

eingereicht/handed in: 15.02.2022
angenommen/accepted: 22.04.2022

Philipp Land, M.Sc.¹, Prof. Dr.-Ing. Thorsten Krumpholz¹, Prof. Dr.-Ing. Hans-Peter Heim²

¹Labor für Kunststoff-CAE, Hochschule Osnabrück

²Institut für Werkstofftechnik, Universität Kassel

Beeinflussung der Faserorientierung von Polypropylen und Polyamid im Spritzgießprozess durch einen drehenden Werkzeugkern

Durch einen drehenden Werkzeugkern beim Spritzgießen kann während des Einspritzens Scherung in tangentialer Richtung induziert werden, die sich mit der einspritzbedingten Scherung überlagert. Dies führt bei faserverstärkten Thermoplasten zu einer Umorientierung der Fasern in tangentialer Richtung. Im Rahmen des Beitrags wird vorgestellt, wie sich das Werkzeugsystem mit drehendem Kern auf die Faserorientierung und die Berstdruckfestigkeit von kurzfaserverstärktem Polypropylen und Polyamid auswirkt. Zudem werden verschiedene Wanddicken und Fasermassegehalte bei variierender Drehzahl untersucht. Unabhängig vom verwendeten Material und der Wanddicke sind bei entsprechender Drehzahl Festigkeitssteigerungen von über 75 % möglich.

Influencing the fibre orientation of polypropylene and polyamide in the injection moulding process by a rotating mould core

A rotating mould core can induce shear in the tangential direction during injection, which superimposes the injection-induced shear. In the case of fibre-reinforced thermoplastics, this results in a reorientation of the fibres in tangential direction. This paper shows how a rotating mould core influences the fibre orientation and bursting strength of short-fibre-reinforced polypropylene and polyamide respectively. Furthermore, different wall thicknesses and fibre contents are investigated at varying rotational speeds. Regardless of the used material and the wall thickness, strength increases of more than 75 % are possible at the appropriate speed.

Beeinflussung der Faserorientierung von Polypylen und Polyamid im Spritzgießprozess durch einen drehenden Werkzeugkern

P. Land, T. Krumpholz, H.-P. Heim

1 EINLEITUNG

Um den gewachsenen Anforderungen an Ressourceneffizienz und Nachhaltigkeit bei zeitgleich hohem Kostendruck gerecht zu werden, sollten technische Kunststoffbauteile möglichst materialsparend dimensioniert werden. Für mechanisch beanspruchte Bauteile besteht hierbei das Ziel darin, einen möglichst hohen, gleichmäßigen Auslastungsgrad über das gesamte Bauteil durch Materialeffizienz zu erreichen [1]. Hierfür soll Material nur dort eingesetzt werden, wo es aufgrund der Bauteilanforderungen und Fertigungsrestriktionen benötigt wird.

Um das mechanische Verhalten von Kunststoffen zu verbessern, werden oftmals Fasern als Verstärkungskomponente hinzugefügt [2,3]. Beim Spritzgießen von kurz- und langfaserverstärkten Materialien resultiert die Ausrichtung der Fasern aus dem Herstellungsprozess. Das Fließverhalten der Kunststoffschmelze in der Kavität führt aufgrund der hohen Scherströmung in Kavitätsnähe zu hochorientierten Randschichten, in denen die Fasern in Fließrichtung ausgerichtet sind. In der Kernschicht hingegen ist die Scherung gering, und die Fasern orientieren sich aufgrund vorhandener Dehnströmung quer zur Fließrichtung [4]. Da in Belastungsrichtung orientierte Fasern zu einer Verstärkung des Verbundes führen, sind aufgrund dieser charakteristischen Faserschichtstruktur die mechanischen Eigenschaften insgesamt in Fließrichtung höher als quer dazu. Die maximale Verstärkungswirkung wird dementsprechend erzielt, wenn der Großteil der Fasern auch in Belastungsrichtung orientiert ist. Die genaue Ausprägung der Mikrostruktur und die daraus resultierende Anisotropie ist abhängig von den Strömungsgegebenheiten, Prozesseinstellungen und dem verarbeiteten Material [4].

Um bei faserverstärkten Spritzgussbauteilen eine möglichst hohe Materialeffizienz durch die Ausrichtung der Fasern in Belastungsrichtung zu erzielen, kann die Lage des Anspritzpunktes optimiert werden [5]. Bedingt durch Fertigungsrestriktionen wie der Auszugsrichtung ist diese lastpfadgerechte Optimierung nicht immer möglich. So werden längliche rotationssymmetrische Bauteile mit Innendruckanforderungen oftmals in axiale Richtung gefüllt, wodurch der Großteil der Fasern in axiale Richtung orientiert ist. Diese Ausrichtung ist bei Innendruckbelastung ungünstig, da die höchsten Belastungen in tangentialer Richtung auftreten und die Tangentialspannungen σ_t doppelt so groß wie die Axialspannungen σ_a sind.

$$\sigma_t = 2 \cdot \sigma_a$$

Gl. 1

An dieser Stelle setzt das Werkzeugsystem mit drehendem Kern, Bild 1, an: Durch einen rotierenden Werkzeugkern wird zusätzlich zu der einspritzbedingten Scherung, mit maximalen Schergeschwindigkeiten $\dot{\gamma}$ in Kavitätswandnähe und geringen Schergeschwindigkeiten in der Kernschicht, eine rotationsbedingte Scherung in tangentialer Richtung induziert. Die beiden Scherungen überlagern sich und führen in Abhängigkeit der jeweiligen Scheranteile zu einer Umorientierung von Fasern in tangentialer Richtung. Durch diese Relativbewegung kann die Faserausrichtung bis zu einem gewissen Grad den Belastungen angepasst und eine höhere Materialeffizienz erzielt werden. Mögliche Anwendungsgebiete für diese Prozesstechnologie sind u.a. Pumpengehäuse im Haushaltsbereich oder medienführende Bauteile aus dem Automobilsektor.

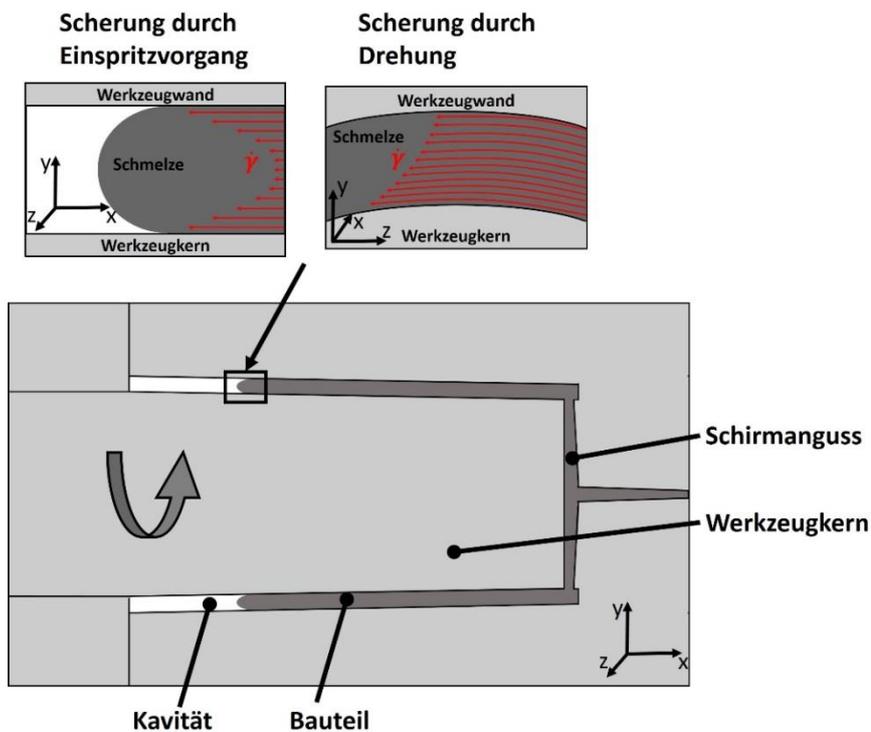


Bild 1: Schematische Darstellung Werkzeugsystem mit drehendem Kern

Erste Untersuchungen zu dieser Technologie sind in [6-11] aufgeführt. Dehenau et al. [6], Cao und Shepard [10] sowie Cleereman [11] zeigen die mögliche Verstärkungswirkung an unverstärkten Polymeren. In [7, 8] weisen Dehenau et al. nach, dass durch den drehenden Kern die Berstdruckfestigkeit eines rotationssymmetrischen zylindrischen Bauteils aus glasfaserverstärktem Polyamid (PA) und Polyphenylsulfid (PPS) gesteigert werden kann. Warkoski [9] zeigt die praktische Anwendung dieses Verfahrens an einem Vergasergehäuse, bei dem die Berstdruckfestigkeit sowie die Schlagfestigkeit im Bereich einer Binde-naht verbessert werden konnten.

Die hier aufgeführte Literatur zu dieser Thematik besteht überwiegend aus Patentschriften, in denen keine vertiefenden wissenschaftlichen Untersuchungen zu der Prozesstechnologie aufgezeigt werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurde diese Technologie wieder aufgegriffen, um durch umfangreiche Untersuchungen den Einfluss der Wanddicke und der Drehzahl auf die Faserumorientierung sowie die daraus resultierenden Festigkeitssteigerungen für kurzfaserverstärktes Polypropylen (PP) und PA aufzuzeigen. Erste eigene Voruntersuchungen hierzu werden in [12,13] vorgestellt.

2 MATERIAL UND METHODEN

2.1 Prozessumsetzung und Herstellung der Probekörper

Der für diese Untersuchungen verwendete, rohrförmige Demonstrator, Bild 2a, ist trotz seiner idealisierten Geometrie noch sehr praxisnah. Die Füllung des Bauteils mit einer Länge von 100 mm, einem Enddurchmesser von 57 mm, einer Entformungsschräge von $1,5^\circ$ sowie einer variablen Wanddicke zwischen 1,5 und 3,5 mm erfolgt durch einen Schirmanguss. Hierdurch bildet sich eine gleichmäßige Fließfront aus, wodurch der rotierende Werkzeugkern die Schmelze über die gesamte Bauteillänge scheren kann.

