

Kristin Raschke

Grundlagenuntersuchungen zur Prozess- und
Struktursimulation von Phenolharzformmassen mit
Kurz- und Langglasfaserverstärkung

Kristin Raschke

**Grundlagenuntersuchungen zur Prozess- und
Struktursimulation von Phenolharzformmassen mit
Kurz- und Langglasfaserverstärkung**



TECHNISCHE UNIVERSITÄT
CHEMNITZ

**Universitätsverlag Chemnitz
2017**

Impressum

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

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

Satz/Layout: Kristin Raschke

Technische Universität Chemnitz/Universitätsbibliothek

Universitätsverlag Chemnitz

09107 Chemnitz

<http://www.tu-chemnitz.de/ub/univerlag>

readbox unipress

in der readbox publishing GmbH

Am Hawerkamp 31

48155 Münster

<http://unipress.readbox.net>

ISBN 978-3-96100-033-3

<http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:bsz:ch1-qucosa-229327>

Grundlagenuntersuchungen zur Prozess- und Struktursimulation von Phenolharzformmassen mit Kurz- und Langglasfaserverstärkung

Von der Fakultät für Maschinenbau der
Technischen Universität Chemnitz

genehmigte

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur

(Dr.-Ing.)

vorgelegt

von

Dipl.-Ing. Kristin Raschke

geboren am 07.01.1988 in Karl-Marx-Stadt (heute: Chemnitz)

Tag der Einreichung: 24.02.2017

Tag der Verteidigung: 12.06.2017

1. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Michael Gehde

2. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Dietmar Drummer

Prüfungsvorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Birgit Awiszus

Bibliographische Beschreibung

Kristin Raschke

Grundlagenuntersuchungen zur Prozess- und Struktursimulation von Phenolharzformmassen mit Kurz- und Langglasfaserverstärkung

Dissertation an der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Chemnitz, Institut für Fördertechnik und Kunststoffe, Professur Kunststoffe, Chemnitz, 2015

203 Seiten

109 Abbildungen

34 Tabellen

227 Literaturzitate

Referat

Thermisch und mechanisch hoch beanspruchte Bauteile im Automobil erfordern den Einsatz hochbeständiger Werkstoffe, bei gleichzeitig niedrigen Materialkosten und effizienter Verarbeitung. Rieselfähige Phenolharzformmassen zeichnen dabei eine Werkstoffklasse aus, die aufgrund ihres Eigenschaftsprofils neue Anwendungsbereiche für einen polymeren Werkstoffeinsatz ermöglichen können. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden im Hinblick auf eine Bauteilentwicklung mithilfe der integrativen Simulation die Grundlagen einer ganzheitlichen Simulationskette der Prozess- und Struktursimulation von rieselfähigen Phenolharzen mit Kurz- und Langglasfaserverstärkung erarbeitet. Das auf Basis umfangreicher Prozessuntersuchungen abgeleitete Strömungsverhalten kann mithilfe des Block-/Scherströmungsmodells beschrieben werden. Die Ergebnisse der Mikrostrukturanalyse zeigen jedoch eine Orientierungsdynamik der Fasern, welche zum gegenwärtigen Zeitpunkt mithilfe der empirischen Modelle der klassischen Spritzgießsolver nicht abgebildet werden kann. Die mikromechanische Materialmodellierung erfolgt entsprechend an der experimentell ermittelten Mikrostruktur, welche die Berücksichtigung von Faserbündelungen und -krümmungen in der mechanischen Strukturanalyse erlaubt. Das abgeleitete elastoplastische Materialmodell wird zur Vorhersage des Ermüdungsverhaltens unter harmonischer und nichtharmonischer Schwingbeanspruchung um ein zyklisches Versagensmodell erweitert, welches eine mittellast- und temperaturunabhängige Berechnung unter Berücksichtigung der Anisotropie ermöglicht. Die Validierung der statischen und schwingenden Beanspruchung erfolgt an einer einfachen Probestabgeometrie sowie einem Strukturbauteil, einem PKW-Motorträger.

Schlagworte

Duroplast, Phenolharz, integrative Simulation, Prozesssimulation, Strukturanalyse, Strömungsmodell, Faserorientierung, mechanisches Bauteilverhalten, Schwingfestigkeit, Betriebsfestigkeit

Abstract

Thermally and mechanically highly stressed automotive components require the use of highly resistant materials, with low material costs and efficient processing. Phenolic resin molding compounds represent a class of materials, which can open up new applications for a polymeric material use due to their property profile. In the present work, the fundamentals of a simulation chain of fluid mechanical and structural simulation of phenolic resins with short and long glass fiber reinforcement are developed, with a view to component development using integrative simulation. Based on extensive process investigations the derived flow behavior can be described using the block/ shear flow model. However, the results of microstructure analysis show a dynamic of fiber orientation, which can not be predicted at the present time using the empirical models of classical injection molding simulation. Accordingly, the micromechanical modeling is carried out at the experimentally determined microstructure. That allows the inclusion of fiber bundling and bending in the mechanical structure analysis. The derived elastoplastic material model is extended by a fatigue failure model to predict the fatigue behavior under harmonic and non-harmonic cyclic stress which allows a calculation taking into account the anisotropy, the stress ratio and the temperature. The validation of the static stress and fatigue is performed both on a simple test bar geometry and a structural component, an automotive engine bracket.

Keywords

Thermoset, Phenolic Resin, Integrative Simulation, Process Simulation, Structural Analysis, Molding Flow Model, Fiber Orientation, Mechanical Component Behavior, Fatigue

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 2012 bis 2017 während meiner Tätigkeit im Bereich der Technologiefabrik, Polymertechnik Powertrain, der Daimler AG in Stuttgart.

Ich danke Frau Prof. Dr.-Ing. Birgit Awiszus für die Übernahme des Vorsitzes der Promotionskommission. Für die wissenschaftliche Betreuung der Arbeit und die Übernahme des Referats gilt ein besonderer Dank Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Gehde, Leiter der Professur Kunststoffe der Technischen Universität Chemnitz. Mein Dank gilt ebenfalls Herrn Prof. Dr.-Ing. Dietmar Drummer, Leiter des Lehrstuhls für Kunststofftechnik der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, für die Übernahme des Koreferats. Beiden möchte ich an dieser Stelle ebenfalls für die konstruktive Kritik zu den Inhalten der vorliegenden Arbeit danken.

Angeregt wurde diese Arbeit durch Herrn Dr. Harald Zeizinger, Mitarbeiter der Daimler AG, dem ich für seine stete Unterstützung und den aus zahlreichen Diskussionen resultierenden Anregungen besonders danke. Des Weiteren danke ich den Kollegen und Studenten seitens der Daimler AG für die Zusammenarbeit und Unterstützung während der gesamten Zeit.

Ich danke allen Mitarbeitern der Professur Kunststoffe der Technischen Universität Chemnitz, stellvertretend Dr.-Ing. Sascha Englich und M.Sc. Thomas Scheffler, für die engagierte Unterstützung bei der Durchführung der experimentellen Untersuchungen. In gleicher Weise danke ich den Mitarbeitern der Firma Schwarzpunkt Schwarz GmbH & Co KG, stellvertretend den Herren Ingo Schwarz und Manfred Schmidt, für die Unterstützung bei der Herstellung der Versuchsträger.

Darüber hinaus danke ich den Mitarbeitern der Firma Part Engineering, stellvertretend Herrn Dr.-Ing. Wolfgang Korte, für die stete Einsatzbereitschaft und flexible Zusammenarbeit sowie die zahlreichen Diskussionen, die einen wertvollen Beitrag zur Entstehung der Arbeit geleistet haben.

Besonderer Dank gilt dem Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) und dem Projektträger Karlsruhe (PTKA, Außenstelle Dresden) für die finanzielle Unterstützung im Rahmen des Verbundprojekts „Faserverstärkte Duroplaste für die Großserienfertigung im Spritzgießen“ (FiberSet), Teilprojekt „Bauteilentwicklung für Demonstrator – Aggregateträger“ (FKZ 02PJ2168). Ich danke gleichermaßen allen Projektpartnern für die Zusammenarbeit und fachlichen Diskussionen, die zum Entstehen der Arbeit beigetragen haben.

Abschließend möchte ich in besonderer Weise meiner Familie und meinen Freunden danken, die mich während der gesamten Zeit und insbesondere in schwierigen Phasen unterstützt und motiviert haben.

Inhalt

1	Einleitung und Zielsetzung	1
2	Theoretische Grundlagen und Stand der Technik	5
2.1	Reaktionskinetik	5
2.1.1	Chemie der Phenolharze.....	5
2.1.2	Beschreibung der Reaktionskinetik	8
2.2	Rheologie der Kunststoffe	9
2.2.1	Strömung von viskosen Fluiden	9
2.2.2	Scherratenabhängigkeit	11
2.2.3	Einfluss der Temperatur	15
2.2.4	Einfluss der Reaktionskinetik.....	17
2.2.5	Faserorientierung und -längenreduzierung	18
2.3	Stand der Technik der Spritzgießsimulation in FEM	22
2.4	Mikromechanische Materialmodellierung	24
2.4.1	Mikromechanische Materialmodelle	24
2.4.2	Mechanisches Werkstoffverhalten von Polymeren	26
2.4.3	Materialmodelle für faserverstärkte Kunststoffe	28
2.4.4	Versagensthypothesen	31
2.4.5	Schwingende Beanspruchung	32
2.5	Stand der Technik der Struktursimulation in FEM	37
3	Experimentelle Untersuchungen	41
3.1	Vorgehensweise und Versuchsplanung.....	41
3.2	Untersuchte Werkstoffe	45
3.3	Verarbeitungsbedingungen und Probekörperherstellung	47
3.4	Charakterisierung der Morphologie	49
3.4.1	Dichte	49
3.4.2	Glasfaser- und Füllstoffgehalt	50
3.4.3	Faserlängenverteilung	50
3.4.4	Faserorientierung und Homogenität	50
3.4.5	Faserdurchmesser	53
3.5	Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften	53
3.5.1	Statische Eigenschaften	53
3.5.2	Materialermüdung durch zyklische Beanspruchung.....	53

3.5.3	Lebensdauer	55
3.5.4	Mechanische Bauteileigenschaften	56
3.6	Charakterisierung des Vernetzungsverhaltens	57
4	Ergebnisse und Diskussion	59
4.1	Aushärteverhalten im Verarbeitungsprozess	59
4.2	Strömungsverhalten und Faserorientierung	61
4.2.1	Einführung	61
4.2.2	Formfüllung	61
4.2.3	Faserorientierung	70
4.2.4	Strömungsmodell	75
4.3	Prozesssimulation	82
4.4	Mikromechanische Materialmodellierung	90
4.4.1	Einführung	90
4.4.2	Dichte und Füllstoffanteil	91
4.4.3	Faserlängenverteilung und Aspektverhältnis	91
4.4.4	Faserorientierung und lokale Inhomogenität	96
4.4.5	Modellbildung für statische Beanspruchung	99
4.5	Statische Strukturanalyse	104
4.5.1	Einführung	104
4.5.2	Quasistatische Steifigkeit und Versagen des Probekörpers	105
4.5.3	Quasistatische Steifigkeit und Versagen des Bauteils	109
4.6	Modellbildung für schwingende Beanspruchung	113
4.6.1	Einführung	113
4.6.2	Zyklische Schädigungsmechanismen und Werkstoffermüdung	113
4.6.3	Modellbildung und Validierung	115
4.7	Zyklische Versagensvorhersage	120
4.7.1	Einführung	120
4.7.2	Schwingfestigkeitsabschätzung des Bauteils	120
4.7.3	Lebensdauerabschätzung des Probekörpers	123
4.7.4	Lebensdauerabschätzung des Bauteils	126
5	Zusammenfassung und Ausblick	129
6	Literatur	137
	Anhang	153

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzungen

CT	Computertomographie
DIC	Digital Image Correlation (dt.: Digitale Bildkorrelation)
DSC	Differential Scanning Calorimetry
EP	Epoxidharz
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente-Methode
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau e.V.
MF	Melamin-Formaldehyd-Harz
PA6	Polyamid 6
PA66	Polyamid 66
PBT	Polybutylenterephthalat
PEEK	Polyetheretherketon
PF	Phenol-Formaldehyd-Harz
Pos.	Position
PP	Polypropylen
PPS	Polyphenylensulfid
PUR	Polyurethan
RT	Raumtemperatur
RVE	Repräsentatives Volumenelement
UP	Ungesättigtes Polyesterharz
WLF	Williams, Landel, Ferry

Lateinische Formelzeichen

A	m^2	Fläche
A_m	$(m^2)^{-1}$	Flächendichte
A_s		Strangaufweitung
a_{ij}		Faserorientierungstensors
a_T		Temperaturverschiebungsfaktor
B_1, B_2		Materialkonstanten
C_1, C_2		Materialkonstanten
c_1, c_2		Materialkonstanten
c_p	$J/(kg \cdot K)$	Spezifische Wärmekapazität
D		Schadenssumme
d	m	Durchmesser/ Dicke
d_0	m	Ausgangsdurchmesser
E	Pa	Elastizitätsmodul

E_A	J/mol	Aktivierungsenergie
F	N	Kraft
H		Hysterese
h	m	Fließkanalhöhe
h_{N_i}		Rel. anzahlbezogene Häufigkeit innerhalb der Klasse i
h_{V_i}		Rel. volumenbezogene Häufigkeit innerhalb der Klasse i
G	Pa	Schub-/Schermodul
K	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit
k	J/K	Boltzmann-Konstante
k		Reaktionsgeschwindigkeitskonstante
k_H		Reibkoeffizient
L_i	m	Mittlere Faserlänge innerhalb der Klasse i
L_N	m	Mittlere anzahlbezogene Faserlänge
L_V	m	Mittlere volumenbezogene Faserlänge
l	m	Länge
l_e	m	Länge der Monomereinheit
l_{krit}	m	Kritische Faserlänge
N		Schwingspielzahl
N_e		Anzahl der Monomereinheiten
N_i		Teilschwingspielzahl
N_{fi}		ertragbare Schwingspielzahl
n		Ordnungszahl
n^*		Reaktionsordnung
p	Pa	Druck
p_0	Pa	Hydrostatischer Druck
R	J/(mol·K)	Universelle Gaskonstante
R		Beanspruchungsverhältnis bei zyklischer Belastung
R^*		Zyklischer Anstrengungsfaktor
S	Pa	Festigkeit in Bezug auf Scherung
S_a	Pa	Spannungsamplitude bei zyklischer Belastung
S_m	Pa	Mittelspannung bei zyklischer Belastung
S_o	Pa	Oberspannung bei zyklischer Belastung
S_u	Pa	Unterspannung bei zyklischer Belastung
SN		Wöhlerkurve
T	°C	Temperatur
T_0	°C	Referenztemperatur
T_g	°C	Glasübergangstemperatur
T_m	°C	Massetemperatur

T_s	°C	Referenztemperatur
T_w	°C	Werkzeugtemperatur
t	s	Zeit
V	m ³	Volumen
V_F		Volumen der Fasern
v	m/s	Geschwindigkeit
v_W	m/s	Wandströmungsgeschwindigkeit
X	Pa	Festigkeit in Richtung 1
Y	Pa	Festigkeit in Richtung 2

Griechische Formelzeichen

α		Aushärtegrad
α_g		Umsatzgrad am Gelpunkt
ΔH_r		Reaktionsenthalpie
ΔH_{ges}		Gesamtreaktionsenthalpie
$\dot{\gamma}$	s ⁻¹	Schergeschwindigkeit/ Scherrate
$\dot{\gamma}_c$	s ⁻¹	Kritische Schergeschwindigkeit/ Scherrate
ε	%	Dehnung
η	Pa·s	Dynamische Viskosität
η_0	Pa·s	Nullviskosität
κ		Empirischer Fließkoeffizient
λ_{krit}		Kritisches Aspektverhältnis
ν		Querkontraktionszahl
ρ	kg/m ³	Dichte
ρ_F	kg/m ³	Faserdichte
ρ_s	kg/m ³	Verarbeitungsdichte
σ	Pa	Spannung
σ_a	Pa	Spannungsamplitude
σ_B	Pa	Statische Bruchspannung
σ_{BT}	Pa	Temperaturabhängige statische Bruchspannung
σ_{BT_0}	Pa	Statische Bruchspannung bei Referenztemperatur
σ_F	Pa	Bruchspannung der Faser
σ_M	Pa	Bruchspannung der Matrix
σ_m	Pa	Mittelspannung
σ_o	Pa	Oberspannung bei zyklischer Belastung
σ_u	Pa	Unterspannung bei zyklischer Belastung
σ_{VH}	Pa	Vergleichsspannung nach Hill
τ	Pa	Schubspannung/ Scherspannung

τ_0	Pa	Fließgrenzschubspannung
τ_{Gr}	Pa	Maximale Grenzflächenschubspannung
τ_W	Pa	Kritische Wandschubspannung
Φ		Faserorientierung
φ	Vol.-%	Faservolumenanteil
Ψ		Verschiebungsfaktor bei zyklischer Beanspruchung
ψ	Gew.-%	Fasergewichtsanteil

1 Einleitung und Zielsetzung

Der Einsatz von polymeren Werkstoffen in immer anspruchsvolleren Anwendungen im Automobil gewinnt stets an Bedeutung. Durch hochproduktive Herstellungsverfahren, maßgeschneiderte Materialeigenschaften und geringe spezifische Gewichte bietet sich diese Werkstoffklasse an, bestehende Metallanwendungen durch innovative Entwicklungslösungen zu substituieren. Thermoplastische Werkstoffe stoßen dabei zunehmend an ihre thermischen und mechanischen Einsatzgrenzen. Die Werkstoffgruppe der rießelfähigen Duroplaste könnte hingegen einen optimalen Mix zur Erfüllung des Anforderungsprofils bei gleichzeitig effizienter Herstellung im Spritzgussprozess bieten.

Immer kürzere Entwicklungszeiten für neue Fahrzeugkonzepte erfordern zunehmend die Verlagerung in frühere Entwicklungsphasen der rechnerischen Auslegung zur Reduzierung langer Komponenten- und Gesamtfahrzeugerprobungen. Umso wichtiger wird der Einsatz von Simulationswerkzeugen auf Basis der Finiten-Elemente-Methode (FEM) zur Berechnung des Bauteilverhaltens unter realen, in der Regel nichtstatischen, Betriebsbedingungen. Während die Entwicklung der simulativen Bauteilauslegung für thermoplastische Werkstoffe in den letzten Jahren stark vorangetrieben wurde, wie in [1-7] demonstriert, fand diese für Duroplaste trotz positiver Marktentwicklung, wie [8-11] zeigen, nur wenig Beachtung. Folglich existieren keine oder nur unvollständige Materialarten der derzeit auf dem Markt befindlichen Duroplaste, die eine Prozess- oder Struktursimulation ermöglichen.

Härtbare Formmassen zeichnen sich durch ihre guten mechanischen Eigenschaften, bei gleichzeitig hoher thermischer Stabilität sowie Kriech-, Alterungs- und Medienbeständigkeit, gegenüber den Thermoplasten aus. Hoch gefüllte Formmassen weisen darüber hinaus infolge ihrer geringen Schwindung und Wasseraufnahme eine deutlich bessere Maßhaltigkeit auf. Größter Nachteil stellt hingegen die geringe Schlagzähigkeit und das spröde Versagensverhalten dar. Ein Vergleich der mechanischen Zugeigenschaften der wichtigsten technischen Thermoplaste und Duroplaste zeigt das Potential der reaktiven Werkstoffe für den Einsatz von thermisch und mechanisch hoch beanspruchten Bauteilen auf (Bild 1.1). Insbesondere das Phenol-Formaldehydharz, im Folgenden als Phenolharz bezeichnet, bietet gute mechanische Eigenschaften sowie Eigenschaftsstabilität über einen großen Temperaturbereich.

Eine Verarbeitung im Fließpressverfahren eignet sich für nahezu alle reaktiven Werkstofftypen, wogegen das Spritzgießverfahren wesentlich weniger eingesetzt wird. Mit dem Spritzgießen lassen sich jedoch Formteile gleichbleibender Qualität wirtschaftlich und in großer Stückzahl herstellen, denn Plastifizierung und Homogenisierung der Formmasse sowie Formgebung des Endproduktes erfolgen voll automatisch in einem einzigen Aggregat. Dabei ist es möglich Formteile mit hoher Präzision und Oberflächengüte werkzeugfallend, d.h. nachbearbeitungsfrei, zu fertigen.

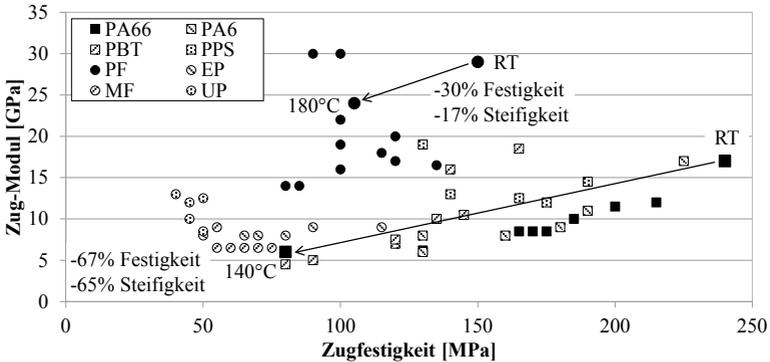


Bild 1.1: Mechanische Eigenschaften technischer Thermoplaste (quadratische Symbole) und Duroplaste (runde Symbole) im Vergleich [12]

Die vorliegende Arbeit soll dazu beitragen, die Lücke in der simulativen Bauteilauslegung von Phenolharzen zu reduzieren und dabei Zusammenhänge zwischen dem rheologischen und mechanischen Werkstoffverhalten zu erschließen. Im Hinblick auf einen größtmöglichen Erkenntnisgewinn werden zwei Vertreter aus der Gruppe der rieselfähigen Phenolharze mit Glasfaserverstärkung ausgewählt. Zum einen wird ein kurzfaserverstärktes, hochgefülltes und homogenisiertes Vorkondensat ausgewählt, zum anderen eine langfaserverstärkte, nicht vorkondensierte und nicht homogenisierte Formmasse. Die Aufbereitung und Verarbeitung erfolgt in Spritzgusstechnik.

Zentrale Zielstellung der Arbeit bildet die grundlegende Entwicklung der integrativen Simulation für diese reaktive Werkstoffgruppe, d.h. die Erarbeitung der Zusammenhänge zwischen Prozesssimulation und Strukturanalyse. Für die Strukturberechnung werden Materialkarten erstellt, welche die statischen Werkstoffeigenschaften bis hin zum Ermüdungsverhalten unter harmonischer Schwingung und beliebigen Last-Zeit-Kollektiven abbilden können. In diesem Zusammenhang wird ebenfalls die Temperaturabhängigkeit in den Materialkarten berücksichtigt.

Einen Schwerpunkt bildet die Materialmodellierung und Validierung des mechanisch statischen Materialverhaltens sowie die Übertragbarkeit auf reale Bauteilgeometrien mit dem Ziel der exakten Versagensvorhersage. Dabei wird auf Bekanntes aus der anisotropen, nichtlinearen Modellbildung zurückgegriffen und an die Besonderheiten des duroplastischen Materialverhaltens angepasst. Darüber hinaus werden die bestehenden Modellansätze auf den Einsatz von langen Fasern, unter Berücksichtigung von Längenverteilungen und Inhomogenitäten, überprüft. Grundlage bildet hierbei die mikromechanische Materialmodellierung. Unter Berücksichtigung der individuellen Mor-

phologie, d.h. insbesondere der Faserorientierung und der Fasergeometrie, werden mithilfe der Konzepte der Homogenisierung die elastischen und elastoplastischen Materialeigenschaften abgebildet.

Einen weiteren Schwerpunkt bildet die Vorhersage der Schwing- und Betriebsfestigkeit. Grundlage stellt auch hier die mikromechanische Materialmodellierung mithilfe der Homogenisierung dar. Zur Beschreibung des Versagens findet der Ansatz der linearen Schadensakkumulation aus der metallischen Betriebsfestigkeitsauslegung Anwendung. Um diese rein isotrope Werkstoffbeschreibung auf faserverstärkte Kunststoffe zu übertragen, wird ein Normierungsverfahren entwickelt, welches unabhängig von Faserorientierung und Spannungsverhältnis eingesetzt werden kann. Die Einbeziehung der Temperaturabhängigkeit ist ebenfalls möglich.

