



**Fraunhofer** Institut  
Chemische Technologie

# Steifigkeitsberechnung von diskontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten auf der Basis von Faserorientierungs- und Faser- längenverteilungen

Andreas Radtke

Wissenschaftliche Schriftenreihe  
des Fraunhofer ICT  
Band 45

**Fraunhofer IRB**  **Verlag**



Fraunhofer-Institut  
für Chemische Technologie ICT

Andreas Radtke

Steifigkeitsberechnung von  
diskontinuierlich faserverstärkten  
Thermoplasten auf der Basis von  
Faserorientierungs- und Faser-  
längenverteilungen)

Wissenschaftliche Schriftenreihe  
des Fraunhofer ICT  
Band 45

Fraunhofer IRB Verlag

**Herausgeber:**

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

D 93

Zugl.: Stuttgart, Univ.-Diss., 2008

Druck und Weiterverarbeitung:

IRB Mediendienstleistungen

Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB, Stuttgart

Alle Rechte vorbehalten

Dieses Werk ist einschließlich aller seiner Teile urheberrechtlich geschützt. Jede Verwertung, die über die engen Grenzen des Urheberrechtsgesetzes hinausgeht, ist ohne schriftliche Zustimmung des Verlages unzulässig und strafbar. Dies gilt insbesondere für Vervielfältigungen, Übersetzungen, Mikroverfilmungen sowie die Speicherung in elektronischen Systemen.

Die Wiedergabe von Warenbezeichnungen und Handelsnamen in diesem Buch berechtigt nicht zu der Annahme, daß solche Bezeichnungen im Sinne der Warenzeichen- und Markenschutz-Gesetzgebung als frei zu betrachten wären und deshalb von jedermann benutzt werden dürften.

Soweit in diesem Werk direkt oder indirekt auf Gesetze, Vorschriften oder Richtlinien (z.B. DIN, VDI) Bezug genommen oder aus ihnen zitiert worden ist, kann der Verlag keine Gewähr für Richtigkeit, Vollständigkeit oder Aktualität übernehmen.

© Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie, Pfinztal 2008

Fraunhofer IRB Verlag, 2009, ISBN 978-3-8167-7852-3, ISSN 0933-0062

Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau IRB

Postfach 800469, 70504 Stuttgart

Nobelstraße 12, 70569 Stuttgart

Telefon 0711 970-2500

Telefax 0711 970-2508

E-Mail [irb@irb.fraunhofer.de](mailto:irb@irb.fraunhofer.de)

URL [www.irb.fraunhofer.de](http://www.irb.fraunhofer.de)

# **Steifigkeitsberechnung von diskontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten auf der Basis von Faserorientierungs- und Faserlängenverteilungen**

Von der Fakultät Konstruktions-, Produktions- und Fahrzeugtechnik  
der Universität Stuttgart  
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)  
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von  
Dipl.-Ing. Andreas Radtke  
geboren in Frankenthal

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. P. Eyerer  
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. M. Maier  
Tag der mündlichen Prüfung: 30.09.2008

Institut für Kunststoffprüfung und Kunststoffkunde der Universität Stuttgart

*„...We shall never surrender...“*

*Sir Winston S. Churchill, June 4<sup>th</sup>, 1940*

## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand während und nach meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter der Arbeitsgruppe Faserverbundwerkstoffe am Fraunhofer Institut für chemische Technologie (ICT) in Pfinztal (Berghausen).

Mein besonderer Dank gilt Prof. Dr.-Ing. P. Eyerer für die Unterstützung der Arbeit und die Übernahme des Hauptberichtes.

Herrn Prof. Dr.-Ing. M. Maier danke ich für die Übernahme des Mitberichtes und für die Unterstützung dieser Arbeit.

Meinem ehemaligen Team mit Dr.-Ing. F. Henning, Dr.-Ing. S. Tröster, Dipl.-Ing. O. Geiger, Dr.-Ing. W. Krause, Dr.-Ing. R. Bräuning, Dipl.-Ing. A. Stark, Herrn S. Ihle, Dipl.-Ing. M. Reif, Dipl.-Ing. M. Walch und Dipl.-Ing. L. Berg danke ich für die vertrauensvolle Zusammenarbeit und das gute Klima in den Jahren am ICT.

Für die Beiträge bei Messungen und Versuchsreihen möchte ich Stephan Ihle, Manfred Reif, Oliver Geiger und Gunnar Kronis, sowie der Firma M-Base und dem Fraunhofer IZFP für die Bereitstellung wichtiger Software für die Durchführung dieser Arbeit meinen Dank aussprechen.

Für Anregungen, Hilfe und konstruktive Kritik bei der Anfertigung der Arbeit danke ich Dr.-Ing. B. Bader.

Für die Motivation, diese Arbeit durchzuziehen, gilt mein ganz besonderer und spezieller Dank den Freunden, die mich während dieser Arbeit unterstützt haben.

Bedanken möchte ich mich auch besonders bei meinen Eltern für ihre unermüdliche Hilfe.

Mannheim, Januar 2008

Andreas Radtke

## Kurzfassung

Faserverstärkte Thermoplaste haben vor allem im Automobilssektor eine wachsende Bedeutung als Werkstoffe. Stand-der-Technik Verfahren bei der Verarbeitung von diskontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten, speziell der langfaserverstärkten Thermoplaste (LFT), ist der Einsatz von glasmattenverstärkten Thermoplasten (GMT) und Stäbchengranulaten (LFT-G). Daneben gewinnen Direktverfahren (LFT-D) an Bedeutung, bei denen die Bauteile direkt aus den Komponenten Glasfasern, Polymere und Additive compounding und ohne Zwischenschritt direkt im Fließpressverfahren geformt werden. Das in dieser Arbeit verwendete Direktverfahren setzte Schnittglas als Verstärkungsfasern ein, um mit einer definierten Faserlängenverteilung mit Durchschnittswerten im Bereich zwischen 1 mm – 5 mm zu beginnen. Infolge des Fließpressprozesses bildet sich durch die sich einstellende Faserorientierung eine Anisotropie der mechanischen Eigenschaften aus.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde eine Berechnungsmethodik entwickelt, um die anisotropen Steifigkeitseigenschaften von diskontinuierlich faserverstärkten Thermoplast-Bauteilen zu bestimmen. Die Berechnungsmethodik stützt sich auf die Berücksichtigung von Faserorientierungs- und Faserlängenverteilungen. Dazu erfolgte eine umfassende Charakterisierung der Faserorientierung mittels Steifigkeitsuntersuchungen von Biege- und Zugproben und mittels Röntgenanalysen. An den Fasern wurde eine Längenmessung vorgenommen und die so erhaltenen Faserlängenverteilungen (FLV) systematisch in die Auslegung integriert.

Der Einsatz von FE-Simulationstechniken beinhaltet die Prozesssimulation zur Beurteilung von Formfüllung und Faserorientierungsberechnung und die anschließende strukturelle FE-Simulation der Probekörper und Bauteile. Damit konnten die aus der Faserorientierungsberechnung errechneten Steifigkeiten mit Versuchsergebnissen verglichen werden.

Der Abgleich mit Simulationsberechnungen ergab den Beleg für Schwächen der existierenden Faserorientierungsmodellierung für mittlere (1 mm – 5 mm) und längere (> 5 mm) Faserlängenbereiche. Daraus wurden Hinweise zur möglichen Verbesserung der Faserorientierungsberechnung abgeleitet.

Die Entwicklungen im Rahmen dieser Arbeit führen zu einem tieferen Verständnis der Vorgänge während des Formfüllungsprozesses und zu einer Erhöhung der Genauigkeit und Zuverlässigkeit der Berechnung von diskontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten.



## Abstract

Fibre reinforced thermoplastics have gained increasing importance especially in automotive industry. State-of-the-art in processing of discontinuous fibre reinforced thermoplastics, especially when considering long-fibre reinforced thermoplastics (LFT), is the use of glass-mat-reinforced thermoplastics (GMT) and long-fibre reinforced pellets (LFT-G). Direct processes (LFT-D), forming parts directly from the components glass fibres, polymer and additives without intermediate processing using a compression molding process, are gaining importance. The direct process used in this thesis employed cut glass fibres as reinforcements to start with a defined fibre length distribution with a fibre length band between 1 mm – 5 mm as an average.

Due to the flow in the compression molding process a fibre orientation occurs, resulting in anisotropic mechanical properties.

In this thesis a method for calculating anisotropic mechanical stiffnesses of fibre reinforced thermoplastic parts has been developed. This methodology is based on considering fibre orientation distributions as well as fibre length distributions. Therefore extensive characterisations of fibre orientations using mechanical stiffness evaluations using flexural and tensile circular specimen and X-ray analysis were carried out. Fibre length measurements were conducted and the obtained fibre length distributions were integrated systematically into the stiffness calculations.

The use of FE-simulations included process simulation techniques for assessing part filling behaviour and fibre orientation simulations as well as consecutive structural FE-simulations of specimen and parts. With these results the calculated stiffnesses from the fibre orientation calculations could be compared with experimental results.

The comparison of simulations revealed evidences for weak points in existing fibre orientation modelling for medium (1 mm – 5 mm) to long (> 5 mm) fibre lengths. Suggestions for improvements of fibre orientation simulation were derived from these observations.

The developments in this thesis led to a deeper understanding of the occurrences during the mold filling process and to an increased accuracy and reliability of calculation for discontinuous fibre reinforced thermoplastics.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b> .....	<b>1</b>
1.1	Zielsetzung und Abgrenzung der Arbeit.....	3
<b>2</b>	<b>Stand der Technik</b> .....	<b>6</b>
2.1	Verarbeitungstechnik diskontinuierlich faserverstärkter Polymere.....	6
2.2	Diskontinuierlich faserverstärkte Polymere.....	6
2.2.1	Diskontinuierlich faserverstärkte Duroplaste.....	6
2.2.2	Diskontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste.....	7
2.3	Stand der Untersuchungen.....	9
2.3.1	Untersuchungen von Materialien aus Spritzgießverfahren.....	9
2.3.2	Untersuchungen von Materialien aus Direktverfahren.....	11
2.4	Rheologische Untersuchungen faserverstärkter Polymere.....	12
2.5	Charakterisierung der Faserverteilung.....	13
2.5.1	Untersuchungen der Faserorientierungsverteilung.....	13
2.5.2	Ermittlung von Faserlängenverteilungen.....	16
2.5.3	Untersuchungen von Fasergehaltsverteilungen.....	18
2.6	Berechnungsansätze.....	18
2.6.1	Modellansätze zur Berechnung strukturmechanischer Steifigkeiten.....	18
2.6.2	Mikromechanische Materialmodelle.....	20
2.6.3	Modellierung des Formfüllvorganges.....	22
2.6.4	Faserorientierungsberechnung.....	23
2.7	Simulation.....	26
2.7.1	Formfüllsimulation.....	26
2.7.2	Verzugssimulation.....	28
2.7.3	Strukturanalysen.....	29
<b>3</b>	<b>Materialuntersuchungen</b> .....	<b>30</b>
3.1	Direktprozess mit Schnittglaseinarbeitung.....	31
3.2	Mechanische Untersuchungen der anisotropen Steifigkeiten.....	33
3.2.1	Hauptachsen und Anisotropieverhältnisse beim Zugrondenversuch.....	34
3.2.2	Auswertung des Zugrondenversuches.....	35
3.2.3	Hauptachsen und Anisotropieverhältnisse beim Biegerondenversuch...	37
3.2.4	Einfluss der Ausgangsfaserlänge.....	39
3.2.5	Einfluss der Probenentnahmeposition.....	42

3.2.6	Zusammenfassung und Diskussion der mechanischen Untersuchungen.....	44
3.3	Faserorientierungsanalyse aus Röntgenaufnahmen .....	46
3.3.1	Röntgenaufnahmen und Auswertung.....	46
3.3.2	Auswertungen Röntgenaufnahmen analog zum Zugrondenversuch.....	47
3.3.3	Auswertungen Röntgenaufnahmen analog zum Biegerondenversuch...	48
3.3.4	Zusammenfassung und Diskussion der Röntgen- und Faserorientierungsauswertung .....	51
3.4	Analyse von Schnittbildaufnahmen .....	51
3.4.1	Aufnahmepositionen und Analyse.....	51
3.4.2	Diskussion der Schnittbildanalysen.....	53
3.5	Veraschung und Faserlängenanalyse.....	53
3.5.1	Durchführung der Faserlängenanalyse .....	53
3.5.2	Ergebnisse der Faserlängenmessungen.....	54
3.5.3	Diskussion der Faserlängenmessungen .....	56
3.6	Veraschung und Fasergehaltsanalyse.....	57
3.7	Ermittlung der Fließgrenztemperatur .....	60
3.8	Winkelabweichung der Fließfront von der Werkzeugkante.....	60
<b>4</b>	<b>Modellierung diskontinuierlich faserverstärkter Materialien .....</b>	<b>64</b>
4.1	Methodik der Integration von Faserlängen- und Faserorientierungsverteilungen in die Steifigkeitsberechnung .....	64
4.2	Integration der Faserlängenverteilung in die Strukturanalyse .....	65
4.2.1	Faserlängeneinfluss in mikromechanischen Modellansätzen .....	65
4.2.2	Definition eines Faserlängenäquivalents.....	66
4.2.3	Integration der Faserlängenverteilung in die Einheitsteifigkeitsmatrix....	68
4.3	Integration der Faserorientierungsverteilung in die Strukturanalyse .....	70
4.3.1	Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse (Zugrondenproben) .....	70
4.3.2	Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse (Biegerondenproben) .....	71
4.4	Berücksichtigung Fasergehalt.....	73
<b>5</b>	<b>Simulation.....</b>	<b>74</b>
5.1	Simulation Prüfplatten.....	74
5.1.1	Füllsimulation .....	74

5.1.2	Faserorientierungssimulation .....	75
5.2	Bestimmung der Faserinteraktionskoeffizienten .....	77
5.2.1	Vergleich von Zugrondenauswertung und Faserorientierungs- simulation .....	77
5.2.2	Vergleich von Biegerondenauswertung und Faserorientierungs- simulation .....	78
5.2.3	Diskussion Faserinteraktion und Faserorientierung .....	80
5.2.4	Rückschlüsse auf den Fasertransport .....	82
5.3	Simulation von Zugronden .....	83
5.4	Simulation von Biegeronden .....	85
5.5	Zusammenfassung und Diskussion der Simulationen von Zug- und Biege- ronden .....	87
5.5.1	Modellierungsfehler im Einlegebereich der Probepplatten .....	87
5.6	Simulation einer Trägerstruktur .....	88
5.6.1	Füllsimulation der Trägerstruktur .....	88
5.6.2	Faserorientierungssimulation der Trägerstruktur .....	89
5.6.3	Struktursimulation der Trägerstruktur .....	89
5.6.4	Validierung .....	90
5.6.5	Zusammenfassung und Diskussion der Simulation der Trägerstruktur ..	91
5.7	Verzugssimulation der Prüfplatten .....	92
5.7.1	Analyse des Verzuges von Probepplatten und Verzugssimulation .....	92
5.7.2	Zusammenfassung und Diskussion der Verzugssimulation .....	93
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>94</b>
6.1	Zusammenfassung .....	94
6.1.1	Verarbeitungseinflüsse .....	94
6.1.2	Untersuchungen von Faserlängen- und Faserorientierungs- verteilungen .....	95
6.1.3	Mechanische Untersuchungen der Anisotropie .....	95
6.1.4	Modellierung diskontinuierlicher Faserverbundwerkstoffe .....	95
6.1.5	Faserorientierungssimulation .....	96
6.1.6	Strukturelle FE-Simulation .....	97
6.2	Ausblick .....	98
<b>7</b>	<b>Anhang .....</b>	<b>100</b>
7.1	Modellansätze .....	100

7.1.1	Hookesches Gesetz .....	100
7.1.2	Transformationsbeziehungen und Laminattheorie .....	102
7.1.3	Lineare Mischungsregel .....	103
7.1.4	Gleichungen nach der Shear Lag-Theorie .....	104
7.1.5	Gleichungen nach Halpin Tsai .....	104
7.1.6	Gleichungen nach Chow .....	105
7.1.7	Gleichungen nach Tandon-Weng.....	106
7.1.8	Eshelby-Tensor [101, ].....	108
7.2	Versuchsergebnisse .....	108
7.2.1	Anisotropieverhältnisse Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) (Einzelplatte).....	108
7.2.2	Faserlängenauswertung.....	110
7.2.3	DSC-Auswertungen des Matrixmaterial .....	111
7.2.4	Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse.....	113
7.2.5	Aufnahmen vom Verzug der Probeplatten .....	115
7.2.6	Simulation .....	116
<b>8</b>	<b>Literatur .....</b>	<b>119</b>

## Abbildungsverzeichnis

Abb. 1:	Gliederung der Fertigungstechnologien für diskontinuierlich faserverstärkte Polymere .....	1
Abb. 2:	Verfahrensschema LFT-D Anlagentechnik.....	9
Abb. 3:	Schnittfasereinarbeitung im abgewandelten LFT-D Verfahren.....	9
Abb. 4:	Schichtbildung der Faserorientierungen infolge von Viskositätsunterschieden in der Matrix nach Glaser [39].....	10
Abb. 5:	Quellströmung nach Tadmor [40].....	11
Abb. 6:	Schema des Biegerondenversuches.....	14
Abb. 7:	Schematische Fasereffektivität nach Schemme [2], bzw. Schijve [74]....	16
Abb. 8:	Definition des Faserorientierungsvektors [30] .....	24
Abb. 9:	Definition der Faserorientierungshäufigkeit [29].....	24
Abb. 10:	Einlege- und Fliessbereich der Prüfplatte.....	30
Abb. 11:	Schneckenkonfiguration im ZSG für Verarbeitung von Schnittglasfasern	31
Abb. 12:	Scheidwerk an der Verarbeitungsanlage.....	32
Abb. 13:	Anordnung der Schneidmesser für die Schnittglas-Versuchsreihen .....	32
Abb. 14:	Probenentnahmeplan der Anisotropieuntersuchungen .....	34
Abb. 15:	Schema des Zugrondenversuches.....	35
Abb. 16:	Ergebnisse Zugrondenversuch Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)	36
Abb. 17:	Versuchsaufbau der Biegerondenprüfung.....	38
Abb. 18:	Ergebnisse Biegerondenversuch Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1), 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) und 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) .....	41
Abb. 19:	Anisotropiekarte Biegerondenversuch Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) .....	43
Abb. 20:	Entwicklung der Beträge der AV entlang der Mittellinie der Probeplatten für die Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3) im Biegerondenversuch .....	45
Abb. 21:	Exemplarische Röntgenbilder 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1) (links), 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) (mitte) und 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) (rechts) .....	46
Abb. 22:	Röntgenauswertung Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) .....	48
Abb. 23:	Röntgenauswertung analog Biegerondenversuch (Spalte 1) der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3)...	50
Abb. 24:	Aufnahmepositionen der Schnittbilder.....	52

Abb. 25	Schnittbilder Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) im Einlegebereich .....	52
Abb. 26:	Schnittbilder Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) im Fließbereich..	52
Abb. 27:	Schema der Auswerteräume für die Faserlängenmessung.....	54
Abb. 28:	Vergleich der Faserlängenverteilungen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll-Ausgangs-FL (V1-V3).....	55
Abb. 29:	Probenanordnung Fasergehaltsuntersuchung .....	58
Abb. 30:	Auswertung Fasergehaltsverteilung der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3) entlang des Fließweges .....	58
Abb. 31:	Auswertung Fasergehaltsverteilung der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3) entlang der Plattenbreite.....	59
Abb. 32:	DSC-Analyse Polypropylen DOW C711-70 RNA + 5.5% 13.25 Stabilisierungsbatch .....	60
Abb. 33:	Fließbilder bei Materialumstellung .....	61
Abb. 34:	Thermographieaufnahme eines Plastifikatstranges.....	62
Abb. 35:	Resultierende Faserorientierungsrichtung infolge gedrehter Fließfront .	63
Abb. 36:	Ablaufschema für die Berechnung von Steifigkeiten diskontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste.....	64
Abb. 37:	Entwicklung des E-Modul E11 als Funktion der durchschnittlichen Faserlänge .....	65
Abb. 38:	Ermittlung des Faserlängenäquivalents für eine beispielhafte Faserlängenverteilung.....	67
Abb. 39:	Vergleich der Steifigkeiten der Einheitssteifigkeitsmatrix unter Berücksichtigung der Faserlängenverteilungen der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3) .....	67
Abb. 40:	Ablaufschema der Berechnung der Einheitssteifigkeitsmatrix aus Faserlängenanteilen.....	69
Abb. 41:	Zugrondenauswertung 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3): Vergleich der berechneten und gemessenen Anisotropie-Ellipsen (Steifigkeiten berechnet: rot, gemessen: blau).....	71
Abb. 42:	Biegerondenauswertung 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3): Vergleich der berechneten und gemessenen Anisotropie-Ellipsen (Steifigkeiten berechnet: rot, gemessen: blau).....	73

Abb. 43:	Füllbilder der Versuchsreihen 0,25-Zoll- (V1) (links), 0,5-Zoll- (V2) (mitte), 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) (rechts).....	75
Abb. 44:	Anordnung der Elementreihen für die Bestimmung der Anisotropieverhältnisse (für Zugronden: linke Reihe, für Biegeronden: rechte Reihe).....	76
Abb. 45:	Bestimmung der Vororientierungen der Fasern im Plastifikatstrang .....	76
Abb. 46:	Vergleich gemessener und simulierter Anisotropieverhältnisse der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) Zugrondenversuch.....	77
Abb. 47:	Vergleich gemessener und simulierter Anisotropieverhältnisse der Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1) Biegerondenversuch.....	78
Abb. 48:	Vergleich gemessener und simulierter Anisotropieverhältnisse der Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) Biegerondenversuch.....	79
Abb. 49:	Vergleich gemessener und simulierter Anisotropieverhältnisse der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) Biegerondenversuch.....	80
Abb. 50:	Anordnung der Zugronde auf der Probestplatte und Randbedingungen der Zugrondensimulation.....	83
Abb. 51:	Plot der Verformungen (links) und der 1.Hauptspannung (rechts) in der Zugronde bei 0° Probenanordnung .....	84
Abb. 52:	Anordnung der Biegeronde auf der Probestplatte und Randbedingungen der Biegerondensimulation.....	85
Abb. 53:	Plot der Verformungen (links) und der 1.Hauptspannung (rechts) in der Biegeronde.....	86
Abb. 54:	Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Messungen und Simulationen im mittleren Fließbereich (P41).....	86
Abb. 55:	Füllstudie der Trägerstruktur .....	89
Abb. 56:	Faserorientierung in der Trägerstruktur.....	89
Abb. 57:	FE-Modell von Trägerstruktur und Druckfinne.....	90
Abb. 58:	Vergleich zwischen FE-Simulation und Versuchsergebnis.....	91
Abb. 59:	FE-Ergebnisplot Durchbiegung der Trägerstruktur bei 1600 N .....	91
Abb. 60:	Foto des Verzuges einer Platte mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1) .....	92
Abb. 61:	Beispielhaftes Bild einer Verzugssimulation.....	93
Abb. 62:	Anisotropiekarte Biegerondenversuch für Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1) (Einzelversuch).....	109



Abb. 63:	Faserlängenauswertung Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1) .....	110
Abb. 64:	Faserlängenauswertung Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2)	110
Abb. 65:	Faserlängenauswertung Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) ..	111
Abb. 66:	DSC-Auswertung der 1. Aufheizkurve Polypropylen DOW C711-70 RNA + 5.5% 13.25 Stabilisierungsbatch .....	111
Abb. 67:	DSC-Auswertung der 1. Abkühlkurve Polypropylen DOW C711-70 RNA + 5.5% 13.25 Stabilisierungsbatch .....	112
Abb. 68:	DSC-Auswertung der 2. Aufheizkurve Polypropylen DOW C711-70 RNA + 5.5% 13.25 Stabilisierungsbatch .....	112
Abb. 69:	Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Berechnungen und Messungen an Zugrondenversuch mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3).....	113
Abb. 70:	Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Berechnungen und Messungen an Biegerondenversuch mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1).....	113
Abb. 71:	Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Berechnungen und Messungen an Biegerondenversuch mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2).....	114
Abb. 72:	Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Berechnungen und Messungen an Biegerondenversuch mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3).....	114
Abb. 73:	Aufnahmen Verzug Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) .....	115
Abb. 74:	Aufnahmen Verzug Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3).....	115
Abb. 75:	Verzugssimulation Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) (links) und mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) (rechts) .....	116
Abb. 76:	Vergleichsspannung Zugrunde 1-Zoll-Ausgangs-FL .....	116
Abb. 77:	Plot der Verformungen Zugrunde 90° Probenanordnung .....	117
Abb. 78:	Vektorplot der 1. Hauptspannung Zugrunde 0° Probenanordnung .....	117
Abb. 79:	Vergleichsspannung Biegerunde 1-Zoll-Ausgangs-FL .....	118
Abb. 80:	Vektorplot der 1. Hauptspannung Biegerunde 0° Probenanordnung .....	118

## Tabellenverzeichnis

Tab. 1:	Prozessdaten von Schliessprofil und Haltezeiten der Presse .....	31
Tab. 2:	Übersicht Versuchsreihen Direktverarbeitung mit Schnittglaseinzug .....	33
Tab. 3:	Parameter des Zugrondenversuch.....	35
Tab. 4:	Anisotropieverhältnisse im Zugrondenversuch mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) .....	37
Tab. 5:	Parameter des Biegerondenversuch.....	38
Tab. 6:	Maximale Anisotropieverhältnisse in Plattenmitte (Spalte 1) Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1), Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) und Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)	40
Tab. 7:	Winkelabweichung Anisotropie-Ellipsen von Werkzeuglängsachse im Fliessbereich (Spalte 1, Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll-Ausgangs-FL (V1-V3)) .....	40
Tab. 8:	Maximale Anisotropieverhältnisse Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) .....	42
Tab. 9:	Winkelabweichung Anisotropie-Ellipsen von Werkzeuglängsachse im Fliessbereich (Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3), Spalten 1-3).....	44
Tab. 10:	Maximale Anisotropieverhältnisse der Röntgenauswertung in den Zugronden mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3).....	47
Tab. 11:	Maximale Anisotropieverhältnisse der Röntgenauswertung analog Biegerondenversuch (Spalte 1) für Versuchsreihen 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3).....	49
Tab. 12:	Durchschnittliche Faserlängen in Abhängigkeit der Ausgangsfaserlänge... ..	55
Tab. 13:	Faserlängenauswertung in Abhängigkeit der Ausgangsfaserlängen.....	56
Tab. 14:	Ergebnisse der Dichteuntersuchungen der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll- und 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1, V3).....	59
Tab. 15:	Faserlängenäquivalent der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3).....	68
Tab. 16:	Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse für Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) .....	70
Tab. 17:	Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse für die Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1) .....	71

Tab. 18:	Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse für die Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) .....	72
Tab. 19:	Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse für die Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) .....	72
Tab. 20:	Faserinteraktionskoeffizienten $C_i$ der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3).....	80
Tab. 21:	Ergebnisse der Simulationen der Zugronden .....	85
Tab. 22:	Gemessener Verzug der Prüfplatten der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3) .....	92
Tab. 23:	Berechneter Verzug der Prüfplatten mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3).....	93
Tab. 24:	Übersicht der Anzahl der Koeffizienten der Materialmodelle .....	102
Tab. 25:	Maximale Anisotropieverhältnisse für Versuchsreihe mit 0,25-Zoll- Ausgangs-FL (V1) .....	108

## Abkürzungsverzeichnis

<b>Index</b>	<b>Erklärung</b>
AV	Anisotropieverhältnis
BEM	Randelementemethode (Boundary Element Method)
BMC	Bulk Molding Compound
CCD	Bildaufnahmesensor (Charge-coupled Device)
CPI	Composite Products Inc.
CT	Computertomographie
DIF	Faserdirekteinarbeitung (Direct incorporation of fibres)
DRIFT	Direktverstärkungsverfahren Direct reinforcement fabrication technology
DSC	Differential Scanning Calorimetry
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Element Methode
FL	Faserlänge
FLV	Faserlängenverteilung
FOV	Faserorientierungsverteilung
FVK	Faserverbundkunststoffe
GF	Glasfaser
GMT	Glasmattenverstärkter Thermoplast
ICT	Fraunhofer Institut für Chemische Technologie, Pfinztal
IKV	Institut für Kunststoffverarbeitung, Aachen
IMC	Spritzgusscompounder (Injection Molding Compounder)
IWV	Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern
IZFP	Fraunhofer Institut für Zerstörungsfreie Prüfung, Saarbrücken
L/D	Länge-Durchmesser-(Verhältnis)
LFT	Langfaserverstärkter Thermoplast
LFT-D	Langfaserverstärkter Thermoplast Direktverfahren
LFT-D-IM	Langfaserverstärkter Thermoplast Direktverfahren Spritzgießverfahren
LFT-D-ILC	Langfaserverstärkter Thermoplast Direktverfahren mit Inline Compoundierung
LFT-G	Langfaserverstärkter Thermoplast Granulat
PA	Polyamid
PBT	Polybutylenterephthalat
PC	Polycarbonat
XIV	

PP	Polypropylen
PP/GFx	Polypropylen mit x Masseprozent Glasfaserverstärkung
pV <sub>T</sub>	Druck-Volumen-Temperatur Beziehung
RT	Raumtemperatur
S-LFT	In-line Compounding und Direkt Spritzgießen
SMC	Sheet Molding Compound
U/min	Umdrehungen pro Minute
UD	Unidirektional
UD-GMT	Unidirektional-GMT
UV	Ultraviolettes-(Licht)
XRE	Direktverarbeitungsverfahren (Glass roving extrusion-compression)
XRI	Direktverarbeitungsverfahren (Glass roving Injection)
ZSE	Zweischneckenextruder
ZSG	Zweischneckenengerät

## Nomenklatur

Index	Erklärung
$\alpha_1, \alpha_3$	Koeffizienten des Modells nach Chow
$\alpha_{ij}, \alpha_{ijkl}$	Tensorkomponenten Orientierungsverteilung
$\beta$	Koeffizient Folgar-Tucker-Gleichung
$\beta_1, \beta_3$	Koeffizienten des Modells nach Chow
$\beta^s$	Komponente im Shear-lag-Modell
$\varepsilon$	Dehnung
$\eta$	Koeffizient im Halpin Tsai-Modell
$\eta^c$	Koeffizient des Modells nach Chow
$\theta$	Winkel Faserorientierungsvektor
$\kappa$	Verschiebung
$\lambda$	Lamé-Konstante
$\gamma$	Verschiebung
$\dot{\gamma}$	Schergeschwindigkeit
$\xi$	Formfaktor des Halpin-Tsai-Modells
$\xi^c$	Koeffizient des Modells nach Chow
$\nu$	Querdehnzahl
$\nu_{f,m}$	Querdehnzahl Faser/Matrix
$\nu^{f,m}$	Querdehnzahl Faser/Matrix Tandon-Weng
$\sigma$	Spannung
$\sigma_{1,2}$ oder $\sigma_{x,y}$	Spannungskomponente in 1,2 oder x,y-Richtung
$\tau$	Schubspannung
$\chi_i$	Anteil der Faserlänge
$\Psi(\underline{P})$	Verteilungsfunktion der Faserorientierung
$\Psi$	Faserorientierungsverteilung
$\Phi$	Winkel Faserorientierungsvektor
$c$	Konzentration der Fasern
$d$	Faserdurchmesser
$g_i$	Koeffizient des Modells nach Chow
$\dot{h}$	Pressgeschwindigkeit

$k_i$	Koeffizient des Modells nach Chow
$p$	Druck
$r$	Koeffizient des Modells nach Chow
$z$	Dickenkoordinate
$A_{ij}$	Tensorkomponente Orientierungsverteilung
$A_{ij}$	Komponenten der Steifigkeitsmatrix (Laminattheorie)
$A_x$	Koeffizienten des Tandon-Weng-Modells
$A_{ij}$	Tensorkomponente Orientierungsverteilung
$B_{ij}$	Komponenten der Steifigkeitsmatrix (Laminattheorie)
$B_x$	Koeffizienten des Tandon-Weng-Modells
$D_{ij}$	Tensorkomponente Orientierungsverteilung
$D_{ij}$	Komponenten der Steifigkeitsmatrix (Laminattheorie)
$D_x$	Koeffizienten des Tandon-Weng-Modells
$G_i$	Faserinteraktionskoeffizient
$C_{ijkl}$	Komponente Nachgiebigkeitsmatrix
$E_{f,m}$	E-Modul Faser/Matrix
$E_i$	E-Modul in 1-Richtung
$E^{f,m}$	E-Modul Faser/Matrix Tandon-Weng
$E_{ij}^c$	i,j-Komponente E-Modul Tandon-Weng
$G^{f,m}$	Schubmodul Faser/Matrix Tandon-Weng
$G_{f,m}$	Schubmodul Faser/Matrix
$G_{ij}$	Schubmodul in ij-Richtung
$I$	Koeffizient des Modells nach Chow
$K_{12}$	Kompressionsmodul des ebenen Verzerrungszustands
$K_{f,m}$	Kompressionsmodul Faser/Matrix (Chow)
$K^m$	Kompressionsmodul der Matrix (Halpin-Tsai)
$L$	Faserlänge
$L/d$	Aspect ratio

M	Momentenkomponente
N	Normalspannungskomponente
$Q$	Koeffizient des Modells nach Chow
$Q_{mn}$	Koeffizient der Steifigkeitsmatrix
$\bar{Q}_{ij}$	Komponente Nachgiebigkeitsmatrix
$Q_{ij}$	Komponente Nachgiebigkeitsmatrix
R	Koeffizient des Modells nach Chow
S	Fliessleitfähigkeit
$S_{ij}$	Komponente Steifigkeitsmatrix
$S^E_{ij}$	Bestandteile des Eshelby-Tensors für ellipsoide Einschlüsse
$S_{1212}, S_{1313}, S_{1111}, S_{3311}$	Komponenten Steifigkeitsmatrix (Chow)
$\langle T \rangle$	gemittelter Tensor im Bezugskordinatensystem
$\underline{T}(\underline{P})$	aus der Richtung $\underline{P}$ transformierter Tensor $\underline{T}$
$V_{f,m}$	Volumenanteil Faser/Matrix
$v_{x,y}$	Geschwindigkeitskomponente in x,y-Richtung
$W_{ij}$	Tensorkomponente Strömungsfeld



# 1 Einleitung

Zukünftige Fahrzeugkonzepte werden stärker als heutige auf einen Mix aus Werkstoffen zurückgreifen, mit dem Ziel der optimalen Ausnutzung des Potentials des jeweiligen Werkstoffes in seinem Einsatzspektrum. Dadurch stellen sich höchste Anforderungen an Verfahrens- und Simulationstechniken. Diese sind als Forschungsthemen identifiziert und werden in den nächsten Jahren in der Tiefe erforscht. Besondere Bedeutung kommt hierbei faserverstärkten polymeren Werkstoffen zu, da sie, wie kaum eine andere Werkstoffklasse, Gestaltungsfreiheit und eine gezielte Einstellung der Materialeigenschaften ermöglichen. Man unterscheidet kurz-, lang- und endlosfaserverstärkte Kunststoffe, welche mit unterschiedlichen Verfahren wie Spritzgießen oder Fließpressen verarbeitet werden.

Die Faserlängenbereiche (im Bauteil) werden in vorliegender Arbeit wie folgt unterschieden:

- Kurzfaserverstärkung: Faserlänge unter 1 mm
- Mittlerer Faserlängenbereich: Faserlängen zwischen 1 mm - 5 mm
- Langfaserverstärkung: Faserlänge größer 5 mm (siehe [1])

Die Untersuchungen dieser Arbeit fokussieren sich auf diskontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste in einem Faserlängenspektrum zwischen 0 mm und 30 mm Faserlänge bei durchschnittlichen Faserlängen im mittleren Faserlängenbereich (1 mm – 5 mm).

Nach Schemme [2] lassen sich die Verarbeitungsverfahren mit Verstärkungsfasern mit mittlerer Faserlänge und Langfaserverstärkung in Spritzgießverfahren und Pressverfahren untergliedern.

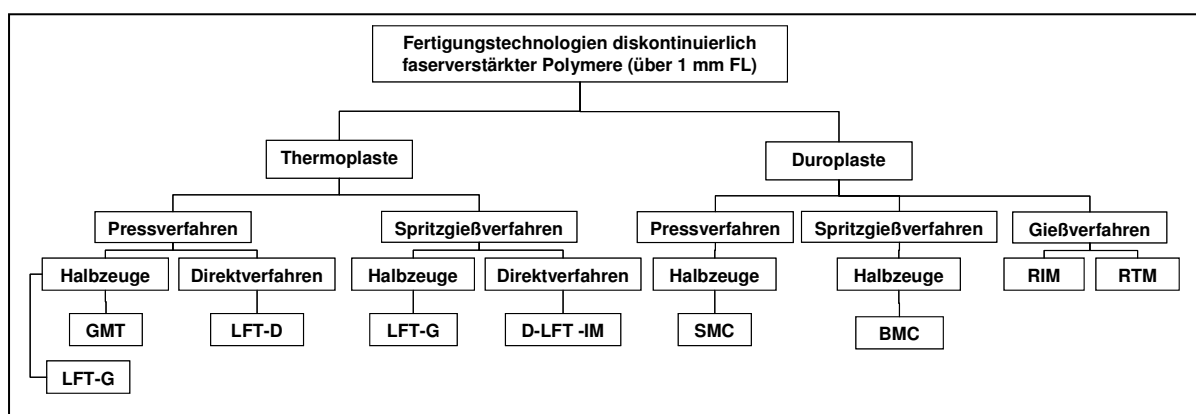


Abb. 1: Gliederung der Fertigungstechnologien für diskontinuierlich faserverstärkte Polymere

Im Pressverfahren kommen sowohl duroplastische (z.B. Sheet Molding Compound SMC) als auch thermoplastische Pressmassen zum Einsatz. Zu den thermo-

plastischen Pressmassen gehören die glasmattenverstärkten Thermoplaste (GMT) und die so genannten langfaserverstärkten Thermoplaste (LFT), deren Marktanteil momentan ca. 7 % der gesamten GFK-Produktion in Europa beträgt (2004), die sich jedoch durch Wachstumsraten von über 10 % pro Jahr auszeichnen [3, 4].

Hauptanwendungsgebiete von glasmattenverstärkten Thermoplasten (GMT) und langfaserverstärkten Thermoplasten (LFT) sind semistrukturale Bauteile wie Unterböden, Geräuschkapseln, Frontends. Langfasergranulate sind durch LFT-G bezeichnet, Direktverfahren mit LFT-D (im Pressverfahren) und D-LFT-IM (im Spritzgießverfahren), s. z.B. Abb. 1. Das in dieser Arbeit untersuchte Verfahren ist ein modifiziertes Direktverfahren mit anschließender Bauteilherstellung durch Fliesspressen.

Bei der Produktion eines Bauteiles liegt durch die Formfüllung infolge des Fliesspressvorganges oder Spritzgießens ein komplexer Zusammenhang zwischen Bauteilverhalten und Herstellungsprozess vor. Die sich einstellenden Materialkennwerte und, daraus folgend, Bauteileigenschaften resultieren aus den Verarbeitungsschritten und sind von diesen in weitem Bereich beeinflussbar. Es bilden sich Vorzugsorientierungen der Verstärkungsfasern entlang des Fliessweges aus und bewirken Veränderungen der mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes in Abhängigkeit der Orientierungsverteilung der Fasern. Die Faserverteilungen lassen sich aufgliedern in Faserorientierungs-, Faserlängen- und Fasergehaltsverteilungen. Diese werden in vorliegender Arbeit untersucht.

Ein wichtiger Schritt in der Abfolge der Bauteilherstellung ist die Auslegung des Bauteils entsprechend den geforderten Lastfällen. Dies geschieht vornehmlich mit Hilfe von Simulationstechniken wie z.B. der Methode der finiten Elemente [5].

Die Auslegung von Bauteilen aus polymeren Werkstoffen erfordert angepasste Materialmodelle für die Simulation, welche das Verformungsverhalten von Kunststoffen unter mechanischer Beanspruchung besser abbilden können als herkömmliche elastische oder elasto-plastische Materialmodelle, wie sie für Metalle Anwendung finden [5]. Im Falle der faserverstärkten Kunststoffe müssen die unterschiedlichen Größen der mechanischen Kennwerte in Abhängigkeit der vorherrschenden Faserorientierung im eingesetzten Materialmodell berücksichtigt werden. Dazu muss die Orientierungsverteilung der Faser im Bauteil so genau wie möglich bekannt sein, entweder durch Simulation der Faserorientierung infolge des Herstellungsprozesses oder durch Messung am Bauteil. Für die Simulation wurden Berechnungsmodelle entwickelt, welche die Faserorientierungsverteilung

vorhersagbar machen [6, 7]. Daneben ermöglicht die Simulation des Herstellungsprozesses Aussagen über die Fertigbarkeit des Bauteils [8]. Die Prozesssimulation ist für Spritzgießverfahren weit entwickelt und findet verbreitete Anwendung bei der rheologischen Auslegung von Werkzeugen wie bereits Effing zeigte [9].

Faserorientierungsberechnung ist vor allem in Programmen für die Spritzgießsimulation verbreitet, wird aber auch für die Fließpresssimulation eingesetzt. Diese Materialmodelle sind jedoch nur für kurzfaserverstärkte Materialsysteme ausreichend verifiziert, hinsichtlich der Vorhersagequalität derartiger Modelle und Materialbeschreibungen für Rezepturen mit mittlerer Faserlänge und für langfaserverstärkte Materialsysteme sind jedoch Zweifel angebracht.

Schwächen der Modellierung langfaserverstärkter Werkstoffsysteme liegen in unzureichender Berücksichtigung des Verhaltens längerer Fasern ( $> 1$  mm), speziell hinsichtlich der Faserorientierungsberechnung und in unzureichender Quantifizierung des Faserlängeneinflusses für die Steifigkeitsberechnung. Fließwegabhängigkeiten von Faserlängen- und Faserorientierungsverteilungen wurden bislang nicht beschrieben, da hierzu bisher keine Daten der ortsabhängigen Charakterisierung von Faserverteilungen vorlagen.

## 1.1 Zielsetzung und Abgrenzung der Arbeit

Ziel der Arbeit ist die Verbesserung der Berechnungsmethodik für diskontinuierlich glasfaserverstärkte Thermoplaste mit durchschnittlichen Faserlängen im mittleren Faserlängenbereich (1 mm - 5 mm). Dabei soll im Unterschied zur üblichen Praxis nicht nur die durchschnittliche Faserlänge, sondern die vollständige Faserlängenverteilung einbezogen werden. Der Schwerpunkt liegt in der Erweiterung der Berechnungsmethodik zur Berechnung der anisotropen Steifigkeiten. Die Methodik soll jedoch auch eine spätere Erweiterung für die Berechnung von Festigkeit und Crashverhalten zulassen.

- Einsatz von Schnittglas in einem Direktverarbeitungsverfahren

Hinsichtlich der Verarbeitungstechniken liegt der Schwerpunkt der Arbeit im Gegensatz zu anderen Untersuchungen auf einem Direktverarbeitungsverfahren (modifizierter LFT-D-Prozess) mit Schnittglaseinsatz mit Zielrichtung auf den mittleren Faserlängenbereich. Untersuchungsgegenstände hier sind Einflüsse der Verfahrensparameter auf Faserlängen- und Faserorientierungsverteilung.

- Erweiterung des Kenntnisstandes bezüglich Faserlängen-, Faserorientierungs- und Fasergehalt-Messtechniken

Der Kenntnisstand der Messtechnik zur Bestimmung der Faserlängen-,

Faserorientierungs- und Fasergehaltsverteilung soll erweitert und diese vor allem ortsabhängig ermittelt werden.

Dazu sind umfangreiche Untersuchungen zur Charakterisierung faserverstärkter Polymere durchzuführen. Die Untersuchungsgebiete gliedern sich auf in Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften und in Analysen der Faserverteilung. Im Rahmen der Untersuchungen der Faserverteilung werden Faserlängen- und Faserorientierungsmessung und Fasergehaltbestimmung beleuchtet. Ein umfangreicher Teil der experimentellen Untersuchungen ist die Messung der Faserlängenverteilung für faserverstärkte Pressmassen. Der zu untersuchende Faserlängenbereich reicht zu Faserlängen von bis zu 30 mm. Die dabei ermittelten Daten der Faserverteilungen können zu einer verbesserten Charakterisierung der Verarbeitungstechnik als Qualitätskriterien herangezogen werden. In Bezug auf Untersuchungen des mechanischen Verhaltens sind bestehende Prüfverfahren auf ihre Eignung zur Messung der Anisotropie zu prüfen. Sowohl die Untersuchungen der Faserverteilungen als auch die mechanischen Prüfungen sind ortsaufgelöst durchzuführen und zu bewerten.

- Erweiterung der Berechnungsmethoden um eine Berücksichtigung der Faserlängenverteilung

Der Fokus der Arbeit bei der Modellbildung für die Steifigkeitsberechnung liegt beim Einsatz mikromechanischer Materialmodelle für diskontinuierlich faserverstärkte Verbundwerkstoffe. Diese Modellansätze aus dem Stand der Technik sollen auf ihre Grenzen für die Anwendbarkeit für schnittglasverstärkte Materialien im mittleren Faserlängenbereich überprüft werden. Hauptziel der mikromechanischen Materialmodellierung für faserverstärkte Werkstoffe für eine verbesserte Auslegung besteht in der Erweiterung der Auslegungsmethoden der anisotropen Steifigkeiten um die Berücksichtigung von Faserlängenverteilungen im Gegensatz zur sonst üblichen Verwendung einer durchschnittlichen Faserlänge.

- Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$

Ein wesentlicher Einflussparameter für die Simulation von Faserorientierungsverteilungen im Bauteil ist der so genannte Faserinteraktionskoeffizient  $C_i$ , der die Ausprägung der sich einstellenden Faserorientierungsverteilung wesentlich beeinflusst. Zu dessen Bestimmung sind numerische Untersuchungen mit Hilfe der Prozesssimulation durchzuführen und eine Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten für faserverstärkte Verbundwerkstoffe über einen Vergleich mit den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen vorzunehmen. Aus den

Ergebnissen dieses Arbeitspunktes soll eine Vorgehensweise für eine Verbesserung der Faserorientierungsmodelle für faserverstärkte thermoplastische Faserverbundbauteile im mittleren Faserlängenbereich abgeleitet werden. Eine Erweiterung der Methoden für die Simulation der Faserorientierung von faserverstärkten Thermoplasten für Faserlängenbereiche, die über Kurzfasern hinausgehen, ist unerlässlich, um deren Vorhersagbarkeit zu verbessern. Die Entwicklung eines neuen Faserorientierungsmodells ist jedoch nicht Gegenstand dieser Arbeit.

- Strukturelle FE-Simulation

Die bestimmten Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  sollen auf die in den mechanischen Untersuchungen eingesetzten Probekörper angewendet und diese strukturell nachsimuliert werden. Dabei sind Simulations- und Versuchsergebnisse zu vergleichen und zu bewerten. Weiterhin ist die Übertragung auf ein generisches Bauteil nachzuweisen.

## 2 Stand der Technik

### 2.1 Verarbeitungstechnik diskontinuierlich faserverstärkter Polymere

Der Einsatz neuer Materialien in der Automobilindustrie infolge des zunehmenden Strebens nach Leichtbaukonstruktionen führt zur verstärkten Anwendung von Faserverbundkunststoffen (FVK). Stärkste Motivation für den Einsatz von FVK ist deren Potential zur Funktionsintegration und Kosteneinsparung bei der Bauteilfertigung.

Für die Bauteilfertigung durch Pressen haben alle unten angeführten Technologien die Gemeinsamkeit, dass eine Pressmasse in eine Form eingelegt wird, und die Formfüllung der Kavität durch Fließpressen erfolgt. Gestaltungs- und Verarbeitungsrichtlinien finden sich in [10, 11]. In den für die Fertigung benötigten schnellschließenden, parallelitätsgeregelten Kunststoffpressen kommen Tauchkantenwerkzeuge zum Einsatz.

Vorgestellt werden Werkstoffgruppen mit folgenden Charakteristika:

- Anwesenheit von Faserlängenteilen ab 1 mm Faserlänge
- Orientierung der Verstärkungsfasern durch einen Fließprozess während der Werkzeugfüllung

### 2.2 Diskontinuierlich faserverstärkte Polymere

#### 2.2.1 Diskontinuierlich faserverstärkte Duroplaste

Die wichtigsten langfaserverstärkten Duroplaste sind SMC (Sheet Molding Compound) und BMC (Bulk Molding Compound).

Bei SMC handelt es sich um Matten aus einem duroplastischen Harz-Füllstoffgemisch mit Faserverstärkung, wobei die Matten Fasern bis zu einer Länge von ca. 25 mm enthalten [12, 13]. SMC wird im Pressprozess zum Bauteil verarbeitet. Das Niveau der Steifigkeitseigenschaften übertrifft das der thermoplastischen faserverstärkten Polymere.

BMC ist mit SMC eng verwandt (duroplastische Matrix und Glasfaserverstärkung), wird jedoch nicht als Halbzeug in Matten hergestellt. Die Formgebung der Bauteile aus BMC erfolgt meist im Spritzgießverfahren [12]. Das Niveau des mechanischen Leistungsvermögens liegt meist unter dem von Bauteilen aus fließgepresstem SMC, da die Faserlängen während des Einspritzvorganges reduziert werden.

## 2.2.2 Diskontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste

### 2.2.2.1 Glasmattenverstärkter Thermoplast (GMT)

GMT ist ein Fließpresswerkstoff mit thermoplastischer Matrix, meist Polypropylen und Glasfasern als Verstärkungsfaserwerkstoff. Haupttypen von GMT sind: Endlosfaser-GMT, Schnittfaser-GMT, Unidirektional (UD)-GMT [11, 14]. Die Verstärkungsfasern liegen als endlose Wirrfasermatte (Endlosfaser-GMT) oder Schnittfasern (Schnittfaser-GMT) vor, werden miteinander zu einer Mattenstruktur vernadelt und in einer Doppelbandpresse mit Matrixpolymer imprägniert und konsolidiert [3].

Neuere Entwicklungen beinhalten teilkonsolidierte Systeme (sog. Leicht-GMT) [14] oder zusätzliche Gewebeverstärkung im GMT (GMTEX™ [11]).

### 2.2.2.2 Diskontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste/Stäbchengranulate (LFT-G)

LFT wird häufig als so genanntes Stäbchengranulat (LFT-G) angeboten und lässt sich im Spritzgießprozess oder im Fließpressverfahren verarbeiten [15, 16].

Dabei variiert die Länge der Stäbchengranulate von ca. 6 mm bis zu ca. 30 mm. Verarbeitungsverfahren für LFT-G im Pressprozess sind das so genannte Strangablegeverfahren oder Plastifizierpressen. Dabei werden die Stäbchen in einer Plastifiziereinheit aufgeschmolzen und homogenisiert und anschließend ausgetragen und verpresst [10, 15].

Im Spritzgießprozess verarbeitete Stäbchengranulate (LFT-G) können durch spezielle Verfahrensentwicklungen wie dem Fibermelt-Verfahren die Fasern mit Längen von über 3 mm im Bauteil erhalten [17]. Für die Erhaltung der Faserlänge sind nicht nur die Verfahrensparameter (geringe Schneckendrehzahl und geringe Einspritzdrücke) maßgeblich, sondern vor allem eine spezielle Anlagentechnik (Schneckenkonfiguration, Schneckenspitze, Angusskanal und Angusssystem) muss für die Verarbeitung von Langfasern ausgelegt sein [18, 19]. Dennoch sind die im Bauteil angetroffenen Faserlängen trotz entsprechender Ausgangsprodukte oft nicht mehr im Langfaserbereich [17].

Die Verwendung langfaserverstärkter Thermoplaste im Spritzguss hat positive Auswirkungen auf das Verzugverhalten der Bauteile und die Dimensionsstabilität [20]. Der Verzug fällt geringer aus und unter Temperaturbeanspruchung ist die Dimensionsstabilität besser als bei kurzfaserverstärkten Werkstoffen.

### 2.2.2.3 Direktverfahren beim Spritzgießen

Neueste Entwicklungen bei den Spritzgießverfahren für glasfaserverstärkte

Thermoplaste sind die so genannten Direktprozesse:

- LFT-D-IMC Prozess unter Verwendung des Injection Moulding Compounds (IMC) von Krauss-Maffei Kunststofftechnik GmbH [21, 22, 23]
- XRI™-Prozess von Faurecia [21, 24] (XRI: Glass roving injection)
- S-LFT-Prozess von Husky Injection Molding Systems und Coperion Werner&Pfleiderer [25] (S-LFT: In-line Compounding und Direkt Spritzgießen)
- DIF-Verfahren, entwickelt an der Universität Stuttgart [26] (DIF: Direct Incorporation of fibers)

Bei diesen Direktprozessen werden Endlos-Glasfasern einem Plastifizieraggregat zugeführt, in diesem zerteilt, mit Matrixpolymer homogenisiert und zu Bauteilen verspritzt. Anlagenseitig können dabei sowohl Einschnecken- (DIF-Verfahren) [26] als auch Doppelschneckenextruder wie im Falle des LFT-D-IMC-Prozesses eingesetzt werden [23].

#### *2.2.2.4 Direktverfahren in der Pressverarbeitung*

Auf dem Sektor der Pressverfahren wurde eine ganze Anzahl von Direktverfahren entwickelt. Dazu gehören:

- Fibropress Prozess von Johnson Controls [21, 27]
- Direktes Plastifizier-Pressverfahren von Johnson Controls [28]
- XRE™-Prozess von Faurecia [2] (XRE: Glass roving extrusion-compression)
- LFT-D-ILC Prozess von Dieffenbacher GmbH [29, 30]
- CPI-Prozess von Composite Products Inc. [28]
- Direktprozess von C.A. Lawton Co. und Composite Technologies Corp. [2, 21]
- D-LFT-Prozess von Coperion Werner&Pfleiderer [2, 21]
- DRIFT-Prozess von Southern Research Institute und Polycomp Inc. [21, 28] (DRIFT: Direct reinforcement fabrication technology)

Eine gute Übersicht und Vergleich der Verfahren wird z.B. in [28] gegeben.

Von besonderer Bedeutung in der Automobilindustrie in Europa ist das seit 1997 von Menzolit-Fibron eingesetzte Direktverfahren für langfaserverstärkte Thermoplaste (LFT-D Verfahren) [31] und seine Weiterentwicklung von Dieffenbacher und Fraunhofer ICT zum LFT-D-ILC Prozess [30, 32].

Bei diesem Verfahren werden Glasfasern von Endlosrovings in einen speziellen Extruder direkt in eine Polymerschmelze (meist Polypropylen) eingeführt, in diesem zu Langfasern geschnitten, dispergiert und homogenisiert. Das hierbei entstehende langfaserverstärkte Plastifikat wird aus dem Extruder ausgetragen, portioniert, ins Werkzeug positioniert und im Fließpressverfahren zu Bauteilen gefertigt. Durch die



Vermeidung des kostenintensiven Halbzeugschrittes hat der LFT-D-Prozess ökonomische Vorteile gegenüber halbzeugverarbeitenden Verarbeitungsverfahren [33, 34]. Die im Bauteil vorgefundenen Faserlängen sind beim Pressen deutlich größer als beim Spritzgießen.

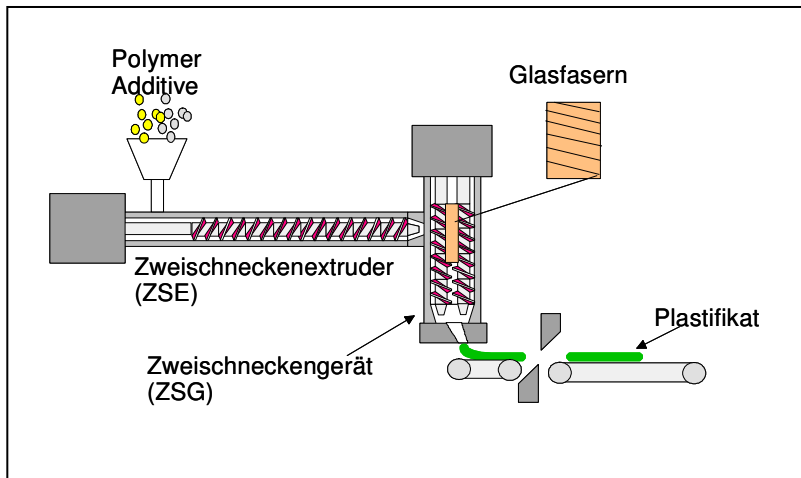


Abb. 2: Verfahrensschema LFT-D Anlagentechnik

Die Verwendung der Schnitffasertechnologie ermöglicht homogenere Faser-Verteilungen als die Maschinen der ersten Generation mit Endlosfasereinzug erzielen konnten [35]. Diese Technologie wurde aufgrund des angestrebten definierteren Faserlängenbereiches im Rahmen dieser Arbeit eingesetzt.