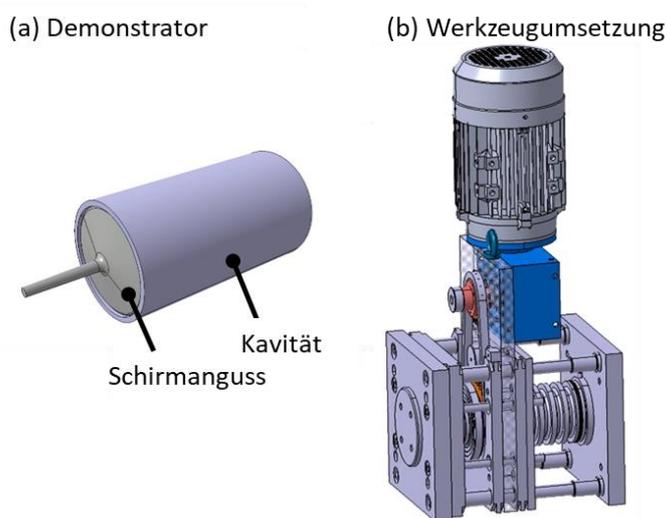


Bild 2: CAD-Modelle des Demonstrators (a) und von der praktischen Umsetzung der Werkzeugtechnik (b)

Die technische Umsetzung der Werkzeugtechnik ist in Bild 2b zu sehen. Ein auf dem Werkzeug montierter Elektromotor überträgt die Rotationsbewegung über ein Kettengetriebe auf den gelagerten Werkzeugkern. Hierbei können aktuell zwei unterschiedliche Übersetzungsverhältnisse verwendet werden, die maximale Drehzahlen am Werkzeugkern von $3,1 \text{ s}^{-1}$ bzw. 5 s^{-1} ermöglichen. Angesteuert wird der Motor durch einen Frequenzumrichter, über den verschiedene Drehgeschwindigkeiten realisiert werden können. Das Signal zum Drehen wird

durch die Spritzgießmaschine vom Typ Arburg Allrounder 270 c golden edition, Arburg GmbH + Co KG, Loßburg an den Frequenzumrichter weitergegeben. Die Drehung startet 1 s vor dem Einspritzvorgang, sodass die gewünschte Drehzahl beim Einspritzen erreicht ist. Die Drehdauer ist anschließend variabel. Die Entformung des Bauteils erfolgt durch eine Abstreiferplatte am Werkzeug.

Die Herstellung der Probekörper aus den verschiedenen Materialien erfolgte entsprechend der Vorgaben aus den technischen Datenblättern. Die volumenströmungsgesteuerte Bauteilfüllung wurde für alle Wanddicken und Materialien so eingestellt, dass die Einspritzzeit 2 s lang ist. Aufgrund materialspezifischer Verarbeitungsprobleme wurde diese Einspritzzeit bei dem PA-GF50 (vgl. Kapitel 2.2) auf 1 s reduziert.

Die Drehung des Werkzeugkerns erfolgt bei allen Messreihen während der gesamten Einspritzphase. Um die Wechselwirkungen zwischen Drehzahl und Wanddicke zu untersuchen, wurden bei fünf Wanddicken zwischen 1,5 und 3,5 mm jeweils 8-10 Messreihen bei variierenden Drehzahlen durchgeführt. Beim PP wurden hier Drehzahlen bis 5 s^{-1} , beim PA aufgrund der Leistungsgrenze des Elektromotors bis $3,1 \text{ s}^{-1}$ verwendet.

Die Variation der Wanddicke hat einen großen Einfluss auf die Strömungsbedingungen im Bauteil und führt bei konstanter Einspritzzeit zu variierenden Einspritz- und Schergeschwindigkeiten. Bei einer Wanddicke von 1,5 mm liegt die Einspritzgeschwindigkeit für das PP-GF50 bei $19 \text{ cm}^3/\text{s}$, wohingegen durch das höhere Volumen bei 3,5 mm Wanddicke $30,9 \text{ cm}^3/\text{s}$ bei gleicher Einspritzzeit benötigt werden. Zeitgleich nimmt durch die höhere Wanddicke die einspritzinduzierte Schergeschwindigkeit ab. Der größere Abstand zwischen den Kavitätswänden führt zudem zu einer Abnahme der rotatorischen Scherung. Im Rahmen dieses Beitrags folgt keine weitere rheologische Betrachtung des Prozesses, die Ergebnisse (vgl. Kapitel 3.1.1) zeigen jedoch, dass sich die Variation der Wanddicke bei konstanter Einspritzzeit sowohl auf die einspritz- als auch auf die rotationsinduzierte Scherung auswirkt, was sich in einer ähnlichen Beeinflussung der Faserorientierung durch den drehenden Kern bei verschiedenen Wanddicken zeigt.

2.2 Untersuchte Materialien

Im Rahmen der hier vorgestellten Arbeit wurden die in Tabelle 1 dargestellten Materialien untersucht, die fortan entsprechend der aufgeführten Abkürzungen benannt werden. PP als Matrixmaterial wird hierbei beispielhaft für kostengünstige Massenkunststoffe untersucht, mit dem, durch die aufgrund des drehenden Werkzeugkerns gezielt gesteigerten Eigenschaften, technische Kunststoffe wie PA substituiert werden können. Durch die verbesserte Performance bei Polyamiden hingegen können neben möglichen Materialeinsparungen auch neue Anwendungsfälle erschlossen werden.

Neben den Materialien sind in der Tabelle auch die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe aufgeführt, um die späteren Ergebnisse der Berstdruckver-

suche besser einschätzen zu können. Zudem sind die Fertigungsparameter für die Wanddicke von 2,5 mm angegeben.

Allgemeine Informationen			
Abkürzung	PP-GF30	PP-GF50	PA-GF50
Handelsname	Rialene P100 SGF30 SF-N K9-118	Rialene P100 SGF50 SF-N K9-118	RIABLEND DN GF50 schwarz CB
Hersteller	RIA-Polymers GmbH Zimmern o.R.		
Materialeigenschaften			
E-Modul* [MPa]	7.800	12.800	16.800
Zugfestigkeit* [MPa]	105	125	255
Bruchdehnung* [%]	4,0	3,3	2,6
Prozesseinstellungen bei 2,5 mm Wanddicke			
Einspritzgeschwindigkeit [s]	2	2	2
Einspritzdruck [bar]	260	310	770
Nachdruck [bar]	160	180	400
Nachdruckzeit [s]	10	8	8
Werkzeugtemperatur [°C]	80	80	95
Massetemperatur [°C]	250	250	320
Drehzeit während der Einspritzphase [s]	2	2	2

*Tabelle 1: Allgemeine Informationen, technische Eigenschaften sowie Prozesseinstellungen für die untersuchten Materialien (*Datenblattangaben)*

2.3 Berstdruckprüfung

Der Druck, bei dem es zum Versagen eines innendruckbelasteten Bauteils kommt, wird als Berstdruck p_{berst} bezeichnet; er ist für die Auslegung solcher Bauteile eine wichtige Kenngröße. Um die Berstdruckfestigkeit des Demonstrators und die Auswirkungen des rotierenden Werkzeugkerns auf diese Festigkeit zu untersuchen, wurde die in Bild 3 dargestellte Prüfvorrichtung entwickelt.

Die durch die Innendruckbelastung auftretenden Spannungen im Bauteil sind abhängig von dem Durchmesser und der Wanddicke. Durch den konischen Verlauf des Probekörpers nimmt die Spannung mit zunehmendem Durchmesser zu. Um diesen Einfluss und mögliche Effekte am Fließwegende durchs Einspritzen und Rotieren zu minimieren, konzentriert sich die Berstdruckprüfung auf den mittleren Probenbereich.

Dieser Bereich wird gezielt abgedichtet. Durch die zusätzlich eingebrachte Bohrung im Schirmguss kann das Prüfmedium Wasser sowohl den inneren Teil

des Demonstrators als auch den Bereich außerhalb der Dichtungen umfließen, sodass in dem Bereich außerhalb der Dichtungen isostatische Druckverhältnisse erreicht werden. Im mittleren Bereich erfährt der Demonstrator durch den mit einer Handpumpe (HP32-12, URACA GmbH & Co. KG, Bad Urach) aufgebrachtene Wasserdruck eine Innendruckbelastung bis zum Bersten. Bei dieser zweistufigen Pumpe wird die Prüfvorrichtung mitsamt dem Probekörper mit der ersten Volumenstufe gleichmäßig mit Wasser (23 °C) gefüllt. Anschließend erfolgt der Wechsel auf die Druckstufe, in der bis zum Versagen gleichmäßige Hubbewegungen ausgeführt werden. Die Beförderung des gleichen Normvolumens bei jedem Hub führt hierbei zu einer nicht linearen Zunahme des Druckes während der Prüfung.

Der mit dieser Prüfmethode aufbrachte Berstdruck führt bei Demonstratoren ohne Drehung des Werkzeugkerns zu einem Versagen durch ein Aufplatzen und einer Rissbildung in axiale Richtung entlang der gesamten Prüfbreite. Das Versagen tritt somit erwartungsgemäß in Fließrichtung entlang der Faserausrichtung und senkrecht zu den überwiegenden Tangentialspannungen auf. Bei gedrehten Proben platzen die Probekörper großflächiger auf, und es ist keine eindeutige Rissausbreitung in Fließrichtung mehr erkennbar.

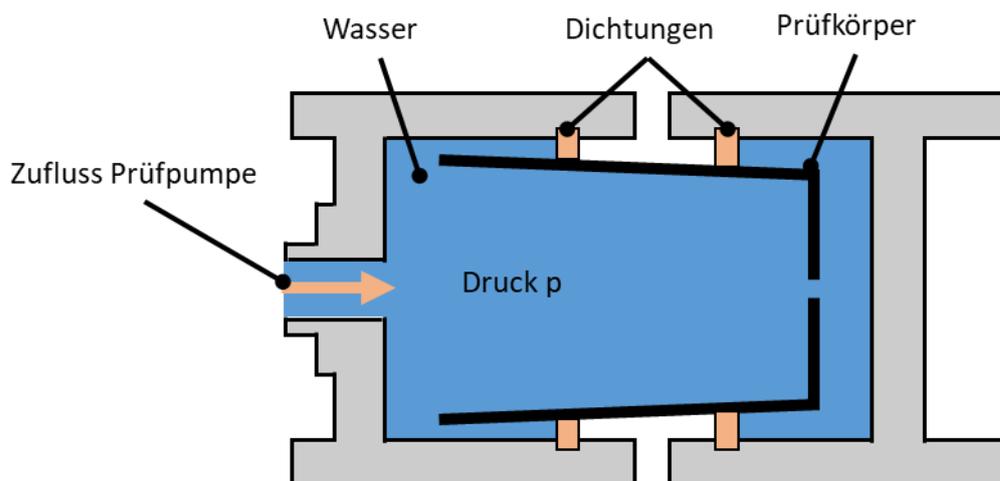


Bild 3: Schematische Darstellung der Berstdruckprüfvorrichtung

2.4 Quantitative Analyse der Faserorientierung

2.4.1 Faserorientierungstensor

Die Ausrichtung einer einzelnen Faser im Raum, Bild 4, kann in Abhängigkeit der Winkel θ und φ durch den Vektor p beschrieben werden. Dies ermöglicht eine numerische Beschreibung der Faserorientierung. Der Vektor p setzt sich hierbei aus den folgenden Anteilen zusammen [14]:

$$\begin{aligned} p_1 &= \sin\theta \cdot \cos\varphi \\ p_2 &= \sin\theta \cdot \sin\varphi \\ p_3 &= \cos\theta \end{aligned} \quad \text{Gl. 2}$$

Da in der Praxis in Abhängigkeit der Faserlänge und des Faservolumengehaltes zwischen ca. 2.000 und 20.000 Fasern pro mm^3 vorliegen [15], ist die numerische Beschreibung jeder einzelnen Faser gemäß Gl. 2 ineffizient. Aus diesem Grund haben Advani und Tucker [14] für die Beschreibung der Orientierung Faserorientierungstensoren zweiter Ordnung A_{ij} und vierter Ordnung A_{ijkl} eingeführt. Für die Auswertung von Orientierungszuständen wird hierbei üblicherweise der symmetrische Tensor zweiter Ordnung verwendet:

$$A_{ij} = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{pmatrix} \text{ mit } a_{ij} = a_{ji} \quad \text{Gl. 3}$$

Die Eigenwerte (a_{11}, a_{22}, a_{33}) des Tensors beschreiben den Anteil der, in die jeweilige Richtung orientierten, Fasern (Orientierungsgrad) und ergeben in der Summe immer 1. Die Eigenvektoren geben die Drehung des Orientierungstensors in Bezug auf das Referenzkoordinatensystem an und nehmen den Wert 0 an, wenn die Hauptrichtungen des Tensors mit dem Referenzkoordinatensystem übereinstimmen [3].