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist ebenfalls die Ermittlung der Faserorientierung aus der Prozesssimulation zur Übertragung der Mikrostrukturinformationen in die Strukturanalyse. Aufgrund der unvollständigen bzw. fehlenden Materialkarten, der grundsätzlich aufwendigen und bislang begrenzten numerischen Beschreibung der Materialeigenschaften sowie deren ebenso aufwendigen experimentellen Charakterisierung wird hier ein rein pragmatischer Ansatz zur Verwendung eines Ersatzmaterials erarbeitet. Grundlage hierfür bildet das Verständnis der Strömungsvorgänge während des Spritzgießens sowie der numerischen Beschreibung in der Simulation. Aufgrund der bislang eingeschränkten Kenntnisse über das Strömungsverhalten von Phenolharzen, bildet die Analyse des Strömungsprofils und der Faserorientierung ebenfalls einen Schwerpunkt der Arbeit. Um die komplexen chemisch-physikalischen Vorgänge während des Formfüllverhaltens bewerten zu können, ist ebenfalls das Verständnis der kinetischen und chemorheologischen Zusammenhänge erforderlich. Dabei wird auf die Besonderheiten der betrachteten Werkstoffklasse eingegangen und eine physikalische Beschreibung abgeleitet. Aus den Erkenntnissen wird ein angepasstes Strömungsmodell abgeleitet und die Wirkungsmechanismen, welche die Faserorientierung beeinflussen, diskutiert.

2 Theoretische Grundlagen und Stand der Technik

2.1 Reaktionskinetik

2.1.1 Chemie der Phenolharze

Phenol-Formaldehyd-Harze (PF-Harze) sind synthetisch hergestellte Duroplaste, welche durch Polykondensation aus zumeist Phenol und Formaldehyd entstehen. Das bereits 1908 von Baekeland patentierte Prinzip [13] besteht darin, zunächst oligomere, noch schmelz- und formbare Zwischenverbindungen zu synthetisieren und anschließend im eigentlichen Formgebungsverfahren zu hochmolekularen, nicht schmelzbaren Verbindungen zu überführen. [14] Die Umsetzung von Phenol und Formaldehyd zu PF-Harzen erfolgt in drei Stadien, der Hydroxymethylierung des Phenols, der Kondensation der Hydroxymethylphenole zu Mehrkernverbindungen und der Vernetzung [15]. Je nach Einsatz des Katalysators kann die Umsetzung grundsätzlich zu zwei verschiedenen Produkten führen:

- a) Resole, selbsthärtende Phenolharze, welche mithilfe basischer Katalysatoren entstehen und
- b) Novolake, welche unter sauren Bedingungen entstehen und nur durch die Zugabe eines Härterers vollständig vernetzen.

Der Chemismus der charakteristischen Synthese der Monomere zu Resolen und Novolaken, sowie der chemische Härtungsprozess sind in ihren Strukturformeln in Anhang 1 dargestellt.

Der entscheidende Faktor bei der Entstehung der Reaktionsprodukte ist das Verhältnis des eingesetzten Formaldehyds zum Phenol. Die Synthetisierung von Resolen erfolgt unter Formaldehyd-Überschuss mit $F/P=1-3$, von Novolaken in Phenol-Überschuss mit typischen Molmassen-Verhältnissen von $F/P=0,74-0,86$. [16]

Resole

Die Herstellung von Resolen erfolgt über die Umsetzung der Phenole mit Formaldehyd in Gegenwart von alkalischen Katalysatoren, wie z.B. Ammoniak, tertiäre Amine, Alkali- oder Erdalkalihydroxide [15]. Das Phenol liegt bei basischen Bedingungen als Phenolanion vor, an das in der ersten Stufe der Resolbildung Formaldehyd addiert wird. Diese Addition findet bei niedrigen Temperaturen (60°C) statt. Bei höheren Temperaturen, im Bereich zwischen 60°C und 100°C , beginnt die Hydroxymethylierung der reaktiven Gruppen zum oligomeren Präpolymer [16]. In Abhängigkeit der Reaktionsbedingungen (Molmassenverhältnis F/P , Typ und Konzentration des Katalysators, Temperatur) ist es möglich, dass sich durch die Besetzung einer oder mehrerer freier

reaktionsfähiger Stellen ein Isomerenmisch verschiedener Mono-, Di- und Trihydroxymethylphenole bildet. Die Kondensation dieser Hydroxymethylphenole zu Mehrkernverbindungen erfolgt oberhalb von 110°C. Es sind drei Reaktionswege bekannt, die unter Abspaltung von Wasser (und Formaldehyd) Dimethylenetherbrücken oder Methylenbrücken als spezifische Strukturelemente bilden [15]. Erstere werden bevorzugt in neutralen oder leicht sauren Bedingungen und bei Temperaturen unterhalb von 130°C gebildet, wohingegen bei Temperaturen oberhalb von 200°C die Bildung von Methylenbrücken begünstigt wird [15]. Ebenso können entstandene Etherbrücken bei anschließender Temperaturerhöhung und ohne Einwirkung von Katalysatoren in Methylenbrücken umgewandelt werden.

Diese Kondensationsreaktionen führen zur räumlichen Vernetzung der Moleküle und zur Entstehung einer dreidimensionalen Molekülstruktur. Dabei beeinflussen die oben genannten Reaktionsbedingungen entscheidend die Vernetzungsdichte. Ein hohes F/P-Verhältnis bewirkt einen hohen Substitutionsgrad am Phenolring, wodurch die Bildung von Methylenbrücken erhöht wird. Ebenso zeigen Resole, welche noch Restmonomere enthalten, eine geringere Neigung zur Methylenbrückenbildung als jene, die sich in einem höheren Reaktionsstadium befinden. [15, 17-18]

Resole zählen zu den eigenhärtenden Harzen, die aufgrund ihrer reaktiven Gruppen ohne den Zusatz von Härtungsmitteln in den ausgehärteten Zustand überführt werden können. Im Laufe der Vernetzung durchlaufen sie verschiedene morphologische Zustände mit unterschiedlichen Eigenschaften (Tab. 2.1). Dabei ist es möglich die Kondensationsreaktion beliebig oft zu unterbrechen und wieder weiterzuführen, bis der gewünschte Aushärtegrad des Harzes erreicht wird [19]. Im Zustand von 0 bis A wird das Reaktionsharz synthetisiert. Im Zustand von A bis B schreitet die Kondensationsreaktion so weit fort, bis es den Zustand einer zähflüssigen und nur noch unter hohen Temperaturen plastisch verformbaren Formmasse erreicht. In dieser Reaktionsstufe wird das Harz üblicherweise mit Füll- und Verstärkungsstoffen vermischt. Im Zustand B bis C findet schließlich die Verarbeitung bis zur vollständigen, raumvernetzten Aushärtung statt. Dabei kann in der Realität aufgrund der zunehmenden Viskosität jedoch kein Umsatzgrad von 100% erreicht werden. [20]

Novolake

Bei der Herstellung von Novolakem erfolgt die Umsetzung von Phenol und Formaldehyd in saurer Umgebung unter Anwesenheit geringer Mengen Mineralsäuren, wie Schwefel- und Salzsäure, oder Oxalsäure [15]. Im ersten Reaktionsschritt wird Formaldehyd durch die Säure in ein Methylol-Kation überführt, welches durch elektrophilen Angriff am aromatischen Ring des Phenols in Para- oder Ortho-Position zu Hydroxymethylphenol reagiert. Diese Hydroxymethylgruppe ist in saurem Medium instabil,

wodurch es sich unter Abspaltung von Wasser zu einem entsprechenden Phenol-Methylen-Kation umsetzt und ein weiteres Phenolmolekül angreift. Auf diese Weise werden methylenverbrückte Oligomere gebildet, deren Ladung durch Abspaltung eines Protons ausgeglichen wird. Aufgrund des Phenolüberschusses im Reaktionsgemisch entstehen dabei im Wesentlichen lineare Oligomere ohne reaktive Gruppen oder Brückenbindungen. Novolake sind nicht wärmereaktiv und zählen daher zu den indirekt härtenden Phenoplasten. [15, 20]

Novolake sind löslich in polaren Lösungsmitteln, wie Alkoholen, Ketonen und Estern. Sie sind thermoplastisch schmelzbar, mit einer Erweichungstemperatur zwischen 60°C und 110°C [21]. Erst durch den Zusatz eines Härtungsmittels, meist Hexamethylenetetramin, kurz Hexa oder auch Urotropin genannt, werden die zur Vernetzung notwendigen Brückenbindungen ermöglicht. Die besondere Bedeutung von Hexa resultiert aus seiner Bildung aus Ammoniak und Formaldehyd, bei der bereits Kondensationswasser frei wird, das bei der Härtung der Novolake nicht als Wassereinschluss im Vernetzungsgitter eingelagert werden kann.

Unter Wärme zerfällt Hexa, und das frei werdende Formaldehyd sowie ein Teil des Ammoniaks werden in einer ersten Vernetzungsstufe bei ca. 120°C bis 200°C als Dimethylamin- und Trimethylaminbrücken in die Novolakstruktur eingebaut. Letztere sind gegen höhere Temperaturen empfindlich und lagern sich, wie bei den Resolen, ab ca. 200°C unter Abspaltung von weiterem Ammoniak zu Methylenbrücken um. Die morphologischen Zustände, die während der Vernetzung durchlaufen werden, können analog zur Resolhärtung klassifiziert werden (Tab. 2.1). Neben einer Härtung mit Hexa ist es auch möglich Novolake mit Resolen zu vernetzen, wobei Resite hoher Härte und Festigkeit, jedoch geringer Bruchdehnung entstehen.

Tab. 2.1: Verlauf der Vernetzungsstadien eines Phenolharzes [20]

Zustand	Bezeichnung	Physikalische Eigenschaften	Chemische Eigenschaften
A ₁	Resol/	flüssig, löslich,	niedermolekulare Oligomere
A ₂	Novolak	schmelzbar	hochmolekulare Oligomere
B ₁		quellbar, schmelzbar,	leichte, flüssige Formmasse
B ₂	Resolit	unlöslich, in Wärme verformbar	zähflüssige Formmasse
C ₁		unlöslich,	unvollständig vernetzt
C ₂	Resit	unschmelzbar	annähernd vollständig vernetzt

Weiterführende Literatur zur Beschreibung der Reaktionskinetik von Phenol-Formaldehyd-Harzen findet sich in [16, 22-26].

2.1.2 Beschreibung der Reaktionskinetik

Die Beschreibung der Reaktionskinetik vernetzender Werkstoffe im Sinne eines kinetischen Modells dient als wichtige Grundlage für die Vorhersage des rheologischen bzw. chemorheologischen Verhaltens während der Verarbeitung, und damit zur Steuerung der Prozessoptimierung sowie der simulativen Vorhersage des Fließverhaltens und der Morphologieausbildung. In der Vergangenheit wurde eine Reihe von empirischen Modellen entwickelt, welche die duroplastische Reaktionskinetik beschreiben. Die wichtigsten Modellansätze werden in einem kurzen Überblick in [27-28] zusammengefasst. Sie wurden zur Beschreibung von Epoxid- und ungesättigten Polyesterharzen (ohne Abspaltung von Nebenprodukten) entwickelt und haben in einer Reihe von Untersuchungen, wie in [29-34], Anwendung gefunden. Es existieren allerdings auch Beiträge für die Anwendung auf Phenolharzsystemen [35-42]. Die meisten Modelle verfolgen den Ansatz einer einstufigen Reaktion n -ter Ordnung und liefern keine Informationen über den kinetischen Mechanismus der Reaktion. Sie bedürfen somit keiner aufwendigen Charakterisierung der Reaktionspartner. Anfangs- und Endzustand des Systems müssen nicht bekannt, jedoch reproduzierbar sein. Nachteil dieser Modelle ist allerdings, dass ihre Gültigkeit auf den Umfang der gemessenen Bedingungen sowie die untersuchte Zusammensetzung beschränkt ist. Entsprechend ist es wichtig, einen möglichst großen Bereich hinsichtlich Zeit- und Temperaturabhängigkeit mit geeigneten isothermen und/oder dynamischen Versuchen abzudecken. Für die exakte Beschreibung des Chemismus werden spezielle Modelle aus der Analyse der beteiligten Einzelreaktionen abgeleitet. Diese erfordern umfangreiche Untersuchungen zu den Reaktantenkonzentrationen sowie den entstehenden Zwischen- und Endprodukten. So sind sie zwar wesentlich komplexer als die empirischen Modelle, unterliegen jedoch keiner Einschränkung bei der Veränderung der Zusammensetzung.

Die Beschreibung der Reaktionskinetik in der Prozesssimulation basiert in der Regel auf der bereits erwähnten einstufigen Reaktion n -ter Ordnung, der sogenannten formal-kinetischen Formulierung. Die Reaktionsgeschwindigkeit $d\alpha/dt$ wird als Funktion der Temperatur T und des Aushärtegrades α formuliert (Gl. (1)). Da die Modelle im Zusammenhang mit der rheologischen Beschreibung genutzt werden, erfolgt eine genauere Betrachtung in Abschnitt 2.2.4.

$$d\alpha/dt = f(\alpha, T) \quad (1)$$

Die Parameter für die Beschreibung der Reaktionskinetik werden im Allgemeinen mithilfe der Differential Scanning Calorimetry (DSC) bestimmt (Bild 2.1) [36, 43-44]. Für die Auswertung der im Versuchsverlauf registrierten Enthalpieänderungen wird zunächst angenommen, dass während der Vernetzungsreaktion rein chemische Prozesse ablaufen und keine physikalischen Prozesse die Reaktion überlagern. Damit kann die

frei werdende Enthalpie mit der Aushärtung gleichgesetzt und folgende Beziehung zur Bestimmung des Aushärtegrades herangezogen werden:

$$\alpha = \Delta H_r / \Delta H_{ges} \quad (2)$$

wobei ΔH_r die frei werdende Reaktionsenthalpie und ΔH_{ges} die Gesamtreaktionsenthalpie des Harzes bezeichnet. Die DSC-Kurven lassen sich somit wie folgt interpretieren:

- 1 Endotherme Peaks mit Maxima 80°C - 90°C: Verdampfung von Wasser,
- 2 Exotherme Peaks mit Maxima 130°C - 160°C: Vernetzungsreaktion,
- 3 Exotherme Peaks mit Maxima 200°C - 220°C: Umlagerungsreaktionen und räumliche Vernetzung des Harzes,
- 4 Exotherme Peaks mit Maxima >> 220°C: Harzersetzung.

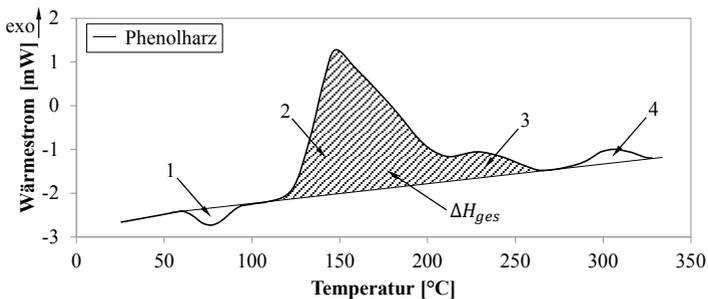


Bild 2.1: Schematische Umsatzreaktionskurve von Phenolharz in der DSC mit 1, 2, 3 und 4 laut Beschreibung

2.2 Rheologie der Kunststoffe

2.2.1 Strömung von viskosen Fluiden

Die allgemeine Strömungstheorie von Fluiden basiert auf den Gesetzen von Navier-Stokes für inkompressible oder kompressible Fluide [45]. Mithilfe der Gleichungen für Massen-, Energie- und Impulserhaltung können alle laminaren und turbulenten Strömungsphänomene der Hydrodynamik unter der Berücksichtigung von Wärmeleitung, Diffusion und Reibung beschrieben werden [46-47].

Einen Spezialfall der allgemeinen Strömungstheorie bildet die Rheologie von Kunststoffen, welche durch die laminare Couette-Strömung sowie die laminare Hagen-Poiseuille-Strömung beschrieben werden kann (Bild 2.2) [48]. Laminare Strömung ist dadurch gekennzeichnet, dass keine Vermischungen quer zur Strömungsrichtung auftreten; die einzelnen Fluidelemente bewegen sich parallel aneinander vorbei. Auch bei

Störung der Strömung, beispielsweise durch Hindernisse oder Unebenheiten, nimmt sie nach der Störstelle wieder ihre ursprüngliche Form an [49]. Das Modell nach Couette betrachtet dabei laminare, stationäre Strömungen einer newtonschen Flüssigkeit zwischen zwei parallelen, ebenen Platten unendlicher Ausdehnung, bei der sich die obere Platte mit einer definierten Geschwindigkeit v gegenüber der unteren, feststehenden Platte bewegt. Unter der Bedingung der Wandhaftung zwischen Platte und angrenzendem Fluid, bildet sich zwischen den Platten mit einem Spaltabstand h ein lineares Strömungsprofil aus. Unter der Annahme, dass an beiden Platten stationäre Bedingungen für Temperatur, Geschwindigkeit und Konzentration herrschen, bleiben deren jeweilige Profile in Strömungsrichtung unverändert erhalten und können durch lineare Ansätze beschrieben werden [50].

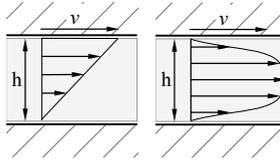


Bild 2.2: Links: Modellvorstellung der Couette-Strömung zwischen zwei parallelen, ebenen Platten; rechts: Modellvorstellung der Hagen-Poiseuille-Strömung im Rohr

Die Kraft F , mit der die obere Platte bewegt werden muss, ist proportional zur Fläche A der Platte. Der Zusammenhang zur dazugehörigen Geschwindigkeitsverteilung dv/dh bzw. der Scherrate $\dot{\gamma}$ ergibt sich aus dem newtonschen Schubspannungsgesetz (Gl. (3)) und wird durch den Proportionalitätsfaktor der dynamischen Viskosität η beschrieben. Bei newtonschen Flüssigkeiten ist die Schubspannung somit eine lineare Funktion des Geschwindigkeitsgradienten (Bild 2.3, Profil a) und damit direkt proportional zur Scherrate (Gl. (4)). Während sich für die Geschwindigkeit selbst nach der Couette-Strömung ein lineares Profil ergibt, entsteht bei Rohrströmungen nach dem Gesetz von Hagen-Poiseuille ein parabolisches Profil (Bild 2.2), welches z.B. zur Beschreibung von Kapillareffekten herangezogen wird.

$$\tau = \frac{dF}{dA} = \eta \frac{dv}{dh} = \eta \dot{\gamma} \quad (3)$$

$$\tau \sim \dot{\gamma} \quad (4)$$

2.2.2 Scherratenabhängigkeit

Die meisten Kunststoffe verhalten sich aufgrund ihres makromolekularen Charakters strukturviskos und zählen somit zu den nicht-newtonschen Fluiden. Die Viskosität verringert sich kontinuierlich mit steigender Schergeschwindigkeit. Folglich besteht keine direkte Proportionalität zwischen Schubspannung und Schergeschwindigkeit; die Schubspannung steigt degressiv an (Bild 2.3, Profil b). Strukturviskoses Verhalten wird von Systemen gezeigt, die im Ruhezustand eine innere Struktur aufweisen. Mit steigender Schergeschwindigkeit werden diese Strukturen zerstört und die Fließfähigkeit erhöht. In Polymerlösungen bzw. Polymerschmelzen bilden Polymerketten Verschlaufungen aus, welche sich im Ruhezustand im Gleichgewicht befinden. Bei niedriger Scherrate werden diese Verschlaufungen gelöst, die erzwungene Bewegung ist gegenüber der thermischen Beweglichkeit der Moleküle jedoch sehr klein, sodass die Rückbildung der Verschlaufung zunächst zu einer konstanten Verschlaufungsdichte führt. Dieser Bereich konstanter Viskosität wird als Nullviskosität η_0 oder als newtonsches Plateau bezeichnet (Bild 2.3). Bei Erreichen einer kritischen Scherrate $\dot{\gamma}_c$ kann die Rückverschlaufung der erzwungenen Bewegung nicht mehr folgen und die Fließkurve knickt ab. Diese kritische Scherrate entspricht der reziproken Relaxationszeit, welche die Zeit darstellt, die benötigt wird, um unter Gleichgewichtsbedingungen die Verschlaufung auszubilden. Nach Überschreiten der kritischen Scherrate nimmt die Viskosität kontinuierlich ab. Dieser Bereich wird als Power-Law-Bereich bezeichnet und kann sich über mehrere Dekaden erstrecken. Bei doppeltlogarithmischer Darstellung zeigt der Bereich näherungsweise geradliniges Verhalten mit dem Anstieg n . Eine ausführliche Beschreibung der Zusammenhänge findet sich in [51-52].

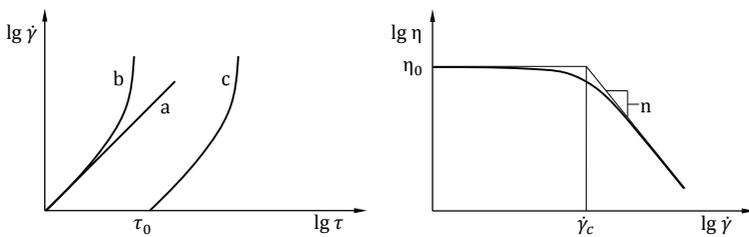


Bild 2.3: Rheologisches Verhalten von Kunststoffen, links: Abhängigkeit der Schergeschwindigkeit von der Schubspannung mit a: newtonischem Fließen, b: Strukturviskosität, c: Strukturviskosität mit Fließgrenze; rechts: Viskositätskurve strukturviskosen Fließens

Zur mathematischen Beschreibung der scherratenabhängigen Viskosität wurden verschiedene Modelle entwickelt, welche im Überblick in [53-55] aufgeführt sind. Der Carreau-Ansatz (Gl. (5)) sowie das Cross-Modell (Gl. (6)) kennzeichnen dabei die Modelle, welche die Anfangsviskosität des quasi-newtonschen Fließbereiches bei kleinen

Scherraten wiedergeben können. Zwar gelten die verwendeten Stoffparameter als Approximationskonstanten, mit ihnen lassen sich jedoch die oben genannten physikalischen Beziehungen beschreiben (Vgl. Bild 2.3).

$$\eta = \frac{\eta_0}{(1 + \dot{\gamma}/\dot{\gamma}_c)^n} \quad (5)$$

$$\eta = \frac{\eta_0}{1 + (\eta_0 \cdot \dot{\gamma}/\dot{\gamma}_c)^{1-n}} \quad (6)$$

η_0 bezeichnet die Nullviskosität, $\dot{\gamma}_c$ die kritische Scherrate und n dem Power-Law-Exponenten.

Strömungsmodell

Nach der Strömungstheorie für thermoplastische Polymere ergibt sich beim Spritzgießen eine Quell-/Scherströmung, bei der der Kern schneller fließt als der Rand. Für die Beschreibung des Modells wird die Bedingung der laminaren, stationären Strömung mit Scherratenabhängigkeit der Viskosität angenommen.

Bei Eintritt der Kunststoffschmelze in eine Kavität beginnt diese sich radial auszubreiten. Der Umfang der Fließfront wird kontinuierlich vergrößert und die Schmelze erfährt eine Dehnströmung quer zur Ausbreitungsrichtung [56]. Gleichzeitig ist die Bedingung der Wandhaftung erfüllt. Bei Kontakt der heißen Schmelze mit der kalten Werkzeugwand wird diese eingefroren und die Strömungsgeschwindigkeit wird Null. Infolge dieses Fließverhaltens ergibt sich ein parabolisches Geschwindigkeitsprofil mit einer resultierenden Scherrate, welche im Bereich der eingefrorenen Randschicht maximal wird, hingegen in der Werkzeugmittellachse gegen Null geht (Bild 2.4). Entsprechend werden die Viskosität der Schmelze und die Faserorientierung (Abschnitt 2.2.5) beeinflusst. Typische Scherraten beim Spritzgießen bewegen sich im Bereich zwischen 100 s^{-1} und 10.000 s^{-1} [57].

