entstehen unterschiedliche Faserorientierungswerte bei unterschiedlicher Probenstärke, insbesondere bei höherem Faservolumenanteil. Daher ist es notwendig, bei der Ergebnisinterpretation und dem Datenvergleich aus beiden Analysemethoden größte Sorgfalt walten zu lassen.

Auf Basis der vorliegenden Ergebnisse und Diskussionen ist die  $\mu$ -CT-Analyse die geeignetste Methode zur Messung von Faserorientierungen in naturfaserverstärkten Kunststoffen, um Spritzguss-Simulationen zu validieren. Für die Validierung der Spritzguss-Simulation wurden an einer weiteren spritzgegossenen 30 Masse% Sisal/PP-Platte an sechs Messpunkten 1, 2, 3, 4, 5 und 8 (Abb. 34)  $\mu$ -CT-Aufnahmen durchgeführt, mit denselben Parametern wie in Kapitel 3.3.3 beschrieben. Die  $\mu$ -CT-Scans wurden ebenfalls mit der Software FiberScan ausgewertet (s. Abschnitt 3.3.5).

### **3.3.9 Zwischenergebnis (7): Eignung der THz-Spektroskopie, der Lichtmikroskopiemessungen und $\mu$ -CT-Aufnahmen zur Messung der Faserorientierung in Sisal/PP-Platten**

Mit der Methode der THz-Spektroskopie lässt sich der Hauptfaserorientierungswinkel über die Bauteildicke zerstörungsfrei bestimmen. Im Vergleich zur Analyse via  $\mu$ -CT-Scans und LMM von Mikrotomschnitten ist die THz-Spektroskopie eine schnelle Methode. An vielen Positionen des Bauteils kann die Faserorientierung schnell bestimmt werden und somit ein guter Überblick über die Hauptfaserorientierung über die gesamte Bauteildicke geben werden. Nachteil dieser Methode ist, dass keine „Shell-Core-Layer-Effekte“ dargestellt werden können, die vor allem bei Polymersystemen mit hoher Strukturviskosität auftreten, wie beim sisal-faserverstärkten PP.

Die Faserorientierung konnte an verschiedenen Layern über die gesamte Bauteildicke mittels  $\mu$ -CT und LMM von Mikrotomschnitten bestimmt werden. Der Shell-Core-Layer-Effekt kann mit beiden Methoden dargestellt werden. Die Ergebnisse dieser beiden Methoden zeigen dieselben Trends. Allerdings gibt es Unterschiede, die sich auf die unterschiedlich dicken Proben ( $\mu$ -CT: 6  $\mu$ m und Mikrotomschnitte: 35  $\mu$ m) zurückführen lassen, vor allem in Bereichen mit höherem Faservolumengehalt.

Auf Basis der vorliegenden Ergebnisse und Diskussionen ist die  $\mu$ -CT-Analyse die geeignetste Methode zur Messung von Faserorientierungen in naturfaserverstärkten Kunststoffen um Spritzguss-Simulationen zu validieren. Die Vorteile sind die Darstellbarkeit des „Shell-Core-Layer-

Effektes“, die zerstörungsfreie Analysemethodik, die Möglichkeit zur Analyse sehr dünner Schichten (6  $\mu\text{m}$ ) und eine sehr hohe Auflösung.

### **3.3.10 Faserorientierungsbestimmung an einem weiteren Bauteil mittels $\mu\text{-CT}$**

Zur Überprüfung der Übertragbarkeit der Erkenntnisse zur Simulation naturfaserverstärkter Kunststoffe von einer dünnen Platte (Dicke: 3 mm) auf ein dickwandigeres Bauteil wurde ein Wandhaken (Dicke: circa 6 mm) ausgewählt. Dieser Wandhaken wird standardmäßig von der Firma Hermeta (Asperen, NL) aus Aluminium produziert. Eigens für das Projekt wurde ein Spritzgusswerkzeug für diesen Haken von Inducon (Inducon matrijzen & kunststof producten, Goirle, NL) hergestellt (Abb. 41, links). Die Wandhaken wurden mit demselben Compound (30 Masse% Sisal/PP) spritzgegossen, wie die Platten für den Methodenvergleich zur Faserorientierungsbestimmung (siehe Abschnitt 3.1.1). Hierzu wurde eine Spritzgussmaschine (ERGOtech 50 NC4, Mannesmann Demag Kunststofftechnik, Schwaig, DE) verwendet. Die Spritzgussparameter sind im Anhang dargestellt (Anhang-Tab. 1). Durch das Einbringen eines Stiftes in das Werkzeug konnten zusätzlich Haken mit „Bohrloch“ spritzgegossen werden. Die sisalfaserverstärkten, spritzgegossenen Wandhaken mit und ohne „Bohrloch“ sind in Abb. 41 (rechts) abgebildet.

Zur Bestimmung der Faserorientierung wurden auf Höhe des Bohrlochs positionierte Probestücke (siehe Anhang-Abb. 6) aus jeweils zwei Haken (mit und ohne Bohrloch) gesägt, um den Einfluss des Bohrlochs auf die Faserorientierung zu überprüfen. Da sich die  $\mu\text{-CT}$ -Analyse in der vorliegenden Arbeit mit der spritzgegossenen Platte als geeignetste Methode zur Bestimmung von Faserorientierungen in NF-Compounds gezeigt hatte (siehe Abschnitt 3.3.8), wurde die Haken ebenfalls via  $\mu\text{-CT}$ -Scans analysiert. Die herausgesägten Proben wurden mit einem  $\mu\text{-CT}$ -Scanner von Zeiss (Metrotom 800, Carl Zeiss AG, Oberkochen, DE) gescannt. Die Bilder wurden mit einer Röhrenspannung von 70 kV und einer Stromstärke von 110  $\mu\text{A}$  aufgenommen. Es konnte eine Voxelgröße von 12,5  $\mu\text{m}^3$  erreicht werden. Aus dem 3D-Daten-Set wurden mit der kommerziell erhältlichen Software VGStudio MAX 3.0 (Volume Graphics GmbH, Heidelberg, DE) die Faserorientierungskomponenten in Fließrichtung ( $a_{11}$ ), gegen die Fließrichtung ( $a_{22}$ ) und über die Bauteildicke ( $a_{33}$ ) ermittelt. In Abb. 42 (links) sind die vier Positionen dargestellt, an denen die Faserorientierungen rund um das „Bohrloch“ ermittelt wurden. Bei den Haken ohne Loch wurde an den gleichen Positionen die Orientierung bestimmt.

Zur Überprüfung, ob sich die Software VGStudio MAX, die für Glasfasern entwickelt wurde, auch für die Faserorientierungsanalyse von Sisalfasern eignet, wurden Vergleichsmessungen zwischen FiberScan und VGStudio MAX durchgeführt. Die sechs  $\mu$ -CT Scans an Position 4 der spritzgegossenen Sisal/PP Platte, die als überlagertes Bild mit FiberScan (2D) vermessen wurden (Abb. 40, oben), wurden ebenfalls mit VGStudio MAX (3D) analysiert. Die Ergebnisse der beiden Vergleichsmessungen sind in Abb. 43 dargestellt. Die Ergebnisse der Faserorientierungen der beiden Messverfahren zeigen eine gute Übereinstimmung. Der Unterschied zwischen den beiden Messungen ist darauf zurückzuführen, dass die Auswertung mit VGStudio MAX in 3D und mit FiberScan in 2D ausgeführt wurde.

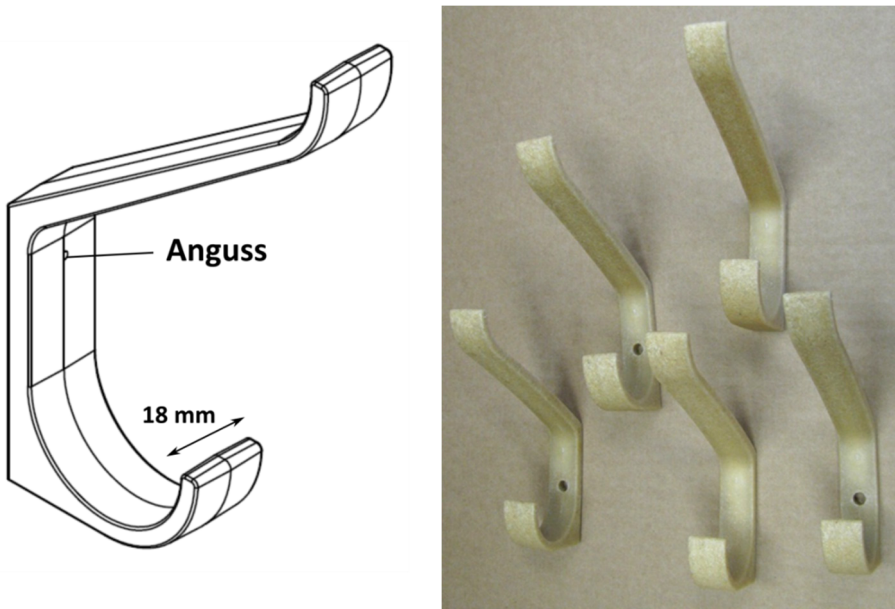


Abb. 41: Links: Schematische Zeichnung des Wandhakens ohne „Bohrloch“. Rechts: Spritzgegossene Wandhaken aus 30 Masse% Sisal/PP mit und ohne „Bohrloch“.

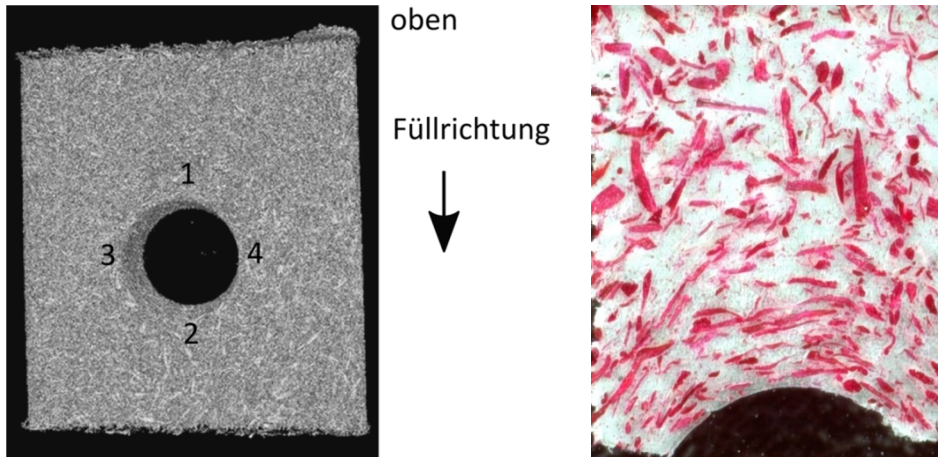


Abb. 42: Links: Bestimmung der Faserorientierung mittels  $\mu$ -CT in den spritzgegossenen Sisal/PP Haken mit „Bohrloch“ an vier Positionen. Rechts: Mikrotomschnitt an Position 2 des Haken „mit Bohrloch“ bei einer Schnitttiefe von 3200  $\mu\text{m}$  (Mitte der Bauteildicke) zur Visualisierung der Faserorientierung.

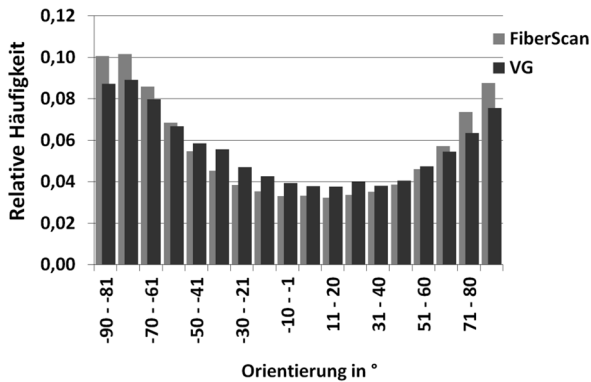


Abb. 43: Vergleich der Ergebnisse zur Auswertung der Faserorientierungsverteilung in sisalfaserverstärktem PP mit den beiden Softwareprogrammen FiberScan und VGStudio MAX.

Die Ergebnisse der Faserorientierungsbestimmung mittels  $\mu$ -CT sind in Abb. 44 für die Haken ohne „Bohrloch“ (links) und mit „Bohrloch“ (rechts) dargestellt. Die Faserorientierung ist für die Haken ohne Loch an allen vier Positionen sehr ähnlich. Ein Shell-Core-Layer-Effekt kann beobachtet werden: die Fasern sind im Randbereich deutlich stärker in Fließrichtung orientiert als im Kernbereich. Dennoch lässt sich im Gegensatz zu der Platte eine Verschiebung der Kernschicht aus der Bauteilmitte

heraus feststellen. Die stärkste Ausrichtung der Fasern quer zur Fließrichtung befindet sich bei 0,25 der normalisierten Bauteildicke und nicht bei 0,5, was der Bauteilmitte entsprechen würde. Das heißt, es findet kein symmetrischer Schichtaufbau in den Haken statt.

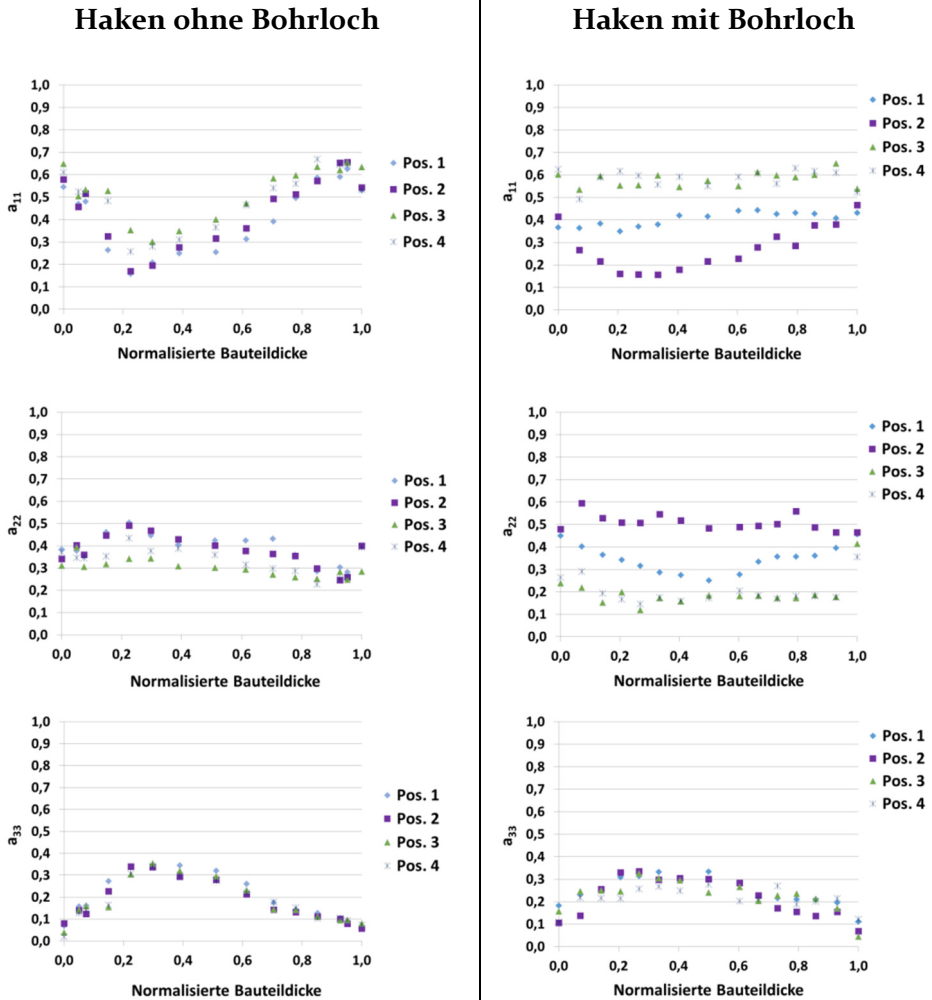


Abb. 44: Faserorientierung in den spritzgegossenen, sisalfaserverstärkten Wandhaken. Links: Ohne „Bohrloch“. Rechts: Mit „Bohrloch“. Die Komponenten der Faserorientierungstensoren  $a_{11}$  (oben) stellen die Faserorientierung in Fließrichtung dar,  $a_{22}$  (Mitte) senkrecht zur Fließrichtung und  $a_{33}$  (unten) die Orientierung innerhalb der Bauteildicke.

Die Faserorientierung der Haken mit Loch unterscheidet sich stark von der Orientierung des Hakens ohne Loch, beeinflusst durch den eingebrachten Widerstand. Neben dem Bohrloch (Position 3 und 4) orientieren sich die Fasern in allen Schichten hauptsächlich in Fließrichtung, allerdings mit einem relativ geringen Orientierungstensorcomponenten  $a_{11}$  von circa 0,6. An Position 1, direkt nach dem „Bohrloch“ an der Nahtstelle zeigt sich keine Veränderung der Faserausrichtung in Fließrichtung ( $a_{11}$ ) über die Bauteildicke. Die Fasern zeigen über die gesamte Bauteildicke eine wirre Faserorientierung an. An Position 2 (direkt vor dem Loch) orientieren sich die Fasern über die gesamte Bauteildicke verstärkt quer zur Fließrichtung, mit  $a_{22}$  ungefähr 0,6. Dies lässt sich auch auf den Mikrotomschnitten feststellen (Abb. 42, rechts). Beide Hakentypen zeigen eine geringe Faserausrichtung in z-Richtung in den Außenschichten und eine etwas höhere Faserausrichtung in z-Richtung in der Bauteilmitte (siehe Abb. 44, unten).

In anderen Veröffentlichungen zu Faserorientierung in spritzgegossenen NFK werden meist Hanf- oder Flachfasern untersucht, die in Bauteilen ( $\leq 4\text{mm}$ ) einfacher Geometrie wie standardisierte Zugstäbe oder dünne Platten verarbeitet wurden (Aurich & Mennig, 2001; Beckermann & Pickering, 2009; Bourmaud et al., 2013; Graupner et al., 2014). In diesen Arbeiten wird eine so stark ausgeprägte Asymmetrie der Faserorientierung nicht beobachtet. Der mit Abstand größte Teil der Forschung, bedingt durch die starke Nachfrage von GFK, wird im Bereich der Faserorientierungsanalyse mit Glasfasern durchgeführt. Selbst in einem Review-Paper von Shalwan und Yousif (2013) über den Einfluss der Faserorientierung auf die mechanischen Eigenschaften naturfaserverstärkter Polymere werden vor allem Veröffentlichungen von glasfaserverstärkten Polymeren zitiert. Beckermann und Pickering (2009) zeigten für hanffaserverstärktes PP sowohl im Randbereich als auch im Kernbereiche eine wirre Faserverteilung. Hierbei wird aber nicht weiter darauf eingegangen wie stark sich die Verteilung über der Plattendicke verändert.

### **3.3.11 Faserorientierungsbestimmung für rCF/PA6**

Im Anschluss an die erfolgreiche Etablierung zur Faserorientierungsmessung an NFK, wurde auch eine adäquate Methode zur Analyse von rCFK benötigt. Mit dem für diese Arbeit zur Verfügung stehendem  $\mu$ -CT Scanner (Scanauflösung:  $9\ \mu\text{m}$ ), konnte die Faserorientierung für rCFK Platten nicht ausreichend dargestellt werden. Hierbei spielt der geringe Dichteunterschied zwischen der PA-Matrix und den rezyklierten Fasern eine große Rolle, aber vor allem aufgrund des sehr kleinen Durchmessers der

rCF ( $\varnothing = 7,5 \mu\text{m}$ ) können die Fasern bildanalytisch nicht eindeutig von der umgebenden Matrix getrennt werden. Teuwsen (2017) zeigte, dass bei einer Analyse von Kohlenstofffaserverstärktem PP und PA mit demselben  $\mu\text{-CT}$  nicht alle Fasern erfasst werden konnten. Die THz-Spektroskopie ist aufgrund der leitfähigen Kohlenstofffasern nur sehr eingeschränkt für CFK einsetzbar (Park, 2012). Die Analyse der Faserorientierung über Elliptizitätsmessungen an Schlifffbildern wurde zunächst verworfen, da einzelne Fasern in den REM-Aufnahmen der Zugstab-Bruchflächen elliptische Querschnitte aufzeigten (Anhang-Abb. 5). Deshalb wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit Mikrotomschnitte der rCF/PA6 Platten (analog zu den Sisal/PP-Proben; siehe Abschnitt 3.3.4) angefertigt. Probekörper von  $7 \times 7 \times 3 \text{ mm}^3$  wurden aus den spritzgegossenen PA6 Platten (für 10 und 30 Masse% rCF) an den Positionen 1, 4 und 5 (Abb. 34; Positionen wie für Sisal/PP) herausgesägt. An drei definierten Stellen über die Plattendicke wurden Mikrotomschnitte von  $35 \mu\text{m}$  Dicke angefertigt. Drei Schnitttiefen wurden für die  $3,2 \text{ mm}$  dicke Platte ausgewählt:  $200 \mu\text{m}$ ,  $1600 \mu\text{m}$  (Plattenmitte, Kernschicht) und  $3100 \mu\text{m}$ . Anschließend wurden die eingescannten Mikrotomschnitte (Abb. 45), wie in Abschnitt 3.3.5 beschrieben, mit der Software FiberScan ausgewertet.

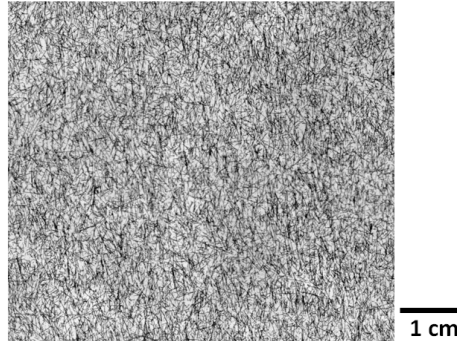


Abb. 45: Mikrotomschnitt an Position 1 von 10 Masse% rCF/PA6, Schnittdicke:  $35 \mu\text{m}$ , Schnitttiefe:  $1000 \mu\text{m}$ .

Für 10 Masse% rCF/PA6 zeigt sich in der Mitte der Platte (Position 5) kein deutlicher Unterschied in der Faserorientierung zwischen Randbereich und Kernbereich; alle Fasern sind hauptsächlich in Fließrichtung orientiert (hier nicht dargestellt). Hingegen bei Position 4 (angussfern) zeigt sich deutlich ein Shell-Core-Layer-Effekt: die Fasern im Kernbereich sind wirr orientiert und im Randbereich in Fließrichtung orientiert (Abb. 46, oben). Für 30 Masse% rCF/PA6 zeigt sich an Position 4 noch ein deutli-

cherer Unterschied zwischen Rand- und Kernschicht als bei 10 Masse%; die Fasern im Kernbereich sind senkrecht zur Fließrichtung orientiert (Abb. 46, unten).

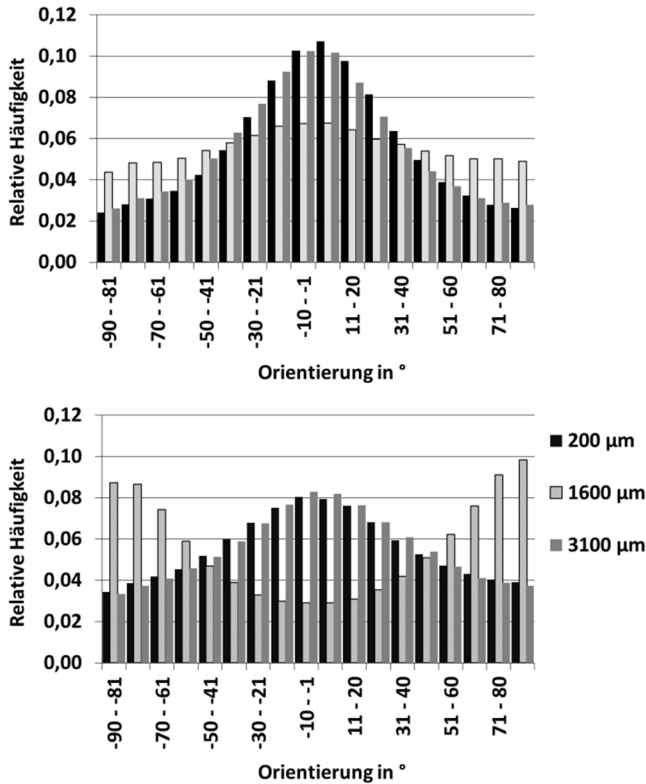


Abb. 46: Ergebnisse der Faserorientierungsverteilung der Mikrotomschnitte an Position 4 für 10 Masse% rCF/PA6 (oben) und 30 Masse% rCF/PA6 (unten) in der Randschicht (Schnitttiefe: 200 und 3100 μm) und in der Kernschicht (Schnitttiefe: 1600 μm) bei einer Plattendicke von 3200 μm.

Die Ergebnisse der Mikrotomschnitte geben einen Überblick über die Faserorientierungen in den spritzgegossenen Platten. Da die minimal erreichbare Schnittdicke von 35 μm bei dem Faserdurchmesser der rCF von 7,5 μm zu deutlichen Überlappungen der Fasern führt (Abb. 45) und somit die Faserorientierungen nicht exakt ermittelt werden konnten, wurden (trotz einzelner elliptischer rCF) Schliffbilder für die spritzgegossenen Platten an Position 4 und 5, für 10 und 30 Masse%rCF/PA6 hergestellt. Die Proben wurden hierzu in einem 2-Komponenten Kalt-einbettmittel (Technovit 3040; Heraeus Kulzer GmbH, Wehrheim, DE & Varikler; Buehler GmbH, Düsseldorf, DE) eingebettet. Nach 24 stündiger

Aushärtezeit wurden die eingebetteten Proben geschliffen. Hierzu wurden die Proben nacheinander mit Schleifpapieren der Körnung P360, P800, P1200 und P4000 geschliffen und am Ende mit Lehmerde poliert. Die Schliffe wurden durch ein Auflichtmikroskop (Aristomet Leitz, Esselte Leitz GmbH & Co KG, Stuttgart, DE) mit einer Olympus Kamera (Soft Imaging Solutions GmbH, Münster, DE) aufgenommen. Für die Gesamtübersicht wurden die Bilder einzelner Ausschnitte mit der Software AutoStitch (Version 2.2, M. Brown & D. Lowe, University of British Columbia) zusammengefügt.

Die Schliffbilder (Abb. 47) zeigen für 30 Masse% rCF/PA6 einen Unterschied zwischen Position 4 und 5; die Kernschicht ist angussfern (Pos. 4) stärker ausgeprägt als in der Mitte der Platte (Pos. 5). Über die Elliptizität der Faserquerschnitte wurde die Faserorientierung nach Hine et al. (1996) rückgerechnet und die Orientierungsfaktoren nach Krenchel (1964) bestimmt (s. Formel 11). Die Schliffbilder haben weiterhin den Vorteil, dass über die Plattendicke an vielen Stellen die Orientierung bestimmt werden kann. Zum Vergleich mit dem Simulationsergebnissen wurden an 14 Layern über die Plattendicke die Faserorientierungsfaktoren bezogen auf die Fließrichtung bestimmt. In Abb. 48 sind die Faserorientierungen in Fließrichtung ( $a_n$ ) über die Bauteildicke für 10 und 30 Masse% rCF/PA6 an Position 4 dargestellt. Ein Shell-Core-Layer-Effekt lässt sich an Position 4 für beide Fasermassenanteile feststellen. Die Kernschicht für den höheren Fasermassenanteil ist deutlich stärker ausgeprägt. Durch die gestrichelten Hilfslinien wirkt die Kernschicht für 10 Masse% rCF/PA6 nur minimal dünner. Wichtig ist aber zu beachten, dass nur ein gemessener Layer (ein Messpunkt im Diagramm) die Kernschicht repräsentiert. Hingegen repräsentieren bei 30 Masse% rCFs/PA6 drei Messpunkte den Kernbereich. Diese Tendenz, dass mit 30 Masse% Fasern eine deutlich stärker ausgeprägte Kernschicht entsteht als mit 10 Masse%, ließ sich auch mit den Mikrotomschnitten darstellen (Abb. 46). Für die Analyse wurden Schliffbilder quer zur Fließrichtung angefertigt, das heißt die Fasern in der Kernschicht sind als deutliche Ellipsen dargestellt. Die Fasern in den Randbereichen, die im  $0^\circ$ -Winkel liegen, können somit durch kleine Ausrichtungsfehler zu höheren Winkel fehlinterpretiert werden (Yurgatis, 1987; Hine et al., 1996). In der vorliegenden Studie wurde der Fokus auf die Kernschicht gelegt und somit wurden die Schliffbilder so ausgerichtet, dass die Kernschicht die deutlicheren Ellipsen darstellt. Wenn der Fokus auf die Randbereiche gelegt werden soll, müssen die Schliffbilder in Fließrichtung erstellt werden (Yurgatis, 1987; Hine et al., 1996).