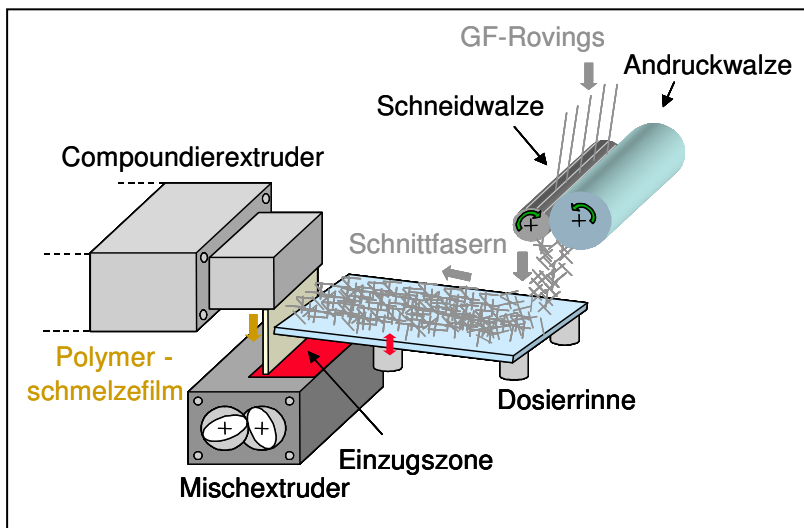


Abb. 3: Schnitffasereinarbeitung im abgewandelten LFT-D Verfahren

## 2.3 Stand der Untersuchungen

### 2.3.1 Untersuchungen von Materialien aus Spritzgießverfahren

Die Steifigkeit eines langfaserverstärkten FVK ist im Vergleich zu einem kurzfaserverstärktem FVK nach Moore et al. bei gleichem Fasergehalt bei RT leicht geringer [36], da bei Kurzfaserausrichtung der Ausrichtungsgrad höher werden kann. Beim Vergleich von kurz- und langglasfaserverstärktem Polypropylen (PP) hat

Langfaserverstärkung einen Vorteil, was Festigkeit und Eigenschaften bei erhöhter Temperatur (80°C) angeht [36]. Die langfaserverstärkten Materialien zeigen sich speziell bei Schlag- und Kriechbeanspruchung den kurzfaserverstärkten Werkstoffen überlegen [36, 37].

In spritzgegossenen Probekörpern beobachtete Pflamm-Jonas für kurzfaserverstärkte Materialien einen Schichtenaufbau, bei dem in den jeweiligen Schichten unterschiedliche Vorzugsorientierungen vorliegen [38]. Die Fasern liegen in der Kernschicht infolge der hier vorherrschenden Dehnströmung vornehmlich quer zur Fließrichtung orientiert vor. An der Spitze der Strömung werden die Fasern aus der Kernschicht in die Randschicht transferiert und umorientiert. Das strukturviskose Verhalten beeinflusst den Schichtenaufbau. Bei einer hohen Strukturviskosität maßen Glaser et al. eine schmale Randschicht und ausgedehnte Kernschicht, (s. Abb. 4). Bei einer geringen Viskosität wurde eine breite Scherschicht und schmale Kernschicht beobachtet und in Simulationen nachvollzogen [39]. Der Einfluss der Strukturviskosität zeigt sich in unterschiedlich ausgeprägten Scher- und Dehnströmungsanteilen und daraus folgenden Schichtaufbauten (s. Abb. 4).

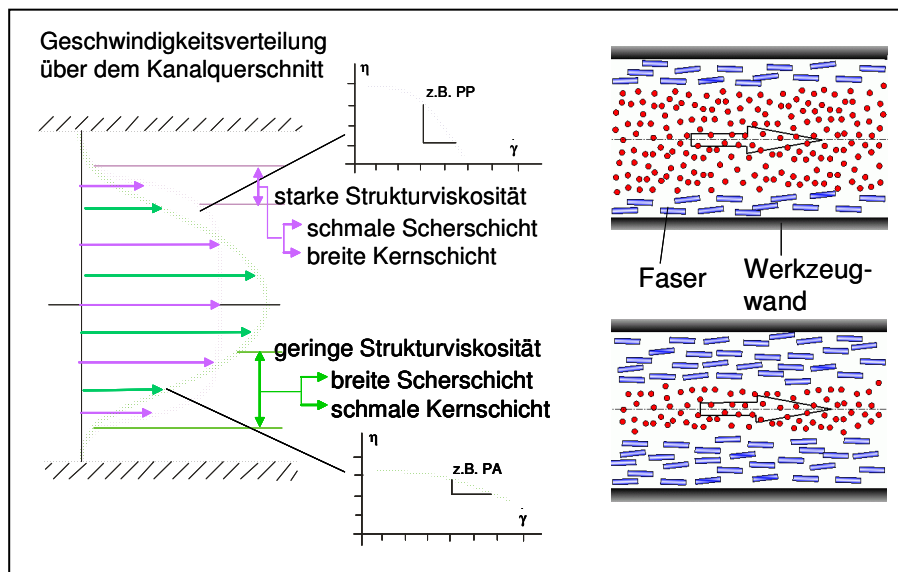


Abb. 4: Schichtbildung der Faserorientierungen infolge von Viskositätsunterschieden in der Matrix nach Glaser [39]

Die Mechanismen während des Füllens von spritzgegossenen Probekörpern oder Bauteilen durch eine Art von Quellströmung wurde nach Tadmor [40] wie folgt dargestellt:

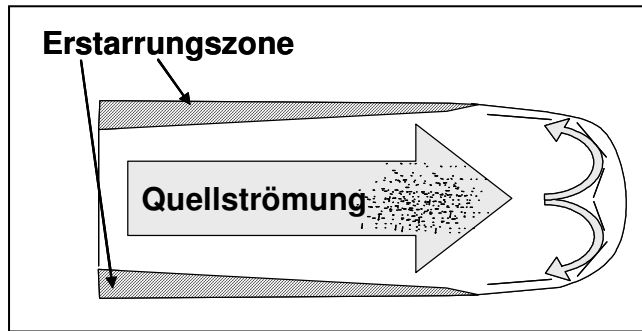


Abb. 5: Quellströmung nach Tadmor [40]

In der Quellströmung in der Kernschicht ist die Querorientierung der Fasern relativ zur Füllrichtung zu erkennen, wohingegen in den Außenschichten eine Umorientierung entlang der Füllrichtung erfolgt.

Auch bei Langglasfaserverstärkung bildet sich in spritzgegossenen Proben ein Schichtaufbau aus [41]. Beim Vergleich der Schichtdicken zwischen LFT und kurzfaserverstärkten Thermoplasten stellten Spahr et al. fest, dass die Kernschicht bei den kurzfaserverstärkten Materialien dünner war [37], da die Scherzone hier ausgeprägter ist. Jedoch kann die Dicke und Größe der Kernschicht durch Push-pull-processing beeinflusst werden [42]. Da Stäbchengranulate (LFT-G) sowohl im Spritzguss, als auch durch Fließpressverfahren zum Bauteil geformt werden, wurden von Honc zwischen diesen Fertigungsverfahren vergleichende Untersuchungen vorgenommen [16]. Im Vergleich von identischen Materialien - in unterschiedlichen Verfahren verarbeitet, zeigt sich, dass die Festigkeit von im Pressverfahren hergestellten Bauteilen den spritzgegossenen Bauteilen überlegen ist [16], da die längeren Fasern höhere Festigkeiten des Faserverbundes bedingen.

### 2.3.2 Untersuchungen von Materialien aus Direktverfahren

Grundlegende Untersuchungen zur Additivierung und deren Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften von LFT-D Werkstoffen wurden von Tröster durchgeführt [29, 30]. Das Festigkeitsniveau wurde in Abhängigkeit des Gehaltes des Faser-Matrix-Kopplers untersucht. Die maximale Steigerung der Festigkeit um 31 % gegenüber dem ungekoppelten Material wurde mit 2 Masseprozent Koppler erzielt. Die Verwendung von Verarbeitungs- und Langzeitstabilisatoren sowie Ruß verhindert den Abbau des Matrixpolymers durch Verarbeitungs- und Temperatureinflüsse oder UV-Bestrahlung und gewährleistet die Einhaltung des mechanischen Leistungsvermögens über die Lebenszeit [30]. Eckhardt [43] untersuchte LFT-D Probekörper hinsichtlich Faserverteilung und mechanischer Anisotropie. Ihre Ergebnisse waren, dass bei LFT-D ein recht homogen gefüllter Werkstoff vorliegt, für den isotrope Modellannahmen für die Beschreibung des mechanischen Verhaltens

jedoch nicht zutreffend angewendet werden können. Auf ihre Ergebnisse wird in Kap. 2.5.1 detailliert eingegangen. Ähnliche Untersuchungsmethoden (Verwendung von Biegeronden) fanden in vorliegender Arbeit Anwendung.

## 2.4 Rheologische Untersuchungen faserverstärkter Polymere

Schwerpunktmäßige Untersuchungen des Fließverhaltens von GMT führten Edelmann [44] und Oelgarth [45] durch. Ergebnis ihrer rheologischer Untersuchungen war die Abschätzung des Presskraftbedarfes und die Ermittlung von Strömungsverhältnissen während des Formfüllvorganges. Für die Beschreibung der Viskositätsdaten sind Potenzansätze wie Power-Law [46], Carreau [45] oder der Ansatz nach Ostwald/de Waele [1] geeignet, die das Verhalten strukturviskoser Werkstoffsysteme wie z.B. faserverstärkter Thermoplaste darstellen können.

Bei Untersuchungen von Fließverhalten und zur Rheometrie von fasergefüllten Pressmassen kamen meist spezielle Pressrheometer zum Einsatz, bei denen es sich um Plattenwerkzeuge mit Sensoren handelte, da konventionelle Kapillarrheometer für langfaserverstärkte Werkstoffe nicht geeignet sind [44, 45, 46]. In der Kavität solcher Pressrheometer sind die Drucksensoren meist in einer Linie angeordnet und zeichnen den Druckverlauf mit fortschreitender Fließfront auf. Über Position der Sensoren, Spalthöhe des Werkzeuges und Fließfrontgeschwindigkeit können die Viskositätsparameter von langfaserverstärkten Polymeren wie GMT bestimmt werden [1, 44, 45]. Henning untersuchte Rezyklate von GMT und Geweben hinsichtlich der Viskositätseigenschaften für die Rezyklatverarbeitung [1]. Weiterführend ermöglicht dies Abschätzungen des Presskraftbedarfes mit Hilfe der Prozesssimulation [47, 48]. Zur Beschreibung der Formfüllung eines Bauteiles in der Formfüllsimulation kommt meist der Hele-Shaw- Ansatz zum Einsatz [49, 50, 51]. Im Falle von GMT-Bauteilen setzt man FE-Simulationsprogramme ein (z.B. Programm EXPRESS [52, 53]). Dieses ermöglicht vor allem die Beurteilung des Formfüllverhaltens und die Optimierung des Einlegebildes.

Bei den Untersuchungsmaterialien handelte es sich in vielen Fällen um GMT [54]. Dabei ist aufgrund der Ähnlichkeit der Materialsysteme hinsichtlich ihres Fließverhaltens eine Übertragbarkeit zum Verhalten von langfaserverstärkten Thermoplastsystemen gegeben. Für den Spritzgussprozess mit Kurzfasern wurden analog die Prozessgrößen untersucht [55]. Reinhardt führte ähnliche Analysen für den Langfaserspritzguss unter Verwendung einer Flachschrützdüse an einer Spritzgießmaschine durch [56, 57].

Für thermoplastische fasergefüllte Materialien wurde eine Unterscheidung in Scher-

und Dehnviskositäten getroffen, um das rheologische Verhalten besser zu beschreiben (siehe z.B. [45, 48]). Die Größenordnung der Dehnviskosität in thermoplastischen faserverstärkten FVK liegt um ein Mehrfaches über der ihrer Scherviskosität [45] und trägt zur Einstellung der Faserorientierung bei [39].

Das Verhalten von Fasersuspensionen wurde in grundlegenden Viskositätsuntersuchungen von Hochstein analysiert [58]. Er setzte als Ersatzflüssigkeiten Silikonöle als Matrix ein und charakterisierte den Einfluss von kugelförmigen Partikeln und kurzen Glasfasern. Die Partikelfüllung hat über den Volumenanteil einen Einfluss zur Erhöhung der Viskosität. Weiterhin wurde ein Faserlängeneinfluss nachgewiesen, eine größere Faserlänge trug laut dieser Untersuchungen zu einem Anstieg der Viskosität bei [58].

Durch die Anwesenheit von Fasern kann ein anisotropes Fließen hervorgerufen werden. Die Viskosität verhält sich bei stark ausgerichteten Faserfüllungen längs und quer zur Faserhaupttrichtung unterschiedlich. Ericsson gibt zu den dadurch beeinflussten Faserorientierungsverteilungen Berechnungsansätze [59], jedoch können diese in den State-of-the-art Berechnungsprogrammen nicht berücksichtigt werden, da ein anisotropes Fließen infolge anisotroper Viskositäten nicht erfasst werden kann.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Viskositätsdaten von GMT angewendet [51], die vergleichbar zu den schnittglasfaserverstärkten Materialien sind.

## 2.5 Charakterisierung der Faserverteilung

Auf dem Gebiet der Charakterisierung der Faserverteilung liegen mehrere Untersuchungen vor, die sich vor allem mit der Faserorientierung beschäftigen [49, 60]. Eine umfassende Beurteilung aller Einflussgrößen (Faserlänge, Faserorientierung und Fasergehalt) wurde bisher jedoch nicht vorgenommen.

### 2.5.1 Untersuchungen der Faserorientierungsverteilung

Die Faserorientierung ist die für die mechanischen Eigenschaften hauptverantwortliche Eigenschaft eines Faserverbundwerkstoffes. Im Falle der diskontinuierlich faserverstärkten Verbundwerkstoffe ist die Faserorientierung wesentlich durch den Formfüllungsprozess bestimmt.

#### *2.5.1.1 Untersuchung der Anisotropie mit mechanischen Prüfungen*

In fließgepresstem GMT treten Anisotropien durch Fließorientierungen auf. Bei den Untersuchungen zur Anisotropie von langfaserverstärkten Materialsystemen verwendeten Meji [61] und Eckhardt [43] als Probenform so genannte Biegeronden. Beim Biegerondenversuch werden kreisförmige Probekörper in einem modifizierten

3-Punkt-Biegeversuch geprüft und jeweils um einen bestimmten Winkelbetrag gedreht.

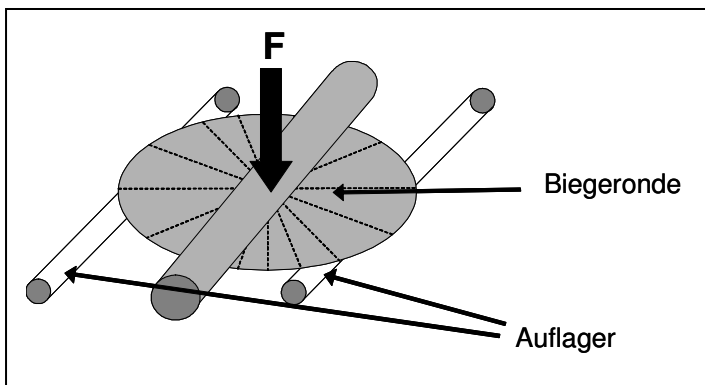


Abb. 6: Schema des Biegerondenversuches

Untersuchungen von Meji an Schnitffaser-GMT und Matten-GMT ergaben Anisotropieverhältnisse von bis zu 1,4 für Schnitffaser-GMT und 1,8 für Matten-GMT [61]. Den höheren Anisotropiegrad erklärte er beim Matten-GMT durch eine höhere Scherung im Einlegebereich infolge der dreidimensionalen Vernadelung der Endlosfasermatten und folgerte daraus eine erhöhte Anisotropie bereits im Einlegebereich, während beim Schnitffaser-GMT im Einlegebereich nur geringe Umlagerungen beobachtet wurden. Der Anstieg des Anisotropiegrades betrug beim Schnitffaser-GMT vom Einlege- zum Fließbereich einen Faktor von ca. 0,5, wohingegen der Anstieg des Anisotropiegrades beim Matten-GMT vom Einlege- zum Fließbereich ca. 0,3 ausmachte [43].

Mechanische Untersuchungen an Proben aus LFT-D-Material mit einem Fasergehalt von 30 Masseprozent zeigten die Entwicklung des Anisotropiegrades über den Fließweg. Diese Ergebnisse maß Eckardt an Biegeronden und zeigte eine Zunahme des Anisotropiegrades bis zu einem Verhältnis von ca. 2,2 [43]. Die so gemessenen Ergebnisse korrelierten sehr gut mit Bestimmungen der Faserorientierungen mittels bildanalytischer Verfahren aus Röntgenaufnahmen (Software FIBORAS) (s.u.) [43].

Tröster entwickelte analog zum Biegerondenversuch einen Zugrondenversuch, der jedoch in der Durchführung deutlich zeitaufwendiger ist und dabei wesentlich größere Probekörper ( $\varnothing$  170 mm) benötigt wurden [30]. Die gemessenen „Pseudo-E-moduli“ der Zugronden wurden außerdem mit Faserorientierungsmessungen mit FIBORAS verglichen und wiesen hinsichtlich der Richtungsausprägung sehr gute Übereinstimmung auf [30]. In vorliegender Arbeit wurden Zug- und Biegerondenversuche zur Messung der mechanischen Anisotropie eingesetzt.

#### 2.5.1.2 Analyseverfahren zur Orientierungsmessung

Eine Orientierungsanalyse für kurzfaserverstärkte Polymere kann durch ein

Anschleifen von Probekörper und die mikroskopische Analyse der geschnittenen Fasern erreicht werden. Aufgrund des kreisförmigen Querschnittes von Glasfasern können die in der Schnittfläche beobachteten Ellipsen ausgemessen und Orientierungsvektoren zugeordnet werden [62, 63]. Nachteil dieses Verfahrens ist die eng lokal beschränkte Auswertung. Messungen nach diesem Verfahren wurden von mehreren Autoren durchgeführt [38, 41, 64].

Das Verfahren findet vor allem für kurzfaserverstärkte Spritzgusswerkstoffe Anwendung. Für Langfasern sind Verfahren zur Bestimmung der Faserorientierung mittels Röntgenaufnahmen und Bildanalyse besser geeignet [30, 49, 50, 61]. Die Bestimmung der Faserorientierung in FVK wird bei diesen Verfahren durch Röntgenaufnahmen und deren anschließende Bildanalyse durch Grauwertanalyse und Berechnung der Orientierungsvektoren erreicht [49]. Auswertesysteme, bzw. Programme, mit denen eine automatisierte Analyse durchgeführt werden kann sind beispielsweise FIBERSCAN vom IKV [65] oder FIBORAS vom IVW [30, 49, 61] oder NDEFO vom Fraunhofer IZFP [66]. Diese Auswerteverfahren haben den Vorteil, auch für längere Fasern einsetzbar zu sein, da sie größere Bereiche erfassen können. Derartige Röntgenaufnahmetechniken und Untersuchungsmethoden wurden im Rahmen dieser Arbeit angewendet und für die Auswerteparameter der untersuchten Materialien weiterentwickelt.

Bei der Bestimmung von Faserorientierungsfaktoren unterschieden Lücke [15] und Spahr et al. [37] zwischen Lang- und Kurzfaserverwerkstoffen. Für langfaserverstärkte Werkstoffe observierten Toll et al. eine höhere Ausrichtung in der Ebene in der Kernschicht [67].

Die Messung von Faserorientierungen mittels Röntgen führten Specker et al. für SMC durch [68]. Für eine bessere Erkennbarkeit kamen bei den Untersuchungen bleidotierte Glasfasern zum Einsatz. Dies ermöglichte auch die Untersuchung von Faserorientierungen in Rippenstrukturen.

Mikrowellenverfahren zur Bestimmung der Faserorientierung ermöglichen nur eine qualitative Aussage zur Hauptachsenbestimmung [69, 30].

## 2.5.2 Ermittlung von Faserlängenverteilungen

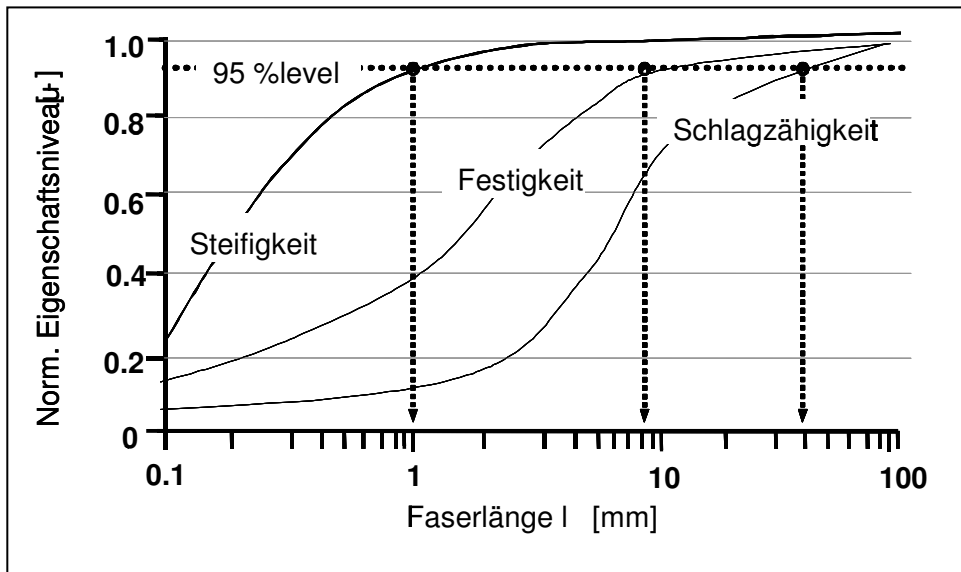


Abb. 7: Schematische Fasereffektivität nach Schemme [2], bzw. Schijve [74]

Untersuchungen zur Faserlängenverteilung finden sich beispielsweise in [28]. Sie wurden mit dem Ziel der Erfassung des Faserlängenabbaus nach der Verarbeitung in einem Plastifizieraggregat durchgeführt und die Ergebnisse zur Verfahrensoptimierung verwendet.

Betrachtet man die Ausbildung des Anisotropiegrades im Verhältnis zur Faserlänge, so zeigt sich für Langfasern laut Lücke [15] eine geringere Anisotropie als für kurzfaserverstärkte Polymere, da für kurzfaserverstärkte Polymere die Behinderung der Fasern untereinander geringer ist und sich daher höhere Ausrichtungsgrade einstellen.

Thomason und Vlug differenzierten die Auswirkungen der Faserlängenverteilung (FLV) hinsichtlich des Steifigkeits- [70] und Festigkeitsverhaltens [71] und Verhaltens unter Schlagbeanspruchung [72, 73]. Aus ihren Ergebnissen leitet sich das oben gezeigte Diagramm (Abb. 7) ab.

Schijve definierte den Begriff der Fasereffektivität [74], die aussagt, zu welchem Grad eine bestimmte Faserlänge eines LFT zu einer weiteren Steigerung des jeweiligen Kennwertes beiträgt. Brast [28] verwendete den Begriff der Effektivität zur Beurteilung der Steifigkeit anhand der durchschnittlichen Faserlänge.

Zur Ermittlung der FLV gibt es unterschiedliche Verfahren. Ein mechanisches Verfahren ist zum Beispiel die Siebanalyse, die sich jedoch für lange Fasern und stark vernadelte oder verfilzte Faserstrukturen nicht eignet [75].

Die Partikelgrößenanalyse durch Laserdiffraktion [76] ist nur für Kurzfasern geeignet. Für die Textilindustrie wurden Faserlängenmessgeräte entwickelt, um die Qualität von Textilfasern zu beurteilen [77]. Diese eignen sich jedoch nur bedingt für Glas-



fasern, da diese dünner sind als die üblicherweise untersuchten Textilfasern. Weitere Messansätze kommen aus der Papierindustrie [78]. Diese Verfahren haben die Aufgabe, die Qualität der Holzfasern in der Papierherstellung sicherzustellen.

Für die Messung der FLV müssen die Fasern von der Matrix gelöst werden und die Matrix entfernt werden. Eine Möglichkeit ist das chemische Lösen der Matrix [79]; jedoch weitaus verbreiteter ist das Veraschen des Matrixpolymers [80, 82].

Ein Untersuchungsziel der Messung von FLV war in verschiedenen Forschungsarbeiten die Bestimmung der Abhängigkeit der Faserlänge von den verwendeten Verfahrensparametern [18] und die Optimierung der Faserlängenverteilung im Spritzgießaggregat durch Messung der FLV in den verschiedenen Prozesszonen [17, 22, 26].

Bildanalysemethoden ermöglichen eine quantitative Auswertung von Bildaufnahmen von Gegenständen, Probekörpern oder ähnlichem. Im Rahmen der hier durchgeführten Untersuchungen ist die Bildanalyse für die Ermittlung von Faserorientierungen und Faserlängen relevant. Die Methodik ist für diese speziellen Anwendungsfälle hinlänglich bekannt und in [58, 77, 80, 81, 82] beschrieben. Mikroskopieverfahren zur Bildakquisition und Bildanalyse sind speziell für Kurzfasern gut einsetzbar [62]. Im Zuge einer gesteigerten Leistungsfähigkeit von Sensorik und Datenverarbeitung wurden Verfahren entwickelt, die eine 3-D-Rekonstruktion des Faserverlaufes durch Bildanalyse und Schnittflächenpräparation ermöglichen [83]. Allerdings existieren für Langfasern von über 10 mm Länge keine vollständig automatisierbaren Messverfahren [84, 85]. Im Falle der Messung für Fasern mittlerer Länge oder Langfasern lassen sich die automatisierten Verfahren für Kurzfasern nicht einfach übertragen, da die Faserlänge gegenüber dem Durchmesser so groß ist, dass die bei Kurzfasermessungen eingesetzten mikroskopischen Bildauswerteverfahren nicht praktikabel sind, da die zu analysierenden Bildausschnitte wesentlich größer gewählt werden müssen. Die bei derartigen Mikroskopieverfahren anfallenden Datenmengen stellen ein Problem dar und machen die Analyse von großen Bildausschnitten erst bei zukünftigen Computergenerationen sinnvoll durchführbar. Neuartige Techniken ermöglichen die Analyse sich überlappender Bildausschnitte und sind daher für die Analyse von längeren Fasern besser geeignet [86, 87]. Eine neuere Bildanalysetechnik ist die dynamische Bildanalyse, die in kurzer Zeit das Erfassen von großen Probenmengen ermöglicht [88]. Dabei muss die Datenverarbeitung ebenfalls entsprechende Kapazitäten zur Verfügung stellen. Für die Fasern können als Bildaufnahmeverfahren konventionelle Scanner oder CCD zum

Scannen von ausgedehnten Flächen eingesetzt werden, auf denen die Fasern verteilt werden. Mit der fortschreitenden technischen Entwicklung ist die Auflösung der optischen Eingabegeräte und Scanner so leistungsfähig geworden, dass einzelne Fasern ohne Mikroskop detektiert werden können. Schwierigkeiten bei der Bildanalyse von Langfasern ergeben sich durch gekrümmte Fasern, Faserüberkreuzungen oder Verschlaufungen in der dritten Dimension. Daher müssen die Fasern gut vereinzelt werden, um die Auswertung zu erleichtern. Das Analyseverfahren FIBASTAT [81] wurde in dieser Arbeit erstmalig systematisch zur Faserlängenmessung von Schnittglasmaterialien eingesetzt. Dabei kann eine große Anzahl von Fasern durch Scannen erfasst werden. Jedoch erfordert die Präparation immer noch hohen manuellen Aufwand, weshalb die Bildanalyse eine manuelle Einflussnahme zulassen sollte. Sie ist daher nur begrenzt automatisierbar.

### 2.5.3 Untersuchungen von Fasergehaltsverteilungen

Die Fasergehaltsverteilung wird üblicherweise durch eine Differenzwägung von Proben vor und nach einer Matrixextraktion bestimmt. Als Matrixextraktionsmethoden kommen nasschemische Methoden [79] oder eine Veraschung der Matrix zum Einsatz. Aus der Wägung errechnet sich der Fasergehalt anhand der zurückbleibenden Fasern [43, 44]. Eckhardt [43] untersuchte Verteilungen des Fasergehaltes in LFT-D-Probepplatten und fand Extremabweichungen von bis zu 10 Masseprozent. Dabei wurden jedoch sehr kleine Probekörper analysiert, bei denen sich lokale Inhomogenitäten des Werkstoffes stark bemerkbar machen. Eckhardt stellte eine Abnahme der Dichte in den Probepplatten vom Einlegebereich in den Fließbereich fest. Im Fließbereich wurde im Verhältnis zum Maximalwert im Einlegebereich eine Abnahme um bis zu 15 % gemessen [43].

In einem anderen Falle von LFT/GMT mit nominal 20 Masseprozent maß Edelmann [44] Variationen des Fasergehaltes im Bereich von 18 - 26 Masseprozent und daraus folgende Abweichungen des E-Moduls von 6,6 – 9,3 GPa. Bei weiteren Untersuchungen an Bauteilausschnitten beobachtete er in GMT- und LFT-Rippenstrukturen Faser-Matrix-Entmischungen, diese wurden jedoch nicht quantifiziert [60].

Auch für SMC existieren Untersuchungen von Faser-Matrix-Entmischungen mit dem Hintergrund, Richtlinien zur Gestaltung optimaler Rippengeometrien abzuleiten [68].

## 2.6 Berechnungsansätze

### 2.6.1 Modellansätze zur Berechnung strukturmechanischer Steifigkeiten

Für Werkstoffsysteme mit Faserverstärkung werden angepasste Berechnungs-

ansätze benötigt, welche die durch die Faserverstärkung hervorgerufene Anisotropie berücksichtigen können [89, 90].

Um das mechanische Verhalten beschreiben zu können, benötigt man zunächst Materialgesetze für die Beschreibung der richtungsabhängigen Eigenschaften. Weiterführende Materialgesetze beschäftigen sich mit der Beschreibung von diskontinuierlich verstärkten Werkstoffen.

### 2.6.1.1 Hooke'sches Gesetz

Das allgemeine Hooke'sche Gesetz liefert die Beschreibung für unidirektionale Werkstoffe hinsichtlich ihres Spannungs- und Dehnungsverhaltens. In seiner allgemeinen Form benötigt es 81 unabhängige Materialkonstanten [91] (siehe auch Anhang 7.1.1).

Verwendet man zur Beschreibung so genannte Ingenieurskonstanten, stellt sich das Hooke'sche Gesetz wie folgt dar:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{31}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} \quad \text{Gl. 1}$$

wobei für dünne Platten vorausgesetzt wird:

$$E_2 = E_3$$

$$G_{12} = G_{13}$$

$$\nu_{21} = \nu_{31}$$

$$\nu_{23} = \nu_{32}$$

$$G_{23} = \frac{E_2}{2(1+\nu_{32})}$$

### 2.6.1.2 Laminattheorie

Die Laminattheorie dient zur Berechnung von Eigenschaften von Faserverbundstrukturen mit gedrehten Achsensystemen. Mittels von Transformationsmatrizen können beliebige Einzelorientierungen auf ein globales Koordinatensystem bezogen werden. Einzelheiten der Laminattheorie werden z.B. in [91, 92] ausführlich behandelt (siehe auch Anhang 7.1.2).

### 2.6.1.3 Orientation averaging

Der Begriff des „Orientation averaging“ wurde von Tucker und Advani geprägt und von Schwarz und Wire eingesetzt [82, 93]. Es ermöglicht die Berechnung der makroskopischen Eigenschaften eines Faserverbundwerkstoffes unter der Voraussetzung der Kenntnis der Faserorientierungsverteilung und der entsprechenden unidirektionalen Materialeigenschaften.

Der Begriff des „orientation averaging“ wird speziell für die Tensornotation der Orientierungsverteilungen angewendet.

Definition nach Schwarz [82]:

$$\langle \underline{T} \rangle = \oint \underline{T}(\underline{P}) \Psi(\underline{P}) d\underline{P} \quad \text{Gl. 2}$$

mit:

$\langle \underline{T} \rangle$ : gemittelter Tensor im Bezugskordinatensystem

$\underline{T}(\underline{P})$ : aus der Richtung  $\underline{P}$  transformierter Tensor  $\underline{T}$ , dargestellt im Bezugskordinatensystem

$\Psi(\underline{P})$ : Verteilungsfunktion der Faserorientierung

## 2.6.2 Mikromechanische Materialmodelle

Mikromechanische Modelle finden zur Berechnung der Einheitssteifigkeitsmatrix Anwendung. Hier ermöglichen sie eine Berechnung der Steifigkeit als Funktion der Komponenten des Verbundwerkstoffes, im Wesentlichen unter Einbeziehung der Fasergehalte und Faserlängen (-verteilung).

Auf die daraus erhaltene Einheitssteifigkeitsmatrix können anschließend Transformationsbeziehungen zur Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung angewendet werden.

### 2.6.2.1 Lineare Mischungsregel

Die lineare Mischungsregel ermöglicht die Berechnung von Kennwerten unidirektionaler FVK anhand der Faser- und Matrixvolumengehalte (s. Anhang 7.1.3) [90, 91].

### 2.6.2.2 Shear-Lag-Modell

Das Shear-Lag-Modell ermöglicht die Berechnung des E-Moduls ideal ausgerichteter diskontinuierlicher Faserverbundwerkstoffe (Gleichungen s. Anhang 7.1.4).

Es gibt hierbei eine Faserlänge ( $l_{\text{krit}}$ ), ab der Spannungen vollständig von der Matrix auf die Faser übertragen werden können. Der Begriff der kritischen Faserlänge  $l_{\text{krit}}$  wurde von Cox [94] in der so genannten Shear-Lag-Theorie entwickelt und von Cottrell, Kelly und Tyson [95, 96] weiter verwendet. Die kritische Faserlänge  $l_{\text{krit}}$  [ 97]

bezeichnet die Länge eines Partikels, ab der eine Lastübertragung über die Scherspannung über die Seitenflächen des Partikels erzielt wird. Krenchel gibt einen Überblick über verwendete Faserarten in Verbundwerkstoffen und erstellte u.a. eine Theorie zur Effizienz von Faserverstärkungen in Abhängigkeit der Faserlänge, die ebenfalls eine kritische Faserlänge  $l_{\text{krit}}$ , ähnlich zum Modell von Cox definiert [98].

#### *2.6.2.3 Halpin-Tsai-Modell*

Das Modell nach Halpin-Tsai [93, 99, 100] ist eine der weitverbreitetsten Theorien zur Berechnung von diskontinuierlich faserverstärkten Faserverbundwerkstoffen. Es handelt sich hierbei um eine Theorie, die einen Faserlängeneinfluß durch den so genannten Formfaktor  $\xi$  berücksichtigen kann. Die Gleichungen sind im Anhang aufgeführt (Anhang 7.1.5).

#### *2.6.2.4 Mikromechanische Materialmodelle: Eshelby-Tensor*

Eshelby entwickelte eine Theorie über die Verstärkungswirkung ellipsenförmiger Einschlüsse (Prinzip der äquivalenten Einschlüsse) [93, 100, 101, 102], die als Ausgangspunkt für die Theorien von Tandon-Weng oder Mori-Tanaka gilt. Eshelby ermöglichte die Transformation der Eigenschaften des Einschlusses auf die umgebende Matrix durch die Annahme einer fiktiven Eigendehnung des Einschlusses. Für die Berechnung der Eigendehnung kommt der sogenannte Eshelby-Tensor (s. Beispiel in Anhang 7.1.8) zum Einsatz, der von der Geometrie des Einschlusses abhängt. Eine Berechnung von Materialeigenschaften ist mit dem ursprünglichen Ansatz von Eshelby jedoch nur für geringe Füllstoffkonzentrationen statthaft.

Hill entwickelte daraus das so genannte Self-Consistent-Model [100, 102], das die Beschreibung des inhomogenen Spannungsfeldes um einen Einschluss den Spannungen im umgebenden Material gleichsetzt.

#### *2.6.2.5 Mikromechanische Materialmodelle: Mean-field-theories (Mori-Tanaka; Chow)*

Das Mori-Tanaka Modell basiert auf der Annahme, dass zwischen den Einschlüssen ein annähernd konstantes Feld vorliegt [110, 100, 102]. Dafür wird die mittlere Spannung der Matrix angenommen. Ähnliche Theorien wie die von Chow [100] werden auch mit dem Begriff „mean-field-theories“ bezeichnet. Die Gleichungen nach Chow finden sich im Anhang (Anhang 7.1.6).

#### *2.6.2.6 Mean-field-theories: Tandon-Weng-Modell*

Das Tandon-Weng-Modell ist ein weiterer Modellansatz für die Beschreibung der

mechanischen Eigenschaften in kurzfaserverstärkten Verbundwerkstoffen, der aus dem Modell von Mori-Tanaka entwickelt wurde [93, 100, 103, 104]. Das Tandon-Weng-Modell ist ein umfassendes mikromechanisches Modell für Kurzfaserverbundwerkstoffe. Auch diese Gleichungen sind im Anhang aufgeführt (Anhang 7.1.7).

#### *2.6.2.7 Weitere Berechnungsansätze*

Mit Hilfe des Elementar-Volumen-Konzeptes können die Eigenschaften eines Faserverbundwerkstoffes ausgehend von einer so genannten Elementarvolumeneinheit errechnet werden, jedoch ist der Berechnungsaufwand und die notwendige Kenntnis über die Verteilung der jeweiligen Elementarvolumina als extrem aufwendig zu bewerten [105].

De Moraes beschäftigte sich mit vergleichbaren Ansätzen und lieferte eine Berechnung für den Spannungstransfer zwischen den Fasern und verifizierte diese mit FE-Simulationen an Elementarmodellen [106].

#### *2.6.2.8 Zusammenfassung und Bewertung der mikromechanischen Modelle*

Alle der oben aufgeführten Theorien können mit Transformationsmatrizen gekoppelt werden um Anteile mit unterschiedlichen Faserorientierungen zu berücksichtigen. Damit kann in unterschiedlich ausgerichteten Faserorientierungsverteilungen in Kurzfasersystemen deren Beitrag zur Gesamtsteifigkeit eines Faserverbundwerkstoffes ermittelt werden. Vergleiche der verschiedenen theoretischen Ansätze finden sich in [30, 110, 93, 100, 102].

Abschließend ist festzustellen, dass das Halpin-Tsai-Modell gute Voraussagen für die mechanischen Kennwerte von diskontinuierlich faserverstärkten Polymeren trifft und die weiteste Verbreitung in der industriellen Anwendung hat. Wesentlicher Vorteil ist die einfache Anwendbarkeit. Die Berechnung nach Halpin-Tsai unterschätzt laut Tucker et. al. jedoch speziell bei geringen Faserlängen die Steifigkeit eines Faserverbundwerkstoffes [102]. Die Modellansätze von Chow bzw. Mori-Tanaka werden aufgrund der exakteren Resultate über den gesamten Faserlängenbereich von verschiedenen Autoren bevorzugt [102], sind jedoch aufwendiger in der Anwendung. Die Modellansätze nach Halpin-Tsai, Chow und Tandon-Weng finden in dieser Arbeit Anwendung und werden miteinander verglichen.

#### **2.6.3 Modellierung des Formfüllvorganges**

Der Formfüllvorgang in flachen Bauteilen kann mit dem Hele-Shaw-Ansatz beschrieben werden. Dabei liegen folgende Annahmen vor [51]:

- Vernachlässigung der Trägheitskräfte gegenüber den Reibungskräften
- Annahme folgender Fliesseigenschaften für das Material: Wandhaftend, inkompressibel und isotropes Fliesen
- Vernachlässigung von Schwerkrafteinfluss und Oberflächenspannung
- Vernachlässigung elastischer gegenüber viskosen Materialeigenschaften
- Vernachlässigung von Schleppströmungsanteilen gegenüber Druckströmungsanteilen
- Annahme isothermen, newtonschen Scherfließens
- Abbildung der Geometrien durch Schalenmodelle möglich

Unter diesen Annahmen ergibt sich folgende Differentialgleichung zur Beschreibung der Druckverhältnisse.

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( S \frac{\partial p}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( S \frac{\partial p}{\partial y} \right) - \dot{h} = 0 \quad \text{Gl. 3}$$

mit der so genannten Fließleitfähigkeit  $S$ :  $S = \frac{h^3}{12\eta}$

Für komplex gestaltete Geometrien kann die Differentialgleichung mit Hilfe der Methode der finiten Elemente gelöst werden. Für die Berechnung des Füllvorganges thermoplastischer Werkstoffsysteme ist zusätzlich die Berechnung der Temperaturverteilung durchzuführen.

#### 2.6.4 Faserorientierungsberechnung

Art und Typ der Faserverstärkung haben einen dominanten Einfluss auf die mechanischen Kennwerte des Faserverbundsystems und auf die Fließfähigkeit des Plastifikates. Infolge des Fließens bei der Formteilherstellung bildet sich eine Orientierung der im Fasermatrixverbund befindlichen Fasern im Bauteil aus. Ausgangspunkt für die Berechnung von Faserorientierungsverteilungen ist die Berechnung der Druck- und Strömungssituation in der Kavität während der Werkzeugfüllung.

Eine der ersten Beschreibungen für Faserorientierungen entwickelte Jeffrey 1922. Für die Nomenklatur des Richtungsvektors einer Faser gilt (s. Abb. 8, [30, 68]):

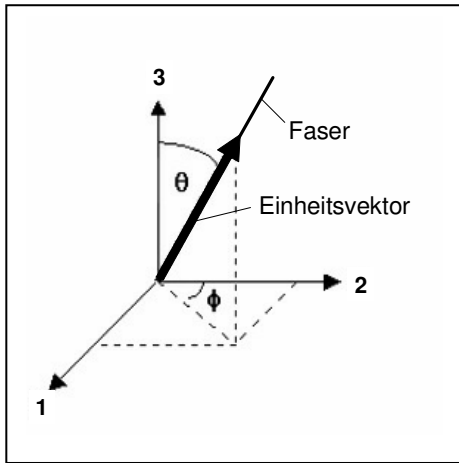


Abb. 8: Definition des Faserorientierungsvektors [30]

Maßgeblich ist für die Orientierungsverteilung in dünnen, plattenförmigen Geometrien der Winkel  $\Phi$ . Für die Faserorientierungsverteilung wird eine Beschreibung als Wahrscheinlichkeitsverteilung nach Abb. 9 eingesetzt:

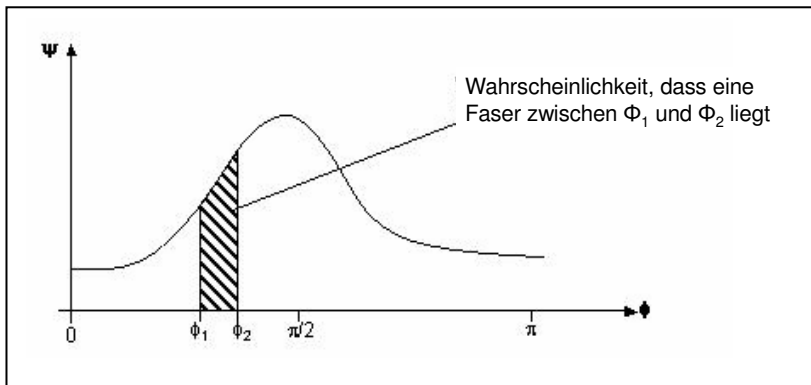


Abb. 9: Definition der Faserorientierungshäufigkeit [29]

Die Anwendung und Modifikation des Jeffrey-Modells durch Folgar und Tucker 1984 [6, 107] führte zum ersten praktisch eingesetzten Faserorientierungsmodell für Simulationsprogramme. Wesentlicher Einflussparameter für die Berechnung der Faserorientierung und der daraus ermittelten Kennwerte und Daten für weitere Analysen ist der so genannte Faserinteraktionskoeffizient  $C_i$  [6, 49], der ein Maß für die Behinderung einzelner Fasern hinsichtlich ihrer Orientierung während des Fließvorganges darstellt. Für die Berechnung der Faserorientierung ist der Faserinteraktionskoeffizient notwendig [108]. Dieser wird empirisch für ein Materialsystem ermittelt und geht als Materialkonstante in die Faserorientierungssimulation ein. Der Faserinteraktionskoeffizient wird in einem Iterationsverfahren durch Vergleich von Rechnung und Messung bestimmt [68].

$$\frac{\partial \psi_\phi}{\partial t} = C_i \dot{\gamma} \frac{\partial^2 \psi_\phi}{\partial^2 \phi^2} - \frac{\partial}{\partial \phi} \left[ \psi_\phi \left( -\sin \phi \cos \phi \frac{\partial v_x}{\partial x} - \sin^2 \phi \frac{\partial v_x}{\partial y} + \cos^2 \phi \frac{\partial v_y}{\partial x} + \sin \phi \cos \phi \frac{\partial v_y}{\partial y} \right) \right] \quad \text{Gl. 4}$$

Das Folgar-Tucker-Modell ist für folgende Annahmen gültig:



- Die Fasern sind steife zylindrische Partikel
- Die Brownsche Bewegung der Molekülketten ist vernachlässigbar
- Die Matrix verhält sich inkompressibel
- Die Trägheit der Partikel ist vernachlässigbar gegenüber der Matrixviskosität
- Die Schwerpunkte der Fasern sind regellos verteilt
- Es wirken keine äußeren Kräfte auf die Suspension ein
- Eine Interaktion der Fasern findet statt, wenn die Schwerpunkte der Fasern innerhalb eines Radius ihrer Faserlänge passieren
- Die Interaktionen zwischen den Fasern sind irreversibel und statistisch gleichwertig. Eine Interaktion führt zu einer Winkeländerung der Fasern.
- Reibungseinflüsse zwischen den Fasern werden nicht berücksichtigt

Semmler bestätigte die Anwendbarkeit des Folgar-Tucker-Modells für faserverstärkte Materialien [51]. Reinhardt setzte das Modell auch in der 3-D-Simulation von Faserorientierungen für langfaserverstärkte Materialien ein [56, 57].

Die Beschreibung der Faserorientierungsmodelle mit Hilfe von Tensoren wurde von Advani und Tucker eingeführt und konnte den Berechnungsaufwand des Faserorientierungszustandes wesentlich reduzieren [7, 109, 110].

$$\frac{D\alpha_{ij}}{Dt} + \frac{1}{2}(W_{ij}\alpha_{kj} - W_{kj}\alpha_{ik}) = \frac{\beta}{2}(D_{ik}\alpha_{kj} + D_{kj}\alpha_{ik} - 2D_{kl}\alpha_{ijkl}) + 2C_I\gamma(\delta_{ij} - 3\alpha_{ij}) \quad \text{Gl. 5}$$

Da in den Berechnungstermen ein Tensor 4. Stufe auftritt, müssen geeignete Schlussapproximationen gefunden werden [7]. Einen Überblick über Berechnungsansätze und Schlussapproximationen geben Chung und Kwon [111].

Eine weitere Beschreibung der Re-Orientierung von Fasern nach einem so genannten Kontinuumsmodell wurde von Modlen, sowie Dinh und Armstrong [49] aufgestellt. Wesentlicher Nachteil des Kontinuumsmodells ist, dass keine Berücksichtigung der Faserinteraktion bei hohen Fasergehalten vorliegt und nur eine regellose Faserverteilung am Anfang berücksichtigt werden kann. Von Diest erweiterte dieses Modell für den Spezialfall einer ebenen Platte um einen Interaktionsterm und frei wählbare Anfangsbedingungen [49]. Der Ansatz hat jedoch in kommerzieller Fliesssimulation keine Bedeutung gefunden, da die Übertragbarkeit auf komplexe Strukturen bisher nicht verifiziert wurde.

Die Füll- und Orientierungsmechanismen wurden ebenfalls von Bay [112] untersucht und beschrieben. Bay fand hierbei eine empirische Beziehung für PA66-GF, PC-GF und PBT-GF, die den Zusammenhang von Faserlänge und Interaktionskoeffizient  $C_i$  darstellt:

$$C_i = 0,0184 * \exp\left(-0,7148 \frac{c * L}{d}\right) \quad \text{Gl. 6}$$

mit  $c$  = Konzentration der Fasern und  $L/d$  = Aspect ratio (Definition: Verhältnis von Länge zu Durchmesser der Verstärkungsfaser)

Weitere vergleichende Analysen von Messungen und Simulation wurden von Lee et al. [113] und Whiteside et al. [114] angestellt. Diese beobachteten für die eingesetzten Materialien und Bauteile eine gute Übereinstimmung zwischen Messungen und Simulation.

## 2.7 Simulation

Die Simulation hat eine große Bedeutung für die Absicherung von Bauteil und Prozess. Heutige Simulationsmethoden bilden Werkstoffe, Prozessabläufe und daraus resultierende Bauteileigenschaften ab [115]. Esward und Wright liefern einen guten Überblick über verbreitete Softwaresysteme und ihre Einsatzgebiete [116]. Von essentieller Bedeutung für die Qualität der Berechnungsergebnisse ist der Einsatz fertigungsspezifischer Kennwerte [117].

Um eine, alle Bereiche umfassende, interaktive Simulation zu ermöglichen, wurde ein Projekt mehrerer Automobil- und Softwarehersteller gestartet [118]. Dabei sollen verschiedene Bereiche der Simulation miteinander verknüpft werden, um eine genauere Vorhersage der Bauteileigenschaften zu ermöglichen. Ein Beispiel der Kopplung zwischen einer Formfüllanalyse und eine Strukturanalyse mittels FEM findet sich bei Glaser [39]. Noch ist die Kopplung zwischen Formfüllsimulation und Struktursimulation jedoch nicht Standard für die Bauteilauslegung, da sie sich recht aufwendig gestaltet.

### 2.7.1 Formfüllsimulation

Die Simulation des Herstellungsprozesses, speziell eine Formfüllanalyse, ist ein wichtiger Schritt zur Beurteilung der Herstellbarkeit eines Bauteils und vor allem beim Spritzgießen weit verbreitet.

Für Fließpressprozesse gibt es spezialisierte Prozesssimulationssoftware [46, 50, 52, 53, 119]. Specker zeigt in seinen Arbeiten den Ablauf der Prozesssimulation für fließgepresste Bauteile aus SMC [13, 68].

Für die Beschreibung der Viskositäten während der Füllsimulation im Fließpressverfahren ist im Programm EXPRESS der Ansatz nach Carreau hinterlegt. Ergebnisse aus der Formfüllanalyse lassen Aussagen über die Herstellbarkeit und mögliche Probleme bei der Formfüllung zu [120]. Ein Einlegemuster wird vordefiniert, das sich aus den im Realprozess eingesetzten Plastifikatsträngen definiert. Durch die

Formfüllsimulation werden wertvolle Daten für die Konstruktion von Werkzeugen (z.B. nötige Entlüftungen) und die Gestaltung des Einlegemusters gewonnen, sowie die Berechnung anisotroper mechanischer Eigenschaften im Bauteil ermöglicht [121]. Durch spezielle Einlegepositionen werden Fließfronten und Bindenähte verhindert oder in Ausschnittbereiche oder schwächer beanspruchte Bereiche des Bauteils verlegt. Weitere Ergebnisse aus der Simulation betreffen Füllzeit und Füllstrategie und ermöglichen die Ableitung von Daten für die Werkzeugtemperierung und erzielbare Zykluszeiten [121]. Für GMT-Werkstoffe ließ sich mit Hilfe der Prozesssimulation eine Presskraftberechnung durchführen [122].

Ein weiterer wichtiger Aspekt der Prozesssimulation ist die Simulation der sich einstellenden Faserorientierung [113] und die Berechnung der entstehenden Anisotropieverhältnisse. Die Faserorientierungsverteilung wird bei diesen Programmen in Winkelklassen unterteilt [52]. Die unterschiedlichen Faserorientierungen in Schichten können ebenfalls dargestellt werden [123].

Hierzu existieren weitere vergleichende Arbeiten zwischen gemessenen Kennwerten und der Simulation, die vornehmlich aus dem Spritzgusssektor stammen [113, 114]. Über die Simulation der Faserorientierung kann man die entsprechenden Elementorientierungen für andere FE-Programme exportieren und mit diesen die Steifigkeits- und Festigkeitswerte für das Bauteil berechnen [124, 125]. Eine vergleichbare Vorgehensweise kommt in dieser Arbeit zum Einsatz. Des Weiteren ermöglichen die berechneten Faserorientierungen eine Simulationsrechnung des zu erwartenden Bauteilverzuges [121]. In weiteren Veröffentlichungen über Untersuchungen des Spritzgießprozesses wurden die Einflüsse der Anisotropie in Abhängigkeit von Prozessparametern gezeigt. Diese Ergebnisse wurden durch den Vergleich mit der Spritzguss-Simulation bestätigt [38].

Für Formfüllanalysen kann auch die Boundary-Element-Method (BEM) eingesetzt werden [126], die vom Vorbereitungs- und Berechnungsaufwand her große Vorteile bieten kann, jedoch aufgrund der eingeschränkten Anwendbarkeit bei komplexen Geometrien bisher keine industrielle Anwendung gefunden hat.

Im Zuge der steigenden Komplexität der Bauteile stellt sich die Notwendigkeit einer 3-D-Faserorientierungssimulation heraus, wenn es sich um voluminöse Bauteile handelt, die nicht durch die Vereinfachung mittels Schalenelementen darstellbar sind [57, 127, 128]. Auch kommerziell erhältliche Prozesssimulationsprogramme sind mittlerweile in der Lage, eine 3-D-Simulation für den Spritzgießsektor zu bereitstellen [57, 129, 130].

Da das Spritzprägeverfahren zunehmend Anwendung findet, vollzog sich auch in der Simulation dieser Trend mit, so dass spezialisierte Softwarepakete in der Lage sind, diese Verfahren zu simulieren [131].

Hafellner und Steiner betrieben den Einsatz von kommerzieller Spritzgießsimulationsoftware (Moldflow) für die Simulation von Materialien mit längeren Fasern mit gutem Erfolg, jedoch umfassten die dabei untersuchten Faserlängenverteilungen nur den Faserlängenbereich bis zu maximal ca. 4 mm mit einer durchschnittlichen Faserlänge von unter 2 mm [132], so dass für Faserlängen im mittleren Faserlängenbereich und größer noch Entwicklungsbedarf besteht. Im Unterschied dazu liegt der für vorliegende Arbeit erwünschte Faserlängenbereich zwischen 0 mm und 30 mm Faserlänge bei durchschnittlichen Faserlängen im mittleren Faserlängenbereich (1 mm – 5 mm). Die der Faserorientierungssimulation zugrunde liegenden Modelle entstammen Kurzfaserverwerkstoffen und sind eigentlich nur für diese zutreffend. Auf diese Problematik wiesen u.a. Maier und Latz explizit hin [133].

### 2.7.2 Verzugssimulation

Ein wichtiger Aspekt der Prozesssimulation ist die Verzugsanalyse von Bauteilen, da infolge einer inhomogenen Faserorientierung oder einer inhomogenen Abkühlung der Bauteile von der Prozesstemperatur auf RT eine Abweichung der Bauteilgestalt von der Sollgeometrie entsteht. Einen Augenmerk auf die den Verzug von Bauteilen beeinflussenden Materialeigenschaften wie pvT-Verhalten beim Phasenübergang und Wärmeausdehnungskoeffizienten geben z.B. Michaeli und Niggemeier [134].