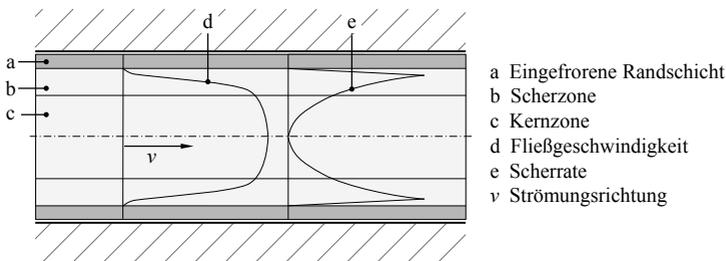


Bild 2.4: Strömungsverhalten von strukturviskosen Fluiden: Quell-/Scherströmung

Einige Polymere beginnen erst zu fließen, wenn eine werkstoffspezifische Schubspannung (Fließgrenzschubspannung) τ_0 überschritten wird, d.h. sie besitzen eine Fließgrenze (vgl. Bild 2.3, Profil c) [52]. Unterhalb dieser Fließgrenze ist die Schergeschwindigkeit Null und die Viskosität unendlich groß. Für das Strömungsprofil ergibt sich ein Scherströmungsbereich oberhalb der Fließgrenze ($\tau > \tau_0$) und ein Blockströmungsbereich unterhalb der Fließgrenze ($\tau < \tau_0$). Eine Modellvorstellung dieser Block-/Scherströmung liefert Bild 2.5. Der gescherte Bereich nimmt dabei einen umso höheren Anteil an, je größer das Verhältnis von Wandschubspannung zu Fließgrenze ist. Das Modell ist demzufolge insbesondere dann relevant, wenn die Wandschubspannung niedrig ist. Die mathematische Beschreibung kann nach dem Potenzgesetz von Herschel-Bulkley erfolgen. Es gilt Gl. (7) für den Bereich des newtonschen Plateaus ($\dot{\gamma} < \dot{\gamma}_c$) und Gl. (8) für den Power-Law-Bereich ($\dot{\gamma} > \dot{\gamma}_c$), κ beschreibt einen empirischen Fließkoeffizienten.

$$\eta = \tau_0 \frac{2 - \dot{\gamma}/\dot{\gamma}_c}{\dot{\gamma}_c} + \kappa \left[(2 - n) + (n - 1) \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_c} \right] \quad (7)$$

$$\eta = \frac{\tau_0}{\dot{\gamma}} + \kappa \left(\frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_c} \right)^{n-1} \quad (8)$$

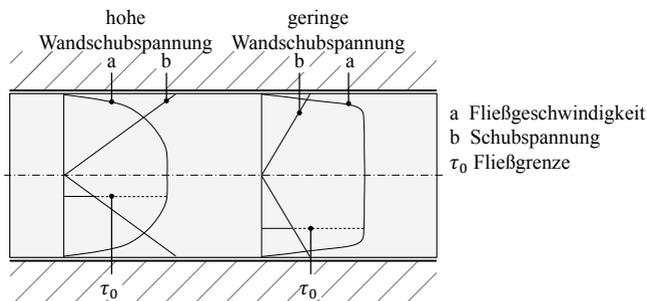


Bild 2.5: Strömungsprofil von Fluiden mit Fließgrenze in Abhängigkeit der Wandschubspannung und Fließgrenze: Block-/Scherströmung

Über das Strömungsprofil reaktiver Werkstoffe ist nur wenig publiziert. Thienel [58] beschreibt das Fließverhalten von organisch gefüllten Phenolharzformmassen (z.B. Holzmehl oder Zellulose) als Blockströmung, von anorganisch gefüllten Formmassen (Mineralpulver oder Glasfasern) hingegen als Quellströmung. Die Blockströmung entsteht nach [58] durch die Bildung eines niedrigviskosen Gleitfilms an der Werkzeugwand infolge sprunghafter Temperaturerhöhung beim Eintritt der kalten Schmelze (ca. 100°C) in die heiße Kavität (ca. 180°C), auf dem der hochviskose Masseblock mit konstanter Strömungsgeschwindigkeit gleitet. Numerisch ließe sich ein Abgleiten der

Formmasse von der Werkzeugwand mit dem hydrodynamischen Reibungsansatz beschreiben (Gl. (9)). Oelgarth [59] formuliert diese Beziehung für das Fließverhalten für langfaserverstärkte Pressmassen unter der Annahme, dass sich zwischen Werkzeugwand und Formmasse ein dünner Schmelzefilm bildet, welcher die Reibung bestimmt. Dieser empirische Reibungsansatz beschreibt den Übergang zwischen Haften und Gleiten als Zusammenhang zwischen einer kritischen Wandschubspannung τ_W und einem werkstoffspezifischen Reibkoeffizienten k_H . Die Strömungsgeschwindigkeit an der Wand v_W ergibt sich entsprechend zu:

$$v_W = \frac{\tau_W}{k_H} \quad (9)$$

Molekular ließe sich Wandgleiten wiederum nach der Theorie von de Gennes [60-61] beschreiben, bei der die Wechselwirkungen zwischen an der Werkzeugwand anhaftenden Molekülen und der vorbeiströmenden Schmelze definiert wird. Der Verschlaufungsgrad der anhaftenden Moleküle bildet das Gleitkriterium. Bei niedrigen Schubspannungen ist dieser hoch und der Strömungswiderstand entsprechend groß sowie die Fließgeschwindigkeit an der Wand sehr klein. Mit steigender Schubspannung werden die anhaftenden Moleküle in Strömungsrichtung orientiert und der Strömungswiderstand verringert (vgl. Einfluss der Scherrate nach Bild 2.3). Die kritische Wandschubspannung, bei der Wandgleiten einsetzt, wird anhand der Flächendichte der anhaftenden Moleküle A_m , der Länge der Monomereinheit l_e und der Anzahl der Monomereinheiten N_e zur Bildung der Verschlaufung berechnet. k beschreibt die Boltzmann-Konstante und T die Temperatur.

$$\tau_W = A_m \cdot \frac{k \cdot T}{l_e \cdot \sqrt{N_e}} \quad (10)$$

Unter der Annahme, dass für die in [58] verwendete Formmasse eine Fließgrenze existiert, welche aufgrund der geringen Wandschubspannung nicht überschritten wird, kann die Modellvorstellung entsprechend Bild 2.5 erfolgen. Gleichzeitig existiert ein unverdichteter Formmassenbereich an der Fließfront, welcher nach [58] mit zunehmendem Wandkontakt als Fließwiderstand wirkt und die nachfolgende Masse verdichtet (Bild 2.6). Die unverdichtete Masse kann nicht über die erläuterten Strömungsmodelle beschrieben werden.

Das Quellströmungsprofil für anorganisch gefüllte Formmassen, welches ebenfalls dem Fließverhalten in [62-63] zugeordnet wird, entsteht nach [58] durch Wandhaftung infolge der Adhäsion zwischen Formmasse und Werkzeugwand. Infolge des reaktionsbedingten Härtungsfortschritts von der Werkzeugwand zur Querschnittsmitte erhält die Masse eine zur Querschnittsmitte hin abnehmende Viskositätsverteilung. Die nied-

rigviskosere plastische Seele strömt zur Fließfront und quillt analog zum thermoplastischen Fließen an die Werkzeugwand und beginnt zu haften. In diesem Fall gilt die Modellvorstellung nach Bild 2.4.

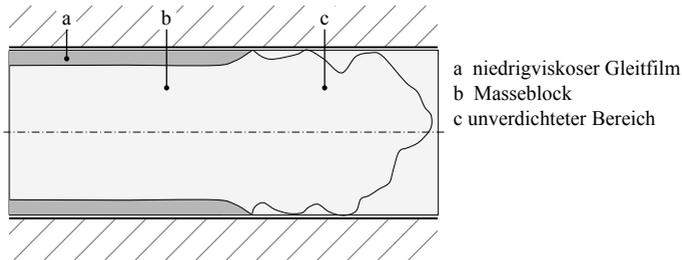


Bild 2.6: Blockströmung von Phenolharz, keine Ausbildung eines Strömungsprofils [58]

Die Beschreibung des Strömungsverhaltens von Phenolharzformmassen bedarf noch einigen Forschungsaufwands. Die Mechanismen der Schmelzebewegung und Morphologieausbildung sind nach aktuellem Kenntnisstand weitgehend ungeklärt und werden in der Literatur widersprüchlich dargestellt. Inwieweit sich die in diesem Abschnitt beschriebenen Modellvorstellungen bei den in der vorliegenden Arbeit verwendeten Werkstoffen wiederfinden bzw. übertragen lassen, wird in Abschnitt 4.2.4 diskutiert.

2.2.3 Einfluss der Temperatur

Die Viskosität nimmt bei den meisten Flüssigkeiten mit zunehmender Temperatur ab. Der Zusammenhang kann im Wesentlichen auf die Zunahme der Beweglichkeit der Kettensegmente innerhalb der Molekülketten sowie die Erhöhung der Platzwechselforgänge der Molekülketten selbst zurückgeführt werden. Experimentelle Untersuchungen zeigen, dass sich ein geradliniger Zusammenhang zwischen dem Logarithmus der Viskosität und der reziproken Temperatur ergibt, d.h. die Lage der Viskositätskurve verändert sich bei doppeltlogarithmischer Auftragung im Diagramm, ihre Form bleibt hingegen gleich (Bild 2.7). Dieser Zusammenhang ermöglicht wiederum die Überführung aller Viskositätskurven in eine Masterkurve und die mathematische Beschreibung der Temperaturabhängigkeit mithilfe eines Verschiebungsansatzes [52-53].

Es existieren zwei Modelle, die, abhängig vom betrachteten Werkstoff, zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit verwendet werden können: der Ansatz von Arrhenius und der WLF-Ansatz. Beide Modelle bewirken eine lineare Verschiebung der Nullviskosität bei logarithmischer Auftragung um einen werkstoffspezifischen Temperaturverschiebungsfaktor a_T (Gl. (11) und (12), vgl. Bild 2.7). Der Arrhenius-Ansatz

[64-65] beschreibt die Kettenbeweglichkeit der Molekülsegmente und eignet sich insbesondere zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit teilkristalliner Thermoplaste sowie amorpher Thermoplaste unter hohen Temperaturen ($T > T_g + 100 \text{ K}$), wo die Kettenbeweglichkeit gegenüber Platzwechselforgängen dominant wird. E_A entspricht der Aktivierungsenergie, T_0 einer Referenztemperatur und R der universellen Gaskonstante. Die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit amorpher Thermoplaste bei niedrigeren Temperaturen liefert der Verschiebungsansatz nach Williams, Landel und Ferry [66], kurz WLF-Gleichung, welcher auf der Grundlage des freien Volumens, d.h. auf der Wahrscheinlichkeit von Platzwechselforgängen aufbaut. Entsprechend besitzt die Gleichung ausschließlich Gültigkeit im Bereich der Nullviskosität. T_s bezeichnet ebenso eine Referenztemperatur, C_1 und C_2 beschreiben Materialkonstanten. Die Masterkurven bzw. der Temperaturverschiebungsfaktor werden für beide Ansätze aus gemessenen Viskositätskurven bei unterschiedlichen Temperaturen generiert.

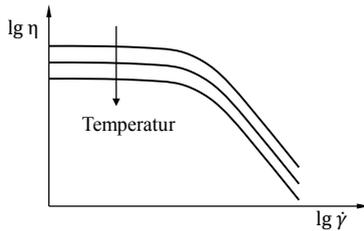


Bild 2.7: Einfluss der Temperatur auf die Viskosität

$$a_T(T) = \frac{\eta_0(T)}{\eta_0(T_0)} = \exp \left[\frac{E_A}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \right] \quad (11)$$

$$a_T(T) = \frac{\eta_0(T)}{\eta_0(T_s)} = \exp \left[- \frac{C_1 \cdot (T - T_s)}{C_2 + T - T_s} \right] \quad (12)$$

Die Temperaturabhängigkeit von Phenolharzen entspricht aufgrund der vorwiegend linearen Kettenstruktur (vgl. Abschnitt 2.1.1) bei niedrigen Temperaturen der Modellvorstellung der amorphen Thermoplaste. Bei den hohen Temperaturen des verarbeitungsrelevanten Temperaturbereiches wird diese jedoch ebenfalls durch die Kettenbeweglichkeit der Molekülsegmente dominiert. Entsprechend basiert die Beschreibung auch hier in der Regel auf dem Arrhenius-Ansatz.

Da eine Änderung der Temperatur ausschließlich die Verschiebung der Nullviskosität bewirkt und keinen Einfluss auf die Strukturviskosität aufweist, ist entsprechend nicht

mit einer grundsätzlichen Änderung des Strömungsprofils zu rechnen. Allerdings führen veränderte Temperaturen und Temperaturverteilungen in der Schmelze zu einer Veränderung der Fließgeschwindigkeit sowie des Einfrierverhaltens an der Werkzeugwand. Die daraus resultierende Änderung des Schergeschwindigkeitsprofils kann wiederum direkte Auswirkungen auf die Dimensionen der Scher- und der Kernzone und schließlich auf die Orientierung der Fasern aufweisen.

2.2.4 Einfluss der Reaktionskinetik

Reaktive Formmassen besitzen neben der Abhängigkeit von der Scherrate und der Temperatur ebenfalls eine Abhängigkeit von der Reaktionskinetik, die die molekulare Struktur durch Quervernetzungen verändert. Diese Zusammenhänge sind aufgrund ihrer Komplexität schwer zu charakterisieren und in numerischen Modellen zu beschreiben. Im Aufschmelzvorgang unterhalb des Vernetzungsbeginns ist die Kettenbeweglichkeit gering und die Viskosität entsprechend hoch. Bei Erhöhung der Temperatur steigt zunächst die Kettenbeweglichkeit an und die Viskosität erniedrigt sich stark. Die Formmassen verhalten sich aufgrund ihrer kurzen, linearen Kettenstruktur ähnlich der amorphen Thermoplaste. Überlagerte Vernetzungsreaktionen lassen die Viskosität jedoch sehr schnell wieder ansteigen, bis schließlich der sogenannte Gelpunkt erreicht wird und die Schmelze erstarrt. Zahlreiche wissenschaftliche Untersuchungen versuchen diese Zusammenhänge zu beschreiben und in chemorheologischen Modellen abzubilden. Eine ausführliche Betrachtung wird in [28] gegeben.

Das meist genutzte Grundmodell zur Beschreibung der Viskosität liefert der Cross-Ansatz (Gl. (6)). Die Einbeziehung der Temperatur und der Zeit zur Beschreibung der Reaktion erfolgt über separate Modelle (vgl. Abschnitt 2.1.2). Die Reaktionskinetik selbst wird auf Grundlage des Arrhenius-Ansatzes formuliert, der die Abhängigkeit der Reaktionsgeschwindigkeit von der Temperatur beschreibt. Durch die empirische Verknüpfung mit spezifischen Materialkonstanten können die Modelle entsprechend angepasst werden. Hierfür liefert wiederum das Modell n -ter Ordnung nach Kissinger (Gl. (13)) [67] ein oft genutztes Grundmodell. k beschreibt die Reaktionsgeschwindigkeitskonstante nach dem Arrhenius-Ansatz, n^* die Reaktionsordnung und B_1 eine Materialkonstante.

Der Einfluss der Reaktion ergänzt das Cross-Modell um eine multiplizierte Exponentialfunktion, welche in Abhängigkeit des Umsatzgrades formuliert wird. Eine empirische Verknüpfung zur Beschreibung der Rheologie liefert beispielsweise das Cross-Castro-Macosko-Modell (Gl. (14)) [68]. α_g definiert den Umsatzgrad am Gelpunkt, c_1 , c_2 und B_2 Materialkonstanten. Entsprechend der Formulierung steigt die Viskosität während des Reaktionsablaufs sehr stark an und geht gegen unendlich, wenn sich der Umsatzgrad dem Gelpunkt nähert.

$$d\alpha/dt = k(1 - \alpha)^n; \quad k = B_1 \exp(-E_A/RT) \quad (13)$$

$$\eta = \frac{\eta_0 \cdot [\alpha_g / (\alpha_g - \alpha)]^{c_1 + c_2 \alpha}}{1 + (\eta_0 \cdot \dot{\gamma} / \dot{\gamma}_c)^{1-n}}; \quad \eta_0 = B_2 \exp(-E_A/RT) \quad (14)$$

Zahlreiche Studien belegen die Gültigkeit der Modelle für Epoxidharz, ungesättigte Polyester und Polyurethan (Reaktionsharze ohne Abspaltung von Nebenprodukten) [29-30, 34, 69-76], weitere sind in [28] zusammengefasst. Allerdings existieren ebenfalls Studien über die Chemorheologie von Phenolharzen und die Übertragbarkeit der Modellansätze auf Reaktionsharze mit Abspaltung von Nebenprodukten [77-79].

Die Viskosität wird ganzheitlich durch die chemische Reaktion beeinflusst und zeigt eine starke Abhängigkeit von der Temperatur und der Zeit. Dennoch weist auch diese Beziehung keinen Einfluss auf die grundlegende Strukturviskosität auf. Der Term zur Beschreibung der Scherverdünnung wird parallel zur Viskositäts-erhöhung formuliert. Die Auswirkungen der chemischen Vernetzungsreaktion auf die Strömungsbedingungen lassen sich folglich analog zum Temperatureinfluss erklären.

2.2.5 Faserorientierung und -längenreduzierung

Die Zugabe von Fasern und anderen Füllstoffen bewirkt im Allgemeinen eine Viskositäts-erhöhung der Schmelze. Eine umfangreiche Betrachtung der Zusammenhänge liefert [80]. Allgemein können faserverstärkte Polymere als Suspensionen betrachtet werden, bei denen der Grad der Viskositäts-erhöhung wesentlich vom Füllstoffanteil beeinflusst wird. Jedoch existiert auch hier ein scherratenabhängiger Zusammenhang. Suspensionen mit stäbchenförmigen Teilchen ohne gegenseitige Wechselwirkung zeigen einen Effekt der Scherverdünnung [81]. Die langen Achsen der Stäbchen sind bei niedrigen Scherraten isotrop verteilt und behindern das Fließen. Bei hohen Scherraten richten sie sich parallel zur Strömungsrichtung aus und erhöhen die Fließfähigkeit der Suspension. Experimentelle Untersuchungen an verstärkten Polymeren zeigen, dass dieser Effekt zu einer starken Viskositäts-erhöhung bei niedrigen Scherraten führt, sich bei hohen Scherraten des Power-Law-Bereiches hingegen füllgradunabhängig nahezu gleiche Viskositäten wie bei unverstärkten Polymeren ergeben [82-83] (Bild 2.8). Dieser Zusammenhang bewirkt makroskopisch betrachtet eine Zunahme der Strukturviskosität mit steigendem Faseranteil. Gleichzeitig bewirkt die strukturbedingte Erhöhung des Fließwiderstandes bei kleinen Scherraten eine Erhöhung der Fließgrenzschubspannung, d.h. es tritt eine scheinbare Fließgrenze auf, welche ebenfalls mit steigendem Faseranteil ansteigt.

Dieser Zusammenhang lässt sich analog auf steigende Faserlängen bei gleichem Fasergehalt übertragen. Mit zunehmenden Faserlängen bzw. Aspektverhältnissen, d.h. dem

Verhältnis von Faserlänge zu Faserdurchmesser, steigt die gegenseitige Fließbehinderung bei niedrigen Scherraten. Bei hohen Scherraten richten sich auch hier die Fasern entlang der Strömungsrichtung aus und zeigen nahezu keinen Einfluss auf die Schmelzviskosität, wie ebenfalls experimentell in [84-86] nachgewiesen werden konnte.

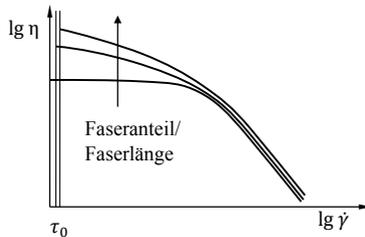


Bild 2.8: Einfluss des Faseranteils sowie der Faserlänge auf die Fließfähigkeit

Die hier beschriebenen Effekte wurden bislang ausschließlich für thermoplastische Polymere nachgewiesen. Vergleichbare Untersuchungen für Phenolharzformmassen liegen bislang nicht vor. Eine Übertragbarkeit wird allerdings aufgrund der physikalischen Zusammenhänge angenommen.

Faserorientierung

Die bereits beschriebenen Strömungsvorgänge beim Spritzgießen verursachen infolge des parabolischen Geschwindigkeitsprofils eine geschichtete Faserausrichtung über den Kavitätenquerschnitt symmetrisch zur Mittelebene (Bild 2.9). Der Kernbereich wird aufgrund des scherungsarmen Fließens insbesondere durch die auftretende Dehnströmung geprägt, in deren Folge die Fasern senkrecht bzw. im Winkel zur Fließrichtung ausgerichtet werden, unabhängig davon welchen Grad der Orientierung die Fasern vorher (z.B. im Angusskanal) hatten. Die wandhaftungsbedingt induzierte hohe Schergeschwindigkeit in Werkzeugwandnähe bewirkt hingegen eine Vorzugsorientierung der Fasern entlang der Fließrichtung, wobei der Orientierungsgrad zur Werkzeugwand hin zunimmt. Bei Erstarren der Schmelze an der Werkzeugwand wird die Faserorientierung eingefroren und die Fließspalthöhe verringert sich. Infolge dessen entsteht eine Schicht mit konstantem Orientierungsgrad (Schichtenbildung vgl. Bild 2.4). Der Anteil der Scherzone ist dabei umso höher, je geringer die Strukturviskosität der Schmelze ausgeprägt ist, d.h. je geringer die Abhängigkeit der Viskosität von der eingebrachten Schergeschwindigkeit ist.

Dieser morphologische Aufbau zeigt sich grundsätzlich bei allen Polymerströmungen, sobald durch Wandhaftung ein entsprechendes Strömungsprofil ausgebildet wird. Bei Blockströmung mit Wandgleiten liegt hingegen die Faserorientierung unausgerichtet

vor, da sich kein Schergeschwindigkeitsprofil ausbilden kann. Bei langen Fasern ist die strömungsinduzierte Ausrichtung der Fasern weniger stark ausgeprägt, wie [85, 87-89] darstellen. Die gegenseitigen Fließbehinderungen und Interaktionen bilden vielmehr ein Fasergerüst mit ineinander verwobenen Fasern aus.

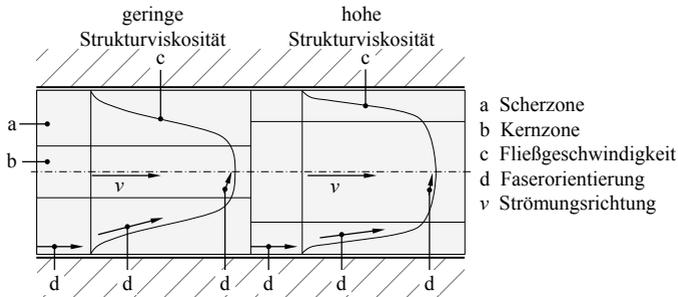


Bild 2.9: Faserorientierung infolge der Strömungsbedingungen

Die numerische Beschreibung der Vorhersage des Orientierungsverhaltens für kurz- und langfaserverstärkte Formmassen basiert auf dem empirischen Modell von Advani und Tucker [90-91] bzw. einigen Anpassungen zur Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit. Eine detailliertere Betrachtung der Modelle findet sich in Anhang 2. Die Modelle beschreiben die hydrodynamischen Einflüsse sowie die Wahrscheinlichkeit von Faser-Faser-Interaktion während des Fließens in der Kavität, erfordern jedoch eine präzise Anpassung der verwendeten Materialkonstanten anhand der Endfaserorientierung aus dem Experiment. Ein Modellfit ist folglich immer mit einem Reverse Engineering verbunden. Einige experimentelle Untersuchungen für Kurzfasern [92-95] und Langfasern [92] bestätigen eine hohe Übereinstimmung der angepassten Modelle mit der realen Faserorientierung. Alle Untersuchungen beziehen sich dabei jedoch auf eine ebene Platten- oder Diskusgeometrie.

Des Weiteren unterliegen die Modelle einigen Idealisierungen bzw. Einschränkungen. So wird für die Fasern biegesteifes Verhalten mit einheitlichem Durchmesser vorausgesetzt. Die experimentell ermittelten Faserverflechtungen und -krümmungen bei langen Fasern lassen sich folglich nicht abbilden. Darüber hinaus besitzt das Langfasermodell ausschließlich Gültigkeit bis zu einem Aspektverhältnis von 200. Der Interaktionskoeffizient, welcher die Faser-Faser-Interaktion definiert, wird für Kurzfasern als Konstante, für Langfasern als Tensor, abhängig von der lokalen Scherrate sowie dem Orientierungsgrad, angenommen. Die Faser-Faser-Interaktion wird im realen Fließverhalten allerdings wesentlich von der Viskosität der Schmelze und den Prozessbedingungen beeinflusst. Darüber hinaus verändert er sich, wenn eine Faser bricht. Diese Phänomene lassen sich in den Modellen nicht abbilden.

Faserbruch

Lange Fasern zeigen infolge der zuvor beschriebenen rheologischen Zusammenhänge wesentlichen Einfluss auf die Faserorientierung während der Formfüllung und folglich ebenso auf die mechanischen Eigenschaften, wie auch [96-100] zeigen. Entsprechend ist die Kenntnis der Faserverkürzung im Verarbeitungsprozess und der resultierenden Faserlängenverteilung im Bauteil erforderlich. Einige Untersuchungen über den Faserlängenabbau von Thermoplasten und Duroplasten werden in [62, 97, 99, 101] zusammengefasst und jeweils durch eigene Versuche erweitert. Die Studien untersuchen die Längenreduzierung von Langfaserformmassen mit Ausgangsfaserlängen zwischen 3 mm und 13 mm und stellen folgende Einflusszonen fest:

- Plastifizierung in der Schnecke,
- Düsendurchtritt,
- Angusskanal,
- Wandstärkenänderungen in der Kavität,

wobei der Hauptanteil aus der Plastifizierung in der Schnecke sowie dem Düsendurchtritt resultiert. Dies lässt sich auf folgende Ursachen zurückführen und wird ausführlich in [62] beschrieben:

- mechanisches Zerkleinern durch Abscheren an der Zylinderwand und den Schneckenstegen während Feststoffförderung,
- komplexe Scherung: Druckkräfte und unterschiedliche Bewegungen des viskosen Polymers und des Feststoffes mit Biegung und Knicken der Fasern während des Aufschmelzens,
- gegenseitige Behinderungen aufgrund einer Erhöhung der Schergeschwindigkeit (z.B. bei Düsendurchtritt oder Fließwegumlenkung).