Bei den spritzgegossenen Platten aus 30 Masse% rCF/PA6 zeigen sich dünne Kernschichten von 5 bis 10 % bezogen auf die Plattendicke. Tseng et al. (2018) zeigten für 50 Masse% CF/PP mit langen Kohlenstofffasern im Vergleich deutlich dickere Kernschichten, die 25 % der Plattendicke einnehmen.

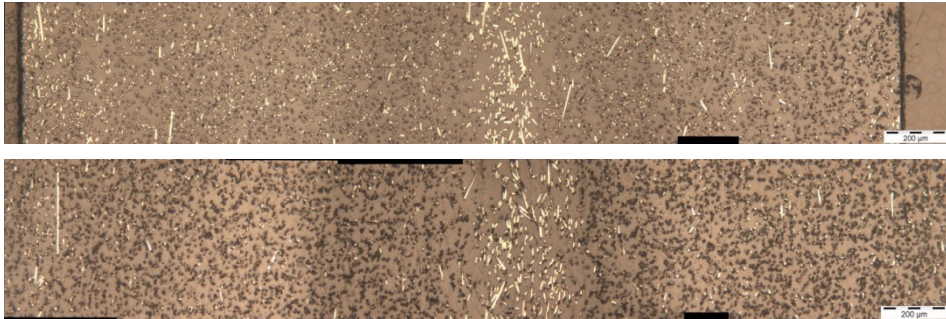


Abb. 47: Mikroskopieaufnahmen der Schliffbilder von 30 Masse% rCF/PA6 an Position 4 (unten) und 5 (oben). Ein Shell-Core-Layer-Effekt ist deutlich erkennbar.

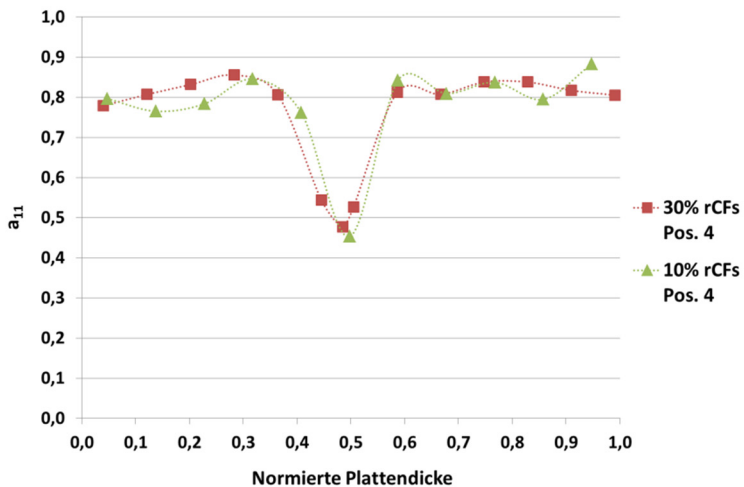


Abb. 48: Komponente des Faserorientierungstensor  $a_{11}$  bezogen auf die Fließrichtung dargestellt über der Bauteildicke an Position 4 der spritzgegossenen Platten mit 10 und 30 Masse% rCFs/PA6.

### **3.4 Fazit**

Die morphologischen und mechanischen Eigenschaften der Cellulose-Fasern und rezyklierten Kohlenstofffasern konnten mit passenden Analyse-Methoden erfolgreich charakterisiert werden. Sie können als solide Input-Parameter für die Simulationen verwendet werden.

Für die Analyse der Faserorientierung wurden drei Methoden für NFK gegenübergestellt: THz-Spektroskope, Lichtmikroskopie von Mikrotomschnitten und  $\mu$ -CT. Als am besten geeignete Methode ergab sich hierbei die  $\mu$ -CT-Analyse aufgrund der zerstörungsfreien Methode, der hohen Auflösung und der Möglichkeit der exakten Darstellung des „Shell-Core-Layer“-Effektes. Für rCFK wurde mittels Ausschlussverfahren auch die am besten geeignete Methode ermittelt. Hierbei stellte sich die Analyse von elliptischen Querschnitten anhand von Schlibfbildern als besonders geeignet heraus.



## 4 Ermittlung der Faserinteraktionskoeffizienten

Bei der Spritzguss-Simulation werden keine einzelnen Fasern in der Polymerschmelze simuliert, da dies zu unnötig hohen Rechenzeiten und -kapazitäten führen würde. Für die Simulation werden Modelle, wie das in Kapitel 2 vorgestellte Folgar-Tucker-Modell, verwendet, um die Interaktionen zwischen den Fasern zu modellieren. Das Folgar-Tucker-Modell benötigt einen Faserinteraktionskoeffizienten, der für jeden Faserverbundwerkstoff charakteristisch ist und meistens experimentell bestimmt wird. Mit Hilfe des mikromechanischen Modells können die Faserinteraktionskoeffizienten simulativ bestimmt werden.

### 4.1 Mikromechanisches Modell

#### 4.1.1 Ermittlung des Faserinteraktionskoeffizienten $C_I$ für naturfaserverstärktes PP

Der Faserinteraktionskoeffizient  $C_I$  wurde für die verschiedenen naturfaserverstärkten Kunststoffe mit einem mikromechanischen Modell ermittelt. Dieses Modell wurde vom PEC (Madison, USA) und M-Base Engineering + Software GmbH (Aachen, D) für glasfaserverstärkte Polymere entwickelt und in der vorliegenden Arbeit für naturfaserverstärkte Kunststoffe angepasst. Für jedes Cellulosefaser-Compound wurden der experimentell ermittelte Fasermasseanteil, die morphologischen und mechanischen Fasereigenschaften zur Bestimmung des jeweiligen  $C_I$  in das Modell eingefügt. Die Faserinteraktionskoeffizienten wurden durch eine iterative Kopplung des Folgar-Tucker-Modells mit dem mikromechanischen Modell bestimmt. Hierzu wurde die Bewegung eines Faserclusters in der Polymerschmelze durch den Filmanguss des Plattenwerkzeuges simuliert (Abb. 49). Darauf folgte die Kalkulation der Faserorientierungsverteilung mit Hilfe des Folgar-Tucker-Modells und einem Initialwert für  $C_I$ . Die Faserorientierungswerte beider Modelle wurden verglichen und die Unterschiede für alle Tensorkomponenten ermittelt. Mittels Gradientenmethode wurde der  $C_I$  angepasst und ein weiterer Durchlauf mit dem Orientierungsverteilungsmodell durchgeführt. Dieses Verfahren wurde sooft wiederholt, bis der Unterschied der Orientierungstensenoren minimiert wurde und somit zu einem optimalen  $C_I$  führte (Abb. 50). Dieses Verfahren und weitere Details zur Kalkulation des Faserinteraktionskoeffizienten sind in Baur et al. (2014) dargestellt.

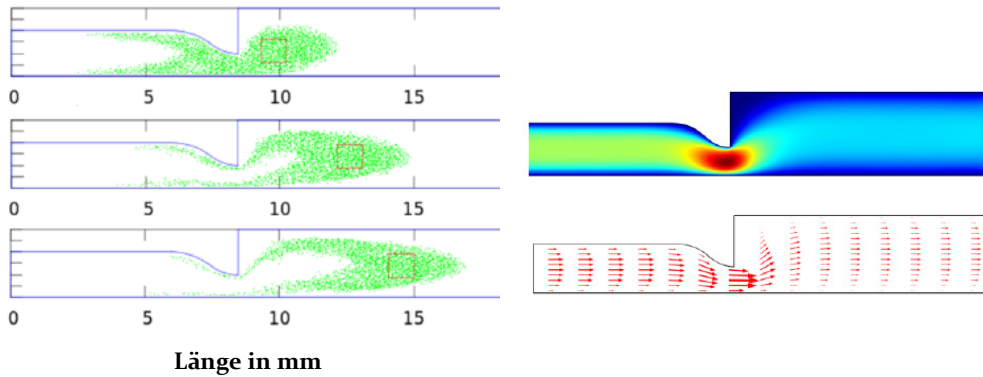


Abb. 49: Simulation eines Faserclusters durch den Filmanguss des Plattenwerkzeuges mit Kontrollvolumen an drei Zeitschritten (links) sowie Konturdiagramm und Geschwindigkeitsfeld (rechts) (Baur et al., 2014).

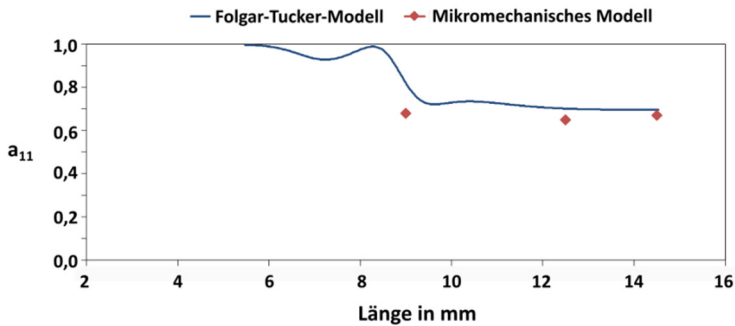


Abb. 50: Ergebnisse der Faserorientierung des mikromechanisches Modells verglichen mit dem Folgar-Tucker-Modell für  $a_{11}$  (Baur et al., 2014).

Die ermittelten Faserinteraktionskoeffizienten für die Cellulosefaser-Compounds sind in Tab. 12 aufgeführt. Das Sisal-Compound und das Compound mit 30 Masse% Cordenka ( $L = 1,5$  mm) zeigen die höchsten Werte, ein Hinweis auf die stärkste Interaktion zwischen den Fasern. Beide Compounds weisen die längsten Fasern in den Granulaten auf (siehe Abschnitt 3.2.3). Auffällig ist hierbei auch der starke Unterschied zwischen den beiden Cordenka-Compounds mit 30 Masse%. Die längeren Fasern erhöhen den  $C_1$  stark und zeigen somit eine stärkere Interaktion. Die Compounds mit Hanf und Flachs zeigen sehr ähnliche Werte. Die niedrigsten Werte zeigen die beiden Compounds mit 10 Masse% Cordenka auf, was einer geringeren Faserinteraktion entspricht. Hierbei lassen sich allerdings keine Unterschiede zwischen den Faserlängen feststellen.

Die Ergebnisse lassen den Schluss zu, dass bei einem niedrigen Faser-masseanteil die Faserlängen den  $C_1$  nicht beeinflussen. Im Vergleich zu glasfaserverstärkten Polymeren sind die Werte relativ gering. Bei GFK liegen die  $C_1$ -Werte meist zwischen 0,1 und 0,4 (Agboola et al., 2012). Dies ist vermutlich auch auf das Aspektverhältnis zurückzuführen, das bei glasfaserverstärkten Granulaten meist höher ausfällt als bei den hier verwendenden Naturfasern. Hierbei sind die Faserlängen oft in einem ähnlichen Bereich von 500  $\mu\text{m}$ , aber durch den geringeren Glasfaser-durchmesser sind die Aspektverhältnisse geringer (Fu et al., 1998; Bajracharya et al., 2016).

Tab. 12: Faserinteraktionskoeffizienten  $C_1$  für PP jeweils verstärkt mit 30 Faser-masse% Flachs, Hanf, Sisal und Regeneratcellulose (links) und mit 10 Faser-masse% Regeneratcellulose (rechts) (Ford GmbH et al., 2014).

Compound (30 Masse%)	$C_1$
Flachs	0,0037
Hanf	0,0039
Sisal	0,0059
Cordenka® (L = 0,5 mm)	0,0034
Cordenka® (L = 1,5 mm)	0,0053

Compound (10 Masse%)	$C_1$
Cordenka® (L = 0,5 mm)	0,0032
Cordenka® (L = 1,5 mm)	0,0031

#### 4.1.2 Ermittlung der Faserinteraktionskoeffizienten $C_1$ und $\kappa$ für rCF/PA

Mit Hilfe des mikromechanischen Modells (Abschnitt 2.2) wurden die Koeffizienten  $C_1$  und  $\kappa$  für die beiden rCF-Compounds ermittelt. In Abb. 51 sind die Fasern vor und nach dem Erreichen des stabilen Faserorientierungszustandes dargestellt. Es wurden zwei Simulationen durchgeführt, für 10 und für 30 Masse% rCF. In Tab. 13 sind die verwendeten Input-Parameter aufgeführt, die für beide Simulationen verwendet wurden. In Tab. 14 sind die faser-massespezifischen Parameter für die beiden Simulationen aufgeführt. Die Fasercluster wurden so konzipiert, dass beide eine ähnliche Anzahl an Fasern beinhalten. Das bedeutet, dass für die 10 Masse% aufgrund der geringeren Faserdichte ein größeres Simulationsvolumen gewählt wurde: 2 x die Faserlänge in alle Richtungen. Für die

30 Masse% wurde hingegen ein Simulationsvolumen von 1,4 x der Faserlänge in alle Richtungen gewählt. Die Fasern wurden mit jeweils sechs Segmenten dargestellt; das Modell erlaubt somit auch, die Faserbiegung darzustellen. Die beiden Fasercluster wurden auf ihr jeweiliges Faservolumen vorkomprimiert (siehe Abschnitt 2.2). Danach wurde die Simulation einer Scherströmung innerhalb einer Elementarzelle durchgeführt. Die Fasern zeigten nach einer Simulationsdauer von 3 s einen stabilen Faserorientierungszustand. Im Gegensatz zu den Cellulosefaser-Compounds wurde die Simulation nicht als Scherströmung durch den Anguss gewählt, sondern in einer Elementarzelle modelliert. Bei den NF-Simulationen hatte sich herausgestellt, dass der Extraaufwand nicht nötig ist, um die Faserinteraktionskoeffizienten korrekt zu bestimmen. Die Koeffizienten  $C_1$  und  $\kappa$  wurden durch eine iterative Kopplung des Folgar-Tucker-Modells mit RSC (reduced strain closure) und dem mikromechanischen Modell bestimmt. Hierbei wurde ein genetischer Algorithmus verwendet, bei dem für jeden Datensatz vier Optimierungen durchlaufen wurden (Abb. 52 und Abb. 53).

Tab. 13: Aufstellung der konstanten Input-Parameter für das mikromechanische Modell zur Ermittlung der Koeffizienten  $C_1$  und  $\kappa$  für die rCF-Compounds.

Input-Parameter	(Ermittelte) Werte
Viskosität (Matrix) in Pa s	116
E-Modul (Faser) in GPa	386
Scherrate in $s^{-1}$	150
Faserradius in m	$3.75E-6$
Zeitschritt in s	$10^{-6}$
Gesamtverformung, dimensionslos	300

Tab. 14: Verwendete Faserlängen und Faseranzahl zur Ermittlung der Koeffizienten  $C_1$  und  $\kappa$  mit dem mikromechanischen Modell für die rCF-Compounds, abhängig von den jeweiligen Faseranteilen.

Fasermassenanteil in %	Faserlänge in $\mu m$	Faseranzahl
10	256	780
30	242	840

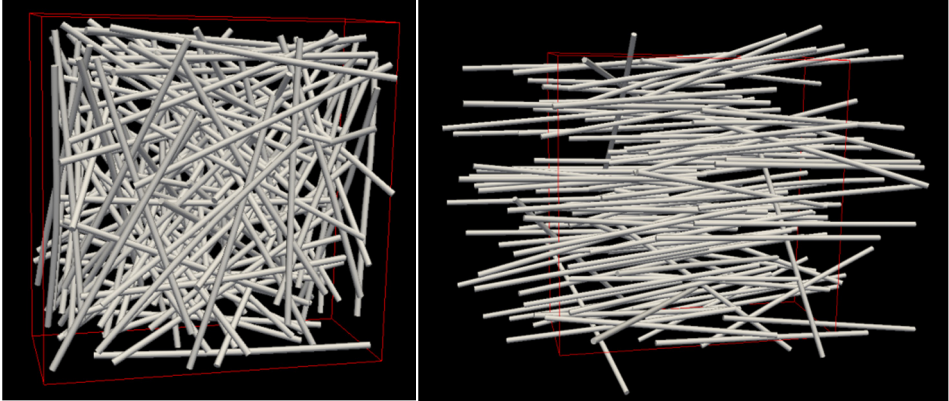


Abb. 51: Ursprüngliche, wirre Faserorientierung in der Elementarzelle (links) und ausgerichtete Faser nach Erreichen des stabilen Faserorientierungszustandes (rechts). Die roten Begrenzungslinien kennzeichnen die Elementarzelle (Darstellung: Ian Walter).

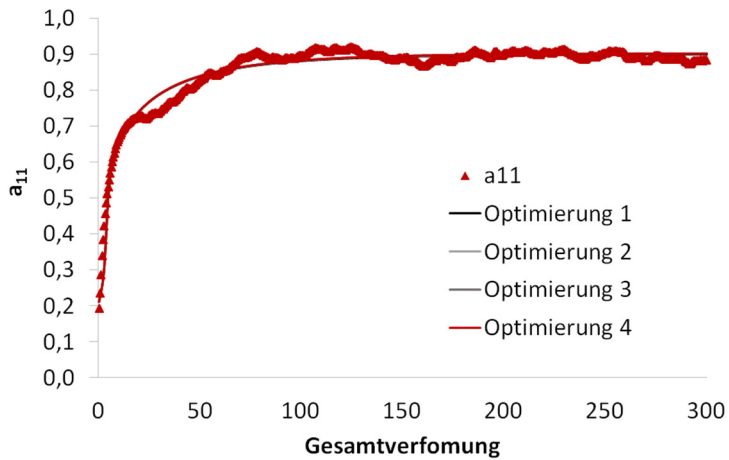


Abb. 52: Orientierungsentwicklung in der Simulation mittels mikromechanischem Modell und optimiertem Folgar-Tucker-Modell mit RSC für 10 Masse% rCF/PA6.

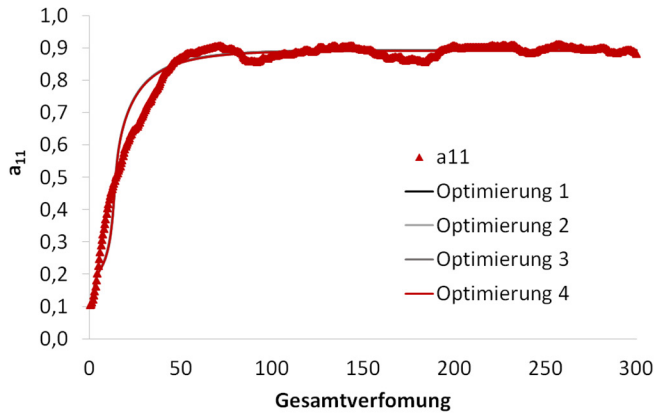


Abb. 53: Orientierungsentwicklung in der Simulation mittels mikromechanischem Modell und optimiertem Folgar-Tucker-Modell mit RSC für 30 Masse% rCF/PA6.

Tab. 15: Faserinteraktionskoeffizienten  $C_I$  und  $\kappa$  für 10 und 30 Masse% rCF/PA6, ermittelt mit dem mikromechanischen Modell. Die  $a_{11}$  Werte wurden aus den Werten der Gesamtverformung von 200 bis 300 gemittelt.

Fasermassenanteil	$a_{11}$ (Stabiler Zustand)	$C_I$	$\kappa$
10 %	0,891	0,0024	0,183
30 %	0,897	0,0029	0,359

Die Ergebnisse der Faserinteraktionskoeffizienten  $C_I$  und  $\kappa$  für 10 und 30 Masse% rCF/PA6 sind in Tab. 15 aufgeführt, zusammen mit den  $a_{11}$  Werten (stabiler Zustand) gemittelt aus den Werten der Gesamtverformung von 200 bis 300. Die Werte für  $C_I$  sind etwas niedriger für den geringeren Fasermassenanteil von 10 % im Vergleich zum 30 % Anteil. Aufgrund des geringeren Fasermassenanteils interagieren die Fasern weniger miteinander, was zu einem niedrigeren  $C_I$ -Wert führt. Der geringe Unterschied der  $C_I$ -Werte zwischen den beiden Fasermassenanteilen ist auf die geringere Länge der Fasern zurückzuführen. Die  $C_I$  Werte sind niedriger als bei den Cellulosefaser-Compounds, was darauf zurückzuführen ist, dass die rCF mit circa 250  $\mu\text{m}$  deutlich die kürzesten Fasern in den untersuchten Compounds aufweisen.

### 4.1.3 Zwischenergebnis (8): Faserinteraktionskoeffizienten

Faserinteraktionskoeffizienten konnten erfolgreich für verschiedene Cellulosefaser-Compounds und rCFK, durch die Anpassung des mikromechanischen Modells anhand relevanter Eingangsgrößen, bestimmt werden.

## 4.2 Faserbruchsimulation mit dem mikromechanischen Modell

Mit Hilfe des mikromechanischen Modells kann neben der Faserorientierung auch der Faserbruch simuliert werden und die damit einhergehende Fasereinkürzung berechnet werden. In Abb. 54 sind für Sisal, Hanf und Flachs die relativen Faserlängenreduzierungen dargestellt, die mit dem mikromechanischen Modell ermittelt wurden. Bei den bereits geringen Faserlängen in den hergestellten Compounds - 500  $\mu\text{m}$  für Hanf und Flachs und 600  $\mu\text{m}$  für Sisal - berechnet das Modell keine weitere Einkürzung der Faserlänge durch den Spritzgussprozess. Bei der experimentellen Bestimmung der Fasermorphologie (Abschnitt 3.2.3) konnte (bei Faserlängen in dieser Größenordnung) ebenfalls keine weitere Faserlängenreduzierung beim Spritzgießen beobachtet werden. Das Experiment und die Simulation stimmen somit überein. Die Simulation zeigt, dass sich bei längeren Fasern in den Granulaten eine Längenänderung ergibt. Bei Flachsfasern mit einer Ausgangslänge von 1,0 mm zeigt sich eine Einkürzung der Faserlänge um 18 %, bei einer Ausgangslänge von 2,0 mm sogar um 60 %. Dagegen zeigt die Simulation von 2 mm langen Sisalfasern eine Faserlängenreduzierung von nur 12,5 %.

Die unterschiedlichen Fasertypen variieren in ihrem Bruchverhalten. Die Faserlängen-einkürzung von Naturfasern bei der Verarbeitung wird in der Literatur beschrieben. Dennoch wird der Zwischenschritt zwischen Compoundierung und Spritzguss oft nicht berücksichtigt. Hamma et al. (2014) zeigten für Kenaffasern (20 Masse% Kenaf/PP) eine Reduzierung der Ausgangslänge von 11 mm auf 0,41 mm und von 1,5 mm auf 0,59 mm nach den Verarbeitungsprozessen (Compoundierung und Spritzguss). Dabei wurden zwischen 100 – 200 Fasern vor der Verarbeitung und 300 – 400 Fasern nach der Verarbeitung gemessen. Hamma et al. (2014) stellen die Vermutung auf, dass die Fasern bei der Compoundierung eingekürzt werden, ohne dies genauer zu überprüfen. Die Längen von 400 bis 600  $\mu\text{m}$  liegen in einem ähnlichen Bereich wie in den NF-verstärkten, spritzgegossenen Platten der vorliegenden Arbeit. Muthuraj et al. (2016)

beobachteten eine Faserlängenreduzierung für Miscanthus-Fasern (30 Masse% Miscanthus/PBAT/PBS) von  $4,65 \pm 2,07$  mm auf  $1,07 \pm 0,34$  mm und von  $2,07 \pm 0,94$  mm auf  $0,80 \pm 0,39$  mm (je  $n = 85$ ). Die Autoren stellen die Vermutung auf, dass sich durch die hohe mechanische Scherbeanspruchung während der Compoundierung die Fasern stark einkürzen. Aber auch hier ist kein Zwischenschritt betrachtet worden.

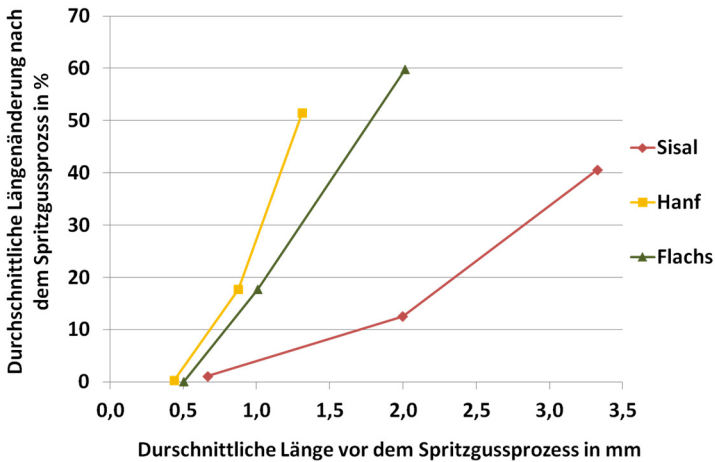


Abb. 54: Relative Fasereinkürzung der Naturfasern während des Spritzgussprozesses simuliert mit dem mikromechanischen Modell.

Di Giuseppe et al. (2017) führten eine Studie zur quantitativen Analyse des Faserbruches während einer Innermischercompoundierung für Sisal ( $L = 3,5$  mm;  $D = 177 \mu\text{m}$ ), (gerösteter) Hanf ( $L = 3,5$  mm;  $D = 346 \mu\text{m}$ ), Flachs ( $L = 12,0$  mm;  $D = 250 \mu\text{m}$ ) und Miscanthus ( $L = 1,9$  mm;  $D = 240 \mu\text{m}$ ) durch. Dabei wird für jede Fasertypen ein „Bruchindex“ bestimmt, jeweils bezogen auf die Reduzierung der Länge, des Durchmessers (Aufspaltung) und des Aspektverhältnisses. Sisal zeigt bezogen auf die Faserlängen den kleinsten „Bruchindex“ und ist somit am wenigsten anfällig für Faserbruch bei Belastung. Dies stimmt mit den im Rahmen dieser Arbeit vorgestellten Simulationsergebnissen überein (s. Abb. 54). Flachs hat in der Studie von Di Giuseppe et al. (2017) den höchsten Index bezogen auf die Länge, was sich auf die viel größere Ausgangslänge beziehen lässt. Bei der Faseraufspaltung, reagiert der (geröstete) Hanf am anfälligsten auf Belastung. Bei der Betrachtung des Faserbruches in der vorliegenden Arbeit während des Compoundierungsprozesses, kürzt sich Sisal um 82 % ein, hingegen Flachs und Hanf nur um 62 bzw. 71 %. Dies lässt sich vermutlich auf die sehr unterschiedlichen Ausgangslängen

zurückführen: Sisal mit einer mittleren Ausgangslänge von 3590  $\mu\text{m}$ , Hanf von 1864  $\mu\text{m}$  und Flachs von 1272  $\mu\text{m}$  (Tab. 4). Durch die deutlich längeren Fasern vor dem Compoundieren von Sisal im Vergleich zu Hanf und Flachs ist die prozentuale Einkürzung stärker. Bei der Breitenreduzierung (Aufspaltung) hingegen zeigt sich bei Sisal mit 50 % die kleinste Veränderung und bei Hanf mit 75 % die größte Veränderung. Das stimmt mit der Studie von Di Giuseppe et al. (2017) überein, bei der Hanf am stärksten aufspaltet. Weiterhin zeigt sich eine gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen von Castellani et al. (2016) in der Form, dass beim Sisal eher Stücke abplatzen und die Faserbündel nicht aufspalten. Die unterschiedlichen Bruchverhalten der Naturfasern wirken sich auch auf das Aspektverhältnis der Fasern aus, das diese nach den Verarbeitungsschritten aufweisen. Beim Hanf vergrößert sich das Aspektverhältnis um 29 % durch das stärkere Aufspalten und geringere Brechen. Beim Sisal hingegen sinkt es um 44 %. Bei der Regeneratcellulose ( $L = 1,5 \text{ mm}$ ) sinkt das Aspektverhältnis um 61 %, obwohl die Längen sich nur um 59 % reduzieren (zum Vergleich: 82 % bei Sisal). Das heißt: Das zusätzliche Aufspalten zum Brechen der Fasern während des Compoundierens hat einen positiven Effekt auf das Aspektverhältnis und somit auf die mechanischen Eigenschaften des Compounds. Auf die mechanischen Eigenschaften des spritzgeossenen Endproduktes wirken sich möglichst hohe Werte der Faserlänge und des Aspektverhältnisses positiv aus (Beaugrand & Berzin, 2013; Graupner et al., 2016).