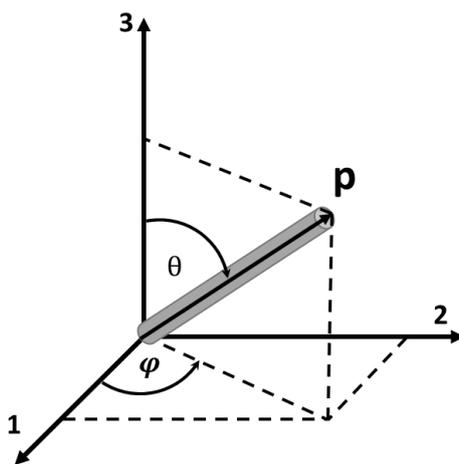


Bild 4: Lage einer Faser im Raum nach [14]

2.4.2 Analysemethoden

Die Faserorientierung kann durch verschiedene Messmethoden [16-18] analysiert werden, wobei die zerstörende, lichtmikroskopische Messung von Schliffbildern [19,20] sowie die zerstörungsfreie Analyse mittels Computertomographie (CT)-Messungen [21,22] am weitesten verbreitet sind. Mit beiden Analyseverfahren werden hierbei vergleichbare Ergebnisse erzielt [22,23], wobei die Faserorientierung bei der Schliffbildmethode aus einer zweidimensionalen Messung und bei der CT-Messung aus einem dreidimensionalen Datensatz bestimmt wird.

Wie in der Einleitung erwähnt, weisen spritzgegossene faserverstärkte Kunststoffe eine charakteristische Mikrostruktur auf, die schematisch in Bild 5a dar-

gestellt ist. Bei Schlifffbildern von diesen Kunststoffen für lichtmikroskopische Untersuchungen, Bild 5b, sind die zylindrischen Fasern als Ellipsen sichtbar. Fasern, die hierbei aus dem Bild heraus zeigen, sind nahezu kreisförmig, Fasern, die hingegen entlang der Schlifffebene liegen, weisen eine ausgeprägte elliptische Form auf. Bay und Tucker [24] haben sich dies zunutze gemacht und die sogenannte „Ellipsenmethode“ vorgestellt, bei der, durch die Auswertung der geometrischen Form der Ellipse, Bild 5c, mittels Hauptachse M und Nebenachse m sowie der geometrischen Lage, also den Koordinaten des Mittelpunkts sowie der Neigung der Ellipse φ , die Faserorientierung berechnet werden kann.

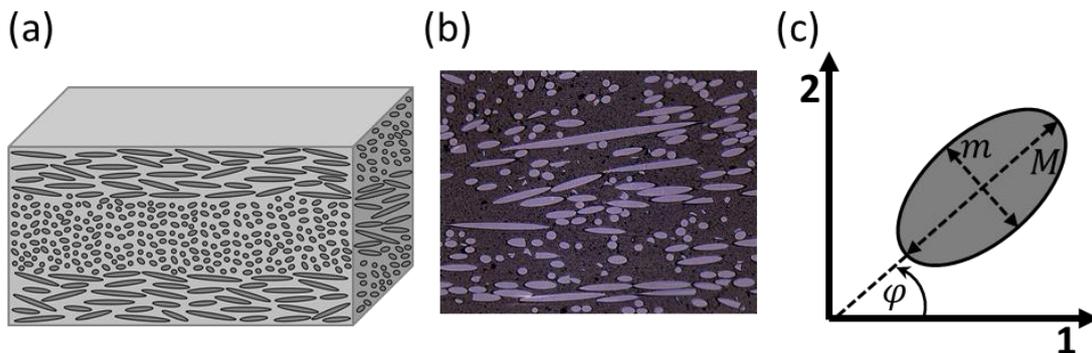


Bild 5: Schematische Darstellung der Faserorientierung im Spritzgießprozess (a), elliptische Form von Fasern in einem Schlifffbild (b) sowie geometrische Beschreibung einer Ellipse (c)

Gemäß [24] können mit diesen Ellipsenkennwerten die Tensorkomponenten jeder einzelnen Faser berechnet werden:

$$\begin{aligned}\theta &= \arccos\left(\frac{m}{M}\right) \\ a_{11} &= \sin^2\theta \cdot \cos^2\varphi \\ a_{22} &= \sin^2\theta \cdot \sin^2\varphi \\ a_{11} &= \cos^2\theta \\ a_{12} &= \sin^2\theta \cdot \sin\varphi \cdot \cos\varphi \\ a_{13} &= \sin\theta \cdot \cos\theta \cdot \cos\varphi \\ a_{23} &= \sin\theta \cdot \cos\theta \cdot \sin\varphi\end{aligned}\tag{Gl. 4}$$

Die hieraus bestimmte Faserorientierung muss in der Praxis noch gewichtet werden, da die Wahrscheinlichkeit, eine Faser in der Schlifffebene zu sehen, von der Orientierung der Faser im Raum abhängt. Es ist wahrscheinlicher Fasern zu schneiden, die aus Schlifffebene zeigen und ein kleines Achsenverhältnis der Ellipse aufweisen, als Fasern, die in der Ebene liegen und als längliche Ellipsen sichtbar sind. Die gewichtete Faserorientierung in einem Bereich kann nach Bay und Tucker [24] folgendermaßen berechnet werden:

$$A_{ij} = \frac{\sum (A_{ij})_n \cdot L_n \cdot F_n}{\sum L_n \cdot F_n}$$

$$F_n = \frac{1}{L_n \cdot \cos \theta_n} \quad \text{Gl. 5}$$

für $\theta_c > \arccos \frac{d}{L}$

gilt: $F_n = \frac{1}{d_n}$

In der Praxis wird bei der Verwendung dieser Gewichtungsfunktion anstelle der Faserlänge L_n und des Faserdurchmessers d_n jeder einzelnen Faser üblicherweise mit der mittleren Faserlänge L und dem mittleren Faserdurchmesser d gerechnet [25, 26]. Weitere Gewichtungsfunktionen sind u.a. in [27,28] zu finden.

2.4.3 Praktische Umsetzung

Die hier untersuchten Proben wurden aus dem mittleren Bereich des Demonstrators entnommen und haben Maße von ca. 10 x 10 mm². Um die Krümmung der Probe bei der Auswertung nicht berücksichtigen zu müssen, wird die Axial-Radial-Ebene bei den Schlibfbildern untersucht. Um den Kontrast zwischen Faser und Matrix bei der lichtmikroskopischen Auswertung zu verbessern, werden die Proben gemäß [29,30] plasmabehandelt. Der Einfluss der Plasmaätzung bei einem Sauerstoffdurchfluss von 3 sccm und einem absoluten Druck von 0,2 mbar für eine Dauer von 15 min auf den Kontrast zwischen Faser und Matrix für das PP-GF50 ist in Bild 6 dargestellt.

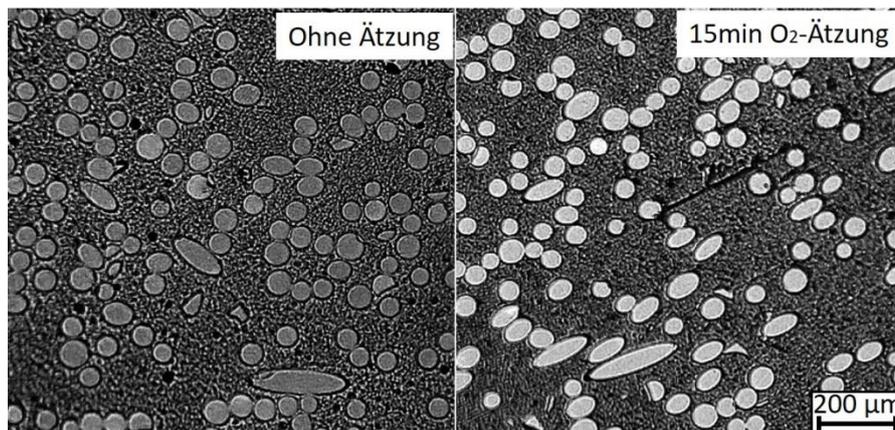


Bild 6: Einfluss der Plasmaätzung auf den Kontrast zwischen Faser und Matrix beim PP-GF50

Von der präparierten Probe werden mit einem Digitalmikroskop (Keyence VHX-5000, Keyence Corp., Osaka, Japan) Bilder mit 500-facher Vergrößerung aufgenommen. Das verwendete Mikroskop ermöglicht die Erstellung von Panoramaaufnahmen über nahezu den gesamten Probenquerschnitt. Hierbei werden

ca. 20 Bilder über die Probenbreite aufgenommen. Die Anzahl an Bildern über der Probendicke hängt von der untersuchten Wanddicke ab und variiert daher.

Für die Auswertung der Faserellipsen muss das Bild digital verarbeitet werden, Bild 7. Dies erfolgt mithilfe der Image Processing Toolbox von Matlab, MathWorks Inc., Natick, USA. Hierbei wird das Bild binarisiert, und es wird über einen für jedes Material optimierten Schwellwert definiert, was als Faser und Matrix erkannt wird. Anschließend werden Faserbruchstücke, Randfasern sowie das Hintergrundrauschen entfernt. Als abschließender Schritt wird iterativ überprüft, ob Fasern freiliegend sind oder sich mehrere Fasern berühren. Zusammenhängende Fasern werden mit Hilfe eines Watershed-Algorithmus voneinander getrennt [19]. Die geometrischen Daten der Ellipse werden anschließend ausgewertet, sodass mit Hilfe der Gewichtungsfunktion, Gl. 4, der Faserorientierungstensor bestimmt werden kann. Für die Tensorberechnung wird das Bild in 15 Schichten über die Wanddicke unterteilt, sodass eine Analyse der Faserorientierung über die Wanddicke möglich ist.