Die Untersuchungen zeigen, dass sich der Hauptanteil der Fasern, je nach Ausgangsfaserlänge, zwischen 0,2 mm und 3 mm bewegt. Dabei ist der Faserbruch umso größer, je länger die Ausgangsfaserlängen sind, da die Fasern beim Aufschmelzen des Polymers im noch festen Granulat verankert bleiben. Erst zum Plastifizierende liegt vollständig fließfähige Schmelze vor, in der die Fasern ihre Orientierung verändern können. Weitere Untersuchungen zu den Verkürzungsmechanismen während der Formfüllung [85, 102] zeigen, dass die Längenreduzierung wesentlich vom Fasergehalt und den rheologischen Bedingungen, d.h. der Temperatur, der Schergeschwindigkeit und dem Druck, abhängen.

Zahlreiche Studien untersuchen die Methoden zur Vorhersage des Faserbruchs im Spritzgießprozess. Einen Überblick über unterschiedliche Ansätze liefert [89]. Eine eingehende Beschreibung der beiden wichtigsten wird in Anhang 2 gegeben. Diese beiden Modellansätze beschreiben die Faser als starres Ellipsoid und beziehen die hydrodynamischen Einflüsse sowie die Faser-Faser-Interaktionen konzentrierter Suspensionen

während des Formfüllvorgangs ein. Sie lassen sich mit der statistischen Orientierungsfunktion nach Advani und Tucker [91] sowie dem Modell der Faserinteraktion nach Advani [90] koppeln und können die oben beschriebenen Einflüsse auf die Verkürzungsmechanismen während der Formfüllung berücksichtigen. Sie beschränken sich jedoch auf die hydrodynamischen Einflüsse; mechanische Reibung und Feststoffeinflüsse lassen sich nicht abbilden. Diese gelten hingegen nach den experimentellen Untersuchungen als Hauptursache des Faserbruchs. Des Weiteren unterliegt die Parametrisierung einer aufwendigen Charakterisierung, da die Koeffizienten rein empirische Anpassungsgrößen darstellen und keinen physikalischen Stoffwerten entsprechen. Darüber hinaus wird die Faser mit mittig wirkender Druckkraft und mittigem Versagen betrachtet, was wiederum einer idealisierten Annahme entspricht und nicht die tatsächlichen Verhältnisse widerspiegelt. Die Aussagekraft dieser Modelle ist somit für eine reale Faserkürzungsvorhersage bislang sehr eingeschränkt.

2.3 Stand der Technik der Spritzgießsimulation in FEM

Die Spritzgießsimulation arbeitet mit dem Modell der stationären, laminaren Couette-Strömung. Unter der weiteren Annahme der Inkompressibilität werden folglich ausschließlich lineare Navier-Stokes-Gleichungen gelöst (dargestellt in Anhang 2). Ein finites Elementnetz erzeugt dünne Schichten über die Wandstärke, welche analog zum Plattenmodell während der Formfüllung einzeln betrachtet werden können. Die Schichten lassen sich zueinander verschieben, eine Vermischung zwischen den Schichten existiert aufgrund der laminaren Strömungsannahme nicht. Die stationäre Bedingung ermöglicht allerdings die Definition entsprechender Randbedingungen für die jeweiligen Schichten. Eine Übersicht über die numerische Verknüpfung sowie die Lösung der Modelle in einer finiten Elementsimulation liefern [103-104].

Die Strukturviskosität der Schmelze wird über den Ansatz von Carreau bzw. Cross, gekoppelt mit der Temperaturabhängigkeit nach dem Arrhenius- bzw. dem WLF-Ansatz, berücksichtigt. Die Berechnung von Einfriereffekten an der Werkzeugwand ist möglich. Darüber hinaus ist zum Teil die Berücksichtigung der Wandgleiteffekte über den Zusammenhang des Reibkoeffizienten und der kritischen Wandschubspannung möglich [105]. Da dieser Effekt allerdings von mehreren Faktoren, wie der Oberflächenrauigkeit und dem Werkstoff des Werkzeuges, der Einspritzgeschwindigkeit oder den Eigenschaften der Schmelze abhängt, ist bislang immer eine Anpassung der Parameter durch das Experiment erforderlich.

Die Vorhersage der Faserorientierung basiert auf der Interpretation der Scherraten in der Strömung. Die globalen Zusammenhänge werden in den vorangegangenen Abschnitten erläutert. Dabei läuft bei heutigen Simulationen die Orientierungsvorhersage zeitgleich mit der Füllanalyse im gleichen FE-Netz. Jedes Element innerhalb einer

Schicht wird für die Berechnung der Schichtenorientierung berücksichtigt, die es ermöglicht, für jede Schicht eine eigene Orientierungsverteilung parallel zur Werkzeugwand zu berechnen. Die beschriebenen Modelle aus Abschnitt 2.2.5 zur Berechnung der Faserorientierung und -längenverteilung sind in einigen Programmen implementiert [105-106]. Die Anfangsorientierung bei Werkzeugeintritt wird dabei in der Regel als isotrop angenommen. Für die Berechnung der Faserverkürzung kann eine Verteilungsfunktion der Eingangsfaserlängen einbezogen werden, womit sich die Faserschädigung aus der Plastifizierung berücksichtigen lässt. Diese muss folglich jedoch bekannt sein. Die Vorhersagegenauigkeit ist aufgrund der in Abschnitt 2.2.5 beschriebenen Einschränkungen und Idealisierungen insbesondere für Polymere mit Langfaserverstärkung bislang stark begrenzt, da diese von Bereichen mit Faserkrümmungen und -bündelungen geprägt sind, die zu lokalen Inhomogenitäten führen und Abweichungen zum idealen Verhalten aufweisen. Darüber hinaus ist die Parametrisierung der zahlreichen Konstanten sehr aufwendig und wenig praktikabel, da sie nur für die angepassten Prozessbedingungen gelten, wie in [107-108] deutlich wird. Welche Auswirkungen dies für die vorliegende Arbeit besitzt, wird in Abschnitt 3.1 ersichtlich.

Die chemorheologischen Einflüsse werden über einen zusätzlichen Term im Strömungsmodell, gekoppelt mit den Modellen der Vernetzungskinetik, berücksichtigt. Das meist eingesetzte Modell, der Castro-Macosko-Ansatz, ist gekoppelt mit den oben beschriebenen Grundmodellen der polymeren Strömungsmechanik implementiert. Die Modelle der Vernetzungskinetik basieren auf dem Reaktionsmodell n -ter Ordnung. Sie wurden durch entsprechende Zusatzterme modifiziert und können Reaktionen mit und ohne autokatalytischen Anteil berücksichtigen.

Trotz intensiver Forschung und erfolgreicher Implementierung der Modelle in die Programme der Prozesssimulation, existieren bis heute nur wenige Beiträge über die Übertragbarkeit auf das reale Formfüllverhalten duroplastischer Materialien. Untersuchungen in [31, 74, 109] beschreiben die erfolgreiche Formfüllsimulation von Epoxidharz und PUR, beides Additionssysteme ohne Abspaltung von Nebenprodukten. Erfolgreiche Simulationen von Phenolharzformmassen werden in [110-111] präsentiert. Bei den Untersuchungen von [74, 109-110] handelt es sich um interne Projekte der Softwarehäuser, welche keinen tatsächlichen Abgleich zum Experiment liefern. Es handelt sich vielmehr um eine erfolgreiche Anpassung der chemorheologischen Modellansätze. Dies gilt gleichermaßen für [31]. Bei [111] handelt es sich ebenfalls um ein internes Projekt. Der Abgleich zwischen Formfüllverhalten und Simulation zeigt zwar gute Übereinstimmung bei der Bindahtentstehung, ein Vergleich des verwendeten Strömungsmodells und der Faserorientierung ist jedoch auch hier nicht realisiert. Die experimentellen Ergebnisse zeigen des Weiteren einen deutlichen Bereich unverdichteter Masse an der Fließfront, welcher ebenfalls nicht korrekt abgebildet werden kann. Da bislang kein eindeutiger Nachweis über das Strömungsprofil und die Faserorientierung

von Phenolharzen geliefert wurde, sollen innerhalb der vorliegenden Arbeit diesbezüglich einige Grundlagenuntersuchungen durchgeführt werden, um diese zu verifizieren.

Die thermischen Eigenschaften des Werkstoffes, d.h. die spezifische Wärmekapazität c_p und die Wärmeleitfähigkeit K , sind für die Prozesssimulation ebenfalls von elementarer Bedeutung. Sie dienen zur Lösung der Energie- und Massenerhaltungsgleichungen während der Formfüllberechnung und geben Aufschluss über die Temperaturverhältnisse in der Schmelze. Sie tragen damit wesentlich zur Berechnung der Reaktionskinetik und Viskosität bei. Beide Werkstoffeigenschaften gelten als Maß für die Energie (c_p) und die Übertragung der Energie (K) von schwingenden Atomen. Sie sind folglich immer temperaturabhängig. Da sich während der zunehmenden Vernetzung von Duroplasten zudem die atomare Bindung benachbarter Moleküle verändert, ist eine Abhängigkeit vom Umsatzgrad ebenso wahrscheinlich. Dies wurde bislang allerdings nicht nachgewiesen. In den Programmen der Prozesssimulation können beide Eigenschaften als Funktion der Temperatur beschrieben werden, eine Berücksichtigung des Umsatzgrades ist nicht enthalten. Welche Auswirkungen dies für die vorliegende Arbeit darstellt, wird ebenfalls in Abschnitt 3.1 ersichtlich.

2.4 Mikromechanische Materialmodellierung

2.4.1 Mikromechanische Materialmodelle

Die anisotrope Faserorientierung bildet den Ausgangspunkt für eine Beschreibung des lokalen Steifigkeitsverhaltens faserverstärkter Kunststoffe. Mithilfe mikromechanischer Materialmodelle lassen sich die transversal isotropen Eigenschaften der Fasern mit den isotropen Eigenschaften der Matrix zur Beschreibung der Verbundeigenschaften verbinden. Dazu müssen die Eigenschaften der Ausgangswerkstoffe, der Volumenanteil, das Aspektverhältnis der Fasern und die Faserorientierung bekannt sein. Da sich eine mikromechanische Materialmodellierung anhand der Einzelkomponenten aufgrund der Komplexität als sehr schwierig erweist, wird meist auf ein homogenisiertes Ersatzmaterial zurückgegriffen, welches dieselben Eigenschaften wie das Verbundmaterial aufweist. Ein wesentlicher Vorteil dieses Verfahrens liegt darin, dass die klassischen Gleichungen der Kontinuumsmechanik direkt angewendet werden können. Hierbei sind jedoch keine Informationen über Spannungen und Dehnungen in den Einzelphasen zugänglich. Eine Zusammenstellung unterschiedlicher mikromechanischer Ansätze liefern [112-114]. Die wichtigsten stellen die Modelle von Mori und Tanaka [115] sowie von Tandon und Weng [116] dar, die auf der Grundvorstellung des Einzelfaserproblems von Eshelby [117] basieren.

Der Ansatz von Eshelby beschreibt die Abhängigkeit der Dehnung eines Verbundes und der Einzelphasen von der Form der Faser, repräsentiert durch einen Ellipsoiden.

Der Eshelby-Tensor verknüpft dabei die Dehnung im ellipsoiden Volumen mit der makroskopischen Belastung so, dass der homogene Ersatzkörper die gleichen lokalen Spannungs- und Verzerrungsfelder aufweist, wie der heterogene Ausgangskörper. Die Grundidee dieses Ansatzes besteht in der Transformation der Eigenschaften des Einschlusses auf die umgebende Matrix, unter der Annahme einer fiktiven Eigendehnung des Einschlusses. Die Beschreibung der Materialeigenschaften mit dem Eshelby-Ansatz ist allerdings nur für geringe Fasergehalte zulässig, da in diesem wechselwirkungsfreien Ansatz die Einschlüsse die makroskopische Verzerrung als Belastung wahrnehmen und keine Interaktionen zwischen den Fasern berücksichtigen.

In der vorliegenden Arbeit wird auf das Homogenisierungsmodell von Tandon und Weng zurückgegriffen, da es die genaueste Beschreibung der mikromechanischen Zusammenhänge liefert [116, 118-120]. Dieses geht wiederum aus der Beschreibung von Mori und Tanaka hervor und wird in Anhang 2 vorgestellt. Beide Ansätze basieren auf der Annahme, dass zwischen den Einschlüssen ein annähernd homogenes Feld vorliegt. Im Gegensatz zum Eshelby-Modell werden hier die Verzerrungen innerhalb der Einschlüsse unmittelbar aus der Matrixverzerrung und nicht aus der makroskopischen Verzerrung abgeleitet. Der Vorteil liegt darin, dass Interaktionen zwischen den Einschlüssen indirekt berücksichtigt werden können, da die Matrixverzerrung wesentlich vom Volumenanteil der Einschlüsse abhängt. Weitere Arbeiten zu dieser Thematik finden sich in [89, 101, 114, 121].

Die Beschreibung der effektiven Materialeigenschaft realer Verbunde erfolgt über eine stufenweise Homogenisierung und lässt sich anhand von Bild 2.10 veranschaulichen. Eine weitverbreitete Vorgehensweise basiert auf dem repräsentativen Volumenelement (RVE) [122-124], welches ein repräsentatives Element der Verbundstruktur darstellt, für das die mechanischen Eigenschaften formuliert und anschließend auf das Gesamtbau teil übertragen werden. Um den repräsentativen Charakter zu gewährleisten, muss das RVE eine ausreichend große Menge an Fasern beinhalten. Die reale Faserorientierung enthält dabei immer eine Orientierungsverteilung mit einer Hauptorientierungsrichtung und kann über den Orientierungstensor a_{ij} von Advani und Tucker (siehe Anhang 2) beschrieben werden. Diese Faserorientierungsverteilung wird für ein RVE zunächst in Klassen gleicher Orientierung, in sogenannten Pseudo Grains, zusammengefasst. In jedem Pseudo Grain liegt die Situation des Einzelfaserproblems vor, das über die Homogenisierung gelöst werden kann. Die effektive Materialeigenschaft des Verbundes ergibt sich schließlich durch Mittelwertbildung über alle Pseudo Grains.

Die Anpassung der mechanischen Eigenschaften an die tatsächliche Faserorientierung erfolgt mithilfe des sogenannten „Orientation Averaging“ nach dem Ansatz von Advani und Tucker [91] und wird ebenfalls in Anhang 2 dargestellt. Die Berücksichtigung einer Faserlängenverteilung bei langen Fasern ist hierbei möglich [101].

Mit dieser Lösung zur Berücksichtigung der Mikrostruktur stellt das Materialmodell, welches zur Beschreibung des Matrixmaterials verwendet wird, den Haupteinflussfaktor dar. Wichtige Effekte, wie die Nichtlinearität, Dehnraten- sowie Temperaturabhängigkeit werden in der Mikromechanik durch die Auswahl eines geeigneten Matrixmodells in das Verhalten des Verbundes eingebracht. In der Regel unterliegen sie einer isotropen Beschreibung, die Anisotropie resultiert aus der Einbettung der Faser mit ihrer Orientierung und ihrem Aspektverhältnis. In den folgenden Abschnitten wird das mechanische Werkstoffverhalten von Polymeren sowie dessen Beschreibung über Materialmodelle näher betrachtet.

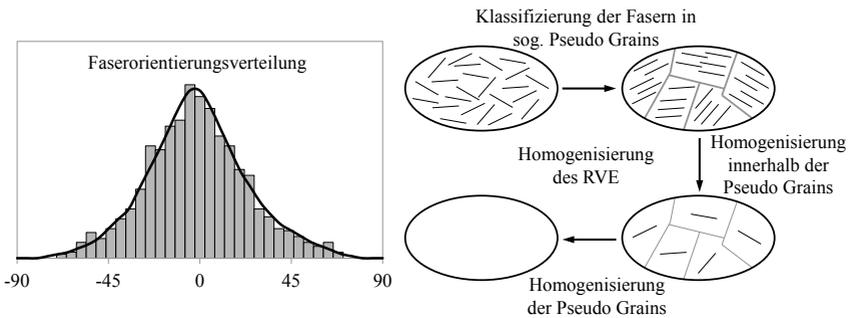


Bild 2.10: Schrittweises Homogenisieren von Zuständen realer Faserorientierung

2.4.2 Mechanisches Werkstoffverhalten von Polymeren

Das mechanische Verhalten von Werkstoffen lässt sich allgemein über Modellvorstellungen beschreiben. Die verschiedenen Grundzustände der Elastizität, der Viskosität und der Plastizität lassen sich durch die einfachen Grundelemente der Feder, des Dämpfers und des Reibkörpers abbilden (Tab. 2.2).

Tab. 2.2: Viskoelastische und elastoplastische Modellvorstellung

ideale Elastizität	ideale Viskosität	ideale Plastizität
Hooke-Element	Newton-Element	St.-Venant-Element
viskoelastisches Deformationsverhalten	viskoelastisches Fließverhalten	elastoplastisches Deformationsverhalten
Kelvin/Voigt-Körper	Maxwell-Körper	erweiterter Prandtl-Körper

Elastisches Materialverhalten ist dadurch gekennzeichnet, dass der Körper unmittelbar auf eine äußere Last reagiert und die eingebrachte Energie speichert. Bei Entlastung stellt der Körper ebenso unmittelbar seine Ursprungslage wieder her und setzt die Energie wieder vollständig frei. Die Verformung ist reversibel und kann durch ein Federelement repräsentiert werden. Das Ausmaß der Deformation ε ist dabei begrenzt und proportional zur Spannung σ . Die Konstante E wirkt als Proportionalitätsfaktor und wird als Elastizitätsmodul, kurz E-Modul, bezeichnet. Diese Beziehung (Gl. (15)) wurde durch Hooke formuliert und wird als Hooke'sches Gesetz bezeichnet.

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (15)$$

Diese idealisierte Vorstellung existiert im Realfall nur selten, kann jedoch für viele Werkstoffe bei kleinen Verformungen und kurzen Belastungszeiten näherungsweise angenommen werden. Die Elastizität ist unabhängig von der Belastungsgeschwindigkeit, kann sich jedoch mit der Temperatur ändern.

Existiert eine Abhängigkeit der Verformung von der Zeit, besteht viskoses Materialverhalten. Hier ist der Zusammenhang zwischen Spannung und Deformationsgeschwindigkeit proportional und wird durch den Proportionalitätsfaktor η beschrieben. Diese Beziehung (Gl. (3) und Gl. (4)) beschreibt das Verhalten eines newtonschen Fluids, wie in Abschnitt 2.2.1 beschrieben. Die Deformation ist unbegrenzt, solange eine Spannung wirkt. Die eingebrachte Energie wird vollständig in Wärme umgewandelt, d.h. bei Entlastung findet keine Rückverformung statt. Die Verformung ist irreversibel, die Modellvorstellung erfolgt über einen Dämpfer.

Ideal plastisches Verhalten ist ebenfalls durch irreversibles Fließen gekennzeichnet, besitzt allerdings eine Fließgrenze. Bei Belastung unterhalb dieser Fließgrenze findet keine Deformation statt, der Körper ist ideal starr. Wird die Fließgrenze überschritten, verformt sich der Körper irreversibel mit nichtlinearer Geschwindigkeit. Dies entspricht der Modellvorstellung eines Reibkörpers. Das plastische Verhalten ist dabei nicht von der Belastungszeit abhängig, sondern wird lediglich durch die Belastungshöhe beeinflusst.

Reales Deformations- bzw. Fließverhalten von Polymeren weist in der Regel sowohl elastisches, als auch viskoses und/oder plastisches Materialverhalten auf. Eine ausführliche Abhandlung dazu findet sich in [125]. Veranschaulichen lässt sich visko-elastisches Verhalten durch die Kombination aus Feder und Dämpfer in einer Parallelschaltung für die Beschreibung von Festkörpern oder einer Reihenschaltung für Flüssigkeiten (Tab. 2.2). Bei der Parallelschaltung, als Kelvin/Voigt-Körper bezeichnet, wirkt immer die gleiche Dehnung auf Feder und Dämpfer. Bei konstanter Belastung wird dabei die elastische Verformung der Feder zunächst durch den Dämpfer behindert, welcher jedoch im Laufe der Zeit nachgibt, bis schließlich die Feder die gesamte äußere Last aufnimmt. Die Verformung tritt folglich zeitlich verzögert ein, nähert sich schließlich

jedoch der durch das Federelement vorgegebenen begrenzten Verformung an. Bei Entlastung wirkt dieser Vorgang bis zur vollständigen Rückverformung entsprechend in umgekehrte Richtung. Die Verformung ist somit vollständig reversibel und kennzeichnet das Verhalten eines Festkörpers. Dieser Effekt wird als Kriechen bezeichnet und tritt in der Regel sowohl bei langzeitlicher statischer, als auch zyklischer Belastung auf.

Der Maxwell-Körper beschreibt hingegen als Reihenschaltung von Feder und Dämpfer das Verhalten viskoelastischer Flüssigkeiten. Beide Elemente verhalten sich unabhängig voneinander identisch ihrer Grundvorstellung. Bei einer aufgebrachtten äußeren Kraft erfährt das Federelement eine schlagartige Dehnung, während das Dämpferelement in seiner Verformung zeitlich verzögert wird. Die Verformung der Feder verhält sich begrenzt und reversibel, die des Dämpfers unbegrenzt und irreversibel. Das Modell beschreibt folglich das viskose Fließverhalten von Flüssigkeiten, ergänzt um eine elastische Komponente, welche lediglich bei Be- und Entlastung in Erscheinung tritt.

Viele Feststoffe zeigen bis zum Erreichen einer Fließgrenze elastisches Verhalten. Oberhalb dieser Grenzspannung setzt eine bleibende plastische Verformung ein. Die Modellvorstellung des elastoplastischen Fließens besteht dabei aus einer Kombination aus reversibler und irreversibler Verformung (Tab. 2.2). Die Reihenschaltung aus Feder und Reibkörper beschreibt diesen Zusammenhang ähnlich wie der Maxwell-Körper durch zwei unabhängige elastische und plastische Komponenten. Bei Festkörpern wirkt allerdings eine plastische Verformung nie unbegrenzt, sondern wird durch Verfestigungsvorgänge beschränkt. Dies wird durch die Parallelschaltung eines weiteren Hooke-Elementes berücksichtigt. Unterhalb der Grenzspannung zeigt der Reibkörper keinen Einfluss, und die Parallelschaltung der Federn verhält sich wie ein einziges Element. Nach Überschreiten der Grenzspannung weist das Modell weiterhin elastisches Verhalten auf, allerdings mit verändertem E-Modul und reduzierter Spannung. Bei anschließender Entlastung werden die elastischen Deformationsanteile zurückgestellt, während die plastische Verformung erhalten bleibt.

Durch die beliebige Kombination dieser einfachen Modellvorstellungen lässt sich das reale Werkstoffverhalten von Polymeren im festen und im Schmelzzustand mathematisch formulieren. Eine Übersicht über die wichtigsten Modelle wird in [126] gegeben, eine ausführliche mathematische Beschreibung liefert [113].

2.4.3 Materialmodelle für faserverstärkte Kunststoffe

Reales Materialverhalten faserverstärkter Kunststoffe unterliegt dem Einfluss der Dehnrate, der Temperatur, oder beiden gleichzeitig. Entsprechend existieren lineare und nichtlineare Modelle zu seiner Beschreibung. Für die Dehnrate wird zwischen dynamischen und Kriechszenarien unterschieden. Die Temperaturabhängigkeit wird über

die individuellen Koeffizienten thermischer Ausdehnung für die Matrix- und die Faserphase beschrieben. Zusätzlich dazu kann jeder Materialparameter als Funktion der Temperatur definiert werden. Zur Beschreibung des Steifigkeitsverhaltens sowie des Versagens von kurz- und langfaserverstärkten Kunststoffen wurden einige Materialmodelle unter Berücksichtigung der erwähnten mikromechanischen Modellansätze entwickelt, wie in [101, 127-134]. Die wichtigsten werden in [113] aufgeführt und beschreiben das Verhalten der:

- linearen Elastizität,
- Elastoplastizität,
- Viskoelastizität und
- Elastoviskoplastizität

und können jeweils durch thermische Erweiterungen ergänzt werden. Eine kurze Übersicht dazu liefert auch [135]. Nachfolgend werden die innerhalb der vorliegenden Arbeit verwendeten Modelle näher betrachtet.