*Kurzer Ausblick: Für weitere Studien wäre es sehr interessant, möglichst schonend zu compoundieren, um lange Fasern im Granulat zu erhalten. In diesem Fall werden, aller Voraussicht nach, die Faserbündel beim Spritzgießen sowohl brechen als auch aufgespalten. Dabei könnte die numerische Berechnung des Faserbruchs mit längeren Fasern verifiziert werden. Weiterhin wäre ein zusätzliches Modell, das die Faseraufspaltung in der Simulation berücksichtigen kann, wertvoll. Dazu wären allerdings auch anspruchsvolle experimentelle Untersuchungen notwendig, um die Kräfte zwischen den Einzelfasern an der Mittellamelle bestimmen zu können. Erste Studien in diese Richtung wurden bereits durchgeführt. Charlet und Béakou (2011) analysierten experimentell die Ablösekräfte an der Mittellamelle zwischen zwei einzelnen Flachsfasern. Weiter führten die beiden Autoren numerische Modellierungen zu den Ablösekräften an Flachs-Mittellamellen durch (Béakou & Charlet, 2013). Alternativ könnte wie in Di Giuseppe et al. (2017) beschrieben einen „Aufspaltungsindex“ („Längsbruchindex“ auf den Durchmesser bezogen) für die Fasertypen bestimmt werden. Kürzlich wurde ein Ansatz für ein Fließmodell zum Faserbruch von Naturfasern während*

*der Compoundierung von Berzin et al., (2017) entwickelt. Weitere Studien mit diesem Modell für Naturfasern scheinen vielversprechend. Weiterhin sind experimentelle Studien zur Analyse der an den Mittellamellen wirkenden Kräfte für unterschiedliche Naturfasertypen wichtig.*

### **4.3 Zwischenergebnis (9): Bruchverhalten von Naturfasern**

Es kann gezeigt werden, dass das Bruchverhalten von Naturfasern viel komplexer ist als das von Glasfasern und somit die Vorhersage für Faserbruch weitaus komplizierter ist. In der vorliegenden Arbeit konnte der Faserbruch von Naturfasern simuliert werden. Sowohl das Experiment als auch die Simulation zeigen, dass die bereits beim Compoundieren stark geschädigten Fasern keine weitere Längenreduzierung durch das Spritzgießen erfahren.

### **4.4 Fazit**

Die Anpassung des mikromechanischen Modells an naturfaserverstärkte Kunststoffe war erfolgreich für hanf-, flachs- und sisalfaserverstärktes PP. Die Ergebnisse des experimentell ermittelten Faserbruchverhaltens während des Spritzgießens stimmen sehr gut mit den Vorhersagen des mikromechanischen Modells überein.

## 5 Simulationen versus Experimente

### 5.1 Spritzguss-Simulation der NF-Platte

Spritzguss-Simulationen wurden mit der Software Cadmould® (3D-F Simulation) von Simcon (Kunststofftechnische Software GmbH, Würselen, D) für eine 30 Masse% Sisal/PP Platte durchgeführt und die Faserorientierung der Naturfasern in den unterschiedlichen Layern bestimmt. Hierzu wurden die Modell-Koeffizienten für Sisal/PP angepasst. Die Rotation der Fasern ist abhängig von den Geschwindigkeitsgradienten in der Polymerschmelze. In den meisten Fällen wird die Orientierungsverteilung mit dem Tensormodell von Advani und Tucker (1990a) ermittelt (siehe Abschnitt 2.1). In Cadmould ist eine ähnliche Lösung implementiert. Für die Kalkulation der Faserorientierung sind der Drehgeschwindigkeitskoeffizient  $\beta_R$  und die beiden Orientierungskoeffizienten  $\alpha_K$  und  $\alpha_R$  in den Gleichungen enthalten.  $\beta_R$  ist ein Faktor, der bestimmt, wie schnell sich die Fasern in der Fließrichtung ausrichten. Die Geschwindigkeit zur Erreichung der endgültigen Orientierung ist proportional zur Scherrate. Die Orientierung in Fließrichtung wird von Fasern hervorgerufen, die nicht in der Fließebene liegen. Der große Geschwindigkeitsgradient in Dickenrichtung bewirkt eine Drehung der Fasern (Jeffery Orbits). Da die Drehgeschwindigkeit in Fließrichtung minimal ist, richten sich die Fasern in Fließrichtung aus.  $\alpha_R$  entspricht der maximalen erreichbaren Orientierung, falls nur dieser Mechanismus wirkt. Der Ausrichtungsfaktor  $\alpha_K$  wird vom phänomenologischen Koeffizienten  $C_I$  abgeleitet:

$$\alpha_K = 1 - C_I \quad (12)$$

Der skalare Faktor  $C_I$  bezieht sich auf die Interaktion zwischen den Fasern und wird auch als Faserinteraktionskoeffizient bezeichnet (Osswald & Menges, 2012). Der Faserinteraktionskoeffizient  $C_I$  wurde von Folgar und Tucker (1984) in ihrem Rotationsdiffusionsmodell eingeführt, welches heutzutage in den meisten kommerziellen Softwareprogrammen für Spritzguss-Simulationen von kurzfaserverstärkten Kunststoffen verwendet wird. Der  $C_I$  ist spezifisch für jedes Faser-Matrix-System und wird normalerweise experimentell ermittelt. In der vorliegenden Arbeit wurden, wie in Abschnitt 4.1.1 beschrieben, die Faserinteraktionskoeffizienten mit Hilfe eines mikromechanischen Modells bestimmt. Der Orientierungskoeffizient  $\alpha_K$  wurde aus dem  $C_I$  für 30 Masse% Sisal/PP bestimmt:  $\alpha_K = 0,994$ . Die beiden weiteren Faktoren wurden vom Folgar-Tucker-

Modell (Advani & Tucker, 1990) abgeleitet.  $\beta_R$  und  $\alpha_R$  wurden so optimiert, dass die Faserorientierung der Cadmould Simulation die beste Übereinstimmung mit der Orientierung aus dem mikromechanischen Modell hat:  $\alpha_R = 0,84$  und  $\beta_R = 0,15$ . Spritzguss-Simulationen wurden mit Cadmould mit den Faktoren  $\alpha_K = 0,994$ ,  $\alpha_R = 0,84$  und  $\beta_R = 0,15$  durchgeführt und mit den experimentell ermittelten Orientierungen verglichen.

Die Hauptfaserorientierungswinkel wurden für die  $\mu$ -CT-Scans und die Spritzguss-Simulation für die sechs Messpunkte bestimmt. In Abb. 55 sind die Ergebnisse der Hauptorientierung in der Randschicht und der Kernschicht einander gegenübergestellt. Die Simulationsergebnisse stimmen sehr gut mit den experimentell ermittelten Orientierungen überein; es lassen sich nur kleine Unterschiede feststellen. Der größte Unterschied zwischen Experiment und Simulation ist in der Kernschicht an Position 5 und 8 zu finden. Die Ergebnisse der Simulation zeigen eine Hauptfaserorientierung in  $0^\circ$  (was der Fließrichtung entspricht), wohingegen die  $\mu$ -CT-Analyse  $-10^\circ$  bzw.  $+10^\circ$  als Hauptorientierung aufweist. In diesen beiden Fällen zeigt die Simulation auch nur einen geringen Orientierungsgrad. Die Unterschiede in den Ergebnissen könnten darauf zurückzuführen sein, dass die realen Sisalfasern oftmals gekrümmt sind und die Simulation mit geraden Zylindern rechnet.

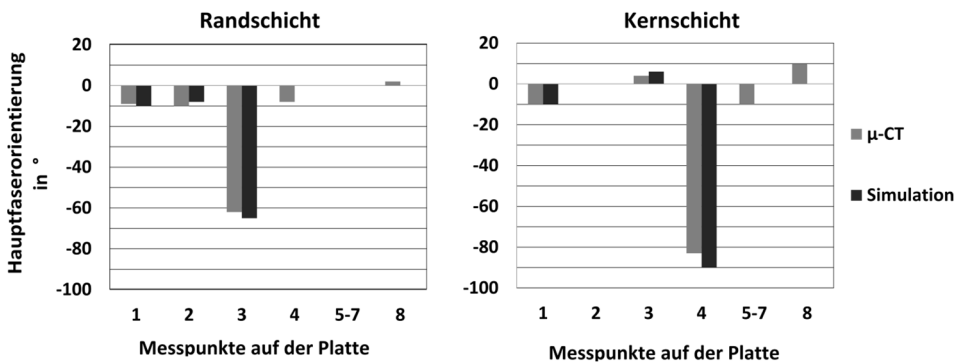


Abb. 55: Vergleich der Ergebnisse der  $\mu$ -CT-Messungen und der Spritzguss-Simulation zur Bestimmung der Faserorientierung an sechs Messpunkten der spritzgegossenen Platte. Links: Winkel der Hauptorientierung in der Randschicht (Plattentiefe:  $100 \mu\text{m}$ ). Rechts: Winkel der Hauptorientierung in der Kernschicht (Plattentiefe:  $1500 \mu\text{m}$ ). Ist kein Balken zu sehen, entspricht dies einem Winkel von  $0^\circ$  (Fließrichtung). Die Ergebnisse sind mathematisch positiv dargestellt (verändert nach Albrecht et al., 2017).

Ein starker Shell-Core-Layer-Effekt lässt sich an Position 3 und 4 (Abb. 55) feststellen. An Position 4 zeigen die experimentellen Ergebnisse eine Hauptfaserorientierung von  $-83^\circ$  in der Kernschicht und von  $-8^\circ$  in der Randschicht. Das entspricht einer Faserausrichtung in Fließrichtung in der Randschicht und einer Faserorientierung senkrecht zur Fließrichtung in der Kernschicht. Diesen Effekt zeigt auch die Simulation mit  $-90^\circ$  in der Kernschicht und  $0^\circ$  in der Randschicht.

Erste Übertragungen auf andere Werkstoffsysteme, wie Papierfaser/PP, konnten aktuell auf der Basis der im Projekt NFC-Simulation gewonnen Erkenntnisse erfolgreich durchgeführt werden (Nikklä & Filz, 2017).

## **5.2 Zwischenergebnis (10): Experimentelle Validierung der simulativ ermittelten Faserorientierung**

Es konnte eine gute Übereinstimmung der Faserorientierung zwischen den Spritzguss-Simulationen und den via  $\mu$ -CT experimentell ermittelten Ergebnissen für Sisal/PP gefunden werden. Es konnte gezeigt werden, dass mit Hilfe des für 30 Masse% Sisal/PP angepassten  $C_1$  und einer modifizierten Software die Ergebnisse der Spritzguss-Simulation mit einer hohen Genauigkeit (max. Unterschied:  $10^\circ$ ) den experimentell ermittelten Faserorientierungswinkeln entsprechen. Faserorientierungsberechnungen sind wichtig für weitere mechanische Simulationen, wie z.B. Crash-Tests, die notwendig sind um NFK in crash-relevanten Bauteilen in der Automobilindustrie zu implementieren.

## **5.3 Simulation von spritzgegossenen Haken aus NFK**

Für die in Abschnitt 3.3.10 vorgestellten spritzgegossenen, sisalfaserverstärkten PP-Wandhaken wurden für die beiden Varianten mit und ohne „Bohrloch“ Spritzguss-Simulationen durchgeführt. Durch die starke asymmetrische Lage der Kernschicht der Faserorientierung, die mittels  $\mu$ -CT Analyse für die Haken festgestellt wurde, konnten die Simulationen nicht mit der Software Cadmould® durchgeführt werden. Cadmould® geht von einer symmetrischen Faserverteilung über die Plattendicke aus und berechnet nur für eine Hälfte des Bauteils die Orientierungsverteilungen. Daher wurden die Spritzguss-Simulationen mit der Software Moldex3D (R14; CoreTech System Co, Ltd., Taiwan) durchgeführt (Abb. 56). Die wichtigsten Parameter des Spritzgussprozesses, die für die Simulation verwendet wurden, sind in Anhang-Tab. 2 aufgeführt. Als Vereinfachung wurde als Viskositätsprofil ein bereits in der Datenbank von Moldex3D

vorhandenes Compound ausgewählt mit sehr ähnlichen Viskositätseigenschaften: Hostacom PFO72-2 (20 Masse% GF, LyondellBasell). Die CAD-Modelle der beiden Haken wurden mit der Software Moldex3D-Designer mit dem 3D-Vernetzungsmodell eDesign mit 21 Elementen über der auszuwertenden Bauteildicke vernetzt. Der Faserinteraktionskoeffizient wurde auf  $C_1=0,006$  festgelegt (Ermittlung siehe Abschnitt 4.1.1). Die Faserorientierung wurde mit dem Folgar-Tucker Modell in Moldex3D berechnet. Die Faserorientierungstensenoren wurden mit dem Programm „R14FiberTool\_eDesign“ herausgelesen. Die Faserorientierungsergebnisse werden als Komponenten der Orientierungstensenoren dargestellt:  $a_{11}$ ,  $a_{22}$  und  $a_{33}$ . Das entspricht der Orientierung in Fließrichtung, senkrecht zur Fließrichtung und in Richtung der Plattendicke.

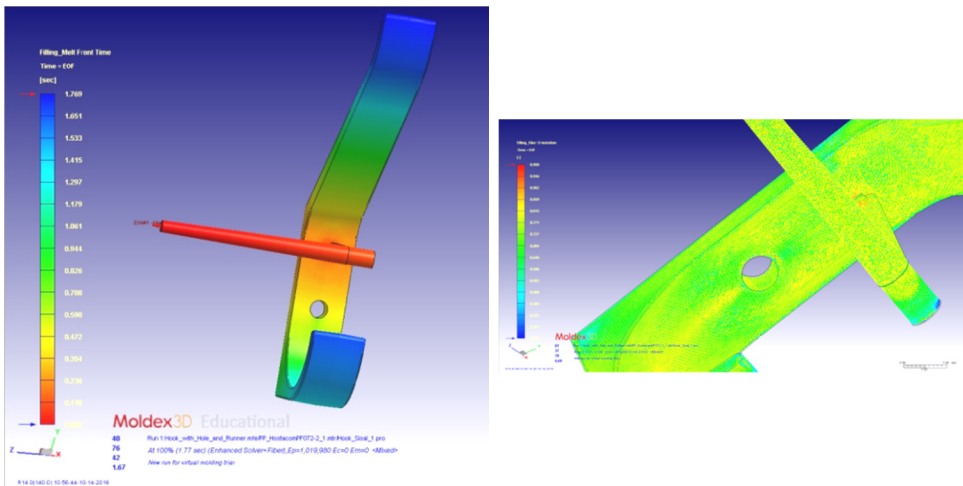


Abb. 56: Links: Füllstudie mit Moldex3D des Hakens mit „Bohrloch“ und Darstellung der Runner-Position. Rechts: Faserorientierungsergebnisse der Spritzguss-Simulation mit Nahtbildung hinter dem „Bohrloch“ (Fließwiderstand).

Die Faserorientierung wurde bei dem Haken mit „Bohrloch“ um das Loch herum bestimmt und an denselben Positionen bei den Haken ohne Loch. An denselben vier Positionen wie für die  $\mu$ -CT-Daten (Abb. 42), wurden die Faserorientierungen anhand der Füllstudie ausgewertet (Abb. 56, rechts). Der Vergleich der Ergebnisse zwischen Experiment und Simulation ist in Abb. 57 dargestellt. Die experimentelle Analyse mit  $\mu$ -CT-Aufnahmen ergibt für die Haken „ohne Bohrloch“ eine asymmetrische Faserorientierungsverteilung über die Bauteildicke. Dieses Verhalten der Fasern wird mit der Simulation nicht dargestellt. Die Ergebnisse der Simulation zeigen ein symmetrisches Verhalten (Abb. 57). Weiterhin wird

die Orientierung der Fasern in Fließrichtung durch die Simulation stärker dargestellt, als durch die  $\mu$ -CT Aufnahmen. Nur die Orientierungstensor-komponente  $a_{33}$ , das heißt die Orientierung in z-Richtung, stimmt bezüglich der Höhe der Werte zwischen Simulation und Experiment gut überein. Auch in z-Richtung lässt sich die asymmetrische Verteilung des Experiments nicht in der Simulation darstellen. Für die Haken „mit Bohrloch“ zeigt sich an Position 2 (direkt vor dem Bohrloch) ebenfalls eine starke Diskrepanz zwischen Simulation und Experiment. Die Simulation zeigt eine Faserverteilung stark ausgeprägt quer zur Fließrichtung an, mit ca. 0,8 für  $a_{22}$  über die gesamte Bauteildicke. Es ist kein Shell-Core-Layer-Effekt zu erkennen. Die Experimente zeigen ebenfalls keine große Änderung der Orientierung über der Hakenstärke an. Allerdings zeigt sich im Experiment ein deutlich geringere Orientierungstensorkomponente  $a_{22}$  von ungefähr 0,5 (Abb. 57, rechts, mittig). Weiterhin unterschätzt die Simulation die Ausrichtung der Fasern in z-Richtung, die bei der Analyse der  $\mu$ -CT Aufnahmen deutlich höher ausfällt (Abb. 57, rechts, unten). Verschiedene Aspekte könnten für die starken Unterschiede verantwortlich sein. Zunächst wurde getestet, wie stark der Einfluss des verwendeten Viskositätsprofils ist. Es wurden zwei Viskositätsprofile ausgewählt, ein niedriger viskoseres Polymer (Moplen EP3307, LyondellBasell) und ein höher viskoses Polymer (Hostacom G2 No1, LyondellBasell). Diese zeigten nur minimale Änderungen der Faserorientierungsergebnisse. Weiterhin wurde die Änderung des  $C_1$  überprüft und auf den von Moldex3D (voreingestellten) Wert von 0,01 gesetzt. Durch die leichte Erhöhung des  $C_1$ , was einer stärkeren Faser-Faser-Interaktion entspricht, wurden die Simulationsergebnisse nur minimal verändert (Abb. 58). Zusätzlich wurde das Aspektverhältnis der Fasern in der Simulation verändert. Die Ergebnisse der morphologischen Analyse ergaben ein Aspektverhältnis für Sisal im Compound von 14 (Tab. 7); mit diesem Wert wurden auch die Simulationen durchgeführt. Für die Simulationen mit Glasfasern wird meist ein viel höherer Wert des Aspektverhältnisses von 100 verwendet. Die Glasfasern sind oftmals nicht länger, aber deutlich dünner als Sisal. In einer weiteren Simulation wurde daher das L/D Verhältnis auf 100 gesetzt. Die Ergebnisse dieser Simulation zeigen im Vergleich zu den anderen Simulationen erstmalig ein asymmetrisches Verhalten (Abb. 57). Dennoch ist die Vorhersage der Faserorientierung weiterhin viel stärker in Fließrichtung ausgeprägt als in dem Experiment.

Der Hauptgrund für die starke Abweichung und vor allem auch die starke Asymmetrie ist vermutlich auf die verwendete Wasserkühlung zurückzuführen, die aufgrund des für ein Spritzguss-Bauteil relativ dicken Wandstärke und massiver Ecke nötig war. In der Simulation wurde eine Werkzeugtemperatur von 17 °C gewählt. Allerdings konnte die Wasserkühlung nicht adäquat für die Simulationen abgebildet werden. Dies könnte eine Erklärung für die große Diskrepanz sein. Ebenfalls könnte die relativ große Bauteildicke von > 6 mm an den untersuchten Positionen auch ein Grund für die Unterschiede zwischen Simulation und Experiment sein. Die gängigen Bauteildicken, für die die Simulationen ausgelegt sind, sind < 5 mm. In einer Studie von Vincent et al. (2005) werden z.B. Platten von 1,1 über 1,7 & 3 bis hin zu 5 mm auf ihre Orientierung untersucht. Vincent et al. (2005) zeigen experimentell für 50 Masse% GF/Polyarylamid angussfern einen sehr geringe Ausprägung der Kernschicht für 1,1 und 1,7 mm Plattendicke. Hingegen bei einer Dicke von 3 und 5 mm eine starke Orientierung quer zur Fließrichtung in der Plattenmitte. Die Kernschicht war bei der 5 mm dicken Platte breiter als bei der dünneren 3 mm Platte. Bei der dazugehörigen MoldFlow-Simulation ( $C_1 = 0,0002$ ) der 5 mm Platte geben Vincent et al. (2005) an, dass die Simulation die  $a_{11}$  in der Kernschicht richtig vorhergesagt und die Orientierung in den Außenschichten überschätzt wird. Dies lässt sich durch die Modifikation von  $C_1$  anpassen, ohne die Kernregion zu verändern (Vincent et al., 2005). Dennoch zeigt die Simulation von Vincent et al. eine vollständig symmetrische Ausrichtung der Schichten über die Plattendicke; wohingegen das Experiment eine leicht stärkere Ausprägung der Kernschicht zur Plattenoberseite aufzeigt (Anhang-Abb. 7). Auch Tseng et al. (2017b) zeigen leichte asymmetrische, experimentell ermittelte Faserorientierungen über die Bauteildicke für 50 Masse% lange Glasfasern und lange Kohlenstofffasern in einer PA66 Matrix; wohingegen die dazugehörigen Simulationen eine symmetrische Orientierung vorhersagen. Mit den symmetrisch berechneten Orientierungen konnten dennoch die mechanischen Eigenschaften der Compounds sehr gut vorhergesagt werden (Tseng et al., 2017b).

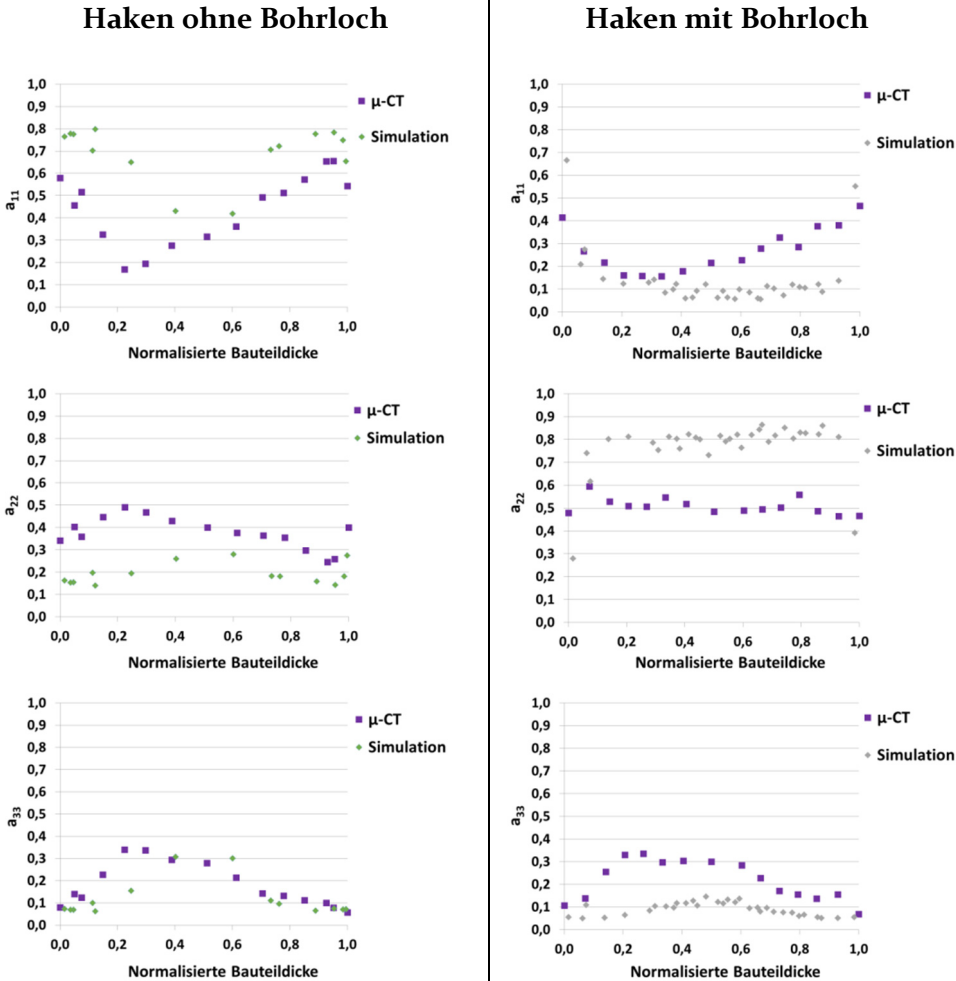


Abb. 57: Faserorientierung in den spritzgegossenen, naturfaserverstärkten Wandhaken ermittelt mit  $\mu$ -CT im Vergleich zur Spritzguss-Simulation mit Moldex3D an Position 2 (direkt hinter dem „Bohrloch“). Links: Haken ohne „Bohrloch“. Rechts: Haken mit „Bohrloch“. Die Komponenten der Faserorientierungstensoren  $a_{ii}$  (oben) stellen die Faserorientierung in Fließrichtung dar,  $a_{22}$  (Mitte) senkrecht zur Fließrichtung und  $a_{33}$  die Orientierung innerhalb der Bauteildicke.

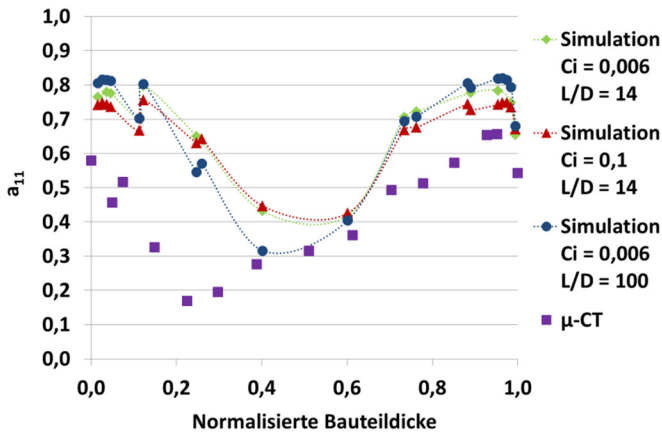


Abb. 58: Faserorientierung in den spritzgegossenen, naturfaserverstärkten Wandhaken ermittelt mit  $\mu$ -CT im Vergleich zur Spritzguss-Simulation mit Moldex3D an Position 2 (direkt hinter dem „Bohrloch“). Hier dargestellt für den Haken ohne „Bohrloch“. Faserorientierungstensorskomponenten  $a_{ii}$  stellen den Faserorientierungsgrad in Fließrichtung dar.