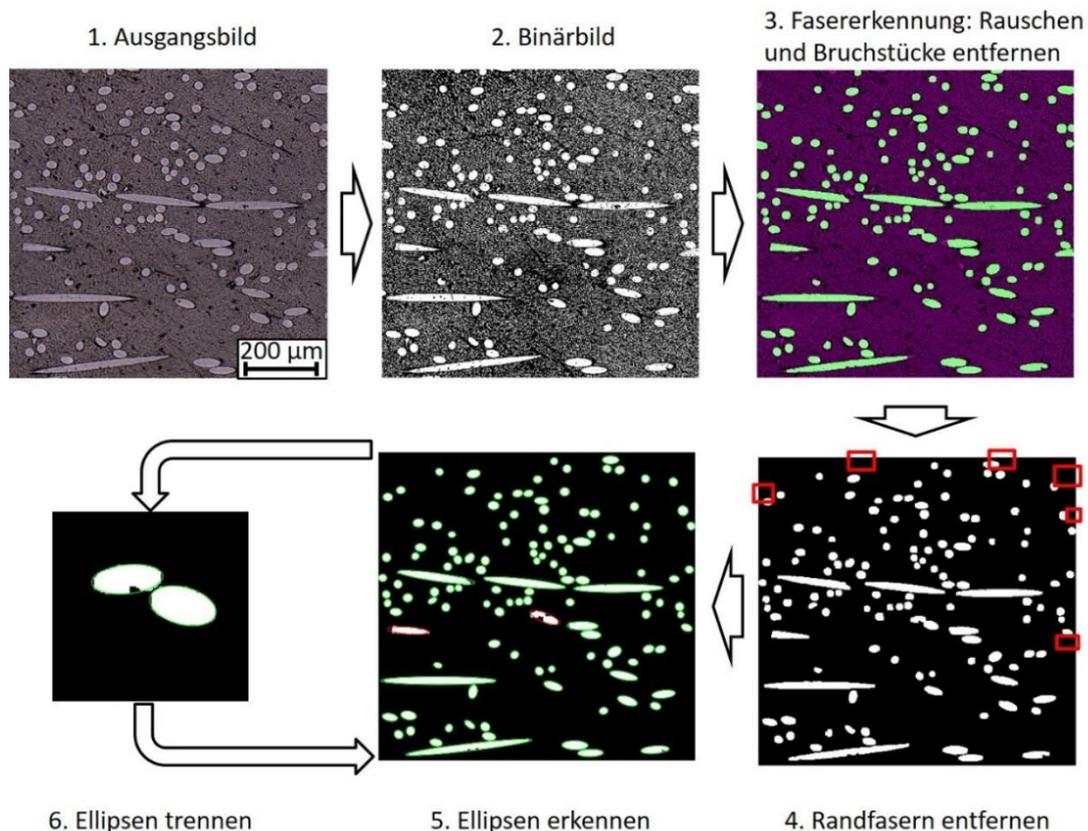


Bild 7: Schematische Darstellung der einzelnen Bildbearbeitungsschritte bei der Analyse der Faserorientierung aus Mikroskopbildern

Um die entwickelte Methodik, also Probenpräparation, Bildverarbeitung und verwendete Gewichtungsfunktion, zu validieren, wurde an der Universität Kassel eine CT-Messung mit einem Zeiss Xradia 520 Versa, Carl Zeiss AG, Jena durchgeführt. Hierbei wurden Proben aus PP-GF50 untersucht, an denen im

Vorfeld eine Schlifffbildauswertung erfolgt ist. Die Ergebnisse für eine ungedrehte Probe sind in Bild 8 dargestellt; sie zeigen, dass die Orientierungsverläufe von Mikroskopie- und CT-Auswertung weitestgehend übereinstimmen. Auch die mittleren Orientierungsgrade liegen für den axialen Anteil mit 0,62 (CT) und 0,63 (Mikroskopie) und den tangentialen Anteil mit 0,34 bzw. 0,32 auf einem vergleichbaren Niveau. Die Evaluierung ist ebenfalls an einem gedrehten Probekörper erfolgt. Auch hier konnten die Orientierungsanteile in axiale, tangentiale und radiale Richtung sowohl vom Verlauf über die relative Wanddicke als auch vom mittleren Orientierungsgrad (Abweichungen von $\pm 0,03$) mit hoher Übereinstimmung ermittelt werden.

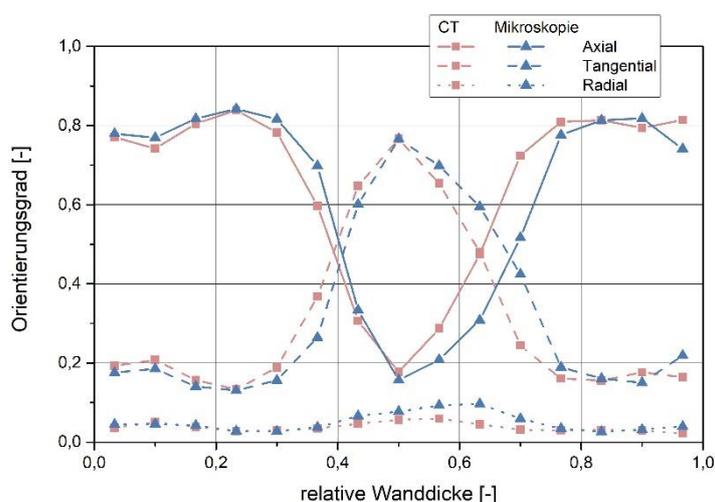


Bild 8: Validierung der Versuchsmethodik mittels CT-Messung an einer Probe aus PP-GF50 ($n = 1$)

3 ERGEBNISSE

Für die nachfolgenden Ergebnisse wurden die verschiedenen Materialien gemäß der in Kapitel 2 aufgeführten Prozessumsetzung untersucht. Für die Auswertung des Berstdruckes wurden hierbei pro Versuchspunkt mindestens fünf, und bei großen Schwankungen oder Ausreißern zusätzliche, Proben untersucht. Der Innendruck beim Bersten steht in direktem Zusammenhang mit den auftretenden Spannungen beim Versagen und wird daher nachfolgend auch als Festigkeit bezeichnet.

Um die Ergebnisse der Berstdruckversuche statistisch zu bestätigen, wurde die Messwerte an jedem einzelnen Versuchspunkt mit dem Shapiro-Wilk-Test [31] auf Normalverteilung überprüft. Im Anschluss wurde zwischen ausgewählten Versuchspunkten in den Versuchsreihen überprüft, ob es zwischen den Stichproben signifikante Unterschiede gibt. Hierfür wurde der T-Test bei ungleichen

Varianzen (Welch-Test [32]) verwendet. Die Ergebnisse der Signifikanzanalyse sind im Anhang in Tabelle 3 aufgeführt.

Die Auswertung der Faserorientierung ist an einer einzelnen Stichprobe pro Versuchspunkt erfolgt.

3.1 Kurzfaserverstärktes Polypropylen

3.1.1 Einfluss der Wanddicke

In Bild 9 sind die Ergebnisse der Berstdruckprüfung für das kurzfaserverstärkte PP mit einem Fasergewichtsanteil von 50 % dargestellt. Durch das Rotieren des Werkzeugkerns und die dadurch induzierte Scherung kann die Berstdruckfestigkeit signifikant gesteigert werden. Bei einer Wanddicke von 1,5 mm wurde die Festigkeit von 23,1 bar auf 54,2 bar gesteigert, bei 3,5 mm Wanddicke war eine Steigerung von 95,5 bar auf 188,5 bar möglich. Für die verschiedenen Wanddicken kann ein ähnlicher Verlauf beobachtet werden, bei dem bei geringen Drehzahlen nahezu keine Veränderung sichtbar ist, dann jedoch in einem kleinen Drehzahlbereich zwischen ca. 0,5 und 2 s⁻¹ eine große Steigerung erfolgt. Mit weiterer Zunahme der Scherung erfolgt dann keine oder nur noch eine geringe Zunahme der Festigkeit. Bei den Wanddicken 1,5 mm, 3 mm und 3,5 mm ist die Festigkeitszunahme nach dem starken Anstieg nicht mehr signifikant, bei 2 mm und 2,5 mm kommt es auch oberhalb von 1,2 s⁻¹ noch zu einer signifikanten Zunahme der Berstdruckfestigkeit.

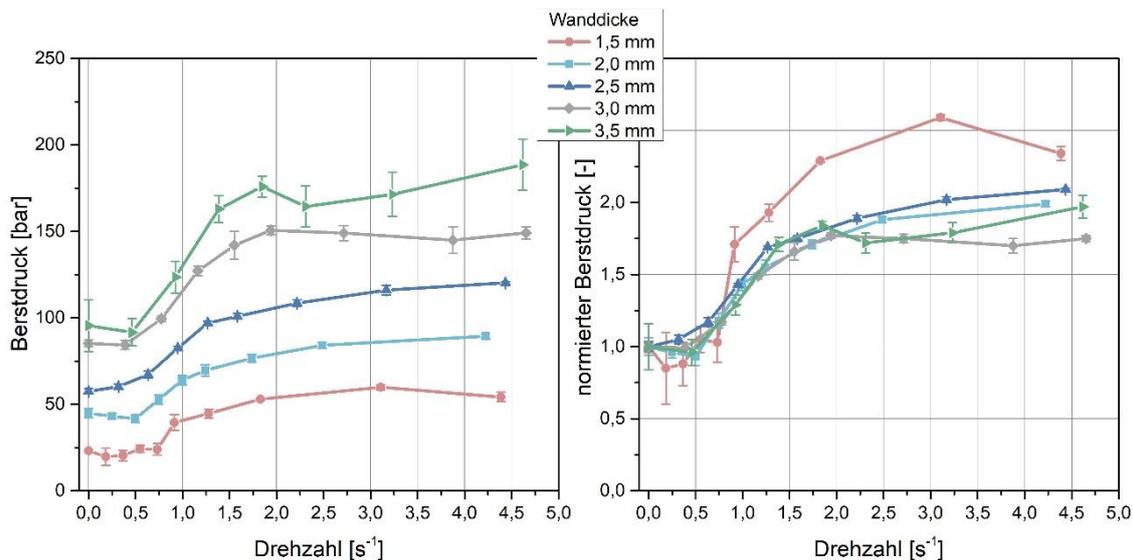


Bild 9: Ergebnisse der Berstdruckversuche PP-GF50 ($n \geq 5$)

Um die Festigkeitssteigerung der einzelnen Wanddicken miteinander vergleichen zu können, wurde zudem der normierte Berstdruck aus der drehzahlab-

hängigen Festigkeit $p_{Berst}(N)$ und der Festigkeit bei 0 s^{-1} $p_{Berst}(0 \text{ s}^{-1})$ berechnet:

$$p_{Berst,normiert} = \frac{p_{Berst}(N)}{p_{Berst}(0 \text{ s}^{-1})} \quad \text{Gl. 6}$$

Bei Betrachtung der normierten Festigkeit sieht man, dass die Festigkeit nahezu unabhängig von der Wanddicke um ca. 100 % gesteigert werden kann. Bei geringen Wanddicken sind hier sogar noch größere Steigerungen möglich, die mit der Ausgangsfaserorientierung zusammenhängen.

Dass die Ursache für die Zunahme der Festigkeit zweifelsfrei mit der Faserorientierung zusammenhängt, zeigt sich in Bild 10. Hier ist einerseits zu sehen, wie sich der mittlere axiale und tangentiale Orientierungsgrad in Abhängigkeit der Drehzahl verändert. Andererseits ist dargestellt, wie sich die Mikrostruktur beispielhaft für die Dicke 2,5 mm über die relative Wanddicke bei zunehmendem tangentialen Scherungsanteil verändert.