Lineare Elastizität

Obwohl viele Polymere ein ausgeprägtes nichtlinear-viskoelastisches Materialverhalten und plastisches Fließen bei Überschreiten eines werkstoffspezifischen Lastniveaus aufweisen, kann für kleine Deformationen und kurze Belastungszeiten näherungsweise lineare Elastizität angenommen werden [113]. Dies gilt aufgrund der eng vernetzten Molekülstruktur für Duroplaste näherungsweise bis etwa 40 % der Gesamtverformung [135]. Das linear-elastische Steifigkeitsverhalten entspricht der oben beschriebenen Modellvorstellung und wird durch das Hooke'sche Gesetz beschrieben (Gl. (15)). Die Komponenten der Steifigkeitsmatrix enthalten einen linearen Zusammenhang zwischen E-Modul und Querkontraktionszahl. Eine genaue Beschreibung für faserverstärkte, d.h. transversal isotrope Werkstoffe findet sich in Anhang 2. Der Vorteil des elastischen Materialmodells besteht zum einen in der einfachen Kalibrierung, zum anderen in der kombinierten Anwendbarkeit aller analytischen Gleichungen zur Beschreibung der Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit.

Elastoplastizität

Wie bereits erwähnt ist die Anwendbarkeit des linear-elastischen Materialmodells auf kleine Deformationen und kurzzeitige Belastungen begrenzt. Höhere statische Deformationen oder dynamische Belastungen weisen hingegen in der Regel ausgeprägte Nichtlinearitäten auf, welche mit diesem Modell nicht beschrieben werden können. Dies gilt insbesondere für Faserorientierungen quer zur Belastungsrichtung. Die Beschreibung plastischer Effekte erfolgt über das elastoplastische Materialmodell, in dem

sowohl elastische als auch plastische Verformungen berücksichtigt werden (Bild 2.11). Die Modellvorstellung erfolgt nach der oben beschriebenen Grundvorstellung des erweiterten Prandtl-Körpers. Die Gesamtdehnung wird auf elastische und plastische Anteile aufgeteilt, wobei die elastischen Anteile eine proportionale Spannung erzeugen. Der plastische Anteil beginnt oberhalb der Fließgrenze und erzeugt ebenfalls eine Spannung, welche sich einem Grenzwert nähert und als Verfestigung bezeichnet wird.

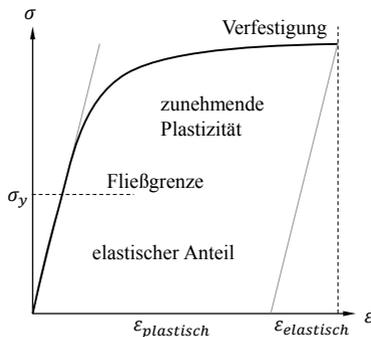


Bild 2.11: Elastoplastisches Materialverhalten

Die Fließbedingung ist über das Vergleichsspannungskonzept nach Hill [136] definiert (Gl. (16)), eine Erweiterung der Plastizitätstheorie nach von Mises [137] um sechs Anisotropiekonstanten (F , G , H , L , M , N) zur Beschreibung des anisotropen Werkstoffverhaltens. Das Konzept beschreibt die Fließfläche nach Überschreitung der Fließgrenze unter mehrachsiger Beanspruchung. Der mehrachsige Spannungszustand wird dabei über funktionale Zusammenhänge in eine eindimensionale Vergleichsspannung überführt. Die erzeugte Fließfläche wird bei Belastung entsprechend der plastischen Dehnung vergrößert. Nach Entlastung führt eine erneute Belastung erst wieder zum Fließen, wenn die Spannung den letzten Wert der Fließspannung überschreitet. Das Fließen selbst wird über eine Aushärtedefunktion beschrieben, welche verschiedene Formulierungen annehmen kann. Einige werden in [113] vorgestellt und können beispielsweise Dehnraten- oder Zug-Druckabhängigkeiten enthalten. Die Formulierungen sind rein empirisch und lassen sich keinen physikalischen Effekten zuordnen. Entsprechend erfolgt die Anpassung der Parameter immer durch das Experiment.

$$\sigma_{vH} = \sqrt{\frac{3}{2} [F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2(L\tau_{23}^2 + M\tau_{31}^2 + N\tau_{12}^2)]} \quad (16)$$

2.4.4 Versagenshypothesen

Das Versagensverhalten faserverstärkter Kunststoffe wird ebenfalls durch die Mikrostruktur bestimmt. Die Fasern sind je nach Orientierung unterschiedlichen Spannungszuständen ausgesetzt und verhalten sich anisotrop in Bezug auf ihr Versagen. Dabei können unterschiedliche Versagensmechanismen auftreten, die sich parallel und senkrecht zur Faserorientierung unterscheiden. In Faserlängsrichtung wird in Faserbruch, Zwischenfaserbruch und Matrixbruch unterschieden, während senkrecht zur Faserrichtung kein Faserbruch auftreten kann. Eine Vielzahl von Studien beschäftigt sich mit den verschiedenen Verstärkungs- und Versagensmechanismen, bzw. mit den Vorgängen der Kraftübertragung. Dabei sei an dieser Stelle auf [138-148] verwiesen.

Die Dimensionierung der Verbundfestigkeit bzw. des Versagens im einachsigen und mehrachsigen Spannungszustand erfolgt über Bruchkriterien. Diese gehen aus den Versagenshypothesen für endlosverstärkte unidirektionale Laminat hervor und werden in Ansätze mit Pauschalkriterien und differenzierten Kriterien hinsichtlich Matrixbruch, Faserbruch und Zwischenfaserbruch unterschieden. Eine Übersicht über verschiedene Ansätze liefert [149]. Die Beschreibung des Versagens von Kurzfaserverbundstrukturen kann auf der mikromechanischen Ebene der oben erwähnten Pseudo Grains erfolgen, in welchen das lokale Achsensystem entlang der Faser orientiert wird. Jedes Pseudo Grain kann aufgrund der klar definierten Faserorientierung als Mikro-Laminat verstanden werden, und die Versagenshypothesen aus der Laminattheorie können angewandt werden. Pauschalkriterien, wie das Kriterium nach Tsai/Hill [136, 150] (Gl. (17) und Gl. (18)), beschreiben das Versagen über eine einzige Gleichung und differenzieren nicht bezüglich Matrixbruch, Faserbruch und Zwischenfaserbruch. Entsprechend können diese ebenso auf der Makroebene des RVE angewandt werden. Die Verwendung des Tsai/Hill-Kriteriums ist für die vorliegende Arbeit vorteilhaft, da überlagertes Versagen auftritt, welches nicht exakt charakterisiert werden kann. Zudem wird es nur über die drei Parameter X (Festigkeit in Richtung 1), Y (Festigkeit in Richtung 2) und S (Festigkeit in Bezug auf Scherung) beschrieben, welche über das Experiment ermittelt werden können. Die Anwendbarkeit ist in Zugrichtung oder in Druckrichtung zulässig, eine Zug-Druck-Abhängigkeit kann hingegen nicht beschrieben werden.

$$D = \frac{\sigma_{11}^2}{X^2} - \frac{\sigma_{11}(\sigma_{22} + \sigma_{33})}{X^2} + \frac{(\sigma_{22}^2 + \sigma_{33}^2)}{Y^2} + \left(\frac{1}{X^2} - \frac{2}{Y^2}\right)\sigma_{22}\sigma_{33} + \frac{(\tau_{12}^2 + \tau_{13}^2)}{S^2} + \left(\frac{1}{Y^2} - \frac{1}{X^2}\right)\tau_{23}^2 \leq 1 \quad (17)$$

Für den ebenen Spannungszustand vereinfacht sich die Gleichung zu:

$$D = \frac{\sigma_{11}^2}{X^2} - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X^2} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y^2} + \frac{\tau_{12}^2}{S^2} \leq 1; \sigma_3 = \tau_{13} = \tau_{23} = 0 \quad (18)$$

2.4.5 Schwingende Beanspruchung

Unter schwingender Beanspruchung eines Werkstoffes oder Bauteils unterhalb seiner statischen Versagensgrenze tritt nach einer endlichen Anzahl an Lastwechseln ein Bruch ein. Das Versagen ist auf Materialermüdung zurückzuführen, da mit steigender Zahl der Lastwechsel die Materialfestigkeit abnimmt. Grundlegend lässt sich dies auf von Kerben induzierte Spannungsspitzen an den Rändern des Kerbgrundes zurückführen, was zu plastischem Gleiten oder Materialverfestigung führt. Neben äußeren Kerben, z.B. Geometrie oder Rauigkeiten, sind Kunststoffe insbesondere durch innere Kerben, wie Fasern und Poren geprägt. Häufig entstehen in diesen Bereichen submikroskopische Anrisse, die so lange wachsen, bis eine kritische Größe erreicht wird und die Spannungen im Restquerschnitt zum statischen Versagen führen. Einige Studien untersuchen das Ermüdungsverhalten sowie die auftretenden Schädigungsmechanismen kurz- und langfaserverstärkter Verbunde [151-154] sowie endlosverstärkter Laminat [155-159] unter zyklischer Beanspruchung.

Die Beschreibung der Schädigungsentwicklung ist indirekt mittels Hysteresismessung möglich. Durch die kontinuierliche Kontrolle des Spannungs-Dehnungs-Verlaufes und deren zeitlicher Änderung werden Aussagen über den Verlauf des Ermüdungsverhaltens möglich. Der Steifigkeits- und Dämpfungsverlauf werden dabei in Beziehung mit mikroskopischer Schädigung gesetzt. Mit zunehmender Belastungsdauer und fortschreitender Ermüdung weisen die Proben einen Steifigkeitsabfall auf, welcher in direktem Bezug zu den ablaufenden Schädigungsprozessen steht. Auch die Änderung der Dämpfung kann als Schädigungsmaß herangezogen werden. Während eine belastungsabhängige Grunddämpfung der viskoelastischen Werkstoffeigenschaften entspricht, liegen die Ursachen für eine Veränderung der Dämpfung im Wesentlichen in der Rissbildung oder der Materialverfestigung. [157]

Die Vorhersage des Ermüdungsverhaltens unter schwingender Beanspruchung kann, ebenso wie statisches Verhalten, grundsätzlich sowohl direkt auf der mikromechanischen Ebene als auch über den Homogenisierungsansatz erfolgen. Aufgrund der Komplexität der Beschreibung wird bisher in den meisten Fällen auf letzteres zurückgegriffen, da diese Vorgehensweise auch hier die Parametrisierung über das Experiment erlaubt. Die Homogenisierung erfolgt wie oben beschrieben über ein mikromechanisches Modell an einem RVE, welches idealerweise dem Homogenisierungsmodell der vorausgegangenen statischen Berechnung entspricht. Zyklische Kennwerte für eine Modellbildung basieren auf Wöhlerkurven, auf deren Grundlage die Schwing- und Betriebsfestigkeit des RVE mit definierter Mikrostruktur für einen vorgegebenen Belastungszyklus berechnet wird.

Die Schwingfestigkeit bezeichnet die ertragbare Schwingspielzahl bei einer harmonischen Belastung mit konstanter Ober- und Unterspannung. Die Betriebsfestigkeit ist

streng genommen die Ermüdungsfestigkeit, bei der ein reales, nichtharmonisches Belastungsprofil nicht zum Ermüdungsversagen führt. Eine endliche Anzahl an Lastwechseln bis zum Bruch charakterisiert die Lebensdauer. Die Belastung ist gekennzeichnet durch eine zeitlich sowie in ihrer Größe und Häufigkeit unregelmäßige Folge von Beanspruchungen. Für beide Beanspruchungsarten können für verschiedene Belastungshöhen die Lastschwingspielzahlen bis zum Bruch ermittelt und in Form einer Kennlinie aufgetragen werden (Bild 2.12). Bei harmonischen Schwingungen wird von einer Wöhlerlinie gesprochen, bei unregelmäßiger Belastung von einer Lebensdauerlinie, oder auch Gaßnerlinie. Die zur jeweiligen Schwingspielzahl zugehörige maximale Beanspruchungshöhe kennzeichnet den zyklischen Versagenswert. Die statistische Auswertung der Bruchschwingspielzahlen liefert eine Aussage über die Bruchwahrscheinlichkeit, die aufgrund von Streuungen allerdings eine gewisse Ungenauigkeit in der Lebensdauervorhersage bedingt.

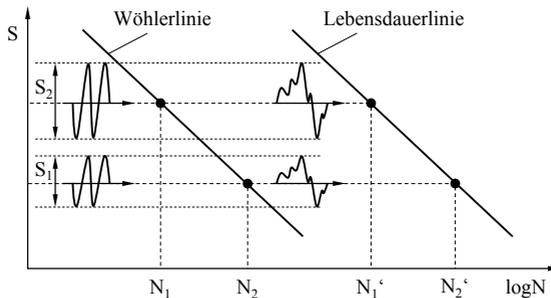


Bild 2.12: Kennlinien der harmonischen und unregelmäßigen Schwingung im SN-Diagramm

Die Berechnung der Schwingfestigkeit kann nach verschiedenen Konzepten erfolgen, welche ausführlich in [160] beschrieben werden. Das für komplexe Bauteile meist eingesetzte und auch innerhalb der vorliegenden Arbeit verwendete Konzept stellt das örtliche Konzept dar, welches die lokalen Wöhlerlinien an der kritisch beanspruchten Stelle auswertet. Der Vorteil liegt in der einfachen experimentellen Charakterisierung der Werkstoffdaten, denn es muss lediglich die Spannungswöhlerkennlinie bekannt sein. Ein weiteres etabliertes Verfahren ist das Nennspannungskonzept, welches, ähnlich wie das örtliche Konzept, die Spannungswöhlerkennlinien verwendet, allerdings die Beanspruchung im kritischen Querschnitt pauschal durch die Nennspannung beschreibt. Die Berechnung der Lebensdauer unter variabler Beanspruchung kann mithilfe von Lebensdauermodellen erfolgen. Eine Übersicht über die verschiedenen Ansätze wird in [155] gegeben. Weiterführende Literatur zu dieser Thematik findet sich auch in [160-162]. Grundsätzlich wird in spannungsreihenfolgenunabhängige, spannungsreihenfol-

genspezifische und statistisch spezifische Modelle unterschieden. Ersteres, wie die lineare Schadensakkumulation von Palmgren und Miner [163-164], bildet das etablierteste Verfahren für die Lebensdauerberechnung von Metallen. Sie ordnet jedem Schwingenspiel eine Teilschädigung zu, welche im Zusammenhang mit der Wöhlerlinie bestimmt wird. Die Lebensdauer wird schließlich aus der Gesamtschädigung ermittelt, indem die Summe aller Teilschädigungen gebildet wird, bis die Schadenssumme D einen kritischen Wert erreicht (Gl. (19)). Jede Teilschädigung ergibt sich dabei aus dem Verhältnis der Teilschwingenspielzahl N_i und der maximal ertragbaren Schwingenspielzahl N_{fi} der jeweiligen Belastungshöhe aus der Wöhlerlinie. Zur Berechnung der Schadenssumme wird das Beanspruchungs-Zeit-Kollektiv in seine Einzelschwingenspiele zerlegt und nach einer Klassierung der Spannungen als Verteilungsfunktion der Beanspruchung über die dazugehörigen Schwingenspielzahlen aufgetragen. Eine veranschaulichende Darstellung liefert Bild 2.13.

$$D = \sum \frac{N_i}{N_{fi}} \leq 1 \quad (19)$$

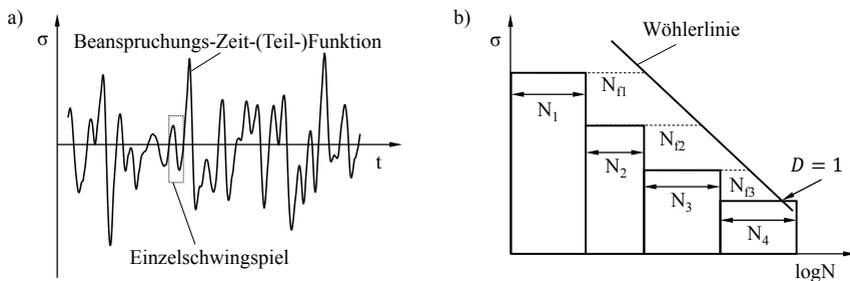


Bild 2.13: Berechnung der Lebensdauer (schematisch): a) Zerlegung des Kollektivs in Einzelschwingenspiele, b) Summenhäufigkeit der Teilschädigungen

Die Klassierung kann über ein- oder zweiparametrische Verfahren erfolgen, wobei nur die zweiparametrischen sowohl die Amplitudenhöhen als auch ihre jeweiligen Mittelwerte auswerten und somit die genaueren Verfahren darstellen. Die Rainflow-Zählung stellt wiederum das Zählverfahren dar, mit dem der Schädigungsinhalt einer Beanspruchungs-Zeit-Funktion am besten wiedergegeben werden kann, da geschlossene Hysteresen, d.h. volle Zyklen, erfasst werden. Gezählt werden also Hysteresen von einer Beanspruchungshöhe 1 zu einer Beanspruchungshöhe 2 und zurück. Somit besteht eine direkte Korrelation zu den Spannungs-Dehnungs-Vorgängen unter harmonischer Schwingbeanspruchung. Die Darstellung kann in Form einer Rainflow-Matrix erfolgen (Bild 2.14).

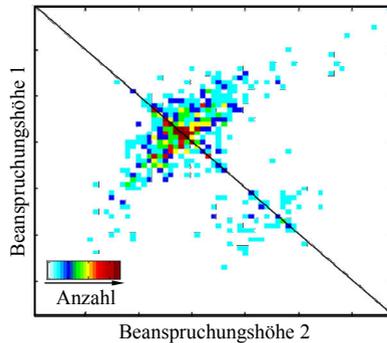


Bild 2.14: Klassierung einer Beanspruchungs-Zeit-Funktion mithilfe der Rainflow-Zählung, Darstellung in Form der Rainflow-Matrix

Bei diesem Verfahren zur Vorhersage der Lebensdauer gehen lediglich die Kennwerte der Wöhlerkurve und die Kollektivkennwerte ein, um die Schadenssumme zu berechnen. Entsprechend werden nur die Anzahl der Lastwechsel und deren Belastungshöhen, unabhängig ihrer Reihenfolge, bewertet. Darüber hinaus liegt die Voraussetzung für die Gültigkeit in der Betrachtung gleicher Spannungsverhältnisse und konstanter Umgebungsbedingungen.

Als wichtigste Einflussfaktoren, welche auf die Lebensdauer wirken, werden die Faserorientierung, die Mittelspannung, die Temperatur sowie Kerben beschrieben. Deren Berücksichtigung muss über die Normierung der Schwingfestigkeit erfolgen, indem aus verschiedenen, experimentell ermittelten Wöhlerkennlinien unabhängige Masterwöhlerkurven abgeleitet werden, die über einen großen Bereich Gültigkeit besitzen. Die Normierung erfolgt bislang immer über eine Verschiebungsfunktion in einfach- oder doppellogarithmischer Auftragung der Wöhlerkurven, die über einen Referenzwert definiert wird. Dabei lässt sich insbesondere für ausgeprägtes lineares Verformungsverhalten und sprödes Versagen ein mathematischer Zusammenhang der Einzelphänomene beschreiben [152, 158, 165-173]. Beispielsweise wird zur Beschreibung des Temperatureinflusses in [158] der Temperaturverschiebungsfaktor nach dem Ansatz von Arrhenius (Gl. (11)) verwendet. Die Abhängigkeit der Faserorientierung wird in [167, 169, 173] über das Verhältnis der orientierungsabhängigen zyklischen Festigkeit $\sigma_o(N)$ zu ihrer jeweiligen statischen Festigkeit σ_B realisiert (Gl. (20)). R^* definiert den jeweils resultierenden zyklischen Anstrengungsfaktor.

$$R^* = \frac{\sigma_o(N)}{\sigma_B} \quad (20)$$

Kawai [167] erweitert die Gleichung um das Spannungsverhältnis R für endlosverstärkte, unidirektionale Laminate unter Einbeziehung der Zusammenhänge von $R = \sigma_u/\sigma_o$; $\sigma_o = \sigma_a + \sigma_m$; $\sigma_a = 1/2(1 - R)\sigma_o$ und $\sigma_m = 1/2(1 + R)\sigma_o$ zu Gl. (21).

$$\Psi = \frac{1/2(1 - R)R^*}{1 - 1/2(1 + R)R^*} \quad (21)$$

Letztlich wird für die mathematische Beschreibung der Einflussfaktoren jeweils eine Masterwöhlerkurve gebildet. Die Verwendung normierter Wöhlerkennlinien zum Schwingfestigkeitsnachweis ist für Metalle ein bereits bekanntes und bewährtes Verfahren [162].

Mikroskopische Untersuchungen zeigen darüber hinaus die gleichen Versagensmechanismen des Faserbruchs, Zwischenfaserbruchs und Matrixbruchs, wie unter statischer Beanspruchung (vgl. Abschnitt 2.4.4) [174]. Das Schädigungsbild ist dabei unabhängig von der Beanspruchungshöhe [157]. Dies kann mittels oben beschriebener Hysteresismessung nachgewiesen werden. Unter der Voraussetzung eines linearen Zusammenhangs zwischen Beanspruchung und Schädigungsverlauf bzw. Versagen, wie in [157] nachgewiesen, kann die Berechnung der Schwing- und Betriebsfestigkeit ebenso mithilfe der bereits beschriebenen Versagenskriterien erfolgen, welche die Änderung der physikalischen Kenngrößen des Materials nicht berücksichtigen, sondern ausschließlich die Lastwechselzahl bei bestimmter Beanspruchungshöhe bewerten. Die Anwendung kann hierbei sowohl auf der Mikroebene der Pseudo Grains als auch auf der Makroebene des RVE erfolgen. Die Verwendung der Versagenskriterien erfolgt, indem die statischen Festigkeitskennwerte durch Gleichungen ersetzt werden, welche die zyklische Festigkeit als Funktion der Schwingspielzahl darstellen. Solche Erweiterungen entstammen ebenso der klassischen Laminattheorie, wie die Anpassung des Tsai/Hill-Kriteriums (Gl. (18)) durch [175] zu:

$$D(N) = \frac{\sigma_{11}^2}{X(N)^2} - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X(N)^2} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y(N)^2} + \frac{\tau_{12}^2}{S(N)^2} \quad (22)$$

In [169] wird beispielsweise gezeigt, dass das Tsai/Hill-Kriterium auch für kurzfaserverstärkte Verbunde neben anisotropem Versagen auch zyklisches Versagensverhalten gut abbildet. Die Verwendung des Tsai/Hill-Kriteriums ist daher für die vorliegende Arbeit interessant. Die Validierung erfolgt auch hier über das Experiment. Analog zur statischen Modellbildung sind hierfür Wöhlerkurven in drei Faserorientierungsrichtungen erforderlich, welche die zyklischen Festigkeitswerte als Funktion der Schwingspielzahl beschreiben: $X(N)$, $Y(N)$ und $S(N)$. Als Beanspruchungsgrößen werden die maximalen Hauptspannungen verwendet. Das Tsai/Hill-Kriterium ist ebenso für die Vorhersage der Lebensdauer unter variabler Beanspruchungshöhe und -reihenfolge

mithilfe der linearen Schadensakkumulation zulässig, da beide Kriterien das zyklische Versagensverhalten über einen linearen Zusammenhang beschreiben.

2.5 Stand der Technik der Struktursimulation in FEM

Die Aufgabe bei der Lösung einer strukturmechanischen Problemstellung besteht darin, eine Beziehung zwischen einer äußeren, bekannten Last und einer inneren, unbekanntem Beanspruchung herzustellen. Dabei wird das Bauteil über definierte Randbedingungen belastet und erzeugt lokale Spannungszustände. Zur Berechnung der lokalen Strukturantwort des Materials dienen diese Spannungszustände wiederum als Randbedingung, die einem RVE zugeordnet werden. Mithilfe der mikromechanischen Materialmodellierung wird die repräsentative Steifigkeit für dieses RVE berechnet, welche wiederum den Zusammenhang zwischen mittlerer Spannung und Dehnung darstellt.

Die Berücksichtigung der lokalen Steifigkeitsverteilung setzt wiederum die Kenntnis der Morphologie voraus. Die Implementierung der Morphologie für jede finite Elementzelle kann aus der Prozesssimulation mithilfe kommerziell verfügbarer Software zur sogenannten Prozess-Struktur-Kopplung [176-177] erfolgen. Da jedoch die Prozess- und Struktursolver mit grundlegend verschiedenen Netzgrößen sowie Elementtypen arbeiten, ist ein Mapping erforderlich, um die Daten der Mikrostruktur zu transfieren. Dies kann über verschiedene Methoden (bspw. Element \rightarrow Knoten, Knoten \rightarrow Integrationspunkt, Integrationspunkt \rightarrow Knoten) erfolgen und unterliegt keiner Limitierung. Detaillierte Ausführungen finden sich in [113]. Dieser ganzheitliche Simulationsansatz wird als integrative Simulation bezeichnet. Des Weiteren erfolgt zur Berechnung komplexer nichtlinearer oder schwingender Beanspruchungen die Übergabe von implementierten Matrixmodellen und Versagenskriterien sowie des mikromechanischen Modells an den Struktursolver. Die Validierung der Materialmodelle erfolgt in der Regel über das Experiment an Probekörpern in 0° , 45° und 90° Faserorientierung in Bezug auf ihre Hauptfaserrichtung. Diese werden aus zuvor gespritzten Platten in entsprechendem Winkel entnommen. Auch bei komplexen Faserorientierungen, wie sie sowohl in kurz-, als auch in langfaserverstärkten Verbunden vorkommen (vgl. Abschnitt 2.2.5), ergibt sich eine systematische Empfindlichkeit auf die Komponenten der Steifigkeitsmatrix und der Versagenshypthesen. Dies gilt sowohl bei statischer als auch bei zyklischer Beanspruchung. Diese Vorgehensweise wird auch als Reverse Engineering bezeichnet.