In der vorliegenden Arbeit liegen die experimentell und simulativ ermittelten Orientierungen für ein dickeres NFK-Bauteil recht stark auseinander. Daraus lässt sich schließen, dass die Erkenntnisse, die erstmalig für die Spritzguss-Simulation mit naturfaserverstärkten Polymeren innerhalb der Projektes „NFC-Simulation“ erfolgreich gewonnen und umgesetzt werden konnten, sich nicht direkt auf andere Anwendungen und eine andere Software übertragen lassen. Weitere umfangreiche Forschung wird nötig sein, bis naturfaserverstärkte Compounds für Spritzguss-Simulationen etabliert sind. Eine intensive, simulative Forschungsarbeit, die die bisher gewonnen Erkenntnisse für NFK-Spritzguss mit unterschiedlicher Spritzguss-Simulations-Software analysiert, ist dringend notwendig. Hierfür ist vor allem eine enge Zusammenarbeit mit den verschiedenen Software-Entwicklern notwendig.

## 5.4 Spritzguss-Simulation der rCF-Platten

Die Spritzguss-Simulation der rCFs verstärkten Platten wurde mit Moldex3D® (R14; CoreTech System Co, Ltd., Taiwan) durchgeführt (Abb. 59). Die in der Simulation verwendeten wichtigsten Spritzgussparameter sind in Anhang-Tab. 3 aufgeführt. Das CAD-Modell der Platte wurde mit der Software Moldex3D-Designer zunächst mit dem 3D-Verzahnungsmodell eDesign mit 12 Elementen in der Bauteildicke mit insgesamt 9.688.349 Viereckselementen vernetzt. Für die Simulationen wurden die Faserinteraktionskoeffizienten  $C_1$  und  $\kappa$  verwendet, die mit dem

mikromechanischen Modell ermittelt wurden (Abschnitt 4.1.2; Tab. 15) und die Faserorientierung mit dem Folgar-Tucker Model mit RSC berechnet (Formel 7 in Abschnitt 2.1). Als Viskositätsprofil wurde für das 10 Masse% rCFs/PA6 aus der vorhandenen Datenbank das Profil für das für die Compoundierung in der vorliegenden Arbeit verwendete Polymer Grilon BS (EMS-Chemie GmbH, DE) und für das 30 Masse rCFs/PA6 Grilon BS/2 (EMS-Chemie GmbH, DE) ausgewählt, da diese den gemessenen Viskositätsprofilen sehr ähnlich sind. Die Faserorientierungstensenoren wurden mit dem Programm „R14FiberTool\_eDesign“ herausgelesen. Die Faserorientierungsergebnisse werden als Orientierungstensorcomponenten dargestellt:  $a_{11}$ ,  $a_{22}$  und  $a_{33}$ . Das entspricht der Orientierung in Fließrichtung, senkrecht zur Fließrichtung und in Richtung der Plattendicke. Für beide Plattentypen mit unterschiedlichem Fasermassenanteil konnte keine Kernschicht festgestellt werden (Abb. 60). Die Schlibbilder zeigen, dass die Kernschicht nur 5 bis 10 % der Bauteildicke ausmacht. Deshalb wurde die Elementanzahl in der Bauteildicke erhöht um mindestens 19 Elemente zu generieren. Damit erhöht sich die Gesamtanzahl der Vernetzungselemente erheblich (Tab. 16) und somit auch die Rechenzeit. Eine minimale Änderung der Orientierung in der Kernschicht konnte damit festgestellt werden. Die Diskrepanz zu den experimentell ermittelten Werten ist aber recht groß (Abb. 60). Daraufhin wurde ein anderer Vernetzungstyp gewählt: Boundary Layer Mesh (BLM). Mit dieser Vernetzung kann mit Tet-raederelementen fein über die Bauteildicke vernetzt werden bei gleichzeitig grober Vernetzung über der Bauteilfläche. Somit konnte die Elementanzahl innerhalb der Bauteildicke auf 23 erhöht werden, bei gleichzeitig deutlicher Reduktion der Gesamtanzahl der Elemente (Tab. 16). Dies führte zu einer deutlichen Reduktion der Rechenzeiten bei gleichzeitig exakterer Darstellung der Bauteildicke. Die Verwendung des BLM zeigt deutlich einen Kernbereich (Abb. 60). Die Ergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung in den Randbereichen mit den Experimenten, allerdings weicht die Stärke der Orientierung im Kernbereich weiterhin ab.

Tab. 16: Anzahl der Elemente in der Bauteildicke und Gesamtanzahl der Elemente bei drei verschiedenen Moldex3D-Vernetzungen der Platte.

Vernetzungstyp	Elemente in Bauteildicke	Alle Elemente
eDesign 1	12	9.688.349
eDesign 2	19	15.250.335
BLM	23	395.866

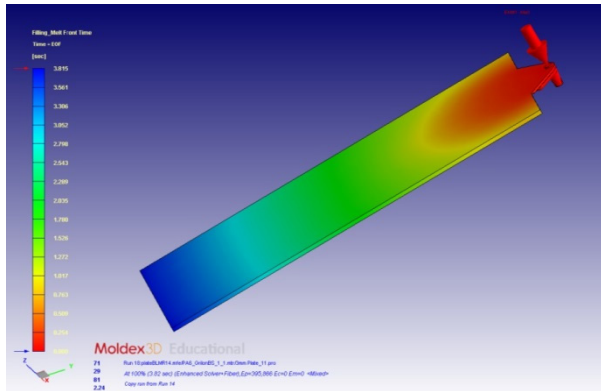


Abb. 59: Spritzguss-Simulation der rCFK Platten mit Moldex3D® (R14) zur Bestimmung der Faserorientierung von 10 und 30 Masse rCFs/PA6.

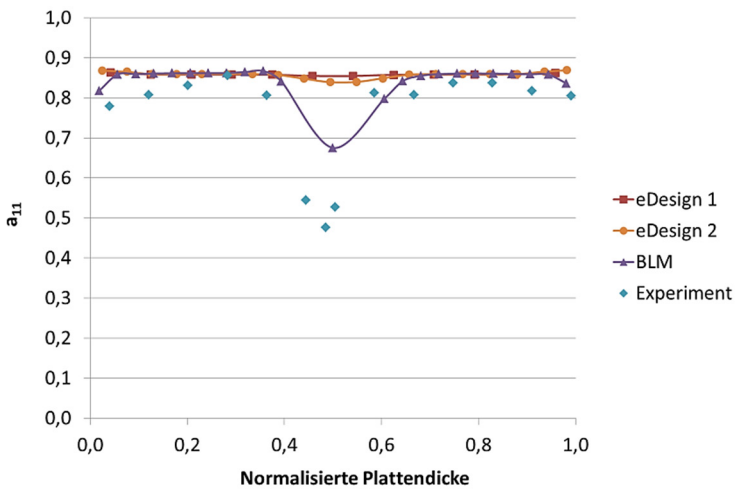


Abb. 60: Darstellung der Faserorientierungstensorcomponenten  $a_{11}$  für 30 Masse% rCFs/PA6 über die Plattendicke an Position 4. eDesign 1 entspricht der ersten Vernetzung mit 12 Elementen über die Plattendicke, eDesign 2 einer Vernetzung mit 18 Elementen und BLM (Boundary Layer Mesh) mit 23 Elementen über die Plattendicke. Für alle Simulationen wurde die Interaktionskoeffizienten auf  $C_1 = 0,0029$  und  $\kappa = 0,359$  gesetzt. Die experimentellen Ergebnisse stammen von der Schlibbild-Analyse.

In Moldex3D® ist neben dem Folgar-Tucker-Modell das iARD-RPR (Improved Anisotropic Rotary Diffusion Model - Retarding Principal Rate Model) Modell implementiert. Das iARD-Modell erfasst die anisotrope Eigenschaften der Faserorientierung und das RPD-Modell verlangsamt die Rate der Orientierungsentwicklung (Foss et al., 2013). Im iARD-Modell werden drei Koeffizienten berücksichtigt:  $C_I$ ,  $C_M$  und  $\alpha$  (Formel 13).

$$\dot{A} = \dot{A}_{HD} + \dot{A}_{iARD}(C_I, C_M) + \dot{A}_{RPR}(\alpha) \quad (13)$$

mit  $C_I$  und  $C_M$  als Faser-Faser- und Faser-Matrix-Interaktionskoeffizienten und dem skalaren Parameter  $\alpha = 1 - \kappa$ , der die Rate der Faserorientierungsentwicklung verlangsamen kann. Weitere Details zu dem iARD-RPR Modell sind in Foss et al. (2013) und in Tseng et al. (2017a) dargestellt.

Mit der BLM-Vernetzungsart wurde mit verschiedenen Werten für  $C_I$  und  $\kappa$  simuliert.  $C_M$  wurde auf 0 gesetzt. Die Änderung des Interaktionskoeffizienten  $C_I$  hat einen großen Einfluss auf die Faserorientierungsergebnisse. Ein höherer  $C_I$ , der für eine größere Faser-Faser-Interaktion steht, führt zu einer geringeren Faserausrichtung in Fließrichtung innerhalb der gesamten Bauteildicke (Abb. 61). Die Veränderung von  $\kappa$  in den Simulationen hat nur einen geringen Effekt. Die Orientierung in der Außenhaut verändert sich leicht, sonst zeigt sich keine Veränderung in den anderen Schichten (Abb. 61).

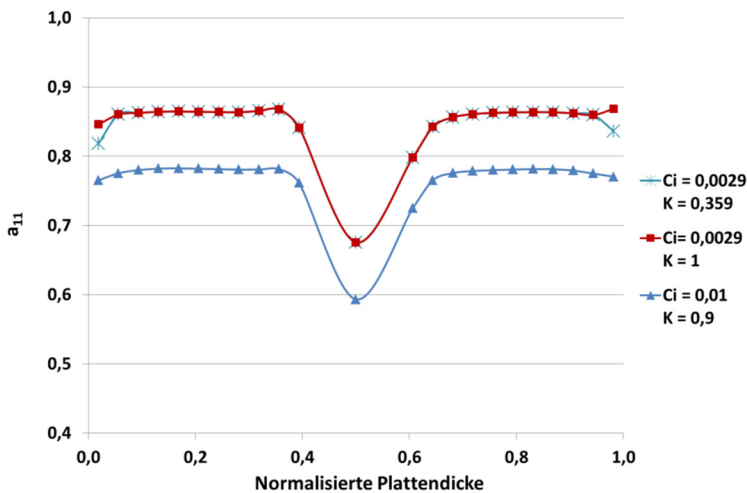


Abb. 61: Ergebnisse der Komponenten der Faserorientierungstensenoren  $a_{11}$  simuliert mit unterschiedlichen Faserinteraktionskoeffizienten  $C_I$  und  $\kappa$ .

Weiterhin wurden verschiedene Faser-Matrix-Interaktionskoeffizienten  $C_m$  mit dem iARD-RPR-Modell für 30 Masse% rCFs/PA6 getestet. Das Viskositätsprofil wurde auf Grilon BG-30 angepasst. Die bessere Anpassung des Viskositätsprofils verbessert die Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation. Auch wenn weiterhin eine Abweichung zwischen Simulation und Experiment im Kernbereich festgestellt wird. Die Änderung des Faser-Matrix-Interaktionskoeffizienten zeigt eine leichte Änderung der Orientierung in den Randbereichen, die Kernbereiche bleiben bezüglich der Orientierung unverändert (Abb. 62).

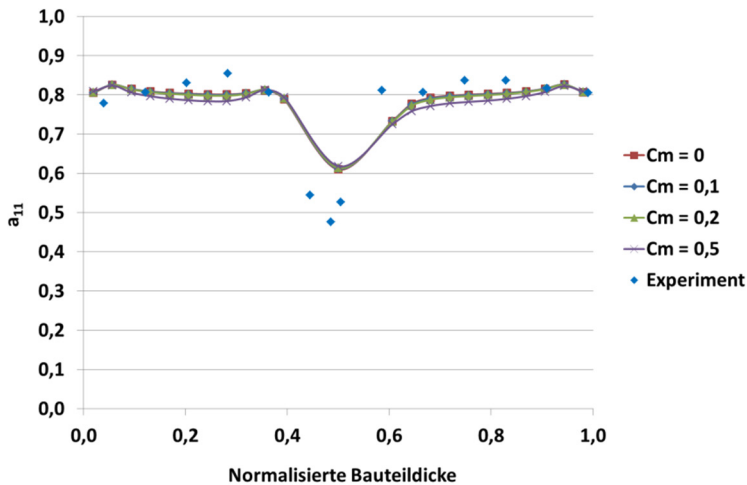


Abb. 62: Darstellung der Faserorientierungstensorcomponenten  $a_{11}$  für 30 Masse% rCFs/PA6 über der Plattendicke an Position 4. Verwendeter Vernetzungstyp: BLM (Boundary Layer Mesh) mit 23 Elementen über die Plattendicke. Für alle Simulationen wurde die Interaktionskoeffizienten auf  $C_1 = 0,0029$  und  $\kappa = 0,359$  gesetzt. Die experimentellen Ergebnisse stammen von der Schlibbild-Analyse.

Wang et al. (2015) zeigten für die Spritzguss-Simulation mit langen Kohlenstofffasern (50 Masse% CF/PP) eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation mit der Software ASMI 2015 und Experiment. Aufgrund der langen Fasern ergab sich eine besonders stark ausgeprägte Kernschicht. Diese gute Übereinstimmung wurde durch ein geeignetes Fitting erlangt. Hieraus lässt sich ableiten, dass ein entsprechender „Re-Engineering“-Prozess zu verbesserten Übereinstimmungen zwischen Simulation und Experiment führen sollte.

In anderen Studien mit Moldex3D zeigen sich gute bis sehr gute Übereinstimmungen zwischen Experiment und Simulation für die Randbereiche, aber deutliche Unterschiede im Kernbereich. In einer Studie von Walter et al. (2017) mit langglasfaserverstärktem PP (15 mm) zeigten die Spritzgussimulationen mit Moldex3D eine gute Übereinstimmung der mittleren Faserorientierung mit den experimentell ermittelten Orientierungen. Allerdings wurde in der genannten Studie ebenfalls eine große Diskrepanz zwischen Experiment und Simulation bei der Vorhersage der Kernschicht gefunden. Die Simulation sagt für die beiden Fasermassenanteile von 20 und 40 Masse% eine deutlich geringere Quer-Orientierung der Fasern in der Kernschicht voraus als das Experiment zeigt (Walter et al., 2017). Foss et al. (2013) zeigten für GFK (30 Masse% GF/PBT) eine gute Übereinstimmung der Orientierung zwischen Experiment und Simulation für die Außenhaut (skin layer) und die Randschicht (shell layer) für die Vernetzungsmodelle eDesign und BLM von Moldex3D. Allerdings wird bei beiden Vernetzungen die Orientierung, wie in der vorliegenden Studie, mit einem zu hohen Orientierungsgrad im Vergleich zu den Experimenten vorhergesagt. Foss et al. (2013) verwendeten in ihrer Studie noch eine dritte Vernetzungsmöglichkeit „Hybrid“, mit dieser Vernetzungsart zeigten sie die beste Berechnung der Kernschicht-Orientierung.

Eine beanspruchungsgerechte Faserorientierung ist besonders wichtig, da nur so die wirkenden Kräfte bestmöglich von Matrix auf Faser übertragen werden. Bei endloskohlenfaserverstärkten Kunststoffen, zeigt sich bereits bei einer Abweichung von  $10^\circ$  zur „idealen“ Faserausrichtung von  $0^\circ$  (parallel zur Kraftachse) ein Abfall der relativen Steifigkeit von 66,3 % zur Ausgangssteifigkeit (Klein et al., 2014b). Deswegen ist es besonders wichtig die Faserorientierungen genau vorherzusagen zu können. Weitere Forschung bezüglich der Simulation von Kunststoffen mit rezyklierten Kohlenstofffasern ist daher notwendig. Die Verwendung eines Hybrid-Mesh bei Moldex3D wäre ein erster wichtig zu untersuchender Schritt. Weiterhin sollten „Re-Engineering“-Prozesse durchgeführt werden.

## **5.5 Zwischenergebnis (11): Spritzguss-Simulationen**

Die Spritzguss-Simulation an der sisalfaserverstärkten Platte zeigte sehr gute Übereinstimmungen mit den experimentell via  $\mu$ -CT ermittelten Faserorientierungen in Fließrichtung. Die Ergebnisse der Simulation mit dem sisalfaserverstärktem Haken zeigten eine große Abweichung zu den experimentell ermittelten Orientierungen. Hauptgrund ist hier vermutlich die verwendete Wasserkühlung des Werkzeuges, die in der Simulation nicht adäquat abgebildet werden konnte.

Für die Simulation mit den rCFs/PA Compounds war aufgrund der sehr dünn ausgeprägten Kernschicht (5 – 10% der Plattendicke) eine Anpassung der Vernetzung nötig. Mit den ermittelten Faser-Faser-Interaktionskoeffizienten  $C_1$  und  $\kappa$  konnte mit der Verwendung einer BLM-Vernetzung eine befriedigende Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment gefunden werden. Zur Optimierung der Simulationsergebnisse sind weitere Forschungen und „Re-Engineering“-Prozesse notwendig.

## **5.6 Crash-Simulation**

### **5.6.1 Auswahl und Produktion des Bauteils für die Crash-Simulation**

Ein adäquates Demonstrationsbauteil wurde ausgewählt, um die ermittelten Kennwerte der Spritzguss-Simulation mit Sisal/PP auf ein reales Bauteil zu übertragen und um mit diesem Bauteil eine Crash-Simulation durchzuführen. Dazu wurde das Handschuhfach des Ford B-MAX ausgewählt, welches von der Firma IAC (International Automotive Components, Ebersberg, DE) mit dem sisalfaserverstärkten PP spritzgegossen wurde (Abb. 63). Das Bauteil besteht aus zwei Komponenten, dem Handschuhkasten selbst und einem Deckel, die miteinander verschweißt werden. Bei der Verwendung des Originalwerkzeugs kommt es beim Spritzgießen mit 30 Masse% Sisal/PP zu oberflächlichen Weißbrüchen (Abb. 63, rechts). Dies sind lokale Aufhellungen, die aufgrund von mechanischer Überbelastung an der Oberfläche eines Kunststoffbauteils durch Probleme bei der Entformung auftreten können. Die mechanische Überlastung beim Auswerfen lässt sich mit den unterschiedlichen Schwindungsverhalten des 30 Masse% Sisal/PPs im Vergleich zum originalen Werkstoff des Serienbauteils erklären. Beim Werkstoff des Serienbauteils handelt es sich um ein talkumgefülltes PP, was eine größere Schwindung (0,90 %) als Sisal/PP (0,65 %) aufweist (Ford GmbH et al. 2014).



Abb. 63: Spritzgegossenes Handschuhfach aus Sisal/PP. Links: Handschuhfach in einer Ford B-MAX Instrumententafel. Rechts: Geöffnetes Handschuhfach, oberflächlich sind zwei kleine Stellen mit Weißbruch sichtbar (schwarze Umrandung).

### 5.6.2 Knetest

Für den Crash-Test wurde ein Unfallszenario ausgewählt, bei dem die Knie eines unangeschnallten Beifahrers auf das Handschuhfach prallen und dabei das Bauteil stark deformieren. Ein Komponententest wurde mit einem starren Stahl-Impactor, der den geometrischen Abmessungen eines Kniedummys entspricht, durchgeführt. Ein quasi-statischer Test mit 2 mm/s und ein dynamischer Test mit 3,9 m/s (Fallmasse: 26 kg) wurden gewählt. Zusätzlich wurden auch Tests mit den Serien-Handschuhfächern aus PP/Talkum durchgeführt. Die Ergebnisse der beiden Tests für beide Werkstoffe sind in Abb. 64 dargestellt.

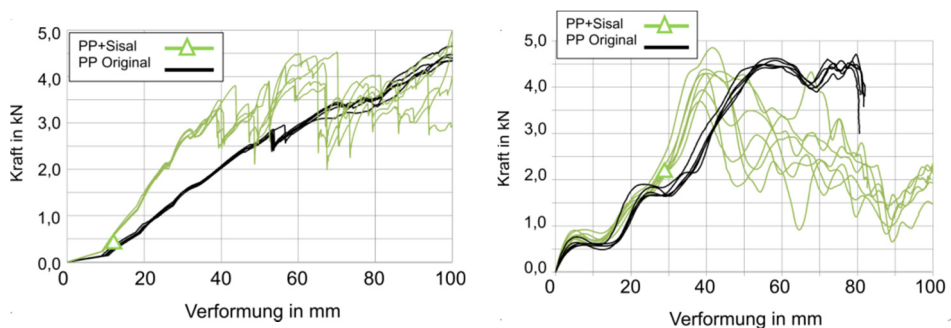


Abb. 64: Ergebnisse der experimentellen quasi-statischen (links) und dynamischen (rechts) Knieaufprall-Tests für Sisal/PP und den Originalwerkstoff Talkum/PP (Ford GmbH et al., 2014).

Das sisalfaserverstärkte PP verhält sich durch die Verwendung der steifen Fasern, steifer als das Talkum/PP Bauteil. Im quasi-statischen Test erreicht das Sisal/PP höhere Energieaufnahmen als der Originalwerkstoff. Beim dynamischen Lastfall hingegen zeigt das Talkum/PP die höhere Energieaufnahmefähigkeit.

### **5.6.3 Crash-Simulation versus Experiment**

Die Crash-Simulation von faserverstärkten, spritzgegossenen Kunststoffen stellt eine besondere Herausforderung dar. Durch die Ausrichtung der Fasern, hängen die mechanischen Eigenschaften von der Belastungsrichtung ab; der Werkstoff verhält sich anisotrop. Da die Faserausrichtung bei komplexen Bauteilen lokal stark variieren kann, können auch die mechanischen Eigenschaften lokal stark variieren. Für die Crash-Simulation ist somit eine Übertragung der Faserorientierungstensoren aus der Spritzguss-Simulation besonders wichtig. Da beide Simulationen unterschiedliche Finite-Elemente-Netze verwenden, ist eine Übertragung der Faserorientierung aus der Spritzguss-Simulation auf das Netz der Crash-Simulation erforderlich. Dies geschieht über die Suche von räumlich benachbarten Punkten und Interpolation und wird „Mapping“ genannt. Im Rahmen des Projektes NFC-Simulation haben die Firmen Simcon (Würselen, DE), Ford (Aachen, DE) und MATFEM (München, DE) eine Methode entwickelt um das Mapping vom Cadmould 3D-F Modell (Spritzguss-Simulation) auf LS-DYNA und RADIOSS (Crash-Simulation) zu realisieren. (Franzen et al. 2014a, 2014b, Ford GmbH et al. 2014)

Als Modell wurde für das Sisal/PP Compound ein benutzerdefiniertes „Materialmodell“ von MATFEM verwendet: MF-GenYld+CrachFEM. Das „Materialmodell“ berechnet für jeden Integrationspunkt jedes Elements die lokalen mechanischen Eigenschaften basierend auf den Faserorientierungstensoren aus der Spritzguss-Simulation und weiterer Einflussgrößen, wie Belastungsgeschwindigkeit und Triaxialität, die in der spezifischen „Materialkarte“ abgelegt sind. In diese „Materialkarte“ sind die Ergebnisse der umfangreichen mechanischen Werkstofftests des Sisal/PP Compounds vom LBF (Fraunhofer Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit, Darmstadt, DE) und von MATFEM eingeflossen. Genauere Informationen zu der Crash-Simulation sind bei Franzen et al. (2014a, 2014b) aufgeführt.

Die Spritzguss-Simulation des Handschuhfaches mit Sisal/PP wurde von Simcon mit den realen Einspritzbedingungen mit der Software CAD-MOULD 3D-F durchgeführt und die lokalen Hauptorientierungsrichtungen und der Faserorientierungsgrad berechnet. Die Spritzguss-Simulation

ist in Ford GmbH et al. (2014) genauer dargestellt. Mit der Software LS-DYNA und RADIOSS wurden die quasi-statischen und dynamischen Belastungen berechnet und mit den experimentellen Tests abgeglichen. Da die Simulationsergebnisse zwischen LS-DYNA und RADIOSS vergleichbar sind, werden im Folgenden beispielhaft nur LS-DYNA Ergebnisse gezeigt. Zur Überprüfung des Simulationsmodells wurden zusätzlich Crash-Simulationen mit Talkum/PP durchgeführt und mit den experimentellen Tests verglichen. Die Simulations-Ergebnisse stimmen bezüglich der Steifigkeit, der maximalen Kraft und der maximalen Verformung sowohl für die quasi-statischen als auch die dynamischen Tests sehr gut mit dem realen Versagensverhalten überein (Ford GmbH et al. 2014).

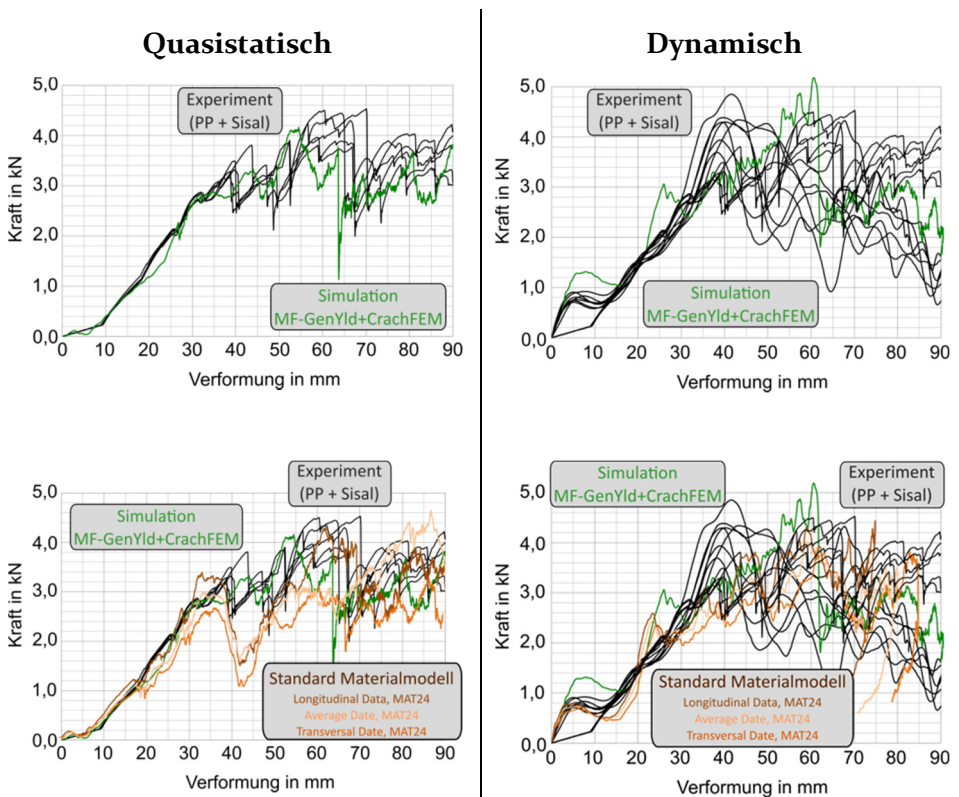


Abb. 65: Vergleich der Ergebnisse der Crash-Simulation mit den experimentellen Tests für den quasi-statischen (links) und dynamischen (rechts) Lastfall. Oben: Vergleich der experimentellen Tests mit der Crash-Simulation (MF-GenYld+CrachFEM). Unten: Darstellung der experimentellen Tests und der Crash-Simulation (MF-GenYld+CrachFEM) im Vergleich zu einem Standard „Materialmodell“ und jeweils drei unterschiedlichen „Materialkarten“ (Franzen, 2014b).

Erstmalig konnte somit eine prädikative Crash-Simulation an einem naturfaserverstärkten Bauteil durchgeführt werden. Die Berechnung der lokalen mechanischen Eigenschaften ist basierend auf den Faserorientierungstensenoren aus der Spritzguss-Simulation und der Verwendung eines hochentwickelten „Materialmodells“ möglich.