Ein weiterer sehr wichtiger Einfluss auf den Bauteilverzug wird durch Faserorientierungen im Bauteil hervorgerufen [135].

Mit Hilfe geeigneter Prozesssimulationsprogramme können auch spezielle für den Bauteilverzug verantwortliche Effekte wie der Spring-forward-Effekt simuliert werden [8]. Semmler verifizierte die Vorhersagbarkeit des Eckenverzuges und des so genannten Spring-forward-Effektes [51]. Dazu sind genaue Kenntnisse über Prozess- und Werkstoffparameter notwendig [51, 136, 137, 138].

Das Vorgehen einer solchen Verzugsanalyse für spritzgegossene Bauteile ist in [139] beschrieben. Weitere Untersuchungen liegen für SMC und GMT vor [140]. Für eine SMC-Platte erfolgte die Voraussage des Verzuges mit einer Abweichung von weniger als 2 % [140]. Andere Untersuchungen führten Semmler et al. für fließgepresste, thermoplastische Bauteile [141] durch. Zwischen Simulation und Versuchen wurde ein Abgleich durchgeführt und eine gute Übereinstimmung der Gestalt des Verzuges beobachtet [141].

Allerdings stimmt die Größe des berechneten Verzuges nicht immer mit Realbauteilen überein [142], was als gravierender Nachteil für den Einsatz von Kunststoffbauteilen gesehen wird, da die Verzugsvorhersage unzureichend ist.

### 2.7.3 Strukturanalysen

Stand der Technik in industriellen Einsatz für die strukturmechanische Simulation von Kunststoffteilen ist der Einsatz von isotropen Materialmodellen. Dies hat den Vorteil, dass allen Elementen eines Bauteils gleiche Materialkarten zugewiesen werden können. Gravierender Nachteil dieser Methode ist, dass die Bauteileigenschaften bei faserverstärkten Werkstoffen sehr deutlich von den als isotrop angenommenen Kennwerten abweichen können und somit zu falschen Ergebnissen führen.

Zutreffender ist in diesen Fällen die Berücksichtigung von Materialeigenschaften aus der Faserorientierungsberechnung. Die Herleitung von mechanischen Eigenschaften aus der Prozesssimulation für Spritzguss und Fließpressen wurde mehrfach demonstriert, ist jedoch aufgrund des beträchtlichen Aufwandes in der Industrie nicht durchgängig verbreitet.

Beispielsweise wurde für ein Türaußenblatt aus SMC ein Vergleich der Durchbiegungen mit den aus der Prozesssimulation berechneten anisotropen mechanischen Materialeigenschaften mit den Durchbiegungen aus dem Bauteilversuch durchgeführt und eine gute Übereinstimmung erzielt [121].

An einem Hybridbauteil demonstrierte Glaser eine Vergleichsuntersuchung zwischen Simulation und Messungen [39]. Die bei derartigen Untersuchungen erzielten Übereinstimmungen können als gut bezeichnet werden.

Die Kopplung von Spritzgusssimulation und Struktursimulation mit dem Ziel der strukturmechanischen Werkzeugauslegung wurde von verschiedenen Autoren durchgeführt [39, 68], wobei eine gute Ergebnisqualität und die Anwendbarkeit des Vorgehens demonstriert wurde.

Spezialisierte Konversionsprogramme ermöglichen die Übertragung der anisotropen Kennwerte aus dem FE-Netz der Prozesssimulation in FE-Netze für statische Struktursimulation [125]. Dies ist von großer Bedeutung, da sich die Vernetzungskriterien für Prozess- und Struktursimulation unterscheiden.

### 3 Materialuntersuchungen

Zielrichtung der Materialuntersuchungen war eine orts aufgelöste Charakterisierung der Faserverteilung und der mechanischen Eigenschaften.

Das Werkstoffsystem, das in den nachfolgend beschriebenen Versuchsreihen untersucht wurde, bestand aus Polypropylen (PP) mit geeigneter Additivierung für Verarbeitungs- und Langzeitstabilisierung und Glasfasern als Verstärkungsfasern. Die Einstellung des Glasfasergehaltes erfolgte auf 30 Masseprozent. Als PP kam das Copolymer DOW C711-70 RNA [143] zum Einsatz, die Additivierung wurde durch ein DOW Stabilisierungsbatch 13.25 mit 5,5 Masseprozent Dosierung sichergestellt. Das Stabilisierungsbatch enthielt Verarbeitungs- und Langzeitstabilisatoren, Faser-Matrix-Koppler und ein Farb-Masterbatch (UV-Stabilisation, schwarz). Die eingesetzten Glasfasern stammten von der Firma PPG (Typ 4588, Filamentdurchmesser 17  $\mu\text{m}$ ) [144].

Die Materialien wurden einem modifiziertem Direktprozess verarbeitet und zu Probepplatten gepresst.

Die Herstellung von Versuchsplatten erfolgte in einem Plattenwerkzeug mit einer projizierten Fläche von 400 mm x 400 mm. Die Temperierung des Oberwerkzeuges wurde auf 55°C, die des Unterwerkzeuges auf 60°C eingestellt. Dadurch wurde verhindert, dass sich das Tauchkantenspiel infolge eines Temperaturunterschiedes zwischen Ober- und Unterwerkzeug verringert. Die Einlegeposition des Plastifikatstranges wurde an einer Kante des Werkzeuges gewählt (s. Abb. 10). Zielsetzung der Wahl des Einlegebereiches am Rande des Werkzeuges war es, eine möglichst lange eindimensionale Strömungsstrecke für eine maximale Ausrichtung der Fasern zu erreichen.

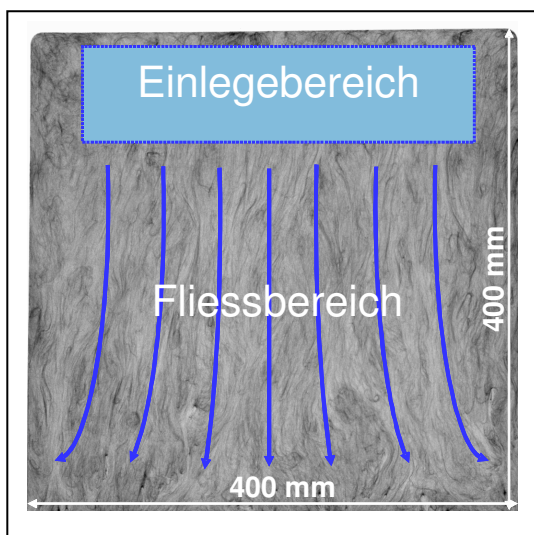


Abb. 10: Einlege- und Fließbereich der Prüfplatte

### 3.1 Direktprozess mit Schnittglaseinarbeitung

Zielrichtung der Untersuchungsreihen mit dem Einsatz von Schnittglas in einem modifizierten Direktprozess war die Untersuchung des Einflusses unterschiedlicher Schnitffaserlängen auf die mechanischen Eigenschaften damit hergestellter Probeplatten. Dazu wurde Schnittglas in das Zweischneckengerät (ZSG) des modifizierten LFT-D-Prozesses eingebracht und daraus Prüfplatten mit Dicke 2 mm hergestellt. Die Verfahrensparameter der Presse für die Versuche wurden wie folgt gewählt (s. Tab. 1):

Schließprofil		Pressprofil		Öffnungsprofil	
Weg [mm]	Geschwindigkeit [mm/s]	Zeit [s]	Presskraft [kN]	Weg [mm]	Geschwindigkeit [mm/s]
50	80	0	3000	0	5
20	15	35	3000	10	20
10	7,5	36	0	42	80
0	5				

Tab. 1: Prozessdaten von Schliessprofil und Haltezeiten der Presse

Im Compoundier-Zweischnuckenextruder des Typs Leistritz ZSE40 wurde das Polymer mit der geeigneten Additivierung bei einer Drehzahl von 200 U/min compoundiert und durch eine Filmdüse an das Zweischneckengerät ZSG40 übergeben. Dabei erfolgte eine Aufheizung des Polymers mit einem eingestellten konstanten Temperaturprofil auf 230 °C.

Die Verfahrenslänge des Mischextruders ZSG40 besaß mit einer Verlängerung durch ein zusätzliches Gehäuse- und zusätzliche Schneckenelemente der Länge 8D (entsprechend 320 mm) ein L/D-Verhältnis von 22,5. Die Plastifikatdüse wies einen eingestellten Querschnitt von 15 mm x 75 mm auf. Die Schneckenkonfiguration im Zweischneckengerät war speziell für Schnittglas-PP/GF eingerichtet, wozu die Schnecken nur mit Fördererelementen (s. Abb. 11) bestückt war.

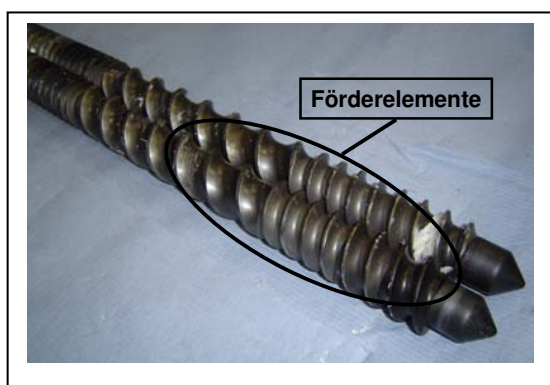


Abb. 11: Schneckenkonfiguration im ZSG für Verarbeitung von Schnittglasfasern

Die Drehzahl des ZSG lag bei den Versuchen bei etwa 180 U/min. Diese vergleichsweise hohe Drehzahl war notwendig, um die Fasern aus der Einzugszone in das Gerät zu fördern. Der dabei erfolgte Faserlängenabbau wurde bewusst in Kauf genommen. Der Durchsatz der Schnitffasern pro Zeiteinheit wurde gemessen und ausgewogen und die Polymermenge entsprechend dem gewünschten Glasfasergehalt angepasst.

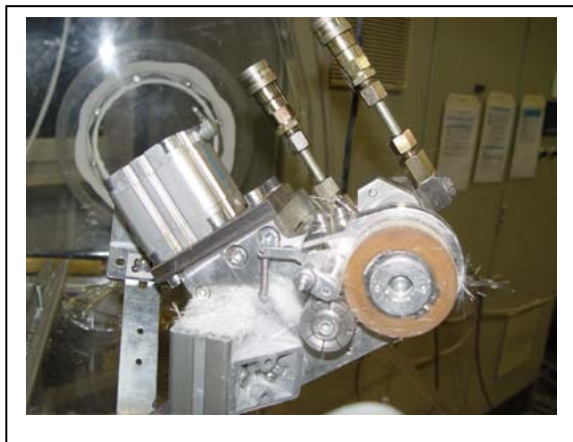


Abb. 12: Scheidwerk an der Verarbeitungsanlage

Die Glasfasern wurden vom Schneidwerk (s. Abb. 12) durch die Messerwalze und die gegenüber liegende Andruck- und Antriebswalze eingezogen und von der sich drehenden Messerwalze zu Schnitffasern zerschnitten. Die Messerwalze (s. Abb. 13) bot durch variable Teilungen die Möglichkeit, unterschiedliche Ausgangsfaserlängen einzustellen.

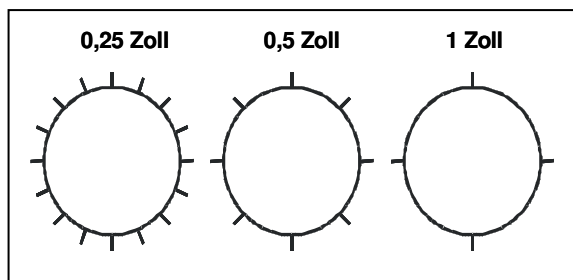


Abb. 13: Anordnung der Schneidmesser für die Schnittglas-Versuchsreihen

Die mit einer Drehzahl von 700 - 800 U/min drehenden Schneidwalzen förderten die geschnittenen Fasern auf eine Rüttelrinne. Diese transportierte die Fasern in die Einzugszone des Zweischneckengerätes. In den nachfolgenden beschriebenen Versuchsreihen erfolgte die Einstellung von drei unterschiedlichen Ausgangsfaserlängen:

- Versuchsreihe 1:            0,25 Zoll    (6,35 mm)
- Versuchsreihe 2:            0,5 Zoll     (12,7 mm)
- Versuchsreihe 3:            1 Zoll        (25,4 mm)

Die Unterscheidung der Versuchsreihen anhand der Ausgangsfaserlängen orientiert



sich an der üblichen Praxis für vergleichbare Untersuchungen. Damit kann jedoch nicht auf die im Bauteil vorhandenen realen Faserlängen geschlossen werden. Deren Ermittlung ist u.a. Gegenstand dieser Arbeit.

Aus unten stehender Tabelle (Tab. 2) ist die Dosierung des Polymermassenstromes zur Einstellung eines nominellen Glasfasergehaltes von 30 Masseprozent ersichtlich:

Versuchsreihe Nr.	PP	GF	Additiv [Masse-%]	Fasergehalt [Masse-%]	PP-Menge [kg/h]	GF-Menge [kg/h]	Ausgangsfaserlänge [Zoll]
1	DOW C711-70 RNA	PPG 4588	5,5% 13.25	30,04	47,5	20,4	0,25
2	DOW C711-70 RNA	PPG 4588	5,5% 13.25	30,01	46,4	19,9	0,5
3	DOW C711-70 RNA	PPG 4588	5,5% 13.25	29,91	47,1	20,1	1

Tab. 2: Übersicht Versuchsreihen Direktverarbeitung mit Schnittglaseinzug

Der Fasergehalt der Versuchsreihen kann konstant gewährleistet werden. Schwankungen im Drehzahlbereich der Schneidanlage haben kaum Auswirkungen, da die nachfolgende Rüttelrinne Ungleichmäßigkeiten ausgleichen und dem ZSG einen konstanten Massenstrom von Glasfasern zuführen kann. Die Gleichmäßigkeit der Schnittergebnisse kann als gut bezeichnet werden, auch wenn die Faserlängenmessung von jeder Versuchsreihe auch größere Faserlängen als die nominale Schnittlänge aufweist (s. Kap. 3.5).

### 3.2 Mechanische Untersuchungen der anisotropen Steifigkeiten

Die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften fand mit Hilfe der so genannten Zug- und Biegerondenversuche statt. Zielrichtung der Untersuchungen war die Ermittlung der richtungsabhängigen Steifigkeit in den jeweiligen Probekörpern. Die Probekörperentnahme erfolgte gemäß dem Schnittmuster (Abb. 14) (mittels Wasserstrahlschneiden aus den mit oben beschriebenen Verfahren hergestellten Probepplatten. Die größeren Ronden wurden im Zugrondenversuch geprüft, die kleineren Ronden im Biegerondenversuch. Die Versuchsreihe mit Ausgangsfaserlänge 1-Zoll (V3) wurde aufgrund der technisch höchsten Relevanz in der industriellen Anwendung am umfangreichsten untersucht. Spalte 1 mit den Biege-

rondenproben neben den größeren Zugronden liegt auf der Mittellinie der Probenplatten und ist aufgrund der Symmetrie des Einlegebereiches am wichtigsten für die nachfolgenden Untersuchungen.

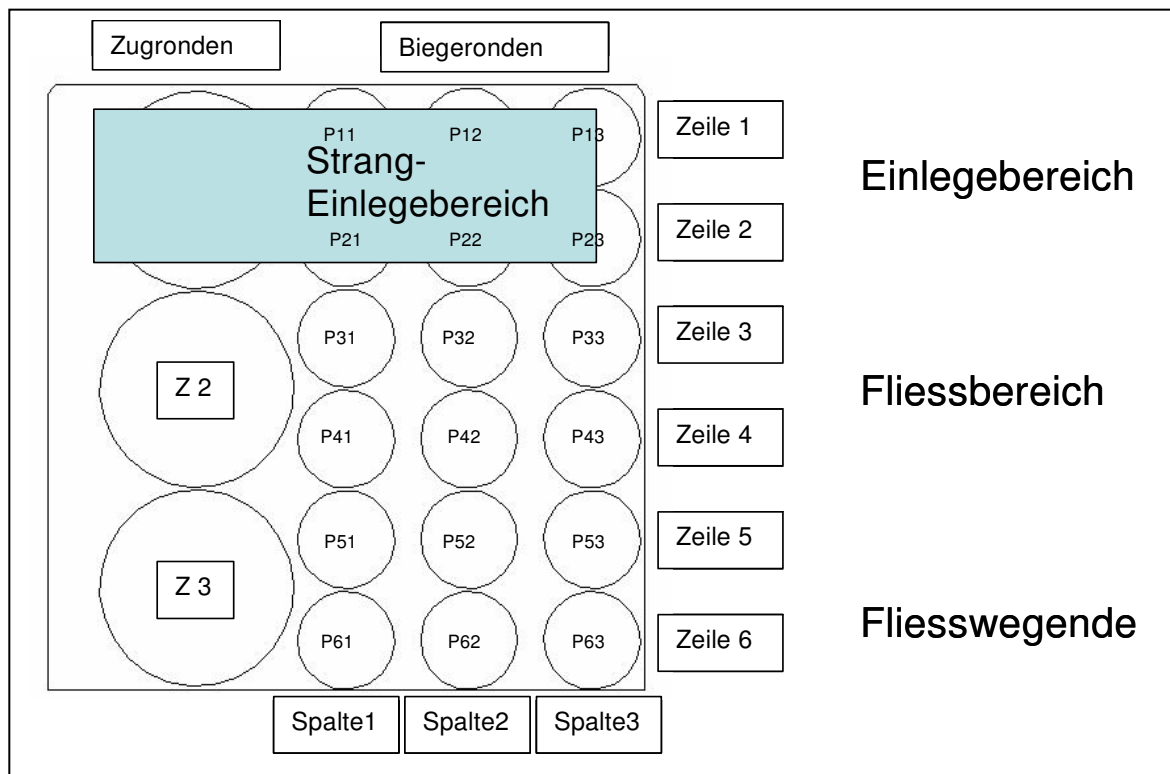


Abb. 14: Probenentnahmeplan der Anisotropieuntersuchungen

### 3.2.1 Hauptachsen und Anisotropieverhältnisse beim Zugrondenversuch

Der Zugrondenversuch wurde angewandt, um die Anisotropie der Steifigkeiten in runden Probekörpern zu messen. Dazu wurden die Proben gemäß Abb. 15 in eine Zugprüfmaschine eingespannt und in einem Zugversuch geprüft. Die Durchführung des Zugrondenversuches lief analog zu den Untersuchungen von Tröster [30] ab. Zur Ermittlung der Richtungsabhängigkeit der Zugsteifigkeit wurden die Proben nach jeder erfolgten Prüfung jeweils um einen Winkelbetrag von  $15^\circ$  weitergedreht und erneut geprüft. Die Belastung der Proben bei jeder Prüfung vollzog sich bis zu einer Dehnung von 0,3 %. Die Ermittlung der Zugrondensteifigkeit fand im Bereich einer Dehnung zwischen 0,05 % und 0,25 % statt. Tröster wies nach, dass die Reproduzierbarkeit der Kennwerte auch bei mehrfacher Belastung sehr gut war, so dass eine Prüfung des Bereiches von  $0^\circ - 180^\circ$  zur Ermittlung der Steifigkeiten ausreicht [30]. Diese Zugrondensteifigkeit liefert einen „Pseudo-E-modul“, der nicht der Definition des E-Moduls nach DIN EN 527 entspricht, jedoch in der Größenordnung ähnlich liegt. Zielsetzung der Ermittlung der Zugrondensteifigkeit ist die Ermittlung des so genannten Anisotropieverhältnisses (AV) durch Division des jeweilig gemessenen Kennwertes durch den kleinsten Kennwert des Probekörpers.

Der Vorteil des Zugrondenversuches liegt in der Unempfindlichkeit der Messwerte von der Dickenposition der Fasern. Als nachteilig muss die Größe der Proben gewertet werden, da dabei relativ große Bereiche abgedeckt werden und somit keine fein aufgelöste lokale Auswertung der Steifigkeiten möglich ist.

Im Zugrondenversuch wurde aufgrund der höheren technischen Relevanz nur die Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) untersucht. Es wurden jeweils drei Proben geprüft.

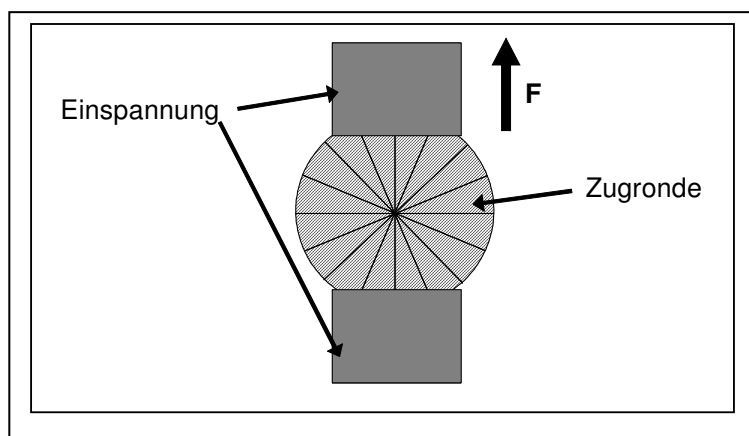


Abb. 15: Schema des Zugrondenversuches

Der Zugrondenversuch lehnt sich an den Versuchsaufbau von Tröster [30] an. Hier wurden jedoch kleinere Zugronden ( $\varnothing$  130 mm) eingesetzt, um mehrere Probekörper über die Fließlänge anordnen zu können. Die Versuchseinstellungen für den Zugrondenversuch waren folgende:

Rondendurchmesser	130 mm
Probendicke	2 mm
Prüfgeschwindigkeit	10 mm/min
Maximale Dehnung	0,3 %
Vorkraft	10 N
Vorkraftgeschwindigkeit	10 mm/min

Tab. 3: Parameter des Zugrondenversuch

### 3.2.2 Auswertung des Zugrondenversuches

In den folgenden Auswertungen (s. Abb. 16) sind die Anisotropieverhältnisse (AV) und Anisotropie-Ellipsen der Zugronden entlang des Fließweges (Z1 - Z3) der Versuchsreihen mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) aufgetragen.

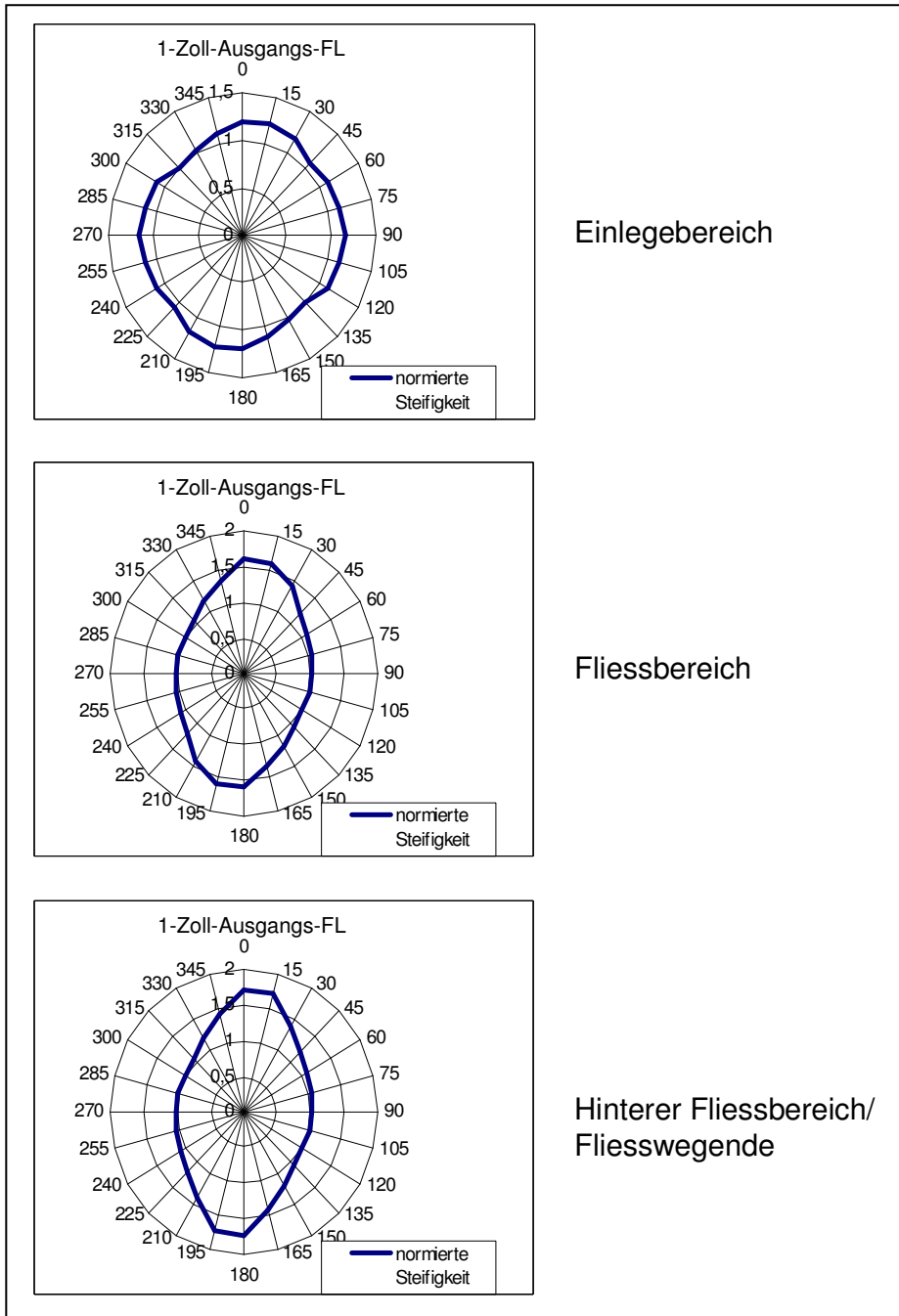


Abb. 16: Ergebnisse Zugrondenversuch Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

Der Einlegebereich (Position Z1) zeichnet sich durch eine vergleichsweise quasiisotrope Orientierung ab. Die Probengröße ( $\varnothing$  130 mm) führt jedoch dazu, dass eine saubere Trennung zwischen Einlegebereich und Fließbereich nicht mehr gegeben ist und hier daher eine quasiisotrope Ausrichtung gemessen wird. An Fließwegmitte und -Ende liegen reine Fließbereiche vor, die zu einer eindeutigen Orientierung der Hauptachsen der Anisotropie-Ellipsen führen. In den vor-  
 ausgehenden Diagrammen (Abb. 16) ist das zur jeweiligen Probenposition gehörende Anisotropieverhältnis der Versuchsreihe V3 aufgetragen. Das maximale Anisotropieverhältnis wurde zu 1,7 beim Winkel von  $180^\circ$  an Probenposition 3 gemessen.

Erkennbar ist die Veränderung der Ausrichtung der Anisotropie-Ellipsen vom Einlegebereich zum Fließbereich. Zusätzlich fällt auf, dass die Hauptachsen der Anisotropie-Ellipsen leicht (Abweichung ca.  $10^\circ$ ) aus der Richtung der Werkzeuglängsachse gedreht sind (s. Tab. 4). Dies deckt sich mit den Messungen von Tröster [30].

Position	1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3)	
	Anisotropieverhältnis	Standardabw. [%]
Einlegebereich (Z1)	1,2	5
Fließbereich (Z2)	1,6	2
Fließwegende (Z3)	1,7	4

Tab. 4: Anisotropieverhältnisse im Zugrondenversuch mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

### 3.2.3 Hauptachsen und Anisotropieverhältnisse beim Biegerondenversuch

Der Biegerondenversuch wurde eingesetzt, um die Anisotropie der Kennwerte in runden Probekörpern in einem angenäherten Biegeversuch zu messen. Dazu wurden die Proben auf eine Prüfvorrichtung aufgelegt und in einem modifizierten 3-Pkt.-Biegeversuch geprüft. Zur Ermittlung der Richtungsabhängigkeit der Biegesteifigkeit wurden die Proben nach jeder erfolgten Prüfung jeweils um einen Winkelbetrag von  $15^\circ$  weitergedreht und erneut geprüft. Die Belastung vollzog sich bei jeder Prüfung bis zu einer Durchbiegung von 0,5 mm. Die Ermittlung der Biegesteifigkeit fand im Bereich einer Durchbiegung zwischen 0,15 mm und 0,49 mm statt. (entsprechend 0,17 % bis 0,57 % Randfaserdehnung) Auch hier liegt analog zum Zugrondenversuch eine relative Biegerondensteifigkeit vor und kein Biege-Modul nach DIN EN 178. Analog zum Vorgehen beim Zugrondenversuch wurde daraus ein Anisotropieverhältnis (AV) gebildet. Von jeder Probenposition wurden jeweils drei Proben untersucht. Die Versuchsdurchführung orientierte sich an den Arbeiten von Meji [61] und Eckhardt [43], welche die gute Reproduzierbarkeit des Biegerondenversuches für Anisotropieanalysen zeigten.

Vorteile des Biegerondenversuches liegen in der Einfachheit und in der schnellen Durchführung des Versuches. Als nachteilig ist die Sensibilität des Versuches gegenüber dem Schichtaufbau der Faserverteilung zu nennen, weshalb hierzu weitere Untersuchungen durchgeführt wurden.

In Abb. 17 ist die Anordnung von Prüfvorrichtung und Proben gut erkennbar. Die Druckfinne drückt auf die unten liegende Biegeronde, die auf den Auflagern positioniert ist.

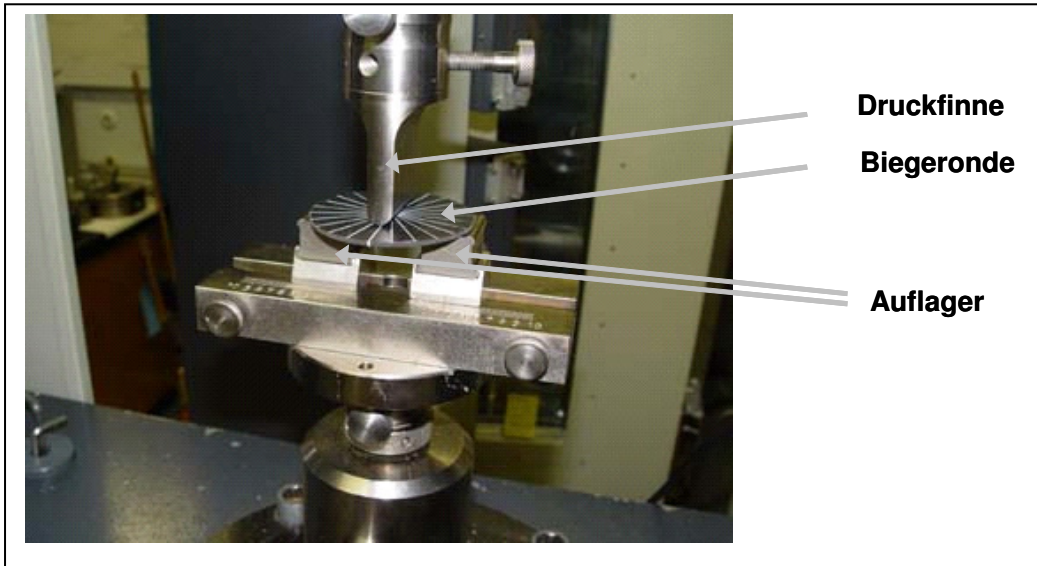


Abb. 17: Versuchsaufbau der Biegerondenprüfung

Die Einstellungen für die Biegerondenprüfung sind unten stehend aufgelistet:

Rondendurchmesser	65 mm
Probendicke	2 mm
Stützweite	32 mm
Durchmesser Druckfinne	10 mm
Radius Auflagerböcke	5 mm
Prüfgeschwindigkeit	10 mm/min
Max. Durchbiegung	0,5 mm
Vorkraft	10 N
Vorkraftgeschwindigkeit	10 mm/min

Tab. 5: Parameter des Biegerondenversuch

Wichtigste untersuchte Größe der mechanischen Untersuchungen ist das so genannte Anisotropieverhältnis. Die Berechnung des Anisotropieverhältnisses (AV) wird auch hier definiert als das Verhältnis vom augenblicklich betrachteten Steifigkeitskennwert bezogen auf den geringsten Steifigkeitskennwert der Probe. In nachfolgenden Auswertungen sind so genannte Anisotropie-Ellipsen aufgetragen, die sich aus der Information des jeweiligen AV über dem betreffenden Winkel herleiten. Jede Ellipse steht hierbei für eine Probenposition. Die Proben entlang der Spalte auf der Mittellinie wurden für alle vier Versuchsreihen analysiert und können auf diese Weise miteinander verglichen werden. Von der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) wurden alle drei Spalten geprüft und auf diese Weise eine quasi vollständige Kartographierung der Probenplatten realisiert. Damit kann eine Entwicklung des AV über dem Fließweg dargestellt werden.

### 3.2.4 Einfluss der Ausgangsfaserlänge

Ziel der Biegerondenversuche war die Ermittlung der Anisotropieverhältnisse in Abhängigkeit der Ausgangsfaserlänge. Die Wahl der Ausgangsfaserlängen orientierte sich an ähnlichen Stäbchengranulaten LFT-G, erlaubt aber keinen Rückschluss auf die im Bauteil anzutreffende Faserlängenverteilung. Dieser Aspekt wurde in Faserlängenmessungen detailliert untersucht (s. Kap. 3.5). Versuchsreihe V1 beinhaltete die kürzesten Ausgangsfaserlängen mit ca. 6,25 mm Faserlänge, Versuchsreihe V2 Ausgangsfaserlängen von ca. 12,7 mm und Versuchsreihe V3 Ausgangsfaserlängen von ca. 25,4 mm.

In den nachfolgenden Auswertungen (Tab. 6, Abb. 18) ist das zur jeweiligen Probenposition gehörende Anisotropieverhältnis (AV) aufgetragen. Im Biegerondenversuch bei den Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) und 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2) wurden die Probepositionen aus der Probenmitte (Spalte 1) untersucht, bei Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) zusätzlich die übrigen Probepositionen.

Das maximale Anisotropieverhältnis (AV) der Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) wurde zu 2,1 mit einer Ausrichtung der Anisotropie-Ellipse von  $0^\circ/180^\circ$  in der Fließwegmitte (P41) gemessen. Bei dieser Versuchsreihe nimmt der Anisotropiegrad gegenüber dem Maximum nach dieser Probenposition wieder ab. Auch bei der Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2) wird das Maximum des AV an bei der Fließwegmitte (P41) bei der Ausrichtung der Anisotropie-Ellipse von  $0^\circ/180^\circ$  mit einem Betrag von 1,9 bestimmt. Hier bleibt das AV im hinteren Fließbereich (P51) mit 1,9 konstant und nimmt erst danach auf 1,7 ab. Im Falle der Platten mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) bezogen auf die Plattenmitte (Spalte 1) wurde das Maximum des AV ebenfalls mit 1,9 beim Winkel von  $180^\circ$  in den Proben im mittleren und hinteren Fließbereich (P41 und P51) gemessen. Allerdings wird am Fließwegende (P61) kein wesentlicher Abfall des Anisotropiegrades beobachtet.

In Abhängigkeit der Ausgangsfaserlänge tritt gegen Ende des Fließweges ein umso stärkerer Abfall der Anisotropieverhältnisse (AV) an den Probepositionen auf, je kürzer die Ausgangsfaserlänge ist, da sich die Faserlängenverteilungen mit kürzeren Fasern leichter am Fließwegende umorientieren können. Die kürzeste Ausgangsfaserlänge (V1) erreicht aufgrund der höheren Mobilität der kürzeren Faseranteile in Fließwegmitte (P41) den höchsten Ausrichtungsgrad und damit das größte Anisotropieverhältnis. Die Standardabweichungen der Anisotropieverhältnisse sind in Fließwegmitte am geringsten, an Anfang und Ende der Platten (P11 und P61) sind

sie am größten.

Ausgangsfaserlänge	0,25-Zoll (V1)		0,5-Zoll (V2)		1-Zoll (V3)	
Probenentnahmeort	Anisotropie verhältnis	Standard abw. [%]	Anisotropie verhältnis	Standard abw. [%]	Anisotropie verhältnis	Standard abw. [%]
Vorderer Einlegebereich (P11)	1,6	12	1,6	12	1,5	10
Hinterer Einlegebereich (P21)	1,2	7	1,4	8	1,4	3
Vorderer Fliessbereich (P31)	1,7	6	1,5	4	1,5	4
Mittlerer Fliessbereich (P41)	2,1	3	1,9	6	1,9	3
Hinterer Fliessbereich (P51)	1,9	7	1,9	15	1,9	5
Fliesswegende (P61)	1,7	17	1,7	19	1,8	4

Tab. 6: Maximale Anisotropieverhältnisse in Plattenmitte (Spalte 1) Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1), Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) und Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

Die Hauptachsen der Anisotropie-Ellipsen sind im Fliessbereich nicht exakt in 0°/180° ausgerichtet, sondern geringfügig von der Werkzeuglängsachse abweichend, wie im Falle der Zugronden beobachtet. Die Winkelabweichung wurde aus den Anisotropie-Ellipsen herausgemessen (s. Tab. 7). Diese hat ihre Ursache in einer ungleichmäßigen Temperaturverteilung im Plastifikatstrang. Auf diesen Sachverhalt wird in Kap. 3.8 detailliert eingegangen.

Position	Winkelabweichung der Anisotropie-Ellipsen von der Werkzeuglängsachse in [°]		
	0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1)	0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2)	1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)
Vorderer Fliessbereich (P31)	3	4	8
Mittlerer Fliessbereich (P41)	2	8	8
Hinterer Fliessbereich (P51)	5	8	10
Fliesswegende (P61)	8	7	6

Tab. 7: Winkelabweichung Anisotropie-Ellipsen von Werkzeuglängsachse im Fliessbereich (Spalte 1, Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3))

Deutlich erkennbar im Diagramm der Anisotropieverhältnisse ist die Veränderung der Ausrichtung der Anisotropie-Ellipsen vom Einlegebereich zum Fliessbereich. Dabei



nimmt das Anisotropieverhältnis im Einlegebereich vom vorderen zum hinteren Einlegebereich (P11 zu P21) ab und dreht sich im vorderen Fließbereich (P31) um  $90^\circ$ , so dass die maximale Anisotropie unter einem Winkel von ca.  $180^\circ$  beobachtet wird.

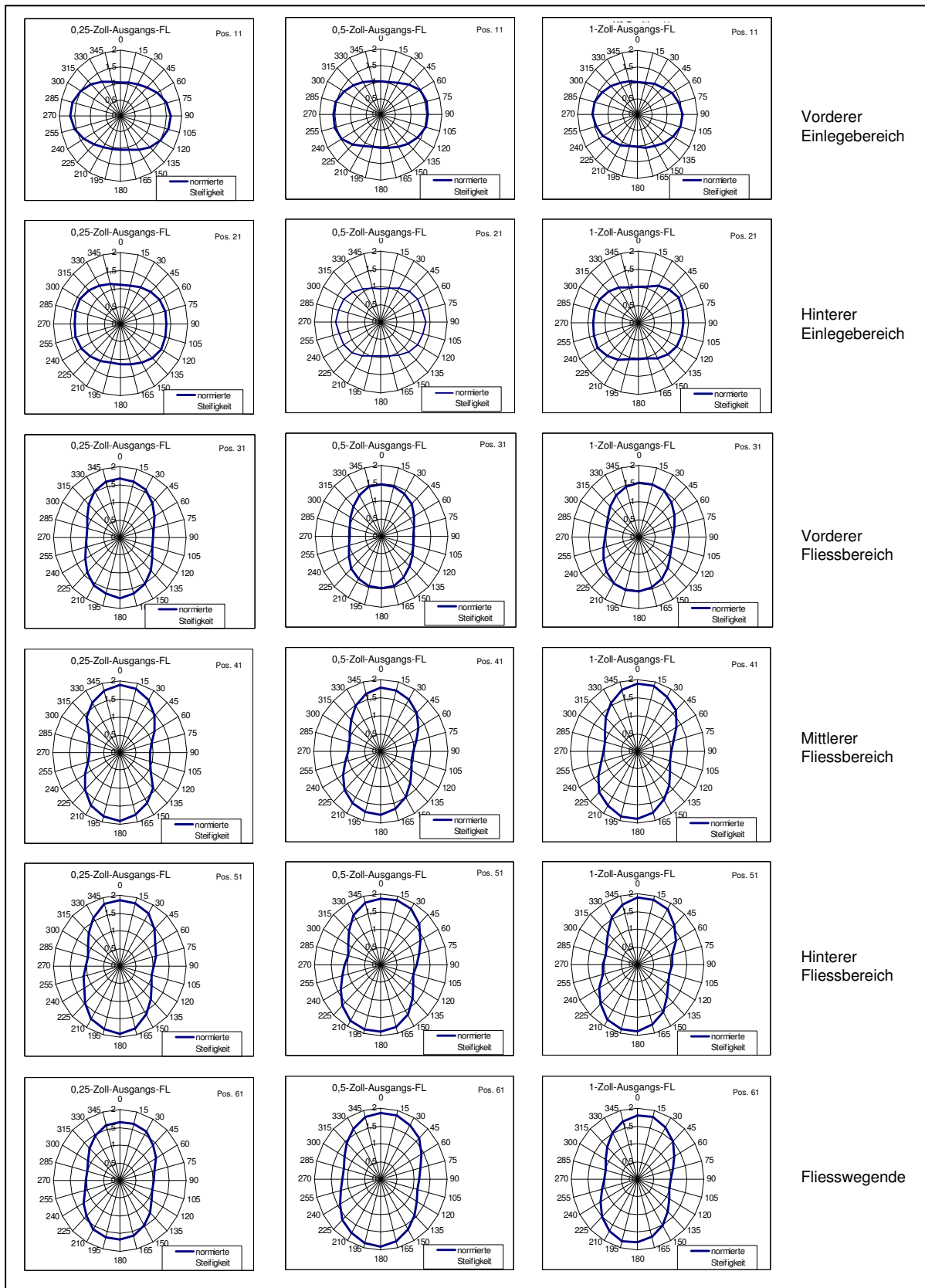


Abb. 18: Ergebnisse Biegerondenversuch Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1), 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) und 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

### 3.2.5 Einfluss der Probenentnahmeposition

Von der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) wurden alle Probenpositionen für den Biegerondenversuch analysiert. Damit lässt sich eine vollständige Karte der Anisotropieverhältnisse für diese Versuchsreihe erstellen (siehe Abb. 19). Auch hier ist eine Veränderung der Ausrichtung der Anisotropie-Ellipsen vom Einlegebereich zum Fließbereich erkennbar, die sich gegenüber dem Einlegebereich um 90° drehen. Diese Umorientierung tritt in allen drei Spalten der Probeplatte auf. Am rechten Rand (Spalte 3) werden die maximalen Anisotropieverhältnisse beobachtet, in Verbindung mit sehr geringen Standardabweichungen.

		Spalte 1		Spalte 2		Spalte 3	
Probenentnahmeort		Anisotropieverhältnis	Standard abw. [%]	Anisotropieverhältnis	Standard abw. [%]	Anisotropieverhältnis	Standard abw. [%]
Zeile 1	Einlegebereich	1,5	10	1,7	11	1,5	4
Zeile 2		1,4	3	1,4	3	1,2	7
Zeile 3	Fließbereich	1,5	4	1,6	4	1,8	4
Zeile 4		1,9	3	2,0	3	2,1	2
Zeile 5		1,9	5	1,9	5	2,2	2
Zeile 6	Fließwegende	1,8	4	1,8	9	2,2	4

Tab. 8: Maximale Anisotropieverhältnisse Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

Deutlich erkennbar in der Ausrichtung der Anisotropie-Ellipsen ist der Einlegebereich, der sich über die ersten beiden Zeilen der Auswertung erstreckt. Hier wird eine Ausrichtung vornehmlich in Strangrichtung beobachtet. Im vorderen Fließbereich (ab Zeile 3) ist eine Umorientierung zu bemerken, bei der sich die Hauptrichtungen der Ellipsen in Fließrichtung drehen. Im Fließbereich tritt eine Verstärkung der Ausrichtung im mittleren Fließbereich (in Zeile 4) auf, die bei den nachfolgenden Probenpositionen im hinteren Fließbereich und Fließwegende (Zeilen 5 und 6) wieder leicht abnimmt. Ausnahmeposition hiervon ist die Probe in der Ecke der Prüfplatte (P63), und somit die Stelle, an welcher der längste Fließweg zum Tragen kommt. Hier tritt das Maximum der Anisotropieverhältnisse (AV) auf.

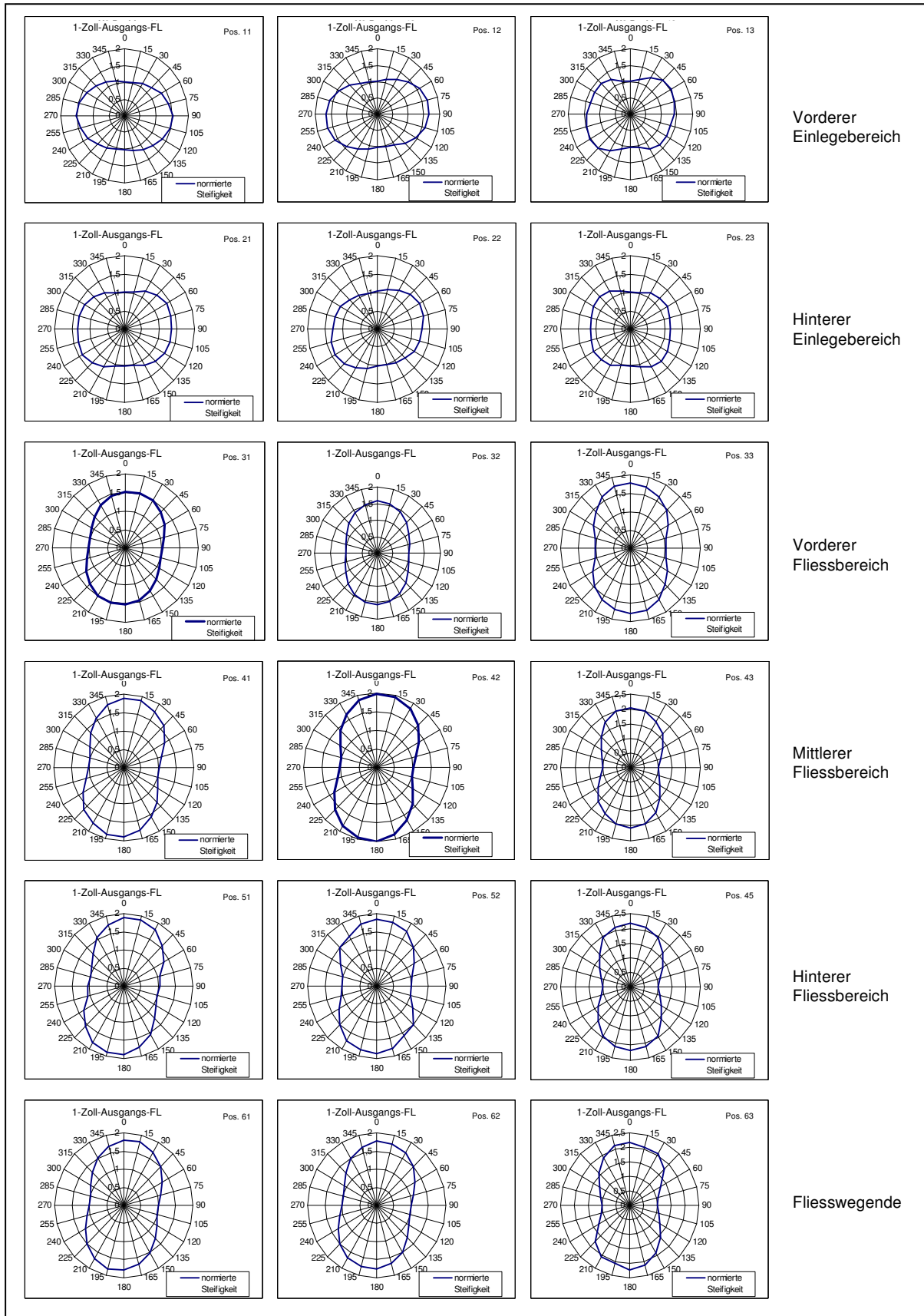


Abb. 19: Anisotropiekarte Biegerondenversuch Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

Auf der gesamten Platte ist erkennbar, dass die Anisotropie-Ellipsen bei allen Probe-positionen im Fließbereich um einen kleinen Winkelbetrag gegenüber der Werk-zeuglängsachse aus der Richtung gedreht sind (s. Abb. 19, Tab. 9). Die Abweichung

entsteht durch Temperaturunterschiede in Plastifikatstrang (s. Kap. 3.8).

	Winkelabweichung der Anisotropie-Ellipsen von Werkzeuglängsachse in [°]		
Position	Spalte 1	Spalte 2	Spalte 3
Vorderer Fließbereich (Zeile 3)	8	2	2
Mittlerer Fließbereich (Zeile 4)	8	7	6
Hinterer Fließbereich (Zeile 5)	10	2	2
Fließwegende (Zeile 6)	6	7	4

Tab. 9: Winkelabweichung Anisotropie-Ellipsen von Werkzeuglängsachse im Fließbereich (Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3), Spalten 1-3)

### 3.2.6 Zusammenfassung und Diskussion der mechanischen Untersuchungen

Die mechanische Anisotropie der Proben wurde mit Zug- und Biegerondenversuchen untersucht und Anisotropieverhältnisse aus dem Verhältnis der gemessenen Steifigkeiten unter bestimmten Probenausrichtungen gebildet.

Beim Zugrondenversuch werden größere Proben als beim Biegerondenversuch analysiert und somit eine Mittelung über ein größeres Probenvolumen vorgenommen. Als Vorteil ist die Unabhängigkeit einer Schichtung der Faseranordnung zu nennen.

Der Biegerondenversuch zeichnet sich durch eine schnelle Durchführbarkeit und Robustheit aus. Als Nachteil ist zu nennen, dass ein überproportional starker Einfluss der Randschicht existieren kann, wenn dort ausgeprägte Orientierungseffekte vorherrschen. Der Effekt schichtenabhängiger veränderlicher Orientierung ist im Fließbereich als gering einzustufen, da in Schnittbildern im Fließbereich eine Schichtausbildung nicht ausgemacht werden kann. Im Einlegebereich trifft die Sensitivität des Biegerondenversuches auf Faserorientierungen in Randschichten jedoch zu. Im Plastifikatstrang liegt eine Vororientierung der Fasern infolge des Austrages aus dem Zweischneckengerät (ZSG) vor (s. Kap. 5.1.2). In den Außenschichten sind die Fasern parallel zur Austragsrichtung angeordnet, da sie durch das an den Extruderwandungen und an der Austragsdüsenwandung haftende Polymer ausgerichtet werden. Im Inneren des Stranges ist eine Ausrichtung der Glasfasern infolge der Schneckendrehung und des Vorschubes des Materials vorherrschend. Die in den Außenlagen des Stranges vorherrschende Längsorientierung bildet sich in den Prüfplatten im Einlegebereich unverändert ab, da sie bei Kontakt mit dem Werkzeug unmittelbar einfriert. Sie ist verantwortlich für die Ausrichtung der Anisotropie-Ellipsen der im vorderen und hinteren Einlegebereich (P11 und P21) der Biegerondenversuche vornehmlich quer zur Fließrichtung der Prüfplatten.

Eine zusammenfassende Betrachtung der maximalen Anisotropieverhältnisse (AV) aus den Biegerondenversuchen der Probepositionen entlang der Mittellinie der Probepplatten (Spalte 1) zeigt, dass für alle untersuchten Materialien ein Maximum des AV an der Position im mittleren Fließbereich (P41) angetroffen wird (s. Abb. 20). Die Anisotropiegrade am Ende des Fließweges sind bei allen drei untersuchten Materialien vergleichbar hoch und liegen in der gleichen Größe wie von Eckhardt und Meji [43, 61] festgestellt.

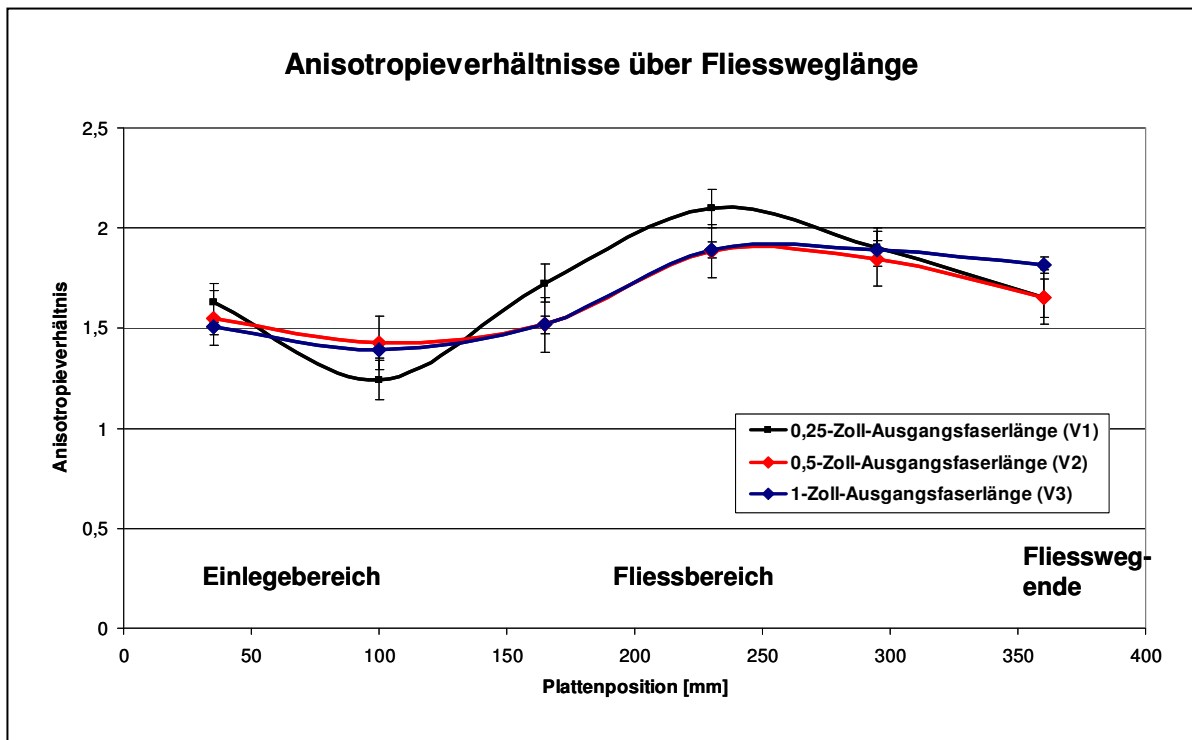


Abb. 20: Entwicklung der Beträge der AV entlang der Mittellinie der Probepplatten für die Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3) im Biegerondenversuch

Die Anisotropieverhältnisse der Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) sind im Vergleich zu den übrigen Versuchsreihen am höchsten. In den Versuchsreihen mit 0,5-Zoll- (V2) und 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) sind keine gravierenden Unterschiede der maximalen Anisotropieverhältnisse festzustellen (s. Abb. 20).

Bei allen Versuchsreihen ist die Drehung der Anisotropiehauptachsen hinter dem Einflussgebiet des Einlegebereiches von der Einlegerichtung in Richtung des Fließweges deutlich erkennbar. Die Hauptrichtung der Anisotropie-Ellipsen ist bei nahezu allen Proben im Fließbereich leicht aus der 0°/180°-Richtung gedreht. Für die untersuchten Zugrondenproben liegt die gleiche Beobachtung vor. Die Ursache für diese Winkelabweichung ist in Temperaturunterschieden im Plastifikatstrang zu finden (s. Kap. 3.8).

### 3.3 Faserorientierungsanalyse aus Röntgenaufnahmen

#### 3.3.1 Röntgenaufnahmen und Auswertung

Die Analyse der Faserorientierung aus Röntgenaufnahmen erfolgte mit dem Programm NDEFO (Entwicklung des Fraunhofer IZFP, Saarbrücken). Die Platten wurden mit Röntgenstrahlung durchleuchtet und direkt digitalisiert. Der Ablauf der Auswertung der Faserorientierung mittels Grauwertanalyse wurde von Diest [49] ausführlich beschrieben und wird hier nicht näher erläutert. Die Auswertung vollzog sich mit einem spezialisierten Algorithmus mit der Bezeichnung „equal fiber density“. Dabei wird der zu untersuchende Bildausschnitt in einzelne Sektoren unterteilt und diese jeweils separat ausgewertet, im Unterschied zu einer integralen Auswertung des gesamten Bildausschnitts. Auf diese Weise werden große Kontraste durch einzelne Faserbündel über den gesamten Bildausschnitt herausgefiltert [66].