Grundsätzlich kann eine Übergabe der Faserorientierung auch aus der experimentellen Messung der Computertomographie (CT) erfolgen, wenn keine Prozesssimulation verfügbar ist. Dies ist insbesondere für Langfaserstrukturen von Vorteil, bei der die Prozesssimulation nach aktuellem Stand nur eingeschränkt gültige Ergebnisse liefert (vgl. Abschnitt 2.3). Die Übergabe erfolgt auch hierbei auf Basis von finiten Elementnetzen,

die allerdings den Netzen der Struktursolver bereits entsprechen können. In diesem Fall werden die Analyseergebnisse direkt übergeben und ein Mapping entfällt.

Zur Lösung der hier beschriebenen Vorgehensweise kann ausschließlich ein implizites Lösungsverfahren verwendet werden, da im Gegensatz zur expliziten Lösung die Materialmodellierung in der notwendigen Genauigkeit definiert werden kann. Eine detaillierte Beschreibung hierzu liefert [113]. Bei beiden Verfahren wird das zeitliche Verhalten numerisch berechnet, indem die auftretenden Nichtlinearitäten diskretisiert und linear angenähert werden. Der grundlegende Unterschied besteht darin, dass die implizite Lösung bei jedem Schritt eine iterative Rückrechnung durchführt, um die Abweichung zur Eingangskurve zu reduzieren, während die explizite Lösung ausschließlich die Steigung des aktuellen Funktionswertes übernimmt, was zu erheblichen Abweichungen führen kann. Der Vorteil des expliziten Verfahrens liegt in der Berechnung des Versagensverlaufes, da die „versagenden“ Elemente nicht weiter berücksichtigt werden. Hingegen behalten diese bei der impliziten Lösung ihre Steifigkeitseigenschaften, sodass ein kritischer Versagensbereich ausschließlich über die Anzahl der versagenden Elemente definiert werden kann. Ein exakter Versagensverlauf ist durch diese Berechnungsart nicht abbildbar.

Bereits etabliert ist die Kette zwischen Prozesssimulation und Strukturanalyse zur Beschreibung des richtungsabhängigen statischen Deformationsverhaltens kurzfaserverstärkter Thermoplaste, wie [1, 178-182] zeigen. Verwendung können alle oben beschriebenen Modelle finden. Diese Modelle können jedoch die experimentell ermittelten Faserkrümmungen und -bündelungen bei Langfaserverstärkung (vgl. Abschnitt 2.2.5) bislang nicht berücksichtigen. Obwohl Lösungen zur Berücksichtigung über Verteilungsfunktionen bzw. die Homogenisierung angestrebt werden [183], ist eine kommerzielle Anwendung bislang nicht möglich. Da darüber hinaus auch die Prozesssimulation die Komplexität der realen Mikrostruktur nicht erfassen kann, ist eine zeitnahe Umsetzung in der integrativen Simulation nicht zu erwarten. Allerdings zeigt [184] eine gute Übereinstimmung der Vorhersage des Steifigkeitsverlaufes, sowohl an experimentell ermittelten, als auch an simulativ vorhergesagten Faserorientierungen für langfaserverstärkte Thermoplaste. In der Studie werden Zugstäbe aus einer spritzgegossenen Platte in verschiedenen Winkeln präpariert und im Zugversuch geprüft. Die Vorhersage des Versagens zeigt hingegen in beiden Fällen große Abweichungen zum Versuch. Möglicherweise ist dies als Resultat der Modellbildung zu bewerten, denn die experimentelle Ermittlung der Faserorientierung und -längenverteilung sowie die Anpassung der Komponenten für die Spritzgießsimulation erfolgten an der Plattenmitte und wurden repräsentativ auf die gesamte Platte übertragen. Entsprechend wurden den Zugstäben ebenfalls einheitliche Eigenschaften zugeordnet, in denen die Abweichung begründet liegen könnte.

Die Berücksichtigung der Faserlängenverteilung im Orientation Averaging und deren Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften wird in [100] anhand von glasfaserverstärktem PP, PA66 und PEEK an jeweils fünf verschiedenen Verteilungsfunktionen unterschiedlicher mittlerer Faserlänge untersucht. Unter Einbeziehung der kritischen Faserlänge (l_{krit}), welche sich anhand der aufgeführten Materialdaten abschätzen lässt, kann aus dem Ergebnis geschlossen werden, dass ein signifikanter Einfluss der Faserlänge nur unterhalb l_{krit} vorliegt. Oberhalb l_{krit} erreicht der Verbund sein Steifigkeitslimit und die mechanischen Eigenschaften zeigen keine Beeinflussung mehr, unabhängig davon, welche Verteilungsfunktion zugrunde gelegt wird.

Aus beiden vorgestellten Studien lassen sich somit wertvolle Aussagen über die Einflüsse und Möglichkeiten der Struktursimulation von langfaserverstärkten Verbunden ableiten. Eine Übertragbarkeit auf das Verhalten von Duroplasten wird angenommen, da insbesondere die mechanischen Eigenschaften des PEEK-Verbundes ähnliche Eigenschaften wie die innerhalb der vorliegenden Arbeit verwendeten Materialien aufweisen.

Die Abschätzung der Lebensdauer basiert auf den berechneten Spannungszuständen bzw. der höchsten lokalen Beanspruchung der statischen FEM. Da die Ermüdungsfunktionen auf der Annahme eines linearen Verformungsverhaltens beruhen, wird die statische Berechnung typischerweise ebenso linear-elastisch durchgeführt. Gegebenenfalls kann auch eine nichtlineare Berechnung vorausgehen, um ein realistischeres Spannungsfeld zu liefern. Auch für die Schwingfestigkeits- und Lebensdauerberechnung spielen die Faserorientierungsverteilung und das mikromechanische Modell eine entscheidende Rolle, welche gemeinsam mit dem Versagenskriterium über die Prozess-Struktur-Solver an die Software der Ermüdungsberechnung [185-186] übergeben werden. Die Schädigungsberechnung basiert auf dem Nennspannungskonzept oder dem örtlichen Konzept. Durch die Anwendung der linearen Schadensakkumulation von Palmgren und Miner können die Teilschädigungen von nichtharmonischen Schwingungen summiert und eine Bauteillebensdauer abgeschätzt werden.

Eine Lebensdauerberechnung kann grundsätzlich auch ohne FEM erfolgen [187]. Dabei wird die Berechnung nur an einem Punkt vorgenommen. Es können ebenfalls die klassischen Verfahren, wie das Nennspannungskonzept und das örtliche Konzept sowie verschiedene Hypothesen für die Schadensakkumulation angewendet werden (vgl. Abschnitt 2.4.5).

Die Gültigkeit des oben beschriebenen Tsai/Hill-Versagenskriteriums wird beispielsweise in [170, 188-190] nachgewiesen. Jedoch sind auch Studien mit der Verwendung einer Anpassung des Tsai/Wu-Kriteriums [191] bekannt, mit dem die Spannungskomponenten gemäß den dazugehörigen Ermüdungsfestigkeiten bewertet, sowie Wechselwirkungen zwischen den Spannungskomponenten berücksichtigt werden [192-193]. Beide Kriterien sind allerdings in ihrer ursprünglichen Form auf einheitliche Beanspruchungszustände beschränkt. Die Implementierung von weiteren Einflussfaktoren, wie

des Spannungsverhältnisses, der Temperatur oder Kerben, muss über Masterkurven erfolgen. Die Möglichkeit, diese zu erzeugen, wurde grundsätzlich nachgewiesen (vgl. Abschnitt 2.4.5), jedoch bisher trotz einiger nachfolgend erläuterter Untersuchungen nicht im komplexen Zusammenhang angewendet.

In [192] wird die Vorhersagemöglichkeit der Schwingfestigkeit von kurzfaserverstärktem PA66 unter mehrachsiger, homogener Beanspruchung an gekerbten und ungekerbten Probekörpern bewertet. Es wird ein Versagenskriterium auf Grundlage des Tsai/Wu-Kriteriums verwendet, nicht berücksichtigt werden jedoch die Faserorientierung sowie die Mittelspannung.

In [170, 188] wird ein Verfahren vorgestellt, welches die Lebensdauer von Realbauteilen mithilfe eines Spannungsgradientenkonzeptes berechnet. Untersucht wird der Einfluss von Kerben sowie der Temperatur von kurzfaserverstärktem PA66. Die Faserorientierung und die Mittelspannung werden auch hier nicht berücksichtigt.

In [189-190] wird wiederum der Einfluss der lokalen Faserorientierung auf die Lebensdauer kurzfaserverstärkter Thermoplastbauteile beschrieben. Der Workflow umfasst die integrative Simulation, ausgehend von der Prozesssimulation, über die anisotrope Spannungsverteilungsberechnung bis hin zur Lebensdauerabschätzung. Hierfür werden Schwingfestigkeitsversuche unter verschiedenen Temperaturen parallel und senkrecht zur Faserorientierung zugrunde gelegt. Die übrigen Daten, wie der Einfluss der Mittelspannung, werden gemäß der FKM-Richtlinie für Metalle [194] abgeschätzt und berücksichtigt.

In [193] wird ebenfalls der Einfluss der Faserorientierung auf die Lebensdauer beschrieben. Hier wird das Tsai/Wu-Kriterium auf einen einfachen Versuchskörper angewandt. Der Einfluss der Mittelspannungsempfindlichkeit wird über lineare Interpolation aus bekannten Spannungsverhältnissen am Haigh-Diagramm [195] ermittelt und anschließend entsprechend auf diese bekannten Spannungsverhältnisse transformiert.

In allen zitierten Untersuchungen ergeben sich unter den betrachteten Bedingungen gute Übereinstimmungen zwischen Simulation und Experiment, allerdings wird jeweils nur ein einzelner festigkeitsbestimmender Effekt in Form der Normierung berücksichtigt. Insbesondere für die Vorhersage der Lebensdauer unter unregelmäßigen Belastungen ist die Berücksichtigung der Mittelspannung neben der Faserorientierung allerdings zwingend erforderlich. In der vorliegenden Arbeit soll diesbezüglich ein verbessertes Konzept auf Basis der oben beschriebenen Möglichkeiten entwickelt und angewendet werden. Grundsätzlich ist auf Basis der hier vorgestellten Untersuchungen zu erwarten, dass die Lebensdauervorhersage von faserverstärkten Duroplasten gute Ergebnisse liefern kann, da sie ein ausgeprägtes lineares Verformungsverhalten aufweisen.

3 Experimentelle Untersuchungen

3.1 Vorgehensweise und Versuchsplanung

Die in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Untersuchungen dienen dem Ziel der Vorhersage des mechanisch statischen und zyklischen Werkstoff- und Bauteilverhaltens von kurz- und langfaserverstärkten Phenolharzen nach in Bild 3.1 dargestelltem Schema. Es sollen zum einen quasistatische Bauteilvorhersagen unter Berücksichtigung der anisotropen und nichtlinearen Materialeigenschaften getroffen werden. Zum anderen soll das Ermüdungsverhalten unter harmonischer Schwingung (Schwingfestigkeit) und veränderlichen Last-Zeit-Kollektiven (Lebensdauer) vorhergesagt werden. Dazu wird grundlegend nach der in Abschnitt 2.5 beschriebenen Methodik vorgegangen. Die Basis stellt die mikromechanische Materialmodellierung über den Ansatz der Homogenisierung (Abschnitt 2.4.1) sowie die Modellierung des Steifigkeitsverhaltens (Abschnitt 2.4.3) und der Versagenshypothesen für statische und zyklische Beanspruchung (Abschnitte 2.4.4 und 2.4.5) dar. Die Vorgehensweise entspricht dem Reverse Engineering.

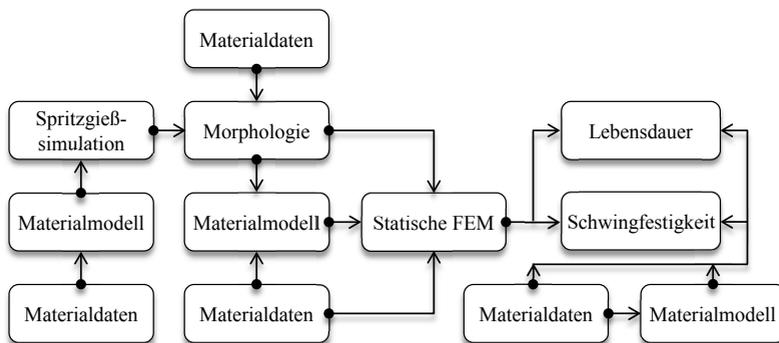


Bild 3.1: Schematische Darstellung der Auslegungsstrategie

Die Kalibrierung und Validierung der Materialmodelle erfolgt auf Probekörperebene anhand von experimentellen Versuchsdaten. Dazu werden sowohl für die statische, als auch für die zyklische Eigenschaftscharakterisierung Probekörper in 0° , 45° und 90° Faserorientierung in Bezug auf ihre Hauptfaserrichtung aus zuvor gespritzten Platten entnommen und entsprechend geprüft. Eine exakte Beschreibung der Versuchsdurchführung erfolgt in den nachfolgenden Abschnitten. Wie aus der Literatur bekannt ist (vgl. Abschnitt 2.5), ergibt sich bei der Prüfung der drei Orientierungsrichtungen eine ausreichende Empfindlichkeit für die Anpassung der entsprechenden Modellkomponenten. Voraussetzung ist jedoch die Kenntnis der Morphologie. Entscheidende Frage

ist dabei, inwieweit die Komplexität der Mikrostruktur bekannt sein muss, um das reale Werkstoffverhalten durch die empirischen Modellansätze abbilden zu können, d.h. inwieweit folgende Einflussfaktoren berücksichtigt werden müssen:

- Faserorientierung, -krümmungen und -verflechtungen,
- zusätzliche Füllstoffe,
- Faserlängenverteilung,
- lokale Faservolumenschwankungen und -bündelungen.

Bekannt ist, dass die heutigen Homogenisierungsmethoden von ideal suspendierten Zweistoffsystemen ausgehen, die zusätzliche Füllstoffe und inhomogene Faserverteilungen nicht berücksichtigen. Des Weiteren ist bekannt, dass die idealisierte Darstellung der Faser als ellipsoider Tensor Faserkrümmungen und -verflechtungen nicht abbilden kann. Einziger Einflussfaktor, welcher direkt einbezogen werden kann, stellt die Faserlängenverteilung dar. Nicht bekannt ist, inwieweit die reale Morphologie die Homogenisierung und im weiteren Verlauf die Materialmodellierung beeinflusst. Entsprechend wird eine Morphologiebewertung bezüglich der genannten Einflussfaktoren durchgeführt. Aufgrund der Problematik, dass die Prozesssimulation die entsprechenden Einflussfaktoren ebenso wenig abbilden kann, wird die Morphologie experimentell am Versuchskörper mithilfe optischer Analysemethoden bestimmt. Die Versuchsbeschreibung erfolgt ebenfalls in den nachfolgenden Abschnitten.

Darüber hinaus dient die experimentell ermittelte Morphologie in den Versuchsträgern der verwendeten Langfaserformmasse direkt als Eingangsgröße für die Materialmodellierung sowie die Struktursimulation. Die numerische Orientierungs- und Verkürzungsvorhersage der Prozesssimulation wird nicht herangezogen, da diese aufgrund ihrer idealisierten Annahmen für Kunststoffe mit Langfaserverstärkung trotz der aufwendigen Parametrisierung nur eingeschränkt gültige Ergebnisse liefert (vgl. Abschnitt 2.2.5).

Da des Weiteren keine genaue Kenntnis des Strömungsprofils der untersuchten Werkstoffgruppe existiert (vgl. Abschnitt 2.2.2) sowie eine vollständige Beschreibung des Werkstoffverhaltens aufgrund eingeschränkter Charakterisierungsmöglichkeiten und unvollständiger Materialmodelle bislang weder nachgewiesen wurde noch zu erwarten ist (vgl. Abschnitt 2.3), ergeben sich für die Materialmodellierung der Kurzfasermasse ebenfalls einige Einschränkungen. Zunächst wird eine Modellvorstellung des Strömungsverhaltens erarbeitet. Dazu wird eine umfassende Charakterisierung der Morphologie der Versuchsträger durchgeführt. Wichtig ist darüber hinaus die Kenntnis des Materialzustands und der Morphologie bei Düsendurchtritt und während der Formfüllung sowie des Formfüllverhaltens selbst. Diese Eigenschaften werden anhand des ausgespritzten Massestranges sowie von Teilabspritzungen charakterisiert. Zudem werden die in Abschnitt 2.2.5 beschriebenen Einflüsse auf die Faserlängenreduzierung für das hier untersuchte Langfasermaterial verifiziert.

Darüber hinaus wird ein pragmatischer Ansatz für den gesamten Workflow der integrativen Simulation vorgestellt, um die Prozesssimulation nach heutigen Möglichkeiten einzusetzen und künftige Bauteilentwicklungen gezielt durch Prozess- und Geometrieoptimierungen beeinflussen zu können. Umgesetzt wird dies mithilfe eines thermoplastischen Ersatzwerkstoffes, welcher eine ähnliche Strukturviskosität und damit vergleichbare Fließeigenschaften aufweist. Die Prozesssimulation erfolgt auf Grundlage der Erkenntnisse aus den Abschnitten 2.2.3, 2.2.4 und 2.2.5 sowie auf Basis der in Abschnitt 2.3 beschriebenen Vorgehensweise. Verwendet wird eine im Programm bereits enthaltene Materialkarte des Ersatzwerkstoffes unter Berücksichtigung der vorherrschenden Prozessparameter, welche die Eingangs- und Formfüllbedingungen beschreiben.

Für die Strukturanalyse wird eine Materialbeschreibung für die hier eingesetzten Werkstoffe umgesetzt, welche die realen Werkstoffeigenschaften unter den idealisierten Annahmen bestmöglich abbilden. Zur Kalibrierung und Validierung dienen die eingangs erwähnten Versuche. Begleitende Untersuchungen zur Bewertung der Morphologiekonstanz und Homogenität der Werkstoffe sichern die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse ab und gewährleisten die Gültigkeit der entwickelten Modelle. Zur Gewährleistung konstanter Vernetzungsgrade und im Hinblick auf den späteren Bauteileinsatz werden alle Versuchsträger bzw. Probekörper bis zur vollständigen Vernetzung getempert. Das verwendete Temperprofil ist in Anhang 3 dargestellt. Begleitend dazu werden stichprobenartig die Vernetzungszustände vor und nach dem Temperprozess mithilfe der DSC überprüft.

Das Materialverhalten lässt sich durch die Verknüpfung der Grundelemente des polymeren Matrixverhaltens formulieren (vgl. Abschnitte 2.4.2 und 2.4.3). Die Komponenten der Steifigkeitsmatrix werden unter Berücksichtigung der Morphologie an die experimentellen Spannungs-Dehnungs-Kurven des statischen Zugversuches approximiert sowie auf Probekörper- und Bauteilebene validiert.

Die Versagensbedingung für statische Beanspruchung wird über das pauschale Versagenskriterium von Tsai/Hill (Gl. (17) bzw. Gl. (18)) definiert, welches eine Parametrisierung ebenfalls am Zugversuch zulässt (vgl. Abschnitt 2.4.4). Die Verwendung des Tsai/Hill-Kriteriums bietet für die verwendeten Formmassen Vorteile, da aufgrund der komplexen Faserstruktur mit verschiedenen Versagensmodi zu rechnen ist, die sich nicht eindeutig voneinander abgrenzen lassen. Aus gleichem Grund bildet für die Definition des Schwingversagens das modifizierte Tsai/Hill-Kriterium nach Gl. (22) die Basis. Die Gültigkeit des Kriteriums für die statische und zyklische Versagensdefinition wird entsprechend durch vorangegangene Untersuchungen an kurz- und langfaserverstärkten Thermoplasten bestätigt (vgl. Abschnitte 2.4.4, 2.4.5 und 2.5) und anhand von Hysteresismessungen in der vorliegenden Arbeit überprüft.

Nachteilig bei der Verwendung des Kriteriums ist in beiden Fällen die Beschränkung auf konstante Zug- oder Druckbeanspruchungszustände. Die Einbeziehung weiterer

festigkeitsrelevanter Einflüsse, wie der Mittelspannungsempfindlichkeit und der Temperatur, in die Ermüdungsvorhersage muss über die Normierung der Schwingfestigkeit erfolgen. Diese Vorgehensweise stellt für Metalle eine bereits bekannte und etablierte Methode dar. Mathematische Zusammenhänge, die eine Normierung der unterschiedlichen Einflussfaktoren für faserverstärkte Kunststoffe zulassen, wurden bereits in vorangegangenen Untersuchungen erfolgreich über verschiedene Ansätze nachgewiesen und angewendet (vgl. Abschnitte 2.4.5 und 2.5). Allerdings beschränken sich diese bislang lediglich auf die Einbeziehung eines einzelnen Einflussfaktors und werden nicht im komplexen Zusammenhang angewendet. Innerhalb der vorliegenden Arbeit wird diesbezüglich ein Normierungskonzept erarbeitet und entsprechend überprüft, welches die Einbeziehung sowohl der Faserorientierung als auch der Mittelspannungsempfindlichkeit und der Temperaturabhängigkeit erlaubt. Basis hierfür stellt die Verschiebungsfunktion der Wöhlerkurven auf Grundlage der Erkenntnisse aus vorangegangenen Untersuchungen dar. Die Definition der Schadenssumme erfolgt anhand der linearen Schadensakkumulationshypothese von Palmgren und Miner mithilfe der zweiparametrischen Rainflow-Zählung zur Klassierung der zugrunde gelegten Beanspruchungsfunktion (vgl. Abschnitt 2.4.5). Die Anwendung der Normierungsfunktion zur Beschreibung der Schwingfestigkeit bzw. Lebensdauer erfolgt auf Bauteilebene unter harmonischer Schwingung sowie auf Probekörper- und Bauteilebene unter variabler zyklischer Beanspruchung, jeweils unter verschiedenen Beanspruchungshöhen. Zusammenfassend werden die durchgeführten Untersuchungen für die Morphologiebewertung sowie für die Durchführung der Prozesssimulation und der Strukturanalyse mit entsprechender Untersuchungsmethode und Ergebnis in Tab. 3.1 und Tab. 3.2 aufgeführt. Eine ausführliche Beschreibung erfolgt in den nachfolgenden Abschnitten.

Tab. 3.1: Untersuchungsmethoden zur Charakterisierung der strukturmechanischen Eigenschaften von Versuchskörper und Bauteil

Versuchsziel	Untersuchungsmethode	Ergebnis
Morphologiekonstanz/	Dichtemessung	ρ
Reproduzierbarkeit	Pyrolyse	ψ
Homogenität/ Faserbündelungen	CT-Messung	φ
Faserlängenverteilung/	opt. Längenverteilungsmessung	$L_V, L_i \cdot h_{V_i}$
Aspektverhältnis	opt. Faserdurchmessermessung	d
Faserorientierung	CT-Messung	Φ
statisches Steifigkeitsverhalten	Zugprüfung	$\sigma \varepsilon(\Phi)$
statisches Versagensverhalten	Zugprüfung	X, Y, S
Schwingfestigkeit	Ermüdungsprüfung	$SN(\Phi, \sigma_o)$
Lebensdauer	Kollektivprüfung	$H(\Phi, \sigma_a)$
Vernetzungsgrad	DSC	$\alpha_{nach}, \alpha_{temp}$

Tab. 3.2: Untersuchungsmethoden zur Charakterisierung der Prozesseigenschaften von Platte und Bauteil

Versuchsziel	Untersuchungsmethode	Ergebnis
Prozessbedingungen		
Werkzeugtemperatur	Oberflächentemperaturmessung	T_w
Prozessparameter		
Massetemperatur	Einstechthermometer	T_m
Materialzustand bei Düsendurchtritt: Bewertung des ausgespritzten Massestrangs		
Füllstoffanteil und Homogenität	Pyrolyse	ψ
Faserlängenverteilung	opt. Längenverteilungsmessung	$L_i \cdot h_{V_i}$
Verarbeitungsdichte	Auftriebsmethode	$\rho_s(t)$
Kompressibilität/ Strangaufweitung	Durchmessermessung	d_s
Vernetzungsgrad/ Reaktivität	DSC	α_{por}
Formfüllverhalten und Strömungsprofil: Bewertung der Fließstudie		
Füllstoffanteil und Homogenität	Pyrolyse	ψ
Verarbeitungsdichte	Auftriebsmethode	ρ_s
Kompressibilität/ Strangaufweitung	Dickenmessung	d_s
Fließfrontbewegung/ Wandkontakt	Ausprägungsmessung	l_s
Formfüllverhalten und Strömungsprofil: Bewertung des Versuchsteils		
Füllstoffanteil und Homogenität	Pyrolyse	ψ
Materialdichte	Auftriebsmethode	$\rho_s(t)$
Faserorientierung	CT-Messungen	ϕ

3.2 Untersuchte Werkstoffe

Bei den untersuchten Werkstoffen handelt es sich um zwei Vertreter der rieselfähigen Phenolharze aus der Gruppe der technischen Duroplaste. Im Hinblick auf einen größtmöglichen Erkenntnisgewinn wird ein kurz- und ein langfaserverstärktes Phenol-Formaldehydharz, jeweils mit Glasfaserverstärkung, ausgewählt. Bei der kurzfaserverstärkten Formmasse handelt es sich um ein hoch gefülltes und homogenisiertes Vorkondensat für die Spritzgießverarbeitung der Firma Hexion Inc. mit dem Handelsnamen Bakelite®PF 1110 (kurz: PF 1110) (Bild 3.2). Durch zusätzliche Füllung mit Glaskugeln und anorganischen Füllstoffen zeichnet sich das Produkt durch geringe Verarbeitungsschwindigkeit sowie ein hohes Maß an Steifigkeit, Temperaturbeständigkeit und Dimensionsstabilität aus.