Weiterhin wurden Crash-Simulationen mit dem Sisal/PP Compound im statischen und dynamischen Lastfall durchgeführt. Die Ergebnisse der Crash-Simulation im Vergleich zu den Experimenten sind in Abb. 65 dargestellt. Die Ergebnisse der quasistatischen Simulation stimmen sehr gut mit den Experimenten bezüglich Steifigkeit, maximalen Kräften, Bruchverhalten und Energieaufnahme überein. Eine geringe Abweichung lässt sich beim dynamischen Test bei einer Verformung von circa 20 - 30 mm feststellen. Die Simulation prognostiziert hier frühzeitiger einen Bruch als er in Realität stattfindet. Grund für diese Abweichung könnten Reibungen aufgrund der Positionierung des Bauteils während des Experiments sein, die in der Simulation nicht berücksichtigt werden. Trotz dieser geringen Abweichung stimmen die simulativen und experimentellen Ergebnisse sehr gut überein. Dies zeigt sich auch daran, dass die Simulation sehr genau die kritischen Bereiche vorhersagt, in denen die Brüche entstehen (Abb. 66). (Franzen et al., 2014a, 2014b)

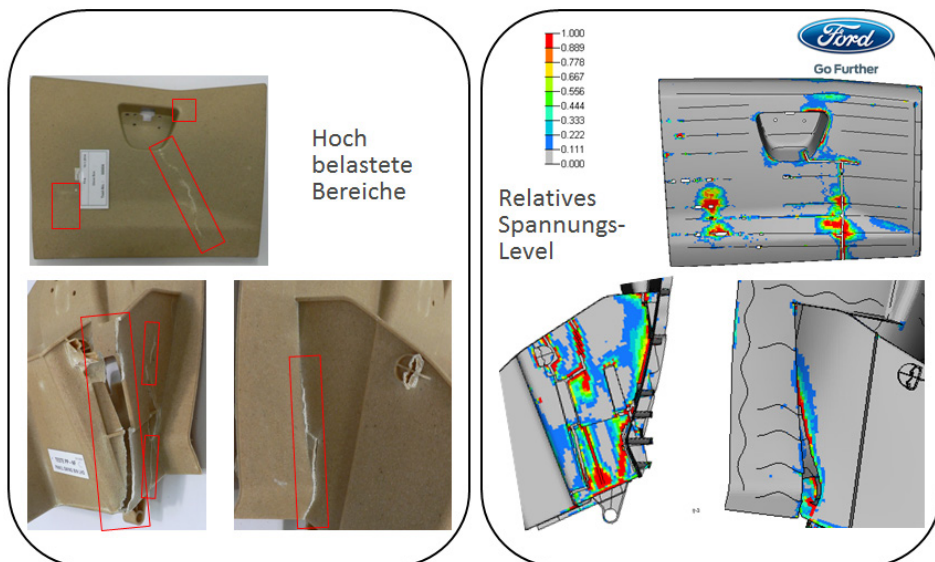


Abb. 66: Vergleich des experimentellen Knie-Aufprall-Tests (links) mit der Crash-Simulation (MF-GenYld+CrachFEM) (rechts). Die Simulation sagt die real auftretenden Brüche im Bauteil örtlich sehr gut voraus (Franzen, 2014b).

#### **5.6.4 Zwischenergebnis (12): Crash-Simulation mit Sisal/PP**

Die Crash-Simulation zeigt eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Knieaufprallversuchen bezüglich des Versagensverhaltens. Die Simulation sagt sehr genau die kritischen Bereiche voraus, in denen die Brüche entstehen.

### **5.7 Fazit**

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit konnte eine erfolgreiche Entwicklung und Realisierung eines **ersten geschlossenen Produktentwicklungszyklus** für ein naturfaserverstärktes, spritzgegossenes Bauteil erreicht werden. Es konnten erste erfolgreiche Spritzguss- und Crash-Simulationsergebnisse erzielt werden und durch experimentelle Analysen validiert werden. Die ersten Erfolge lassen sich noch nicht direkt auf andere Naturfasern, dicke Bauteilgeometrien und andere Software-Programme übertragen. Auf Basis der vorgestellten Arbeiten sind weitere notwendige Forschungen im Bereich der Simulation mit NFK ideal vorbereitet und sollten zu einer Etablierung dieser Werkstoffgruppe führen.



## 6 Schlussfolgerung & Ausblick

Für die Etablierung neuer, nachhaltiger, spritzgegossener Faserverbundwerkstoffe ist es essentiell, dass diese simulierbar sind. In der vorliegenden Arbeit wurde der Weg zur Simulierbarkeit von Kunststoffen verstärkt mit Naturfasern und rezyklierten Kohlenstofffasern eingeschlagen. Hierzu mussten die Spritzguss-Modelle, die für glasfaserverstärkte Kunststoffe entwickelt wurden, angepasst werden. Für **Naturfasern** ist vor allem zu beachten, dass sie als **Faserbündel** vorliegen, einen **elliptischen Querschnitt** aufweisen und eine **große Variationsbreite bezüglich ihrer morphologischen und mechanischen Eigenschaften** besitzen. In den gängigen Spritzguss-Simulations-Programmen wird das Verhalten der Fasern während des Prozesses mit Hilfe von Faserinteraktionskoeffizienten dargestellt. Eine Simulation mit einzelnen Fasern würde den Rechenaufwand erheblich erhöhen. Die Faserinteraktionskoeffizienten müssen für jeden Faserverbundwerkstoff exklusiv ermittelt werden. Da für jede Kombination aus unterschiedlichen Fasern, Fasermassengehalt und verschiedenen Matrices individuelle Koeffizienten nötig sind. Die Faserinteraktionskoeffizienten können mit Hilfe von einem mikromechanischen Modell ermittelt werden, bei dem in einer Elementarzelle einzelne Fasern in der Polymerschmelze simuliert werden. Dafür ist es wichtig, die Fasern genau zu charakterisieren und mit den ermittelten Eigenschaften die Modellierung durchführen zu können. In der vorliegenden Arbeit wurden daher die mechanischen und morphologischen Eigenschaften der Cellulosefasern (Hanf, Flachs, Sisal und Regeneratcellulose) und der rezyklierten Kohlenstofffasern analysiert. **Die mechanischen Eigenschaften aller Fasertypen konnten erfolgreich mittels Zugversuche bestimmt werden.** Die rCF zeigen deutlich die höchste Festigkeit und Steifigkeit und die geringste Bruchdehnung im Vergleich zu den andern Fasern. Die höchste Bruchdehnung wurde für die Cordenkafasern ermittelt. Der in der vorliegenden Arbeit verwendete Hanf zeigt Festigkeiten, die im mittleren Bereich im Vergleich zu Literaturwerten liegen. Der verwendete Sisal zeigt sehr hohe Festigkeiten und der Flachs eher geringe Festigkeiten im Vergleich zu Literaturwerten. **Die Cellulosefasern wurden beim Compoundieren signifikant mit starkem Effekt in ihrer Länge eingekürzt. Beim Spritzgießen wird kein Effekt auf eine weitere Längeneinkürzung der Cellulosefasern ermittelt.** Die Regeneratcellulosefasern verändern nicht ihre Breite während der Verarbeitungsprozesse. **Die Naturfaserbündel, Hanf, Flachs und Sisal, werden beim Compoundieren aufgespalten und werden signifikant mit großem**

**Effekt in ihrer Breite reduziert.** Beim Spritzgießen wurden die Faserbreiten für Sisal und Hanf nicht signifikant verändert. **Die rezyklierten Kohlenstofffasern werden bei der Compoundierung und beim Spritzgießen signifikant, mit kleinem Effekt, eingekürzt.** Es findet keine Änderung der Faserbreiten statt. Rezyklierte Kohlenstofffasern stellen für Spritzgussanwendungen, bei denen die Fasern durch die Compoundierung sehr stark eingekürzt werden, eine sehr gute Alternative zu originalen Kohlenstofffasern dar. Die **essentiellen Input-Parameter: (mittlere) Faserlänge, (mittlere) Faserbreite, E-Modul und Zugfestigkeit** konnten für alle Fasertypen nach erfolgreicher Methodenentwicklung und fundierter statistischer Auswertung erfolgreich und reproduzierbar bestimmt werden.

**Die Faserinteraktionskoeffizienten konnten für alle in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffkombinationen erfolgreich ermittelt werden.** Mit den Koeffizienten wurden Spritzguss-Simulationen durchgeführt. Zur Validierung der Simulationen wurde die vorhergesagte Faserorientierung mit der experimentell ermittelten Orientierung abgeglichen. Für die Orientierungsmessungen wurde als Werkstoffkombination das Compound 30% Masse Sisal/PP ausgewählt. Hierzu wurden drei verschiedene Methode angewandt: THz-Spektroskopie,  $\mu$ -CT und Lichtmikroskopie an Mikrotomschnitten. Mit der **THz-Spektroskopie** lässt sich **schnell der Hauptorientierungswinkel** über die Bauteildicke **zerstörungsfrei** an mehreren Positionen des Bauteils bestimmen. **Nachteil** dieser Methode ist, dass **keine Shell-Core-Layer-Effekte dargestellt** werden können. Der Shell-Core-Layer-Effekt kann via  $\mu$ -CT und LMM an Mikrotomschnitten dargestellt werden. Die Ergebnisse der Faserorientierung zeigen dieselben Trends bei den beiden zuletzt genannten Methoden. Allerdings gibt es Unterschiede, die sich auf die unterschiedlich dicken Proben ( $\mu$ -CT: 6  $\mu$ m und Mikrotomschnitte: 35  $\mu$ m) zurückführen lassen. **Die  $\mu$ -CT-Analyse stellte sich als die geeignetste Methode zur Messung von Faserorientierungen in naturfaserverstärkten Kunststoffen** heraus, um Spritzguss-Simulationen zu validieren. Die **Vorteile** sind die Darstellbarkeit des **Shell-Core-Layer-Effekts**, die **zerstörungsfreie** Analysemethodik, die Möglichkeit zur Analyse **sehr dünner Schichten** (6  $\mu$ m) und eine **sehr hohe Auflösung**.

Weiterhin konnte gezeigt werden, dass die Anpassung des mikromechanischen Modells an naturfaserverstärkte Kunststoffe erfolgreich für hanf-, flachs- und sisalfaserverstärktes PP war. **Das mikromechanische Modell zeigt anhand der Faserlängeneinkürzung eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment.**

**Die Spritzguss-Simulation an der sisalfaserverstärkten Platte zeigte sehr gute Übereinstimmungen mit den experimentell via  $\mu$ -CT ermittelten Faserorientierungen in Fließrichtung.** Die Ergebnisse der Simulation mit dem sisalfaserverstärktem Haken zeigten eine große Abweichung zu den experimentell ermittelten Orientierungen. Hauptgrund ist vermutlich die verwendete Wasserkühlung des Werkzeuges mit Temperaturen unter 20 °C, die in der Simulation nicht adäquat dargestellt werden konnte. Für die Simulation mit den rCFs/PA Compounds war aufgrund der sehr dünn ausgeprägten Kernschicht (5 – 10% der Plattendicke) eine Anpassung der Vernetzung nötig. Mit den ermittelten Faser-Faser-Interaktionskoeffizienten  $C_I$  und  $\kappa$  konnte mit der Verwendung einer BLM-Vernetzung eine befriedigende Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment gefunden werden. Zur Optimierung der Simulationsergebnisse sind weitere Forschungen und „Re-Engineering“-Prozesse notwendig.

Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung der Crash-Simulation und des experimentellen Knieaufprallversuches bezüglich des Versagensverhaltens für NFK. Die Simulation sagt sehr genau die kritischen Bereiche voraus, in denen Brüche entstehen.

Die vorliegende Arbeit hat einen ersten wichtigen Schritt für die Simulierbarkeit von naturfaserverstärkten Polymeren erreichen können. Im Gegensatz zur Simulation von GFK, die seit Jahren durchgeführt wird und für die dennoch jedes Jahr neue Erkenntnisse gefunden und optimierte Modelle erstellt werden, steht die Simulation mit den weitaus komplexeren Naturfasern noch relativ am Anfang. Für eine etablierte Simulation von NFK sind daher weitere Forschungsarbeiten nötig, um die Modelle für unterschiedliche Naturfasern in gängige Software zu integrieren.

Insgesamt konnte mit der vorgestellten Arbeit eine erfolgreiche Entwicklung und Realisierung eines **ersten geschlossenen Produktentwicklungszyklus** für ein naturfaserverstärktes, spritzgegossenes Bauteil erreicht werden.



## Quellen

### 6.1.1 Literaturverzeichnis

**Abas, N., Kalair, A. & Khan, N. (2015):** Review of fossil fuels and future energy technologies. *Futures* 69, 31–49.

**Abdennadher, A. (2015):** Injection Moulding of Natural Fibre Reinforced Polypropylene: Process, Microstructure and Properties. Phd Thesis at Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, Frankreich.

**Adusumalli, R.-B., Reifferscheid, M., Weber, H.K., Roeder, T., Sixta, H., Gindl, W. (2010):** Shear strength of the lyocell fiber/polymer matrix interface evaluated with the microbond technique. *Journal of Composite Materials* 46, 359–367.

**Advani, S.G. & Tucker, C.L. (1990a):** Closure approximations for three-dimensional structure tensors. *Journal of Rheology* 34(3), 367–386.

**Advani, S.G. & Tucker, C.L. (1990b):** A numerical simulation of short fiber orientation in compression molding. *Polym Compos* 11(3), 164–173.

**Agboola, B.O., Jack, D.A. & Montgomery-Smith, S. (2012):** Effectiveness of recent fiber-interaction diffusion models for orientation and the part stiffness predictions in injection molded short-fiber reinforced composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 43(11), 1959–1970.

**Akin, D.E. (2010a):** Chemistry of Plant Fibres. In: Müssig, J. (Ed.), *Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications*. John Wiley & Sons, Ltd., 13–22.

**Akin, D.E. (2010b):** Flax - Structure, Chemistry, Retting and Processing. In: Müssig, J. (Ed.), *Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications*. John Wiley & Sons, Ltd., 87–108.

**Albrecht, K., Baur, E., Endres, H.-J., Gente, R., Graupner, N., Koch, M., Neudecker, M., Osswald, T., Schmidtke, P., Wartzack, S., Webelhaus, K. & Müssig, J. (2017):** Measuring fibre orientation in sisal fibre-reinforced, injection moulded polypropylene - Pros and cons of the experimental methods to validate injection moulding simulation. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 95, 54–64.

- Albrecht, K. & Müssig, J. (2013):** Untersuchung von Regeneratcellulosefasern mit FibreShape. In: Arbeitskreis Faseranalytik 2013, Institut für Biokunststoffe und Bioverbundwerkstoffe (IfBB), Hochschule Hannover, D., 11.09.2013.
- Albrecht, K. & Müssig, J. (2016):** Recycled Carbon Fibres for Crash-relevant Components? Final report, Honda Initiation Grant Europe 2015; Vortrag bei Honda R&D Europe, Offenbach, DE (2016-03-14). -76 Folien
- Alkbir, M.F.M., Sapuan, S.M., Nuraini, A.A. & Ishak, M.R. (2016):** Fibre properties and crashworthiness parameters of natural fibre-reinforced composite structure: A literature review. *Composite Structures* 148, 59–73.
- Amaducci, S. (2003):** HEMP-SYS: design, development and up-scaling of a sustainable production system for hemp textiles – an integrated quality system approach. *Journal of Industrial Hemp* 8(2), 79–83.
- Amaducci, S. (2005):** Hemp production in Italy. *Journal of Industrial Hemp* 10(1), 109–115.
- Amaducci, S. & Gusovius, H.-J. (2010):** Hemp - Cultivation, Extraction and Processing. In: Müssig, J. (Ed.), *Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications*. John Wiley & Sons, Ltd., 109–134.
- Anandjiwala, R.D. & John, M. (2010):** Sisal - Cultivation, Processing and Products In: Müssig, J. (Ed.), *Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications*. John Wiley & Sons, Ltd., 181–195.
- Anonym (2013):** Carbon composites and cars - technology watch 2012. *Reinforced Plastics* 57, 39–42.
- Anonym (2017):** Testing the use of recycled carbon fibres in China's Chery electric vehicle. *JEC Composites Magazine* 113, 17–18.
- Arzberger, M. (2010):** Nachhaltigkeit: Wer hat's erfunden? *LWF aktuell* 76, 30–31.
- Ashby, M., Coulter, P., Ball, N. & Bream, C. (2011):** The CES EduPack Eco Audit Tool —A White Paper. Version 2. Granta Design Ltd., Cambridge, UK, 23.
- Aurich, T. & Mennig, G. (2001):** Flow-induced fiber orientation in injection molded fit fiber reinforced polypropylene. *Polym Compos* 22(5), 680–689.

**Azaman, M.D., Sapuan, S.M., Sulaiman, S., Zainudin, E.S. & Abdan, K. (2013):** An investigation of the processability of natural fibre reinforced polymer composites on shallow and flat thin-walled parts by injection moulding process. *Materials & Design* 50, 451–456.

**Bajracharya, R. M., Manalo, A. C., Karunasena, W. & Lau, K.-t. (2016):** Experimental and theoretical studies on the properties of injection moulded glass fibre reinforced mixed plastics composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 84, 393 – 340.

**Baltazar-Y-Jimenez, A. & Sain, M. (2012):** Natural fibres for automotive applications. In: Kozłowski, R.M. & Ryszard, M. (Eds.), *Handbook Natural Fibres*. Cambridge, Woodhead Publishing Series Textiles, 219–253.

**Bamberg, G., Baur, F. & Krapp, M. (2008):** Statistik. 14. überarbeitete Auflage. Oldenbourg Lehr- und Handbücher der Wirtschafts- u. Sozialwissenschaften. Oldenbourg Verlag, München, DE.

**BASF SE (2014):** Verzugsverhalten von faserverstärkten Spritzgussteilen - Technische Information. Ludwigshafen am Rhein, Germany.  
<<https://www.standort-ludwigshafen.basf.de/group/corporate/site-ludwigshafen/de/literature-document:/Marke+Ultradur-Technische+Information+Dokumenttyp--Warpage+reinforced-Deutsch.pdf>> (Zugriffsdatum: 2017-03-29).

**Baur, E., Goris, S., Ramírez, D., Schmidtke, P. & Osswald, T. (2014):** Mechanistic model to determine fiber orientation simulation material parameters., In: ANTEC 2014 – Electronic Proceedings of the Technical Conference & Exhibition, Las Vegas, Nevada, USA April 28-30, 2014. Society of Plastics Engineers, ISBN 978-0-9850112-4-6, 1605–1610.

**Baur, E. & Otremba, F. (2010):** Design, Material Properties and Databases. In: Müssig, J. (Ed.), *Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications*. John Wiley & Sons, Ltd., 397–406.

**Bax, B. & Müssig, J. (2008):** Impact and tensile properties of PLA/Cordenka and PLA/flax composites. *Composites Science and Technology* 68, 1601–1607.

**Bay, R.S. & Tucker, C.L. (1992a):** Fiber orientation in simple injection moldings. Part II: Experimental results. *Polymer Composites* 13(4), 332–341.

**Bay, R.S. & Tucker, C.L. (1992b):** Fiber orientation in simple injection moldings. Part I: Theory and numerical methods. *Polymer Composites* 13(4), 317–331.

**Beckermann, G.W. & Pickering, K.L. (2009):** Engineering and evaluation of hemp fibre reinforced polypropylene composites: Micro-mechanics and strength prediction modelling. *Composites: Part A: Applied Science and Manufacturing* 40, 210–217.

**Béakou, A. & Charlet, K. (2013):** Mechanical properties of interfaces within a flax bundle - Part II: Numerical analysis. *International Journal of Adhesion and Adhesives* 43, 54–59.

**Beaugrand, J. & Berzin, F. (2013):** Lignocellulosic Fiber Reinforced Composites: Influence of Compounding Conditions on Defibrization and Mechanical Properties. *Journal of Applied Polymer Science* 128, 1227–1238.

**Berlin, U. (2015):** Prof. Dr.-Ing. Jörg Müssig und Katharina Albrecht gewinnen den „Honda Initiation Grant Europe 2015“ - Hohe Auszeichnung für Forschung an der Hochschule Bremen. Pressemitteilung der Hochschule Bremen. <[https://www.hs-bremen.de/internet./de/einrichtungen/ presse/mitteilungen/2015/ detail/index\\_52507.html](https://www.hs-bremen.de/internet./de/einrichtungen/ presse/mitteilungen/2015/ detail/index_52507.html)> (Zugriffsdatum: 2017-03-13)

**Bernasconi, A., Cosmi, F. & Hine, P.J. (2012):** Analysis of fibre orientation distribution in short fibre reinforced polymers: A comparison between optical and tomographic methods. *Composites Science and Technology* 72(16), 2002–2008.

**Berzin, F., Beaugrand, J., Dobosz, S., Budtova, T. & Vergnes, B. (2017):** Lignocellulosic fiber breakage in a molten polymer. Part 3. Modeling of the dimensional change of the fibers during compounding by twin screw extrusion. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 101, 422–431.

**Bessadok, A., Marais, S., Roudesli, S., Lixon, C. & Metayer, M. (2008):** Influence of chemical modifications on water-sorption and mechanical properties of Agave fibres. *Composites: Part A: Applied Science and Manufacturing* 39, 29–45.

**Bisanda, E.T.N. & Ansell, M.P. (1992):** Properties of Sisal – CNSL Composites. *Journal of Material Science* 27(6), 1690–1700.

**Bledzki, A. & Gassan, J. (1999):** Composites reinforced with cellulose based fibres. *Progress in Polymer Science* 24(2), 221–274.

**Bobeth, W. (1993):** *Textile Faserstoffe – Beschaffenheit und Eigenschaften.* Springer Verlag, Berlin.

**Bockhorst, M. (2016):** Fossile Brennstoffe (Energielexikon).

<<http://www.energieinfo.de/eglossar/node56.html>>

(Zugriffsdatum: 2017-03-21).

**Bodig, J. & Jayne, B.A. (1993):** Mechanics of Wood and Wood Composites. Krieger Publishing Company, Malabar, FL.

**Bohn, M.J. & Petkie, D.T. (2013):** 18 - Terahertz applications in the aerospace industry. In: Woodhead Publishing Series Electronic Optical Materials. Cambridge, Woodhead Publishing, 510–546.

**Bóscá, I. & Karus, M. (1997):** Der Hanfanbau - Botanik, Sorten, Anbau und Ernte. C.F. Müller Verlag, Hüthig GmbH, Heidelberg.

**Bourmaud, A., Ausias, G., Lebrun, G., Tachon, M.-L. & Baley, C. (2013):** Observation of the structure of a composite polypropylene/flax and damage mechanisms under stress. Industrial Crops and Products 43, 225–236.

**Brahim, S.B. & Cheikh, R.B. (2007):** Influence of fibre orientation and volume fraction on the tensile properties of unidirectional Alfa-polyester composite. Composites Science and Technology 67(1), 140–147.

**Breuer, U. & Mitschang, P. (2014):** Einführung. In: Neitzel, M., Mitschang, P., Breuer, U. (Eds.): Handbuch Verbundwerkstoffe – Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung. 2. Auflage, München, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 1–30.

**Broeren, M.L.M., Dellaert, S.N.C., Cok, B., Patel, M.K., Worrell, E., & Shen, L. (2017):** Life cycle assessment of sisal fibre - Exploring how local practices can influence environmental performance. Journal of Cleaner Production 149, 818–827.

**Bundesgesetzblatt (2015):** Gesetz zu der Entscheidung der Konferenz von Doha vom 8. Dezember 2012 zur Änderung des Protokolls von Kyoto vom 11. Dezember 1997 zum Rahmenübereinkommen der Vereinten Nationen über Klimaänderungen (Doha-Änderung des Protokolls von Kyoto). Teil II, Nr. 8, ausgegeben zu Bonn am 12. März 2015.

**Burgert, I., Keckes, J., Frühmann, K., Fratzl, P. & Tschegg, S.E. (2002):** A Comparison of Two Techniques for Wood Fibre Isolation - Evaluation by Tensile Tests on Single Fibres with Different Microfibril Angle. Plant Biology 4(1), 9–12.

**Capellán-Pérez, I., Mediavilla, M., de Castro, C., Carpintero, Ó. & Miguel, L.J. (2014):** Fossil fuel depletion and socio-economic scenarios: An integrated approach. *Energy* 77, 641–666.

**Carberry, W. (2008):** Airplane Recycling Efforts Benefit Boeing Operators. *Boeing AERO Magazine QRT* 4.08, 6-13.

**Carneiro, O.S. & Maia, J.M. (2000):** Rheological behavior of (short) carbon fiber/thermoplastic composites. Part II: The influence of matrix type. *Polymer Composites* 21(6), 970–977.

**Carus, M., Gahle, C. Pendarovski, D. Vogt, S. Ortmann, F. Grotenhermen, T. Breuer & C. Schmidt (2008):** Studie zur Markt- und Konkurrenzsituation bei Naturfasern und Naturfaserwerkstoffen (Deutschland und EU). In: Fachagentur Nachwachsende Rohstoffe e. V. (FNR) (Ed.): *Gülzower Fachgespräche*, Band 26.

**Carus, M., Eder, A., Dammer, L., Korte, H., Scholz, L., Essel, R., Breitmayer, E. & Barth, M. (2015):** Wood-Plastic Composites (WPC) and Natural Fibre Composites (NFC): European and Global Markets 2012 and Future Trends in Automotive and Construction. nova Institut GmbH (Hürth, Germany).

**Castellani, R., Di Giuseppe, E., Beaugrand, J., Dobosz, S., Berzin, F., Vergnes, B. & Budtova, T. (2016):** Lignocellulosic fiber breakage in a molten polymer. Part 1. Qualitative analysis using rheo-optical observations. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 91, 229–237.

**Cescutti, G., Müssig, J., Specht, K. and Bledzki, A.K. (2006):** Injection Moulded Natural Fibre Reinforced PP-Determination of Fibre Degradation by Using Image Analysis and Prediction of the Mechanical Composites Properties. In: Universität Gh Kassel, Institut für Werkstofftechnik, Kunststoff- und Recyclingtechnik (Hrsg. und Veranst.): 6th Global Wood and Natural Fibre Symposium (Kassel 2006-04-04 bis 2002-04-05) Kassel: Institut für Werkstofftechnik, 2006, S. B9-1 bis B9-11 .- Tagungsdokumentation, Paper-Nr. B9

**Chard, J., Creech, G., Jesson, D.A. & Smith, P.A. (2015):** Viscose rayon fibres: a potential addition to the technical fibres family? In: Thomsen, O. T. (Aalborg University, Department of Mechanical and Manufacturing Engineering, Eds.), *ICCM20–20<sup>th</sup> International Conference on Composite Materials*, Bella Center, Copenhagen, Denmark, July 19<sup>th</sup> – 24<sup>th</sup>, 2015.