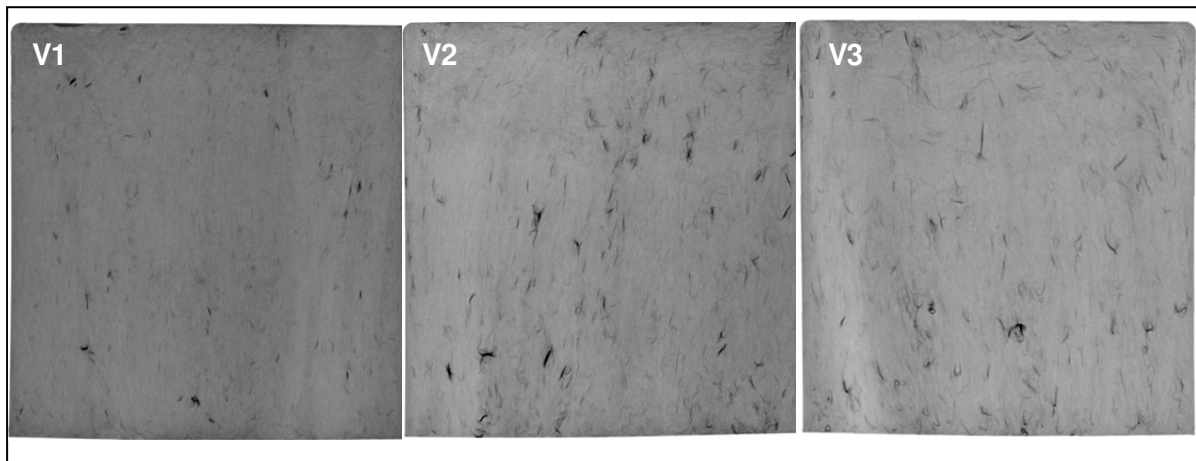


Abb. 21: Exemplarische Röntgenbilder 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1) (links), 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) (mitte) und 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) (rechts)

Bei der Röntgenaufnahme einer Probeplatte mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) fällt die gute Homogenität auf (s. Abb. 21 links). Es sind nur wenige Faserbündel zu beobachten. Bei 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2) ist die schlechtere Homogenität der Probeplatte gegenüber der mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) zu beobachten. Die Anzahl der schlechter dispergierten Faserbündel ist deutlich angestiegen (s. Abb. 21 mitte). Bei der Röntgenaufnahme einer Probeplatte mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) ist eine leicht weiter verschlechterte Homogenität der Probeplatte zu beobachten (s. Abb. 21 rechts). Die schlecht dispergierten Faserbündel scheinen ebenso ausgedehnt und zahlreich aufzutreten wie bei der Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2).

Für die Auswertungen wurden die gleichen Probepositionen und –Größen analysiert wie in den mechanischen Prüfungen, daher erfolgt die Auswertung analog zu den Zugronden- und Biegerondenversuchen.

### 3.3.2 Auswertungen Röntgenaufnahmen analog zum Zugrondenversuch

Der Vergleich zwischen Zugrondenversuch und Faserorientierungsauswertungen wird aufgrund der Unempfindlichkeit des Zugrondenversuches gegenüber einem Schichtaufbau der Faserorientierung dazu eingesetzt, die optimalen Parameter für die Röntgenauswertung zu bestimmen. In den folgenden Auswertungen sind die Anisotropieverhältnisse (AV) und Anisotropie-Ellipsen der Versuche mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) aufgetragen (s. Abb. 22, Tab. 10).

Die Anisotropiegrade der Röntgenauswertungen sind höher als die der mechanischen Untersuchungen, da die Grundsteifigkeit des Matrixmaterials nicht in die Auswertung eingeht.

Aus Auswertung der Röntgenaufnahmen der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) geht hervor, dass sich der Einlegebereich nicht entsprechend den Versuchsergebnissen abbilden lässt.

Im Fließwegbereich (Position Z2) und am Fließwegende (Position Z3) wird ein hoher Anisotropiegrad beobachtet. Die Richtung der Hauptachsen wird in guter Übereinstimmung zu den Versuchsergebnissen der mechanischen Untersuchungen detektiert. Auch die beobachtete Winkelabweichung der Anisotropiehauptachse von der Werkzeuglängsachse wird zutreffend festgestellt.

1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3)	
	Anisotropieverhältnis
Einlegebereich (Z1)	1,6
Fließbereich (Z2)	4,9
Fließwegende (Z3)	5,6

Tab. 10: Maximale Anisotropieverhältnisse der Röntgenauswertung in den Zugronden mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

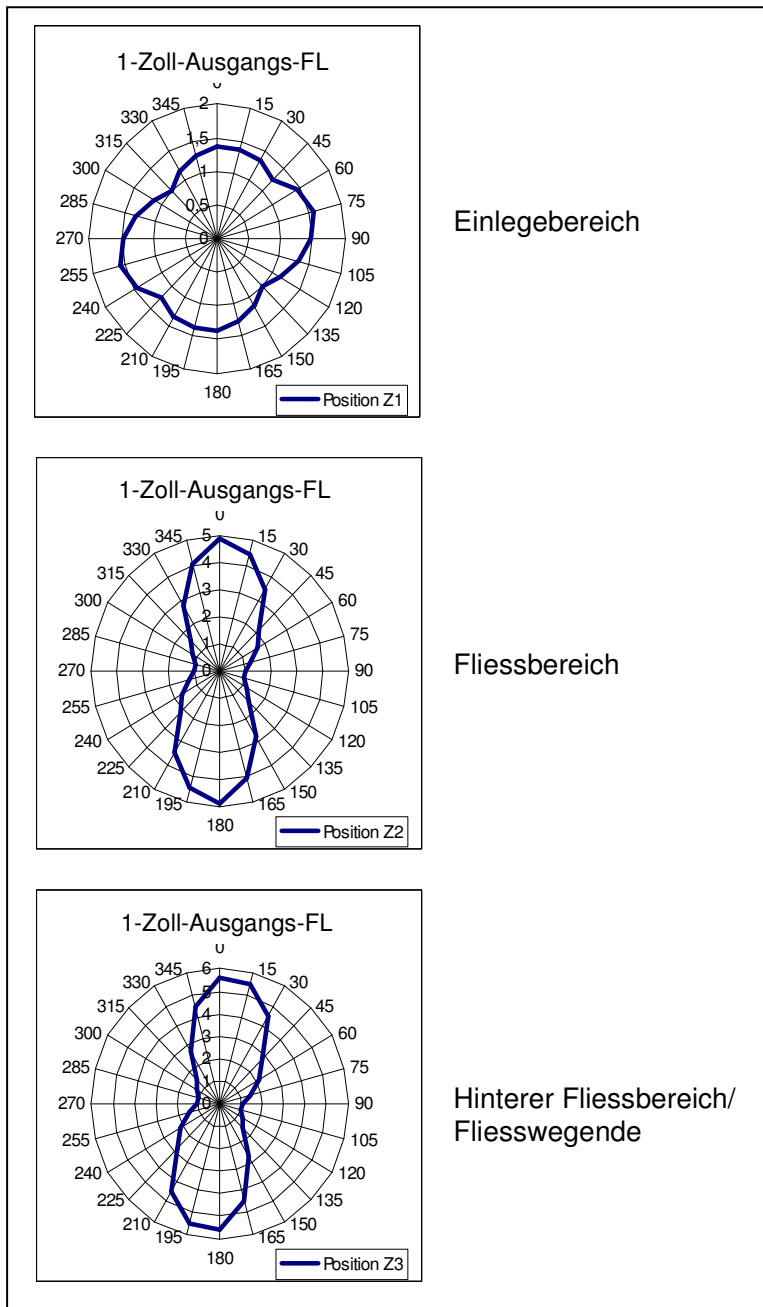


Abb. 22: Röntgenauswertung Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

### 3.3.3 Auswertungen Röntgenaufnahmen analog zum Biegerondenversuch

Aus der Auswertung der Röntgenaufnahmen von Versuchsreihe V1 mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge lässt sich der Einlegebereich deutlich identifizieren (s. Abb. 23). Auch die Drehung der Hauptachsen in der Fliezzzone wird zutreffend abgebildet. Die Detektion der Hauptrichtung stimmt ebenfalls gut mit den Versuchsergebnissen überein.

Auch für die Versuchsreihe 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2) lässt sich der Einlegebereich deutlich identifizieren. In diesem Falle liegen die Positionen P11 und P21 im Einlegebereich. Die Drehung der Hauptachsen wird ab dem vorderen Fliezbereich (P31) gut abgebildet, und die durchs Fließen vorherrschende Hauptrichtung



stimmt ebenfalls mit den Versuchsergebnissen überein (s. Abb. 23).

Wie bei den vorhergehenden Versuchsreihen, ist auch bei der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) der Einlegebereich gut auszumachen. Die Richtung der Hauptachsen im Fliessbereich wird korrekt wiedergegeben (s. Abb. 23).

Die Anisotropiehauptrichtungen des Einlegebereiches in allen drei Versuchsreihen werden in der Röntgenauswertung jedoch falsch wiedergegeben. Im Biege-rondenversuch haben Fasern in den Randschichten einen stärkeren Einfluss als Fasern in der Mittelebene der Probekörper. In den Röntgenauswertungen werden jedoch alle Orientierungsinformationen gleich stark gewichtet berücksichtigt, ohne Informationen über die Dickenkoordinate der Faserschicht zu haben, was dazu führt, dass die berechneten Steifigkeiten aus den Röntgenergebnissen von den Versuchsergebnissen der mechanischen Steifigkeiten abweichen können.

Die Weiterverarbeitung der aus den Röntgenauswertungen ermittelten Orientierungsverteilungen erfolgte anschließend in der Berechnung der mechanischen Steifigkeiten der Probekörper.

Position	Anisotropieverhältnis		
	0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1)	0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2)	1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)
Vorderer Einlegebereich (P11)	1,7	1,4	1,4
Hinterer Einlegebereich (P21)	1,7	1,4	1,6
Vorderer Fliessbereich (P31)	3,4	3,1	3,5
Mittlerer Fliessbereich (P41)	3,7	3,6	4,4
Hinterer Fliessbereich (P51)	4,2	4,1	4,3
Fliesswegende (P61)	3,0	2,7	2,7

Tab. 11: Maximale Anisotropieverhältnisse der Röntgenauswertung analog Biege-rondenversuch (Spalte 1) für Versuchsreihen 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3)

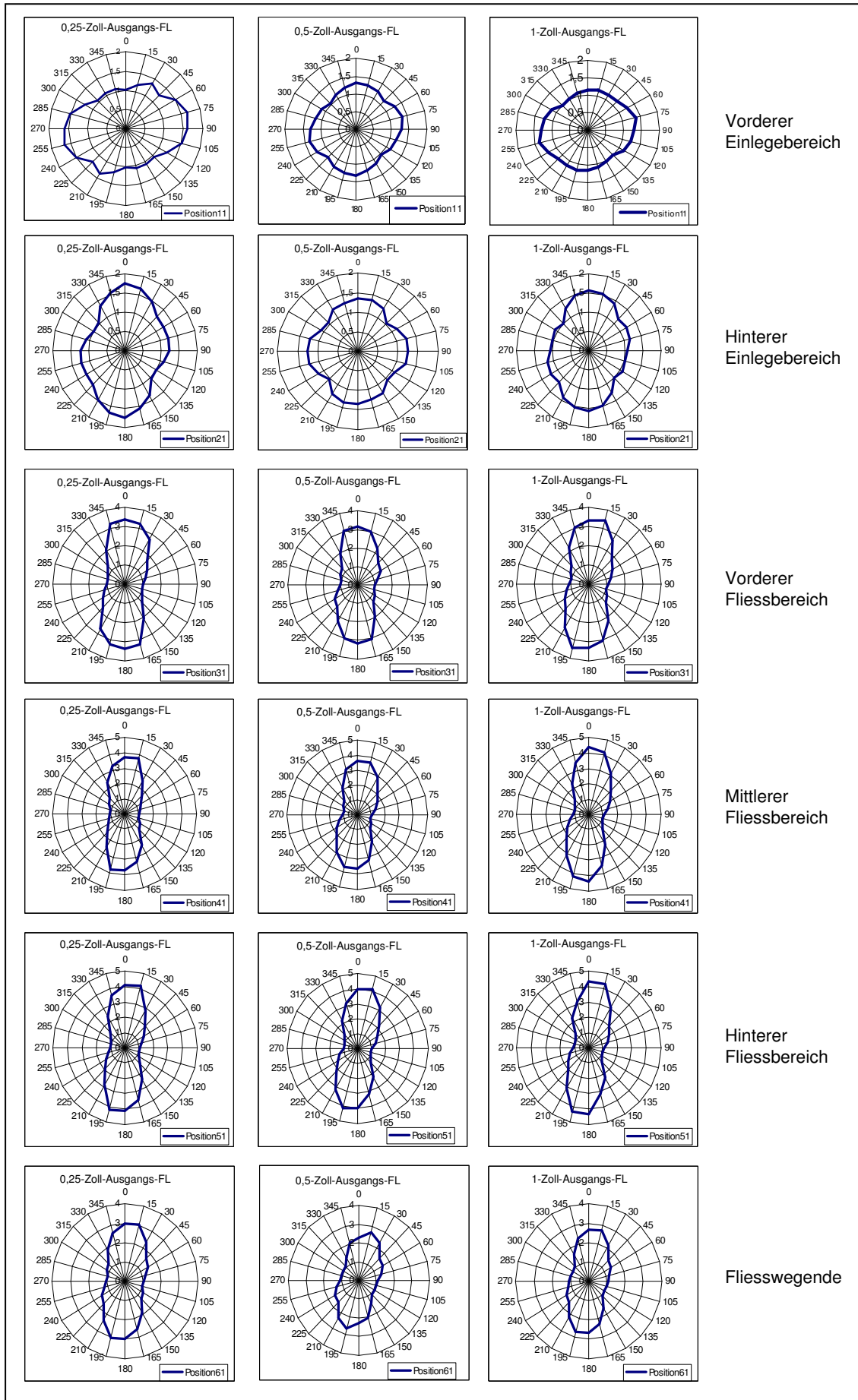


Abb. 23: Röntgenauswertung analog Biegerondenversuch (Spalte 1) der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3)

### 3.3.4 Zusammenfassung und Diskussion der Röntgen- und Faserorientierungsauswertung

Die Röntgenaufnahmen zeigen unterschiedlich ausgeprägte Kontraste und somit eine unterschiedliche Homogenität der Versuchsreihen. Vorhandene Faserbündel zeichnen sich durch größeren Kontrast deutlich gegenüber den Grauwerten der umliegenden homogen dispergierten Faser-Matrix-Umgebung ab. Je deutlicher die Faserbündel auf den Röntgenbildern detektiert werden, umso größer ist die Wahrscheinlichkeit, dass hauptsächlich die Auswertung von Faserbündeln geschieht. In vorliegenden Untersuchungen konnte der Auswertalgorithmus durch eine Einteilung in untergeordnete Auswerteräume verfeinert werden, wodurch eine Übergewichtung von Faserbündeln verhindert oder zumindest eingeschränkt werden kann (Algorithmus „equal fiber density“). Daraus resultiert eine verbesserte Auswertung der Faserorientierung.

Mit zunehmenden Ausgangsfaserlängen werden zunehmende Inhomogenitäten beobachtet, die sich auf den Röntgenaufnahmen in einer zunehmenden Anzahl von erkennbaren Faserbündeln äußern. In Verbindung mit den Faserlängenauswertungen (Kap. 3.5) lässt sich ein sehr geringer Anteil längerer Fasern für diese Inhomogenitäten verantwortlich machen, dadurch, dass ein Anfrieren längerer Fasern als Keimzelle für Knötchenbildung und Faserbündel verantwortlich ist.

Als Schwachpunkt der Durchlicht-Röntgenaufnahmetechnik ist zu nennen, dass keine Informationen hinsichtlich der Dickenkoordinate der Faserorientierung gewonnen werden kann. Daher führen die Faserorientierungsauswertungen im Einlegebereich, wo schichtweise getrennte unterschiedliche Orientierungen vorliegen, zu Ergebnisabweichungen gegenüber mechanischen Untersuchungen unter Biegebeanspruchung.

## 3.4 Analyse von Schnittbildaufnahmen

### 3.4.1 Aufnahmepositionen und Analyse

Die Aufnahme von Schnittbildern der Probeplatten hat das Ziel, eine vermutete Schichtbildung im Einlegebereich und im Fließbereich nachzuweisen. Die Schnitte der Aufnahmen im Einlegebereich sind senkrecht zur Längsachse des Plastifikatstranges angeordnet, die Schnitte der Aufnahmen im Fließbereich sind senkrecht zur Fließrichtung (s. Abb. 24). Die Bilder auf der linken Seite (Aufnahme 1) zeigen den Bereich von Plattenoberseite bis Plattenmitte, die Bilder auf der rechten Seite (Aufnahme 2) zeigen den Bereich von Plattenmitte zur Plattenunterseite.

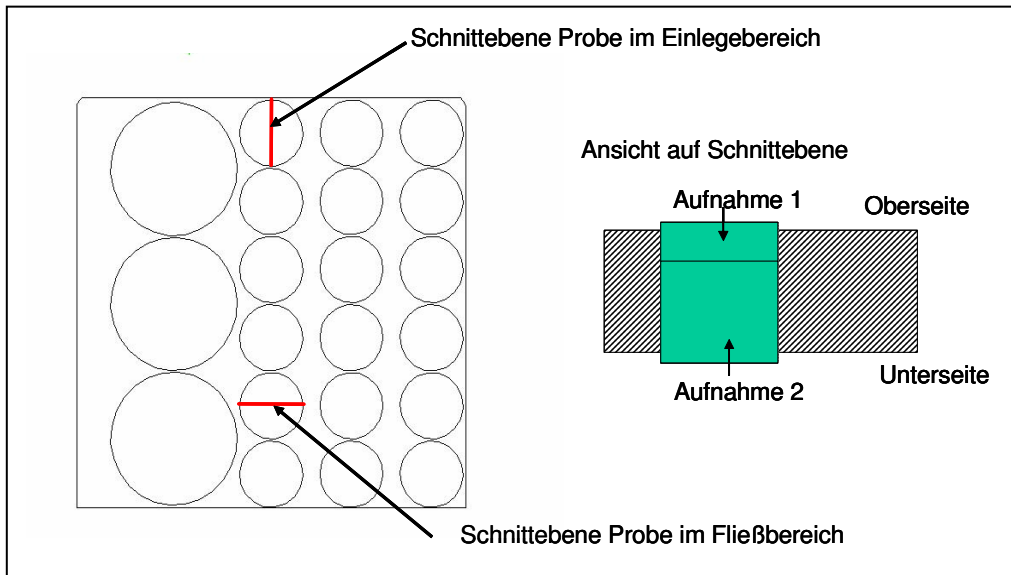


Abb. 24: Aufnahmepositionen der Schnittbilder

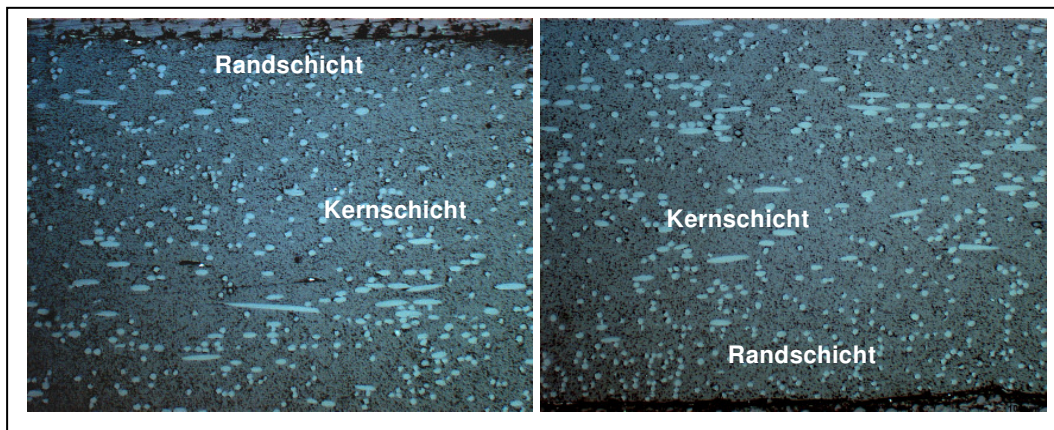


Abb. 25 Schnittbilder Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) im Einlegebereich

Die Schnittbilder der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge Schnittglasfasern (V3) zeigen im Einlegebereich keine ausgeprägte Schichtbildung (s. Abb. 25). Dabei sind die Fasern an den Plattenrandschichten in Stranglängsachse orientiert, wohingegen die Fasern in der Plattenmitte quer zur Stranglängsachse angeordnet sind. Eine detaillierte quantitative Auswertung wurde jedoch nicht vorgenommen.

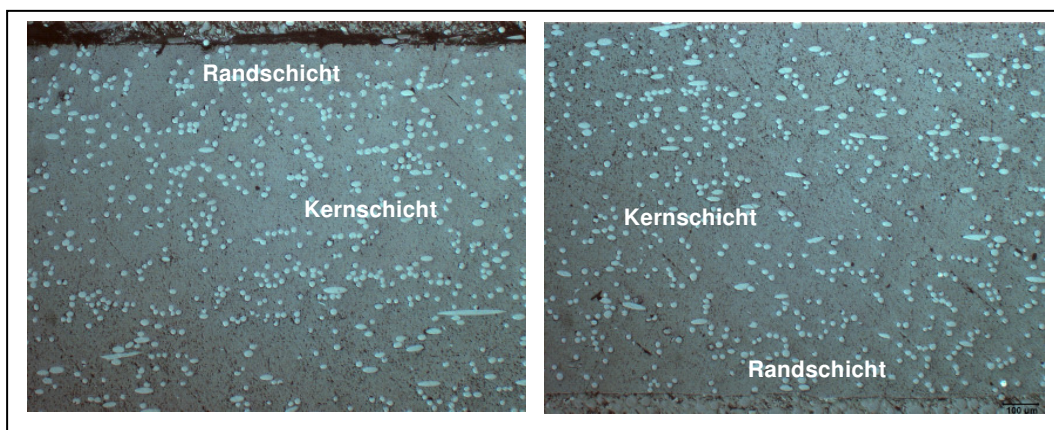


Abb. 26: Schnittbilder Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) im Fließbereich

Im Fließbereich lässt sich keine Schichtbildung der Faserorientierungsverteilungen erkennen. Die Fasern sind vorzugsweise in Fließrichtung ausgerichtet (s. Abb. 26).

### 3.4.2 Diskussion der Schnittbildanalysen

Die Schnittbilder aus Einlegebereich und Fließbereich zeigen im Einlegebereich das Auftreten einer Schichtbildung. Die Außenschichten sind in Längsrichtung des eingelegten Stranges, die Kernschicht in Fließrichtung orientiert. In diesem Bereich liegt eine gleichmäßige Ausrichtung der Fasern vor. Allerdings kann diese Schichtbildung nicht als homogen mit gleich bleibenden Schichtdicken und über die Dicke klar zuzuordnenden Faserorientierungen beschrieben werden. Die Schichtdicke, in der die Faserorientierung des ausgetragenen Stranges beim Einlegen ins Werkzeug einfrieren kann, ist unter anderem abhängig von der Kontaktzeit des Plastifikatstranges zur Werkzeugoberfläche, da der in den Außenschichten vorherrschende Orientierungszustand einfriert. Im Fließbereich ist kein Schichtenaufbau zu beobachten. Bei der Anfertigung von Schnittbildern ist kritisch zu bemerken, dass nur lokal beschränkte Positionen in den jeweiligen Proben analysiert werden können. Durch die Anfertigung von mehreren Schnitten und Aufnahmen kann jedoch ein guter Überblick über die Tragfähigkeit der Aussagen anhand von Schnittbildern gemacht werden, wenn Schnitte und zugehörigen Bilder reproduzierbar homogen sind.

## 3.5 Veraschung und Faserlängenanalyse

### 3.5.1 Durchführung der Faserlängenanalyse

Die Faserlängenanalyse für Faserlängen über 1 mm und speziell Langfasern gestaltet sich aufgrund der extrem großen Aspect-ratio (L/D Verhältnis) der Fasern als sehr schwierig. Die Analyseprozedur stellt sich wie folgt dar:

Zunächst wird das Matrixmaterial durch Veraschung entfernt. Vom zurückbleibenden Faserskelett erfolgt die Entnahme der Fasern und Verteilung auf einem Scanner. Der für die Aufnahmequalität wichtigste Schritt ist die Vereinzelung der Faserproben auf dem Aufnahmeträger, um Fehlereinflüsse durch Überkreuzungen und Überlappungen der einzelnen Fasern auf der Bildaufnahmevorrichtung so gering wie möglich zu halten. Anschließend erfolgen die Aufnahme eines Bildes, Digitalisierung der Bilddaten und bildanalytische Auswertung. Die Auswertung der Bilddaten und Bestimmung der Faserlängenverteilung geschah mit dem Programm FIBASTAT [81]. Die Probepplatten wurden in vier Auswerteräume (s. Abb. 27) aufgeteilt und in jedem dieser Auswerteräumen die Faserlängenverteilung gemessen. Dadurch kann eine

tendenzielle Entwicklung der Faserlängenverteilung (FLV) entlang des Fließweges dargestellt werden.

Die Analyse zur Faserlängenauswertung umfasste für eine gesicherte statistische Auswertung zwischen 7500 und 20000 Fasern in jedem Auswerteraum. Die Auswertung begann bei 0,1 mm Faserlänge (FL) und erstreckte sich bis ca. 30 mm Faserlänge, um den vollständigen Faserlängenbereich der untersuchten Proben abzudecken. Zur Darstellung der FLV werden bis 2,5 mm Faserlängensklassen der Breite 0,1 mm gewählt, ab 2,5 mm werden Schrittweiten von 1 mm gewählt. Dadurch erscheint ein zweites Maximum in der FLV ab 2,5 mm Faserlänge, das jedoch nur darstellungsbedingt ist.

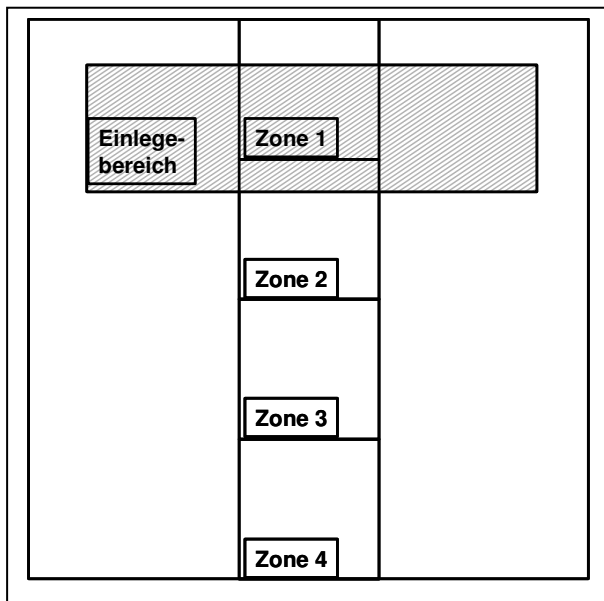


Abb. 27: Schema der Auswerteräume für die Faserlängenmessung

### 3.5.2 Ergebnisse der Faserlängenmessungen

Die Faserlängenverteilungen aller Versuchsreihen mit Schnittglas zeigen ein Maximum bei einer relativ kleinen Faserlänge, was auf eine vergleichsweise hohe Faserschädigung infolge der hohen Drehzahl des Zweischnackengerätes (ZSG) schließen lässt. Die Durchschnittswerte der gefundenen Faserlängenverteilungen sind kleiner als erwartet. Es werden bei jeder Versuchsreihe mit Schnittglas jedoch auch Faserlängen gemessen, die länger sind als die nominelle Ausgangsfaserlänge. Dies resultiert aus einer unvollständigen Zerteilung der Fasern im Schneidwerk. Mehrfache der nominellen Ausgangsfaserlängen konnten jedoch nicht gemessen werden.

Die durchschnittliche gemessene Faserlänge, bezogen auf den Massenanteil der Fasern beträgt für die einzelnen Versuchsreihen:

Ausgangsfaserlänge	Durchschnittliche Faserlängen [mm]	L/D-Verhältnis der Faserlängen
0,25-Zoll (V1)	2,5	150
0,5-Zoll (V2)	3,2	190
1-Zoll (V3)	2,9	170

Tab. 12: Durchschnittliche Faserlängen in Abhängigkeit der Ausgangsfaserlänge

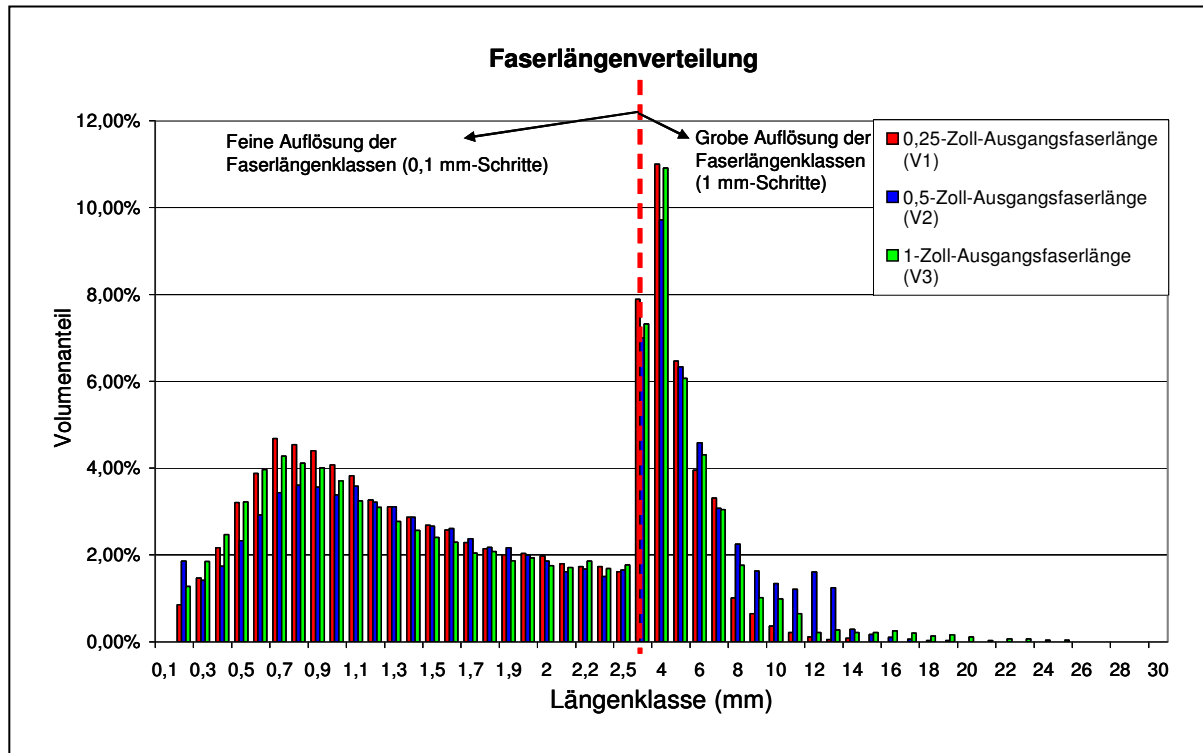


Abb. 28: Vergleich der Faserlängenverteilungen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll-Ausgangs-FL (V1-V3)

Beim direkten Vergleich der Faserlängenverteilungen der unterschiedlichen Versuchsreihen fällt auf, dass die Faserlängenverteilungen bei Faserlängen über 5 mm nur noch geringe Unterschiede aufweisen (s. Abb. 28). Erkennbar ist jedoch die Tendenz, dass sich die größeren Ausgangsfaserlängen auch in der endgültigen Faserlängenverteilung wieder finden lassen. Die längeren Fasern verändern den Volumendurchschnitt jedoch nicht mehr wesentlich.

Die Längendurchschnitte liegen im mittleren Faserlängenbereich (s. Tab. 12, Tab. 13). Dieser Faserlängenbereich war für diese Versuchsreihen beabsichtigt. Eine Ursache für die Faserverkürzung liegt in der für die Schnittglasfaserverarbeitung gewählten hohen Drehzahl des ZSG (ca. 180 U/min), was fast dem Dreifachen der üblichen Drehzahlen aus der LFT-D-Verarbeitung entspricht (ca. 60-70 U/min).

	Faserlängenanteil	0,25-Zoll- Ausgangs-FL (V1)	0,5-Zoll- Ausgangs-FL (V2)	1-Zoll- Ausgangs-FL (V3)
gesamt	Massenmittel	2,50 [mm]	3,18 [mm]	2,91 [mm]
bis 1 mm	Massenmittel	0,70 [mm]	0,65 [mm]	0,67 [mm]
ab 1 mm	Massenmittel	3,24 [mm]	4,02 [mm]	3,82 [mm]
	Massenanteil bis 1 mm	29,27 %	24,90 %	28,89 %

Tab. 13: Faserlängenauswertung in Abhängigkeit der Ausgangsfaserlängen

Beim Vergleich der Massenmittelwerte der Versuchsreihen fällt auf, dass das Massenmittel für die Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2) größer ist als das für die anderen beiden Versuchsreihen. Es werden hier im Vergleich überdurchschnittlich große Faserlängenanteile von über 10 mm Länge beobachtet, wo Fasern offensichtlich ohne Schädigung durch das ZSG gefördert wurden. Der Feinanteil (unter 1 mm Faserlänge) liegt nur geringfügig unter dem der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) und 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3). Die Faserlängenverteilung der Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) zeigt am Fließwegende (Zone 4) einen etwas geringeren Feinanteil als in den anderen Zonen. Bei der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) ist auch hinter dem Einlegebereich (Zone 2) ein größerer Anteil langer Fasern vorhanden. In den anderen Zonen weichen die Ergebnisse weniger voneinander ab.

Bei einer Betrachtung der Faserlängenanteile in den einzelnen Auswertezonen zeigt sich, dass die Faserlängenverteilung bei allen Versuchsreihen am Fließwegende (Zone 4) eine Verschiebung hin zu längeren Fasern aufweist. Auch hinter dem Einlegebereich (Zone 2) wird ein derartiger Effekt beobachtet. Der Feinanteil am Fließwegende (Zone 4) ist geringer als in den anderen Auswertezonen, was dazu führt, dass gegen Ende des Fließweges größere durchschnittliche Faserlängen beobachtet werden als in den anderen Auswertezonen. Im reinen Fließbereich werden geringere Faserlängedurchschnitte gemessen, da sich die längeren Fasern besonders an Fließweganfang und –ende finden. Die detaillierten Auswertungen der einzelnen Versuchsreihen befinden sich im Anhang.

### 3.5.3 Diskussion der Faserlängenmessungen

Die Messung von Faserlängenverteilungen über den Kurzfaserbereich hinaus ist ein Themengebiet, das erst mit der verbesserten Bildanalyseverfahren mittels FIBASTAT zu erweiterten Erkenntnissen führen konnte. Als wichtig ist zu werten, dass für die hier unternommenen Untersuchungen deutlich mehr Fasern gezählt werden können



als in anderen Untersuchungen (ca. 20000 gegenüber wenigen Hundert, siehe z.B. [30]). Ein weiterer wichtiger Punkt ist, dass das Messverfahren den gesamten Faserlängenbereich zwischen 0 mm und 30 mm abdeckt.

Die Ermittlung von Faserlängenverteilungen beinhaltet jedoch folgende problematische Punkte:

Lange Fasern weisen überdurchschnittlich viele Überkreuzungen mit anderen Fasern auf, wodurch sich die Wahrscheinlichkeit erhöht, dass eine lange Faser nicht als durchlaufend erkannt wird. Eine sorgfältige Probenpräparation kann diesen Umstand jedoch eingrenzen.

Der gewählte Bildausschnitt bedingt bei großen Faserlängen einen überdurchschnittlich hohen Ausschluss von langen Fasern, die aus dem Bildausschnitt herausragen und daher ausgeschlossen werden. Dies ist allerdings durch Anpassung des Bildausschnittes und sorgfältige Präparation vermeidbar.

Aus den gemessenen Faserlängenverteilungen lässt sich schließen, dass die für die Untersuchungen verwendeten Prozessparameter für eine faserschonende Verarbeitung von Schnittglasfasern nicht optimal sind. Der große Anteil an Kurzfasern deutet auf eine hohe Faserschädigung im Zweischneckengerät (ZSG) bei der Schnittglasverarbeitung hin. Allerdings waren für die Versuchsreihen durchschnittliche Faserlängen im mittleren Faserlängenbereich angestrebt. Die Drehzahl des Zweischneckengerätes (ZSG) war für die Aufbereitung der Schnittfasern im modifizierten Direktprozess zu hoch (180 U/min), was sich in der Faserlängenverteilung der Schnittglasfasern widerspiegelt. Die eingesetzten hohen Drehzahlen wurden benötigt, um die Fasern von der Einzugszone weg transportieren zu können. Dabei tritt infolge hoher Scherung im ZSG ein großes Maß an Faserschädigung auf. Im klassischen LFT-D-Prozess tritt diese Belastung durch die dort üblichen viel geringeren Drehzahlen (60 - 70 U/min) in signifikant geringerem Umfang auf.

Der Einsatz einer Faserlängenmessung zu Prozessüberwachungszwecken lässt eine deutliche Verbesserung auf dem Gebiet der Anlagentechnik und in der Optimierung der Prozessparameter erwarten, da die Schädigung von Verstärkungsfasern nun mit vernünftigem Aufwand reproduzierbar messbar ist.

Mit dem Einsatz der Faserlängenmessung mittels FIBASTAT konnte die Integration von vollständigen Faserlängenverteilungen für die Berechnung von mechanischen Steifigkeiten erzielt werden.

### 3.6 Veraschung und Fasergehaltsanalyse

Zur orts aufgelösten Untersuchung des Fasergehaltes wurden den Probeplatten

Rundproben mit dem Durchmesser 55 mm entnommen und verascht. Diese waren in 7 Reihen und 7 Spalten angeordnet, resultierend in 49 Proben aus jeder Platte (s. Abb. 29).

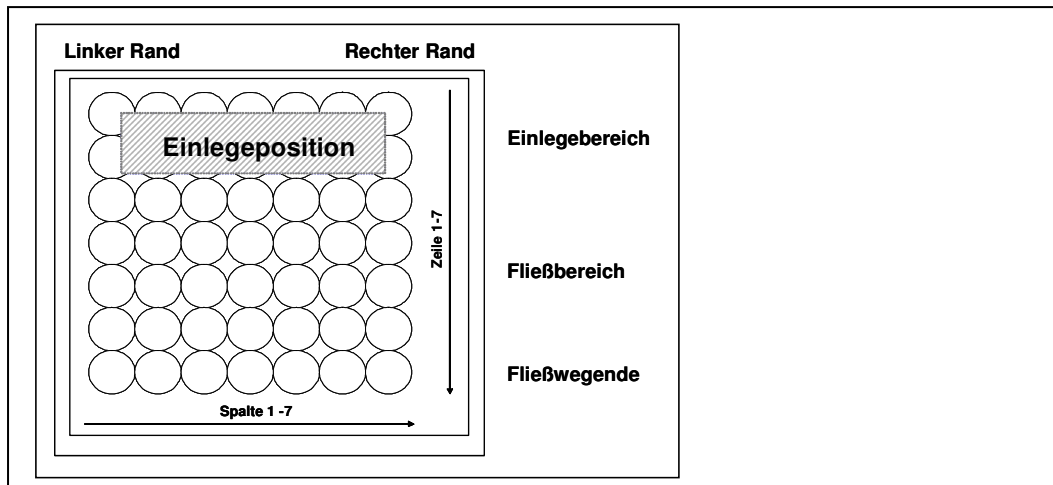


Abb. 29: Probenanordnung Fasergehaltsuntersuchung

Vor und nach der Veraschung wurde eine Differenzwägung durchgeführt und auf diese Weise der Fasergehalt bestimmt. Die Parameter der Veraschungsuntersuchungen betragen 450 °C bei einer Haltezeit von 90 Minuten, um eine vollständige Pyrolyse des Matrixmaterials zu erreichen.

Jeder aufgeführte Wert wird aus dem Durchschnittswert der einzelnen Messwerte mit konstantem Zeilen- oder Spaltenindex gebildet.

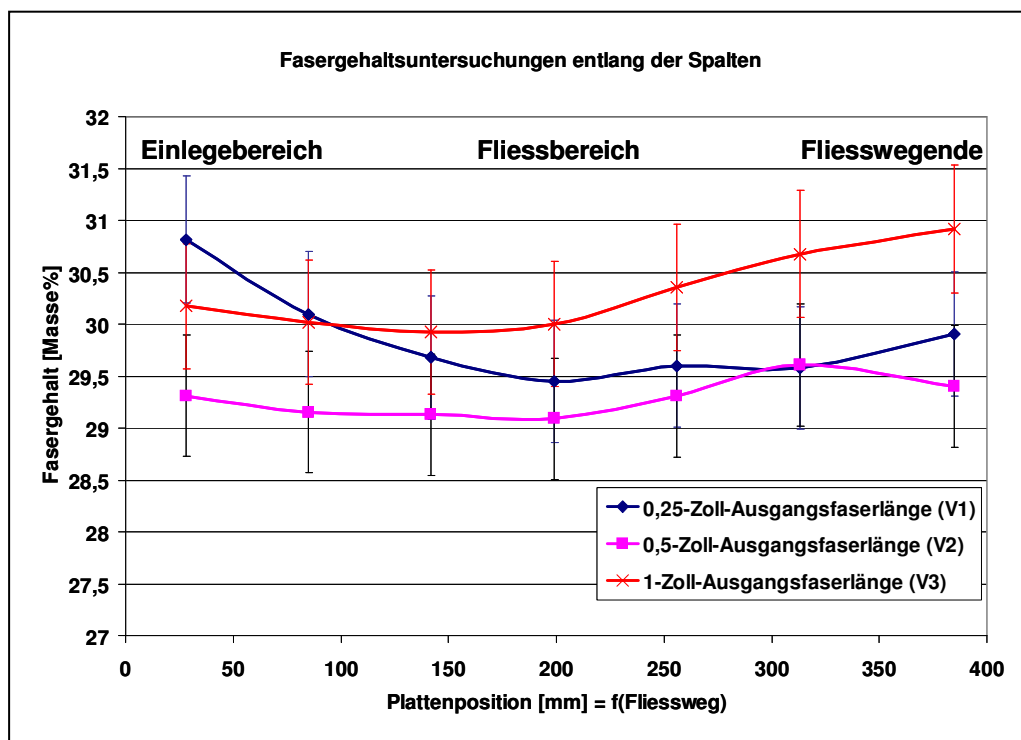


Abb. 30: Auswertung Fasergehaltsverteilung der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3) entlang des Fließweges

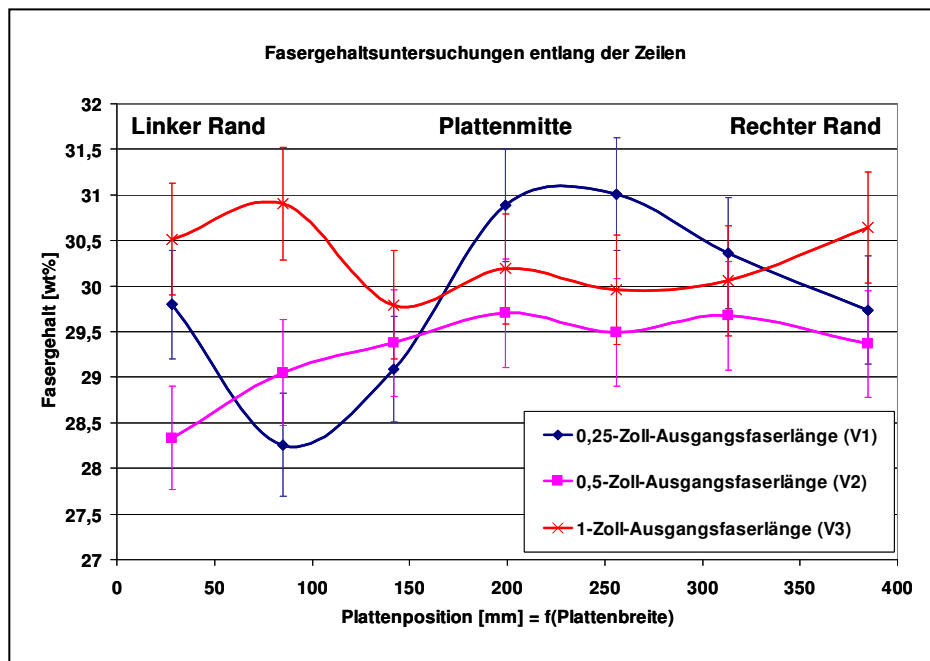


Abb. 31: Auswertung Fasergehaltsverteilung der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3) entlang der Plattenbreite

Die Fasergehaltsverteilung der Proben weist für den Nominal-Fasergehalt von 30 Masseprozent eine maximale Standardabweichung von weniger als 2 Masseprozent auf. Für die Untersuchungen über die Plattenbreite werden in den Ergebnissen größere Schwankungen beobachtet als entlang des Fließweges (s. Abb. 30). Beim Vergleich der Proben entlang des Fließweges lässt sich für alle Proben im Fließbereich ein lokales Minimum des Fasergehaltes feststellen. Im Einlegebereich und gegen Ende des Fließbereiches ist ein Anstieg des Fasergehaltes zu beobachten. Die Messungen der Faserlängenverteilungen (s. Kap. 3.5) ergeben einen qualitativ ähnlichen Zusammenhang, wo im Einlegebereich und gegen Ende des Fließbereiches relativ größere Faserlängen gemessen wurden als in der Mitte der Fließzone. Die Vergleiche der jeweiligen Reihen, also der Proben bei gleicher Fließweglänge, ergeben eine große Schwankungsbreite, die eine Erfassung und Bewertung nicht sinnvoll erscheinen lässt (s. Abb. 31).

Flankierend wurden für die Versuchsreihen V1 und V3 Dichteuntersuchungen mit einem Pyknometer durchgeführt, mit folgenden Ergebnissen:

	Dichteuntersuchungen
0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1)	1,12 g/cm <sup>3</sup>
1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3)	1,11 g/cm <sup>3</sup>

Tab. 14: Ergebnisse der Dichteuntersuchungen der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll- und 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1, V3)

Die Übereinstimmung mit der berechneten Dichte von 1,12 g/cm<sup>3</sup> ist als gut zu bezeichnen.

### 3.7 Ermittlung der Fließgrenztemperatur

Die Ermittlung der so genannten Fließgrenztemperatur am Matrixmaterial Copolymer DOW C711-70 RNA inklusive der Additivierung 5,5 % Additivbatch 13.25 fand mittels einer DSC-Analyse (Differential Scanning Calorimetry) statt. Die Fließgrenztemperatur ist eine wichtige Größe des Fließverhaltens und wird u.a. für die Formfüllsimulation benötigt.

Polypropylen zeigt das Phänomen der so genannten „unterkühlten Schmelze“, bei der eine Erstarrung unterhalb der Kristallisationstemperatur eintritt. Der Peak der Abkühlkurve liegt bei einer signifikant tieferen Temperatur als der Schmelzpeak der Aufheizkurven. Oben stehende DSC-Kurve (Abb. 32) zeigt einen vollständigen Prüfzyklus mit zweimaliger Aufheizung und einmaliger Abkühlung. Aus der Kurve kann die Schmelztemperatur beim Aufheizen zu 166°C und die Erstarrungstemperatur beim Abkühlen (Fließgrenztemperatur) zu 125°C ermittelt werden. Die detaillierten Auswertungen befinden sich im Anhang.

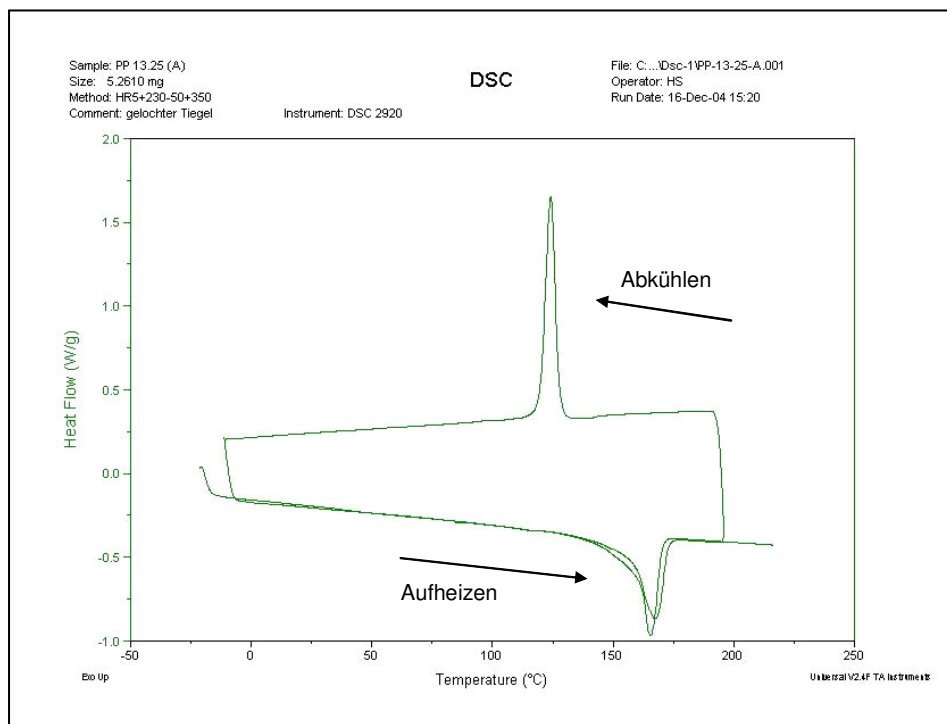


Abb. 32: DSC-Analyse Polypropylen DOW C711-70 RNA + 5.5% 13.25 Stabilisierungsbatch

### 3.8 Winkelabweichung der Fließfront von der Werkzeugkante

Sowohl in den mechanischen als auch den Röntgenauswertungen wurden Winkelabweichungen der Anisotropie-Ellipsen von der Werkzeuglängsachse beobachtet. Als Ursache wird eine Winkelabweichung des Fließfrontfortschritts von den Werkzeugkanten, bzw. von der Werkzeuglängsachse vermutet. Nachfolgende Aufnahmen (Abb. 33) hatten eine Analyse des Formfüllmechanismus zum

Gegenstand und wurden bei einer Materialumstellung vorgenommen. Dabei erfolgte eine Umstellung von volladditiviertem Matrixpolymer mit schwarzem Farbstoff auf unadditiviertes Material ohne Farbstoffzusatz.

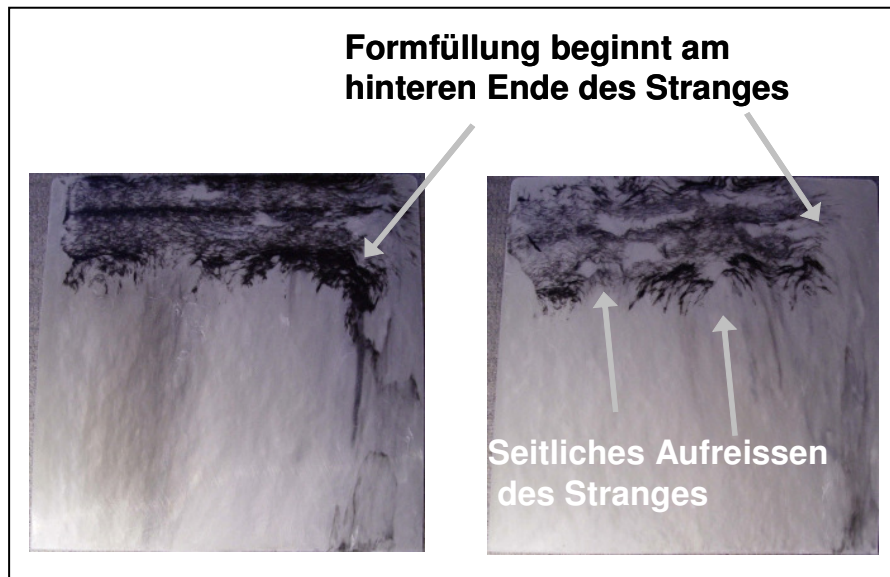


Abb. 33: Fließbilder bei Materialumstellung

Im Zuge der Materialumstellung bleibt das gefärbte Material an den Außenwänden des Extruders am längsten haften, im Kern des Stranges wird das Material am schnellsten durch Ungefärbtes ersetzt. Die ausgetragenen Stränge weisen dabei außen am Strang noch additiviertes Material mit Farbstoffpartikeln auf. Vom Strangabdruck im Einlegebereich zeigt die Intensität des Farbstoffes die Bereiche, in denen sich das gefärbte Polymer länger erhält. Die Einlegeposition des Stranges befand sich bei den vorliegenden Platten am oberen Rand. Das zuerst aus dem ZSG ausgetragene Ende des Stranges befindet sich links in der Platte. Die Außenschichten des Plastifikatstranges frieren beim Kontakt mit der Werkzeugoberfläche als erstes ein. Im Einlegebereich ist eine Ausrichtung der Strangaußenschicht in Längsrichtung des Plastifikatstranges deutlich erkennbar. Auch der Formfüllungsmechanismus ist aus den Aufnahmen erkennbar. Der Strang reisst beim Schließen der Presse zuerst seitlich auf, die Formfüllung geschieht somit aus dem Kernbereich des Plastifikatstranges. Weiterhin erkennbar ist auch, dass das Füllen der Platte aus dem hinteren Bereich des Stranges, also im zuletzt ausgetragenen Teil des Plastifikates intensiver vonstatten geht. Dies ist an einem stärkeren Transport der Farbstoffpartikel vom hinteren Ende des Stranges aus in den rechten Teil der Platte erkennbar.

Zur weiteren Untersuchung des Vorhandenseins einer leicht gedrehten Fließfront in Relation zur Werkzeuglängsachse wurde eine Thermographieaufnahme herangezogen (s. Abb. 34). Thermographie wird üblicherweise zur Messung der Wärme-

strahlung von Oberflächen eingesetzt. Die Messung der Temperatur von Plastifikatsträngen mittels Thermographie weist mehrere problematische Aspekte auf, die eine exakte Temperaturbestimmung sehr schwierig machen. Zum einen führt das Lofting (Aufweitung des Stranges infolge der Rückstellung der relativ starren Fasern, die in der schmelzeflüssigen Matrix nicht fixiert sind) eines Plastifikatstranges zu einer zerklüfteten Oberflächenstruktur, so dass keine definierte Abstrahlung vorliegt. Zum Anderen ist diese Oberfläche derartig porös und strahlungsdurchlässig, dass die Wärmestrahlung des heißeren Inneren des Stranges durch die abkühlende Oberflächenschicht hindurchstrahlt. Für die Messung der Plastifikattemperatur ist dieser Effekt jedoch hilfreich. Allerdings kann eine exakte Temperatur für eine definierte Position im Strang nicht bestimmt werden. Daher wird im Folgenden auf die auf Aufnahme Abb. 34 erkennbaren Temperaturunterschiede im Plastifikatstrang eingegangen.