Bei dem langfaserverstärkten Granulat Porophen®GF9202 L5 (kurz: 9202 L5) handelt es sich um eine Materialentwicklung der Firma SBHPP für Presstechnik. Auf Basis der Erkenntnisse aus Abschnitt 2.2.5 wird im Hinblick auf schonende Verarbeitbarkeit, Homogenisierung und maximale Fasereffektivität eine Ausgangsfaserlänge von 5 mm eingesetzt. An den Fasersträngen haften nicht vorkondensierte Matrixpartikel an (Bild

3.3). Weitere Füllstoffe sind im Granulat nicht enthalten. Für die Verarbeitung im Spritzgussverfahren wird der Werkstoff herstellerseitig fließoptimiert. Der Rohstoff erhält zur Kennzeichnung den Zusatz „A“: Porophen®GF9202 L5-A und verspricht aufgrund der langen Fasern neben thermischer und mechanischer Stabilität ein zähes Verformungsverhalten.



Bild 3.2: Phenolharz-Granulat Bakelite® PF 1110, Hexion Inc.

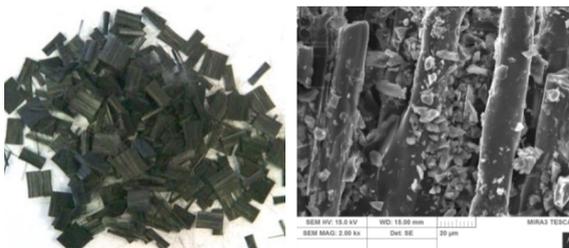


Bild 3.3: Phenolharz-Granulat Porophen® GF 9202 L5-A (fließoptimiert), SBHPP

Die Kennzeichnung beider Werkstoffe wird kurz in Tab. 3.3 zusammengefasst. Die Eingruppierung der Vorvernetzungsstadien erfolgt anhand der theoretischen Grundlagen aus Abschnitt 2.1.1 in Zustand B₁ bis B₂ für PF1110 und Zustand A₂ für 9202 L5-A (Tab. 2.1). Der genaue Vorvernetzungsgrad ist für beide Werkstoffe nicht bekannt.

Tab. 3.3: Kennzeichnung der verwendeten Werkstoffe

Hersteller/ Handelsname	Matrix- system	Glasfaser			Glaskugeln/ Füllstoffe [Gew.-%]
		Gehalt [Gew.-%]	Länge [mm]	Durchmes- ser [µm]	
Hexion/ Bakelite®PF1110	Novolak	35	~0,3	13	45
SBHPP/ Porophen ®GF9202L5-A	Novolak/ Resol	55	5	13	-

3.3 Verarbeitungsbedingungen und Probekörperherstellung

Zur Charakterisierung des Formfüllverhaltens (vgl. Tab. 3.2) sowie der morphologischen und mechanischen Eigenschaften (vgl. Tab. 3.1) der ausgewählten Werkstoffe wird eine einfache Plattengeometrie spritzgegossen. Die morphologische Struktur der Platte erlaubt es, alle für die Simulation der Strukturmechanik relevanten Kennwerte zu ermitteln, da sie aufgrund der flächigen Füllung über einen Filmanguss einen anisotropen Charakter erhält. Die Entnahmeposition sowie die Geometrie der herausgefästen Probekörper werden in Bild 3.4 bzw. Tab. 3.4 dargestellt.

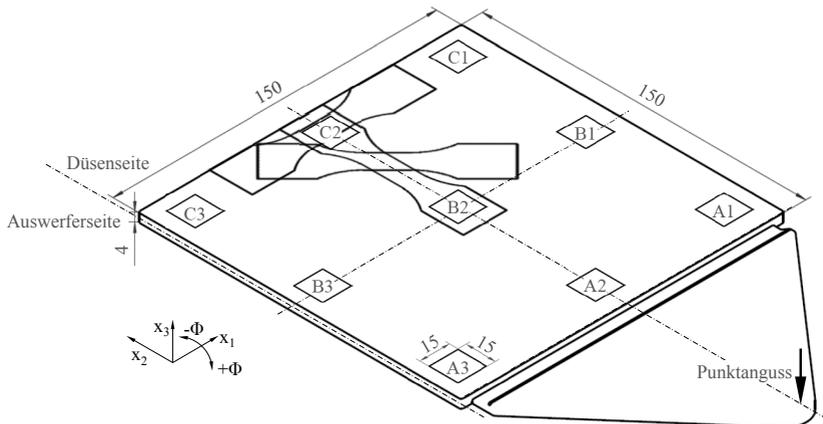


Bild 3.4: Im Spritzgießverfahren hergestellte Platte und Entnahmepositionen der Prüflinge zur Eigenschaftscharakterisierung der eingesetzten Werkstoffe

Tab. 3.4: Geometrie der verwendeten Prüfkörper

Probekörper 1: für die Ermittlung der statischen Zugeigenschaften	Probekörper 2: für die Ermittlung der Schwingfestigkeit und Lebensdauer [196]

Die Validierung der Materialmodelle für komplexe Bauteilgeometrien erfolgt an einem Demonstratorbauteil, einem PKW-Motorträger (Bild 3.5, weitere Ansichten siehe Anhang 4). Als thermisch und mechanisch hoch beanspruchtes Strukturbauteil eignet sich

dieser sowohl für die Validierung der Prozesssimulation als auch für die Struktursimulation der statischen Eigenschaften, der Schwingfestigkeit und der Lebensdauer. Die Entnahmepositionen kleinerer Versuchskörper zur Morphologiecharakterisierung entsprechen analog zur Platte den Formfüllgraden: Beginn (Pos. 1), Mitte (Pos. 2) und Ende (Pos. 3). Pos. 2 stellt darüber hinaus den kritischen Versagenspunkt dar.

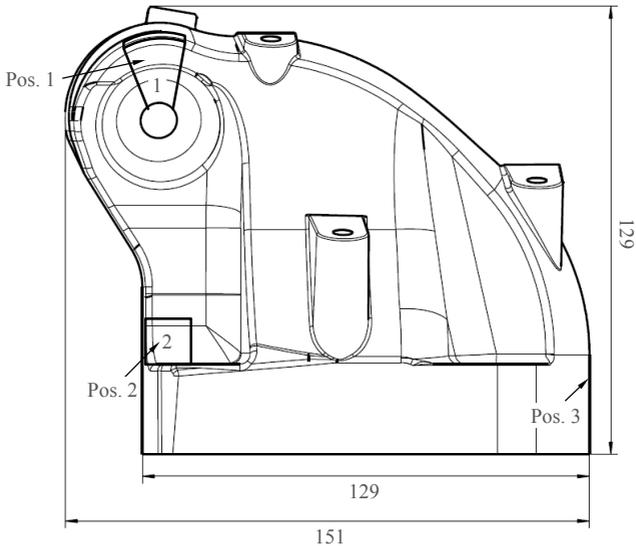


Bild 3.5: Geometrie des Motorträgers und Entnahmeposition der Prüflinge zur Morphologieuntersuchung

Die Abmusterung der Plattengeometrie sowie die Präparation der Probekörper aus Tab. 3.4 erfolgt in Zusammenarbeit mit der Professur Kunststoffe (Prof. Dr.-Ing. Michael Gehde) der Technischen Universität Chemnitz in deren Laboren. Verwendet wird eine Spritzgießmaschine des Typs KM 150-460 B2 sowie eine CNC-gesteuerte Probenfräse des Typs Coesfeld IMC 4030. Die Herstellung des Demonstratorbauteils erfolgt, in Kooperation, an den Verarbeitungsanlagen (KM 300 C2+) der Firma Schwarzpunkt Schwarz GmbH & Co KG. Die Prozessparameter der beiden Versuchsträger sind nachfolgend in Tab. 3.5 zusammengefasst. Die aufgeführte Masstemperatur bei Düsenaustritt wird stichprobenartig mithilfe der Einstechtemperaturmessung am ausgespritzten Massestrang bestimmt. Die Werkzeugtemperaturen resultieren aus Messungen unterschiedlicher Messstellen der Kavitäten und werden jeweils im angegebenen Bereich registriert. Die übrigen Parameter werden direkt von der Spritzgießmaschine ausgegeben.

Zur Charakterisierung des Fließverhaltens werden Formfüllstudien aller Varianten unter stufenweiser Verringerung der Dosiermenge um durchschnittlich 10 cm^3 bis zu einem Grenzwert von etwa 20 % der Ausgangsdosiermenge erzeugt. Ausgenommen der Nachdruckphase werden alle übrigen Prozessparameter beibehalten. Eine schematische Darstellung, inklusive der Entnahmepositionen der Prüflinge, findet sich in Anhang 4.

Tab. 3.5: Prozessparameter für die Komponentenherstellung

	Platte		Bauteil	
	PF1110	9202 L5-A	PF1110	9202 L5-A
Dosiervolumen [cm^3]	176,5	186	565	560
Zylindertemperatur Zone 1/ 2/ 3/ 4 [$^{\circ}\text{C}$]	60/90/ 108/-	65/80/ 95/-	55/55/ 95/95	55/55/ 76/76
Masstemperatur bei Düsen- austritt [$^{\circ}\text{C}$]	115-117	115-118	115-117	117-121
Werkzeugtemperatur [$^{\circ}\text{C}$]	170-175	170-175	170-175	170-175
Einspritzgeschw. [cm^3/s]	40	40	50	100
Einspritzdruck [bar]	1800	1800	1600	1500
Füllzeit [s]	4	4	12	6
Umschaltpunkt Weg [cm^3]	13	24	40	85
Nachdruck [bar]	800/600	800/600	600	600
Nachdruckzeit [s]	5/10	5/10	15	15
Heizzeit [s]	40	50	110	105

3.4 Charakterisierung der Morphologie

3.4.1 Dichte

Die Dichte wird als ein Beurteilungskriterium zur Charakterisierung der Morphologiekonstanz herangezogen. Dazu werden die Positionen A1 bis C3 aus der Platte sowie die Positionen 1 bis 3 aus dem Bauteil stichprobenartig untersucht. Die Bestimmung der Dichte erfolgt mittels Auftriebsverfahren in Anlehnung an DIN EN ISO 1183-1 nach dem Prinzip der hydrostatischen Waage (Typ: Sartorius Cubis MSU 224S-000-DU). Als Prüflüssigkeit wird Ethanol eingesetzt. Des Weiteren wird die Verarbeitungsdichte während des Füllprozesses als Grundlage für die Beschreibung des Schmelzverhaltens bestimmt. Entsprechend wird hierfür die Dichte der Fließstudie (Positionen A1 bis C3) sowie des ausgespritzten Massestrangs, d.h. an der un- oder gegebenenfalls nur teilgehärteten Formmasse, untersucht. Aufgrund der Löslichkeit von ungehärtetem Phenolharz in polaren Lösungsmitteln, wie Ethanol, wird hierbei als Prüflüssigkeit unpolares Heptan verwendet. Ein Querabgleich mit dem ausgehärteten Plattenmaterial sichert die Zulässigkeit des Prüfmediums ab.

3.4.2 Glasfaser- und Füllstoffgehalt

Die Bestimmung des Glasfaser- bzw. Füllstoffanteils erfolgt ergänzend zur Dichtebestimmung an allen zuvor erwähnten Probekörpern. In Anlehnung an DIN EN ISO 1172 werden die Proben im Hochtemperaturofen (Nabertherm P330) bei 625°C bis zur vollständigen Zersetzung der Harzmatrix sowie anderer organischer Additive verascht. Über die Massedifferenz wird der Gesamtgehalt an Füll- und Verstärkungsstoffen bestimmt. Neben der Beurteilung lokaler Morphologieunterschiede in Platte und Bauteil gibt die Bestimmung des Füllstoffgehaltes an der Fließstudie Aufschluss über Faser-Matrix-Entmischungen während des Einspritzens.

3.4.3 Faserlängenverteilung

Zur Quantifizierung des Faserlängenabbaus während der Plastifizierung sowie der Werkzeugfüllung bzw. zur Bestimmung des mittleren Aspektverhältnisses der Fasern vor und nach Werkzeugfüllung werden Faserlängenanalysen an verschiedenen Proben der Langfaserformmasse durchgeführt. Die Durchführung findet an der Professur Kunststoffe (Prof. Dr.-Ing. Michael Gehde) der Technischen Universität Chemnitz statt. Untersucht werden die Positionen A1 bis C3 aus der Platte, die Positionen 1 bis 3 aus dem Bauteil und der ausgespritzte Massestrang. Die Bestimmung der Faserlängenverteilung erfolgt über einen Faserscan mithilfe des Epson Perfection 4990 Photo der SEIKO Epson CORPORATION sowie eine bildanalytische Auswertung mithilfe des FibreShape Release 5.0 der Firma IST Ltd. an den vereinzelt Faserrückständen der zuvor beschriebenen Veraschung. Die dazu hinreichend vereinzelt Faserstrukturen werden anhand makroskopisch erzeugter Bilddateien digitalisiert und automatisch ausgemessen. Die statistische Auswertung der resultierenden Messdaten liefert eine anzahl- und volumengewichtete Häufigkeitsverteilung mit einer Klassenbreite von 200 µm. Die resultierende mittlere Faserlänge (anzahlgewichtet L_N sowie volumengewichtet L_V) ergibt sich schließlich aus:

$$L_N = \sum_i L_i \cdot h_{N_i} \quad (23)$$

und

$$L_V = \sum_i L_i \cdot h_{V_i} \quad (24)$$

3.4.4 Faserorientierung und Homogenität

Zur Analyse der Werkstoffmorphologie der verarbeiteten Formmassen werden computertomographische Untersuchungen bis hin zur Einzelfaserauflösung an den Positionen

A1 bis C3 aus der Platte für beide Werkstoffe sowie globale Untersuchungen der Probekörper, der Fließstudie und des Bauteils aus 9202 L5-A oberhalb der Einzelfaserauflösung hinsichtlich folgender Versuchsziele durchgeführt:

- 1 Bewertung des Strömungsverhaltens,
- 2 Faserorientierung, -krümmungen und -verflechtungen,
- 3 Homogenität und Bündelungen,
- 4 Aufbereitung für die mikromechanische Modellbildung und die Strukturanalyse.

Die Analysen der Faserorientierung oberhalb der Einzelfaserauflösung erfolgen mithilfe einer Yxlon Mikrofokus-Röntgenröhre (225 kV) sowie XRD1620xNCS-Detektor der Firma PerkinElmer. Die Analysen bis hin zur Einzelfaserauflösung erfolgen hingegen am phoenix nanotom m der Firma GE Measurement & Control Solutions, einem Nano-CT-System mit 180 kV Nanofokus-Röntgenröhre und digitalem GE DXR Detektor für hohe Kontrastauflösung. Das grundlegende Mess- und Analyseprinzip erfolgt für alle Untersuchungen gleich und wird in Anhang 5 beschrieben. Durchgeführt werden die Untersuchung in Zusammenarbeit mit dem Team Zerstörungsfreie Werkstoffprüfung der Daimler AG.

Die Auswertung der CT-Messungen erfolgt mithilfe der Software VG Studio MAX 2.2 der Firma Volume Graphics hinsichtlich lokaler und globaler Faserorientierung sowie lokaler Faserkonzentrationen. Ein implementierter Bildverarbeitungsalgorithmus erstellt auf Basis der räumlichen Faserstruktur für den betrachteten Bezugsraum lokal einen Orientierungstensor zweiter Ordnung, welcher für jeden Auswertepunkt ein individuelles Ergebnis entsprechend der realen Orientierungsverteilung liefert. Der Orientierungstensor entspricht in seiner Formulierung dem Modell von Advani und Tucker (vgl. Abschnitt 2.2.5).

Die Auswertung hinsichtlich des Strömungsverhaltens erfolgt in der Ebene über den Probenquerschnitt (Proben A1 bis C3, Fließstudie 9202 L5-A) parallel zur Plattenlängsfläche. Bezugspunkt für die Berechnung der Orientierungstensoren stellt folglich jede einzelne Ebene dar. Die Software liefert für die Ergebnisverwertung die Darstellung der einzelnen Komponenten des Tensors in Matrixform bzw. in einem Funktionsplot über die Ebenen des betrachteten Querschnittes (Bild 3.6). Darüber hinaus liefert die Software für eine graphische Visualisierung die Projektion der räumlichen Orientierung über eine Orientierungstransformation in die Ebene (x_1 - x_2) sowie den Abweichungswinkel zur Referenzachse (x_1) in einer Falschfarbendarstellung (Bild 3.6). Diese Methode liefert eine äquivalente Darstellung zu den Ergebnissen einer Prozesssimulation und dient neben der Beschreibung des Strömungsprofils zum Abgleich der berechneten Faserorientierung aus der Simulation des Ersatzmaterials.

Die Auswertung der oben gelisteten Punkte 2 bis 4 erfolgt anhand der Probekörper sowie des Gesamtbauteils der Langfaserformmasse. Hierzu wird die globale Faserstruktur

am dreidimensionalen Versuchsträger detektiert und die Orientierungssensoren auf Basis eines finiten Elementnetzes erzeugt. Das jeweilig verwendete Tetraeder-FE-Netz wird aus der Strukturanalyse (vgl. Abschnitt 4.5) übernommen und für die Auswertung in die Software importiert. Bezugspunkt für die Berechnung stellt entsprechend jede einzelne Elementzelle dar. Zusätzlich wird die Homogenität der Faserverteilung analysiert. Die Grauwertverteilung dient dazu als Bewertungsmaß für die Bestimmung des Faser-Matrix-Verhältnisses. Die Ausgabe erfolgt in Matrixform, bezogen auf jede Elementzelle, welche direkt für eine mikromechanische Modellbildung und die Strukturanalyse exportiert wird. Zudem liefert die Software eine Visualisierung in Form einer ellipsoiden Darstellung (Bild A 16, Anhang 5). Die Längsachse des Ellipsoiden weist die Hauptorientierungsrichtung auf, die Form deutet auf den Orientierungsgrad hin (je schlanker die Form, desto höher der Orientierungsgrad).

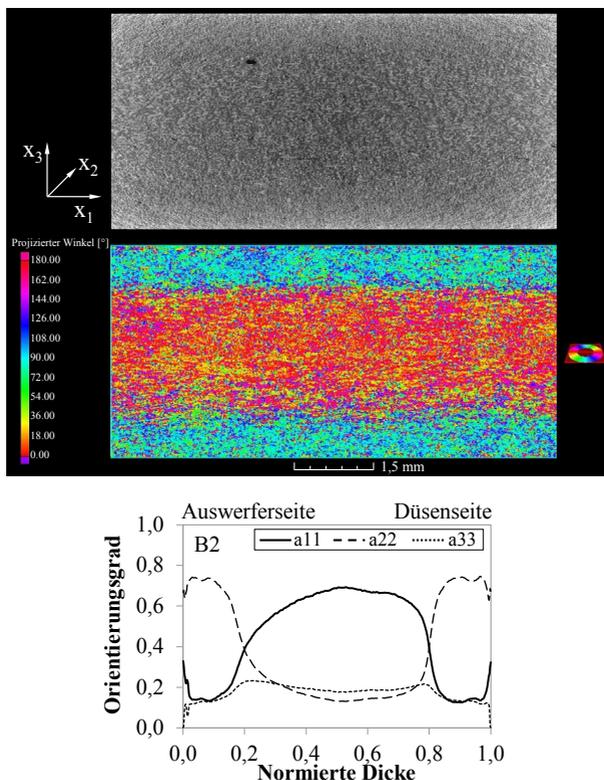


Bild 3.6: Links: Grauwertdarstellung und Falschfarbenplot der projizierten Faserorientierung, rechts: Funktionsgrafik der Hauptkomponenten des Orientierungstensors mit x_1 - x_2 als Bezugsebene und x_1 als Referenzachse, Definition der Tensorkomponenten entsprechend des Koordinatensystems der Platte (vgl. Bild 3.4)

3.4.5 Faserdurchmesser

Die Kenntnis des Faserdurchmessers dient zur Bestimmung des Aspektverhältnisses l/d . Zur Ermittlung des mittleren Faserdurchmessers werden repräsentative Schliiffproben aus der Platte erstellt und lichtmikroskopisch untersucht. Verwendet wird hierfür das Mikroskop DM6000M der Firma Leica im Hellfeldmodus bei 500-facher Vergrößerung. Der Faserdurchmesser wird an ideal senkrecht zur Schliiffoberfläche liegenden Fasern gemessen.

3.5 Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften

3.5.1 Statische Eigenschaften

Zur Kalibrierung der anisotropen, nichtlinearen Steifigkeits- und Versagensmodelle (vgl. Abschnitte 2.4.3, 2.4.4 und 2.5) werden die quasistatischen Werkstoffeigenschaften am Probekörper 1 (vgl. Tab. 3.4 und Bild 3.4) im Zugversuch an einer elektromechanischen Universalprüfmaschine Z020 der Firma Zwick ermittelt. Die Versuche werden mit einer 20 kN Kraftmessdose unter langsamer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min durchgeführt. Die Einspannung erfolgt mit Klemmbacken auf einer Einspannlänge von 45 mm. Die Messungen werden unter Raumtemperatur und unter 180°C Prüftemperatur an vollständig temperierten Probekörpern in der Temperierkammer durchgeführt. Je nach Streubreite werden jeweils 5 bis 10 Probekörper pro Versuchsreihe geprüft.

Die Messung der Gesamtverformung sowie der Dehnungsverteilung in Längs- und Querrichtung erfolgt berührungslos mithilfe der digitalen Bildkorrelation mit Unterstützung der Firma Dantec Dynamics A/S (Aufbau und Beschreibung siehe Anhang 6). Die Auswertung der Längenänderung sowie der Querkontraktion für die Erstellung der Spannungs-Dehnungs-Diagramme und Kalibrierung der Steifigkeitsmatrix erfolgt innerhalb des parallelen Bereiches auf 20 mm Messlänge. Aufgrund der eingeschränkten Zugänglichkeit der optischen Dehnungsmessung unter hohen Temperaturen, wird diese Messung ausschließlich unter Raumtemperatur durchgeführt. Die Messung der Verformung unter 180°C Prüftemperatur erfolgt mithilfe von taktilen Wegaufnehmern mit 20 mm Klemmabstand. Von einer temperaturabhängigen Änderung der Querkontraktion wird nicht ausgegangen, sodass diese nicht separat erfasst wird.

3.5.2 Materialermüdung durch zyklische Beanspruchung

Die Modellbildung zur Vorhersage der Schwingfestigkeit und Lebensdauer erfolgt auf Grundlage von Ermüdungsversuchen (vgl. Abschnitt 2.4.5). Betrachtet werden die Ein-

flüsse der Anisotropie, der Mittelspannung sowie der Prüftemperatur bei unterschiedlichen Beanspruchungsamplituden, mit dem Ziel, eine entsprechend große Bandbreite an Zeitfestigkeitslinien zu erzeugen. Zu diesem Zweck werden kraftgeregelte Schwingfestigkeitsuntersuchungen unter Zugschwell- und Wechselbelastung mit harmonischer Sinusbeanspruchung und konstanter Amplitude am Probekörper 2 (vgl. Tab. 3.4 und Bild 3.4) durchgeführt. Die Kraftregelung wird im Hinblick auf eine geforderte Normalspannung eingestellt und für jeden Probekörper individuell an die wirkende Querschnittsfläche angepasst. Als Abbruchbedingung wird Totalversagen bzw. eine Lastschwingspielzahl von $2,5 \cdot 10^6$ definiert. Zusätzlich werden im logarithmischen Maßstab die Hysteresekurven aufgezeichnet und die dynamische Steifigkeit, die Wegänderung sowie die Dämpfung überwacht, um den Schädigungsfortschritt über die Laufzeit zu erfassen. Ziel der Überwachung der zeitlichen Änderung des Spannungs-Dehnungs-Verlaufes und dessen Vergleich zwischen unterschiedlichen Beanspruchungsamplituden ist die Überprüfung des in Abschnitt 2.4.5 beschriebenen Zusammenhangs zwischen Beanspruchung und Schädigungsverlauf sowie der Unabhängigkeit des Schädigungsbildes von der Beanspruchungshöhe. In diesem Fall ist die Vorhersage der Schwing- und Betriebsfestigkeit mithilfe von Versagenskriterien und die Anwendung von Normierungsfunktionen zulässig. Tab. 3.6 zeigt den Prüfumfang im Überblick.