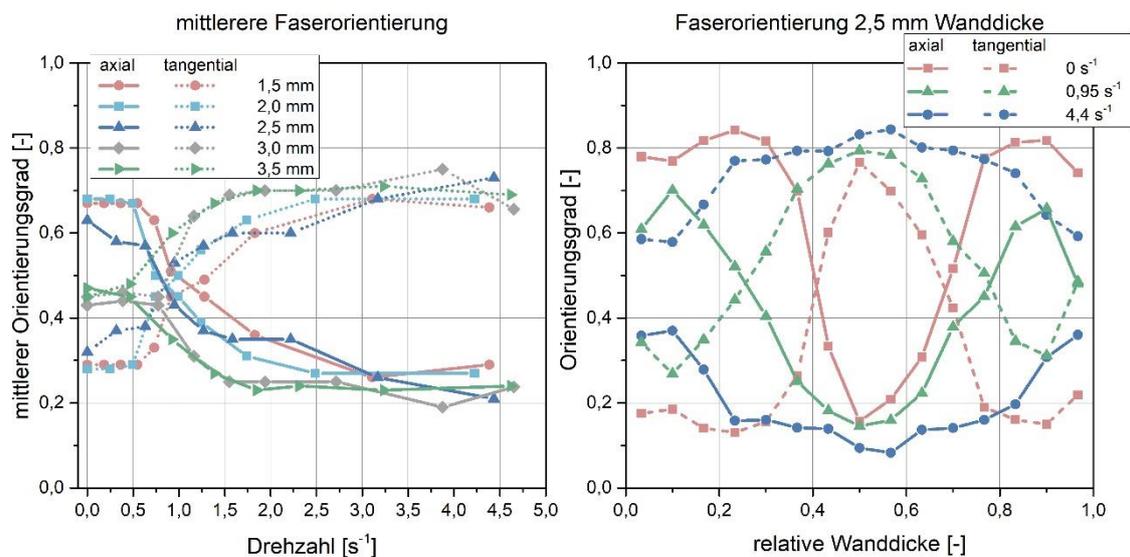


Bild 10: Ergebnisse der Faserorientierungsmessung PP-GF50 ($n = 1$)

Bei Betrachtung des mittleren Orientierungsgrads der ungedrehten Proben fällt auf, dass der axiale Anteil bei dünneren Proben deutlich höher als bei dickeren ist und bei 1,5 mm ungefähr bei 0,7 liegt. Mit zunehmender Dicke nimmt dieser Anteil ab und der tangentiale Anteil steigt, sodass die Anteile bei 3,5 mm mit 0,47 (axial) und 0,45 (tangential) auf einem Niveau liegen. Dies liegt daran, dass die Scherzonen, die für die Faserausrichtung in axiale Richtung in den Randschichten verantwortlich sind, mit zunehmender Wanddicke nur leicht breiter werden, wodurch der Anteil der Randschichten an der Gesamtdicke abnimmt [33,34].

In Abhängigkeit der Drehzahl kann jetzt der Anteil an Fasern in axiale Richtung reduziert und in tangentialer Richtung erhöht werden. Die Zunahme des tangentialen Anteils bzw. Abnahme des axialen Anteils verlaufen hierbei analog zu der Berstdruckfestigkeit. Bei einer Wanddicke von 1,5 mm kann der tangentielle Anteil von 0,29 auf 0,66, bei 3,5 mm von 0,45 auf 0,69 erhöht werden.

Hierbei ist interessant, dass nahezu unabhängig von der Wanddicke für alle Messreihen ein gleichmäßig hoher tangentialer Orientierungsgrad zwischen 0,66 und 0,73 erreicht werden wird. Bei geringeren Wanddicken wird somit ein deutlich höherer Anteil an Fasern von axialer Richtung in tangentialer Richtung umorientiert als bei hohen Wanddicken. Dies erklärt auch, weshalb bei niedrigeren Wanddicken tendenziell eine größere Festigkeitssteigerung bei den Berstdruckversuchen erzielt wurde.

Die Rotation wirkt sich hierbei nicht nur auf den mittleren Orientierungsgrad aus, sondern beeinflusst auch die lokale Mikrostruktur deutlich, wie an den Orientierungsmessungen bei einer Wanddicke von 2,5 mm gezeigt werden kann. Bei der ungedrehten Probe zeigt sich der aus der Literatur [3] bekannte Verlauf für die Faserorientierung, bei dem die Randschichten je ungefähr 30 % der Probendicke ausmachen und einen Orientierungsgrad von 0,8 in Fließrichtung aufweisen. Dieser axiale Anteil nimmt in der Mittelschicht stark ab und der tangentielle Anteil dominiert.

Bei einer Drehzahl von $0,95 \text{ s}^{-1}$ sind die Randschichten deutlich schmaler und weisen einen geringeren Orientierungsgrad auf. Parallel dazu zeigt sich eine deutlich ausgeprägtere Mittelschicht, die ca. 50 % der Probendicke ausmacht. Mit weiterer Zunahme der Scherung in Umfangsrichtung durch die Erhöhung der Drehzahl auf $4,4 \text{ s}^{-1}$ kann dieser Effekt soweit verstärkt werden, dass keine Randschicht mehr vorhanden ist und der tangentielle Anteil über der gesamten Probendicke höher als der Axiale ist. In unmittelbarer Randnähe nimmt der tangentielle Anteil leicht ab.

Um die Ergebnisse der Faserorientierungsmessung noch einmal zu visualisieren, sind in Bild 11 zugehörige Teilausschnitte der analysierten Mikroskopiebilder dargestellt, in denen der Verlauf der Mikrostruktur über den Querschnitt zu sehen ist. Die Fließrichtung der Schmelze der Proben ist in diesem Fall von unten nach oben, weshalb in diese Richtung orientierte Fasern als längliche Ellipsen zu sehen sind und in tangentialer Richtung orientierte Fasern kreisförmig aus dem Bild zeigen.

In der ungedrehten Probe (a) ist die Schichtstruktur stark ausgeprägt. Jede Schicht macht ungefähr ein Drittel der Probe aus. Bei der mit $0,95 \text{ s}^{-1}$ gedrehten Probe (b) ist eine Schichtstruktur noch zu sehen, aber die Kernschicht ist deutlich breiter. Auch in den Randschichten zeigt sich eine nicht mehr so stark ausgeprägte Orientierung mit weniger in Fließrichtung ausgerichteten Fasern. Bei der Probe mit der maximalen Drehzahl von $4,4 \text{ s}^{-1}$ ist keine Schichtstruktur mehr zu erkennen. Über den gesamten Probenquerschnitt ist der überwiegende Teil der Fasern in tangentialer Richtung orientiert.

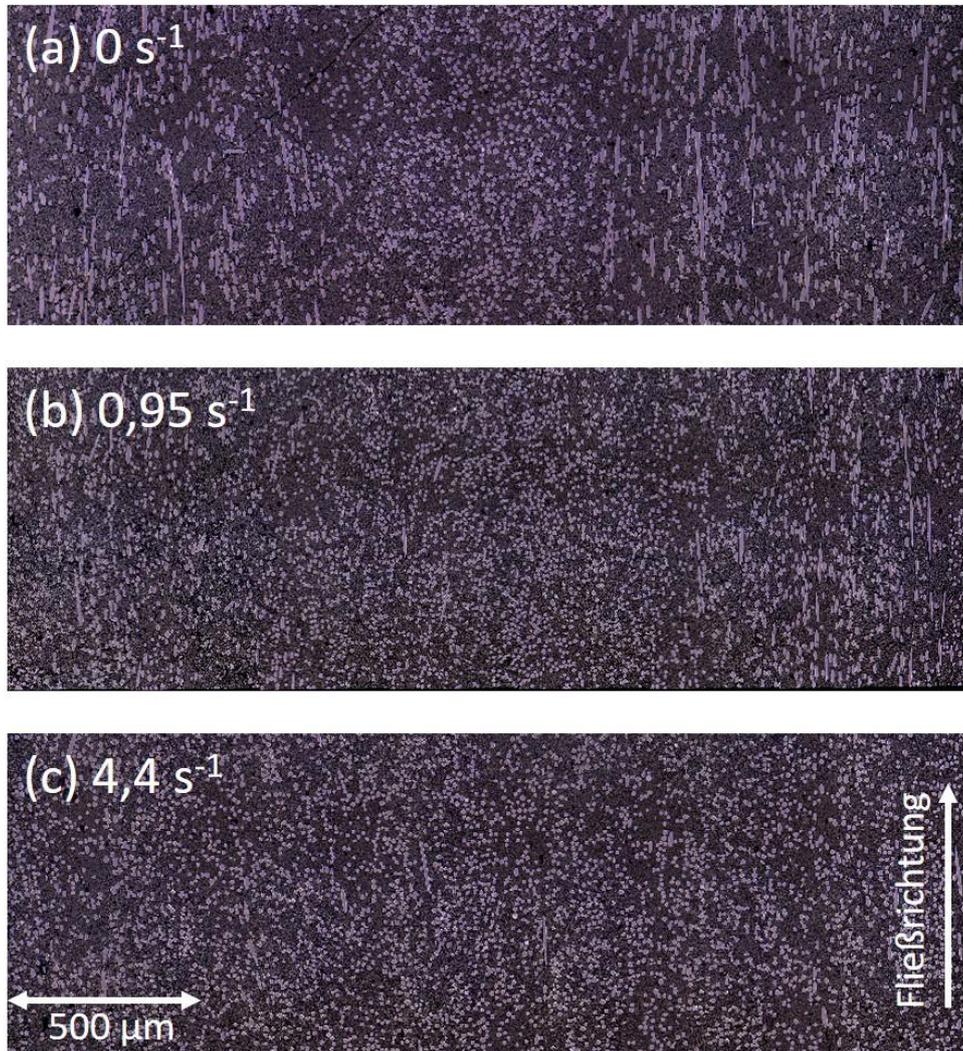


Bild 11: Schliffbildanalysen für ungedrehte und gedrehte Proben aus PP-GF50 mit einer Wanddicke von 2,5 mm mit einer Drehzahl von 0 s^{-1} (a), $0,95 \text{ s}^{-1}$ (b) und $4,4 \text{ s}^{-1}$ (c)

3.1.2 Einfluss des Fasergehalts

Die vorherigen Versuche haben gezeigt, dass die Drehung des Werkzeugkerns bei allen untersuchten Wanddicken zu einer signifikanten Umorientierung der Verstärkungsfasern aus der axialen in die tangentielle Richtung führt. Aus diesem Grund wird sich bei den nachfolgenden Untersuchungen auf die Wanddicke von 2,5 mm beschränkt. In Bild 12 sind die Ergebnisse der Berstdruckprüfung vom PP-GF30 im Vergleich zum PP-GF50 dargestellt. Wie auch beim PP-GF50 kann beim PP-GF30 bei niedriger Drehzahl und damit geringerer rotatorischer Scherung keine merkliche Festigkeitssteigerung erzielt werden. Ab einer Drehzahl von $0,6 \text{ s}^{-1}$ zeigt sich dann jedoch ein linearer Zusammenhang zwi-

schen der Berstdruckfestigkeit und der Drehzahl. Für dieses Material kann der Berstdruck von 46,8 bar um 78 % auf 83,2 bar gesteigert werden.