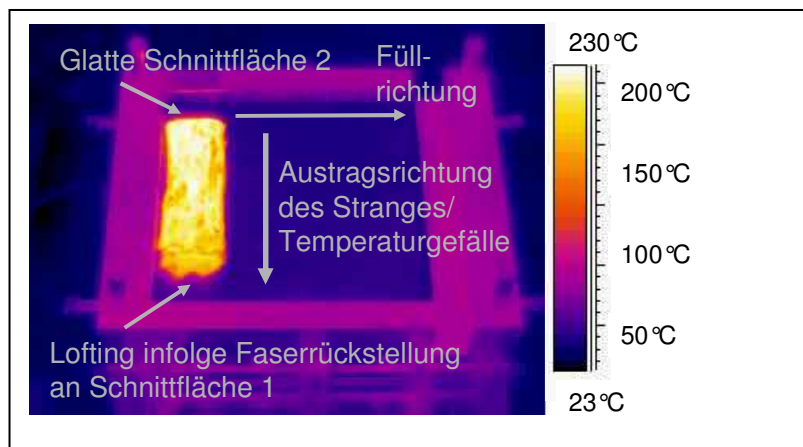


Abb. 34: Thermographieaufnahme eines Plastifikatstranges

Der Plastifikatstrang ist links im Werkzeug eingelegt. Das Plastifikat ist im oberen Teil auf Abb. 34 heißer (hellere Farbtöne) als unten. Die untere Seite (Schnittfläche 1) befindet sich am zuerst ausgetragenen Ende des Plastifikates, an der oberen Seite (Schnittfläche 2) ist der frische Schnitt sichtbar. Aus der Auswertung der Thermographieaufnahme kann auf einen Temperaturunterschied von ca. 10 K - 30 K zwischen vorderem und hinterem Ende des Plastifikatstranges geschlossen werden. Infolge des Austrages des Plastifikates aus der Plastifikatdüse kühlt das Plastifikat am zuerst ausgetragenen Ende etwas stärker aus. Die Tunnelheizung am Ausgang der Austragsdüse gleicht diesen Wärmeverlust teilweise, aber nicht vollständig aus. Dieser Temperaturgradient im Plastifikatstrang resultiert in einem Viskositätsunterschied im Strang. Dieser führt zu einer geringfügig gedrehten Ausrichtung der Fließfront relativ zu den Werkzeugkanten (s. Abb. 35). Die Vektoren der Strömungsrichtung und Hauptfaserorientierungsrichtung stehen senkrecht auf der Fließfront.

Damit lassen sich die in den mechanischen Untersuchungen und Röntgenauswertungen festgestellten gegenüber der Werkzeuglängsachse gedrehten Anisotropie-Ellipsen im Fließbereich erklären, sowie die Gestalt des Verzuges der Prüfplatten.

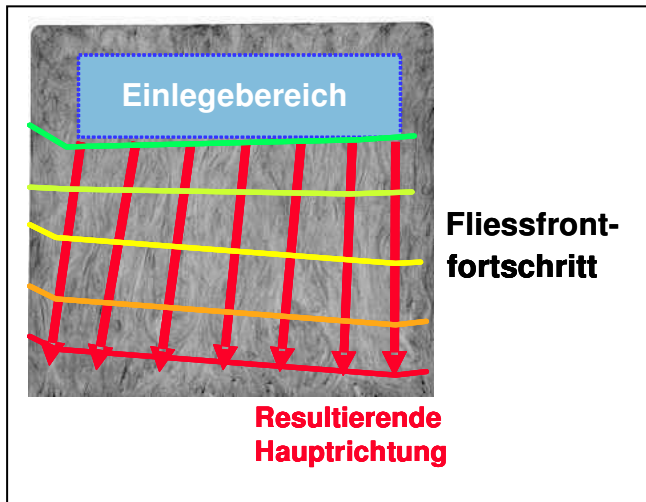


Abb. 35: Resultierende Faserorientierungsrichtung infolge gedrehter Fließfront

## 4 Modellierung diskontinuierlich faserverstärkter Materialien

### 4.1 Methodik der Integration von Faserlängen- und Faserorientierungsverteilungen in die Steifigkeitsberechnung

Zentrales Element der vorliegenden Arbeit ist die Berücksichtigung sowohl der Faserorientierungsverteilung als auch der Faserlängenverteilung für die Steifigkeitsberechnung.

Die Integration von Faserlängenverteilung und Faserorientierungsverteilung in die Strukturanalyse gliedert sich in mehrere Schritte:

- 1) Berechnung der Traganteile der Faserlängenklassen aus der gemessenen Faserlängenverteilung
- 2) Addition der Traganteile zur kumulierten Einheitssteifigkeitsmatrix
- 3) Integration der Orientierungsverteilung durch Anwendung der Transformationsbeziehungen auf die Einheitssteifigkeitsmatrix
- 4) Berechnung der Gesamtsteifigkeitsmatrix
- 5) Ableitung der Ingenieurskonstanten

Schematisch stellt sich die Berechnungsmethodik wie folgt dar (s. Abb. 36):

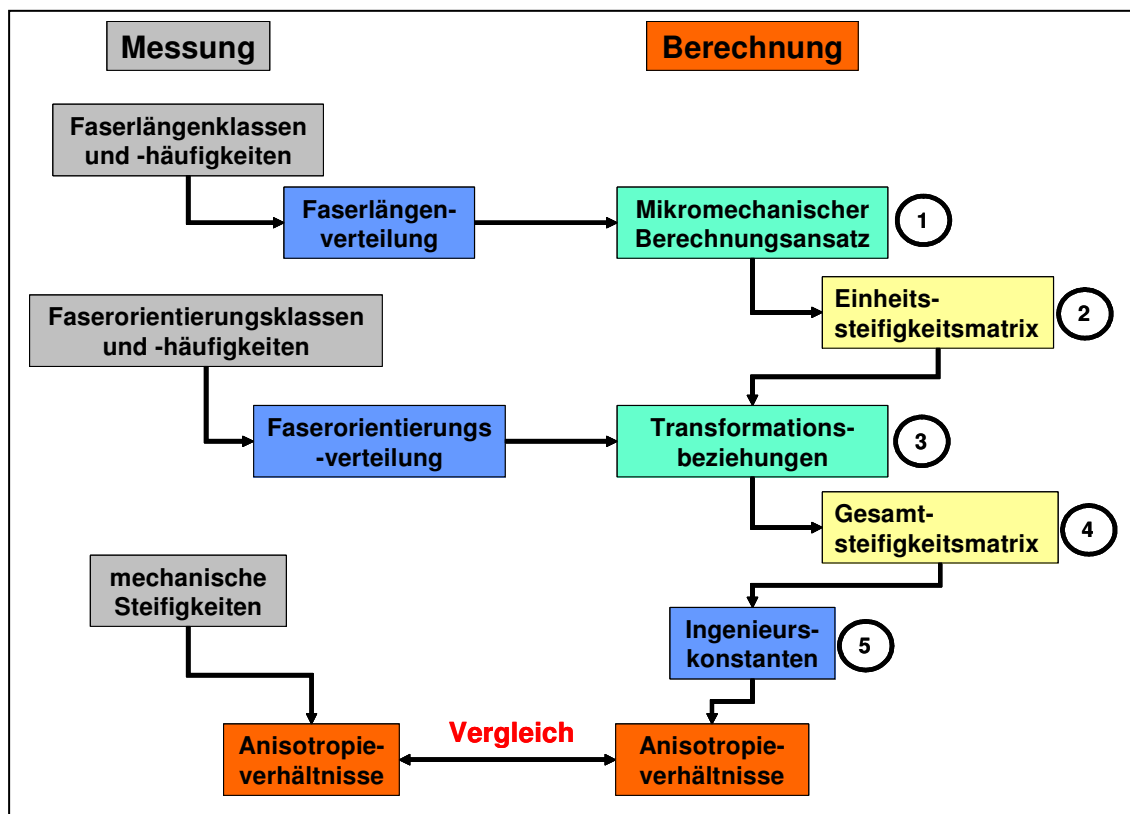


Abb. 36: Ablaufschema für die Berechnung von Steifigkeiten diskontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste



Die so genannte Einheitssteifigkeitsmatrix repräsentiert die unidirektionalen (UD) Materialeigenschaften (vgl. Kap. 2.6.1.3) in Form einer hypothetischen UD-Faserverteilung, bei der alle Fasern in die gleiche Richtung ausgerichtet sind. Sie entspricht den grundlegenden, in eine spätere Orientierungsrechnung eingehenden Steifigkeitskennwerten, unter besonderer Berücksichtigung der Faserlängen.

Die Gesamtsteifigkeitsmatrix verkörpert die in einer Probe vorliegenden globalen Steifigkeitskennwerte unter zusätzlicher Berücksichtigung der Faserorientierungen.

## 4.2 Integration der Faserlängenverteilung in die Strukturanalyse

Die Faserlänge hat einen erheblichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von diskontinuierlichen Faserverbundwerkstoffen. Da auch Fasern mit geringen Faserlängen ( $< 1$  mm) eine erhebliche Verstärkungswirkung erzielen, besonders in Bezug auf die Steifigkeit, sind deren Beiträge in Materialmodellen mit zu berücksichtigen. Diese Beiträge gehen in die Einheitssteifigkeitsmatrix ein.

### 4.2.1 Faserlängeneinfluss in mikromechanischen Modellansätzen

Unter den unterschiedlichen Materialmodellen mit einer Berücksichtigung des Faserlängeneinflusses sind die Ansätze von Halpin-Tsai, Tandon-Weng und die Mean-field-Ansätze (Mori-Tanaka, Chow) am weitesten verbreitet und kamen in den folgenden Berechnungen des Faserlängeneinflusses auf die Steifigkeit zum Einsatz. Die Berechnungen wurden mit dem Programm DKI-Comp<sup>2</sup> vorgenommen [100]. Dazu erfolgte die Berechnung der Steifigkeitsbeiträge der unterschiedlichen Faserlängenanteile mit Hilfe der jeweiligen mikromechanischen Materialmodelle.

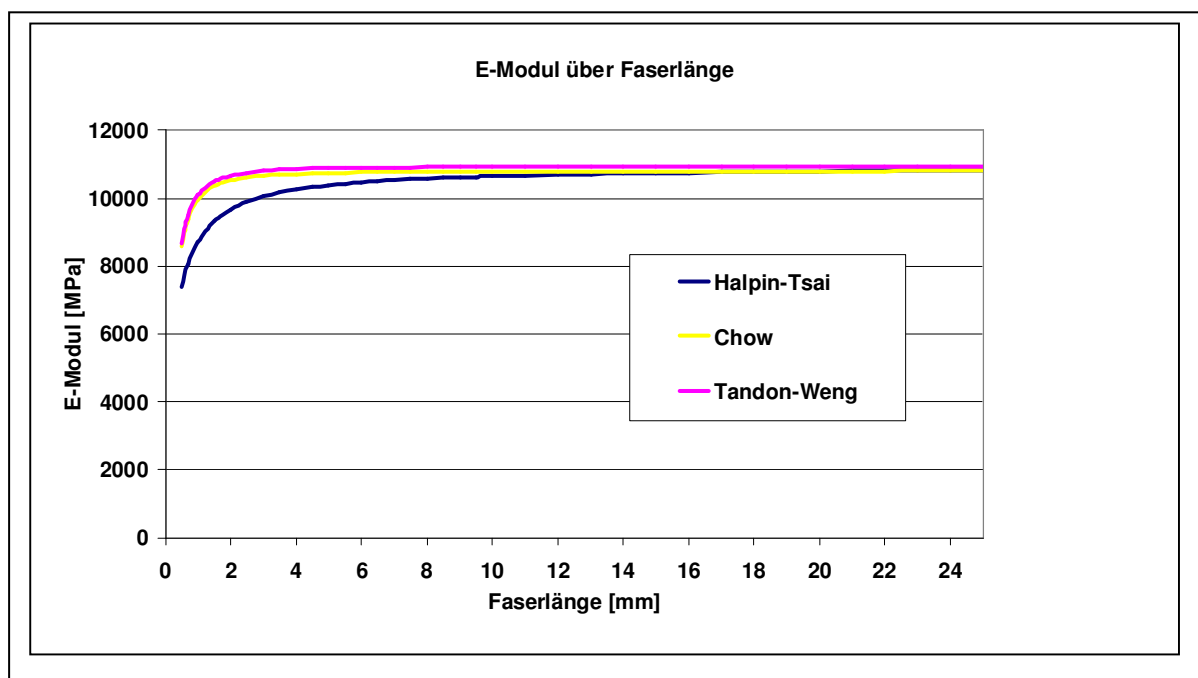


Abb. 37: Entwicklung des E-Modul  $E_{11}$  als Funktion der durchschnittlichen Faserlänge

In oben stehendem Diagramm (Abb. 37) sind die aus einer durchschnittlichen (gemittelten) Faserlänge nach verschiedenen mikromechanischen Materialmodellen berechneten Steifigkeiten in Form des E-Moduls  $E_{11}$  als Funktion der zugehörigen durchschnittlichen Faserlänge aufgetragen.

Aus dem Vergleich der unterschiedlichen Berechnungsansätze wird deutlich, dass die Ansätze von Chow und Tandon-Weng einen sehr ähnlichen Kurvenverlauf ergeben (s. Abb. 37). Die Berechnungen für das Halpin-Tsai-Modell liegen bei geringen Faserlängen deutlich niedriger und sind daher bei großen Anteilen von Kurzfasern als kritisch zu betrachten, da sich daraus zu niedrige Beträge der Einheitssteifigkeitsmatrix addieren können. Für große Faserlängen nähert sich der E-Modul bei allen drei Berechnungsansätzen an einen ähnlichen Grenzwert an.

#### 4.2.2 Definition eines Faserlängenäquivalents

Die aus den mikromechanischen Modellen erhaltenen Steifigkeitsbeiträge für die einzelnen Faserlängensklassen werden entsprechend der Faseranteile zu einer kumulierten Steifigkeit aufaddiert, da die vollständige Faserverteilung die Gesamtsteifigkeit bestimmt. Aus dem Vergleich der theoretisch maximalen Steifigkeit mit der kumulierten Steifigkeit erfolgt die Definition eines so genannten Faserlängenäquivalentes.

Die theoretisch maximale Steifigkeit wird definiert durch das erreichbare Steifigkeitsniveau bei einer einheitlichen Faserlänge. Aus den kumulierten Steifigkeiten der Faserlängensklassen lässt sich die Definition einer tragenden Faserlänge treffen, die dem Äquivalent der Steifigkeit mit der entsprechenden durchschnittlichen Faserlänge aus den mikromechanischen Modellen entspricht.

Diese tragende Faserlänge wird als Faserlängenäquivalent bezeichnet. Dies entspricht der Faserlänge im eingesetzten mikromechanischen Berechnungsmodell, die, als einheitliche Faserlänge vorliegend, die gleiche Steifigkeit erzielen würde wie die aus Messungen zugrunde liegende vollständige Faserlängenverteilung (Vorgehensweise s. Abb. 38).

Bei der Verwendung anderer mikromechanischer Berechnungsansätze zur Bestimmung der Festigkeit oder des Crashverhaltens kann auf ähnliche Weise ein Faserlängenäquivalent der vorliegenden Faserlängenverteilung in Bezug auf den betrachteten Kennwert (z.B. Festigkeit, Crashverhalten, Energieabsorption, etc.) definiert werden.

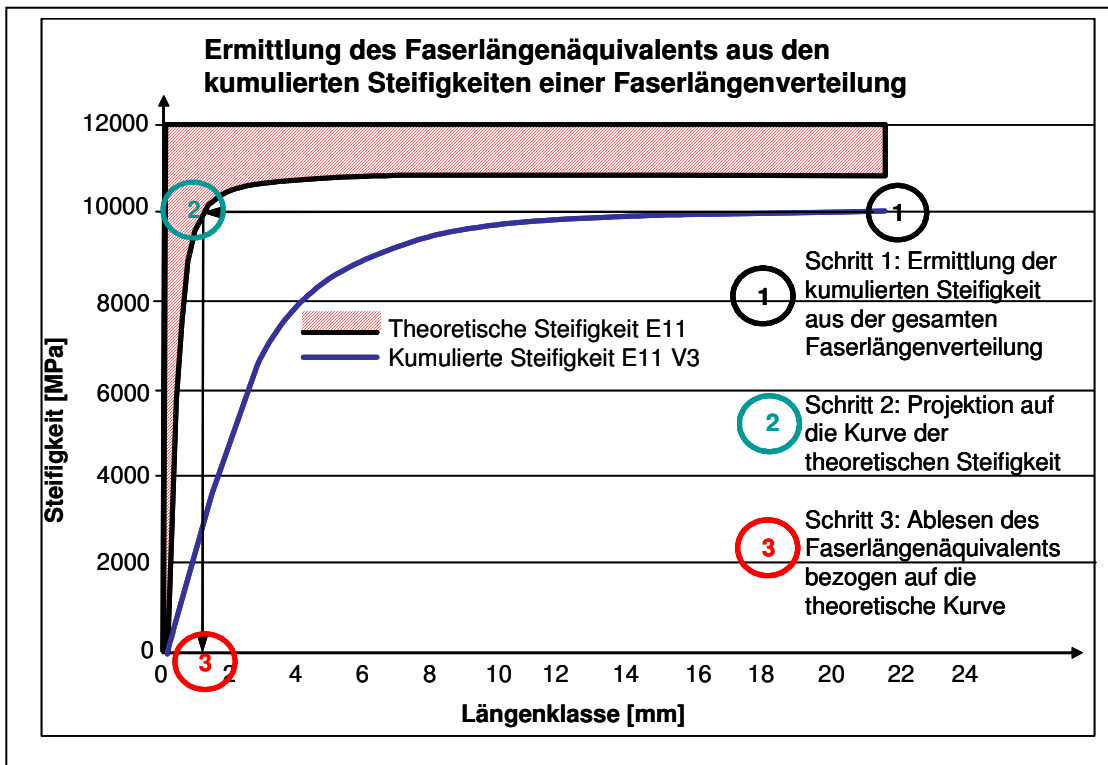


Abb. 38: Ermittlung des Faserlängenäquivalents für eine beispielhafte Faserlängenverteilung  
 Nachfolgend (Abb. 39) ist der Verlauf des Steifigkeitsaufbaus der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3) in Abhängigkeit der Faserlängenklassen aufgezeigt.

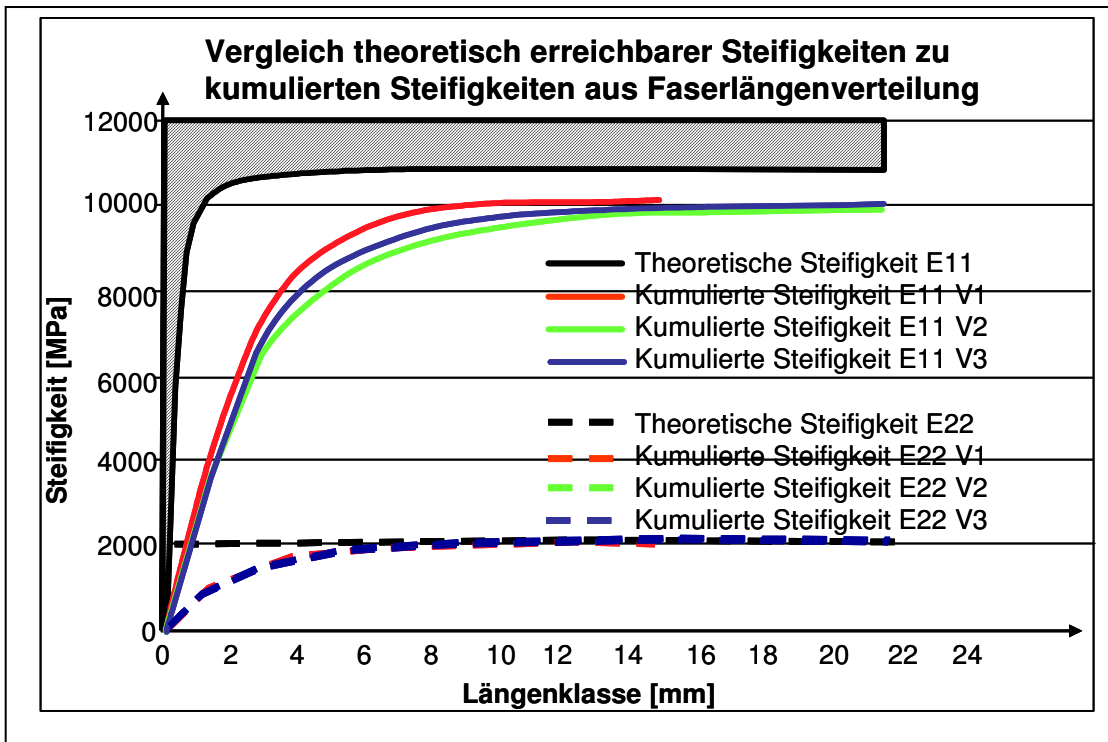


Abb. 39: Vergleich der Steifigkeiten der Einheitssteifigkeitsmatrix unter Berücksichtigung der Faserlängenverteilungen der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3)

Das Diagramm (s. Abb. 39) zeigt die Entwicklung der Einheitssteifigkeit aus den ku-

mulierten Einzelbeiträgen der Faserlängenanteile aus den verschiedenen Versuchsreihen für das Modell von Chow. Die Kurven der theoretischen Steifigkeiten E11/E22 stehen für die Erreichung der Einheitssteifigkeit, wenn alle Fasern die aufgetragene Faserlänge haben. Sie stellen daher die bei der jeweiligen Faserlänge erreichbare maximale Steifigkeit dar. Die Kurven der Versuchsreihen hingegen stellen die bis zu der jeweilig aufgetragenen Faserlänge erreichte Steifigkeit dar. Der Maximalwert der Steifigkeit wird bei der Berücksichtigung aller Faseranteile der zugehörigen Faserlängenverteilung erreicht.

Für das Steifigkeitsberechnungsmodell nach Chow stellt sich das Faserlängenäquivalent wie unten in der Tabelle gezeigt dar. Wichtig ist, dass dieses Faserlängenäquivalent nicht der durchschnittlichen Faserlänge entspricht.

Weiterhin wird eine Definition für eine Effektivität getroffen, die im Folgenden als Steifigkeitsniveau bezeichnet wird. Die berechnete Steifigkeit E11 aus der zugrunde liegenden Faserlängenverteilung wird bezogen auf eine rechnerische Steifigkeit E11, die mit einer homogenen Faserlänge von 50 mm erreicht würde. Dieser Referenzsteifigkeitswert  $E11_{(50\text{ mm})}$  wird zu 100 % und dann zu den berechneten Steifigkeiten E11 mit berücksichtigten Faserlängenverteilungen ins Verhältnis gesetzt (s. Tab. 15).

Ausgangsfaserlänge	E11 [MPa]	Faserlängenäquivalent [mm]	L/D	Steifigkeitsniveau
0,25-Zoll (V1)	10000	1,04	62	93 %
0,5-Zoll (V2)	9980	1,02	62	92 %
1-Zoll (V3)	9980	1,02	60	92 %

Tab. 15: Faserlängenäquivalent der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll-Ausgangs-FL (V1-V3)

Die hier untersuchten Versuchsreihen erreichen aufgrund ihrer ähnlichen Faserlängenverteilungen ein annähernd konstantes Steifigkeitsniveau. Bezogen auf einen Referenzsteifigkeitswert  $E11_{(50\text{ mm})}$  mit der einheitlichen Faserlänge von 50 mm werden fast 93 % der mit homogen 50 mm Faserlänge erreichbaren Steifigkeit erzielt (s. Tab. 15).

#### 4.2.3 Integration der Faserlängenverteilung in die Einheitssteifigkeitsmatrix

Im Rahmen dieser Arbeit wird eine Methodik vorgestellt, eine gemessene Faserlängenverteilung analog der Vorgehensweise zur Berücksichtigung einer Faserorientierungsverteilung in die Berechnung der Einheitssteifigkeitsmatrix einzuführen (s. Abb. 40, auch Kap. 4.2.2).

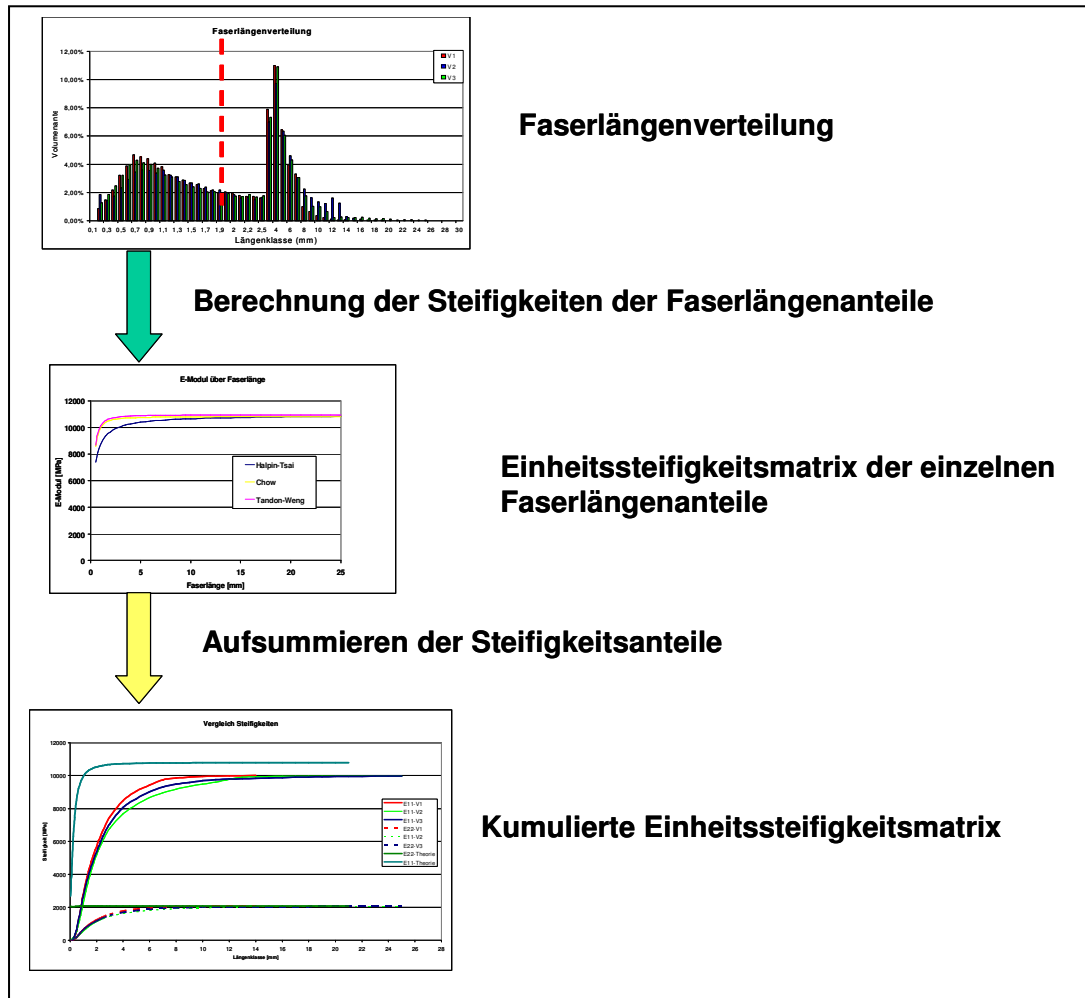


Abb. 40: Ablaufschema der Berechnung der Einheitssteifigkeitsmatrix aus Faserlängenanteilen

Aus der Messung der Faserlängenverteilung (s. Kap. 3.5) werden die Beiträge Faserlängen und ihrer Traganteile mit Hilfe der o.g. mikromechanischen Materialmodelle (s. Kap. 4.2.1) als Beitrag zur Steifigkeit berechnet. Dafür wird der zu jeder Faserlänge zugeordnete Steifigkeitsbeitrag zur Steifigkeitsmatrix bestimmt und eine zur jeweiligen Faserlängenklasse gehörenden Steifigkeitsmatrix aufgestellt. Diese wird mit dem jeweils zugehörigen Faserlängenanteil gewichtet und zur so genannten kumulierten Einheitssteifigkeitsmatrix addiert.

$$Q_{mni} = \sum \chi_i Q_{mn} \quad \text{Gl. 7}$$

mit  $\chi_i$  = Anteil der Faserlänge

$Q_{mn}$  = Koeffizient der Steifigkeitsmatrix

Die dadurch gewonnene kumulierte Einheitssteifigkeitsmatrix geht ein in die Berechnung der Gesamtsteifigkeitsmatrix. Auf diese Weise kann jede beliebige Faserlängenverteilung einkalkuliert werden.

Alternativ kann anstelle der kumulierten Einheitssteifigkeitsmatrix die Steifigkeitsmatrix des Faserlängenäquivalents (s. Kap. 4.2.2) der zugrunde liegenden beliebigen

Faserlängenverteilung eingesetzt werden.

### 4.3 Integration der Faserorientierungsverteilung in die Strukturanalyse

Die aus oben gezeigter Beziehung (Gl.7) hergeleiteten Kennwerte werden in die entsprechende kumulierte Einheitssteifigkeitsmatrix überführt. Auf die kumulierte Einheitssteifigkeitsmatrix werden nun für die Berücksichtigung der Faserorientierungsverteilung die Transformationsbeziehungen des „orientation averaging“ angewendet (s. Kap. 2.6.1.3). Die Transformationsbeziehungen integrieren den Traganteil der Faseranteile in Abhängigkeit ihrer Ausrichtung in die Berechnungen.

Damit erhält man die Gesamtsteifigkeitsmatrix, welche die globale, anisotrope Steifigkeit des Faserverbundes repräsentiert (s. auch Schema Abb. 36).

Ein Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus den berechneten Ingenieurskonstanten mit denen aus gemessenen Steifigkeiten (Zug- und Biegerondenversuche) bestimmt die Auswahl des mikromechanischen Berechnungsansatzes.

#### 4.3.1 Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse (Zugrondenproben)

Der Vergleich der errechneten Kennwerte aus den Faserorientierungsmessungen mit den gemessenen Kennwerten des Zugrondenversuches erfolgt anhand des oben vorgestellten Berechnungsschemas.

Die Berechnung der Kennwerte aus der Faserorientierungsverteilung für die Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) mit zugrunde liegender entsprechender Faserlängenverteilung wird mit den Kennwerten aus dem Zugrondenversuch verglichen. Das mikromechanische Modell nach Chow ergibt trotz der hier aufgezeigten Abweichungen (s. Tab. 16) eine gute Übereinstimmung. Die Abweichungen der Anisotropieverhältnisse an den jeweiligen Probepositionen betragen für Chow zwischen 6 % und 8 % und liegen für Halpin-Tsai und Tandon-Weng noch besser.

Zugrondenversuch 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3)	Anisotropieverhältnisse			
	Halpin-Tsai	Tandon-Weng	Chow	Messwerte
Einlegebereich (Z1)	1,11	1,12	1,12	1,20
Fliessbereich (Z2)	1,66	1,71	1,76	1,62
Fliesswegende (Z3)	1,75	1,81	1,87	1,74

Tab. 16: Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse für Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

Vergleicht man die Ausrichtungen und Ausprägung der Anisotropie-Ellipsen aus der

Messung mit denen aus der Röntgenauswertung berechneten Steifigkeitswerten, so lässt sich eine gute Übereinstimmung festhalten (s. Abb. 41).

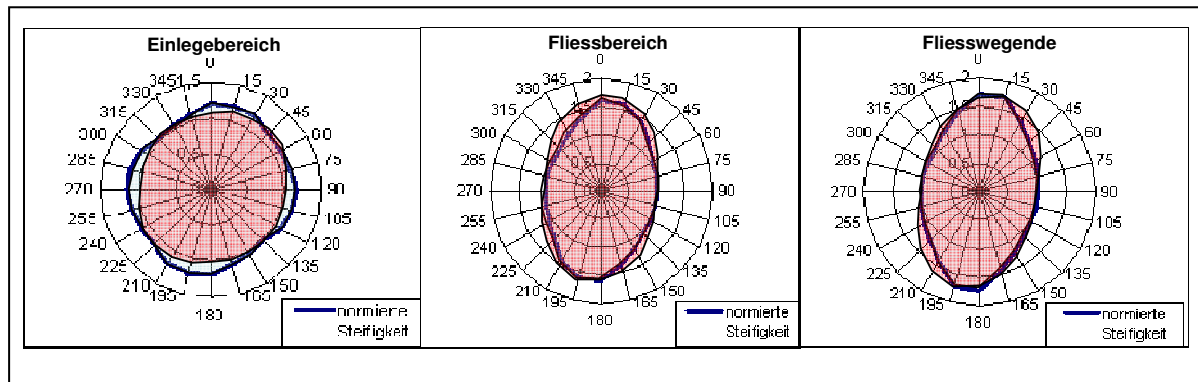


Abb. 41: Zugrondenauswertung 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3): Vergleich der berechneten und gemessenen Anisotropie-Ellipsen (Steifigkeiten berechnet: rot, gemessen: blau)

#### 4.3.2 Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse (Biegerondenproben)

##### 4.3.2.1 Anisotropieverhältnisse Versuchsreihe 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1)

Die Auswertung der Anisotropieverhältnisse für die Versuchsreihe 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) im Biegerondenversuch ergibt für die Berechnung jeweils zu geringe Anisotropieverhältnisse (s. Tab. 17). Das Modell nach Chow liefert die geringsten Abweichungen, die jedoch immer noch ca. 30 % erreichen.

Biegerondenversuch 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1)	Anisotropieverhältnisse			
	Halpin-Tsai	Tandon-Weng	Chow	Messwerte
Vorderer Einlegebereich (P11)	1,17	1,18	1,19	1,63
Hinterer Einlegebereich (P21)	1,18	1,19	1,20	1,24
Vorderer Fließbereich (P31)	1,51	1,55	1,58	1,72
Mittlerer Fließbereich (P41)	1,54	1,58	1,62	2,1
Hinterer Fließbereich (P51)	1,59	1,63	1,68	1,9
Fließwegende (P61)	1,43	1,47	1,50	1,65

Tab. 17: Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse für die Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1)

##### 4.3.2.2 Anisotropieverhältnisse Versuchsreihe 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2)

Für die Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2) werden ähnliche Verhältnisse wie in der Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) beobachtet (s. Tab. 18). Es zeigen sich maximale Abweichungen von 20 % für das Modell von

Chow im Vergleich zu den Messwerten.

Biegerondenversuch 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2)	Anisotropieverhältnisse			
	Halpin-Tsai	Tandon-Weng	Chow	Messwerte
Vorderer Einlegebereich (P11)	1,17	1,18	1,19	1,55
Hinterer Einlegebereich (P21)	1,18	1,19	1,20	1,43
Vorderer Fliessbereich (P31)	1,51	1,55	1,58	1,52
Mittlerer Fliessbereich (P41)	1,54	1,58	1,62	1,88
Hinterer Fliessbereich (P51)	1,59	1,63	1,68	1,85
Fliesswegende (P61)	1,43	1,47	1,50	1,66

Tab. 18: Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse für die Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2)

#### 4.3.2.3 Anisotropieverhältnisse Versuchsreihe 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3)

Auch die Berechnung der Anisotropieverhältnisse für Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) im Biegerondenversuch ergibt jeweils zu niedrige Anisotropieverhältnisse (s. Tab. 19). Das Modell nach Chow liefert auch hier die geringsten Abweichungen. Bei der Position am Fliesswegende (P61) beträgt diese maximal 25 %; im mittleren und hinteren Fliessbereich (P41 und P51) beträgt sie maximal 15 %.

Biegerondenversuch 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3)	Anisotropieverhältnisse			
	Halpin-Tsai	Tandon-Weng	Chow	Messwerte
Vorderer Einlegebereich (P11)	1,09	1,10	1,10	1,51
Hinterer Einlegebereich (P21)	1,15	1,15	1,16	1,39
Vorderer Fliessbereich (P31)	1,50	1,53	1,57	1,52
Mittlerer Fliessbereich (P41)	1,59	1,64	1,68	1,89
Hinterer Fliessbereich (P51)	1,58	1,62	1,67	1,89
Fliesswegende (P61)	1,39	1,41	1,44	1,82

Tab. 19: Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse für die Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

Für diese Versuchsreihe (1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3)) ist nachfolgend der Vergleich der berechneten mit gemessenen Anisotropie-Ellipsen aufgezeigt (s. Abb. 42). Der Gütegrad der Übereinstimmung ist schlechter als für den Zugrondenversuch, da die für die dickenabhängigen Beiträge zur Biegesteifigkeit infolge der



fehlenden Schichtinformation nicht berücksichtigt wurden. Dennoch weisen die Ergebnisse aus dem Fließbereich eine zufriedenstellende Deckung mit den Ergebnissen aus den mechanischen Untersuchungen auf.

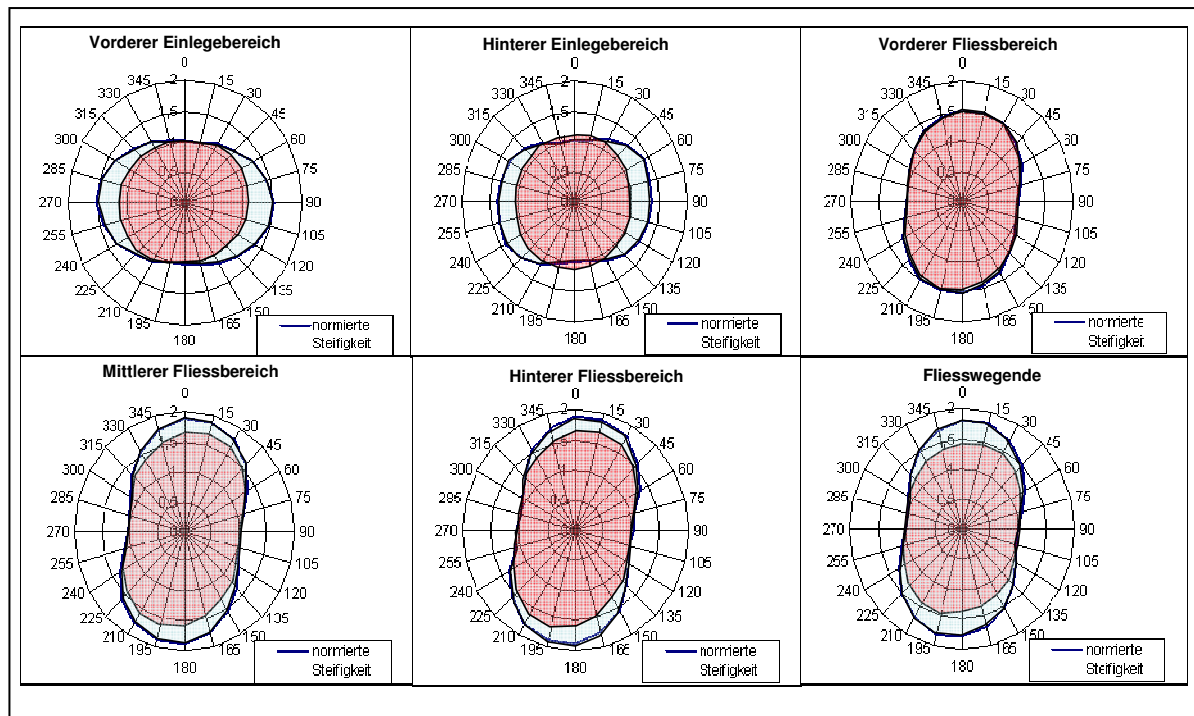


Abb. 42: Biegerondenauswertung 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3): Vergleich der berechneten und gemessenen Anisotropie-Ellipsen (Steifigkeiten berechnet: rot, gemessen: blau)

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass das mikromechanische Modell nach Chow für die Auswertung analog zum Zugrondenversuch nur geringe Abweichungen ergibt, und analog zum Biegerondenversuch die geringsten Abweichungen zu den mechanischen Untersuchungen aufweist. Darüber hinaus sind auch Kurzfaserteile gut zutreffend erfasst. Es wird daher hier als bevorzugtes mikromechanisches Modell zur Berechnung der Steifigkeit in der vorliegenden Arbeit vorgeschlagen.

#### 4.4 Berücksichtigung Fasergehalt

Die Ergebnisse der Veraschungsuntersuchungen der unterschiedlichen Versuchsreihen resultierten, wie in Kap. 3.6 beschrieben, in maximalen Abweichungen des Fasergehaltes in den Probepplatten von ca.  $\pm 1,5$  Masseprozent.

Aus diesen Ergebnissen konnte kein signifikanter Zusammenhang zwischen Fasergehalt und Fließweglänge hergeleitet werden. Die gefundenen Messwerte weisen eine Standardabweichung in der Größenordnung zwischen 0,5 und maximal 2 Masseprozent auf und sind nicht ausreichend differenzierbar, um sie in ein Berechnungsmodell einfließen zu lassen.

## 5 Simulation

Mit Hilfe der Prozesssimulation fand die Nachbildung der durchgeführten Versuchsreihen statt. Ziel der Simulationsrechnungen war die Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten anhand eines Kennwertvergleiches der gemessenen Anisotropieverhältnisse (AV) mit den in der Simulation berechneten Anisotropieverhältnissen. Dazu wurden auf die Prozesssimulation folgend strukturelle FE-Simulationen von Zug- und Biegeronden sowie einer Trägerstruktur als Bauteilbeispiel durchgeführt.

### 5.1 Simulation Prüfplatten

Für alle drei Versuchsreihen fanden Variantenrechnungen der Prüfplatten mit dem Programm EXPRESS statt. Die in den Versuchsreihen eingesetzte Prüfplatte wurde durch ein FE-Modell abgebildet und ausführlichen Simulationsrechnungsreihen unterzogen. Die Simulation erfolgte an einem mittelflächensymmetrischen Modell. Es wurde davon ausgegangen, dass die Strömungsvorgänge symmetrisch zur Mittelfläche sind. Für die Berechnung der Strömungs- und Druckverhältnisse kann davon in guter Näherung ausgegangen werden, auch wenn geringfügig unterschiedliche Werkzeugtemperaturen in Ober- und Unterseite vorherrschten. Daraus folgt bei der verwendeten Software auch eine Symmetrie der Schichten der Faserorientierung zur Mittelfläche des Bauteils.

#### 5.1.1 Füllsimulation

Als wesentliche Unterschiede zwischen den Versuchsreihen sind deren unterschiedliche Einlegebereiche berücksichtigt. Die Einlegebereiche wurden anhand des gut erkennbaren, so genannten Faserprints, identifiziert und ausgemessen. Es wurden für jede Versuchsreihe jeweils fünf Platten analysiert.

Für Viskositätsdaten fand ein GMT-Datensatz aus der Dissertation von Semmler Verwendung [51]; die Fließgrenztemperatur wurde aus den Versuchsergebnissen von Kap. 3.7 entnommen. Ein Einfrieren der Fließfront fand jedoch nicht statt.

Die Stränge der Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) weisen eine rechteckige Grundfläche auf (s. Abb. 43 links) und sind etwas länger als die Stränge der anderen Versuchsreihen. Bei den Versuchsreihen mit 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2) (s. Abb. 43 mitte) und 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) (s. Abb. 43 rechts) ist am vorderen Ende eine Aufweitung des Stranges erkennbar.

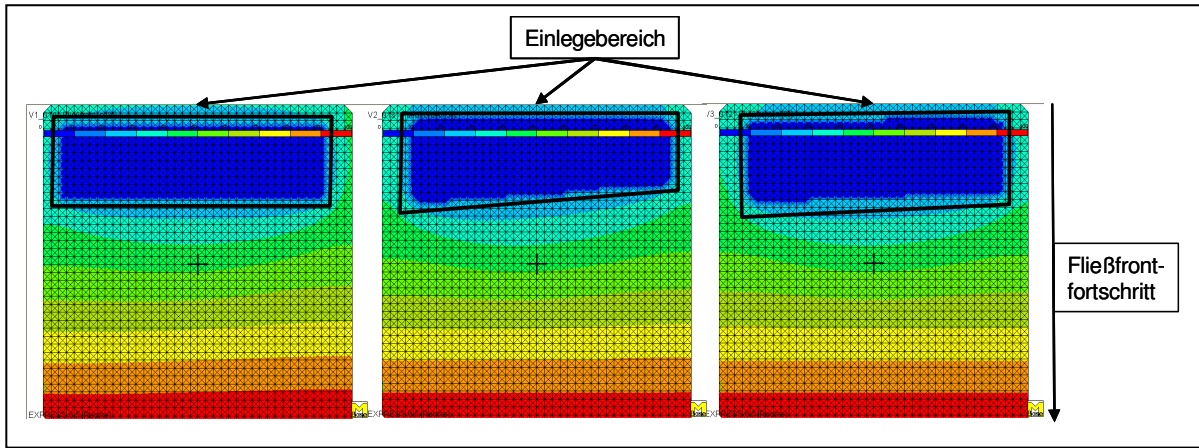


Abb. 43: Füllbilder der Versuchsreihen 0,25-Zoll- (V1) (links), 0,5-Zoll- (V2) (mitte), 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) (rechts)

Bei den Füllbildern aus der Simulation (s. Abb. 43) aller Versuchsreihen liegt gegen Ende des Fließweges eine zur Werkzeugkante parallele Fließfront vor. Der unterschiedliche Einlegebereich spiegelt sich nur am Anfang der Formfüllung wieder.

### 5.1.2 Faserorientierungssimulation

Das FE-Programm EXPRESS exportiert die Steifigkeitseigenschaften der einzelnen Elemente. Die im jeweiligen Elementkoordinatensystem notierten Steifigkeitseigenschaften wurden mit Hilfe der Transformationsbeziehungen ins globale Koordinatensystem überführt, ihre Anisotropieverhältnisse gebildet und auf diese Weise vergleichbar gemacht zu den aus den mechanischen Untersuchungen ermittelten Anisotropieverhältnissen (AV). Zur Bestimmung des AV der Elemente wurden zwei Elementreihen ausgewählt, die jeweils durch die Mittellinien der Zug- und Biegeronden verlaufen, um eine bestmögliche Vergleichbarkeit zu erhalten (s. Abb. 44).

Die Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  erfolgt anhand der Berechnung der Anisotropieverhältnisse aus E-Moduli  $E_{11}/E_{22}$  der jeweiligen Elemente und dem Vergleich mit den gemessenen AV an den Probepositionen im Fließbereich. In diesem Bereich sind die Strömungsverhältnisse konstant und nicht mehr durch den Einlegebereich beeinflusst. Für den Vergleich mit dem Biegerondenversuch geschieht die Mittelung des Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  aus den drei Probepositionen im Fließbereich/Fließwegende (P41, P51 und P61). Für die Ermittlung des Faserinteraktionskoeffizienten aus den Zugrondenversuchen wurden die aus den Probepositionen im Fließbereich/Fließwegende (Pos. Z2 und Pos. Z3) bestimmten Faserinteraktionskoeffizienten gemittelt.

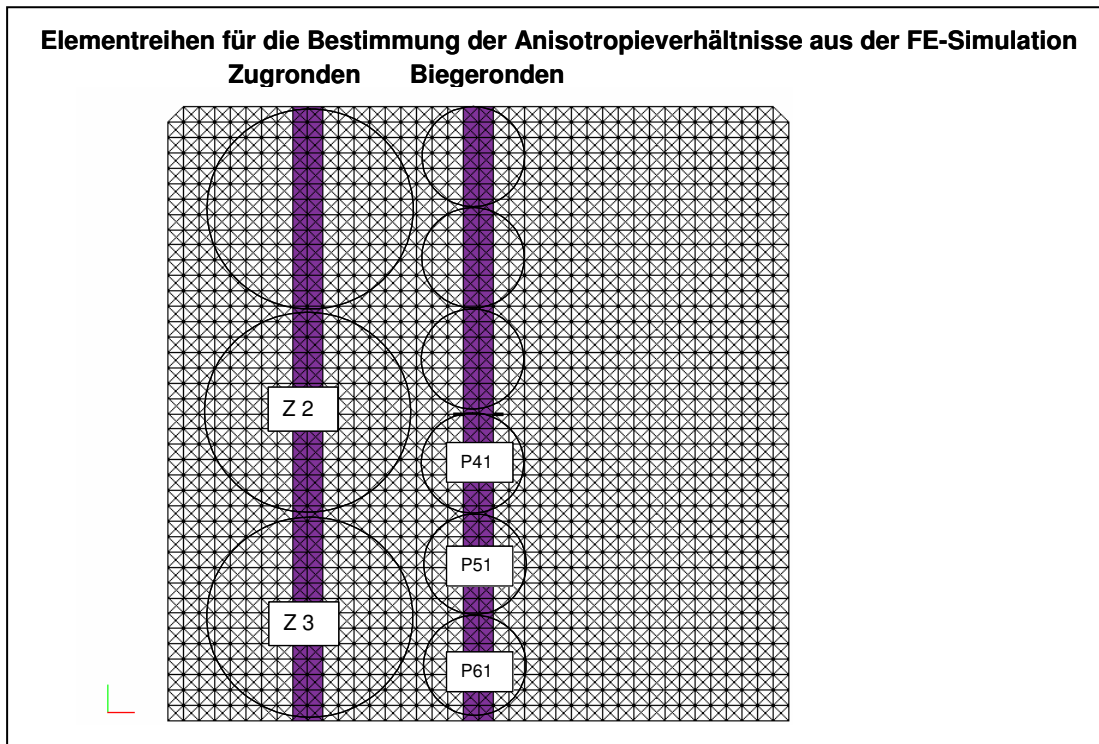


Abb. 44: Anordnung der Elementreihen für die Bestimmung der Anisotropieverhältnisse (für Zugronden: linke Reihe, für Biegeronden: rechte Reihe)

In die Simulation ging eine Vororientierung ein, die durch Computertomographie eines Plastikfikatstranges bestimmt wurde. Hierzu lagen 5 Schichten zur Auswertung vor (s. Abb. 45).

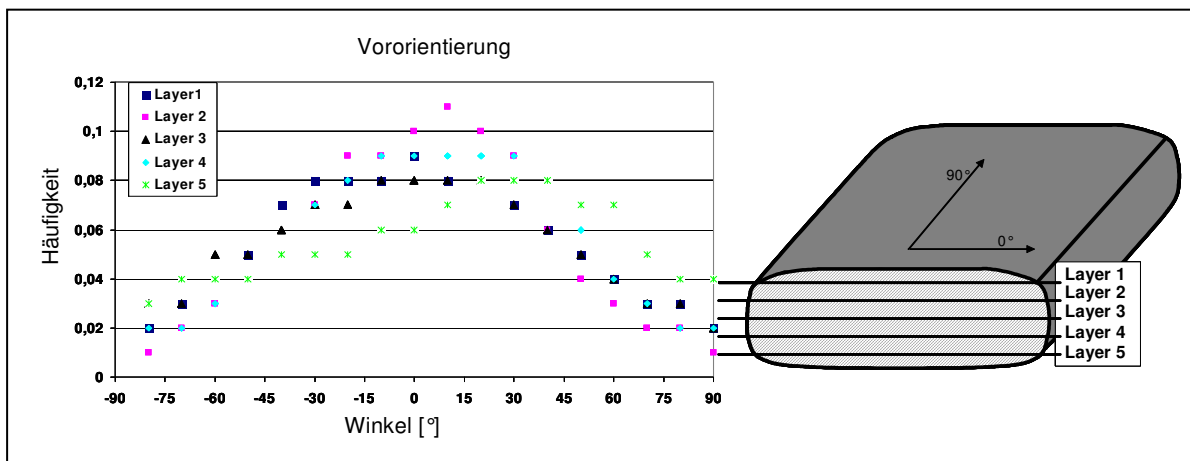


Abb. 45: Bestimmung der Vororientierungen der Fasern im Plastikfikatstrang

In der Messung der Vororientierung des Plastikfikatstranges wurden keine wesentlichen Unterschiede zwischen Ober- und Unterseite des Stranges beobachtet, so dass auch hier die aus den Voreinstellungen gegebene Mittelflächensymmetrie angenommen wurde. Problematisch kann diese Annahme jedoch im Einlegebereich sein, da in der hier eingesetzten Programmversion keine Einfriereffekte berücksichtigt werden konnten. Diese führen zu einer Fixierung der Vororientierung auf der Unterseite des Einlegebereiches infolge des Anfrierens des Stranges im Werkzeug.

Allerdings wird dieses Einfrieren von der Simulation nicht abgebildet.

## 5.2 Bestimmung der Faserinteraktionskoeffizienten

In nachfolgenden Diagrammen (s. Abb. 46 - Abb. 49) ist die Entwicklung der aus den Faserorientierungssimulationen stammenden Anisotropieverhältnisse (AV) entlang des Fließweges in Abhängigkeit vom eingesetzten Faserinteraktionskoeffizient  $C_i$  aufgezeichnet. Entlang der Fließachse werden die Eigenschaften der angrenzenden Elemente exportiert und daraus analytisch das Anisotropieverhältnis (AV) gebildet. Als Vergleich dient der Graph der Anisotropieverhältnisse (AV) aus dem jeweiligen Biege- oder Zugrondenversuch.

### 5.2.1 Vergleich von Zugrondenauswertung und Faserorientierungssimulation

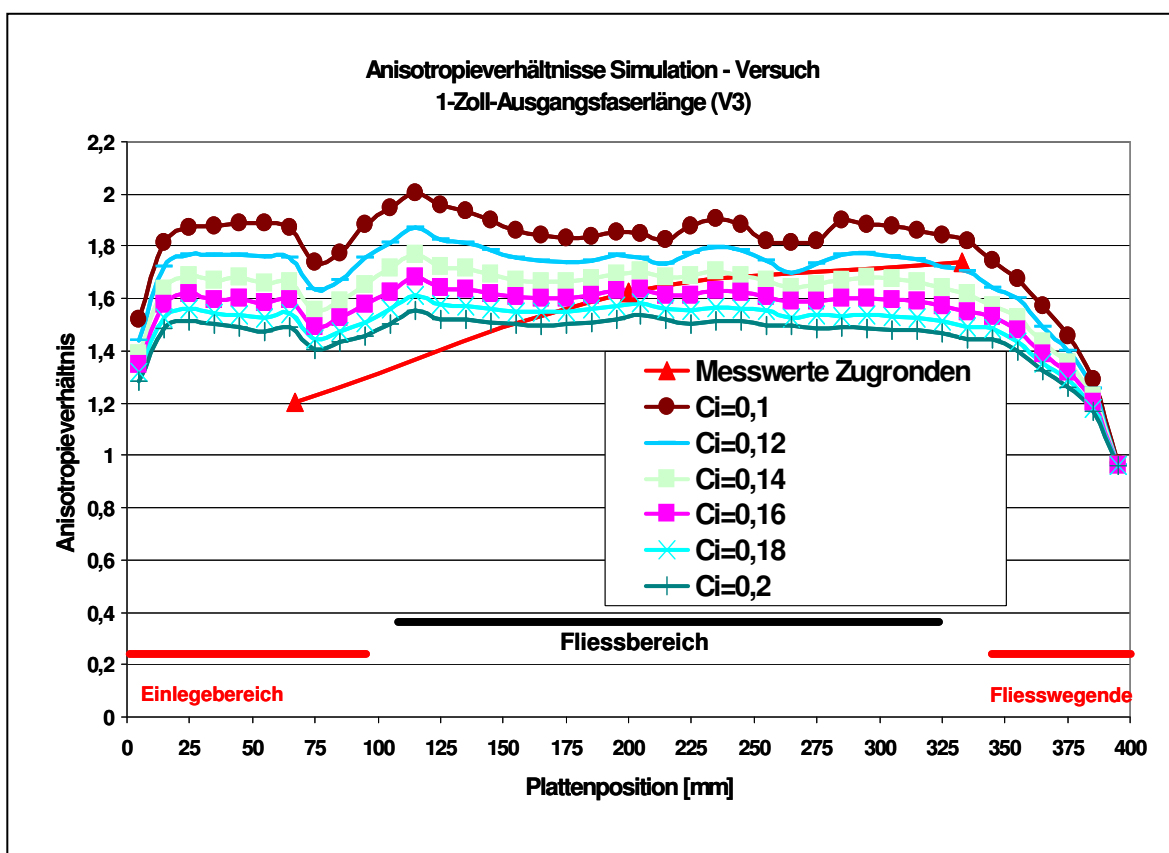


Abb. 46: Vergleich gemessener und simulierter Anisotropieverhältnisse der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) Zugrondenversuch

Der Vergleich mit den im Zugrondenversuch ermittelten Anisotropieverhältnissen ergibt für die Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge die Bestimmung des  $C_i$  im Fließbereich zu ca. 0,12 (s. Abb. 46). Die zur Auswertung möglichen Punkte der Kurven aus dem Zugrondenversuch weisen jedoch nur zwei Stützstellen (Z2 und Z3) auf, so dass sich der Faserinteraktionskoeffizient  $C_i$  nur aus diesen beiden Positionen mitteln lässt. Die anschließende strukturmechanische Simulation des Zugrondenversuches untermauert das Ergebnis (s. Kap. 5.3.).