- Charlet, K. & Béakou, A. (2011):** Mechanical properties of interfaces within a flax bundle - Part I: Experimental analysis. *International Journal of Adhesion and Adhesives* 31(8), 875–881.
- Chen, R., Misra, M. & Mohanty, A.K. (2014):** Injection-moulded bio-composites from polylactic acid (PLA) and recycled carbon fibre: Evaluation of mechanical and thermal properties. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 27(9), 1286–1300.
- Cintra, J.S. & Tucker, C.L. (1995):** Orthotropic closure approximations for flow-induced fiber orientation. *Journal of Rheology* 39(6), 1095–1122.
- Cohan, J. (1988):** Statistical power analysis for the behavioral sciences. 2nd edition printed in the USA, Lawrence Erlbaum Associates.
- Cordenka GmbH und Co. KG:** Rayon Herstellungsprozess. <<http://www.cordenka.com/de/das-unternehmen/produktion/rayon-herstellungsprozess/>> (Zugriffsdatum: 2017-02-25).
- Cosmi, F., Bernasconi, A. & Sodini, N. (2011):** Phase contrast microtomography and morphological analysis of a short carbon fibre reinforced polyamide. *Composites Science and Technology* 71(1), 23–30.
- Di Giuseppe, E., Castellani, R., Budtova, T. & Vergnes, B. (2017):** Lignocellulosic fiber breakage in a molten polymer. Part 2. Quantitative analysis of the breakage mechanisms during compounding. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 95, 31–39.
- Dicker, M.P.M., Duckworth, P.F., Baker, A.B., Francois, G., Hazzard, M.K. & Weaver, P.M. (2014):** Green composites: A review of material attributes and complementary applications. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 56, 280–289.
- Diepenbrock, W., 2014.** Nachwachsende Rohstoffe. Eugen Ulmer KG.
- Duigou, A.L., Davies, P. & Baley, C. (2011):** Replacement of Glass/Unsaturated Polyester Composites by Flax/PLLA Biocomposites: Is It Justified? *Journal of Biobased Materials and Bioenergy* 5, 466–482.
- Eckstein, L., Schmitt, F. & Hartmann, B. (2010):** Leichtbau bei Elektrofahrzeugen. *ATZ - Automobiltechnische Zeitschrift* 112(11), 788–795.
- Eder, M. & Burgert, I. (2010):** Natural Fibres - Function in Nature, In: Müssig, J. (Ed.), *Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications*. John Wiley & Sons, Ltd., 23–39.

**El-Sabbagh, A., Ramzy, A., Steuernagel, L., Kirchberg, S., Meiners, D. & Ziegmann, G. (2014):** Notes on characterization of natural fiber polypropylene composites. In: ANTEC 2014 – Electronic Proceedings of the Technical Conference & Exhibition, Las Vegas, Nevada, USA April 28-30, 2014. Society of Plastics Engineers, ISBN 978-0-9850112-4-6, 373-377.

**Emmerich, R. & Kuppinger, J. (2014):** Kohlenstofffasern wiedergewinnen. *Kunststoffe* 6, 92-97.

**EU 2000/53/EC (2000):** Directive 2000/53/EC of the European Parliament and of the Council of 18 September 2000 on end-of-life vehicles. The Council of the European Union, Official Journal of the European Communities L 269(43), 34-42.

**Fachgruppe Thermoplastische Platten (2013):** Technische Information: Spritzgießen versus Tiefziehen. pro-K Industrieverband Halbzeuge und Konsumprodukte aus Kunststoff e.V., Frankfurt am Main. Stand Mai 2013.

**Fara, S. & Pavan, A. (2004):** Fibre orientation effects on the fracture of short fibre polymer composites: On the existence of a critical fibre orientation on varying internal material variables. *Journal of Materials Science* 39(11), 3619-3628.

**Fink, H.-P. & Ganster, J. (2006):** Novel thermoplastic composites from commodity polymers and man-made cellulose fibers. *Macromolecular Symposia* 244, 107-118.

**FOA (Food and Agriculture Organization of the United Nations) (2016):** Jute, kenaf, sisal, abaca, coir and allied fibres. Statistics December 2015. Market and Policy Analyses of Raw Materials, Horticulture and Tropical (RAMHOT) Products Team Trade and Markets Division, Rome.

**Folgar, F. & Tucker, C.L. (1984):** Orientation Behavior of Fibers in Concentrated Suspensions. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 3(2), 98-119.

**Ford Forschungszentrum Aachen GmbH, IAC Group GmbH, LyondellBasell, Kunststoffwerk Voerde, Simcon Kunststofftechnische Software GmbH, M-Base Engineering und Software GmbH, Hochschule Hannover, Hochschule Bremen, Technische Universität Clausthal, Fraunhofer LBF & University of Wisconsin-Madison (2014):** Werkstoff- und Fließmodelle für naturfaserverstärkte Spritzgießmaterialien für den praktischen Einsatz in der Automobilindustrie. Abschlussbericht für das Projekt "NFC-Simulation", 2014. < <http://www.fnr-server.de/ftp/pdf/berichte/22005511.pdf> > (2015-12-15).

**Foss, P.-H., Tseng, H.-C., Snawerdt, J., Chang, Y.-J., Yang, W.-H. & Hsu, C.-H. (2013):** Prediction of fiber orientation distribution in injection molded parts using Moldex3D simulation. *Polymer Composites* 35, 671–680.

**Frank, B. (2017):** Persönliches Gespräch mit Bernd Frank (Geschäftsführer von BaFA Neu GmbH – Badische Naturfaseraufbereitung, Malsch, Germany) beim “Biokomposit Workshop für Fach- und Führungskräfte aus der Automobilindustrie” am 30. Mai 2017 bei Simcon Kunststofftechnische Software GmbH (Würselen, DE).

**Franzen, M., Magnani, M. & T. Baranowski (2014a):** Development of an Integrative Simulation Approach for Natural Fiber Reinforced Polypropylene Parts under Crash Impact. VDI Plastics in Automotive Engineering 2014, 2<sup>nd</sup>/3<sup>rd</sup> April 2014, Mannheim, DE.

**Franzen, M., Magnani, M. & T. Baranowski (2014b):** Advanced Crash Simulation of Natural Fiber Reinforced Thermoplastics with MF-GenYld+CrachFEM. 3<sup>rd</sup> MATFEM Conference, 21<sup>st</sup> October 2014 Schloss Hohenkammer, Hohenkammer, DE.

**Frohne, D. & Braun, H. (2002):** Heilpflanzenlexikon: ein Leitfaden auf wissenschaftlicher Grundlage, 7., völlig neu bearb. Aufl. ed. Wiss. Verl.-Ges, Stuttgart.

**Fu, S.-Y. & Lauke, B. (1998):** Characterization of tensile behaviour of hybrid short glass fibre/calcite particle/abs composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29(5), 575 – 583.

**Fuchs, L. (1543):** Das Kräuterbuch von 1543. Zugriff über ein Internetprojekt: <http://www.waimann.de/capitel/inhalt.html> (Zugriffsdatum: 2016-11-10).

**Ganster, J., Finck, H.-P. & Pinnow, M. (2006):** High-tenacity man-made cellulose fibre reinforced thermoplastics - injection moulding compounds with polypropylene and alternative matrices. *Composites: Part A: Applied Science and Manufacturing* 37, 1796–1804.

**Ganster, J. & Fink, H.-P. (2005):** Rayon verstärkte Thermoplaste für den Spritzguss – Rayon reinforced thermoplastics for injection moulding. In: Naro.tech 5. Internationales Symposium „Werkstoffe aus Nachwachsenden Rohstoffen“ - 5th International Symposium on „Materials made from Renewable Resources. Fraunhofer Institut für Angewandte Polymerforschung, Potsdam-Golm, D, 05. - 06. September 2005.

**Gassan, J., Chate, A. & Bledzki, A.K. (2001):** Calculation of elastic properties of natural fibers. *Journal of Materials Science* 36(15), 3715–3720.

**Gassan, J. & Gutowski, V.S. (2000):** Effects of corona discharge and UV treatment on the properties of jute-fibre epoxy composites. *Composites Science and Technology* 60, 2857–2863.

**George, P.E. (2009):** End user perspective: perspective on carbon fibre recycling from a major end user. In: *Carbon Fibre Recycling Reuse 2009 Conference*, IntertechPira, Hamburg, Germany.

**Giannadakis, K., Szpieg, M. & Varna, J. (2011):** Mechanical Performance of a Recycled Carbon Fibre/PP Composite. *Experimental Mechanics* 51(5), 767–777.

**Godara, A. & Raabe, D. (2007):** Influence of fiber orientation on global mechanical behavior and mesoscale strain localization in a short glass-fiber-reinforced epoxy polymer composite during tensile deformation investigated using digital image correlation. *Composites Science and Technology* 67(11-12), 2417–2427.

**Goris, S., Fontana, C. & Osswald, T.A. (2015):** Fiber Orientation Measurements Using a Novel Image Processing Algorithm for Micro-Computed Tomography Scans. In: *ANTEC 2015, Proceedings Technical Conference & Exhibition*, Orlando, FL, USA, March 2015. Society of Plastics Engineers.

**Graupner, N. (2008):** Application of lignin as natural adhesion promoter in cotton fibre-reinforced poly(lactic acid) (PLA) composites. *Journal of Materials Science* 43, 5222–5229.

**Graupner, N., Albrecht, K., Hegemann, D. & Müssig, J. (2013):** Plasma modification of man-made cellulose fibers (Lyocell) for improved fiber/matrix adhesion in poly(lactic acid) composites. *Journal of Applied Polymer Science* 128(6), 4378–4386.

**Graupner, N., Albrecht, K., Ziegmann, G., Enzler, H. & Müssig, J. (2016):** Influence of reprocessing on fibre length distribution, tensile strength and impact strength of injection moulded cellulose fibre-reinforced polylactide (PLA) composites. *eXPRESS Polymer Letters* 10(8), 647–663.

**Graupner, N., Beckmann, F., Wilde, F. & Müssig, J. (2014):** Using synchrotron-radiation based micro-computertomography (SR  $\mu$ -CT) for the measurement of fibre orientations in cellulose fibre reinforced polylactide (PLA) composites. *Journal of Materials Science* 49(1), 450–460.

- Grober, U. (1999):** Der Erfinder der Nachhaltigkeit. DIE ZEIT 48, 98.
- Groom, L.H., Mott, L. & Shaler, S. (2002a):** Mechanical properties of individual southern pine fibers. Part I. Determination and variability of stress-strain curves with respect to tree height and juvenility. Society of Wood Science and Technology. 34(1), 14-27.
- Groom, L.H., Mott, L. & Shaler, S. (2002b):** Mechanical properties of individual southern pine fibers. Part III. Global relationships between fiber properties and fiber location within an individual tree. Society of Wood Science and Technology. 34(2), 238-250.
- Haag, K. & Müssig, J. (2016):** Scatter in tensile properties of flax fibre bundles: influence of determination and calculation of the cross-sectional area. Journal of Materials Science 51(17), 7907-7917.
- Hamma, A., Kaci, M., Ishak, Z.A.M. & Pegoretti, A. (2014):** Starch-grafted-polypropylene/kenaf fibres composites. Part 1: Mechanical performances and viscoelastic behaviour. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 56, 328-335.
- Hänninen, T. & Hughes, M. (2010):** Historical, Contemporary and Future Applications. In: Müssig, J. (Ed.), Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications. John Wiley & Sons, Ltd., 385-395.
- Hegler, R.P., Altstädt, V., Ehrenstein, G.W., Mennig, G., Scharschmidt, J. & Weber, G. (1986):** Einfluß stofflicher Parameter auf die Faserorientierung beim Verarbeiten kurzfaserverstärkter Thermoplaste. Kunststoffe 76, 766-771.
- Henriksson, G., D. E. Akin, R. T. Hanlin, C. Rodriguez, D. D. Archibald, L. L. Rigsby, and K. L. Eriksson (1997):** Identification and Retting Efficiencies of Fungi Isolated from Dew-Retted Flax in the United States and Europe. Applied and Environmental Microbiology 63, 3950-3956.
- Hine, P. J., Duckett, R. A., Ward, I.M., Allan, P. S. & Bevis, M. J. (1996):** A comparison of short glass fiber reinforced polypropylene plates made by conventional injection molding and using shear controlled injection molding. Polymer Composites 17(3), 400 - 407.
- Hornsby, P.R., Hinrichsen, E. & Tarverdi, K. (1997):** Preparation and properties of polypropylene composites reinforced with wheat and flax straw fibres. Part I Fibre characterization. Journal of Materials Science 32(2), 443-449.

**Huber, T., Biedermann, U. & Müssig, J. (2011):** Enhancing the Fibre Matrix Adhesion of Natural Fibre Reinforced Polypropylene by Electron Radiation Analyzed with the Single Fibre Fragmentation Test. *Composite Interfaces* 17, 371–381.

**IPCC (2014):** Climate Change 2014: Impacts, Adaptation, and Vulnerability. Part A: Global and Sectoral Aspects. Contribution of Working Group II to the Fifth Assessment Report of the Intergovernmental Panel on Climate Change. Field, C.B., V.R. Barros, D.J. Dokken, K.J. Mach, M.D. Mastrandrea, T.E. Bilir, M. Chatterjee, K.L. Ebi, Y.O. Estrada, R.C. Genova, B. Girma, E.S. Kissel, A.N. Levy, S. MacCracken, P.R. Mastrandrea, and L.L. White (eds.). Cambridge University Press, Cambridge, United Kingdom and New York, NY, USA.

**Jacob, S., Misra, M. & Mohanty, A.K. (2012):** Novel biocomposites from poly(trimethylene terephthalate) and recycled carbon fibres. *Journal of Materials Science* 47(16), 6056–6065.

**Jahn, B. (2013):** Der globale CFK-Markt. In: Witten, E. & Jahn, B. (Autoren), *Composites Market Report 2013. Market developments, trends, outlook and opportunities*. < [https://www.avk-tv.de/files/20131126\\_20130917\\_marketbericht\\_2013.pdf](https://www.avk-tv.de/files/20131126_20130917_marketbericht_2013.pdf) > (Zugriff: 2017-12-01)

**Jahn, B. & Karl, D. (2012):** Der globale CFK-Markt. In: Witten, E., Jahn, B. & Karl, D. (Autoren), *Composites-Marktbericht 2012. Marktentwicklungen, Trends, Herausforderungen und Chancen*. < [https://www.avk-tv.de/files/20130213\\_gesamt\\_marketbericht\\_2012.pdf](https://www.avk-tv.de/files/20130213_gesamt_marketbericht_2012.pdf) > (Zugriff: 2017-12-01)

**Jaszkiewicz, A., Meljon, A., Bledzki, A.K. & Radwanski, M. (2016):** Gaining knowledge on the processability of PLA-based short-fibre compounds - A comprehensive comparison with their PP counterparts. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 83, 140–151.

**Jeffery, G.B. (1922):** The Motion of Ellipsoidal Particles Immersed in Viscous Fluid. In: *Proceedings of the Royal Society London. Series A: Mathematical, physical and engineering sciences* 102(715), 161–179.

**Jepsen, P.U., Cooke, D.G. & Koch, M. (2011):** Terahertz spectroscopy and imaging - Modern techniques and applications. *Laser & Photon. Rev.* 5(1), 124–166.

- Jördens, C., Scheller, M., Wietzke, S., Romeike, D., Jansen, C., Zentgraf, T., Wiesauer, K., Reisecker, V. & Koch, M. (2010):** Terahertz spectroscopy to study the orientation of glass fibres in reinforced plastics. *Composites Science and Technology* 70(3), 472–477.
- Joseph, P.V., Joseph, K. & Thomas, S. (1999):** Effect of processing variables on the mechanical properties of sisal-fiber-reinforced polypropylene composites. *Composites Science and Technology* 59(11), 1625–1640.
- Joshi, S.V., Drzal, L.T., Mohanty, A.K. & Arorac, S. (2004):** Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites? *Composites: Part A: Applied Science and Manufacturing* 35, 371–376.
- Kantz, M.R., Newman, H.D. & Stigale, F.H. (1972):** The skin-core morphology and structure-property relationships in injection-molded polypropylene. *Journal of Applied Polymer Science* 16(5), 1249–1260.
- Karger-Kocsis, J. (2014):** Werkstoffe. In: Neitzel, M., Mitschang, P., Breuer, U. (Eds.), *Handbuch Verbundwerkstoffe – Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*. 2. Auflage, München, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 31–71.
- Karus, M. & Vogt, D. (2004):** European hemp industry: Cultivation, processing and product lines. *Euphytica* 140(1), 7–12.
- Keckes, J., Burgert, I., Frühmann, K., Müller, M., Kölln, K., Hamilton, M., Burghammer, M., Roth, S.V., Stanzl-Tschegg, S. & Fratzl, P. (2003):** Cell-wall recovery after irreversible deformation of wood. *Nature Materials* 2(12), 810–814.
- Khan, S.N. & Mohsin, M. (2017):** The power of emotional value: Exploring the effects of values on green product consumer choice behavior. *Journal of Cleaner Production* 150(6-7), 65–74.
- Klein, D., Gruber, G. & Wartzack, S. (2014a):** Die Crux der Faserorientierung - Rechnerunterstützte Auslegung faserverstärkter Bauteile in frühen Phasen. *Kunststoffe* 10, 170–174.
- Klein, D., Witzgall, C. & Wartzack, S. (2014b):** Bewertung und Optimierung der Faserverbundeignung von Leichtbaustrukturen in den frühen Phasen der Produktentwicklung. *NAFEMS Online-Magazin* 32, 55–66.
- Klein, D., Kieser, C. & Wartzack, S. (2016):** Auslegung von CFK-Strukturen - ein neuer Ansatz. *lightweight.design* 5, 46–51.

**Köhler, L. & Spatz, H.-C. (2002):** Micromechanics of plant tissues beyond the linear-elastic range. *Planta* 215(1), 33–40.

**Kohler, R., Wedler, M. & Barthold, P. (1997):** Technische Anwendungen von Hanffasern - Voraussetzungen und Ziele. In: Tagungsband zum 2. Symposium „Biorohstoff Hanf“ (Frankfurt am Main, 27.02. – 2.03.1997), nova-Institut Köln/Hürth., 348–358.

**Kraus, T. & Kühnel, M. (2016):** The global CRP-Market. In: Kraus, T., Kühnel, M. & Witten, E. (authors), *Composites Market Report 2016. Market developments, trends, outlook and challenges.* < [https://www.carbon-composites.eu/media/2449/market\\_report\\_2016\\_ccev-avk.pdf](https://www.carbon-composites.eu/media/2449/market_report_2016_ccev-avk.pdf) > (Zugriff: 2017-12-01)

**Krenchel, H. (1964):** Fibre reinforcement: Theoretical and practical investigations of the elasticity and strength of fibre-reinforced materials. PhD thesis at the Technical University of Denmark, Laboratory of Structural Research, Copenhagen, DK.

**Kulkarni, A.G., Satyanarayana, K.G., Sukumaran, K. & Rohatgi, P.K. (1981):** Mechanical behaviour of coir fibres under tensile load. *Journal of Materials Science* 16(4), 905–914.

**Kvavadze, E., Bar-Yosef, O., Belfer-Cohen, A., Boaretto, E., Jakeli, N., Matskevich, Z. & Meshveliani, T. (2009):** 30,000-Year-Old Wild Flax Fibers. *Science* 325(5946), 1359–1359.

**Lafranche, E., Oliveira, V.M., Martins, C.I. & Krawczak, P. (2015):** Prediction of injection-moulded flax fibre reinforced polypropylene tensile properties through a micro-morphology analysis. *Journal of Composite Materials* 49(1), 113–128.

**Le Duigou, A., Davies, P. & Baley, C. (2011):** Environmental Impact Analysis of the Production of Flax Fibres to be Used as Composite Material Reinforcement. *Journal of Biobased Materials and Bioenergy* 5(1), 153–165.

**Le Moigne, N., van den Oever, M. & Budtova, T. (2011):** A statistical analysis of fibre size and shape distribution after compounding in composites reinforced by natural fibres. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 42, 1542–1550.

**Lenhard, W. & Lenhard, A. (2016):** Calculation of Effect Sizes. Bibergau (Germany): *Psychometrica*. [www.psychometrica.de/effect\\_size.html](http://www.psychometrica.de/effect_size.html) DOI: 10.13140/RG.2.1.3478.4245 (Zugriffsdatum: 2017-07-04)

- Li, Y. & Shen, Y.O. (2015):** 6 - The use of sisal and henequen fibres as reinforcements in composites, In: Faruk, O. & Sain, M. (Eds.), *Biofiber Reinforcements in Composite Materials*. Cambridge, Woodhead Publishing, 165–210.
- Lock, G.W. (1969):** *Sisal, Thirty years' sisal research in Tanzania*, 2. ed., Tropical agriculture series. Longmans, Harlow.
- Mader, A., Kondor, A., Schmid, T., Einsiedel, R. & Müssig, J. (2016):** Surface properties and fibre-matrix adhesion of man-made cellulose epoxy composites – Influence on impact properties. *Composites Science and Technology* 123, 163–170.
- Mader, A., Volkmann, E., Einsiedel, R. & Müssig, J. (2011):** Regenerated man-made cellulose rayon fibres and their composites. In: Bismarck, A. et al. (Eds.), *The 19<sup>th</sup> Annual BEPS Meeting of the BioEnvironmental Polymer Society*, Gumpoldskirchen, Austria, September 28<sup>th</sup> till 30<sup>th</sup>, 2011.
- Magnani, M. & Wehmeyer, I. (2010):** Renewable Materials in Ford Motor Company's Vehicles. In: Rohrmann, J. (Leitung): *Polypropylen im Automobilbau - Innovativ und erfolgreich (SKZ-Fachtagung, 22. - 23. September 2010)*, Würzburg: SKZ - ConSem GmbH (Hrsg.), N1 – N16.-Tagungsdokumentation.
- Malkapuram, R., Kumar, V. & Negi, Y.S. (2009):** Recent Development in Natural Fiber Reinforced Polypropylene Composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 28, 1169–1189.
- Martinschitz, K.J., Boesecke, P., Garvey, C.J., Gindl, W. & Keckes, J. (2008):** Changes in microfibril angle in cyclically deformed dry coir fibers studied by in-situ synchrotron X-ray diffraction. *Journal of Materials Science* 43, 350–356.
- Mavridis, H., Hrymak, A.N. & Vlachopoulos, J. (1986):** Mathematical modeling of injection mold filling: A review. *Advances in Polymer Technology* 6, 457–466.
- Mavridis, H., Hrymak, A.N. & Vlachopoulos, J. (1988):** The Effect of Fountain Flow on Molecular Orientation in Injection Molding. *Journal of Rheology* 32, 639–663.
- McNally, T., Boyd, P., McClory, C., Bien, D., Moore, I., Millar, B., Davidson, J. & Carroll, T. (2008):** Recycled carbon fiber filled polyethylene composites. *Journal of Applied Polymer Science* 107(3), 2015–2021.

**Menges, G., Haberstroh, E., Michaeli, W. & Schmachtenberg, E. (2011):** Menges Werkstoffkunde Kunststoffe, 6. Aufl., Hanser, München.

**Mertens, O. Gurr, J. & Krause, A. (2017):** The utilization of thermomechanical pulp fibers in WPC: A review. *Journal of Applied Polymer Science*, 134, 45161, 1-11.

**Mézailles, M. (2015):** Kompromisslose Leichtgewichte - Gewichtsreduzierung im Automobil durch naturfaserverstärkte Kunststoffe. *Kunststoffe* 11, 80-83.

**Michaeli, W., Brast, K. & Piry, M. (1999):** Faserorientierungen zerstörungsfrei messen. *Kunststoffe* 89, 128-130.

**Mofokeng, J.P., Luyt, A.S., Tábi, T. & Kovács, J. (2012):** Comparison of injection moulded, natural fibre-reinforced composites with PP and PLA as matrices. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 25(8), 927-948.

**Mohammed, L., Ansari, M.N.M., Pua, G., Jawaaid, M. & Islam, M.S. (2015):** A Review on Natural Fiber Reinforced Polymer Composite and Its Applications. Hindawi Publishing Corporation, *International Journal of Polymer Science* 2015, 1-15.

**Müssig, J. (2013):** Sustainability: Energy & Materials - Development in the Automotive Industry as an Example. In: *Die Junge Akademie & South African Young Academy of Science (Ed.): Inderdisciplinary German - South African Symposium Socio-Ecological Novelty Frontiers in Sustainability Research (March 18 - 20, 2013)*. Nationale Akademie der Wissenschaften Leopoldina, Berlin, DE.

**Müssig, J. (2014):** Review of Bio-based Composites in Europe. In: *12th Pacific Rim Bio-Based Composites Symposium & 3rd Forest Science Forum - BIOCAMP 2014, Beijing, China (June 4 - 7, 2014)*, Beijing, China, Host: Chinese Society of Forestry.- keynote speech

**Müssig, J., Fischer, H., Graupner, N. & Drieling, A. (2010):** Testing Methods for Measuring Physical and Mechanical Fibre Properties (Plant and Animal Fibres). In: Müssig, J. (Ed.), *Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications*. John Wiley & Sons, Ltd., 267-309.

**Müssig, J. & Graupner, N. (2013):** Injection moulded hemp fibre-reinforced thermoplastics. In: *10<sup>th</sup> International Conference European Industrial Hemp Association, May 22 - 23, 2013, Wesseling, Germany*, publisher: nova Institut GmbH (Hürth, Germany).

- Müssig, J. & Haag, K. (2015):** 2 - The use of flax fibres as reinforcements in composites, In: Faruk, O. & Sain, M. (Eds.), *Biofiber Reinforcements Composite Materials*. Cambridge, Woodhead Publishing, 35–85.
- Müssig, J., Karus, M. & Franck, R.R. (2005):** Bast and Leaf Fibre Composite Materials. In: Franck, R.R. (Ed.), *Bast and other plant fibres*. Cambridge, Woodhead Publishing Series in Textiles, 345–376.
- Müssig, J. & Sloomaker, T. (2010):** Types of Fibre. In: Müssig, J. (Ed.), *Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications*. John Wiley & Sons, Ltd., 41–48.
- Muthuraj, R., Misra, M., Defersha, F. & Mohanty, A.K. (2016):** Influence of processing parameters on the impact strength of biocomposites: A statistical approach. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 83, 120–129.
- Mwaikambo, L. & Ansell, M. (2006a):** Mechanical properties of alkali treated plant fibres and their potential as reinforcement materials. I. hemp fibres. *Journal of Materials Science* 41(8), 2483–2496.
- Mwaikambo, L.Y. & Ansell, M.P. (2006b):** Mechanical properties of alkali treated plant fibres and their potential as reinforcement materials II. Sisal fibres. *Journal of Materials Science* 41(8), 2497–2508.
- Nakagawa, M., Shibata, K. & Kuriya, H. (2009):** Characterization of CFRP using recovered carbon fibers from waste CFRP, In: *Plastics, J. (FSRJ) Research Association for Feedstock Recycling of (Ed.), 5thISFR(International Symposium Feedstock Recycling Polymeric Materials*. Chengdu, Sichuan, China, 241–244.
- Navi, P., Rastogi, P.K., Gresse, V. & Tolou, A. (1995):** Micromechanics of wood subjected to axial tension. *Wood Science and Technology* 29(6), 411–429.
- Neudecker, M. & Endres, H.-J. (2014):** Processing And Manufacturing Of Natural Fiber Reinforced Plastics To Specimens For Generating Simulation Data (NFC-Simulation). In: ANTEC 2014, Proceedings Technical Conference & Exhibition, Las Vegas, Nevada, USA, April 28 - 30, 2014. Society of Plastics Engineers, 707–711.
- Nguyen Thi, T.B., Morioka, M., Yokoyama, A., Hamanaka, S., Yamashita, K. & Nonomura, C. (2015):** Measurement of fiber orientation distribution in injection-molded short-glass-fiber composites using X-ray computed tomography. *Journal of Materials Processing Technology* 219, 1–9.

**Nikklä, M. & Filz, P. (2017):** Injection Moulding and Simulation of Consumer Products with Aquacomp Composites. In: Biocomposites Conference Cologne (BCC) - 7<sup>th</sup> Conference on Wood and Natural Fibre Composites, December 6 - 7, 2017, nova-Institut GmbH, Maternushaus, Germany.

**No. 796/2004:** COMMISSION REGULATION (EC) No 796/2004 of 21 april 2004 laying down detailed rules for the implementation of cross-compliance, modulation and the integrated administration and control system provided for in of Council Regulation (EC) No 1782/2003 establishing common rules for direct support schemes under the common agricultural policy and establishing certain support schemes for farmers.

**Oksman, K., Mathew, A.P., Langström, R., Nyström, B. & Joseph, K., (2009):** The influence of fibre microstructure on fibre breakage and mechanical properties of natural fibre reinforced polypropylene. *Composites Science and Technology* 69, 1847–1853.

**Osswald, T.A. & Menges, G. (2012)** Anisotropy Development During Processing, In: Osswald, T.A. & Menges, G. (Eds.), *Material Science Polymers Engineers (ThirdEdition)*. Hanser, 263–294.