Im direkten Vergleich der beiden Materialien zeigt sich einerseits ein deutlich unterschiedlicher Kurvenverlauf und andererseits mit 78 % im die merklich geringere Festigkeitszunahme beim PP-GF30. Das PP-GF50 zeigt im Bereich zwischen $0,5 \text{ s}^{-1}$ und $1,3 \text{ s}^{-1}$ einen signifikanten Festigkeitssprung, gefolgt von einer Festigkeitszunahme mit geringer Steigung bei erhöhter Drehzahl. Das PP-GF30 hingegen weist eine stetige Festigkeitszunahme auf.

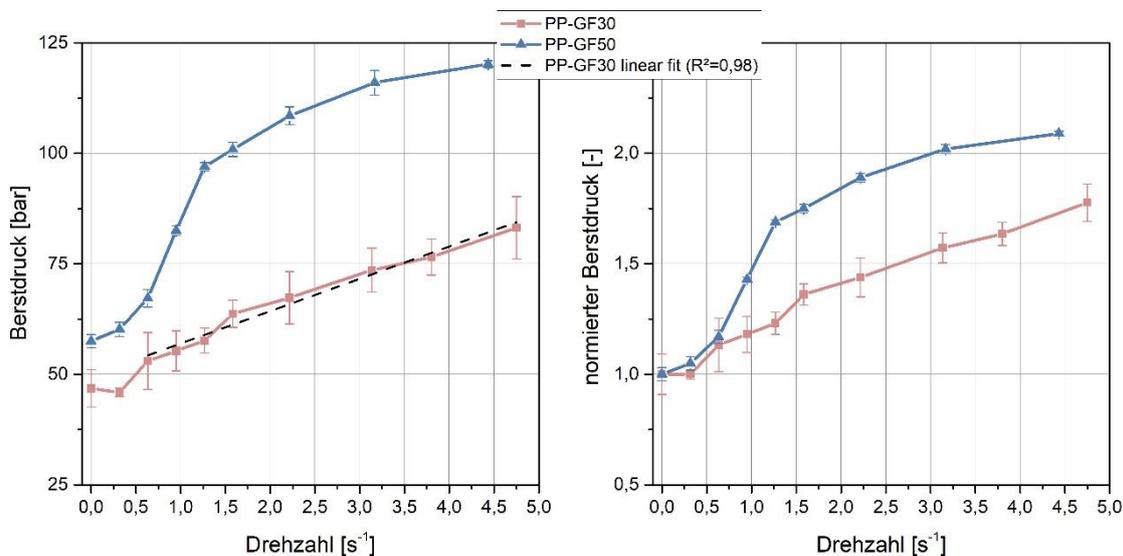


Bild 12: Vergleich der Berstdruckes und des normierten Berstdruckes von PP-GF30 und PP-GF50 (2,5 mm Wanddicke, $n \geq 5$)

Die Ursache für die geringere Festigkeitszunahme wird aus den Faserorientierungsmessungen ersichtlich, Bild 13. Für das PP-GF30 wurde in diesem Fall nur bei 0 s^{-1} und $4,8 \text{ s}^{-1}$ die Faserorientierung gemessen. Bei den beiden Materialien zeigt sich zwar bei den ungedrehten Materialien sowohl beim mittleren Orientierungsgrad als auch bei Orientierungsverlauf kein nennenswerter Unterschied, jedoch weisen die gedrehten Proben deutliche Differenzen auf. Der mittlere tangentielle Orientierungsgrad kann beim PP-GF30 von 0,33 bei 0 s^{-1} auf 0,65 bei $4,8 \text{ s}^{-1}$ gesteigert werden, wohin der axiale Anteil von 0,63 auf 0,21 abnimmt. Der tangentielle Orientierungsgrad von 0,65 ist somit niedriger als beim PP-GF50 mit 0,73 bei $4,4 \text{ s}^{-1}$. Der Mittelwert wird aus dem Orientierungsverlauf über die Wanddicke berechnet, in dem sich daher auch ein deutlicher Unterschied bei den gedrehten Proben zeigt. Beim PP-GF30 liegt der tangentielle Orientierungsgrad über fast die gesamte Wanddicke ungefähr 0,1 niedriger als beim PP-GF50.

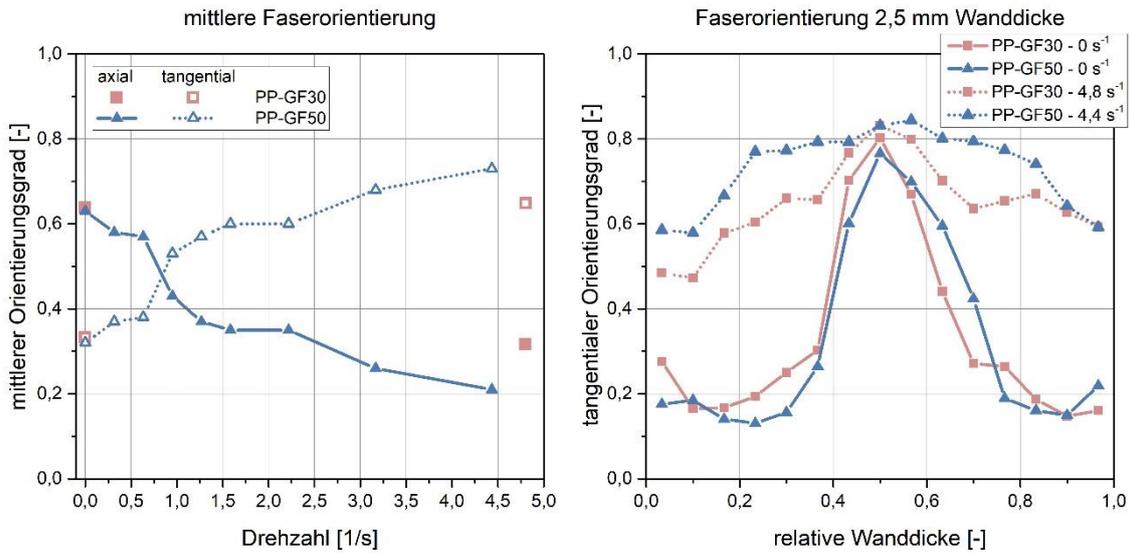


Bild 13: Vergleich der Faserorientierung von PP-GF30 und PP-GF50 (2,5 mm Wanddicke) ($n = 1$)

3.2 Kurzfaserverstärktes Polyamid

Wie schon beim PP-GF30 wurde beim PA-GF50 nur die Wanddicke 2,5 mm untersucht. Die Ergebnisse der Berstdruckprüfung und Faserorientierungsmessung sind für das Material in Bild 14 dargestellt, wobei zu berücksichtigen ist, dass die Einspritzzeit beim PA-GF50 herstellungsbedingt bei 1 s liegt. Dadurch ist die einspritzinduzierte Scherung im Verhältnis zur rotatorischen Scherung größer als bei den anderen Versuchen.

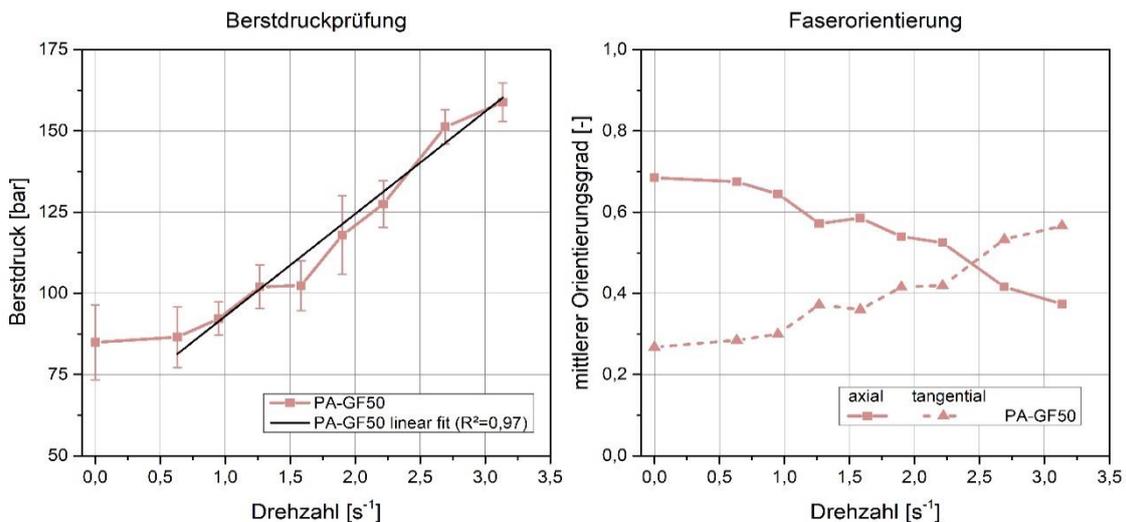


Bild 14: Ergebnisse der Berstdruckprüfungen und Faserorientierungsmessungen des PA-GF50 ($n_{\text{Berstdruck}} \geq 5$, $n_{\text{Faserorientierung}} = 1$)

Bei dem kurzfaserverstärkten Polyamid zeigt sich bei niedrigen Drehzahlen bis ca. 1 s^{-1} nur eine geringe Änderung der Faserorientierung und analog dazu eine geringe Veränderung der Berstdruckfestigkeit. Danach kommt es zu einer signifikanten Steigerung um insgesamt 87 % von 84,9 bar auf 158,8 bar. Zwischen $0,6 \text{ s}^{-1}$ und $3,1 \text{ s}^{-1}$ zeigt sich ein linearer Zusammenhang zwischen der Festigkeit und der Drehzahl mit hohem Bestimmtheitsmaß von $R^2=0,97$.

Wie auch bei den vorherigen Untersuchungen spiegelt sich der Verlauf der Berstdruckfestigkeit auch in der Veränderung des mittleren Orientierungsgrads wider. Bei der ungedrehten Probe liegen die mittleren Orientierungsanteile bei 0,68 (axial) und 0,27 (tangential), die durch die Rotation auf 0,37 und 0,57 gesenkt bzw. gesteigert werden können. Wie auch bei der Berstdruckfestigkeit zeigt sich hier eine relativ konstante Veränderung der Faserorientierung.

In Bild 15 ist der Orientierungsverlauf für verschiedene Drehzahlen des PA-GF50 dargestellt. Auch hier ist bei der ungedrehten Probe der 3-Schicht-Aufbau vorhanden, wobei dieser im Gegensatz zum PP durch die Rotation nicht vollständig verschwindet. Durch die Rotation mit einer Drehzahl von $1,3 \text{ s}^{-1}$ wird die Kernschicht minimal breiter, und die starke axiale Ausrichtung mit Maximalwerten von 0,92 bei 0 s^{-1} in den Randschichten kann auf 0,79 reduziert werden. Bei weiterer Drehzahlerhöhung wird dieser Effekt stärker, und die Mittelschicht erstreckt sich nahezu über die gesamte Wanddicke. Der axiale Orientierungsanteil in den Randschichten kann auf maximal 0,62 gesenkt werden. Die motorseitig begrenzte Drehzahl von $3,1 \text{ s}^{-1}$ reicht bei diesen Materialien jedoch nicht dazu aus, dass der tangentialer Anteil über der gesamten Wanddicke dominiert. Es zeigen sich noch schmale Randschichten mit höherem Orientierungsanteil in axialer als in tangentialer Richtung.