## 5.2.2 Vergleich von Biegerondenauswertung und Faserorientierungs- simulation

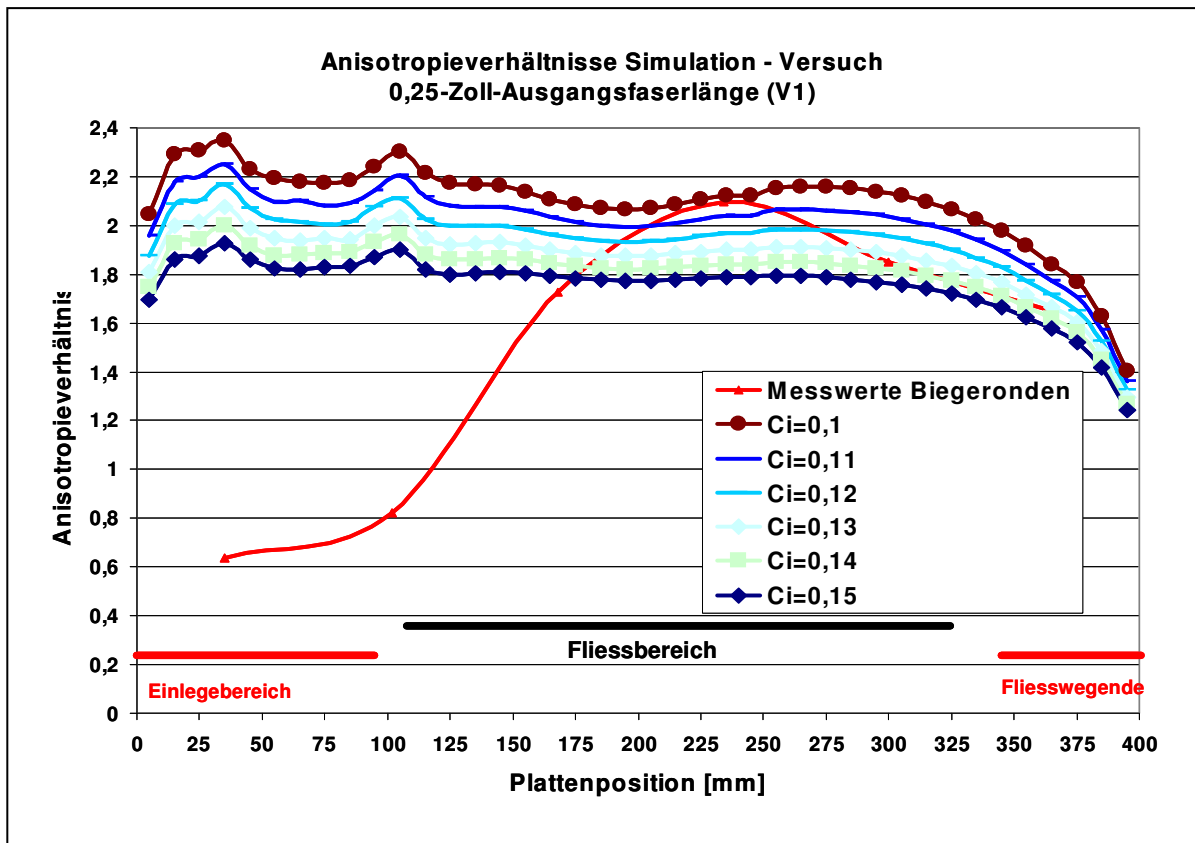


Abb. 47: Vergleich gemessener und simulierter Anisotropieverhältnisse der Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1) Biegerondenversuch

Der Vergleich mit den im Biegerondenversuch ermittelten Anisotropieverhältnissen an den drei Probepositionen (P41 – P61) im Fließbereich ergibt die Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  im Fließbereich zu 0,13 (s. Abb. 47).

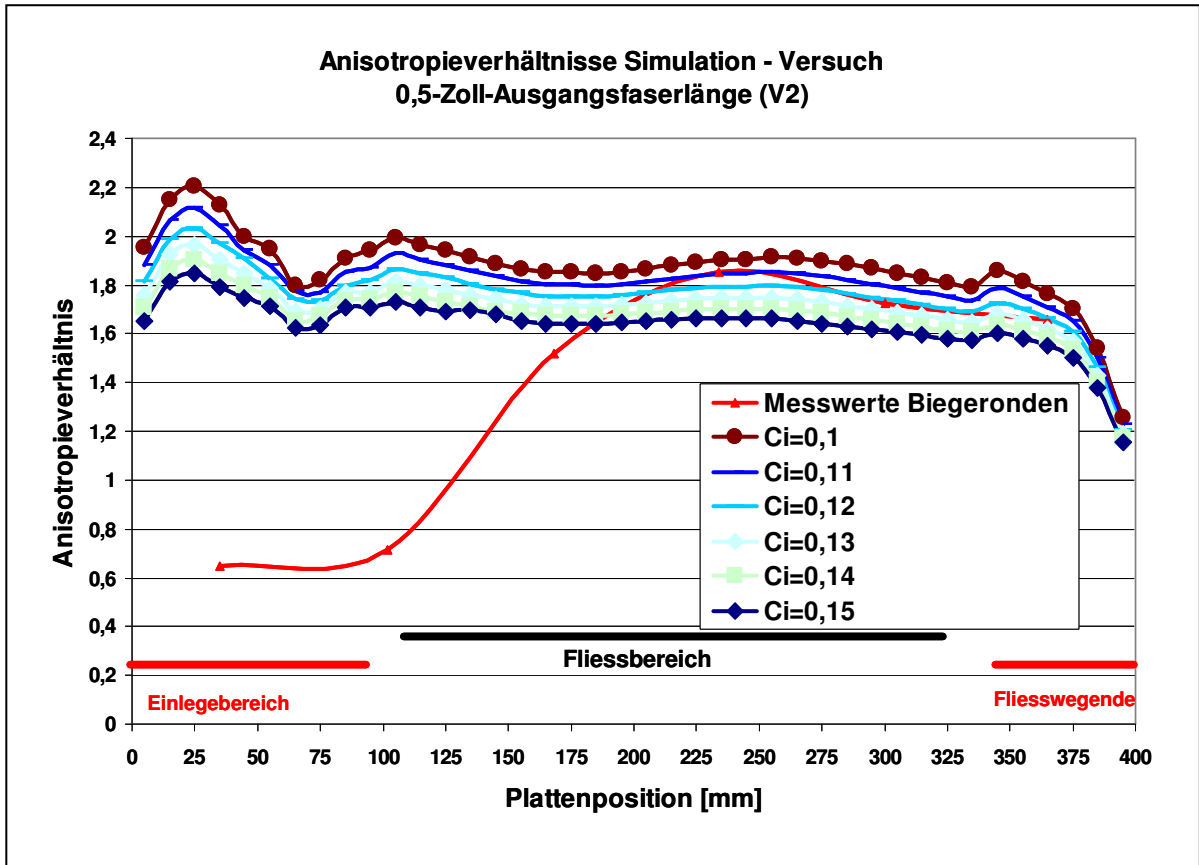


Abb. 48: Vergleich gemessener und simulierter Anisotropieverhältnisse der Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) Biegerondenversuch

Wie auch bei der Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) wird bei Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2) der Einlegebereich falsch abgebildet. Die Ergebnisse für den Flie遥ereich können jedoch ausgewertet werden. Der Vergleich mit den im Biegerondenversuch ermittelten Anisotropieverhältnissen ergibt einen Faserinteraktionskoeffizient  $C_i$  im Flie遥ereich zu 0,12 (s. Abb. 48). Im Vergleich zur Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) zeigt sich jedoch eine geringere Abweichung der Messwerte zu den aus der Simulation stammenden Kurven.

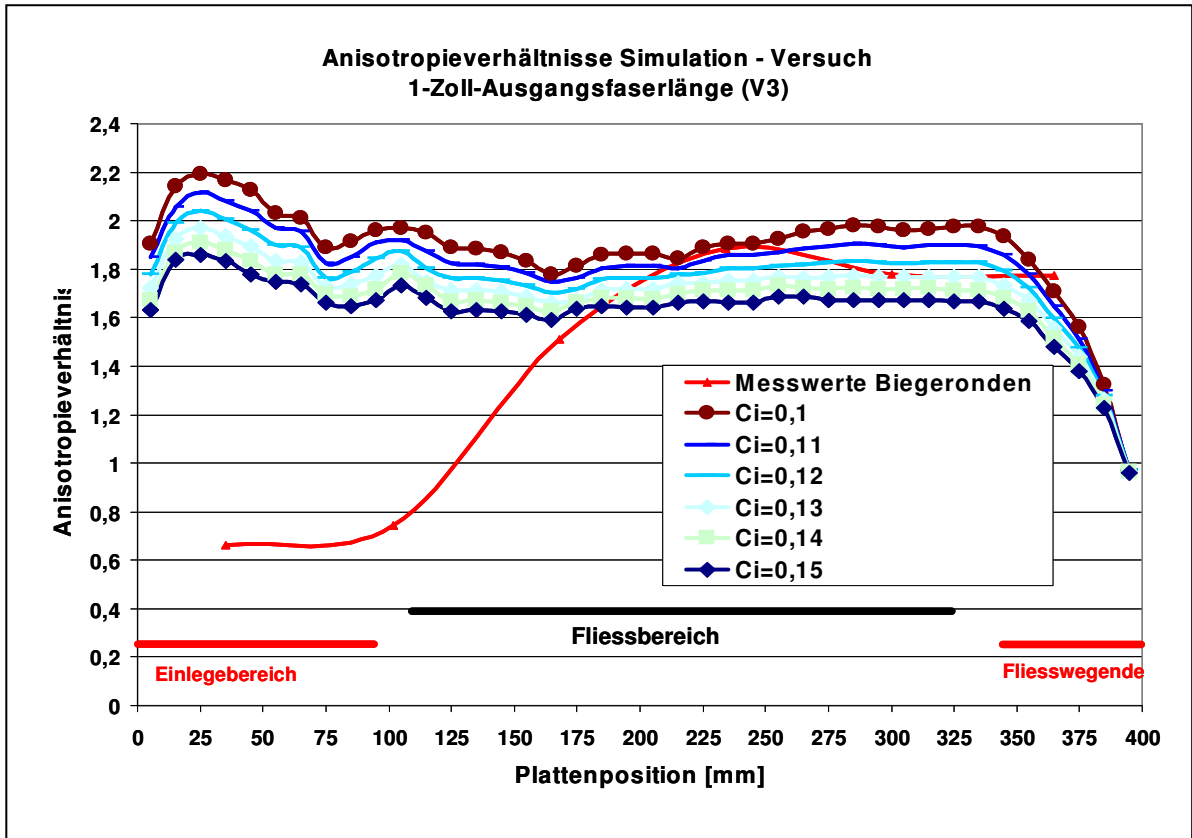


Abb. 49: Vergleich gemessener und simulierter Anisotropieverhältnisse der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) Biegerondenversuch

Der Vergleich mit den im Biegerondenversuch ermittelten Anisotropieverhältnissen ergibt die Bestimmung des  $C_i$  im Fließbereich zu 0,11 (s. Abb. 49).

Zusammenfassend bemerkt kann die Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  anhand der Anisotropieverhältnisse nur im Fließbereich sinnvoll vorgenommen werden. Bei Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) liegen sowohl Messungen vom Zugrondenversuch als auch vom Biegerondenversuch vor. Der dabei durch Mittelung bestimmte Faserinteraktionskoeffizient für den Zugrondenversuch liegt etwas über dem für den Biegerondenversuch ermittelten Faserinteraktionskoeffizient (s. Tab. 20).

Versuchsreihe Ausgangsfaserlänge	Faserinteraktionskoeffizient $C_i$
0,25-Zoll (V1) Biegeronden	0,13
0,5-Zoll (V2) Biegeronden	0,12
1-Zoll (V3) Zugronden	0,12
1-Zoll (V3) Biegeronden	0,11

Tab. 20: Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll-Ausgangs-FL (V1-V3)

### 5.2.3 Diskussion Faserinteraktion und Faserorientierung

Die Simulation der Faserorientierung verwendet das Faserorientierungsmodell nach



Folgar-Tucker. (s. Gl. 4 und Gl. 5). Bei diesem wird der Faserinteraktionskoeffizient  $C_i$  zur Beeinflussung der Faserorientierung im Bauteil eingesetzt. Dabei wird vorausgesetzt, dass der Faserinteraktionskoeffizient  $C_i$  eine Materialkonstante ist. Für die Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  konnte kein analytischer Zusammenhang zwischen  $C_i$  und Faserlänge festgestellt werden wie von Bay beschrieben (s. Gl. 6, [112]). Im Unterschied zu den Untersuchungen von Bay liegt in den hier durchgeführten Untersuchungen eine breite Faserlängenverteilung (gemessene Bandbreite zwischen 0 mm - 30 mm) vor. Die Zusammenhänge zwischen dem Faserinteraktionskoeffizienten und der Faserlängenverteilung legen den Schluss nahe, dass wenige Fasern mit großer Länge den sich einstellenden Orientierungszustand überdurchschnittlich stark beeinflussen und dominieren.

In den Bereichen ungestörter stationärer Strömung ist die Interaktion der Fasern gering. Die hier bestimmten Faserinteraktionskoeffizienten korrelieren mit den gefundenen Faserlängenverteilungen dergestalt, dass eine Zunahme des Anteils sehr langer Fasern eine Abnahme des Interaktionskoeffizienten bewirkt. Ein Grund hierfür liegt in dem unterschiedlichen Verhalten langer Fasern im Gegensatz zu den für die Modellvorstellung angenommenen starren zylinderförmigen Fasern. Lange flexible Fasern biegen sich in Strömungsrichtung und neigen nicht zu Rotationsbewegungen. Die Wahrscheinlichkeit eines Einfrierens eines Faserendes einer Langfaser gegen Fließwegende ist relativ hoch. Eingefrorene Faserenden an diesen Stellen sind Ausgangspunkte für die so genannte Knötchenbildung, wenn an solchen Fasern andere Fasern hängen bleiben und ebenfalls einfrieren. Im Fließbereich mit großer Strömungsgeschwindigkeit gibt es nur kurzen Wandkontakt und eine geringe Anfrierverwahrscheinlichkeit.

Die Untersuchungen der Faserorientierungszustände legen außerdem nahe, dass die Annahme eines konstanten Faserinteraktionskoeffizienten über den gesamten Fließweg nicht zutreffend ist. Für lange Fasern ist eine der Grundvoraussetzungen des Folgar-Tucker-Modells verletzt (Fasern werden als starre zylindrische Körper betrachtet). Dies ist offensichtlich, wenn man sich vor Augen führt, dass Einzelfasern von einem Durchmesser von 18  $\mu\text{m}$  und einer Bruchspannung von 1600 MPa einen minimalen Krümmungsradius von weniger als 0,5 mm ertragen können. Somit können strömungsinduzierte Kräfte lange Fasern umbiegen, die sich daher nicht als starre Objekte betrachten lassen. Untermuert wird dies durch die Beobachtungen von hakenförmigen Fasern und Faserknötchen in veraschten Proben. Lange und derartig flexible Fasern werden vom Folgar-Tucker-Ansatz nicht mehr abgedeckt. Die

Beobachtung, dass die Interaktion im Fließbereich zunächst abzunehmen scheint, um gegen Ende des Fließweges wieder zuzunehmen, kann dadurch erklärt werden, dass lange Fasern sich zunächst durch das Strömungsfeld ausrichten und nach einer Ausrichtung in Strömungsrichtung nur noch geringen Einfluss auf eine Änderung des Faserorientierungsbildes haben, dieses aber dennoch dominieren, indem diese ausgerichteten langen Fasern eine Umlagerung angrenzender Fasern behindern. Kurze Fasern interagieren in einem konstanten Maße mit anderen kurzen Fasern und weisen eine höhere Mobilität als lange Fasern auf.

Für thermoplastische, im Pressverfahren verarbeitete Werkstoffe mit Faserlängenteilen von über 5 mm Faserlänge ist das Faserorientierungsmodell nach Folgar-Tucker eher schlecht geeignet, da die Faserorientierungsentwicklung über die Fließweglänge sowie die sich dabei veränderliche Faserinteraktion nicht dargestellt werden können. Im Falle von Endlos-GMT scheint die Qualität des Modells wiederum besser geeignet zu sein, wie die Untersuchungen von Semmler belegen [51]. Für duroplastische Materialien ist die Anwendbarkeit des Folgar-Tucker-Modells gut geeignet [13], da der Formfüllvorgang vor einer Fixierung des Faserskelettes durch Aushärten oder Einfrieren erfolgt.

#### 5.2.4 Rückschlüsse auf den Fasertransport

Die angetroffenen Faserlängenverteilungen und Beobachtungen aus den Simulationsergebnissen lassen folgende Hypothesen in Bezug auf den Fasertransportmechanismus zu:

In Abhängigkeit der Faserlänge kann auf eine unterschiedliche Mobilität der Fasern geschlossen werden. Kurzfasern sind mobiler in einem Strömungsfeld und erreichen höhere Ausrichtungsgrade. Das Strömungsfeld zur Ausrichtung der Fasern ist für die darin befindlichen Fasern näherungsweise gleich und führt zur Ausbildung einer Orientierung. Daraus resultiert eine Faserorientierungsverteilung, die zu einer entsprechenden Verteilung der mechanischen Kennwerte führt. Die Faserlängenverteilung unterscheidet sich bei größeren Faserlängen zwischen den Versuchsreihen. In Verbindung mit den Ergebnissen der Faserorientierungsanalyse kann geschlossen werden, dass auch ein sehr geringer Anteil langer Fasern den Orientierungszustand stark beeinflusst. Lange Fasern scheinen also den Ausrichtungszustand der Faserverteilung zu dominieren, indem sie wie ein Kamm den Faserausrichtungszustand bestimmen. Weitergehende Betrachtungen hierzu werden aus der Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten aus Simulationsberechnungen abgeleitet und sind unten (s. Kap. 5.5) aufgeführt.

### 5.3 Simulation von Zugronden

Zur Verifizierung der Bestimmung der Faserinteraktionskoeffizienten erfolgte eine Kopplung von Formfüllsimulation der Probepplatten an eine anschließende strukturmechanische Simulation am Beispiel der Zugronden für die Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3). Die Kopplung der Simulationsläufe geschah durch die Berechnung der strukturmechanischen Steifigkeiten aus den berechneten Faserorientierungen und deren Übertragung in die strukturmechanische FE-Simulation. Aus den vollständigen Probepplatten aus der Formfüll- und Faserorientierungssimulation wurde ein Teilmodell der Zugronden ausgeschnitten, und auf diese die Randbedingungen analog zu den ausgeführten Zugrondenversuchen übertragen (s. Abb. 50). Zur Simulation wurde die Zugprobe Z2 ausgewählt, die sich etwa in der Mitte des Fließweges der Platte befindet und weder vom Einlegebereich noch von Randeffekten am Fließwegende beeinflusst wird. Die Breite der Einspannungen und des Kraftangriffes betrug wie im Zugrondenversuch 60 mm. Es wurden verschiedene Simulationsrechnungen durchgeführt, bei denen verschiedene Faserinteraktionskoeffizienten aus der Formfüllsimulation durch Kopplung der aus ihnen resultierenden Steifigkeitseigenschaften in die strukturmechanische FE-Simulation überführt wurden.

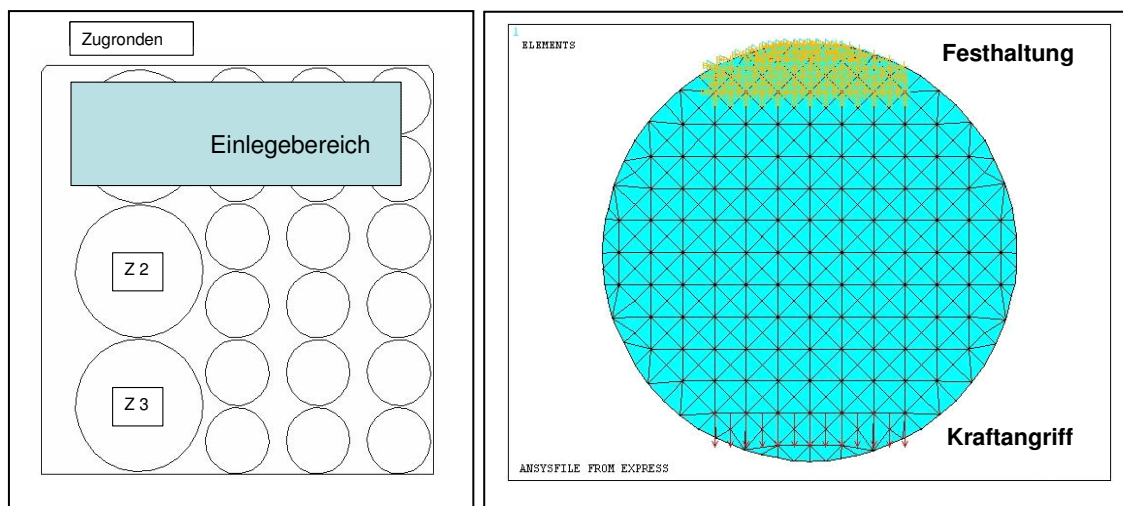


Abb. 50: Anordnung der Zugronde auf der Probepplatte und Randbedingungen der Zugrondensimulation

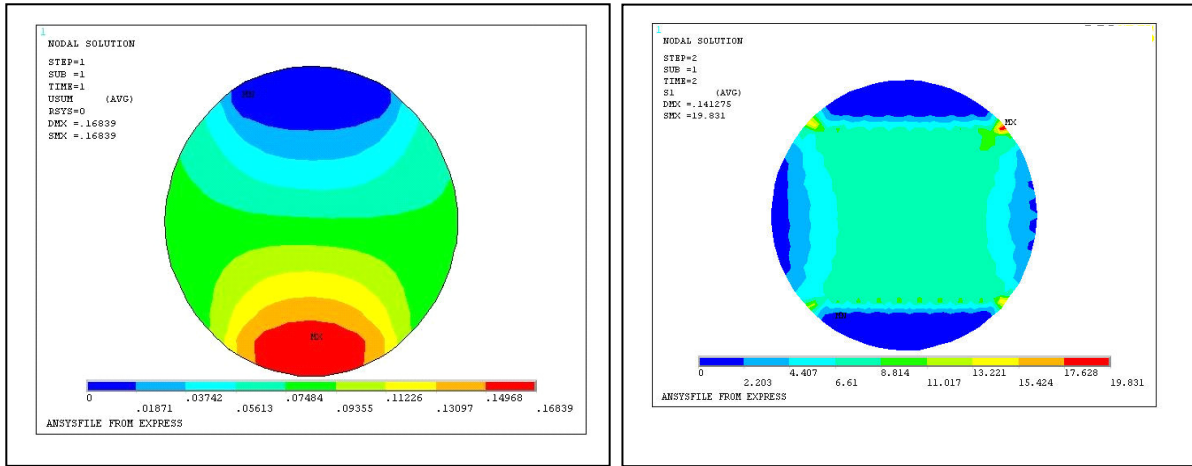


Abb. 51: Plot der Verformungen (links) und der 1.Hauptspannung (rechts) in der Zugronde bei 0° Probenanordnung

Der Plot der Verformungen und der 1. Hauptspannung in der Zugronde zeigen eine geringfügige Asymmetrie bezogen auf die Mittelachse der Zugronde (Abb. 51). Diese schwach ausgeprägte Asymmetrie rührt aus der Anordnung der Zugronde her, die sich nicht mittig auf der Probeplatte befindet, sondern nach außen versetzt ist. Weiterhin wird vor allem aus dem Plot der 1.Hauptspannung deutlich, warum es sich bei den im Zugrondenversuch ermittelten Steifigkeiten nur um einen „Pseudo-E-Modul“ handelt. Die Hauptspannungen in den Elementen sind über die Probenbreite ungleichmäßig verteilt. Da der Versuch jedoch gut reproduzierbare Ergebnisse liefert und vergleichbare Spannungsverhältnisse bei jeder Durchführung bietet, kann er sehr gut zur Beurteilung der Steifigkeitsverteilung in den jeweiligen Proben herangezogen werden.

Aus dem Vergleich des Anisotropieverhältnisses der Messung an der Probeposition im Fließbereich (Position Z2) (bei V3 gemessen: 1,62) und dem aus der strukturellen Simulation bestimmbar Anisotropieverhältnis der Zugronden lässt sich der Faserinteraktionskoeffizient  $C_i$  zu ca. 0,12 bestimmen, was mit der analytischen Auswertung übereinstimmt (Tab. 21).

Faserinteraktions- koeffizient $C_1$	Proben- ausrichtung	Steifigkeit [MPa]	Anisotropie- verhältnis
0,1	0°	6760	1,68
	90°	4018	
0,11	0°	6691	1,64
	90°	4074	
0,12	0°	6630	1,61
	90°	4127	
0,13	0°	6576	1,57
	90°	4176	
0,14	0°	6524	1,56
	90°	4176	
0,15	0°	6478	1,52
	90°	4264	
0,16	0°	6432	1,49
	90°	4303	

Tab. 21: Ergebnisse der Simulationen der Zugronden

## 5.4 Simulation von Biegeronden

Analog zu den Zugronden erfolgte die Simulation der Versuchsreihen mit Biegerondenversuche. Es wurden Simulationsrechnungen für alle drei Versuchsreihen für in der Mitte des Fließbereiches (P41) durchgeführt. Für die Formfüllsimulationen und Faserorientierungsberechnung wurde der jeweilige Faserinteraktionskoeffizient der Biegeronde für die Berechnung der Struktureigenschaften zugrunde gelegt.

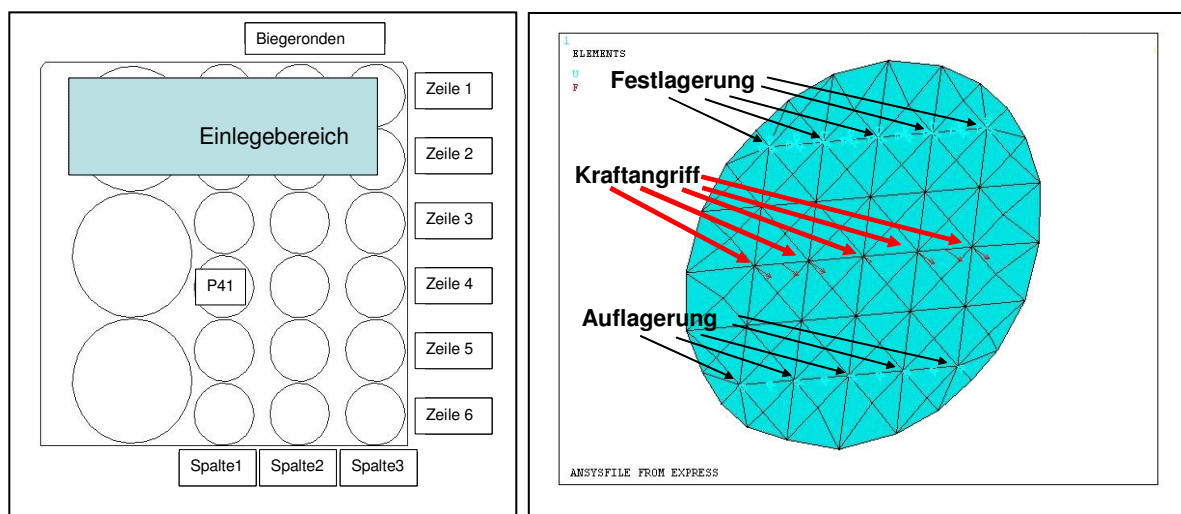


Abb. 52: Anordnung der Biegeronde auf der Probepatte und Randbedingungen der Biegerondensimulation

Die Randbedingungen des Biegerondenversuches wurden auf das FE-Modell

übertragen und zur Auswertung eine konstante Kraft auf die Mittellinie aufgegeben und die Durchbiegungen ausgewertet (s. Abb. 52).

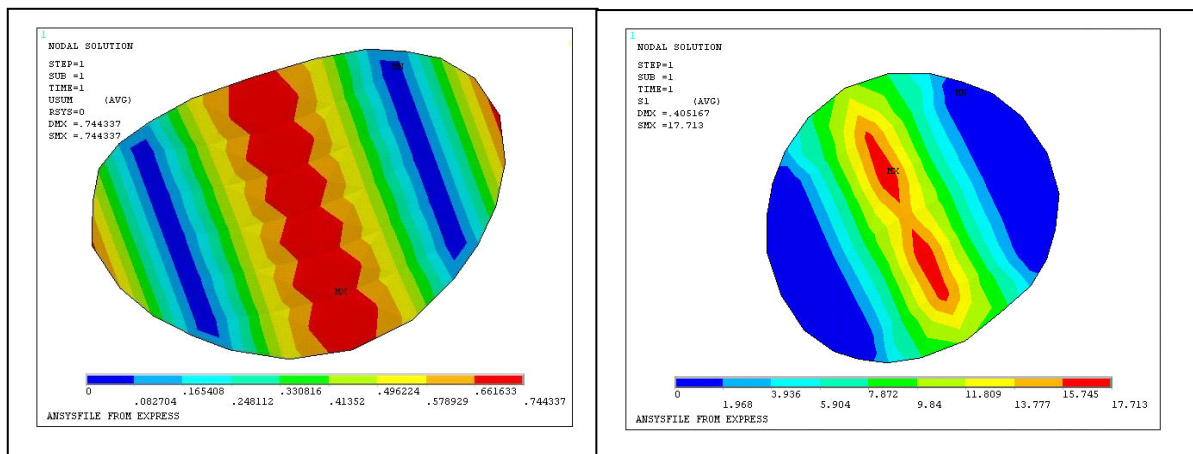


Abb. 53: Plot der Verformungen (links) und der 1.Hauptspannung (rechts) in der Biegeronde  
Die Simulationen des Biegerondenversuches zeigen ein gleichmäßigeres Verformungsbild und eine gleichmäßigere Spannungsverteilung als beim Zugrondenversuch (s. Abb. 53). Aus den Durchbiegungen der 0° - und 90°- Versuche errechnet sich das jeweilige Anisotropieverhältnis.

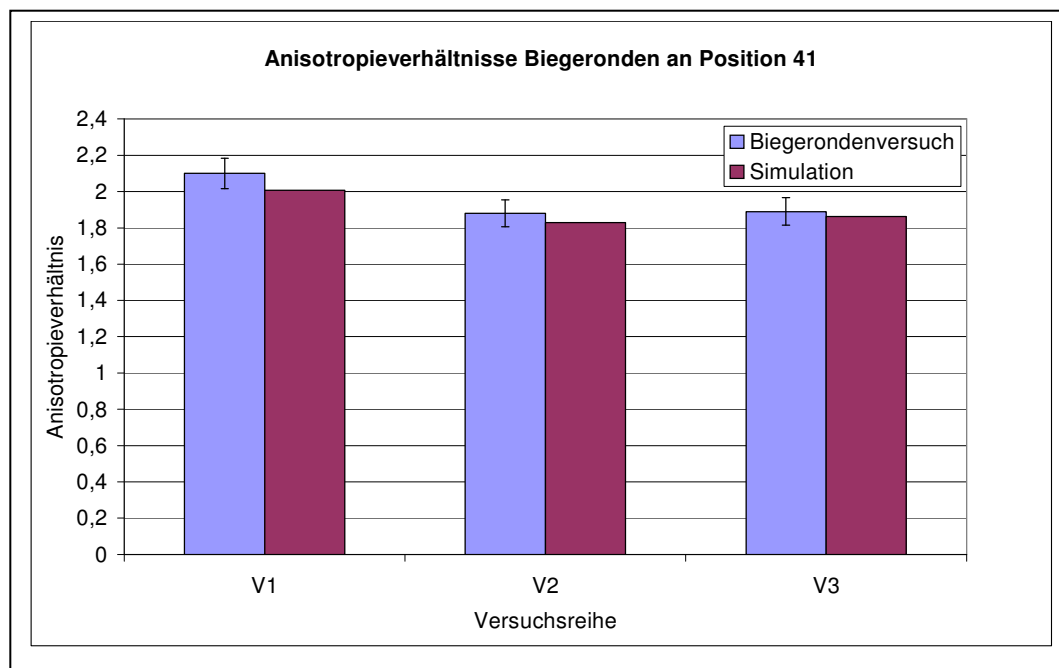


Abb. 54: Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Messungen und Simulationen im mittleren Fließbereich (P41)

Der oben dargestellte Vergleich (Abb. 54) der gemessenen Anisotropieverhältnisse mit den aus den Simulationen berechneten ergibt nur geringe Abweichungen, auch wenn die aus den Simulationen stammenden Werte generell etwas zu niedrig liegen. Die Abweichung von Simulation zum Versuch betragen maximal 5 %.

## 5.5 Zusammenfassung und Diskussion der Simulationen von Zug- und Biegeronden

Zur Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten wurden sowohl Zug- als auch Biegerondenversuche simuliert und die Ergebnisse miteinander verglichen. Die Simulation der Zug- und Biegeronden erzielt eine gute Übereinstimmung mit den aus den mechanischen Untersuchungen ermittelten Anisotropieverhältnissen. Die ausgewählten und in der Simulation berücksichtigten Probepositionen befanden sich im Fließbereich der Platte, wo sich eine gleichmäßige Strömung eingestellt hat und mit passenden Faserinteraktionskoeffizienten die Verhältnisse in der Probe zutreffend nachgestellt werden konnten. Die beobachtete Korrelation kann als gut bezeichnet werden.

Von der Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) liegen Ergebnisse für Zug- und Biegeronden vor und konnten mit der Simulation abgeglichen werden. Mit passenden Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  konnten die Ergebnisse aus den mechanischen Untersuchungen in der Struktursimulation dargestellt werden. Bei gleichen, konstanten Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  von 0,11 liegen die Abweichungen der Anisotropieverhältnisse in Zug- und Biegerondenversuch unter 5 %. Damit kann davon ausgegangen werden, dass an den betreffenden Probepositionen eine zutreffende Geschwindigkeitsverteilung und -profil berechnet werden und damit die Viskositätsdaten des Materials zutreffend parametrisiert ist.

Es lässt sich festhalten, dass sich die Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten sowohl durch die analytische Berechnung der Anisotropieverhältnisse in einzelnen Elementen als auch die Bestimmung durch Vergleichsrechnungen mit Hilfe der Simulation durchführen lässt (s. Tab. 20).

Für die Simulation einer vollständigen Probeplatte werden jedoch größere Abweichungen, vor allem im Einlegebereich und für Verzugsergebnisse beobachtet. Kritisch beleuchtet werden im Folgenden speziell die Abbildung des Einlegebereiches und der Faserinteraktion.

### 5.5.1 Modellierungsfehler im Einlegebereich der Probepplatten

In allen Auswertungen ist klar ersichtlich, dass der Einlegebereich bis ca. 100 mm Plattenlänge nicht korrekt abgebildet wird. Die Ursache liegt auch hier darin, dass ein Einfrieren der Fasern in Randschichten nicht berücksichtigt werden konnte. Erst ab ca. 150 mm bildet sich in der Simulation ein stetiger Verlauf der Anisotropieverhältnisse aus. An dieser Position (P31) liegt in der Messkurve noch immer ein Einfluss des Einlegebereiches vor, da die entsprechende Biegeronde den Einlege-

bereich noch berührt.

Der Einlegebereich wird in der Simulation nicht korrekt abgebildet. Es gibt hierbei eine Reihe von Phänomenen zu beachten, die in vorliegenden Materialmodellen nicht oder nur unzureichend dargestellt werden können. Diese sind die Ursache für gravierende Unterschiede zwischen der Simulation und Versuchsergebnissen.

Das Einfrieren des Stranges an der Unterseite infolge des Ablegens kann vom Simulationsmodell nicht erfasst werden. Dies liegt am in der vorliegenden Programmversion formulierten Faserorientierungsmodell von Folgar-Tucker begründet. Das Faserorientierungsmodell nimmt eine Umlagerung der Fasern an, wenn auf die Elemente Strömungskräfte einwirken. Ein sofortiges Einfrieren in den Randschichten konnte in einem Schalenelement mit dem vorliegenden Programm nicht abgebildet werden.

Im realen Bauteil kann es außerdem im Einlegebereich zu Abweichung der Vororientierung kommen, da das Lofting des Stranges nicht immer gleich aussieht.

Weiterhin sind in der Simulation keine Temperaturunterschiede im Strang abbildbar. Dadurch wird eine Schwenkung der Fließfront infolge der Temperaturunterschiede zwischen vorderen und hinteren Bereich des Stranges nicht dargestellt.

## 5.6 Simulation einer Trägerstruktur

Die in den Simulationen der Prüfplatten bestimmten Faserinteraktionskoeffizienten wurden anhand der Simulation eines Bauteils validiert. Es handelte sich hierbei um eine Trägerstruktur von 340 mm Länge. Die Validierung erfolgte anhand eines Vergleiches von Versuch und Simulation eines Dreipunktbiegeversuches der Trägerstruktur.

### 5.6.1 Füllsimulation der Trägerstruktur

Zunächst wurde eine Formfüllsimulation der Trägerstruktur durchgeführt. Als Einlegebereich wurden die Oberseite und Flanken der Trägerstruktur definiert.

Die Füllsimulation wurde durch eine Füllstudie abgeglichen und ergab eine gute Übereinstimmung mit den beobachteten Füllzuständen aus Abmusterungen. Von unten nach oben ist hierbei auf der Aufnahme links der Füllzustand bei schließendem Pressenspalt gezeigt. Die Füllsimulation korreliert gut mit den Beobachtungen (s. Abb. 55).



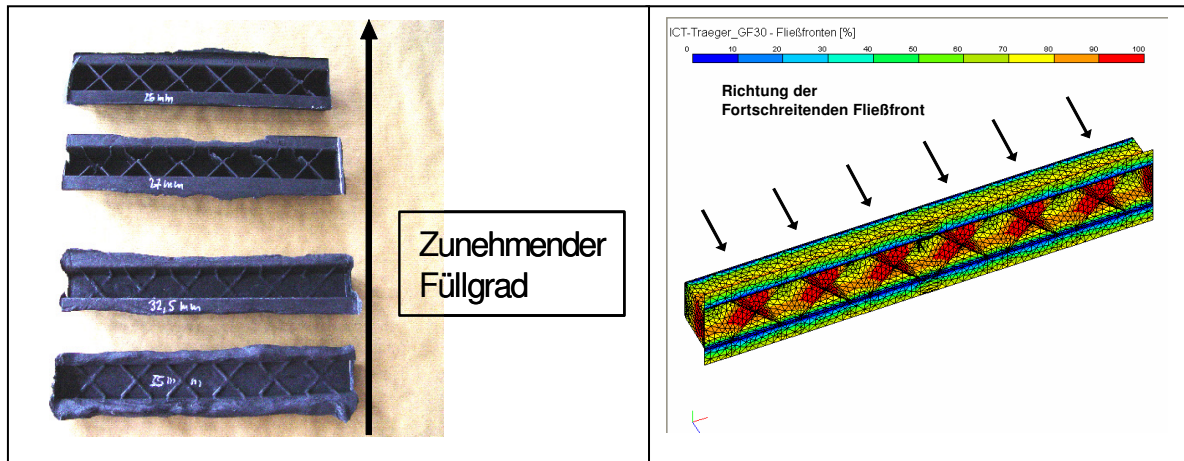


Abb. 55: Füllstudie der Trägerstruktur

### 5.6.2 Faserorientierungssimulation der Trägerstruktur

Analog zu den Simulationen mit den Prüfplatten der Versuchsreihen V1–V3 wurde auch für die Trägerstruktur eine Faserorientierungsberechnung durchgeführt. Die Faserorientierungen wurden exportiert und auf diese Weise ein Modell für eine Struktursimulation zur Verfügung gestellt.

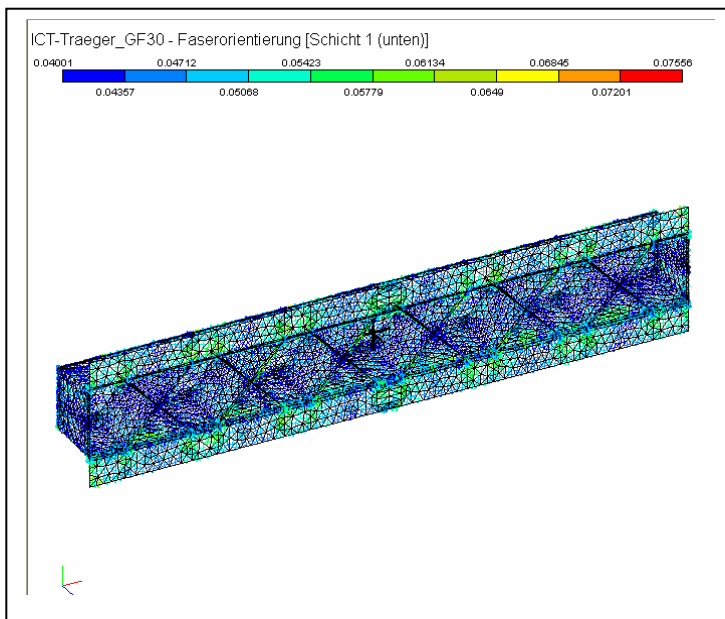


Abb. 56: Faserorientierung in der Trägerstruktur

Aus dem Plot der Faserorientierungen im Bauteil (Abb. 56) wird ersichtlich, dass nur geringe Ausrichtungsgrade und somit keine ausgeprägten Vorzugsorientierungen vorherrschen.

### 5.6.3 Struktursimulation der Trägerstruktur

Zur Verifizierung der berechneten Faserorientierung und der hieraus berechneten Steifigkeitskennwerte wurde die FE-Analyse eines Dreipunktbiegeversuches durchgeführt und mit den gemessenen Kraft-Durchbiegungskurven aus

Realversuchen verglichen. Die Modellerstellung beinhaltete die Krafteinleitung mittels einer Druckfinne mit einem Spitzenradius von 10 mm, um das Auftreten lokaler Spannungsspitzen bei vereinfachter Modellierung ohne Druckfinne zu vermeiden (s. Abb. 57).

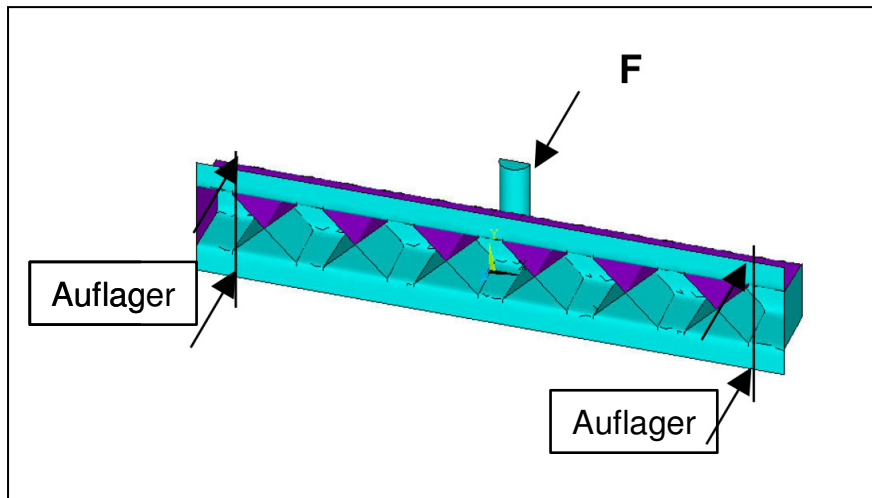


Abb. 57: FE-Modell von Trägerstruktur und Druckfinne

Die Kennwerte für die strukturelle FE-Analyse des Trägerbauteiles leiten sich wie oben beschrieben aus der Faserorientierungsverteilung aus der FE-Formfüllanalyse her. Jedes einzelne Element der Struktur besitzt einen eigenen Kennwertsatz an Steifigkeitskennwerten, der sich aus der Faserorientierung berechnet.

#### 5.6.4 Validierung

Eine linearelastische Bauteilauslegung für reine LFT-Bauteile zeigt gute Übereinstimmung der gemessenen Kraft-Verformungskurven mit den Simulationsergebnissen. Für den Abgleich mit der linearelastischen FE-Analyse wurde der Bereich der Kraft-Verformungskurve bis ca. 4 mm herangezogen, da ab dieser Durchbiegung im Versuch ein Abflachen der Kraft-Verformungskurve infolge plastischer Deformation beobachtet wird. Im Versuch wurde an den Bauteilflanken unterhalb der Druckfinne eine Beulverformung hervorgerufen, die letztendlich das Versagen des Bauteils einleitete.

Aus der Ausschnittsvergrößerung der Kraft-Verformungskurve, Abb. 58, wird die gute Übereinstimmung zwischen FE-Simulation und Versuchskurve noch deutlicher sichtbar. Bis zu einer Verformung von 4,5 mm ist die Übereinstimmung der FE-Kurve mit der Verformungskurve des Versuches als gut zu bezeichnen. Die Versuchskurve weist bis 2 mm Durchbiegung eine etwas geringere Steifigkeit auf, da sich dort die Struktur setzt und Oberflächenunebenheiten inklusive Schriftzügen auf der Oberfläche der Trägerstruktur ausgeglichen werden.

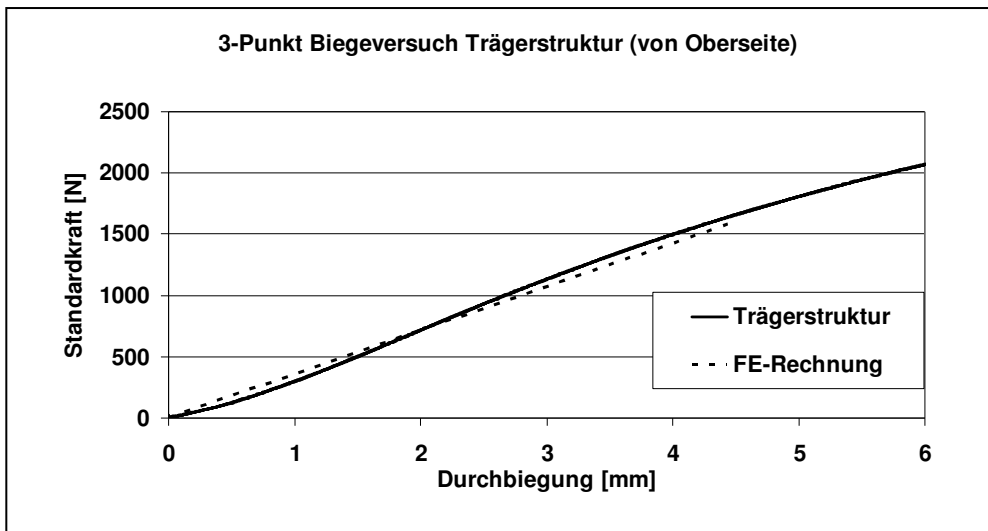


Abb. 58: Vergleich zwischen FE-Simulation und Versuchsergebnis

Der unten stehende Verformungsplot (Abb. 59) zeigt die Verformung der Trägerstruktur in Z-Richtung bei 1600 N Belastung.

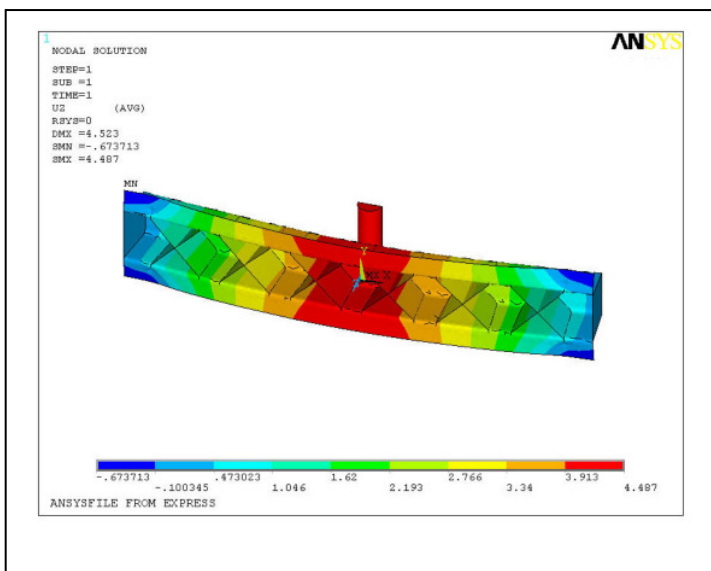


Abb. 59: FE-Ergebnisplot Durchbiegung der Trägerstruktur bei 1600 N

### 5.6.5 Zusammenfassung und Diskussion der Simulation der Trägerstruktur

Die Übereinstimmung zwischen Versuch und Simulation kann als sehr gut bezeichnet werden. Im vorliegenden Beispiel treten jedoch infolge des kurzen Fließweges keine großen Faserumorientierungen und extreme Faserorientierungsausrichtungen ein. Allerdings kann bemerkt werden, dass die Berechnung von Steifigkeitskennwerten aus der Formfüllsimulation zu guten Ergebnissen führt. Die Steifigkeitskennwerte beinhalten hier nur linearelastische Kennwerte, weshalb hier nur der linearelastische Verformungsbereich des Versuches betrachtet wurde. Eine Weiterentwicklung in Form einer Kopplung eines nichtlinearen Materialgesetzes mit einer Faserorientierungsverteilung kann in speziellen Programmen (z.B. FIBER der

BASF AG) eingesetzt werden [39].

## 5.7 Verzugssimulation der Prüfplatten

### 5.7.1 Analyse des Verzuges von Probepplatten und Verzugssimulation

Mit Hilfe eines in den meisten Formfüllsimulationsprogrammen vorhandenen Programm-Moduls kann der Verzug von Bauteilen berechnet werden. Unter Schwindung versteht man die Änderung der Abmaße eines Bauteils infolge einer Volumenänderung durch Temperaturunterschiede, Kristallisation oder Wärme-dehnung. Die Schwindung bewirkt den Verzug, gemäß der Definition eine Abweichung der Form und Gestalt des Bauteils.

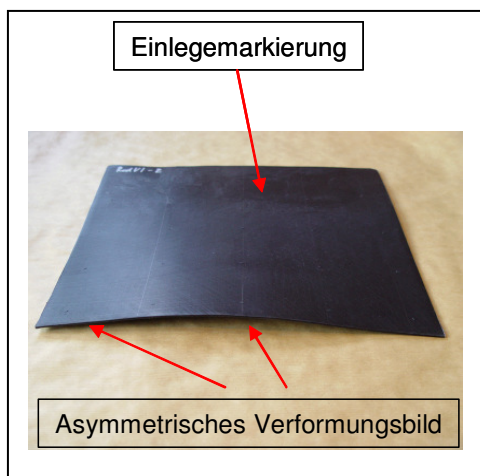


Abb. 60: Foto des Verzuges einer Platte mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1)

Das Foto oben (Abb. 60) zeigt beispielhaft den Verzug der ebenen Prüfplatten anhand des Beispiels der Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1). Charakteristisch für die Gestalt des Verzuges der Prüfplatten ist, dass der Verzug nicht symmetrisch zur Mittellinie ist. In Fließrichtung gesehen ist der Verzug auf der rechten Seite der Platte größer als auf der linken Seite. Die Ursache hierfür liegt in der gegenüber der Werkzeugkante gedrehten Hauptorientierungsrichtung der Fasern (s. Kap. 3.8). Die Größe des Verzuges wird zu folgenden Maxima gemessen (Mittelwert aus 5 Platten, Tab. 22):

Versuchsreihe	Maximaler Verzug [mm]
0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1)	26,8
0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2)	26
1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3)	27,4

Tab. 22: Gemessener Verzug der Prüfplatten der Versuchsreihen mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3)

Die Verzugssimulation ergibt für alle drei Simulationsreihen als Verformungsbild eine

beulenförmige, gleichmäßige Verwerfung der Platte (s. Abb. 61).

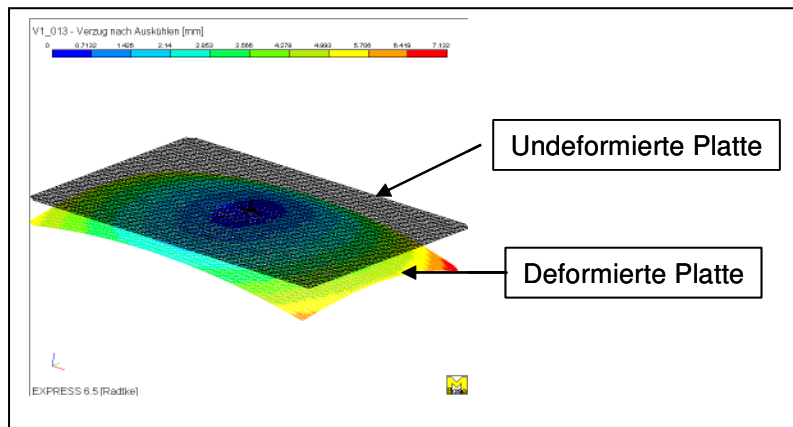


Abb. 61: Beispielhaftes Bild einer Verzugssimulation

Die Größe des Verzuges wird wie folgt berechnet:

Versuchsreihe	Maximaler Verzug [mm]
0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1)	7,1
0,5-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V2)	8,3
1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3)	7,7

Tab. 23: Berechneter Verzug der Prüfplatten mit 0,25-Zoll-, 0,5-Zoll-, 1-Zoll- Ausgangs-FL (V1-V3)

Die Übereinstimmung des Verzuges von Probplatten und ihrer Verzugssimulation sind sowohl in Gestalt als auch Größe als unbefriedigend zu bewerten.

### 5.7.2 Zusammenfassung und Diskussion der Verzugssimulation

Für die Verzugssimulation der ebenen Prüfplatten lässt sich die zusammenfassende Bemerkung machen, dass in vorliegenden Simulationen weder Gestalt noch Größenordnung korrekt abgebildet werden. Gründe hierfür liegen im Wesentlichen darin, dass der Einlegebereich nicht korrekt dargestellt werden kann. Die Vororientierung des Stranges geht zwar in die Berechnungen ein, aber das Einfrieren der Randschichten konnte in der vorliegenden Programmversion nicht zutreffend abgebildet werden. Im Einlegebereich liegt vorherrschend eine Steifigkeit quer zur Fließrichtung vor, während im Fließbereich die Hauptsteifigkeit parallel zur Fließrichtung vorherrscht. Die Schwindung ist in diesem Bereich quer zur Fließrichtung größer als in Fließrichtung und bewirkt den beulenförmigen Verzug am Fließwegende der Platte. Die Verschiebung des Maximalwertes dieses Verzuges zur rechten Seite der Platte hin resultiert aus der Drehung der Fließfront infolge der Temperaturunterschiede im Strang (s. Kap. 3.8).

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

### 6.1 Zusammenfassung

Gegenstand der Arbeit waren die lokale Analyse von Faserverteilungen und Steifigkeiten sowie die Berechnung von Steifigkeitseigenschaften für diskontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste unter Berücksichtigung beliebiger Faserverteilungen.

Die Untersuchungen umfassten die Ermittlung mechanischer Kennwerte und Faserverteilungen, hier speziell von Faserlängen- und Faserorientierungsverteilungen. Aus den Untersuchungsergebnissen wurde eine umfassende Berechnungsmethode für die Erfassung anisotroper Steifigkeiten unter Berücksichtigung der Faserlängen- und Faserorientierungsverteilungen aufgestellt. Mit den Untersuchungsergebnissen erfolgte eine Überprüfung der zugrunde liegenden Modellbeschreibungen auf ihre Gültigkeit und Qualität. Dies betraf vor allem die Berechnung von Steifigkeitskennwerten aus Faserlängen- und Faserorientierungsverteilungen.

FE-Simulationsrechnungen mit Prozesssimulationen und strukturellen FE-Simulationen kamen zur Bestimmung der Faserinteraktion und für Verifikationsrechnungen zum Einsatz.

Nachfolgend werden die Ergebnisse der einzelnen Gebiete der Untersuchungen zusammengefasst.

#### 6.1.1 Verarbeitungseinflüsse

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit erfolgten die Herstellung von Probebauteilen die aus schnittglasverstärkten Thermoplasten in einem modifizierten Direktverfahren durch einen Pressprozess sowie die anschließende umfassende Charakterisierung dieser Materialien.