**Page, D.H., El-Hosseiny, F. & Winkler, K. (1971):** Behaviour of Single Wood Fibres under Axial Tensile Strain. *Nature* 229(5282), 252–253.

**Page, D.H. & El-Hosseiny, F. (1983):** The mechanical properties of single wood pulp fibres. Part VI. Fibril angle and the shape of the stress–strain curve. *J. Pulp Pap. Sci., Trans. Tech. Sect.* 9, 99–100.

**Parameswaran, N. & Liese, W. (1976):** On the fine structure of bamboo fibres. *Wood Science and Technology* 10(4), 231–246.

**Paredis, C.J.J., Diaz-Calderon, A., Sinha, R. & Khosla, P.K. (2001):** Composable Models for Simulation-Based Design. *Engineering with Computers* 17(2), 112–128.

**Park, J.-W., Im, K.-H., Hsu, D.K., Jung, J.-A. & Yang, I.-Y. (2012):** Terahertz spectroscopy approach of the fiber orientation influence on CFRP composite solid laminates. *Journal of Mechanical Science and Technology* 26, 2051–2054.

**Paschotta, R. (2010):** Graue Energie. <[https://www.energielexikon.info/grau\\_energie.html](https://www.energielexikon.info/grau_energie.html)> (Zugriffsdatum: 2017-03-21).

**Pedlosky, J. (1987):** Geophysical fluid dynamics. Springer Berlin Heidelberg Verlag.

- Pérez, C., Tapia, A. & Osswald, T.A. (2016):** Particle level simulation of fiber motion to determine continuum based models parameters for fiber orientation prediction. In: ECCM17 17<sup>th</sup> European Conference on Composite Materials, Munich, Germany, 26-30th June 2016.
- Pfleger, M., Katletz, S., Puhlinger, H., Focke, O. & Wiesauer, K. (2013):** Measurement of the glass fiber orientation of single and double layers by polarized THz radiation. In: 38th International Conference on Infrared, Millimeter, and Terahertz Waves (IRMMW-THz), Mainz, Germany, 1.-6. Sept. 2013. ISSN 2162-2027, 1-2.
- Phelps, J.H. & Tucker III, C.L. (2009):** An anisotropic rotary diffusion model for fiber orientation in short- and long-fiber thermoplastics. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics* 156(3), 165-176.
- Pickering, K.L., Efendy, M.G.A. & Le, T.M. (2016):** A review of recent developments in natural fibre composites and their mechanical performance. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 83, 98-112.
- Pimenta, S. & Pinho, S.T. (2011):** Recycling carbon fibre reinforced polymers for structural applications: Technology review and market outlook. *Waste Management* 31, 378-392.
- Pimenta, S. & Pinho, S.T. (2014):** Chapter 19 - Recycling of Carbon Fibers, in: Worrell, E., Reuter, M.A. (Eds.), *Handbook Recycling*. Elsevier, Boston, 269-283.
- Prömper, E. (2010):** Natural Fibre-Reinforced Polymers in Automotive Interior Applications, In: Müssig, J. (Ed.), *Industrial application natural fibres: Structures, properties and technical applications*. John Wiley & Sons, Ltd, 2010, 423-437.
- Pupeza, I., Wilk, R. & Koch, M. (2007):** Highly accurate optical material parameter determination with THz time-domain spectroscopy. *Opt. Express* 15(7), 4335-4350.
- Ramírez, D. (2014):** Study of fiber motion in molding processes by means of a mechanistic model. PhD thesis at the University of Wisconsin-Madison, Wisconsin, USA.
- Rohde-Tibitzanzl, M. (2015):** State of the Art. In: *Direct Processing Long Fiber Reinforced Thermoplastic Composites Their Mechanical Behavior Static Dynamic Load*. München, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 3-68.

- Rose, W. (1961):** Fluid-Fluid Interfaces in Steady Motion. *Nature* 191, 242–243.
- Sangroya, D. & Nayak, J.K. (2017):** Factors influencing buying behaviour of green energy consumer. *Journal of Cleaner Production* 151, 393–405.
- Schmidt, O. & Hamberger, J. (2016):** Aus dem Wald in die Welt – Von der Nachhaltigen Nutzung zur Nachhaltigen Entwicklung: Die Geschichte der Nachhaltigkeit. Bayerische Landesanstalt für Wald und Forstwirtschaft (LWF) & Verein für Nachhaltigkeit e.V. (Hrsg.), ISSN 1865-8709.
- Schnegelsberg, G. (1999):** Handbuch der Faser – Theorie und Systematik der Faser. Deutscher Fachverlag, Frankfurt am Main.
- Shahzad, A. (2012):** Hemp fiber and its composites – a review. *Journal of Composite Materials* 46(8), 973–986.
- Shalwan, A. & Yousif, B.F. (2013):** In State of Art: Mechanical and tribological behaviour of polymeric composites based on natural fibres. *Materials & Design* 48, 14–24.
- Shen, L. & Patel, M.K. (2010):** Life Cycle Assessment of man-made cellulose fibres. *Lenzinger Berichte* 88, 1–59.
- Steuernagel, L., Ziegmann, G. & Meiners, D. (2013):** Recycling of fiber reinforced thermoplastics - natural fibers vs. glass fibers, In: *Proceedings of CompositesWeek@Leuven and TexComp-11 Conference*. September, 16-20, 2013, KU Leuven, BE.
- Seilnacht, T.:** *Chemielexikon (1996 – 2013)*. <[www.seilnacht.com/Lexikon/f\\_leino6.JPG](http://www.seilnacht.com/Lexikon/f_leino6.JPG)> (Zugriffsdatum: 2017-01-09).
- Summerscales, J. & Grove, S. (2014):** 7 - Manufacturing methods for natural fibre composites. In: Hodzic, A. & Shanks, R. (Eds.), *Natural Fibre Composites*. Cambridge, Woodhead Publishing, 176–215.
- Sun, X., Lasecki, J., Zeng, D., Gan, Y., Su, X., Tao, J. (2015):** Measurement and quantitative analysis of fiber orientation distribution in long fiber reinforced part by injection molding. *Polymer Testing* 42, 168–174.
- Tambyrajah, D., Patel, M. & Faaij, A. (2012):** A Blueprint for a Sustainability Certification Scheme for the Hard Fibers Sector. International Natural Fiber Organization (INFO), Zoetermeer, Netherlands.
- Terrapon-Pfaff, J.C., Fishedick, M. & Monheim, H. (2012):** Energy potentials and sustainability - the case of sisal residues in Tanzania. *Energy for Sustainable Development* 16(3), 312–319.

**Teuwsen, J. (2017):** Analysis of the Process-Induced Microstructure in Injection Molded Glass, Natural and Carbon Fiber Reinforced Thermoplastics. Masterthesis, Universität Duisburg-Essen - Fakultät 5 - Institut für Produkt Engineering (Konstruktion und Kunststoffmaschinen).

**Teuwsen, J., Goris, S. & Osswald, T.A. (2017):** Impact of the process-induced microstructure on the mechanical performance of injection molded long glass fiber reinforced polypropylene. In: ANTEC 2017 Electronic Proceedings Technical Conference & Exhibition, Anaheim, California, USA, May 8-10, 2017. Society of Plastics Engineers.

**Thieltges, H.-P. (1991):** Faserschädigung beim Spritzgießen verstärkter Kunststoffe. Doktorarbeit an der Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule (RWTH) Aachen.

**Tseng, H.C., Chang, R.Y. & Hsu, C.H. (2013a):** Method and computer readable media for determining orientation of fibers in a fluid. US Patent App. 13/168,211.

**Tseng, H.-C., Chang, R.-Y. & Hsu, C.-H. (2013b):** Phenomenological improvements to predictive models of fiber orientation in concentrated suspensions. *Journal of Rheology* 57(6), 1597–1631.

**Tseng, H.-C., Chang, R.-Y. & Hsu, C.-H. (2016):** An objective tensor to predict anisotropic fiber orientation in concentrated suspensions. *Journal of Rheology* 60, 215–224.

**Tseng, H.-C., Chang, R.-Y. & Hsu, C.-H. (2017a):** Improved fiber orientation predictions for injection molded fiber composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 99, 65–75.

**Tseng, H.-C., Chang, R.-Y. & Hsu, C.-H. (2017b):** Numerical prediction of fiber orientation and mechanical performance for short/long glass and carbon fiber-reinforced composites. *Composites Science and Technology* 144, 51–56.

**Tseng, H.-C., Chang, R.-Y. & Hsu, C.-H. (2017c):** Predictions of fiber concentration in injection molding simulation of fiber-reinforced composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* XX, 1–16.

**Tseng, H.-C., Chang, R.-Y., & Hsu, C.-H. (2018):** The use of shear-rate-dependent parameters to improve fiber orientation predictions for injection molded fiber composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 104, 81–88.

- Venturi, P., Amaducci, S., Amaducci, M.T. & Venturi, G. (2007):** Interaction between agronomic and mechanical factors for fiber crops harvesting: Italian results. Note II. Hemp. *Journal of Natural Fibers* 4(3), 83–97.
- Vincent, M., Giroud, T., Clarke, A., Eberhardt, C. (2005)** Description and modeling of fiber orientation in injection molding of fiber reinforced thermoplastics. *Polymer* 46, 6719–6725.
- Walter, I., Goris, S., Teuwsen, J., Tapia, A., Pérez, C. & Osswald, T.A. (2017):** A direct particle level simulation coupled with the Folgar-Tucker RSC Model to predict fiber orientation in injection molding of long glass fiber reinforced thermoplastics. In: ANTEC 2017 Electronic Proceedings Technical Conference & Exhibition, Anaheim, California, USA, May 8-10, 2017. Society of Plastics Engineers.
- Wambua, P., Ivens, J. & Verpoest, I. (2003):** Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics? *Composites Science and Technology* 63(9), 1259–1264.
- Wan Abdul Rahman, W.A., Sin, L.T. & Rahmat, A.R. (2008):** Injection moulding simulation analysis of natural fiber composite window frame. *Journal of Materials Processing Technology* 197, 22–30.
- Wang, J.; O’Gara, J. F. & Tucker, C. L. (2008):** An objective model for slow orientation kinetics in concentrated fiber suspensions: Theory and rheological evidence *Journal of Rheology*, 52(5), 1179–1200.
- Wang, J., Nguyen, B. N., Mathur, R., Sharma, B., Sangid, M.D., Costa, F., Jin, X., Tucker III, C.L. & Fifield, L. S. (2015):** Fiber Orientation in Injection Molded Long Carbon Fiber Thermoplastic Composites. Page Paper Nr. 2139172 ANTEC 2015 - Proceedings of the Technical Conference & Exhibition, Orlando, FL, USA, March 2015. Society of Plastics Engineers.
- Warrior, N.A., Turner, T.A. & Pickering, S.J. (2009):** AFRECAR and HIRECAR project results. In: Carbon Fibre Recycling Reuse 2009 Conference. Intertech Pira, Hamburg, Germany.
- Waskow, F. (1995):** Hanf & Co.: die Renaissance der heimischen Faserpflanzen. Verlag die Werkstatt / AOL-Verlag, Göttingen.
- Woebcken, W. (1961):** Orientation in compression and injection-molded compounds. *Kunststoffe* 51, 547–562.
- Wötzel, K., Wirth, R. & Flake, M. (1999):** Life cycle studies on hemp fibre reinforced components and ABS for automotive parts. *Angewandte Makromolekulare Chemie* 272, 121–127.

**Wübken, G. (1974):** Einfluss der Verarbeitungsbedingungen auf die innere Struktur thermoplastischer Spritzgußteile unter besonderer Berücksichtigung der Abkühlverhältnisse. Dissertation an der RWTH Aachen, Aachen, D.

**Yadav, R. & Pathak, G.S. (2017):** Determinants of Consumers' Green Purchase Behavior in a Developing Nation: Applying and Extending the Theory of Planned Behavior. *Ecological Economics* 134, 114–122.

**Yan, L., Chouw, N. & Jayaraman, K. (2014):** Flax fibre and its composites - A review. *Composites Part B: Engineering* 56, 296–317.

**Yi, X., Chen, C., Zhong, G.-J., Xu, L., Tang, J.-H., Ji, X., Hsiao, B.S. & Li, Z.-M. (2011):** Suppressing the Skin-Core Structure of Injection-Molded Isotactic Polypropylene via Combination of an in situ Microfibrillar Network and an Interfacial Compatibilizer. *Journal of Physical Chemistry B* 115, 7497–7504.

**Yurgartis, S.W. (1987):** Measurement of small angle fiber misalignments in continuous fiber composites. *Composites Science and Technology* 30(4), 279 – 293.

### **6.1.2 Normen**

**DIN EN 2564 (1998-08):** Luft- und Raumfahrt - Kunststoffaser-Laminat - Bestimmung der Faser-, Harz- und Porenanteile.

**DIN EN 5079 (1996-02):** Textilien - Fasern - Bestimmung der Höchstzugkraft und Höchstzugkraftdehnung an Spinnfasern.

**DIN EN ISO 139 (2011-10):** Textilien - Normalklimate für die Probenvorbereitung und Prüfung.

**DIN EN ISO 527-2 (2012-06):** Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 2: Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen.

## Abbildungsverzeichnis

Abb. 1: Mögliche Schritte eines Produktentwicklungszyklus (Müssig, 2014). .....	6
Abb. 2: Faserorientierung in sieben Schichten einer spritzgegossenen Rundscheibe mit mittigem Anguss und dazu passenden $\mu$ -CT-Aufnahmen der Faserorientierung eines 60 Masse% Glasfaser/PP Bauteils. (Teuwsen et al., 2017; innere Abbildung verändert nach Osswald & Menges, 2012). .....	8
Abb. 3: Dehnung der Polymerschmelze während des Spritzgussprozesses: Deformation des reinen Polymers (links; Osswald & Menges, 2012) und Faserausrichtung in der Dehnströmung (rechts; BASF SE, 2014). .....	11
Abb. 4: Deformationshistorie eines Schmelze-Elements in der Springbrunnenfließregion und dazugehörige Strömungslinien sichtbar gemacht mit einem Tracer, der sich mit der Fließfront bewegt (Mavridis et al., 1988 in Osswald & Menges, 2012). .....	11
Abb. 5: Mechanismen der Strömung und der Erstarrung durch die Bauteildicke während des Spritzgussprozesses (Wübken, 1974 in Osswald & Menges, 2012). .....	11
Abb. 6: Links: Einfluss der Strukturviskosität auf die Faserorientierung. Rechts: Umorientierung der Fasern aus der Kernschicht (Quellströmung) in die Randschicht und Ausrichtung in Fließrichtung (BASF SE, 2014). .....	12
Abb. 7: Auswirkung von CI auf den stabilen Faserorientierungszustand (Walter et al., 2017). .....	14
Abb. 8: Auswirkung von $\kappa$ auf die Geschwindigkeit mit der der stabile Faserorientierungszustand erreicht wird (Walter et al., 2017). .....	16
Abb. 9: Diskretisierung einer Faser als Kette von Segmenten und die dazugehörigen Kräfte- und Drehmomentgleichgewichte (Ramírez, 2014). .....	17
Abb. 10: Darstellung der Kräfte, die im mikromechanischen Modell auf die Fasern wirken (Ford GmbH et al., 2014). .....	18
Abb. 11: Fasercluster vor und nach der Vorverdichtung von 2,5 vol% auf 25 vol% (Ramírez, 2014). .....	19
Abb. 12: Schematische Zeichnung von möglichem Zellwandaufbau in (A) Holzfasern, (B) Bastfasern (z.B. Flachs- oder Hanf), (C) monokotyler Pflanzen (z.B. Sisal oder hier dargestellt Bambus (nach Parameswaran & Liese, 1976) und (D) Samenfasern. Die schwarzen Linien stellen die Orientierung der Mikrofibrillen dar. (Eder & Burgert, 2010) .....	22

Abb. 13: Schematische Festigkeit-Dehnung-Kurven abhängig von (A) Fasern mit hohem und niedrigem Verhältnis von Zellwand zu Zelllumen mit konstantem Mikrofibrillenwinkel und (B) Fasern mit unterschiedlichem Mikrofibrillenwinkel (Eder & Burgert, 2010). .....	23
Abb. 14: Schematische Zeichnung einer Hanfpflanze (Fuchs, 1543). .....	25
Abb. 15: Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen von den in dieser Arbeit verwendeten Hanffaserbündeln. ....	28
Abb. 16: Schematische Zeichnung einer Faserleinpflanze (unverzweigt) und einer Ölleinpflanze (verzweigt) (Seilnacht, n.d.).....	29
Abb. 17: Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen von den in dieser Arbeit verwendeten Flachsfaserbündeln. ....	31
Abb. 18: Querschnitt eines Sisalblattes (nach Bisanda & Ansell, 1992 in Anandjiwala & John, 2010). .....	31
Abb. 19: Aus den langen Blättern der adulten Sisalpflanze ( <i>Agave sisalana</i> P.) werden die Fasern gewonnen. Schösslinge werden an den Wurzeln der Mutterpflanzen gebildet (Anandjiwala & John, 2010). ....	32
Abb. 20: Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen von Querschnitten (links) und Längsansichten von Cordenka <sup>®</sup> (CR500) (rechts). Durch den Faserherstellungsprozess haben die Fasern einen leicht elliptischen und keinen runden Querschnitt.....	34
Abb. 21: REM-Aufnahmen der pyrolysierten Kohlenstofffasern (Milled 500 Pure). Kleinere Rückstände der alten Matrix sind zu beobachten, aber keine Schädigung der Faseroberflächen durch den Rezyklierungsprozess. ....	37
Abb. 22: Im Extruder der Spritzgussmaschine schmelzen die Granulatkörner von außen nach innen auf. Während der äußere Teil des Granulatkorns aufgeschmolzen ist, sind die Fasern teilweise im noch festen Teil des Granulates fixiert und werden von dem bereits aufgeschmolzenen Polymer umflossen. Dabei können hohe Scherkräfte auf die Fasern wirken, die zum Faserbruch führen können (Rohde-Tibitzanzl, 2015). ....	39
Abb. 23: Vergleich von Energiebilanzen von Stoßfängern aus Stahl, Aluminium und CFK für einen Familienwagen (Verwendung von Originalrohstoffen, Auto im Einsatz für 250.000 km) (verändert nach Ashby et al., 2011 in Müssig, 2013). .....	42

- Abb. 24: Schematische Darstellung der Simulationsschritte und der experimentell zu bestimmenden Fasereigenschaften, die als Eingangsgrößen oder zur Validierung notwendig sind. In Grau: Experimente und Simulation wurden innerhalb des Projektes „NFC-Simulation“ vom Projektpartner Ford Forschungszentrum (Aachen, DE) durchgeführt. .... 47
- Abb. 25: Versuchsaufbau für die Zugversuche. Die einzelnen Fasern bzw. Faserbündel werden mit Vorspannmassen gestrafft und mit zwei Klemmen eingespannt (Einspannlänge: 3,2 mm)..... 51
- Abb. 26: Box-Whisker-Diagramme der Zugeigenschaften Zugfestigkeit, Elastizitätsmodul, und Bruchdehnung für Hanf, Sisal, Flachs, Cordenka und recycelte Kohlenstofffasern (rCF). Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge  $1,5 \times \text{IQR}$  (Interquartilabstand), die Kreise stellen die Ausreißer dar (\* kennzeichnet nicht normalverteilte Ergebnisse). .... 53
- Abb. 27: Positionen der Faserextraktion an der spritzgegossenen Platte für die Cellulosefaser-Compounds (Anguss, M<sub>1</sub>, M<sub>2</sub>, M<sub>3</sub>) und für die rCF-Compounds (M<sub>1</sub>, M<sub>2</sub>, M<sub>3</sub>)..... 55
- Abb. 28: Auswertung der extrahierten Cordenka-Fasern mit der bildanalytischen Software FibreShape. Die bunt markierten Bereiche stellen die von FibreShape erkannten und vermessenen Fasern dar. A und B zeigen den Einfluss des Grauschwellenwertes und C und D den Einfluss des maximalen Komplexitätsfaktors. A: Darstellung der von FibreShape erkannten Fasern bei einem Grauschwellenwert von 200. Die Fasern werden aufgrund ihrer Transparenz teilweise nicht erkannt (weiße Bereiche) oder Fasern werden in Teilbereiche aufgeteilt (a und b). Dabei wird die tatsächliche Faserlänge unterschätzt, da statt einer langen zwei oder mehr kurze Fasern in die Analyse einbezogen werden. B: Erhöhung des Grauschwellenwertes auf 250. Es werden mehr Fasern erkannt und weniger Fasern in Teilbereiche aufgeteilt. C: Darstellung der von FibreShape erkannten Fasern bei einer max. Komplexität von 1,1. Fasern, die eine erhöhte Krümmung aufweisen, werden nicht erkannt. D: Durch die Erhöhung des max. Komplexität-Wertes auf 1,3 werden auch die gekrümmten Fasern erkannt (verändert nach Albrecht & Müssig, 2013). .... 58

- Abb. 29: Ergebnisse der Faserlängenverteilung der geschnittenen Cordenka-Fasern (Original) und aus den Granulaten und Spritzguss-Platten extrahierte Fasern. S<sub>1</sub> entspricht einer Schnittlänge der Originalfasern von 0,5 mm und S<sub>2</sub> einer Schnittlänge von 1,5 mm. Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge 1,5 x IQR (Interquartilabstand), die Kreise stellen die Ausreißer dar. Mit \* gekennzeichnete Boxplots stellen nicht-normalverteilte Stichproben dar; unterschiedliche Großbuchstaben zeigen signifikante Unterschiede. .... 61
- Abb. 30: Verteilung der Längen (oben) und Breiten (unten) für Sisal vor den Verarbeitungsprozessen (Original), nach der Compoundierung (Granulat) und nach dem Spritzgießen. Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge 1,5 x IQR (Interquartilabstand), die Kreise stellen die Ausreißer dar. Mit \* gekennzeichnete Boxplots stellen nicht-normalverteilte Stichproben dar; unterschiedliche Großbuchstaben zeigen signifikante Unterschiede. . 62
- Abb. 31: Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahmen (JSM-6510, JEOL GmbH, Eching, DE) von Sisal vor (links) und nach der Compoundierung (rechts). Die Fasern wurden mit Hilfe eines organischen Lösungsmittels aus den Granulaten extrahiert. Das rechte Bild zeigt das Brechen (A) und das Aufspalten (B) der Faserbündel während der Verarbeitung. .... 62
- Abb. 32: Ergebnisse der Faserlängenverteilung der rezyklierten Kohlenstofffasern. Links: Faserlängenverteilung der gemahlene rCF direkt nach der Pyrolyse (blau), der Fasern im Granulat (grün) und der Fasern im Spritzguss (rot); exemplarisch für 30 Masse% rCF/PA6. Rechts: Faserlängenverteilung der Fasern in den Granulaten mit 10, 20 und 30 Masse% rCF/PA6. Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge 1,5 x IQR (Interquartilabstand), die Kreise stellen die Ausreißer dar. Mit \* gekennzeichnete Boxplots stellen nicht-normalverteilte Stichproben dar und unterschiedliche Großbuchstaben zeigen signifikante Unterschiede. .... 65
- Abb. 33: Darstellung der Fasermassenanteile an vier Stellen der spritzgegossenen, cellulosefaserverstärkten Platten. Beispielhaft für 30 Masse% Flachs/PP (links) und 30 Masse% Sisal/PP (Voerde; rechts). .... 67
- Abb. 34: Messpunkte für die Faserorientierungsmessungen an den sisalfaser-verstärkten, spritzgegossenen PP-Platten (Plattendicke: 3 mm). Bei der TeraHertz-Spektroskopie wurden alle Positionen einzeln als Kreisfläche (Durchmesser: 3 mm) analysiert. Bei den  $\mu$ -CT-Aufnahmen und Mikrotomschnitten wurden quadratische Proben vermessen 10 x 10 mm<sup>2</sup> bzw. 7 x 7 mm<sup>2</sup>; aufgrund des größeren Probenausschnittes bei den beiden letztgenannten Messmethoden wurden die Positionen 5 bis 7 zu einem Messpunkt zusammengefasst und als Position 5 bezeichnet. .... 72

- Abb. 35: Schematische Darstellung des verwendeten fasergekoppelten TeraHertz-Zeitbereichsspektrometers (verändert nach Albrecht et al., 2017). ..... 73
- Abb. 36: Darstellung der Hauptorientierung aller Fasern über die gesamte Plattendicke, analysiert mit THz-Spektroskopie für die spritzgegossene 30 Masse% Sisal/PP-Platte. Die Pfeile zeigen die Vorzugsausrichtung der Fasern an neun Messpunkten (1. Messung).  $0^\circ$  stellt die Fließrichtung während des Spritzgussprozesses dar (verändert nach Albrecht et al., 2017). .....74
- Abb. 37: Links: Mikrotomschnitt an Position 5 der sisalfaserverstärkten, spritzgegossenen Platte (Schnitttiefe: 100  $\mu\text{m}$ ). Die Sisalfaserbündel sind mit Safranin rot gefärbt. Rechts: Probenentnahme der Mikrotomschnitte ( $7 \times 7 \text{ mm}^2$ ) aus den bereits im  $\mu\text{-CT}$  analysierten Probekörpern ( $10 \times 10 \text{ mm}^2$ )..... 78
- Abb. 38: Links: Entnahme der Mikrotomschnitte über die gesamte Plattendicke an sieben Schnitttiefen. Rechts: Beispielhafter Mikrotomschnitt der sisalfaserstärkten Platte vor der Safraninfärbung (Schnittdicke: 35  $\mu\text{m}$ ). .... 78
- Abb. 39: Ergebnisse der Faserorientierungsmessungen der Lichtmikroskopie-Messungen (LMM) der Mikrotomschnitte und der  $\mu\text{-CT}$ -Aufnahmen an Position 5; Plattendicke: 3000  $\mu\text{m}$ . Aus Symmetriegründen ist die Schnitttiefe 1500  $\mu\text{m}$  (Plattenmitte) zweimal dargestellt (verändert nach Albrecht et al., 2017). ..... 81
- Abb. 40: Faserorientierung an Position 4 (oben) und 5 (unten) der spritzgegossenen Platte (30 Masse% Sisal/PP); Schnitttiefe:  $\sim 1500 \mu\text{m}$ , Probenbreite: 7 mm.  $0^\circ$  entspricht der Füll-richtung beim Spritzgießprozess. A: LMM eines Mikrotomschnitts (Schnittdicke: 35  $\mu\text{m}$ ) vor und nach der Safraninfärbung. B:  $\mu\text{-CT}$ -Schnittbild; Schnittdicke: 6  $\mu\text{m}$ . C: Faserorientierung von LMM versus  $\mu\text{-CT}$ . E: Übereinandergelagerte  $\mu\text{-CT}$ -Scans ( $6 \times 6 \mu\text{m} = 36 \mu\text{m}$ ). F: Faserorientierung von LMM versus  $\mu\text{-CT}$  (6 Scans) (verändert nach Albrecht et al., 2017). ..... 82
- Abb. 41: Links: Schematische Zeichnung des Wandhakens ohne „Bohrloch“. Rechts: Spritzgegossene Wandhaken aus 30 Masse% Sisal/PP mit und ohne „Bohrloch“ ..... 87
- Abb. 42: Links: Bestimmung der Faserorientierung mittels  $\mu\text{-CT}$  in den spritzgegossenen Sisal/PP Haken mit „Bohrloch“ an vier Positionen. Rechts: Mikrotomschnitt an Position 2 des Haken „mit Bohrloch“ bei einer Schnitttiefe von 3200  $\mu\text{m}$  (Mitte der Bauteildicke) zur Visualisierung der Faserorientierung. .... 88