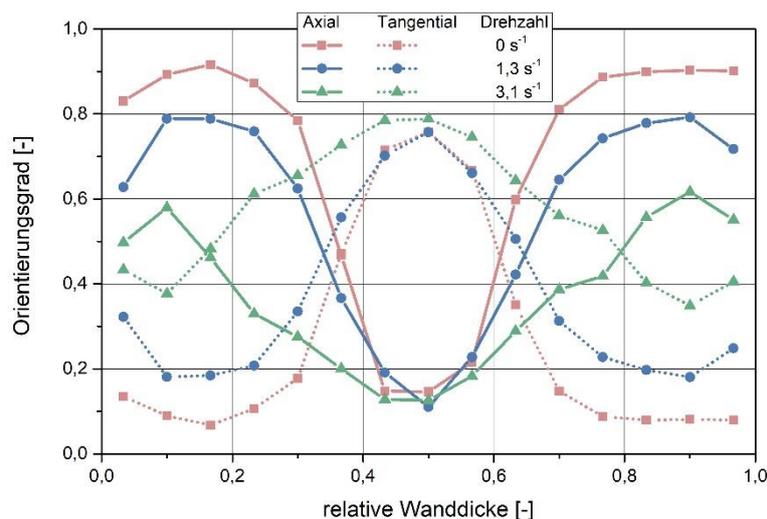


Bild 15: Veränderung des Faserorientierungsverlaufs durch den drehenden Werkzeugkern für verschiedene Drehzahlen beim PA-GF50 ($n = 1$)

3.4 Diskussion der Ergebnisse

In Tabelle 2 sind die Ergebnisse der Untersuchungen, der mittlere Orientierungsgrad in axiale und tangential Richtung sowie die Berstdruckfestigkeit, für ungedrehte sowie gedrehte Proben im Überblick dargestellt. Für die gedrehte Probe wurde die jeweils höchste untersuchte Drehzahl verwendet, die sich teilweise zwischen den Versuchsreihen unterscheidet.

Material	Dicke [mm]	ungedreht			gedreht			
		Orientierung [-]		Berstdruck [bar]	Drehzahl [s ⁻¹]	Orientierung [-]		Berstdruck [bar]
		axial	tang.			axial	tang.	
PP-GF50	1,5	0,67	0,29	23	4,4	0,29	0,66	54 (+134 %)
PP-GF50	3,5	0,47	0,45	96	4,6	0,24	0,69	189 (+97 %)
PP-GF50	2,5	0,63	0,32	58	4,4	0,21	0,73	120 (+109 %)
PP-GF30	2,5	0,64	0,33	47	4,8	0,32	0,65	83 (+78 %)
PA-GF50	2,5	0,68	0,27	85	3,1	0,37	0,57	159 (+87 %)

Tabelle 2: Ergebnisübersicht

In Übereinstimmung mit der Literatur [33, 34] führt bei ungedrehten PP-GF50 Proben die Variation der Wanddicke auch zu einer Veränderung der Mikrostruktur, was vor allem bei hohen Wanddicken ausgeprägt ist. Bei diesen werden die Randschichten im Verhältnis zur Gesamtdicke schmaler, wodurch der tangential Anteil zunimmt. Unabhängig von den Ausgangsorientierungen zeigt sich bei allen Wanddicken ein ähnlicher Kurvenverlauf in Abhängigkeit der Drehzahl, und es kann ein tangentialer Orientierungsgrad von ca. 0,7 erreicht werden. Diese starke uniaxiale Ausrichtung ist für Spritzgießbauteile hoch und es kann beinahe das Niveau von hochgradig orientierten Proben für die Ermittlung uniaxialer Materialkennwerte erreicht werden. Bei diesen sind Orientierungsgrade oberhalb von 0,8 [35,36] möglich.

Die Veränderung der Faserorientierung spiegelt sich hierbei auch bei der Berstdruckfestigkeit wider, die für die verschiedenen Wanddicken einen ähnlichen Verlauf aufzeigt. Für die einzelnen Wanddicken sind hierbei Festigkeitssteigerungen von über 75 %, maximal sogar 134 %, möglich.

Auch bei anderen Materialien als dem PP-GF50 können durch den drehenden Werkzeugkern ein Großteil der Fasern in tangentialer Richtung ausgerichtet und dadurch die mechanischen Eigenschaften signifikant verbessert werden. Hierbei unterscheiden sich die untersuchten Materialien jedoch stark darin, wie sich die Variation der Drehzahl auf die Mikrostruktur und somit die mechanischen Eigenschaften auswirkt. Bei allen Materialien führen geringe Drehzahlen und damit verbundene Scherungen zu keiner signifikanten Veränderung der Faserorientierung oder der Berstdruckfestigkeit. Beim PP-GF50 folgt hierauf in dem Drehzahlbereich zwischen 0,5 s⁻¹ und 2 s⁻¹ eine starke Veränderung der Mikrostruktur und der damit verbundenen Festigkeit. Eine weitere Erhöhung der Drehzahl führt anschließend nur zu geringeren Änderungen bei der Faserorien-

tierung sowie der Berstdruckfestigkeit, sodass sich ein stufenförmiger Kurvenverlauf zeigt. Beim untersuchten PP-GF30 und PA-GF50 hingegen folgt auf den Anfangsbereich eine konstante Änderung der Mikrostruktur, die sich in einer nahezu linearen Abhängigkeit der Berstdruckfestigkeit und der Faserorientierung von der Drehzahl widerspiegelt.

Es ist somit davon auszugehen, dass die Ausprägung dieses Kurvenverlaufs materialspezifisch ist, wobei hierbei nicht nur das Matrixpolymer, sondern auch der Fasergehalt oder mögliche weitere Additive darauf Einfluss nehmen können.

Bei den Untersuchungen zum Einfluss des Fasergehalts hat sich neben dem unterschiedlichen Kurvenverlauf vom PP-GF30 und PP-GF50 auch gezeigt, dass bei einem geringeren Fasergehalt auch eine relativ geringere Anzahl an Fasern umorientiert wird und somit der tangentialer Ausrichtungsgrad niedriger ist. Dies wirkt sich auch auf die Festigkeitssteigerungen aus, die beim PP-GF30 über den gesamten Drehzahlbereich geringer als beim PP-GF50 sind.

Interessant ist beim Werkzeugsystem mit drehendem Kern, wie sich die rotationsinduzierte Scherung auf den Verlauf der Faserorientierung auswirkt. Die Rotation führt dazu, dass die ursprüngliche Schichtstruktur mit hoher axialer Orientierung in den Randschichten und großem tangentialen Orientierungsanteil in der Kernschicht mit steigender Drehzahl schwächer ausprägt ist bzw. verschwindet. Hier ist mit steigender Drehzahl unabhängig vom Material zu beobachten, dass in den Randschichten der axiale Anteil geringer und der tangentialer Anteil höher wird. Zudem wird die Mittelschicht breiter. Hohe Drehzahlen und damit große rotatorische Scherung führt dazu, dass sich die Mittelschicht über den Großteil der Wanddicke erstreckt und die Randschichten, wenn überhaupt, nur noch leicht ausgeprägt sind. Zudem wird auch in der Mittelschicht die Faserausrichtung noch stärker in tangentialer Richtung umorientiert, sodass hier eine gleichmäßigere, uniaxialere Ausrichtung vorliegt. Mit entsprechend hoher Drehzahl ist es möglich, dass die ursprüngliche Schichtstruktur vollständig verschwindet und die tangentialer Ausrichtung über die gesamte Wanddicke dominiert.

4 FAZIT

Durch einen drehenden Werkzeugkern beim Spritzgießen von rotationssymmetrischen Bauteilen wird während des Einspritzvorgangs Scherung in tangentialer Richtung induziert, die sich mit der einspritzbedingten Scherung überlagert. Mit den hier vorgestellten Untersuchungen wird gezeigt, wie durch diese Werkzeugtechnik die Faserorientierung von kurzfaserverstärkten Kunststoffen und die daraus resultierende Mechanik signifikant beeinflusst werden kann. Durch die Umorientierung der Fasern in tangentialer Richtung kann die Berstdruckfestigkeit dieser Bauteile teilweise um mehr als 100 % gesteigert werden. Aus den Ergebnissen lassen sich folgende Schlüsse ziehen:

- Die Umorientierung der Fasern in tangentialer Richtung ist abhängig von der Drehzahl. Mit zunehmender Drehzahl kann ein größerer Anteil an Fasern in Umfangsrichtung umorientiert und die Festigkeit gesteigert werden. Hierbei ist die Abhängigkeit zwischen Faseränderung und Drehzahl materialabhängig. Beim PP-GF50 ist der Verlauf stufenförmig ausgeprägt und bei niedrigen und hohen Drehzahlen ist nur eine geringe Änderung vorhanden, wohingegen die anderen Materialien eine nahezu lineare Abhängigkeit zeigen.
- Die Werkzeugtechnik funktioniert unabhängig von Matrixmaterial und Fasergehalt und führt bei allen untersuchten Materialien zu einer deutlichen Faserumorientierung und damit verbundenen signifikanten Festigkeitssteigerung.
- Bei entsprechend hoher Scherung ist die für faserverstärkte Materialien klassische Schichtstruktur nicht mehr vorhanden und über der gesamten Wanddicke ist der Großteil an Fasern in Umfangsrichtung orientiert. Die Rotation führt sowohl dazu, dass die üblicherweise in axiale Richtung orientierten Randschichten in tangentialer Richtung umorientiert werden, als auch zu einer stärker ausgeprägten tangentialen Orientierung in der Kernschicht.
- Eine Variation der Wanddicke wirkt sich gleichermaßen auf die einspritz- und rotationsinduzierte Scherung aus. Daher ist eine Veränderung der Mikrostruktur und die damit einhergehende Festigkeitssteigerung gleichermaßen für dünnere und dickere Wanddicken möglich.

DANKSAGUNG

Das Projekt (FKZ: ZF4153410TA9) wird vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (BMWi) im Rahmen des Programms „Zentrales Innovationsprogramm Mittelstand (ZIM)“ gefördert. Der Dank gilt den Projektpartnern RIA Polymers GmbH und H. Sundermeier GmbH sowie Herrn Uwe Becker, Geschäftsführer MKS-Kunststoffspritzguss GmbH für die beratende Begleitung. Zudem danken wir Arburg GmbH + Co KG für das Bereitstellen einer Spritzgießmaschine.