Die Herstellparameter des Pressprozesses wurden einheitlich konstant gehalten, um eine Vergleichbarkeit der Probeplatten untereinander zu gewährleisten. Mit den vorliegenden Ergebnissen der Faserlängenverteilungen ließ sich eine Aussage über die Güte des Verarbeitungsprozesses in Bezug auf die Faserschädigung treffen. Weiterhin konnten Einflussgrößen aus der Bauteilfertigung beobachtet werden, die in bisherigen Simulationsmodellen noch nicht ausreichend berücksichtigt waren, wie zum Beispiel Effekte resultierend aus Temperaturunterschieden im Strang oder ein Einfrieren der Faservororientierung im Einlegebereich.

Die Beobachtungen der Röntgenaufnahmen ergaben eine Zunahme von Faserbündeln und Inhomogenitäten mit steigender Ausgangsfaserlänge. Diese deutete auf zunehmende Schwierigkeiten bei der Dispergierung und Homogenisierung der

Fasern hin, auch wenn nur sehr kleine Anteile an längeren Fasern die Ursache für die Entstehung dieser Inhomogenitäten waren. Eine Umgestaltung der Einzugszone, geringere Drehzahlen und längere Verfahrenszone im Zweischneckengerät (ZSG) könnte für diesen modifizierten Verarbeitungsprozess zu besseren Ergebnissen hinsichtlich Homogenität und Faserschädigung führen.

#### 6.1.2 Untersuchungen von Faserlängen- und Faserorientierungsverteilungen

Hauptgebiete der hier durchgeführten Untersuchungen waren Bestimmungen der Faserverteilung in den untersuchten Prüfplatten in Abhängigkeit unterschiedlicher Positionen entlang des Fließweges. Dazu gehörten Faserorientierungsanalysen in definierten Auswerteregionen mittels Bildanalyse von Röntgenaufnahmen.

Als neues Untersuchungsmittel für Langfasern kam die Faserlängenanalyse zum Einsatz. Die Faserlängenanalyse ermöglichte die Bestimmung der Häufigkeiten des Vorhandenseins bestimmter Faserlängensklassen und konnte somit das Ausmaß der Faserschädigung infolge von Verarbeitungseinflüssen beziffern. Die Faserlängenverteilungen fanden zudem Eingang in die Steifigkeitsberechnung faserverstärkter Werkstoffe, im Gegensatz zur sonst üblichen Verwendung einer durchschnittlichen Faserlänge, die hier in zu hohen Steifigkeiten resultieren würden.

Flankierende Untersuchungen umfassten Fasergehalts- und Dichtebestimmungen.

#### 6.1.3 Mechanische Untersuchungen der Anisotropie

Mechanische Untersuchungen verfolgten die Bestimmung der orientierungsabhängigen Steifigkeiten in den untersuchten Probekörpern entlang des Fließweges. Die eingesetzten Prüfverfahren waren Zugronden- und Biegerondenversuche. Die aus diesen Untersuchungen gewonnenen Informationen ließen sich mit den Ergebnissen aus der Faserorientierungsanalyse aus Röntgenaufnahmen korrelieren und wiesen eine gute Übereinstimmung auf.

#### 6.1.4 Modellierung diskontinuierlicher Faserverbundwerkstoffe

Ziel der Modellierung war die Erstellung einer Berechnungsstrategie zur Berechnung der Steifigkeit von faserverstärkten Verbundwerkstoffen unter Berücksichtigung der Faserlängen- und Faserorientierungsverteilung. Die aufgezeigte Methodik für ein Ablaufschema für Berechnungen von Steifigkeiten mit zugrunde gelegten Faserlängen- und Faserorientierungsverteilungen wurde für eine Probplattengeometrie exemplarisch vollzogen und mit mechanischen Untersuchungen auf ihre Güte abgeglichen. Dazu war der zu jeder Faserlängensklasse gehörige Steifigkeitsbeitrag zu berechnen und zu einer Gesamtsteifigkeit zu addieren. Hierfür

wurden die Beiträge der Einzelsteifigkeiten der Faserlängensklassen mit ihrem Volumenanteil gewichtet und zu einer Einheitssteifigkeitsmatrix addiert. Auf diese Weise ist gewährleistet, dass jede beliebige Faserlängenverteilung korrekt in die Berechnungen eingeht.

Die Definition eines Faserlängenäquivalentes steht für eine Faserlängeneffektivität in Bezug auf Steifigkeit. Daraus folgend definierte sich ein Steifigkeitsniveau für die Faserlängenverteilung jeder Versuchsreihe, das für Steifigkeitsberechnungen eingesetzt werden kann.

Auf die daraus abgeleitete Einheitssteifigkeitsmatrix erfolgte die Anwendung der Transformationsbeziehungen der Faserorientierungsberechnung zur Berechnung der Gesamtsteifigkeitsmatrix.

Die dabei festgestellte Güte zwischen theoretischen Berechnungen und Messungen unterstreichen die Anwendbarkeit der Methodik. Die Ergebnisse korrelierten gut mit den gemessenen Steifigkeiten aus dem Zugrondenversuch. Die Abweichungen zwischen Berechnung und Messung der Versuchsreihen mit 1-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V3) lagen bei maximal ca. 8 %. Für den Biegerondenversuch ergaben sich schlechtere Übereinstimmungen. Dies liegt in der Tatsache begründet, dass in Dickenrichtung unterschiedliche Faserorientierungen die Steifigkeit bei Biegebeanspruchung stark beeinflussen und in der Berechnung nicht entsprechend berücksichtigbar waren, da aus der Röntgenauswertung die Orientierungsverteilung der Schichten in Dickenrichtung nicht hervorgehen. Allerdings ist das vorgestellte Berechnungsschema prinzipiell geeignet, eine Steifigkeitsabschätzung auch für biegebeanspruchte Proben zu liefern. Dafür müssen jedoch entsprechende Daten aus den Schichten eines schalenähnlichen Bauteils gewonnen und aufbereitet werden.

Das vorgestellte Ablaufschema ist zur Berechnung der Steifigkeit der untersuchten Materialien gut geeignet und kann für andere Kennwerte entsprechend modifiziert werden. Die Methodik kann beliebige Faserlängen- und Faserorientierungsverteilungen einbeziehen. Das Berechnungsschema lässt sich erweitern, um die Berechnung von Festigkeitskennwerten und des Crashverhaltens in ähnlicher Weise zu ermöglichen.

#### 6.1.5 Faserorientierungssimulation

Die eingesetzte Faserorientierungsberechnung beruht auf dem Folgar-Tucker-Ansatz und wurde auf ihre Qualität für die Berechnungen von Probeplatten beurteilt.

Eine Kalibrierung des Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  auf eine bestimmte Probe-



position lieferte eine sehr gute Übereinstimmung für die ausgewählte Probeposition, jedoch kann durch die Wahl eines einzigen Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  für die Probepatte nicht die gesamte Patte zutreffend dargestellt werden.

Durch Kalibrierung eines passenden Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  in der Simulation auf die Messwerte der mechanischen Untersuchungen kann zusätzlich die Güte des rheologischen Datensatzes überprüft werden, indem man Simulation und Messungen von Zug- und Biegerondenversuch vergleicht. An vergleichbaren Probepositionen sollten bei gleich gehaltenem Faserinteraktionskoeffizienten  $C_i$  die jeweiligen Steifigkeiten längs und quer und unter Zug- und Biegebeanspruchung korrekt abgebildet werden, woraus auf eine zutreffende Abbildung des Geschwindigkeitsfeldes und somit einen passenden Viskositätsdatensatz beim Füllen der Patte geschlossen werden kann.

Weiterhin wird in vorliegender Arbeit ein Hinweis auf Schwächen der verwendeten Modellierungen gegeben.

Eine Schwäche des eingesetzten Fließmodells liegt darin, dass keine Temperaturunterschiede im Strang abgebildet werden können. Diese führen zu einer Schwenkung der Fließfront und somit auch zu einer geringfügigen Drehung der Hauptorientierungsrichtung.

Weiterhin war es nicht möglich, ein schichtweises Einfrieren einer Vororientierung in Einlegebereich abzubilden. Dadurch stellte sich die Umorientierung der Fasern im Einlegebereich und weitergehend in den Fließbereich hinein anders dar als in der Realität beobachtet wurde. Die Untersuchungsergebnisse legten den Schluss nahe, dass die Faserinteraktion anfangs hoch ist, dann stark abnimmt und gegen Ende des Fließweges wieder ansteigt. Außerdem kann das zugrunde liegende Folgar-Tucker Modell das Verhalten langer, flexibler Fasern nicht vollständig zutreffend beschreiben. Das Folgar-Tucker-Modell und der Faserinteraktionskoeffizient  $C_i$  sind zur Simulation der Faserorientierung von längeren faserverstärkten Werkstoffen nur dann umfassend geeignet, wenn sich Einlegebereich und das Verhalten von längeren Fasern korrekt abbilden lassen.

Daher legen die vorliegenden Ergebnisse die Notwendigkeit der Entwicklung eines neuartigen Faserorientierungsmodells für Fasern über 1 mm Faserlänge in einer thermoplastischen Matrix nahe.

#### 6.1.6 Strukturelle FE-Simulation

Die Simulation kam als Hilfsmittel zur Bestimmung lokaler Faserorientierungszustände und zur Bestimmung des Faserinteraktionskoeffizienten zum Tragen. Auf

die aus der Simulation ausgegebenen Faserorientierungszustände in Einzel-elementen wurde die Steifigkeitsberechnung nach dem vorgeschlagenen Berechnungsschema angewendet. Untersuchungen und Simulationsreihen prüften den Einfluss der Faserinteraktion auf die sich einstellende Faserorientierung, Steifigkeit und den daraus resultierenden Verzug.

Die Berechnung der Kennwerte und damit der Anisotropieverhältnisse erfolgte in der vorliegenden Simulationssoftware nach dem Modell von Halpin-Tsai. Das Modell nach Chow wäre jedoch besser geeignet, da die Abweichungen zu den hier bestimmten Messwerten geringer sind. Dies deckt sich zudem mit den Feststellungen anderer Autoren [102]. Allerdings war dieses mikromechanische Modell in vorliegender Programmversion nicht hinterlegt. Zusätzlich zeigen die Ergebnisse dieser Arbeit die Zweckmäßigkeit der Verwendung eines Faserlängenäquivalents für die Berechnung der Steifigkeit anstelle der Verwendung einer mittleren Faserlänge.

Die gekoppelte Simulation von Faserorientierungssimulation und Strukturanalyse der Zug- und Biegeronden wurde mit den aus der analytischen Berechnung ermittelten Faserinteraktionskoeffizienten für bestimmte Probestellungen im Fließbereich durchgeführt. Die aus den Simulationen bestimmten Anisotropieverhältnisse wiesen eine gute Kongruenz zu den aus den Messungen bestimmten Anisotropieverhältnissen der entsprechenden Proben auf.

An einer Trägerstruktur erfolgte eine vergleichende Untersuchung einer gekoppelten Simulation aus Formfüllanalyse, Faserorientierungssimulation und Strukturanalyse mit einer mechanischen Prüfung der Trägerstruktur und erzielte eine sehr gute Übereinstimmung.

Trotz der beschriebenen Nachteile und Unzulänglichkeiten der in der Simulation zum Einsatz kommenden Materialmodelle konnte die Anwendbarkeit der Vorgehensweise an den Zug- und Biegeronden und einer beispielhaft gewählten Trägerstruktur demonstriert werden.

Eine Verbesserung des Faserorientierungsmodells könnte die Berechnungsqualität der Simulationsmodelle speziell für plattenförmige, unverrippte Bauteile jedoch noch deutlich erhöhen, da damit die lokale Verteilung anisotroper Kennwerte besser erfasst werden kann.

## 6.2 Ausblick

Mit einer weiteren Entwicklung der Röntgenaufnahmetechnik und der Integration der 3-D Computertomographie kann erwartet werden, dass sich in Zukunft einzelne Faserbündel und Fasern im Bauteil detektieren lassen. Dies ermöglicht eine

vollständige 3-D Rekonstruktion des Faserskelettes. Die mittels dieses vollständig zerstörungsfreien Aufnahmeverfahrens rekonstruierbaren Fasern können hinsichtlich ihrer Lage, Orientierung und Gestalt und Länge charakterisiert werden und können somit zu einem deutlich detaillierteren Bild des Fasertransportes beitragen.

Die 3-D Computertomographie ist heute schon in der Lage, mit hinreichender Genauigkeit Probenbereiche vollständig in 3-D zu analysieren. Beschränkungen bestehen heute noch in der Verarbeitung der anfallenden Datenmengen und in der Auflösung von CT-Scans. Daher können momentan nur kleine Bereiche von Proben in 3-D Analysen evaluiert werden und diese werden in der Auflösung von Faserbündeln dominiert. Mit fortschreitender Entwicklung ist aus der Rekonstruktion von 3-D Computertomographie auch eine Faserlängenmessung am intakten Bauteil denkbar.

Eine Weiterentwicklung der Berechnungsmodelle zur Simulation der Faserorientierung speziell für langfaserverstärkte Polymere ist zu erwarten. Wesentlich hierbei dürfte für die Modellierung des Fließverhaltens eine Rückkopplung des Strömungsfeldes auf die Fasern und die Beeinflussung des Strömungsfeldes durch die Fasern sein. Wenn ein neuartiges Faserorientierungsmodell auf einer Erweiterung des Folgar-Tucker Modells aufbaut, sollte eine fließwegabhängige Entwicklung des Faserinteraktionskoeffizienten zu berücksichtigen sein. Nach den hier erarbeiteten Erkenntnissen ist eine Kopplung eines Fließmodells mit Berücksichtigung von Fasern und ihre Wirkung auf das Fließverhalten mit einem Faserorientierungsmodell mit Berücksichtigung flexibler Fasern ein viel versprechender Ansatz.

Eine Anpassung und Rückkopplung des Interaktionskoeffizienten mit dem Strömungsfeld und umgekehrt könnte diesen Beobachtungen Rechnung tragen. Ein veränderlicher Faserinteraktionskoeffizient und die daraus folgende Rückkopplung auf mechanische Kennwerte und Verzug wäre auch imstande, insbesondere den Verzug der Bauteile zutreffender zu beschreiben.

Die Möglichkeiten der Berücksichtigung der Faserverteilung können in Zukunft zu verbesserten Modellen in der Festigkeitsberechnung und in der Crashberechnung führen und somit die Vorhersagegenauigkeit des Bauteilverhaltens wesentlich verbessern.

## 7 Anhang

### 7.1 Modellansätze

#### 7.1.1 Hookesches Gesetz

Hookesches Gesetz in allgemeiner Form:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{32} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{21} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1123} & C_{1131} & C_{1112} & C_{1132} & C_{1113} & C_{1121} \\ C_{2211} & C_{2222} & C_{2233} & C_{2223} & C_{2231} & C_{2212} & C_{2232} & C_{2213} & C_{2221} \\ C_{3311} & C_{3322} & C_{3333} & C_{3323} & C_{3331} & C_{3312} & C_{3332} & C_{3313} & C_{3321} \\ C_{2311} & C_{2322} & C_{2333} & C_{2323} & C_{2331} & C_{2312} & C_{2332} & C_{2313} & C_{2321} \\ C_{3111} & C_{3122} & C_{3133} & C_{3123} & C_{3131} & C_{3112} & C_{3132} & C_{3113} & C_{3121} \\ C_{1211} & C_{1222} & C_{1233} & C_{1223} & C_{1231} & C_{1212} & C_{1232} & C_{1213} & C_{1221} \\ C_{3211} & C_{3222} & C_{3233} & C_{3223} & C_{3231} & C_{3212} & C_{3232} & C_{3213} & C_{3221} \\ C_{1311} & C_{1322} & C_{1333} & C_{1323} & C_{1331} & C_{1312} & C_{1332} & C_{1313} & C_{1321} \\ C_{2111} & C_{2122} & C_{2133} & C_{2123} & C_{2131} & C_{2112} & C_{2132} & C_{2113} & C_{2121} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{32} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} \end{pmatrix} \quad \text{Gl. 8}$$

mit

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ji} \quad i \neq j \quad \text{und} \quad \varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ji} \quad i \neq j$$

eine Vereinfachung ergibt sich mit

$$C_{ijkl} = C_{jikl} \quad \text{und} \quad C_{ijkl} = C_{ijlk}$$

Notiert man wie folgt unter der Voraussetzung der Vertauschbarkeit der Indizes

$$\begin{aligned} \sigma_{11} &= \sigma_1 & \varepsilon_{11} &= \varepsilon_1 \\ \sigma_{22} &= \sigma_2 & \varepsilon_{22} &= \varepsilon_2 \\ \sigma_{33} &= \sigma_3 & \varepsilon_{33} &= \varepsilon_3 \\ \sigma_{23} &= \sigma_{32} = \sigma_4 & 2\varepsilon_{23} &= 2\varepsilon_{32} = \gamma_{23} = \gamma_{32} = \varepsilon_4 \\ \sigma_{31} &= \sigma_{13} = \sigma_5 & 2\varepsilon_{13} &= 2\varepsilon_{31} = \gamma_{13} = \gamma_{31} = \varepsilon_5 \\ \sigma_{12} &= \sigma_{21} = \sigma_6 & 2\varepsilon_{12} &= 2\varepsilon_{21} = \gamma_{12} = \gamma_{21} = \varepsilon_6 \end{aligned}$$

ergibt sich

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{pmatrix} \quad \text{Gl. 9}$$

oder

$$\sigma_i = C_{ij} \varepsilon_j \quad i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad \text{oder} \quad \{\sigma\} = [C]\{\varepsilon\}$$

Ebenso gilt

$$\varepsilon_i = S_{ij} \sigma_j \quad i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad \text{oder} \quad \{\varepsilon\} = [S]\{\sigma\}$$

mit

$$[S] = [C]^{-1}$$

Weiterhin gilt auch hier die Vertauschbarkeit der Indizes

$$C_{ij} = C_{ji} \text{ und } S_{ij} = S_{ji}$$

Damit ergibt sich das Hooke'sche Gesetz für anisotrope Werkstoffe

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ \vdots & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ \vdots & \dots & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ \vdots & \dots & \dots & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ \vdots & SYM & \dots & \dots & C_{55} & C_{56} \\ \vdots & \dots & \dots & \dots & \dots & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} \quad \text{Gl. 10}$$

Es liegen 21 voneinander unabhängige Komponenten vor.

Im Falle der Orthotropie (3 Symmetrieebenen) werden 9 unabhängige Komponenten benötigt

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & \dots & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & \dots & \dots & C_{44} & 0 & 0 \\ \vdots & SYM & \dots & \dots & C_{55} & 0 \\ \vdots & \dots & \dots & \dots & \dots & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} \quad \text{Gl. 11}$$

Für den Fall der transversalen Isotropie werden 5 Komponenten benötigt

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & \dots & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & \dots & \dots & \frac{(C_{22} - C_{23})}{2} & 0 & 0 \\ \vdots & SYM & \dots & \dots & C_{66} & 0 \\ \vdots & \dots & \dots & \dots & \dots & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} \quad \text{Gl. 12}$$

Bei der Isotropie reduziert sich die Anzahl der zu bestimmenden Komponenten auf 2

$$\begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & \dots & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & \dots & \dots & \frac{(C_{11} - C_{12})}{2} & 0 & 0 \\ \vdots & SYM & \dots & \dots & \frac{(C_{11} - C_{12})}{2} & 0 \\ \vdots & \dots & \dots & \dots & \dots & \frac{(C_{11} - C_{12})}{2} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{Bmatrix} \quad \text{Gl. 13}$$

Für die 2-dimensionale Betrachtung werden für orthotrope Materialien, zu denen die

Faserverbundwerkstoffe gezählt werden können, 5 Materialkonstanten benötigt, während für den einfachsten Fall, das isotrope Werkstoffverhalten nur 2 Materialkonstanten nötig sind.

Materialgesetz	Terme ungleich Null	Unabhängige Terme
3D		
Anisotrop	36	21
Orthotrop	36	9
Transversal Isotrop	12	5
Isotrop	12	2
2D		
Anisotrop	9	6
Orthotrop	9	4
Isotrop	5	2

Tab. 24: Übersicht der Anzahl der Koeffizienten der Materialmodelle

### 7.1.2 Transformationsbeziehungen und Laminattheorie

Die Transformationsmatrix für Spannungen lautet:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & -2 \cos \theta \sin \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & 2 \cos \theta \sin \theta \\ \cos \theta \sin \theta & -\cos \theta \sin \theta & \cos^2 \theta - \sin^2 \theta \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \quad \text{Gl. 14}$$

Die vollständige Matrix für die Beschreibung eines Laminates unter äußeren Kräften stellt sich wie folgt dar:

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{Bmatrix} \quad \text{Gl. 15}$$

mit:

$$A_{ij} = \int_{-\frac{t}{2}}^{\frac{t}{2}} (\bar{Q}_{ij})_k dz = \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k - z_{k-1})$$

$$B_{ij} = \int_{-\frac{t}{2}}^{\frac{t}{2}} (\bar{Q}_{ij})_k z dz = \frac{1}{2} \left[ \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k^2 - z_{k-1}^2) \right]$$

$$D_{ij} = \int_{-\frac{t}{2}}^{\frac{t}{2}} (\bar{Q}_{ij})_k z^2 dz = \frac{1}{3} \left[ \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k^3 - z_{k-1}^3) \right]$$

und:

$$\bar{Q}_{11} = Q_{11} \cos^4 \theta + Q_{22} \sin^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta$$

$$\bar{Q}_{12} = (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66}) \cos^2 \theta \sin^2 \theta + Q_{12} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta)$$

$$\bar{Q}_{22} = Q_{11} \sin^4 \theta + Q_{22} \cos^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta$$

$$\bar{Q}_{16} = (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos^3 \theta \sin \theta + (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos \theta \sin^3 \theta$$

$$\bar{Q}_{26} = (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos \theta \sin^3 \theta + (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos^3 \theta \sin \theta$$

$$\bar{Q}_{66} = (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - 2Q_{66}) \cos^2 \theta \sin^2 \theta + Q_{66} (\cos^4 \theta + \sin^4 \theta)$$

Für symmetrische Laminates, wie sie im Falle LFT und GMT in guter Näherung vorliegen, gilt:

$$[B] = 0$$

$$\begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & 0 \\ 0 & D \end{bmatrix} = \begin{Bmatrix} \epsilon^0 \\ \kappa \end{Bmatrix}$$

Gl. 16

$$\{N\} = [A] \{\epsilon^0\}$$

$$\{M\} = [D] \{\kappa\}$$

Die Matrixelemente können in Ingenieurkonstanten überführt werden:

$$Q_{11} = \frac{S_{22}}{(S_{11}S_{22} - S_{12}^2)} = \frac{E_1}{(1 - \nu_{12}\nu_{21})}$$

$$Q_{22} = \frac{S_{11}}{(S_{11}S_{22} - S_{12}^2)} = \frac{E_2}{(1 - \nu_{12}\nu_{21})}$$

$$Q_{12} = Q_{21} = -\frac{S_{12}}{(S_{11}S_{22} - S_{12}^2)} = -\frac{\nu_{12}E_2}{(1 - \nu_{12}\nu_{21})}$$

$$Q_{66} = \frac{1}{S_{66}} = G_{12}$$

### 7.1.3 Lineare Mischungsregel

$$E_1 = V_f E_f + V_m E_m \quad \text{Gl. 17}$$

$$E_2 = \frac{E_f E_m}{E_m V_f + E_f (1 - V_f)} \quad \text{Gl. 18}$$

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{V_f}{G_f} + \frac{(1 - V_f)}{G_m} \quad \text{Gl. 19}$$

$$\nu_{12} = \nu_f V_f + \nu_m (1 - V_f) \quad \text{Gl. 20}$$

#### 7.1.4 Gleichungen nach der Shear Lag-Theorie

$$E_c = E_{f1} \left[ 1 - \frac{\tanh\left(\frac{\beta L}{2}\right)}{\frac{\beta L}{2}} \right] v_f + E_m v_m \quad \text{Gl. 21}$$

wobei:

$$\beta^s = \left[ \frac{2\pi G_m}{A_f E_{f1} \ln\left(\frac{D}{d}\right)} \right]^{\frac{1}{2}} \quad \text{Gl. 22}$$

#### 7.1.5 Gleichungen nach Halpin Tsai

$$\frac{E_1}{E_m} = \frac{1 + \xi \eta v_f}{1 - \eta v_f} \quad \text{Gl. 23}$$

mit  $\eta = \frac{\frac{E_{f1}}{E_m} - 1}{\frac{E_{f1}}{E_m} + \xi}$  und  $\xi = \frac{2L}{d}$

$$\frac{E_2}{E_m} = \frac{1 + \xi \eta v_f}{1 - v_f \eta} \quad \text{Gl. 24}$$

mit  $\eta = \frac{\left(\frac{E_{f2}}{E_m} - 1\right)}{\left(\frac{E_{f2}}{E_m} + \xi\right)}$  und  $\xi_{E_{22}} = 2$

$$\frac{G_{12}}{G_m} = \frac{1 + \xi \eta v_f}{1 - v_f \eta} \quad \text{Gl. 25}$$

mit  $\eta = \frac{\left(\frac{G_{f12}}{G_m} - 1\right)}{\left(\frac{G_{f12}}{G_m} + \xi\right)}$  und  $\xi_{G_{12}} = \frac{(K^m / G^m)}{(K^m / G^m) + 2}$   $\xi_{G_{13}} = 1$

$$\overline{v_{13}} = V^f v_{13}^f + V^m v_{13}^m \quad \text{Gl. 26}$$

mit:

$K^m$ : Kompressionsmodul der Matrix

$G_{12}$ : Querschubmodul

$G_{13}$  Schubmodul in Faserrichtung

Der Einfluss der unterschiedlichen Querkontraktionszahlen der einzelnen Phasen



wird vernachlässigt [93]. Die Gleichungen verwenden den empirisch ermittelten „Formfaktor“  $\xi$ , der sich an der Geometrie und insbesondere dem aspect ratio des Verstärkungsmaterials orientiert.

### 7.1.6 Gleichungen nach Chow

$$E_{11} = E_m \left[ 1 + \phi_f \frac{\left( \frac{K_f}{K_m} - 1 \right) g_1 + 2 \left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right) k_1}{2k_1 g_3 + g_1 k_3} \right] \quad \text{Gl. 27}$$

$$E_{22} = E_m \left[ 1 + \phi_f \frac{\left( \frac{K_f}{K_m} - 1 \right) g_3 + 2 \left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right) (g_3 \xi + k_3 \eta)}{2k_1 g_3 + g_1 k_3} \right] \quad \text{Gl. 28}$$

$$G_{12} = G_m \left[ 1 + \frac{\left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right) \phi_f}{1 + 2S_{1212} \left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right) (1 - \phi_f)} \right] \quad \text{Gl. 29}$$

$$\nu_{12} = \nu_f \phi_f + \nu_m (1 - \phi_f) \quad \text{Gl. 30}$$

$$K_m = \frac{E_m}{3(1 - 2\nu_m)}$$

$$K_f = \frac{E_f}{3(1 - 2\nu_f)}$$

$$\xi^c = \frac{k_1}{1 + 2 \left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right) (1 - \phi_f) S_{1212}}$$

$$\eta^c = \frac{1 + \left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right) (1 - \phi_f) (S_{1111} - S_{3311})}{1 + 2 \left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right) (1 - \phi_f) S_{1212}}$$

$$k_i = 1 + \left( \frac{K_f}{K_m} - 1 \right) (1 - \phi_f) \alpha_i \quad \text{für } i=1, 3$$

$$g_i = 1 + \left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right) (1 - \phi_f) \beta_i \quad \text{für } i=1, 3$$

$$\alpha_1 = \frac{4\pi}{3} Q - 2(2\pi - I)R$$

$$\alpha_3 = \frac{4\pi}{3} Q - 4(I - \pi)R$$

$$\beta_1 = \left( \frac{4\pi}{3} - \frac{4\pi - 3I}{1 - r^2} \right) Q - 4(I - 2\pi)R$$

$$\beta_3 = \left( \frac{4\pi}{3} - \frac{(4\pi - 3I)r^2}{1 - r^2} \right) Q + (4\pi - I)R$$

$$2S_{1212} = \frac{2}{3} \left( \pi - \frac{1}{4} * \frac{4\pi - 3}{1 - r^2} \right) Q + 2IR$$

$$2S_{1313} = \frac{1 + r^2}{3} * \frac{4\pi - 3}{1 - r^2} Q + (4\pi - I)R$$

$$S_{1111} - S_{3311} = \left( \pi - \frac{7}{12} * \frac{4\pi - 3}{1 - r^2} \right) Q + (4\pi - I)R$$

$$Q = \frac{3}{8\pi} * \frac{1}{1 - \nu_m}$$

$$R = \frac{1}{8\pi} * \frac{1 - 2\nu_m}{1 - \nu_m}$$

$$I = \begin{cases} \frac{2\pi r}{(1 - r^2)^{3/2}} \left[ \cos^{-1} r - r(1 - r^2)^{1/2} \right] & \text{für } r < 1 \\ \frac{2\pi r}{(r^2 - 1)^{3/2}} \left[ r(r^2 - 1)^{1/2} - \cosh^{-1} r \right] & \text{für } r > 1 \\ \frac{4\pi}{3} & \text{für } r = 1 \end{cases}$$

$$r = \frac{l}{d}$$

$$\frac{4\pi - 3I}{1 - r^2} = \frac{4\pi}{5} \quad \text{für } r = 1$$

### 7.1.7 Gleichungen nach Tandon-Weng

$$\frac{E_1}{E^m} = \frac{1}{1 + V^f (A_1 + 2\nu^m A_2) / A} \quad \text{Gl. 31}$$

$$\frac{E_2}{E^m} = \frac{1}{1 + V^f [-2\nu^m A_3 + (1 - \nu^m)A_4 + (1 + \nu^m)A_5] / 2A} \quad \text{Gl. 32}$$

$$\frac{G_{12}}{G^m} = 1 + \frac{V^f}{\left(\frac{G^m}{G^f - G^m}\right) + 2(1 - V^f)S_{1313}} \quad \text{Gl. 33}$$

$$\frac{G_{13}}{G^m} = 1 + \frac{V^f}{\left(\frac{G^m}{G^f - G^m}\right) + 2(1 - V^f)S_{1212}} \quad \text{Gl. 34}$$

$$\frac{K_{12}^C}{K^m} = \frac{(1 + \nu^m)(1 - 2\nu^m)}{1 - \nu^m(1 + 2\nu_{12}^C) + V^f \{2(\nu_{12}^C - \nu^m)A_3 + [1 - \nu^m(1 + 2\nu_{12}^C)]A_4\} / A} \quad \text{Gl. 35}$$

$$\nu_{12}^C = \frac{E_{33}^C}{E_{11}^C} - \frac{E_{11}^C}{4} \left( \frac{1}{G_{12}^C} + \frac{1}{K_{12}^C} \right) \quad \text{Gl. 36}$$

mit  $K_{12}$  : Kompressionsmodul des ebenen Verzerrungszustands

$G_{12}, G_{13}$  : transversaler bzw. longitudinaler Schubmodul

$E_1, E_2$  : longitudinaler und transversaler E-Modul

$S_{ij}^E$  : Bestandteile des Eshelby-Tensors für ellipsoide Einschlüsse

Die Konstanten  $A, A_1$  bis  $A_5$  sind wie folgt definiert:

$$A = 2B_2B_3 - B_1(B_4 + B_5)$$

$$A_1 = D_1(B_4 + B_5) - 2B_2$$

$$A_2 = (1 + D_1)B_2 - (B_4 + B_5)$$

$$A_3 = B_1 - D_1B_3$$

$$A_4 = (1 + D_1)B_1 - 2B_3$$

$$A_5 = (1 - D_1)/(B_4 - B_5)$$

mit:

$$B_1 = V^f D_1 + D_2 + (1 - V^f)(D_1 S_{33}^E + 2S_{13}^E)$$

$$B_2 = V^f + D_3 + (1 - V^f)(D_1 S_{31}^E + S_{11}^E + S_{12}^E)$$

$$B_3 = V^f + D_3 + (1 - V^f)(S_{33}^E + (1 + D_1)S_{13}^E)$$

$$B_4 = V^f D_1 + D_2 + (1 - V^f)(S_{31}^E + D_1 S_{11}^E + 2S_{12}^E)$$

$$B_5 = V^f + D_3 + (1 - V^f)(S_{31}^E + S_{11}^E + D_1 S_{12}^E)$$

und:

$$D_1 = 1 + 2(G^f - G^m) / (\lambda^f - \lambda^m)$$

$$D_2 = (\lambda^f + 2G^m) / (\lambda^f - \lambda^m)$$

$$D_3 = \lambda^m / (\lambda^f - \lambda^m)$$

Mit  $\lambda$  : Lamé-Konstante des Materials.

Der longitudinale E-Modul  $E_1$  hängt nach dieser Methode am meisten vom aspect ratio der Fasern ab.

### 7.1.8 Eshelby-Tensor [101, 145]

Beziehung nach Eshelby [101] zwischen Dehnung  $\varepsilon_c$  im Einschluss durch die umgebende Matrix und der Eigendehnung  $\varepsilon_i$  des Einschlusses

$$\varepsilon_c = S \varepsilon_i$$

mit dem Eshelby-Tensor  $S$

Für Faser mit Formfaktor  $s = \infty$

$$S = \begin{bmatrix} \frac{5-\nu}{8(1-\nu)} & \frac{4\nu-1}{8(1-\nu)} & \frac{\nu}{2(1-\nu)} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{4\nu-1}{8(1-\nu)} & \frac{5-\nu}{8(1-\nu)} & \frac{\nu}{2(1-\nu)} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{6-8\nu}{8(1-\nu)} \end{bmatrix}$$

## 7.2 Versuchsergebnisse

### 7.2.1 Anisotropieverhältnisse Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1) (Einzelplatte)

0,25-Zoll-Ausgangsfaserlänge (V1)	Max. Anisotropieverhältnis		
Position	Spalte 1	Spalte 2	Spalte 3
Zeile 1	1,84	1,75	1,5
Zeile 2	1,28	1,30	1,16
Zeile 3	1,77	1,67	1,85
Zeile 4	2,24	2,24	2,23
Zeile 5	1,99	1,98	2,38
Zeile 6	2,0	1,71	2,16

Tab. 25: Maximale Anisotropieverhältnisse für Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1)

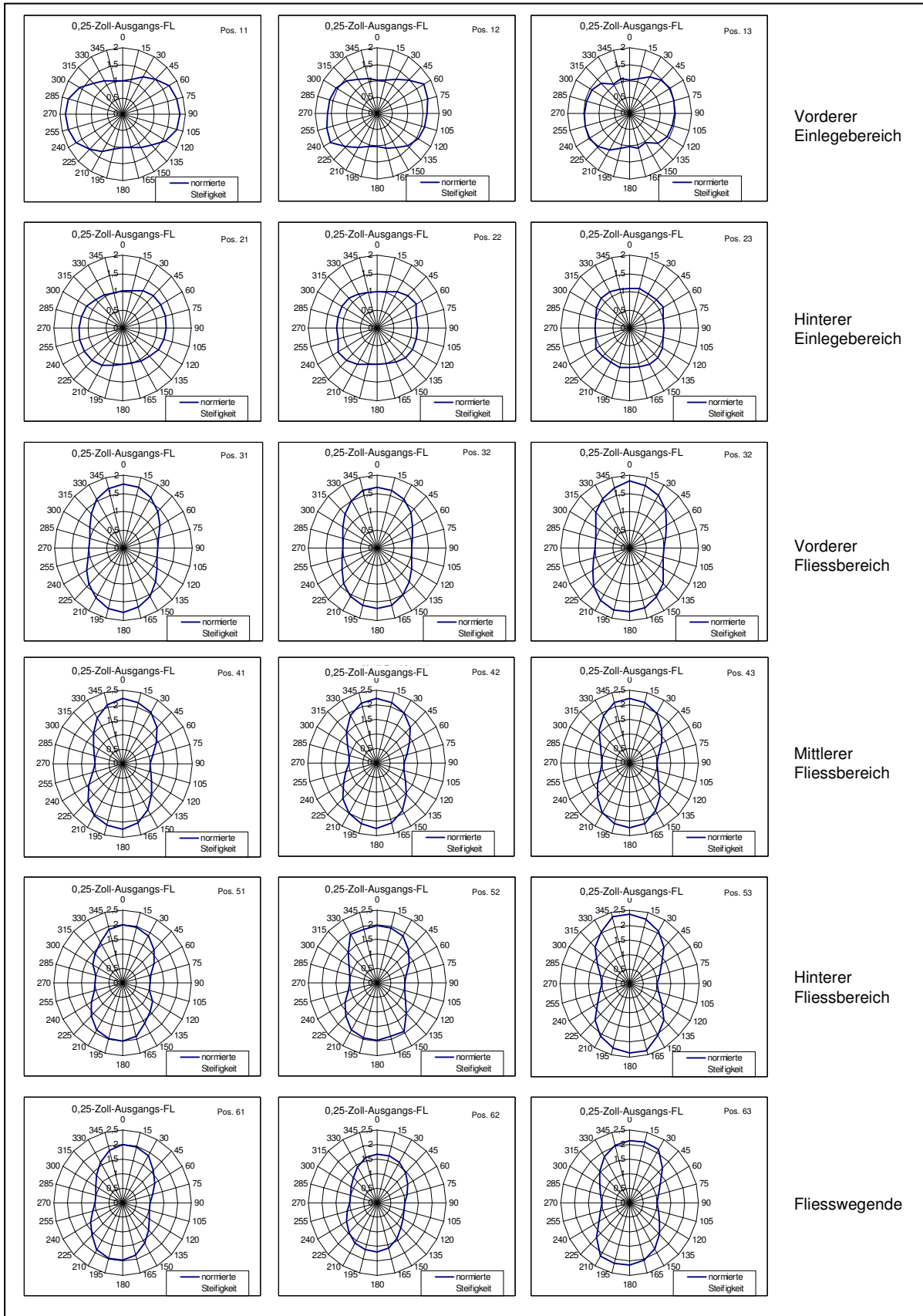


Abb. 62: Anisotropiekarte Biegerondenversuch für Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1) (Einzelversuch)

## 7.2.2 Faserlängenauswertung

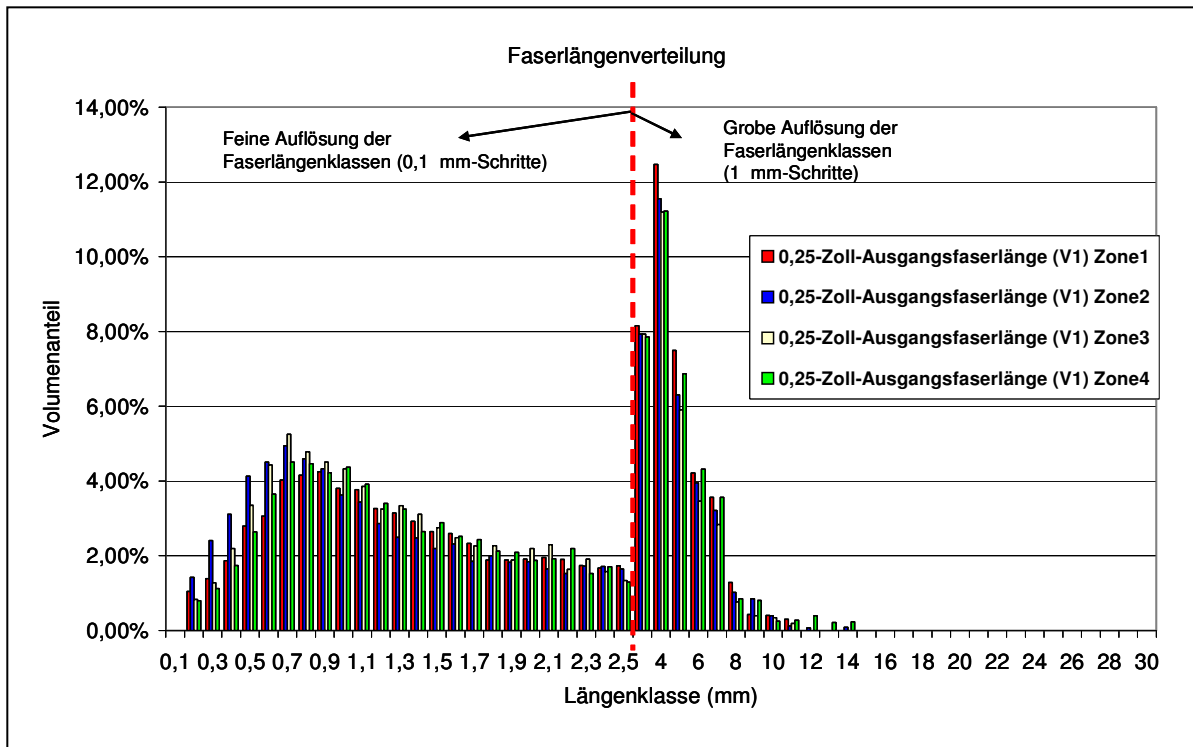


Abb. 63: Faserlängenauswertung Versuchsreihe mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1)

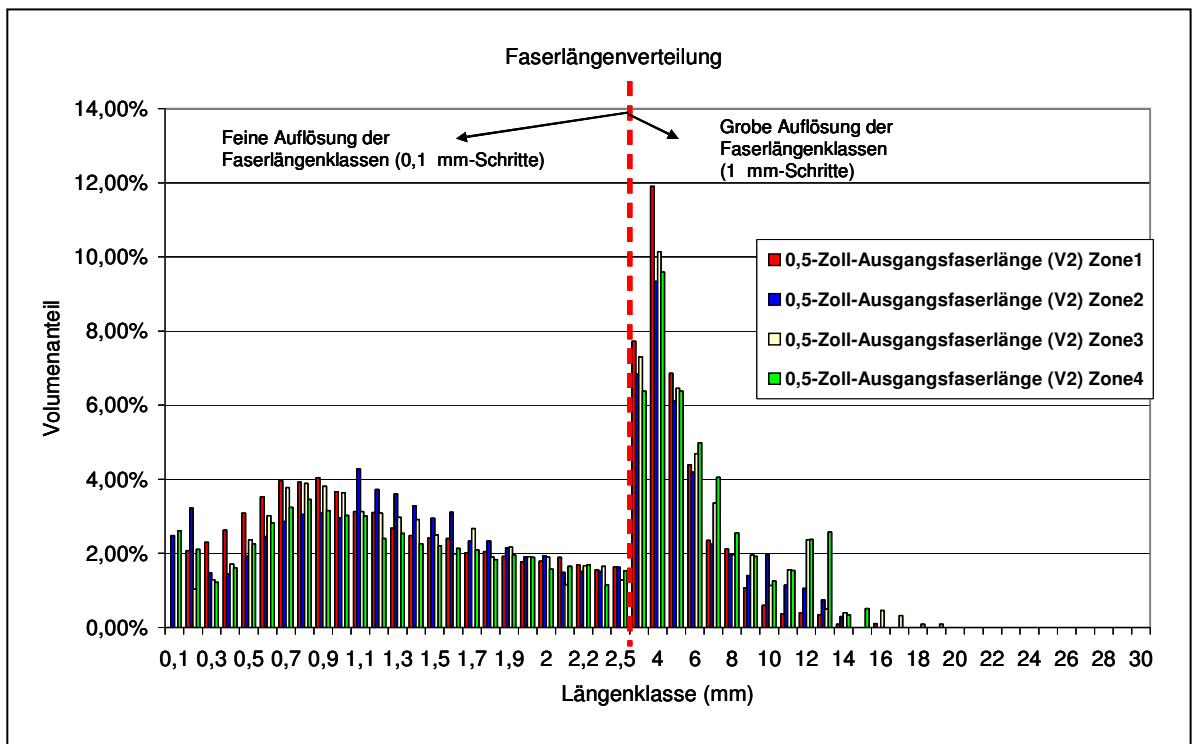


Abb. 64: Faserlängenauswertung Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2)

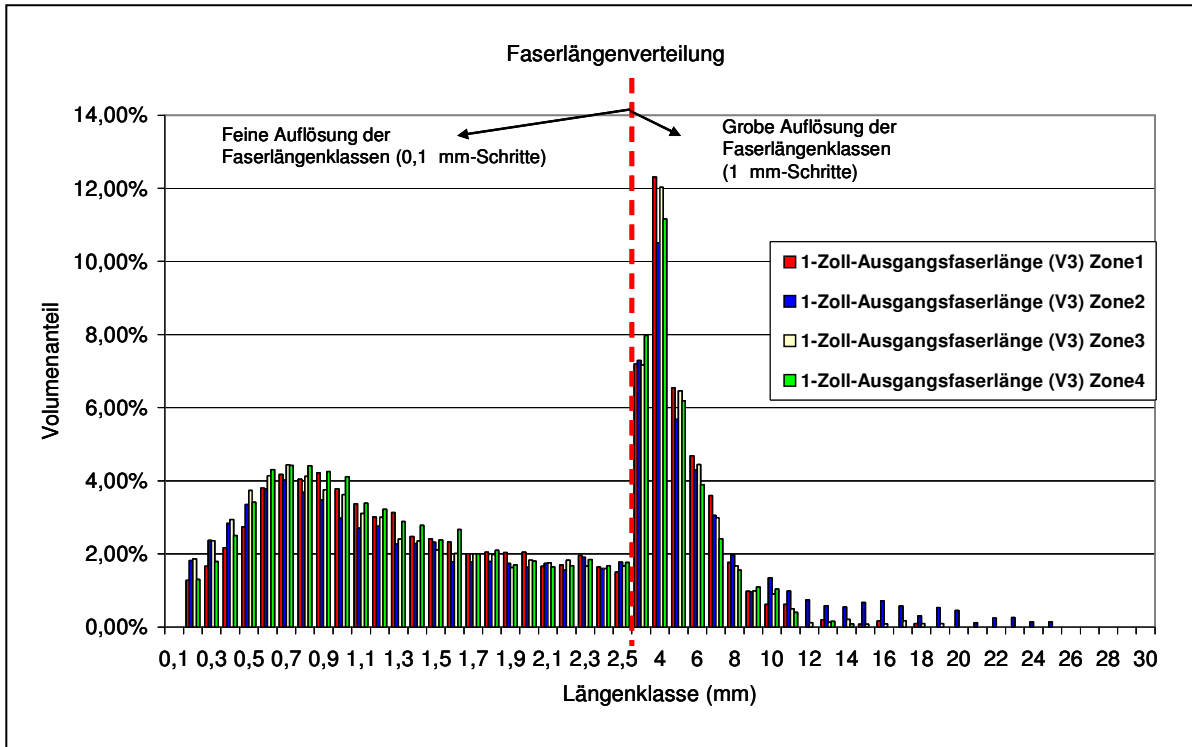


Abb. 65: Faserlängenauswertung Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

### 7.2.3 DSC-Auswertungen des Matrixmaterial

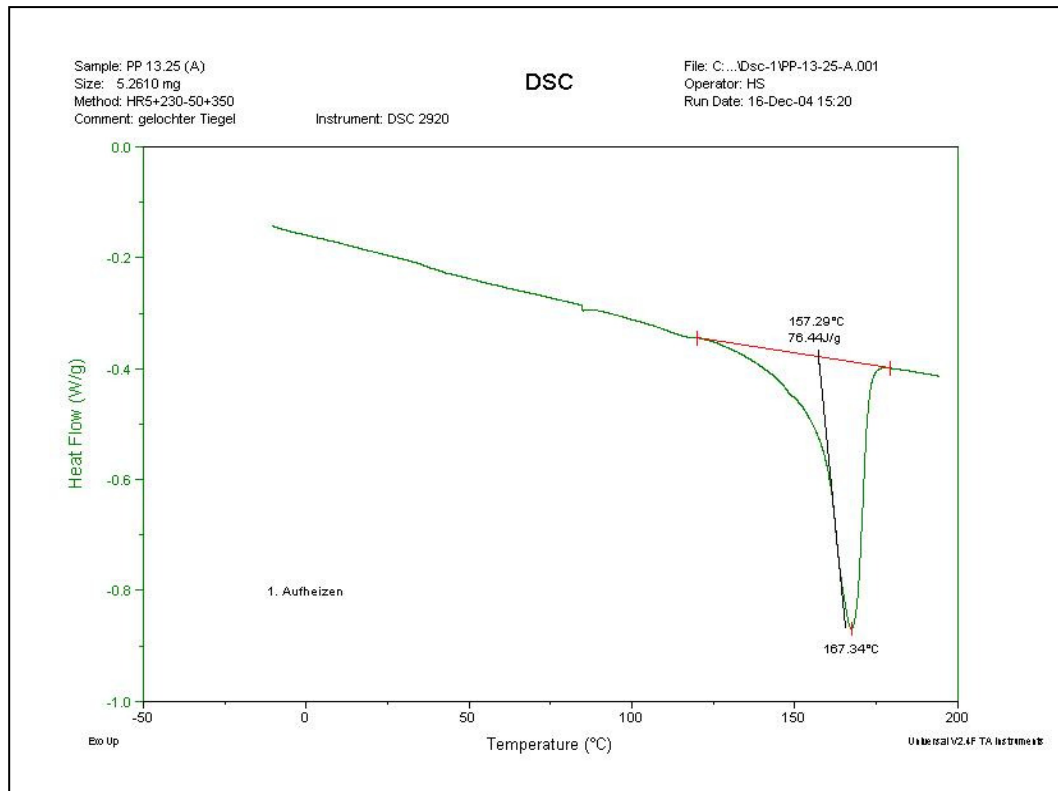


Abb. 66: DSC-Auswertung der 1. Aufheizkurve Polypropylen DOW C711-70 RNA + 5.5% 13.25 Stabilisierungsbatch

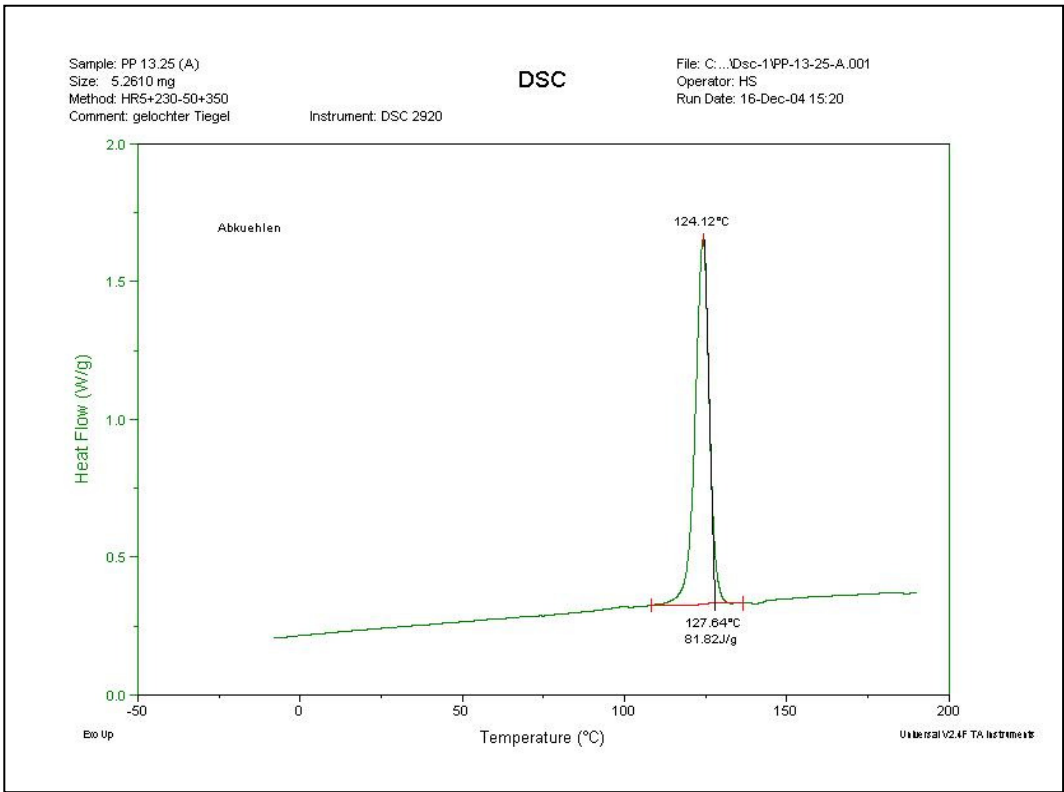


Abb. 67: DSC-Auswertung der 1. Abkühlkurve Polypropylen DOW C711-70 RNA + 5.5% 13.25 Stabilisierungsbatch

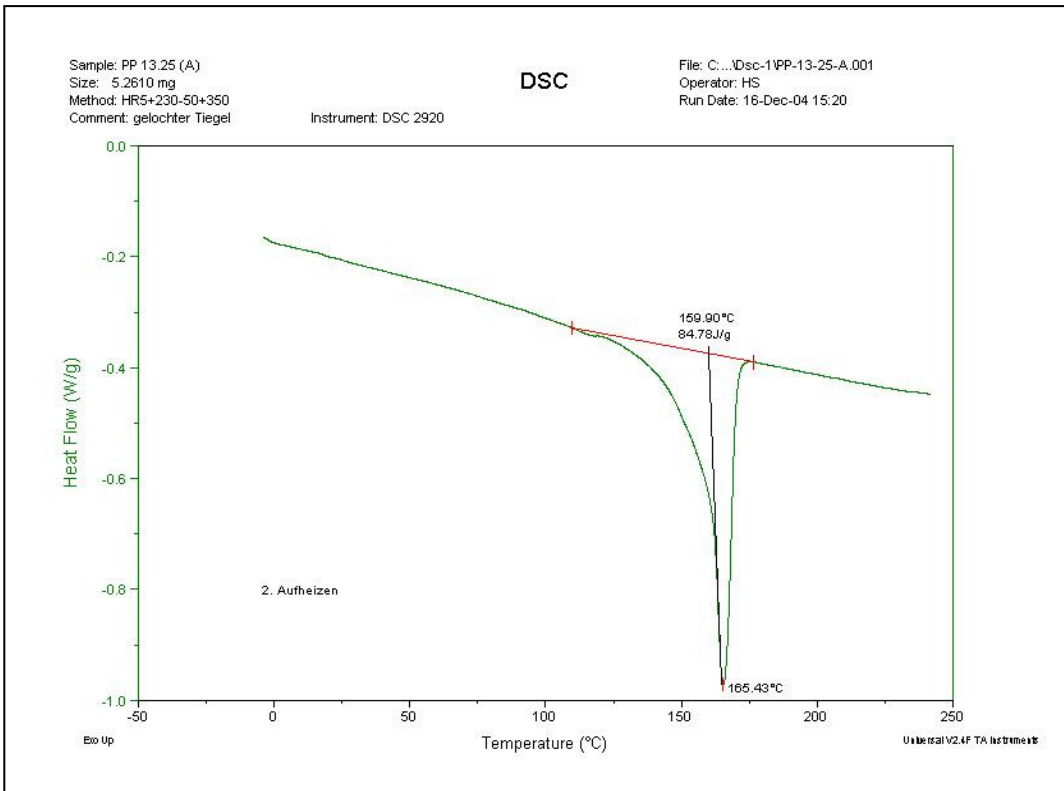


Abb. 68: DSC-Auswertung der 2. Aufheizkurve Polypropylen DOW C711-70 RNA + 5.5% 13.25 Stabilisierungsbatch