Abb. 43: Vergleich der Ergebnisse zur Auswertung der Faserorientierungsverteilung in sisalfaserverstärktem PP mit den beiden Softwareprogrammen FiberScan und VGStudio MAX.....	88
Abb. 44: Faserorientierung in den spritzgegossenen, sisalfaserverstärkten Wandhaken. Links: Ohne „Bohrloch“. Rechts: Mit „Bohrloch“. Die Komponenten der Faserorientierungstensoren $a_{11}$ (oben) stellen die Faserorientierung in Fließrichtung dar, $a_{22}$ (Mitte) senkrecht zur Fließrichtung und $a_{33}$ (unten) die Orientierung innerhalb der Bauteildicke. ....	89
Abb. 45: Mikrotomschnitt an Position 1 von 10 Masse% rCF/PA6, Schnittdicke: 35 $\mu\text{m}$ , Schnitttiefe: 1000 $\mu\text{m}$ . ....	91
Abb. 46: Ergebnisse der Faserorientierungsverteilung der Mikrotomschnitte an Position 4 für 10 Masse% rCF/PA6 (oben) und 30 Masse% rCF/PA6 (unten) in der Randschicht (Schnitttiefe: 200 und 3100 $\mu\text{m}$ ) und in der Kernschicht (Schnitttiefe: 1600 $\mu\text{m}$ ) bei einer Plattendicke von 3200 $\mu\text{m}$ . ....	92
Abb. 47: Mikroskopieaufnahmen der Schlibfbilder von 30 Masse% rCF/PA6 an Position 4 (unten) und 5 (oben). Ein Shell-Core-Layer-Effekt ist deutlich erkennbar. ....	94
Abb. 48: Komponente des Faserorientierungstensor $a_{11}$ bezogen auf die Fließrichtung dargestellt über der Bauteildicke an Position 4 der spritzgegossenen Platten mit 10 und 30 Masse% rCFs/PA6. ....	94
Abb. 49: Simulation eines Faserclusters durch den Filmanguss des Plattenwerkzeuges mit Kontrollvolumen an drei Zeitschritten (links) sowie Konturdiagramm und Geschwindigkeitsfeld (rechts) (Baur et al., 2014). ....	98
Abb. 50: Ergebnisse der Faserorientierung des mikromechanisches Modells verglichen mit dem Folgar-Tucker-Modell für $a_{11}$ (Baur et al., 2014). ....	98
Abb. 51: Ursprüngliche, wirre Faserorientierung in der Elementarzelle (links) und ausgerichtete Faser nach Erreichen des stabilen Faserorientierungszustandes (rechts). Die roten Begrenzungslinien kennzeichnen die Elementarzelle (Darstellung: Ian Walter).....	101
Abb. 52: Orientierungsentwicklung in der Simulation mittels mikromechanischem Modell und optimiertem Folgar-Tucker-Modell mit RSC für 10 Masse% rCF/PA6.....	101
Abb. 53: Orientierungsentwicklung in der Simulation mittels mikromechanischem Modell und optimiertem Folgar-Tucker-Modell mit RSC für 30 Masse% rCF/PA6.....	102

- Abb. 54: Relative Fasereinkürzung der Naturfasern während des Spritzgussprozesses simuliert mit dem mikromechanischen Modell. .... 104
- Abb. 55: Vergleich der Ergebnisse der  $\mu$ -CT-Messungen und der Spritzguss-Simulation zur Bestimmung der Faserorientierung an sechs Messpunkten der spritzgegossenen Platte. Links: Winkel der Hauptorientierung in der Randschicht (Plattentiefe: 100  $\mu$ m). Rechts: Winkel der Hauptorientierung in der Kernschicht (Plattentiefe: 1500  $\mu$ m). Ist kein Balken zu sehen, entspricht dies einem Winkel von  $0^\circ$  (Fließrichtung). Die Ergebnisse sind mathematisch positiv dargestellt (verändert nach Albrecht et al., 2017). .... 108
- Abb. 56: Links: Füllstudie mit Moldex3D des Hakens mit „Bohrloch“ und Darstellung der Runner-Position. Rechts: Faserorientierungsergebnisse der Spritzguss-Simulation mit Nahtbildung hinter dem „Bohrloch“ (Fließwiderstand)..... 110
- Abb. 57: Faserorientierung in den spritzgegossenen, naturfaserverstärkten Wandhaken ermittelt mit  $\mu$ -CT im Vergleich zur Spritzguss-Simulation mit Moldex3D an Position 2 (direkt hinter dem „Bohrloch“). Links: Haken ohne „Bohrloch“. Rechts: Haken mit „Bohrloch“. Die Komponenten der Faserorientierungstensoren  $a_{11}$  (oben) stellen die Faserorientierung in Fließrichtung dar,  $a_{22}$  (Mitte) senkrecht zur Fließrichtung und  $a_{33}$  die Orientierung innerhalb der Bauteildicke. .... 113
- Abb. 58: Faserorientierung in den spritzgegossenen, naturfaserverstärkten Wandhaken ermittelt mit  $\mu$ -CT im Vergleich zur Spritzguss-Simulation mit Moldex3D an Position 2 (direkt hinter dem „Bohrloch“). Hier dargestellt für den Haken ohne „Bohrloch“. Faserorientierungstensor-komponenten  $a_{11}$  stellen den Faserorientierungsgrad in Fließrichtung dar. .... 114
- Abb. 59: Spritzguss-Simulation der rCFK Platten mit Moldex3D® (R14) zur Bestimmung der Faserorientierung von 10 und 30 Masse rCFs/PA6..... 116
- Abb. 60: Darstellung der Faserorientierungstensor-komponenten  $a_{11}$  für 30 Masse% rCFs/PA6 über die Plattendicke an Position 4. eDesign 1 entspricht der ersten Vernetzung mit 12 Elementen über die Plattendicke, eDesign 2 einer Vernetzung mit 18 Elementen und BLM (Boundary Layer Mesh) mit 23 Elementen über die Plattendicke. Für alle Simulationen wurde die Interaktionskoeffizienten auf  $CI = 0,0029$  und  $\kappa = 0,359$  gesetzt. Die experimentellen Ergebnisse stammen von der Schlifffbild-Analyse..... 116
- Abb. 61: Ergebnisse der Komponenten der Faserorientierungstensoren  $a_{11}$  simuliert mit unterschiedlichen Faserinteraktionskoeffizienten  $CI$  und  $\kappa$ . .... 117

- Abb. 62: Darstellung der Faserorientierungstensorcomponenten an für 30 Masse% rCFs/PA6 über der Plattendicke an Position 4. Verwendeter Vernetzungstyp: BLM (Boundary Layer Mesh) mit 23 Elementen über die Plattendicke. Für alle Simulationen wurde die Interaktionskoeffizienten auf  $CI = 0,0029$  und  $\kappa = 0,359$  gesetzt. Die experimentellen Ergebnisse stammen von der Schliffbild-Analyse. .... 118
- Abb. 63: Spritzgegossenes Handschuhfach aus Sisal/PP. Links: Handschuhfach in einer Ford B-MAX Instrumententafel. Rechts: Geöffnetes Handschuhfach, oberflächlich sind zwei kleine Stellen mit Weißbruch sichtbar (schwarze Umrandung). .... 121
- Abb. 64: Ergebnisse der experimentellen quasi-statischen (links) und dynamischen (rechts) Knieaufprall-Tests für Sisal/PP und den Originalwerkstoff Talkum/PP (Ford GmbH et al., 2014). .... 121
- Abb. 65: Vergleich der Ergebnisse der Crash-Simulation mit den experimentellen Tests für den quasi-statischen (links) und dynamischen (rechts) Lastfall. Oben: Vergleich der experimentellen Tests mit der Crash-Simulation (MF-GenYld+CrachFEM). Unten: Darstellung der experimentellen Tests und der Crash-Simulation (MF-GenYld+CrachFEM) im Vergleich zu einem Standard „Materialmodell“ und jeweils drei unterschiedlichen „Materialkarten“ (Franzen, 2014b). .... 123
- Abb. 66: Vergleich des experimentellen Knie-Aufprall-Tests (links) mit der Crash-Simulation (MF-GenYld+CrachFEM) (rechts). Die Simulation sagt die real auftretenden Brüche im Bauteil örtlich sehr gut voraus (Franzen, 2014b).. 124

## Tabellenverzeichnis

Tab. 1: Übersicht der verwendeten Cellulosefasern, ihrer Eigenschaften und Herkunft.....	24
Tab. 2: Morphologische Eigenschaften von Hanf, Flachs und Sisal. Die angegebenen Werte zeigen den Bereich, der in der Literatur gefunden wurde (Literaturzusammenstellung aus Müssig et al., 2010). .....	27
Tab. 3: Mechanische Eigenschaften, Dichtewerte und Mikrofibrillenwinkel von Hanf, Flachs und Sisal. Dargestellt sind Wertebereiche für Einzelfasern und Faserbündel, die in Klammern dargestellten Werte entsprechen den in der Fachliteratur am häufigsten genannten Mittelwerten (Literaturzusammenstellung aus Eder & Burgert, 2010 und Müssig et al., 2010).....	28
Tab. 4: Übersicht der verwendeten rezyklierten Kohlenstofffasern. Alle Fasern stammen aus derselben Abfallquelle und wurden mit demselben Pyrolyseverfahren gewonnen. ....	36
Tab. 5: Übersicht der ermittelten Zugeigenschaften Elastizitätsmodul, Zugfestigkeit und Bruchdehnung für Hanf, Sisal, Flachs, Cordenka und rezyklierte Kohlenstofffasern (rCF) dargestellt als Mittelwert mit Standardabweichung und Median.....	54
Tab. 6: Übersicht zu den maximalen Komplexitätswerten der entwickelten FibreShape Messmasken für die unterschiedlichen Fasertypen und die dazugehörigen Auflösungen beim Scannen. ....	59
Tab. 7: Übersicht zu den morphologischen Eigenschaften der Cellulosefasern. Dargestellt sind die arithmetischen Mittelwerte mit Standardabweichung der Längen (L), der Breiten (D) und der Aspektverhältnisse (L/D) der Fasern vor der Verarbeitung (Original), nach der Compoundierung (im Granulat) und im Filmanguss der spritzgegossenen Platten (Spritzguss). Die Anzahl (n) der jeweils vermessenen Elemente in der Tabelle für die Länge entspricht dem Stichprobenumfang (n) für die Breite und die Aspektverhältnisse, da bei FibreShape jeweils für ein Element Länge und Breite bestimmt wird. ....	63
Tab. 8: Übersicht der via Faserextraktion ermittelten Fasermassenanteile der Cellulosefaser-Compounds (Matrix: PP). Der angestrebte Fasermassenanteil beträgt jeweils 30 Masseprozent. Die Fasern wurden unter Raumklima während der Compoundierung dosiert. Die Fasermassenanteile sind für klimatisierte Fasern berechnet. ....	67
Tab. 9: Übersicht der via Faserextraktion ermittelten Fasermassenanteile der rCF-Compounds (Matrix: PA6) in den Granulaten (n = 3) und spritzgegossenen Platten (gemittelter Wert über die drei Positionen). ....	69

Tab. 10: Hauptorientierungswinkel über die Plattendicke der spritzgegossenen 30 Masse% Sisal/PP-Platte, analysiert mit THz-Spektroskopie. Die Ergebnisse der ersten Messung sind hier gezeigt mit der maximalen Messunsicherheit und dem Orientierungsgrad. Die Winkel sind im mathematisch positiven Sinn dargestellt (verändert nach Albrecht et al., 2017). ..... 75

Tab. 11: Faserorientierungsfaktoren  $\rho_0$  an Position 5 für die sieben Schnitttiefen durch die Plattendicke, ermittelt mittels Lichtmikroskopie-Messungen (LMM) der Mikrotomschnitte und  $\mu$ -CT-Aufnahmen. .... 83

Tab. 12: Faserinteraktionskoeffizienten  $C_1$  für PP jeweils verstärkt mit 30 Fasermasse% Flachs, Hanf, Sisal und Regeneratcellulose (links) und mit 10 Fasermasse% Regeneratcellulose (rechts) (Ford GmbH et al., 2014)..... 99

Tab. 13: Aufstellung der konstanten Input-Parameter für das mikromechanische Modell zur Ermittlung der Koeffizienten  $C_1$  und  $\kappa$  für die rCF-Compounds. .... 100

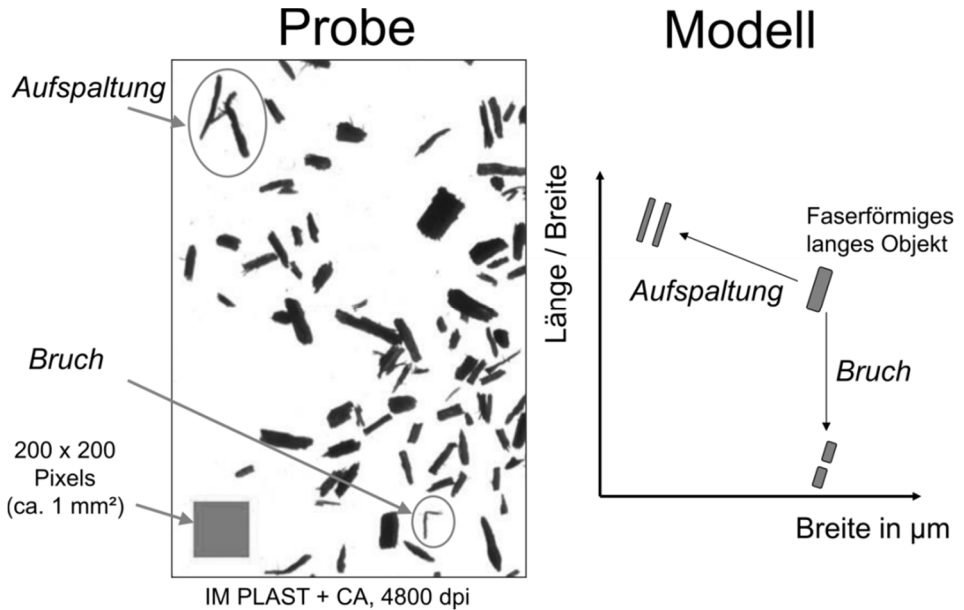
Tab. 14: Verwendete Faserlängen und Faseranzahl zur Ermittlung der Koeffizienten  $C_1$  und  $\kappa$  mit dem mikromechanischen Modell für die rCF-Compounds, abhängig von den jeweiligen Fasermassenanteilen. .... 100

Tab. 15: Faserinteraktionskoeffizienten  $C_1$  und  $\kappa$  für 10 und 30 Masse% rCF/PA6, ermittelt mit dem mikromechanischen Modell. Die  $a_n$  Werte wurden aus den Werten der Gesamtverformung von 200 bis 300 gemittelt..... 102

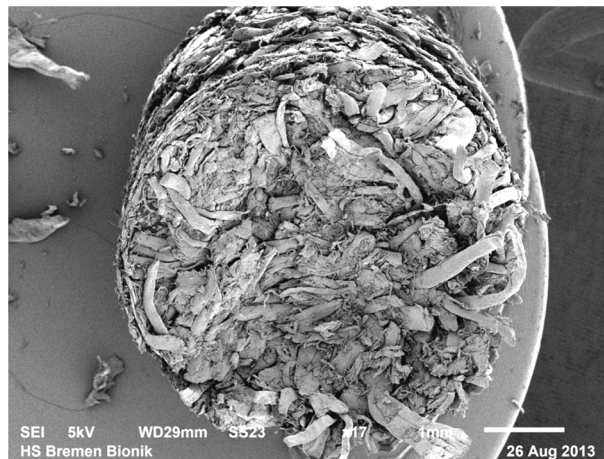
Tab. 16: Anzahl der Elemente in der Bauteildicke und Gesamtanzahl der Elemente bei drei verschiedenen Moldex3D-Vernetzungen der Platte..... 115



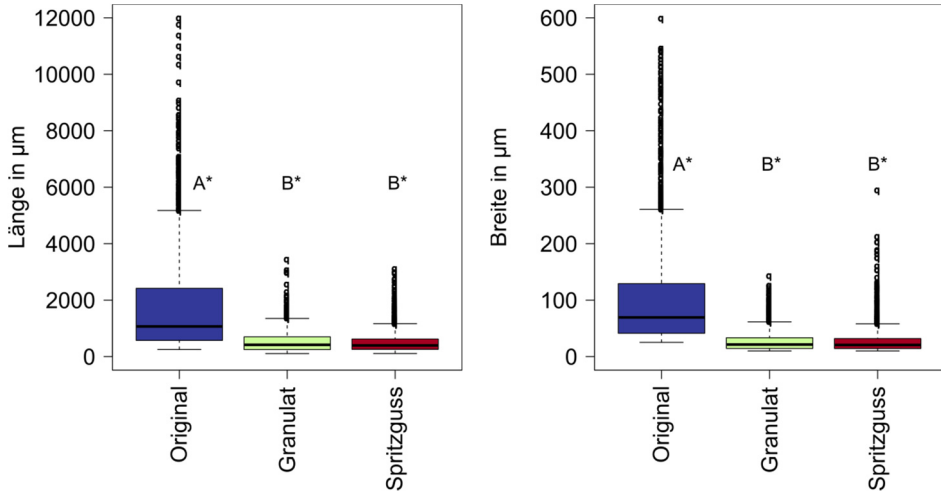
# Anhang



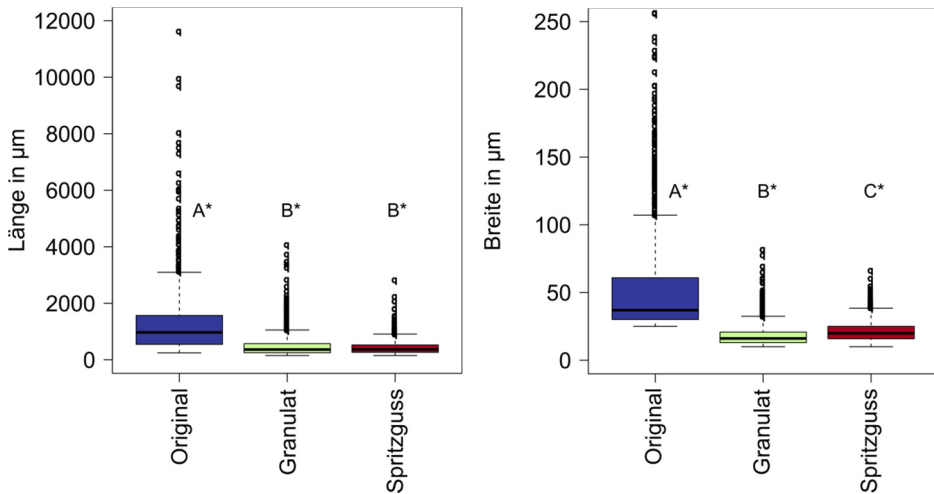
Anhang-Abb. 1: Einfluss der Verarbeitung auf Naturfaserbündel. Die Fasern werden durch Brüche in ihrer Länge und dem Aspektverhältnis (Länge/Breite) reduziert. Die Faserbündel werden durch Scherkräfte aufgespalten und ihre Breite verringert sich. (angepasst an Cescutti et al., 2006)



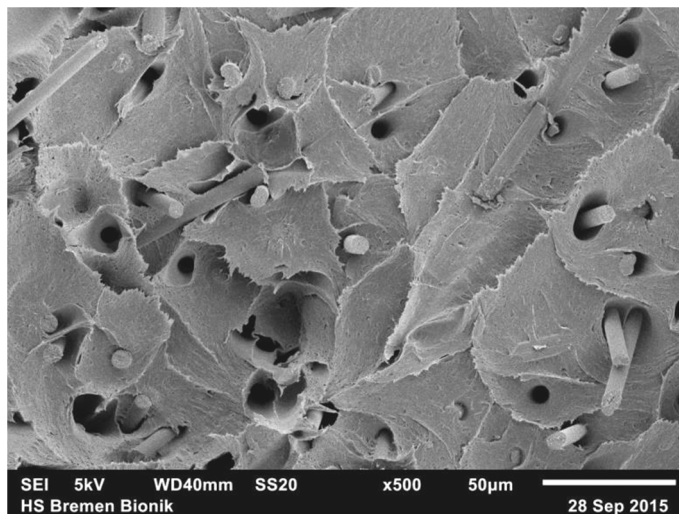
Anhang-Abb. 2: Rasterelektronenmikroskopie-Aufnahme der verpressten Sisalfaserbündel zu einem Pellet.



Anhang-Abb. 3: Verteilung der Längen (links) und Breiten (rechts) für Hanf vor den Verarbeitungsprozessen (Original), nach der Compoundierung (Granulat) und nach dem Spritzgießen. Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge  $1,5 \times \text{IQR}$  (Interquartilabstand), die Kreise stellen die Ausreißer dar. Mit \* gekennzeichnete Boxplots stellen nicht-normalverteilte Stichproben dar und unterschiedliche Großbuchstaben zeigen signifikante Unterschiede.



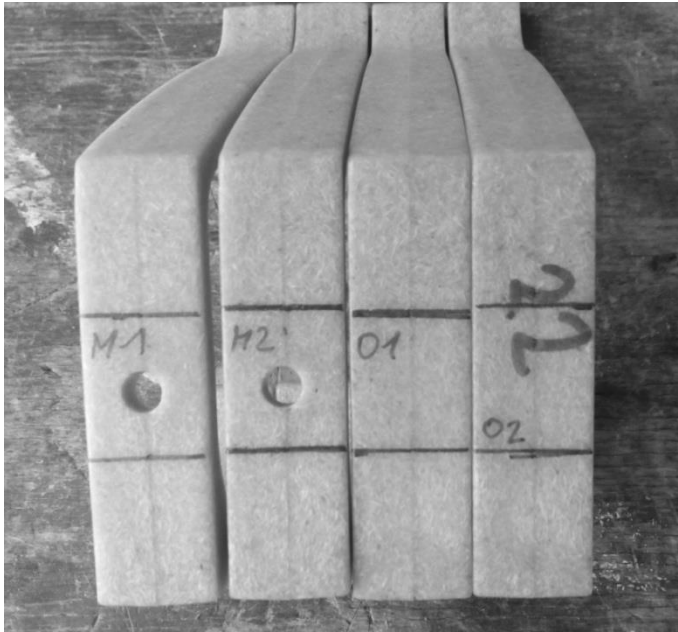
Anhang-Abb. 4: Verteilung der Längen (links) und Breiten (rechts) für Flachs vor den Verarbeitungsprozessen (Original), nach der Compoundierung (Granulat) und nach dem Spritzgießen. Dargestellt sind Boxplots mit Whiskern der Länge  $1,5 \times \text{IQR}$  (Interquartilabstand), die Kreise stellen die Ausreißer dar. Mit \* gekennzeichnete Boxplots stellen nicht-normalverteilte Stichproben dar und unterschiedliche Großbuchstaben zeigen signifikante Unterschiede.



Anhang-Abb. 5: REM-Aufnahme der Bruchfläche eines spritzgegossenen Zugstabes aus 10 Masse% rCF/PA6. Einzelne rCFs zeigen in den REM-Aufnahmen einen elliptische Querschnitt.

Anhang-Tab. 1: Spritzgussparameter der Herstellung der Sisal/PP Haken von Inducon.

<b>Spritzgussparameter</b>	
<b>Temperaturzonen in °C</b>	180 °C; 170 °C; 165 °C; 160 °C
<b>Schließkraft</b>	300 kN
<b>Gegendruck</b>	5 bar (spez. 53 bar)
<b>Nachdruckzeit</b>	6 s
<b>Nachdruck</b>	20 bar
<b>spez. Nachdruck</b>	266 bar
<b>Umdrehung</b>	200 U/s
<b>Einspritzgeschwindigkeit</b>	30 mm/s; 21 ccm/s
<b>Füllzeit</b>	1,76 s
<b>Spritzdruck</b>	Soll: 100 bar; Ist: 53 bar
<b>spez. Spritzdruck</b>	Ist: 551 bar
<b>Werkzeugtemperatur</b>	15 - 17 °C (Wasserkühlung)
<b>Kühlzeit</b>	60 s



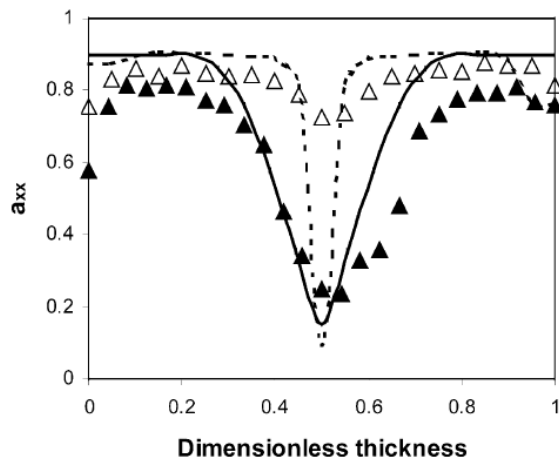
Anhang-Abb. 6: Proben für die  $\mu$ -CT-Analyse wurden aus jeweils zwei Haken (mit und ohne „Bohrloch“) auf Höhe des Loches herausgesägt, um den Einfluss des Loches auf die Faserorientierung zu ermitteln.

Anhang-Tab. 2: Verwendete Spritzguss-Parameter für die Spritzguss-Simulation mit den Sisal/PP Haken.

Schmelztemperatur	180 °C
Werkzeugtemperatur	17 °C
Füllzeit	1,76 s
Spritzdruck	55 MPa
Nachdruckzeit	6 s
Nachdruck	26,6 MPa
Kühlzeit	60 s

Anhang-Tab. 3: Verwendete Spritzguss-Parameter für die Spritzguss-Simulation der spritzgegossenen rCFs/PA6 Platten.

	10 %rCFs/PA6	30 %rCFs/PA6
Schmelztemperatur	260 °C	300 °C
Werkzeugtemperatur	80 °C	80 °C
Füllzeit	3,77 s	3,06 s
Spritzdruck	120 MPa	80 MPa
Nachdruckzeiten	6 + 7 s	7,5 + 6 s
Nachdruckprofil	30 + 25 MPa	38 + 29 MPa
Kühlzeit	55 s	55 s



Anhang-Abb. 7: Faserorientierungstensor  $a_{11}$  ( $a_{xx}$ ) über die Plattendicke an einer angussfernen Position für 50 Masse% GF/Polyarylamid für eine 1,7 mm Platte (experimentell: weiße Dreiecke; Simulation: gestrichelte Linie) und für eine 5 mm Platte (experimentell: schwarze Dreiecke; Simulation: durchgezogene Linie). (Vincent et al., 2005)

Der Einsatz von nachwachsenden Rohstoffen und von Recycling-Werkstoffen in Faserverbundwerkstoffen als Leichtbauwerkstoff vereint viele Aspekte der Nachhaltigkeit. Auf der Basis dieser Arbeit soll naturfaserverstärkten Kunststoffen (NFK) und Kunststoffen, verstärkt mit rezyklierten Kohlenstofffasern (rCFK), ein Zugang für den Einsatz als spritzgegossenes Serienbauteil im Automobilbereich eröffnet werden. Damit Designer und Ingenieure einen derartigen Werkstoff im Produktentwicklungsprozess im Automobilbereich einsetzen können, muss dieser mit numerischen Simulationen abgebildet werden können. Aktuell sind in den kommerziellen Software-Programmen für Spritzguss-Simulationen vor allem Modelle für Glasfasern integriert. Naturfasern und rezyklierte Kohlenstofffasern besitzen jedoch eine viel größere Variation ihrer morphologischen und mechanischen Eigenschaften, was die direkte Übertragung bestehender Modelle erschwert. Zu Beginn dieser Arbeit gab es noch keine Modelle zur Simulation von spritzgegossenen NFK. Daher galt es, diese Lücke zu schließen.

Die vorliegende Arbeit ist damit ein wichtiger Schritt in Richtung des frühzeitigen Einsatzes von Simulationstools im Produktentwicklungsprozess von NFK und rCFK, damit Designer und Ingenieure in der Zukunft bei der Werkstoffauswahl im größeren Umfang nachhaltige Verbundwerkstoffe berücksichtigen können