ANHANG

Material	Wanddicke [mm]	Drehzahl Stichprobe 1 [s ⁻¹]	Drehzahl Stichprobe 2 [s ⁻¹]	signifikanter Unterschied $\alpha = 0,05$
PP-GF50	1,5	0	0,7	nein
		0,7	0,9	ja
		0,7	1,8	ja
		1,8	4,4	nein
	2,0	0	4,4	ja
		0	0,5	nein
		0,5	1,2	ja
		1,2	4,2	ja
	2,5	0	4,2	ja
		0	0,6	ja
		0,6	1,3	ja
		1,3	4,4	ja
3,0	0	4,4	ja	
	0	0,4	nein	
	0,4	1,9	ja	
	1,9	4,7	nein	
3,5	0	4,7	ja	
	0	0,5	nein	
	0,5	1,8	ja	
	1,8	4,6	nein	
PP-GF30	2,5	0	4,6	ja
		0	0,3	nein
		0	2,2	ja
PA-GF50	2,5	0	4,8	ja
		0	0,6	nein
		0,6	1,9	ja
		0,6	3,1	ja
		0	3,1	ja
		0	3,1	ja

Tabelle 3: Ergebnis der Signifikanzanalysen in einzelnen Messreihen zwischen ausgewählten Versuchspunkten

LITERATUR

- [1] Degischer, H. P. Lüftl, S. Leichtbau: Prinzipien, Werkstoffauswahl und Fertigungsvarianten
Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2009
DOI: 10.1002/9783527628247
- [2] Baur, E. Brinkmann, S. Osswald, T. et al. Saechtling Kunststoff Taschenbuch
31. Ausgabe, Carl-Hanser Verlag, München, 2013
DOI: 10.3139/9783446437296
- [3] Gandhi, U. Goris, S. Osswald, T. et al. Discontinuous Fiber-Reinforced Composites
Carl-Hanser Verlag, München, 2020
DOI: 10.3139/9781569906958
- [4] Schröder, T. Rheologie der Kunststoffe: Theorie und Praxis
Carl-Hanser Verlag, München, 2018
DOI: 10.3139/9783446457225
- [5] Beaumont, J. P. Sambale, H. Auslegung von Anguss und Angusskanal: Spritzgießwerkzeug erfolgreich einsetzen
2. Auflage, Carl-Hanser Verlag, München, 2020
DOI: 10.3139/9783446464254
- [6] Dehenau, C. Leo, V. Cuvelliez, C. Process for moulding a thermoplastic material by injection onto a rotating core
US Patent 5,798,072 veröffentlicht am 25.08.1998
- [7] Dehenau, C. Leo, V. Cuvelliez, C. Process for moulding a thermoplastic material by injection onto a rotating core
US Patent 5,824,254 veröffentlicht am 20.10.1998
- [8] Dehenau, C. Leo, V. Cuvelliez, C. Process for moulding a thermoplastic material by injection onto a rotating core
DE Patent 69613283T2 veröffentlicht am 18.04.2002
- [9] Warkoski, G. Das Spritzgießen von verstärkten Polymeren mit rotierendem Kern
Gummi, Fasern, Kunststoffe GAK (2006) 7, S. 439-443
- [10] Cao, B. Shepard T. Injection Spin Molding Process
US Patent 5,753,159 veröffentlicht am 19.05.1998

- [11] Cleereman, K. Injection Molding Technique
US Patent 3,907,952 veröffentlicht am 23.09.1975
- [12] Krumpholz, T.
Jetscho, S.
Oudehinken, H.
et al. Spritzgießen mit drehendem Kern
Kunststoffe (2019) 7, S. 44-47
- [13] Krumpholz, T.
Land, P. Targeted manipulation of fiber orientation through a relative movement in an injection mould
Advances in Polymer Processing 2020, Springer Vieweg Verlag, Berlin
DOI: 10.1007/978-3-662-60809-8_10
- [14] Advani, S. G.
Tucker, C. L. The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites
Journal of Rheology 31 (1987) 8, S. 751 – 784
DOI: 10.1122/1.549945
- [15] Breuer, K.
Stommel, M.
Korte, W. Analysis and Evaluation of Fiber Orientation Reconstruction Methods
Journal of Composites Science 3 (2019) 3, 67
DOI: 10.3390/jcs3030067
- [16] Predak, S. Mikrowellen-Orientierungsmessungen zur Zerstörungsfreien Charakterisierung kurzfaserverstärkter Kunststoffe
Dissertation Universität Stuttgart, 2007
DOI: 10.18419/opus-1751
- [17] Barkley, D.
Akay, M. Fibre orientation and mechanical behaviour in reinforced thermoplastic injection mouldings
Journal of Material science 26 (1991) 10, S. 2731-2742
DOI: 10.1007/BF00545562
- [18] Lee, K.S.
Lee, S.W.
Chung, K.
et al. Measurement and numerical simulation of three-dimensional fiber orientation states in injection-molded short-fiber-reinforced plastics
Journal of Applied Polymer Science 88 (2003) 2, S. 500-509
DOI: 10.1002/app.11757

- [19] Sharma, B.N. Naragani, D. Nguyen, B. N. et al. Uncertainty quantification of fiber orientation distribution measurements for long-fiber-reinforced thermoplastic composites
Journal of Composite Materials 52 (2018) 13, S. 1781-1797
DOI: 10.1177/0021998317733533
- [20] Willems, F. Reitingner, P. Bonten, C. Calibration of Fiber Orientation Simulations for LFT – A New Approach
Journal of Composites Science 4 (2020) 4, 163
DOI: 10.3390/jcs4040163
- [21] Prade, F. Schaff, F. Senck, S. et al. Nondestructive characterization of fiber orientation in short fiber reinforced polymer composites with X-ray vector radiography
NDT & E International 86 (2017), S.65-72
DOI: 10.1016/j.ndteint.2016.11.013
- [22] Bernasconi, A. Cosmi, F. Hine, P.J. Analysis of fibre orientation distribution in short fibre reinforced polymers: A comparison between optical and tomographic methods
Composites Science and Technology 72 (2012) 16, S. 2002-2008
DOI: 10.1016/j.compscitech.2012.08.018
- [23] Gandhi, U. De Boodt, S. Kunc, V. et al. Method to measure orientation of discontinuous fiber embedded in the polymer matrix from computerized tomography scan data
Journal of Thermoplastic Composite Materials 29 (2016) 12, S. 1696-1709
DOI: 10.1177/0892705715584411
- [24] Bay, R.S. Tucker, C.L. Stereological measurement and error estimates for three-dimensional fiber orientation
Polymer Engineering & Science 32 (1992) 4, S. 240-253
DOI: 10.1002/pen.760320404
- [25] Vélez-García, G. Wapperom, P. Kunc, V. et al. Unambiguous orientation in short fiber composites over small sampling area in a center-gated disk
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 43 (2012) 1, S. 104-113
DOI: 10.1016/j.compositesa.2011.09.024

- [26] Régnier, G.
Dray, D.
Jourdain, E. A simplified method to determine the 3D orientation of an injection molded fiber-filled polymer
Polymer Engineering & Science 48 (2008) 11, S. 2159-2168
DOI: 10.1002/pen.21161
- [27] Möglinger, B.
Eyerer, P. Determination of the weighting function $g(\beta_i, r, v_f)$ for fibre orientation analysis of short fibre-reinforced composites
Composites 22 (1991) 5, S. 394-399
DOI: 10.1016/0010-4361(91)90555-U
- [28] Fischer, G.
Eyerer, P. Measuring spatial orientation of short fiber reinforced thermoplastics by image analysis
Composites 20 (1989) 3, S. 297-304
DOI: 10.1016/0010-4361(89)90401-1
- [29] Vélez-García, G.
Wapperom, P.
Kunc, V.
et al. Sample preparation of image acquisition using optical-reflective microscopy in the measurement of fiber orientation in thermoplastic composites
Journal of Microscopy 248 (2012) 1, S.23-33
DOI: 10.1111/j.1365-2818.2012.03646.x
- [30] Mlekusch, B. Fibre orientation in short-fibre-reinforced thermoplastics I. Contrast enhancement for image analysis
Composites Science and Technology 59 (1999) 4, S. 543-545
DOI: 10.1016/S0266-3538(98)00102-X
- [31] Shapiro, S.
Wilk, M. An analysis of variance test for normality (complete samples)
Biometrika 52 (1965) 3-4, S. 591-611
DOI: 10.1093/biomet/52.3-4.591
- [32] Welch, B. The Significance of the Difference Between Two means when the Population Variances are Unequal
Biometrika 29 (1938) 3-4, S. 350-362
DOI: 10.2307/2332010
- [33] Vincent, M.
Giroud, T.
Clarke, A.
et al. Description and modeling of fiber orientation in injection molding of fiber reinforced thermoplastics
Polymer 46 (2005) 17, S. 6719-6725
DOI: 10.1016/j.polymer.2005.05.026

- [34] de Monte, M. Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – Quasi-static loading
Moosbrugger, E. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 41 (2010) 7, S. 859-871
Quaresimin, M. DOI: 10.1016/j.compositesa.2010.02.018
- [35] van Roo, T. Richtungsabhängige Kennwerte – Unidirektionale Platten zur Entnahme hochorientierter Probekörper
Dillenberger, F. Kunststoffe (2019) 4, S. 74-77
- [36] Amberg, J. Ermittlung temperaturabhängiger anisotroper Stoffwerte für die Spritzgießsimulation
Forschungsbericht AiF 13200N, DKI, Darmstadt 2004

Bibliography

DOI 10.3139/O999.03032022
Zeitschrift Kunststofftechnik / Journal of Plastics
Technology 18 (2022) 3; page 173–201
© Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG
ISSN 1864 – 2217

Stichworte:

Spritzgießen, Werkzeugsystem mit drehendem Kern, faserverstärkte Kunststoffe, Faserorientierung

Keywords:

Injection moulding, rotating mould core system, fibre-reinforced plastics, fibre orientation

Autor / author:

Philipp Land, M.Sc. (1. Autor)
Prof. Dr.-Ing. Thorsten Krumpholz (2. Autor)
Labor für Kunststoff-CAE und Faserverbundkunststoffe
Hochschule Osnabrück
Albrechtstr. 30
49076 Osnabrück

E-Mail: t.krumpholz@hs-osnabrueck.de
Webseite: www.hs-osnabrueck.de/laborbereich-kunststofftechnik/
Tel.: +49 (0)541 / 969 - 7132
Fax: +49 (0)541 / 969 - 17132

Prof. Dr.-Ing. Hans-Peter Heim (3. Autor)
Institut für Werkstofftechnik
Fachgebiet Kunststofftechnik
Universität Kassel
Mönchebergstraße 19
34109 Kassel

Herausgeber / Editors**Europa / Europe**

Prof. Dr.-Ing. habil. Bodo Fiedler
Institut für Kunststoffe und Verbundwerkstoffe
Technische Universität Hamburg
Denickestr. 15 (K)
21073 Hamburg
Deutschland
Tel.: +49 (0)40 42878 3038
E-Mail: fiedler@kunststofftech.com

Prof. Dr.-Ing. Reinhard Schiffers
Institut für Produkt Engineering
Universität Duisburg-Essen
Lotharstr. 1, MA 222
47057 Duisburg
Deutschland
Tel.: +49 (0)203 379 2500
E-Mail: schiffers@kunststofftech.com

Amerika / The Americas

Prof. Prof. hon. Dr. Tim A. Osswald
Polymer Engineering Center, Director
University of Wisconsin-Madison
1513 University Avenue
Madison, WI 53706
USA
Tel.: +1 608 263 9538
E-Mail: osswald@engr.wisc.edu

Verlag / Publisher

Carl-Hanser-Verlag GmbH & Co. KG
Jo Lendle, Oliver Rohloff
Geschäftsführer
Kolbergerstraße 22
81679 München
Germany
Tel.: +49 (0)89 99830 0
E-Mail: info@hanser.de

Redaktion / Editorial Office

Dr.-Ing. Eva Bittmann
Janina Mittelhaus, M.Sc.
E-Mail: redaktion@kunststofftech.com