## 7.2.4 Vergleich berechneter und gemessener Anisotropieverhältnisse

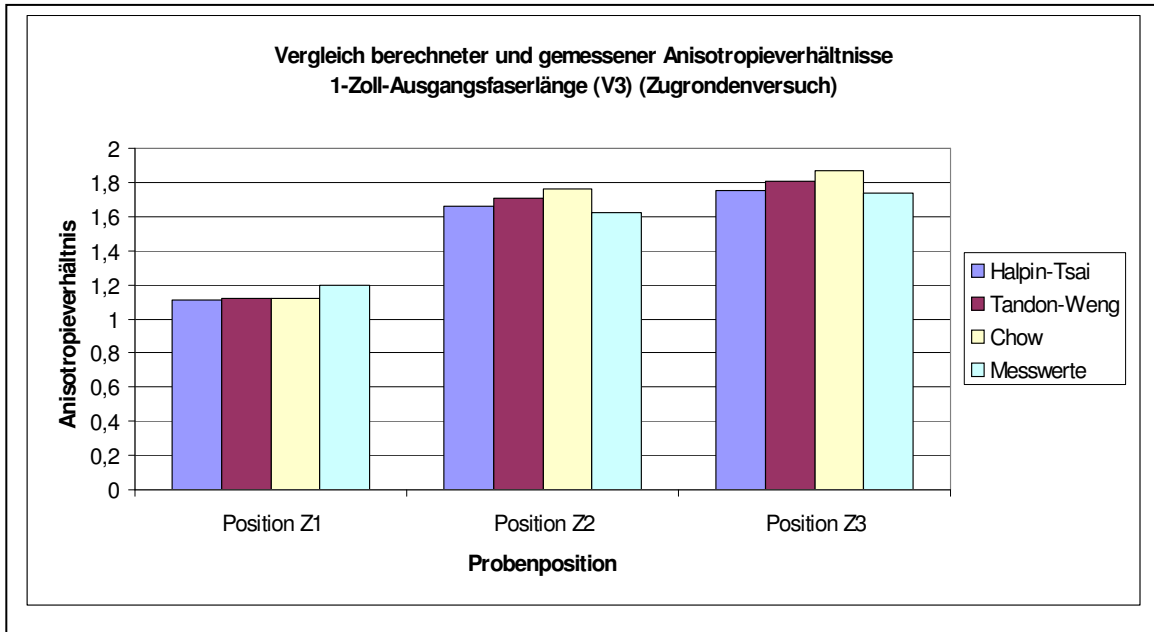


Abb. 69: Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Berechnungen und Messungen an Zugrondenversuch mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

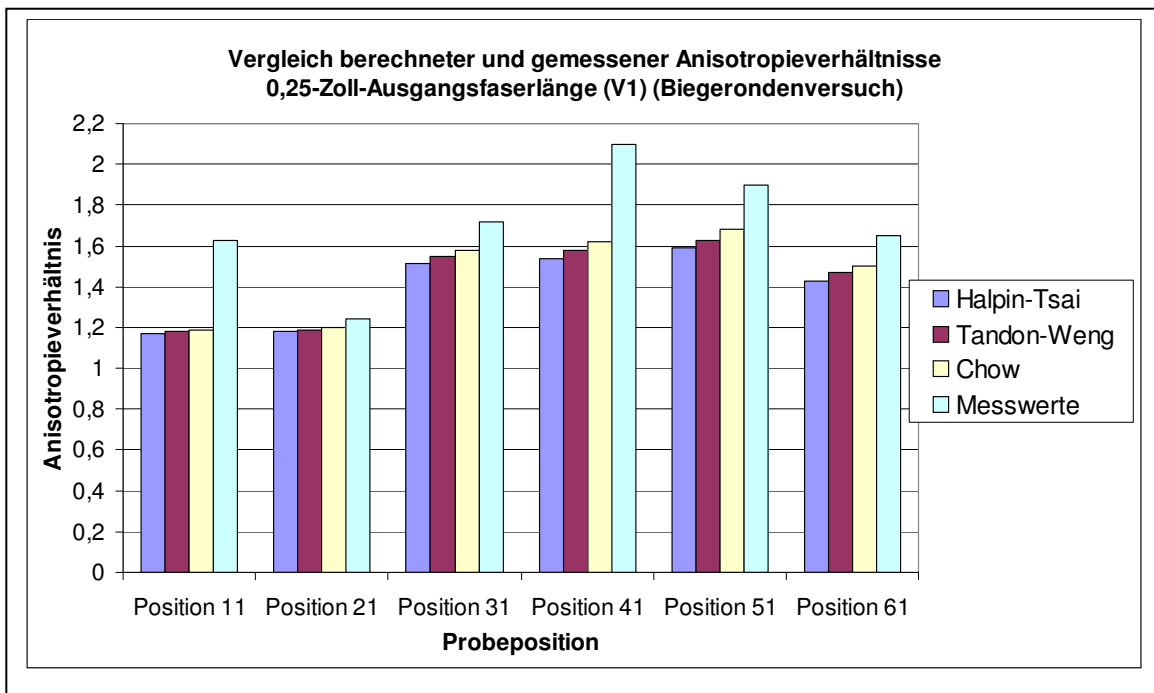


Abb. 70: Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Berechnungen und Messungen an Biegerondenversuch mit 0,25-Zoll-Ausgangs-FL (V1)

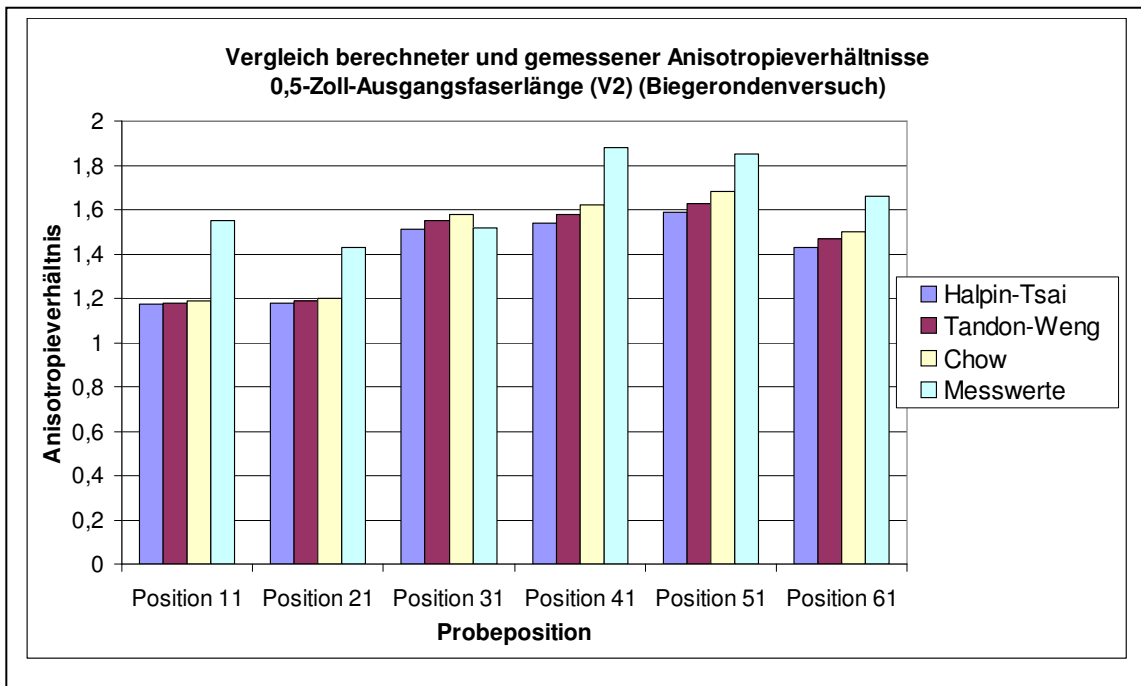


Abb. 71: Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Berechnungen und Messungen an Biegerondenversuch mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2)

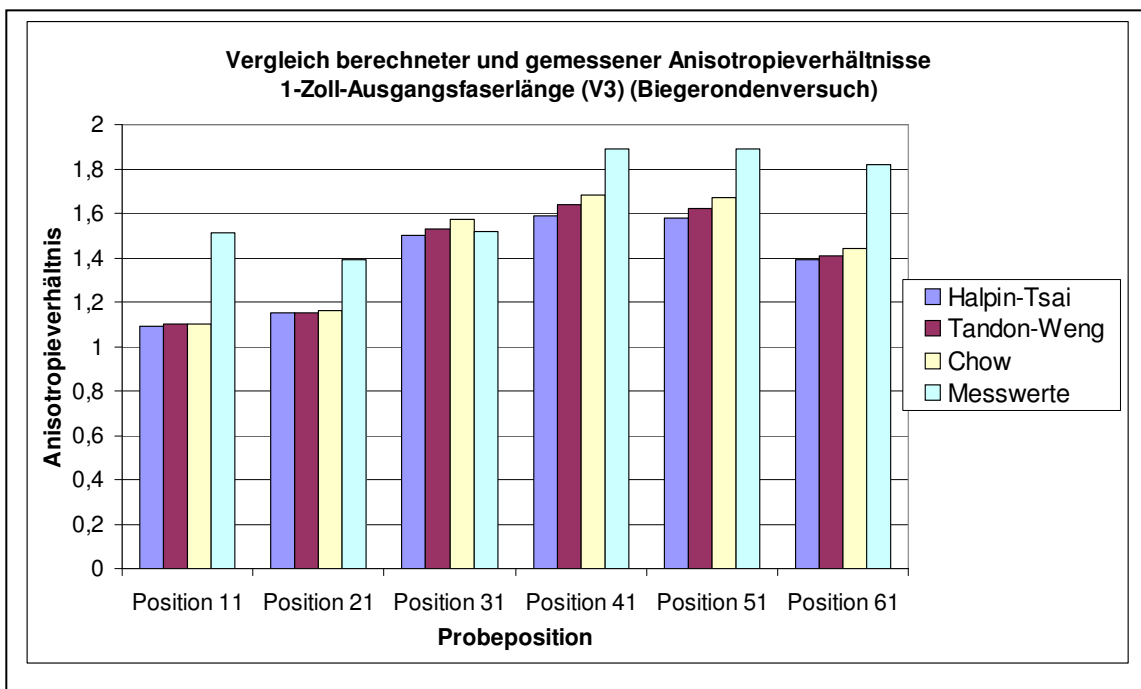
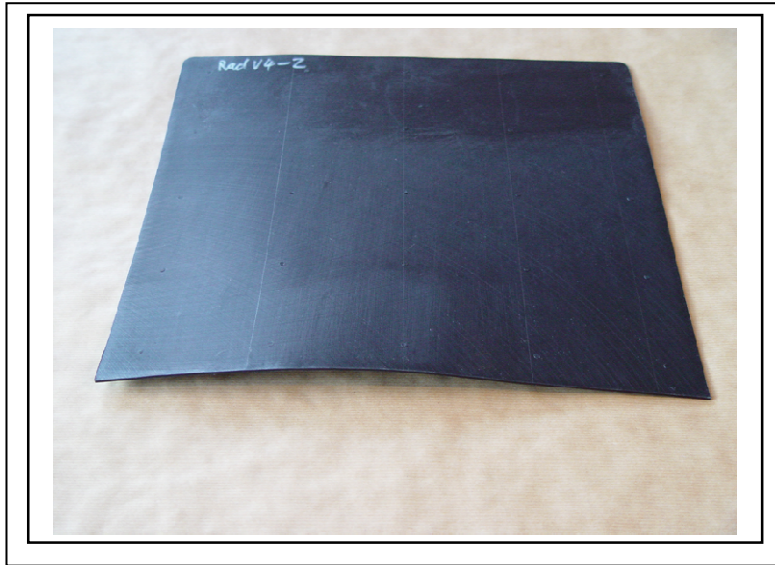
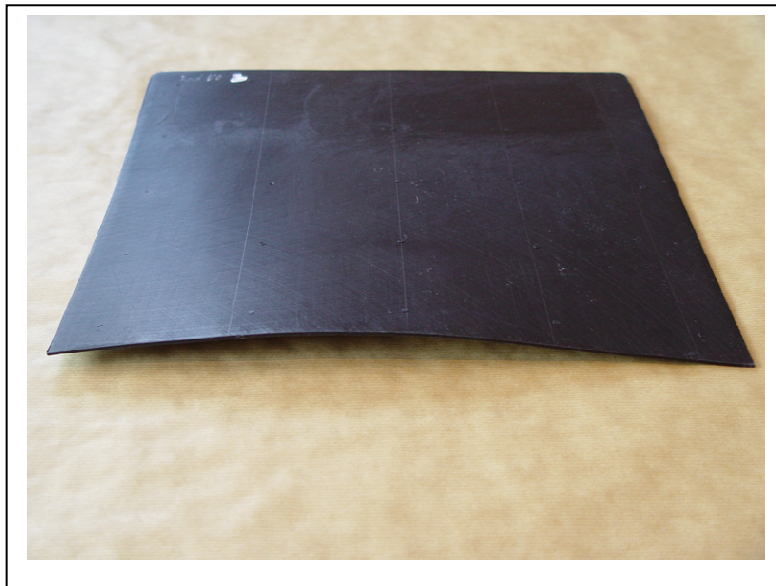


Abb. 72: Vergleich der Anisotropieverhältnisse aus Berechnungen und Messungen an Biegerondenversuch mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)

## 7.2.5 Aufnahmen vom Verzug der Probeplatten



*Abb. 73: Aufnahmen Verzug Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2)*



*Abb. 74: Aufnahmen Verzug Versuchsreihe mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3)*

## 7.2.6 Simulation

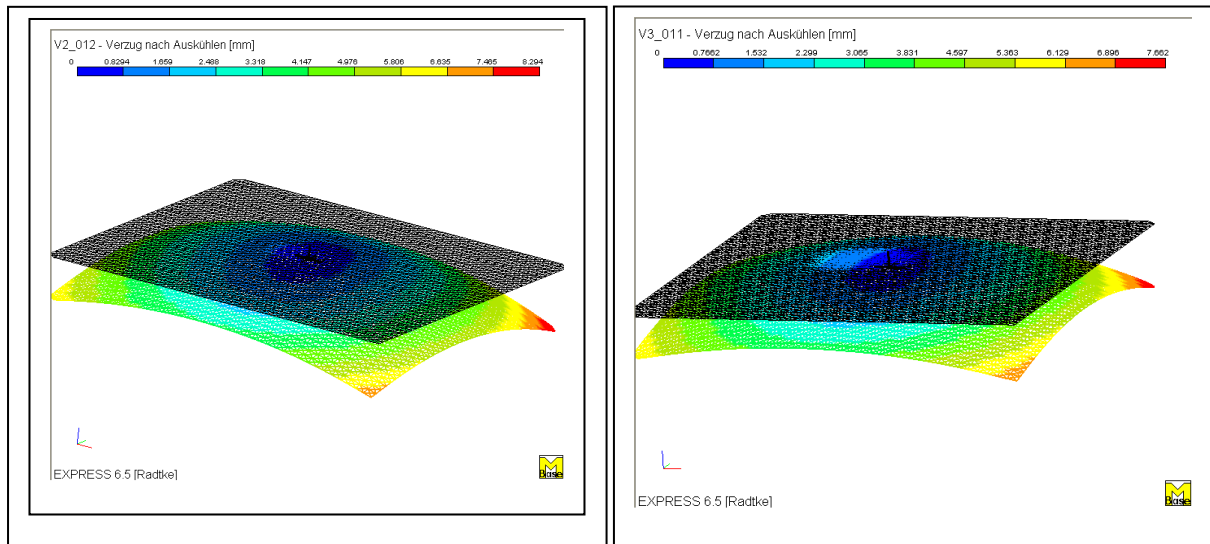


Abb. 75: Verzugssimulation Versuchsreihe mit 0,5-Zoll-Ausgangs-FL (V2) (links) und mit 1-Zoll-Ausgangs-FL (V3) (rechts)

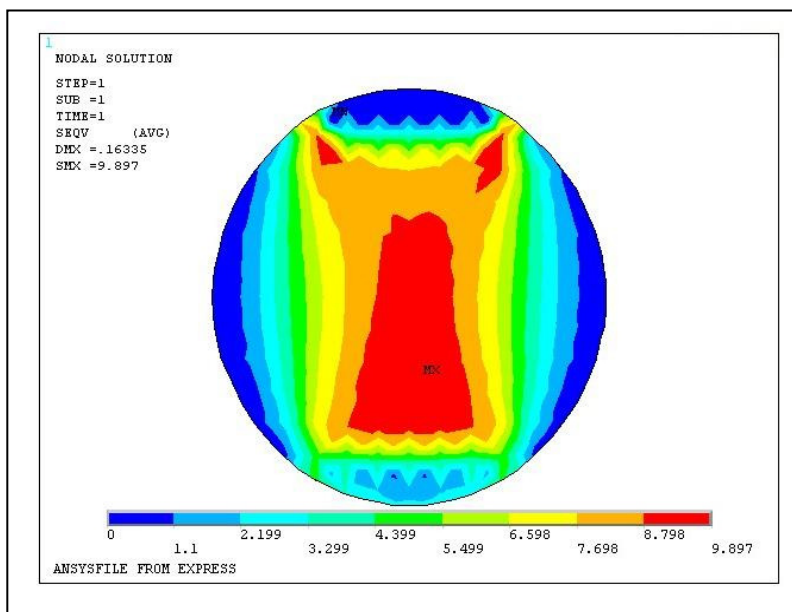


Abb. 76: Vergleichsspannung Zugrunde 1-Zoll-Ausgangs-FL

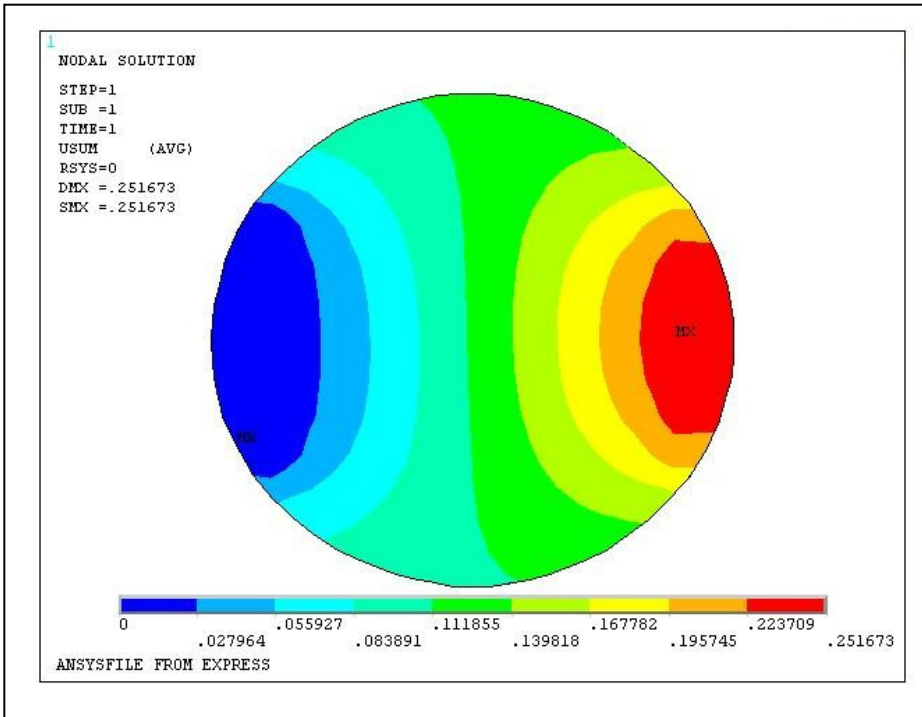


Abb. 77: Plot der Verformungen Zugrunde 90° Probenanordnung

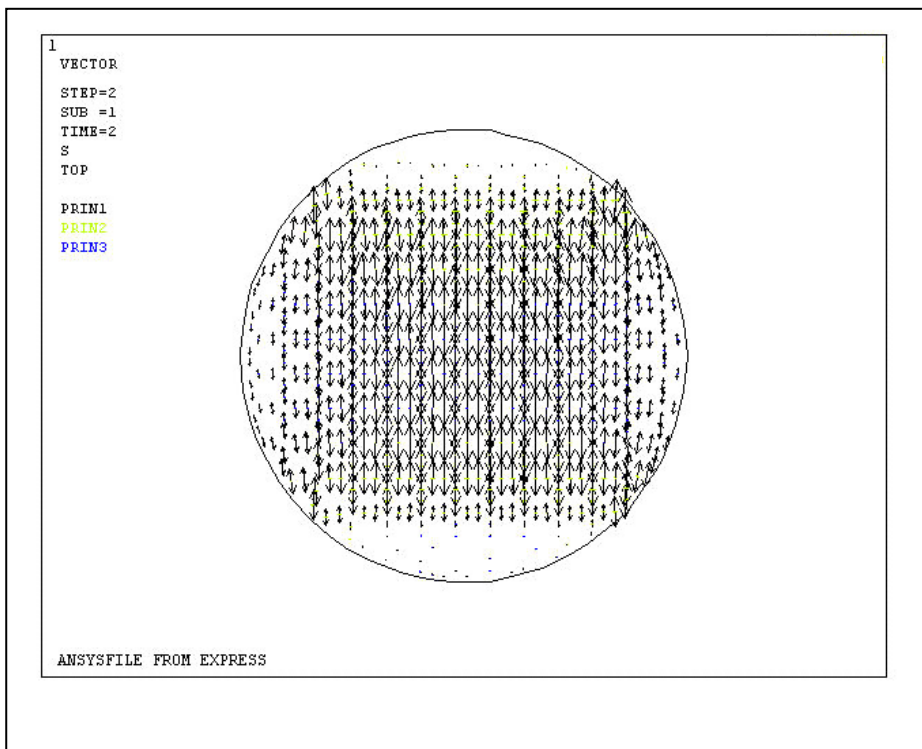


Abb. 78: Vektorplot der 1. Hauptspannung Zugrunde 0° Probenanordnung

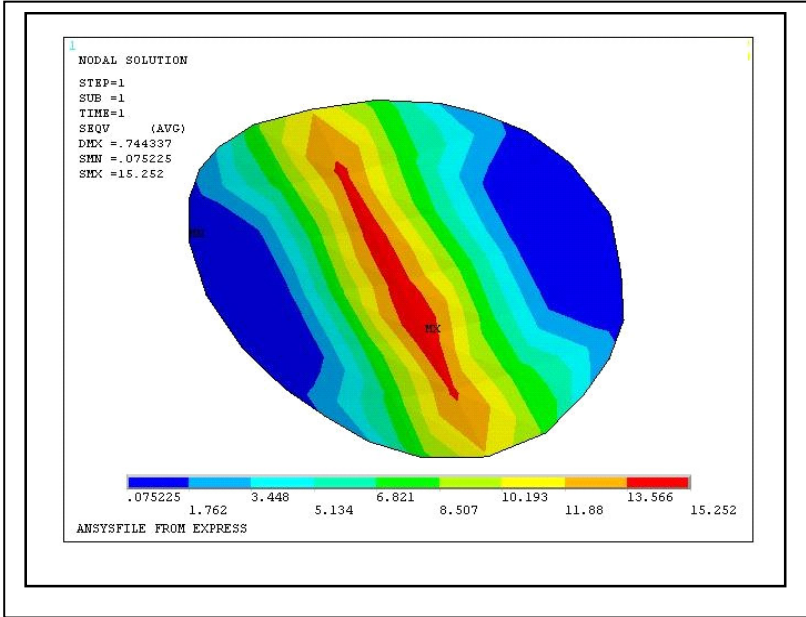


Abb. 79: Vergleichsspannung Biegeronde 1-Zoll-Ausgangs-FL

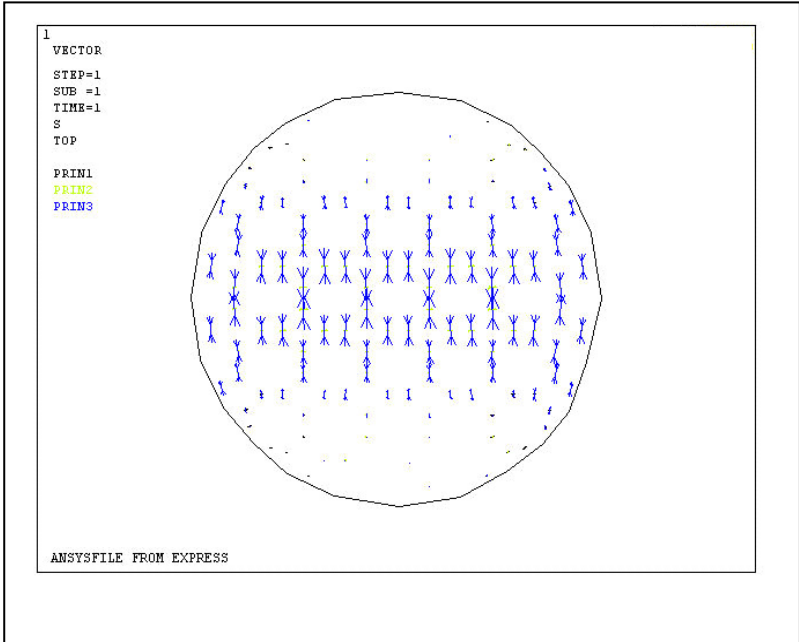


Abb. 80: Vektorplot der 1. Hauptspannung Biegeronde 0° Probenanordnung

## 8 Literatur

- 1 Henning F.: Verfahrensentwicklung für lang- und endlosglasfaserverstärkte thermoplastische Sandwich-Bauteile mit geschlossenem Werkstoffkreislauf, Dissertation am Fraunhofer ICT, Wissenschaftliche Schriftenreihe Band 34, 2002
- 2 Schemme M.: Langfaserverstärkte Thermoplaste. Kunststoffe, 8/2003 Hanser Verlag, S. 106-109
- 3 Breuer U, Neitzel M.: Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde, Hanser Verlag München Wien, 1997
- 4 N.N.: GFK-Produktion in Europa 2005 [http://www.avk-tv.de/www\\_avktv/markt\\_daten\\_27\\_27\\_0\\_f.htm](http://www.avk-tv.de/www_avktv/markt_daten_27_27_0_f.htm)
- 5 Stojek M, Stommel M, Korte W.: Finite-Elemente-Methode für die mechanische Auslegung von Kunststoff-und Elastomerbauteilen. VDI Sonderpublikation, Springer-VDI-Verlag Düsseldorf 1998 [www.part-gmbh](http://www.part-gmbh) (2001)
- 6 Folgar F., Tucker III C.: Orientation Behavior of Fibers in Concentrated Suspensions. Journal of Reinforced Plastics and Composites Vol 3 April 1984 (1984) 98-119
- 7 Advani, S. G. and C. L. Tucker, "The Use of Tensors to Describe and Predict Fiber Orientation in Short Fiber Composites," 1. Rheol. 31, 751-784 (1987)
- 8 Michaeli W, Baur E, Ritter M.: Prozeßsimulation für das Fließpreßverfahren, Kunststoffe Jahrg 89 08/1999, Carl Hanser Verlag p 70-74
- 9 Effing M: Rechnerunterstützte Auslegung und Fertigung von Faserverbundbauteilen, Dissertation am IKV, RWTH Aachen, 1988
- 10 Gleich K. Jackson T.E: Fabrication Guide for Compression Molding of Long fiber Thermoplastic Composites FTA Report Number FTA-AL-26-7001.2 [ntl.bts.gov/lib/](http://ntl.bts.gov/lib/)
- 11 N.N.: Verarbeitungsrichtlinien [http://www.quadrantcomposites.com/pdf/Verarbeitungsrichtlinien\\_2te\\_Auflage\\_Aug2002D.pdf](http://www.quadrantcomposites.com/pdf/Verarbeitungsrichtlinien_2te_Auflage_Aug2002D.pdf)
- 12 Kia HG. (Ed.): Sheet Molding Compounds Science and Technology, Hanser Publishers Munich Vienna New York Barcelona, 1993
- 13 Specker O.: Pressen von SMC Computersimulationen zur rechnerunterstützten Auslegung des Prozesses und zur Ermittlung der Bauteileigenschaften, Dissertation am IKV RWTH Aachen, 1990
- 14 Dittmar H.: Schnittfaserlaminat - eine Weiterentwicklung des Werkstoffes GMT, SKZ Fachtagung Langfaserverstärkte Thermoplaste im Automobil, Würzburg 9.-10.11.1999
- 15 Lücke A.: Langfaserverstärkte Thermoplaste (LFT), SKZ Fachtagung Langfaserverstärkte Thermoplaste im Automobil, Würzburg 9.-10.11.1999
- 16 Honc P.: Langfaserverstärkte Kunststoffe im Vergleich, SKZ Fachtagung Langfaserverstärkte Thermoplaste im Automobil, Würzburg 9.-10.11.1999
- 17 Hafellner R., Pichler M., Wörndle R. Steinbichler G., Egger P.: Lange Fasern spritzgießen. Kunststoffe 90 (2000) 3 44-48
- 18 Metten M., Cremer M.: Langfaserverstärkte Thermoplaste spritzgießen. Kunststoffe Jahrg. 90 (2000) 1 80-82
- 19 N.N.: Celstran® Long Fiber Reinforced Thermoplastics Injection Molding Guide,

- <http://www.ticona.com/>, 2005
- 20 Wunder H.: Verbesserung der Dimensionsstabilität durch Langglasverstärkung, 6. AVK-TV Tagung, Baden-Baden 2003
  - 21 Schut J.: Why Long-Glass Molders are Compounding In-Line Plastics technology 04/02(2002)
  - 22 Bürkle E, Sieverding M, Mitzler J.: Spritzgießverarbeitung von langglasfaserverstärktem PP, Kunststoffe 3/2003 p47--50
  - 23 Bürkle E.: Langfaserverstärkung beim Spritzgießen - Granulat und Einschnecke oder Direktcompound? 6. AVK-TV Tagung, Baden-Baden 2003
  - 24 Neilley, R.: Compounding-molding technology offers a market edge in automotive front ends, Injection Molding Magazine May 2003
  - 25 Bastian M., Kolupaev V., Ujma A., Kapfer K., Mack F.: Ernst zu nehmende Alternative: Beachtliche Bauteileigenschaften durch Variation der Prozessbedingungen beim S-LFT-Verfahren. Kunststoffe Jahrg.92 (2002) 2, S. 22-27
  - 26 Truckenmüller, F.: Direktverarbeitung von Endlosfasern auf Spritzgießmaschinen Möglichkeiten und Grenzen, Fortschrittsberichte VDI reihe 3 Verfahrenstechnik Nr. 444 VDI Verlag GmbH Düsseldorf, 1997; Dissertation am Institut für Kunststofftechnologie der Uni Stuttgart.
  - 27 Ingendae M, Kleinholz R, Heber M.: LFT-Direktverfahren-von der Vorentwicklung zur Serienproduktion. 3.AVK-TV Tagung Baden-Baden Sept. 2000
  - 28 Brast, K.: Verarbeitung von langfaserverstärkten Thermoplasten im direkten Plastifizier-/Pressverfahren. Dissertation am IKV-Aachen 2001
  - 29 Tröster, S.; Brüssel, R.:Herstellung von Faserverbundwerkstoffen mit In-Line-Compoundierter thermoplastischer Matrix im Direkt-Verfahren. 4. Internationale AVK-TV Tagung, 11.-12.10.2001, Baden-Baden
  - 30 Tröster S.: Materialentwicklung und -charakterisierung für thermoplastische Faserverbundwerkstoffe im Direktverfahren, Dissertation am Fraunhofer ICT, Wissenschaftliche Schriftenreihe Band 39, 2004
  - 31 Brüssel R, Kühfusz R.: Ein Jahr Serienproduktion von Menzolit-Fibron Lang-faserverstärktem Thermoplast mit dem Direktverfahren; 1. Internationale AVK-TV Tagung 1998
  - 32 Henning F., Ernst H., Brüssel R., Wischnewski M.: LFT-D-ILC – Innovative Process Technology Decreases the Costs of Large-Scale Production of Long-Fiber Reinforced Thermoplastic Components. 1st Annual Global Automotive Composites Conference, SPE, MSU Management Education Center, 19.-20.09.2001, Troy, Michigan, USA
  - 33 Mangold P.: Ökonomische Bewertung von Direktverfahren im Vergleich zu anderen Verarbeitungsverfahren thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe, unveröffentlichte Diplomarbeit am Fraunhofer ICT, Berghausen, 2000
  - 34 Paukert T.: Ökonomische Bewertung von Direktverfahren im Vergleich zu anderen Verarbeitungsverfahren thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe, unveröffentlichte Diplomarbeit am Fraunhofer ICT, Berghausen, 2000
  - 35 Brüssel R.: LFT - mit Technologieinnovationen zu neuen Anwendungen, 7. AVK-TV Tagung, Baden-Baden 2004
  - 36 Moore, D.R.; Robinson, I.M.; Slater, B.: Engineering Properties of Long and Short Glass-Fibre-



- Reinforced Polypropylene Compounds. Inst. Mech. Eng. CP, (1990), S. 203-213
- 37 Spahr, D.E.; Friedrich, K.; Schulz, J.M.; Bailey, R.S.: Microstructure and Fracture Behaviour of Short and Long Fibre-Reinforced Polypropylene Composites. J. Mater. Sci., 25 (1990), S. 4427-4439
- 38 Pflamm-Jonas T.: Auslegung und Dimensionierung von kurzfaserverstärkten Spritzgussbauteilen. Dissertation, TU Darmstadt (2001)
- 39 Glaser S.: Integrative Simulation, 2nd Virtual Materials Processing Focussing Polymers, 14.-15.10.2003 Fürth
- 40 Bailey, R.; Rzepka, B.: Fibre Orientation Mechanisms for Injection Molding of Long Fibre Composites. Int. Polym. Process., 6 (1991), S. 35-41
- 41 Sanschagrin, B.; Thiery, M.; Fisa, B.: A Study of Long Glass Fiber Orientation in Reinforced Injection Molded Parts. 46th Ann. Conf., compos. Inst., SPI, (1991), S. 1-8, Session 9-E
- 42 Bradsky GJ, Bailey, RS, Cervenka AJ, Zachmann HG, Allan PS: Characterisation of finite length Composites: Part IV-Structural studies on injection moulded composites Pure & Appl. Chem., Vol. 69, No.12, pp2523-2539, 1997
- 43 Eckhardt J.: Untersuchungen zum Verformungs-und Versagensverhalten von LFT-D-GF/PP-Materialien, Diplomarbeit an der Martin-Luther-Universität Halle Wittenberg 2003
- 44 Edlmann, K.: Prozessintegrierte Analyse des Fließverhaltens von faserverstärkten thermoplastischen Pressmassen für die Serienfertigung. Dissertation am Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) Kaiserslautern, IVW-Schriftenreihe Band 18 (2001)
- 45 Oelgarth, A. Analyse und Charakterisierung des Fließverhaltens langfaserverstärkter Preßmassen Dissertation am IKV-Aachen 1997
- 46 Ritter, M.: Materialcharakterisierung von langfaserverstärkten Pressmassen und Beschreibung des Pressprozesses durch Simulation und Messung des Kraftschwerpunktverlaufs Dissertation am IKV-Aachen 2003
- 47 Schmachtenberg E, Skrodolies K, Mannigel M, Kuhnel E.: Auslegung und Herstellung von Faserverbundkunststoff-Bauteilen I, Block 12 22. IKV-Kolloquium Aachen 2004
- 48 Michaeli, W, Oelgarth A, Brast K, Nölke M: Preßkräfte vorhersagen Kunststoffe 87 (1997) 7 S. 855-857
- 49 Diest, K. v.: Prozeßsimulation und Faserorientierungserkennung von GMT-Bauteilen, Dissertation an der Universität Kaiserslautern, (1995)
- 50 Vahlund CF: Fibre Orientation, Rheological behaviour and simulation of the Compression Moulding Process for Composite materials Dissertation Universität Lulea, Schweden 2001
- 51 Semmler, E.: Simulation des mechanischen und thermomechanischen Verhaltens faserverstärkter thermoplastischer Preßbauteile, Dissertation an der Fakultät für Maschinenwesen der RWTH Aachen, 1998, IKV-Berichte aus der Kunststoffverarbeitung
- 52 Michaeli W., Heber M., Semmler E.: EXPRESS - Preßbauteile und Werkzeuge einfach und sicher dimensioniert. Kunststoffberater 9-94 Fachbeiträge Simulation 46-49
- 53 Mandos R., Snepvangers N.: GMT - Simulationssoftware. Kunststoffe 87 (1997) 4, s.468-470
- 54 Törnqvist R., Sunderland P., Manson J.: Determination of the rheological properties of thermoplastic composites for compression flow molding. Polym. Composites, 21,(5), 2000,

p.779-788

- 55 Bayer: Prozeßgrößen beim Spritzgießen von Thermoplasten als Produktionskostenfaktoren - Schmelze -, Werkzeug-, Entformungstemperatur, Zykluszeit, p-v-J - Diagramme Bayer ATI 916 [www.bayer.com](http://www.bayer.com)
- 56 Reinhardt A., Maier M., Schüle H., Advani A.G.: Rheological Characterization of long glass fibre reinforced polypropylene. 13.th International Congress of Rheology, Cambridge (2000 )
- 57 Reinhardt, A.: Characterization of Rheology and Prediction of Three-dimensional Fiber Orientation during Injection Molding of Long Glass Fiber Reinforced Polypropylene. Dissertation am Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) Kaiserslautern, IVW-Schriftenreihe Band 30 (2002)
- 58 Hochstein, B., Rheologie von Kugel- und Fasersuspensionen mit viskoelastischen Matrixflüssigkeiten Dissertation Uni Karlsruhe (1997)
- 59 Ericsson K.A., Toll S., Manson J.: The two- way interaction between anisotropic flow and fiber orientation in squeeze flow. J. Rheol., 41(3) p. 491-511 (1997)
- 60 Edelman K, Neitzel M.: Fließverhalten glasfaserverstärkter Thermoplaste Kunststoffe 87 (1997) 12, p1796-1801
- 61 Meij, A.: Über den Einfluß der Halbzeugart auf die Herstellung und Qualität von Formteilen aus Glasmattenverstärkten Thermoplasten (GMT), Dissertation an der Universität Kaiserslautern, (1996)
- 62 Kech A.: Faserorientierungs- und Faserlängenmessung am IKP, [www.ikp.uni-stuttgart.de/allgemeines/abteilungen/pp/PP\\_Mo\\_FLV\\_FO.htm](http://www.ikp.uni-stuttgart.de/allgemeines/abteilungen/pp/PP_Mo_FLV_FO.htm), 2002
- 63 Hine, P.J.; Davidson, N.; Duckett, R.A.; Ward, I.M.: Measuring the Fibre Orientation and Elastic Properties of Injection Moulded Long Glass Fiber Reinforced Nylon. PPS, 9th Annual Meeting, April 5-8, (1993), S. 69-70, Manchester
- 64 Bay, R.S.; Tucker, C.L.: Fiber Orientation in Simple Injection Moldings. Part 2: Experimental Results. Polym. Compos., 13 (1992), S. 332-341
- 65 Michaeli W., Brast K., Piry M.: Faserorientierungen zerstörungsfrei messen. Kunststoffe, Hanser Verlag, Jahrg.89 (1999), S. 128-130
- 66 Lugin S. : NDEFO - Software for Fiber Orientation Evaluation, Software-Handbook 2004
- 67 Toll, S.; Andersson, P.O.: Microstructure of Long- and Short-Fiber Reinforced Injection Molded Polyamide. Polym. Compos., 14 (1993), S. 116-125
- 68 Specker O., Osswald T., Michaeli W.: Methoden zur Vorausberechnung der Faserorientierung beim Pressen von SMC mit geschnittenen Glasfasern: Teil1 - Unverrippte Bauelemente; Teil2 - Verrippte Bauelemente. FAT Schriftenreihe Nr. 87, Forschungsvereinigung Automobiltechnik, (1990)
- 69 Predak S, Busse G.: Anisotropiemessung mit Mikrowellen zur Material- und Schädigungscharakterisierung kurzfaserverstärkter Polymerwerkstoffe, Zerstörungsfreie Materialprüfung ZfP in Anwendung, Entwicklung und Forschung, Berlin, 21.-23. Mai 2001 - Berichtsband 75-CD <http://www.ndt.net/article/dgzfp01/papers/p46/p46.htm>
- 70 Thomason J.L., Vlugh M.A.: Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre - reinforced polypropylene: 1. Tensile and flexural modulus. Composites Part A27A (1996) 477-484

- 71 Thomason J.L., Vlug M.A., Schipper G., Krikort H.: Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre - reinforced polypropylene: Part 3. Strength and strain at failure. Composites Part A27A (1996) 1075-1084
- 72 N.N.: Glass fibre length and toughness of GMT versus LFT-D [http://www.quadrantcomposites.com/pdf/Glass fibre length and Toughness of GMT versus LFT\\_D.pdf](http://www.quadrantcomposites.com/pdf/Glass_fibre_length_and_Toughness_of_GMT_versus_LFT_D.pdf)
- 73 Thomason J.L., Vlug M.A.: Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre - reinforced polypropylene: 4. Impact properties. Composites Part A28A (1996) 277-288
- 74 Schijve W.: Long glass fibre PP - High Performance at medium fibre length 3rd AVK-TV Conference Baden - Baden (2000)
- 75 Rideal G.: Absolute Precision in Particle Size Analysis. American Laboratory November 1996
- 76 Rawle A.: Basic Principles of Particle Size Analysis, [www.malvern.co.uk](http://www.malvern.co.uk) (2004)
- 77 Schmid HG, Müssig J.: "Image scanning for measurement of cotton fibre width", ITMF Int. Committee on Cotton Testing Methods, Bremen 2002, Working Group: Fineness and Maturity, Proceedings Appendix FM-10
- 78 Robertson G, Olson J, Allen P, Chan B, Seth R.: measurement of fibre length, coarseness and shape with the fibre quality analyzer [www.api.mech.ubc.ca/PDF/fqa\\_tappi.pdf](http://www.api.mech.ubc.ca/PDF/fqa_tappi.pdf) (2005)
- 79 Frommann L., Nechwatal A., Mieck K., Wiltzer J.: Messung der Faserlängenverteilung. Kunststoffberater 5/98 17-19
- 80 Sawyer, L.C.: Determination of Fiberglass Length: sample Preparation and Automatic Image Processing. Polym. Eng. Sci., 19 (1979), S. 377-382
- 81 N.N.: FIBASTAT Infoblatt Fa. Info-Ressources Savoie Technolac 2005
- 82 Schwarz, P.: Einfluß der Faserlänge und der Faserorientierung auf die Elastizität und die Wärmeausdehnung von Kurzfaserverbundwerkstoffen Fortschrittsberichte Reihe 5: Grund- und Werkstoffe Nr.326 Dissertation VDI-Verlag (1993) Dissertation am Institut für Kunststoffkunde und Kunststoffprüfung der Uni Stuttgart
- 83 Zedler I, Metten M.: Zur bildanalytischen 3D-Rekonstruktion faserverstärkter Kunststoffe, <http://www.gfai.de/projekte/3d-faserrekonstruktion/>, 2005
- 84 Helpenstein A.: Characterisation of long-fibre reinforced thermoplastics, Info sheet at IKV Aachen 2002
- 85 Davidson N.: Development of technique for Fibre Length Measurements, persönliche Mitteilung 2004
- 86 Davidson NC, Clarke AR, Archenhold G.: Large-area, high-resolution image analysis of composite materials, Journal of Microscopy, Vol. 185, Pt2, Efb 1997, pp233-242
- 87 Davidson NC, Clarke AR.:Extending the dynamic range of fibre length and fibre aspect ratios by automated image analysis, Journal of Microscopy Vol. 196 Iss. 2 1999 p.266
- 88 N.N.: Moderne Partikelmesstechnik per digitaler Bildverarbeitung, Camsizer Seminar Fa. Retsch, Haan, 12.6.2002
- 89 Baur W.: Faserverbundwerkstoffe sind anders: Konsequenzen für Berechnung und Konstruktion. Symposium "Berechnung von Faserverbundstrukturen unter Anwendung numerischer Verfahren" München 13.3.+ 14.3. 1996

- 90 Cahn RW, Davis EA, Ward IM.(Ed.): Microstructural design of fiber composites, Cambridge University Press 1993
- 91 Maier, M.:Berechnung und Konstruktion von Verbundwerkstoffen Vorlesungsskript Institut für Verbundwerkstoffe Universität Kaiserslautern WS 1994/1995
- 92 Tsai, SW: Theory of composites Design published by THINK Composites, Ohio, 1992
- 93 Wire S.L.: Fibre Orientation & mechanical properties of fibre reinforced composites. Chapter 4: Theoretical Predictions of composite elastic properties. Leeds University 1998
- 94 Cox HL.: The strength and elasticity of paper and other fibrous materials, British Journal of Applied Physics, 1952, 3, p.72-79
- 95 Cottrell A.: Strong Solids Proc. Roy. Soc., A282 (1964), p.2-9
- 96 Kelly A., Tyson W.: Tensile properties of fibre reinforced metals: Copper/Tungsten and Copper/Molybdenum. J. Mech.Phys.Solids, (13), (1965), S.329-350
- 97 Piggott M.R.: Load-Bearing Fibre composites. 1st Ed., Pergamon Press, Oxford (1980)
- 98 Krenchel H.: Fibre reinforcement, Akademisk Vorlag Copenhagen 1964
- 99 Halpin JC, Kardos JL.: The Halpin-Tsai Equations: A Review, Polym.Eng.Sci.16, (1978), 5, p.344-352
- 100 N.N.: Ermittlung temperaturabhängiger anisotroper Stoffwerte für die Spritzgießsimulation, AIF Abschlußbericht 13220 N(8010)/1, 2004
- 101 Eshelby J.D.: The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. University of Birmingham (1957)
- 102 Tucker C., Liang E.: Stiffness predictions for unidirectional short - fiber composites: Review and evaluation. Composites Science and Technology 59 (1999) 655-671
- 103 Tandon GP, Weng GJ: The Effect of Aspect Ratio of Inclusion on the Elastic Properties of Unidirectionally Aligned Composites Polymer Composites October 1984 Vol. 5, No. 4, p. 327-333
- 104 Tandon GP, Weng GJ: Average Stress in the Matrix and Effective Moduli of Randomly Oriented Composites, Composites Science and Technology 27 (1986) p.111-132
- 105 Rüb G, Davidson NC, Möglinger B, Eyerer P.: Simulation der mechanischen Eigenschaften von partiell ausgerichteten Verbundwerkstoffen mit Hilfe des Elementar.Volumen-Konzepts, Informationsbroschüre IKP Uni Stuttgart 2003
- 106 De Morais AB.:Stress distribution along broken fibres in polymer-matrix composites, Composites Science and Technology 61 (2001) 1571-1580
- 107 Linn J.: The Folgar-Tucker Equation as a Differential Algebraic System for Fiber Orientation Calculation, Berichte des Fraunhofer ITWM, Nr. 75 (2005)
- 108 Pontes AJ, Neves NM, Pouzada AS.: The role of the interaction coefficient in the prediction of the fiber orientation in planar injection moldings, SPE 2003, www.rednova.com
- 109 Advani, S.G.: Flow and Rheology in Polymer Composites manufacturing, Elsevier, Amsterdam, Oxford, New York, Tokyo, 1994
- 110 Papathanasiou TD, Guell DC (Ed.): Flow induced alignment in composite materials, Woodhead Publishing Ltd., Cambridge 1997
- 111 Chung D., Kwon T.: Fiber orientation in the processing of polymer composites. Korea-Australia

- Rheology Journal Vol.14 No.4 2002 pp.175-188
- 112 Bay R.S.: Fiber orientation in injection molded composites: A comparison of theory and experiment, PhD Thesis University of Urbana, Illinois, 1991
- 113 Lee K.S., Lee S.W., Chung K., Kang T.J., Youn J.R.: Measurement and Numerical Simulation of Three-dimensional Fiber Orientation States in Injection-Molded Short-Fiber-Reinforced Plastics. Journal of Applied Polymer Science, Vol. 88 500-509 (2003)
- 114 Whiteside B.R., Coates P.D., Bubb S.L., Duckett R.A., Hine P.J.: Measurement and FE prediction of glass fibre orientation distributions for injection moulded products of increasing complexity. Universty of Bradford, University of Leeds [www.brad.ac.uk/acad/comppro/images/glass.pdf](http://www.brad.ac.uk/acad/comppro/images/glass.pdf)
- 115 Rötzer I.: Werkstoffe nach Maß, Fraunhofer Magazin 2.2004, S.38-39
- 116 Esward TJ, Wright L.: Guide to the use of finite element and finite difference Software, NPL Report CMSC 30 /03 2003
- 117 Oberbach,K.; Schmachtenberg, E.: Konstruktionsgerechte Kennwerte - Voraussetzung für werkstoffgerechte Konstruktion von Präzisionsteilen aus Kunststoff Anwendungstechnische Information Bayer ATI 956, 1995
- 118 Ehrlenspiel J.: Simulation auf Knopfdruck, Fraunhofer Magazin 1.2002 S.36-37
- 119 Menges G., Michaeli M., Mahlke M., Osswald T., Ott S., Specker O., Thieltges H., Wölfel U.: Spritzgießen und Pressen Verstärkter Kunststoffe: Teil 3 - Preßkraftbedarf und Zykluszeit beim Pressen von SMC. Der Betriebsleiter, (11), (1988), S. 70-74
- 120 Osswald T., Semmler E., Baur E.: Einsatz von CAE bei der Entwicklung von Preßbauteilen - Statusbericht für Europa und USA. Vortrag 28. AVK - Tagung Baden-Baden (1997) 1-16
- 121 Michaeli W., Knops M., Fischer O., Ritter M., Piry M.: Modellbildung zur Simulation von Bauteilen aus Faserverbundkunststoffen. 21. IKV - Kolloquium Aachen (2002) Block 13 1-23
- 122 Michaeli, W.; Oelgarth, A.; Semmler, E.: GMT - Prozesse modellieren. Plastverarbeiter 47. Jahrgang 1996 Nr.8 24-25
- 123 Menges G., Michaeli M., Mahlke M., Osswald T., Ott S., Specker O., Thieltges H., Wölfel U.: Spritzgießen und Pressen Verstärkter Kunststoffe: Teil 2 - Orientierungsberechnung in Spritzgussteilen. Der Betriebsleiter, (10), (1988), S. 46-49
- 124 N.N.: Better fibre orientation through integrative Simulation Software [www.netcomposites.com/news.asp?2266](http://www.netcomposites.com/news.asp?2266)
- 125 N.N.: Part Converse - kurzfaserverstärkte Kunststoffteile zuverlässig berechnen, [www.part-gmbh.de](http://www.part-gmbh.de) (2005)
- 126 Osswald T., Tucker C.: A Boundary Element Simulation of Compression Mold Filling. Polymer Processing Society, 2. Conference, Montreal, (1986)
- 127 Linn J.: Faserorientierung beim Kunststoffspritzguß Fraunhofer-ITWM <http://www.itwm.fhg.de> (2003), S.1-2
- 128 Maplestone P.: 3-D Simulation meets demands of challenging applications, Modern Plastics March 2003 p. 24-25
- 129 Maier C.: Moldex 3D moves in, British Plastics & Rubber June 2003
- 130 Kallien L., Steinbach J.: Simulation of injection Moulding with 3D Volume Elements.

- Internationale FEM - Technologietage (2000)
- 131 Hofer T, Fritz HG.: Numerische Simulation der ICM-Technologie mittels Fillflow, 4V/2, 18. Stuttgarter Kunststoff-Kolloquium 2003 s.1-14
  - 132 Hafellner, R, Steiner, G.: Use of Moldflow for simulation of long fiber reinforced materials International Moldflow User's group may 17-19 2004
  - 133 Maier M., Latz A.: Simulation langfaserverstärkter Thermoplaste, Kunststofftrends 02/2007, S.22-23
  - 134 Michaeli W., Niggemaier P.: Schwindung und Verzug besser simulieren. Kunststoffe Jahrg. 89 (1999) 6 70-74
  - 135 Osswald T., Sun E., Tseng S.: Orientation and warpage prediction in polymer processing, Innovation in polymer processing: molding ed. By James F Stevenson, Carl Hansa verlag munich vienna new york 1996 Chapter 11, p397-452
  - 136 N.N.: Theoriehandbuch Express Version 6.x, M-Base Aachen, 2000
  - 137 N.N.: Simulation Technologies for Compression Molding, M-Base Seminar Aachen 26.02.2002
  - 138 Menges G., Michaeli M., Mahlke M., Osswald T., Ott S., Specker O., Thielges H., Wölfel U.: Spritzgießen und Pressen Verstärkter Kunststoffe: Teil 1 - Simulation des Fertigungsprozesses und Analyse faserverstärkter Kunststoffpreßteile. Der Betriebsleiter, (8), (1988), S. 70-72
  - 139 Zöllner, O.; Sagenschneider, U.: Schwindung und Verzug glasfaserverstärkter Thermoplaste lassen sich berechnen, Anwendungstechnische Information Bayer ATI 969 d,e
  - 140 Osswald T.: Berechnung von Schwindung und Verzug für SMC- und GMT- Formteile. 22. internationale AVK Tagung, 20 ,1-10, Mainz, (1989)
  - 141 Semmler E, Michaeli W.: Simulation of shrinkage and warpage for complex compression moulded parts with reinforced thermoplastic material, 42nd International SAMPE Symposium May 4-8 1997, Covina, Calif. p1426-1438
  - 142 Bernnat A.: Verzugsberechnung: Zufall oder zuverlässig? VDI-K Fachtagung Spritzgießen 2006, Baden-Baden 15./16.2.2006
  - 143 N.N.: Product information DOW C711-70RNA Polypropylene Resin, [www.dowautomotive.com](http://www.dowautomotive.com), 2005
  - 144 N.N.: Product information TufRov 4588, [www.ppg.com](http://www.ppg.com), 2005
  - 145 Klose, H.: Beitrag zur Berechnung, Herstellung und Charakterisierung von verstärkten Aktivloten - Chemnitz: Techn. Univ., Lehrstuhl für Verbundwerkstoffe, 1999 [Hochschulschrift]

## **Lebenslauf**

Name: Andreas Radtke

Geburtsdatum: 08.07.1972

Geburtsort: Frankenthal

## **Ausbildung**

1979 - 1983	Grundschule Schillerschule in Haßloch
1983 - 1992	Kurfürst-Ruprecht-Gymnasium in Neustadt/Wstr.
1992 - 1997	Universität Kaiserslautern, Fachrichtung Maschinenwesen, Vertiefungsrichtung Werkstoffe

## **Beruflicher Werdegang**

März 1998 — Feb.1999	DAIMLER-BENZ AG, Forschungszentrum Ulm Abteilung FT4/WF Strukturwerkstoffe
März 1999 — Jan. 2005	Fraunhofer Institut für Chemische Technologie (ICT), Pfinztal Abteilung Polymer Engineering, Faserverbundwerkstoffe
Feb. 2005 – Juni 2006	Faurecia, Interior Systems Business Group, Hagenbach Abteilung CAX-CAE
Juli 2006 – Juni 2007	BASF AG, Ludwigshafen Abteilung E-KTE/ES Application Development Engineering Plastics Structural Parts/CAE
seit Juli 2007	BASF AG, Ludwigshafen Abteilung E-KTE/EB Application Development Engineering Plastics Interior/Exterior







Diskontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste, im Besonderen die langfaserverstärkten Thermoplaste (LFT) haben vor allem im Automobilsektor eine wachsende Bedeutung als Werkstoffe. Die bei der Bauteilfertigung verwendeten Verfahren dieser Werkstoffe wie das Fließpressverfahren resultieren aufgrund des Formfüllungsvorganges in anisotropen mechanischen Eigenschaften und anisotropen Faserverteilungen.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden mit einem abgewandelten Direktverfahren (LFT-D) mit Schnittglaseinarbeitung hergestellte Werkstoffcompounds mit durchschnittlichen Faserlängen zwischen 1 mm – 5 mm für Untersuchungen der Einflüsse von Glasfaserlängen, -orientierungen und -gehalten auf die lokalen Materialeigenschaften verwendet.

Zielsetzung der Arbeit ist die Entwicklung einer Berechnungsmethodik zur Bestimmung der anisotropen Steifigkeitseigenschaften von diskontinuierlich faserverstärkten Thermoplast-Bauteilen. Die Berechnungsmethodik stützt sich auf die systematische Berücksichtigung von Faserorientierungs- und Faserlängenverteilungen.

Darüber hinaus eingesetzte FE-Simulationstechniken beinhalten die Prozesssimulation zur Beurteilung von Formfüllung und Faserorientierungsberechnung und die anschließende Kopplung mit einer strukturellen FE-Simulation zur Berechnung der Probekörper- und Bauteileigenschaften.

ISBN 978-3-8167-7852-3

ISSN 0933-0062

Herausgeber:

Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie ICT

Joseph-von-Fraunhofer-Straße 7

76327 Pfinztal (Berghausen)

Telefon +49(0)7 21/46 40-0

Telefax +49(0)7 21/46 40-111

info@ict.fraunhofer.de

www.ict.fraunhofer.de