Die Versuche werden an einem servohydraulischen Pulser mit Test Control II-Steuerung von Zwick und einer Kraftmessdose von 30 kN durchgeführt. Die Einspannung der Probekörper erfolgt konturgenau an der äußeren Schulter. Die verwendete Geometrie der Probekörper sowie der Einspannvorrichtung entstammen einer Entwicklung der Fakultät Fahrzeugtechnik der Hochschule Esslingen [196]. Auf den Einsatz von Knickstützen kann werkstoff- und geometriebedingt verzichtet werden. Die Prüffrequenz wird auf 30 Hz festgelegt. Die frequenzbedingte Beeinflussung der Lebensdauer infolge von Eigenerwärmung oder verändertem Ermüdungsverhalten kann durch entsprechende Vorversuche bei 5 Hz, 20 Hz und 30 Hz ausgeschlossen werden. Dazu werden neben der Hysterese- und Lebensdauerbewertung unterschiedlicher Spannungsamplituden und Spannungsverhältnisse auch die Temperaturveränderung an der Längs- und Querkante des Probekörpersteges überwacht. Alle betrachteten Einflussfaktoren werden als nicht signifikant für das Ermüdungsverhalten eingestuft. Die Ergebnisse der Vorversuche sind in Anhang 7 dokumentiert.

Tab. 3.6: Prüfumfang der Schwingfestigkeitsuntersuchungen

Prüftemperatur	Spannungsverhältnis	Faserorientierung	Lastniveau	Probenanzahl
23°C	0,1	0°/45°/90°	je 3-4 Spannungsamplituden	je 4-6
	-1			
180°C	0,1	0°/45°/90°	je 3-4 Spannungsamplituden	je 4-6
	-1			

3.5.3 Lebensdauer

Die Bestimmung der Lebensdauer auf Probekörperebene dient dem Zweck der Validierung der Berechnung. Dazu wird ein synthetisches Last-Zeit-Kollektiv (Grundkollektiv) mit einem Umfang von 65 Sekunden erzeugt und in den Kollektivhöchstwerten so variiert, dass analog zum Ermüdungsversuch sog. Gaßnerlinien erstellt werden können (Bild 3.7). Die Kollektivhöhe wird für die geprüften Faserorientierungen entsprechend ihren statischen Festigkeitsgrenzen angepasst und variiert. Ein Kollektiv enthält nach der Rainflow-Zählung rund 900 Einzelzyklen, was einer Frequenz von etwa 15 Hz entspricht. Anhand der zuvor beschriebenen Frequenzuntersuchung wird auch hier kein Frequenzeinfluss auf die Lebensdauer erwartet. Um die fortschreitende Werkstoffschädigung analog zu Abschnitt 3.5.2 zu erfassen, werden im Abstand von je 30 Kollektiven Hysteresismessungen im Wechsellastbereich mit dreimaliger Wiederholung durchgeführt. Um einen Einfluss auf die Lebensdauer zu vermeiden bzw. zu reduzieren, werden die Amplitudenspitzen auf ca. 30 % der statischen Festigkeitsgrenze in positive und negative Belastungsrichtung definiert. Als Abbruchkriterium des Versuchs wird ebenfalls Totalversagen bzw. eine Kollektivgrenzzahl von 3000 definiert, was einer Gesamtschwingenspielzahl von $2,7 \cdot 10^6$ entspricht. Tab. 3.7 dokumentiert den vollständigen Versuchsumfang.

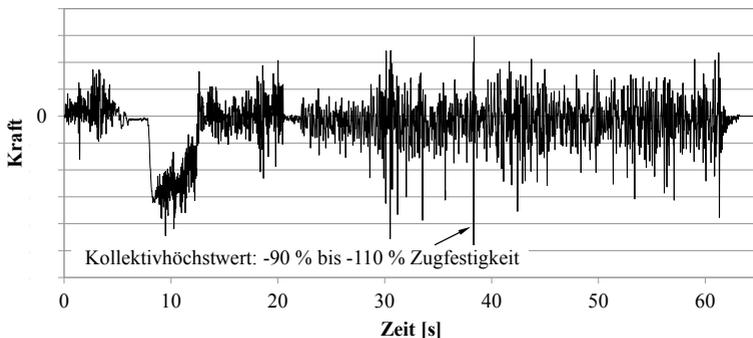


Bild 3.7: Last-Zeit-Grundkollektiv für die Betriebsfestigkeitsbetrachtung mit entsprechender Kollektivhöchstwertanpassung (prozentualer Kollektivhöchstwert richtet sich nach der jeweiligen statischen Festigkeitsgrenze)

Tab. 3.7: Prüfumfang der Betriebsfestigkeitsuntersuchungen

Werkstoff	Faserorientierung	Lastniveau	Probenanzahl
9202 L5-A	0°/45°/90°	je 3 Kollektivhöhen	je 4-6
PF1110	90°	3 Kollektivhöhen	je 4-6

Die Versuche werden an einem servohydraulischen dreiaxialen Pulser mit MTS Flex-Test-Steuerung und 25 kN Kraftaufnehmer, ebenfalls am Probekörper 2 und der in Abschnitt 3.5.2 beschriebenen Einspannung unter Raumtemperatur durchgeführt. Die Regelung erfolgt nach einer zu Beginn der Prüfung durchgeführten iterativen Angleichung des Traversenweges an das Sollsignal. Eine Nachregelung des Kraftsignals infolge ermüdungsbedingt veränderter Werkstoffeigenschaften findet im Gegensatz zur harmonischen Schwingfestigkeitsmessung nicht statt. Um jedoch die zeitlichen Kollektivveränderungen zu registrieren, wird jedes zehnte Kollektiv aufgezeichnet.

3.5.4 Mechanische Bauteileigenschaften

Die Bauteilprüfung erfolgt hinsichtlich der statischen Eigenschaften, des Schwingfestigkeitsverhaltens sowie der Lebensdauer zur Validierung der Simulation.

Die quasistatischen Eigenschaften des Motorträgers werden an einer elektromechanischen Universalprüfmaschine Z250 der Firma Zwick mit einer 250 kN Kraftmessdose bei einer Prüfgeschwindigkeit von 10 mm/min ermittelt. Die Bauteile werden dazu entsprechend ihrer Einbaulage im Fahrzeug auf eine Aufspannplatte angeschraubt und über eine Gelenklagerung in Richtung der Fahrbahn geprüft. Die Randbedingungen der Prüflage und der Verschraubung sind in Anhang 8 dargestellt. Die Prüfung erfolgt ebenfalls unter Raumtemperatur und unter 180°C Prüftemperatur an jeweils 5 bis 7 vollständig temperierten Bauteilen in der Temperierkammer. Die Verformungsmessung erfolgt analog zu den Probestäben mithilfe der digitalen Bildkorrelation mit Unterstützung durch die Firma Dantec Dynamics A/S (siehe Anhang 6), kann jedoch auch hier nur unter Raumtemperatur stattfinden. Eine Verformungsmessung unter 180°C Prüftemperatur wird entsprechend nicht durchgeführt, sodass hierbei ausschließlich der Versagenspunkt bewertet werden kann. Als Versagenspunkt wird wiederum grundsätzlich das erreichte Kraftmaximum bewertet.

Die Schwingfestigkeitsprüfung erfolgt analog zur Probekörperprüfung an der in Abschnitt 3.5.2 beschriebenen Prüfmaschine sowie unter gleichen Prüfbedingungen in Kraftregelung. Als Abbruchbedingung wird ein definierter Versagenswert bzw. eine Grenzschwingspielzahl von $2,5 \cdot 10^6$ festgelegt. Dabei gilt der Versagenspunkt als erreicht, wenn eine erhöhte Wegamplitude infolge großflächigen Querschnittversagens der höchst belasteten Stelle registriert wird. Zudem wird gegebenenfalls der Beginn eines Anrisses dokumentiert, welcher jedoch nicht zwangsläufig direkt zum Versagen führt. Die Versuche werden unter Wechselbelastung bei vier unterschiedlichen Kraftamplituden sowie zwei verschiedenen Beanspruchungsverhältnissen, für 9202 L5-A unter Raumtemperatur und 180°C, für PF1110 ausschließlich unter Raumtemperatur durchgeführt.

Die Lebensdauerprüfung erfolgt analog zur Probekörperprüfung am Grundkollektiv (vgl. Bild 3.7) durch Anpassung der Kollektivhöhe an die Festigkeitsgrenze des Bauteils. Die Prüfungen erfolgen an der in Abschnitt 3.5.3 beschriebener Prüfmaschine sowie unter gleichen Prüfbedingungen, ebenfalls unter Raumtemperatur. Als Abbruchkriterium dient auch hier eine maximale Wegamplitude bzw. ein Kollektivgrenzwert von 3000. Die Versuche werden aufgrund der nicht nachregulierbaren Signalsteuerung ausschließlich stichprobenartig mit geringem Bauteilumfang durchgeführt, um einen Trend zu erfassen. Da keine Anpassung der Signalform an die über den Versuch veränderlichen Bauteileigenschaften erfolgen kann, sind über diese Versuchsart nur begrenzte Aussagen über die Lebensdauer möglich.

Der genaue Prüfumfang beider Prüfvarianten ist in Tab. 3.8 aufgeführt. Die Einbaulage der Motorträger wird hierzu um ihre Achsenneigung verändert, um eine einachsige Krafteinleitung zu gewährleisten und Querkräfte auf die Prüfmaschine zu reduzieren (siehe Anhang 8).

Tab. 3.8: Prüfumfang der schwingbelasteten Bauteilprüfungen

Prüfung	Prüf-temperatur	Belastungs-verhältnis	Lastniveau	Proben-anzahl
Schwingfestigkeit	23°C/180°C	-1	3 Kraftamplituden	je 4-5
		-0,4	1 Kraftamplitude	
Lebensdauer	23°C	-	3 Kollektivhöhen	je 1-2

3.6 Charakterisierung des Vernetzungsverhaltens

Die Charakterisierung des Vernetzungsgrades erfolgt als begleitende Untersuchung stichprobenartig am Granulat, dem ausgespritzten Massestrang, dem entformten Spritzteil und den nachgetemperten Teilen, um Aufschluss über das allgemeine Vernetzungsverhalten sowie den reaktiven Zustand während der Verarbeitung zu geben. Die Versuche werden an einer Netzsch DSC 204 F1 Phoenix im Temperaturbereich von -5°C bis 345°C unter Verwendung von vergoldeten Hochdruck-Edelstahlriegeln unter Stickstoffatmosphäre durchgeführt. Zur Gewährleistung der Reproduzierbarkeit werden für alle Messungen zylinderförmig gepresste Proben mit einem Durchmesser von 4 mm verwendet. Die dadurch erzeugte ebene und definierte Probenoberfläche sowie Probengeometrie und -dichte ermöglicht eine zuverlässige und reproduzierbare Versuchsführung. Die Proben werden mit ihrer ebenen Fläche auf den Tiegelboden positioniert. Sie besitzen eine definierte und vergleichbare Kontaktfläche zum Tiegelboden und liegen gleichzeitig kontaktfrei zur Tiegelwand. Um vergleichbare Harzgehalte zu verwenden, beträgt die Einwaage für 9202 L5-A 15 mg und für PF1110 30 mg.

Die Herstellung der Tabletten aus dem Granulat sowie dem ausgespritzten Massestrang erfolgt durch viermaliges Kaltpressen des zerkleinerten Ausgangsstoffes bzw. vorherigen Presslings in einer sogenannten KBr-Pressen unter Raumtemperatur, einer Presszeit von 5 Minuten sowie einer angelegten Presskraft von ca. 120 kN zu Presslingen mit 13 mm Durchmesser. Die Reduzierung des Durchmessers erfolgt mithilfe eines Lochbeils entsprechenden Durchmessers. Die Tablettenherstellung des entformten Spritzteils sowie der nachgetemperten Teile erfolgt ebenfalls mithilfe des Lochbeils und anschließender Reduzierung der Höhe durch Abschleifen der Proben. Die Versuchsdurchführung erfolgt unter dynamischen Bedingungen bei einer Heizrate von 10 K/min. Zur Berechnung der harzbezogenen Gesamtreaktionsenthalpie in J/g werden die Proben im Anschluss wie in Abschnitt 3.4.2 beschrieben verascht und der exakte Harzgehalt über die Massedifferenz berechnet. Die Versuchsdurchführung erfolgt in Zusammenarbeit mit der Fakultät Angewandte Chemie (Prof. Dr. Günter Lorenz) der Hochschule Reutlingen in deren Laboren.

4 Ergebnisse und Diskussion

4.1 Aushärteverhalten im Verarbeitungsprozess

Bild 4.1 und Bild 4.2 zeigen repräsentativ die Umsatzreaktionen sowie die Vernetzungsgrade der untersuchten Werkstoffe bei unterschiedlichen Verarbeitungszuständen und geben damit Aufschluss auf das grundlegende Vernetzungsverhalten sowie die Aushärtung während der Verarbeitung. Das Gesamtreaktionsverhalten ist für beide Harze gleich und entspricht der theoretischen Beschreibung (vgl. Abschnitt 2.1). Die Auswertung der DSC-Messungen ist in Tab. 4.1 zusammengefasst.

Wird das Ausgangsgranulat betrachtet, so zeigen sich erste Reaktionsvorgänge bei etwa 110°C, messbar durch den Anstieg des Wärmestroms. Der erste Reaktionspeak umfasst einen Temperaturbereich zwischen 110°C und 210°C, mit einem Peak-Maximum bei etwa 147°C. Diese Vernetzungsstufe wird der Kondensationsreaktion zu Mehrkernverbindungen zugeordnet und zeigt sich in der DSC-Messung für beide Granulate trotz unterschiedlicher Harzsysteme und Vorvernetzungsgrade identisch. Im Temperaturbereich zwischen 210°C und 273°C finden Umlagerungsreaktionen und die räumliche Vernetzung der Moleküle statt, erkennbar an einem zweiten Reaktionspeak. Das Peak-Maximum unterscheidet sich hierbei zwischen den beiden Harzen nur wenig. Die Ursache könnte den unterschiedlichen Vernetzungsvorgängen der Harzsysteme zugeschrieben werden. Die Gesamtreaktionsenthalpie der Umsatzreaktion liegt bei 9202 L5-A deutlich höher, als bei PF1110, was auf die unterschiedlichen Vorvernetzungsgrade der beiden Werkstoffe zurückzuführen ist.

Ein Vergleich der Kurvenverläufe sowie der registrierten Reaktionsenthalpien der unterschiedlichen Verarbeitungsstufen lässt für beide Harze Aussagen über den Reaktionsmechanismus sowie die Vorgänge während des Verarbeitungsprozesses zu. Der Vergleich der ausgespritzten Masse gegenüber dem Ausgangsgranulat zeigt keine signifikante Veränderung der Reaktionsenthalpie, dargestellt am Umsatzgrad α , sodass davon ausgegangen werden kann, dass unter den eingesetzten Verarbeitungsbedingungen keine relevanten Vernetzungsvorgänge während der Plastifizierung und des Düsendurchtritts stattfinden. Nach der Entformung der Spritzteile weist der Reaktionsverlauf ausschließlich die zweite Reaktionsstufe auf, woraus sich schließen lässt, dass die Kondensationsreaktion während der Verarbeitung vollständig abgeschlossen ist. Der zweite Reaktionspeak weist bei beiden Werkstoffsystemen hingegen eine annähernd gleiche Enthalpie auf, was auf quantitativ ähnliche Quervernetzungsvorgänge hindeutet. Wird wiederum die Werkzeugtemperatur von 175°C in die Betrachtung einbezogen und der Beginn dieser Reaktionsvorgänge auf $> 200^\circ\text{C}$ vorausgesetzt, ist davon auszugehen, dass während der Verarbeitung keine räumliche Vernetzung der Moleküle stattfindet und sich die beiden Reaktionen vollständig voneinander trennen lassen. Entsprechend werden die gemessenen Enthalpiewerte nach der Verarbeitung vollständig der zweiten

Vernetzungsstufe zugeordnet, die Gesamtenthalpie abzüglich dieser, der ersten Vernetzungsstufe. Dabei gibt der jeweilige Umsatzgrad Hinweise auf den Vorvernetzungsunterschied der beiden Harze. Der Umsatzgrad von $\alpha = 0,91$ bei 9202-L5 A weist einen höheren Reaktionsanteil der ersten Stufe gegenüber PF1110 ($\alpha = 0,87$), bemessen an der jeweiligen Gesamtreaktionsenthalpie, auf und damit einen geringeren Vorvernetzungsgrad. Nach dem Temperprozess ist keine weitere Reaktionsenthalpie messbar. Entsprechend ist davon auszugehen, dass eine vollständige Vernetzung beider Harze stattgefunden hat.

Tab. 4.1: DSC-Auswertung des Vernetzungsverhaltens

	9202 L5-A		PF1110	
	1. Peak	2. Peak	1. Peak	2. Peak
Temperaturbereich [°C]	110-210	210-273	110-210	210-273
Peakmaximum [°C]	147	232	147	238
Gesamtreaktionsenthalpie [J/g]	195		138	
Enthalpie Nachreaktion [J/g]	17		18	

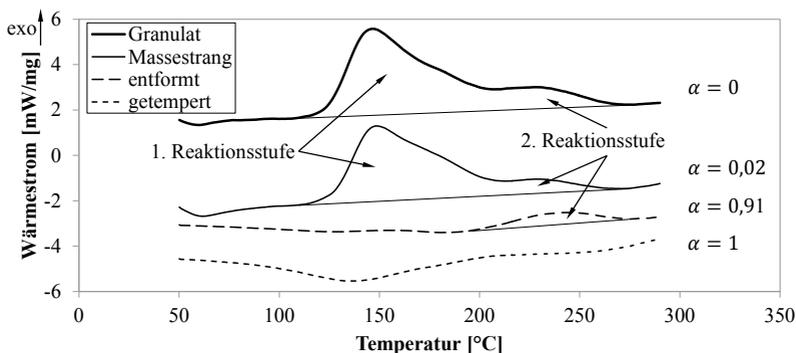


Bild 4.1: Vernetzungsgrade von 9202 L5-A bei unterschiedlichen Verarbeitungszuständen

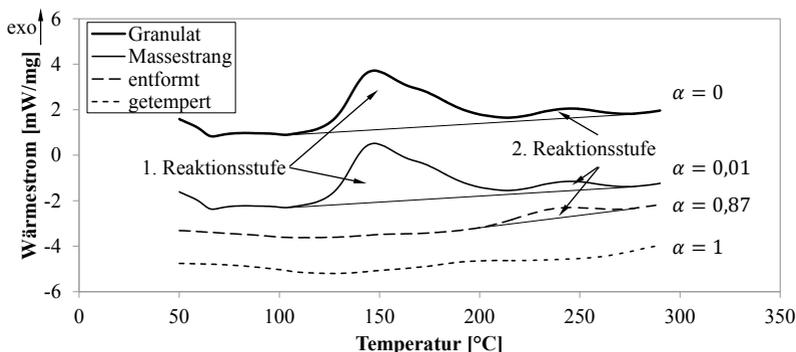


Bild 4.2: Vernetzungsgrade von PF1110 bei unterschiedlichen Verarbeitungszuständen

Die Ergebnisse zeigen, dass sich das Reaktionsverhalten der verwendeten Phenolharze mithilfe der DSC quantitativ gut beschreiben lässt. Dabei ist festzustellen, dass beide Harze grundsätzlich den gleichen Reaktionsverlauf aufweisen und sich mithilfe des Temperprozesses vollständig vernetzen lassen. Des Weiteren zeigen die Ergebnisse, dass während der Aufbereitung im Zylinder keine Vernetzung abläuft, die erste Reaktionsstufe hingegen vollständig im Werkzeug bis zur Entformung stattfindet. Diese Erkenntnisse geben Hinweise auf die reaktionsüberlagerten Strömungsvorgänge während der Werkzeugfüllung und werden im nachfolgenden Abschnitt diskutiert.

4.2 Strömungsverhalten und Faserorientierung

4.2.1 Einführung

In den nachfolgenden Unterabschnitten werden das Strömungsverhalten der verwendeten Materialien sowie die resultierende Faserorientierung aufgezeigt. Die Bewertung des Schmelzestandes erfolgt anhand der in den Abschnitten 3.1 bzw. 3.4 beschriebenen Versuche zur Charakterisierung der Materialeigenschaften und der Morphologie während der Verarbeitung. Die Einbeziehung des Formfüllverhaltens und der Faserorientierung während und nach der Formfüllung geben ferner Aufschluss auf die Strömungsverhältnisse im Werkzeug. Für die im Folgenden dargestellten Ergebnisse wird schließlich ein Strömungsmodell für das Fließverhalten abgeleitet. Die Bedeutung für die Prozesssimulation und die Werkzeugkonstruktion wird in Abschnitt 4.3 ersichtlich.

4.2.2 Formfüllung

Das Formfüllverhalten der untersuchten Phenolharzformmassen stellt sich wie in Bild 4.3 dar. Das Fließverhalten zeigt für beide Werkstoffe einen ähnlichen Verlauf. Die Masse strömt über einen weiten Bereich wandkontaktfrei ins Werkzeug ein und setzt sich schließlich in Fließen mit Wandkontakt fort. Dabei bilden sich die Fließlinien, sowohl der vorauseilenden Schmelze als auch des wandbehafteten Fließens, des PF1110 weitgehend linear, des 9202 L5-A vielmehr radial aus. Eine Veränderung der Fließlinien über den Formfüllvorgang tritt bei beiden Werkstoffen nicht auf.

Unter Einbeziehung der Verarbeitungsdichte sowie der jeweiligen Faseranteile lässt sich die Formfüllung jeweils in drei Zonen, im Folgenden als Kompressionszonen bezeichnet, einteilen (Bild 4.4, Bild 4.5 bzw. Tab. 4.2, Tab. 4.3):

- 1 Fließen ohne Wandkontakt: unverdichteter Bereich,
- 2 Fließen mit Wandkontakt: teilverdichteter Bereich,
- 3 Fließen mit Wandkontakt: vollverdichteter Bereich.



Bild 4.3: Formfüllverhalten der Platte von PF1110 (oben) und 9202 L5-A (unten), die Zahlen entsprechen der gravimetrischen Füllung ohne Anguss in %

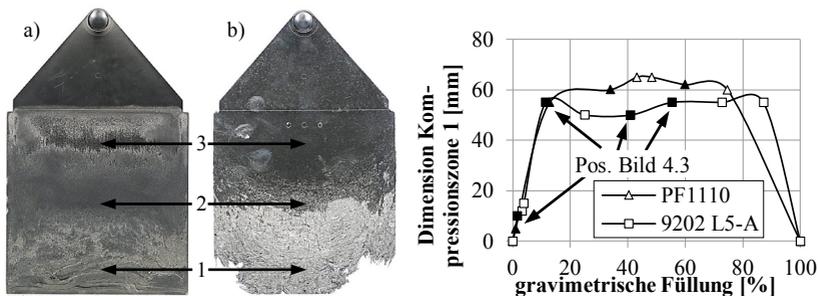


Bild 4.4: links: Einteilung der Formfüllung in Kompressionszonen von a) PF1110 und b) 9202 L5-A; rechts: Dimension der Kompressionszone 1 im Formfüllverlauf (gravimetrische Füllung ohne Anguss); die ausgefüllten Markierungen entsprechen den Positionen aus Bild 4.3

Die dargestellten Ergebnisse und damit auch die Zoneneinteilung ergeben sich aus den Mittelwerten der Messergebnisse über alle untersuchten Füllgrade der Fließstudie. Die tabellarisch aufgeführten geringen Standardabweichungen zeigen eine hohe Morphologiekonstanz innerhalb und zwischen den Versuchsplatten und geben Hinweise auf eine

reproduzierbare Prozessführung. Die Reproduzierbarkeit der Formfüllbewegung (Bild 4.3) sowie der Faserorientierung (Abschnitt 4.2.3) bestätigen ebenfalls diese Annahme. Dies lässt somit gültige Aussagen über den gesamten Formfüllverlauf zu.

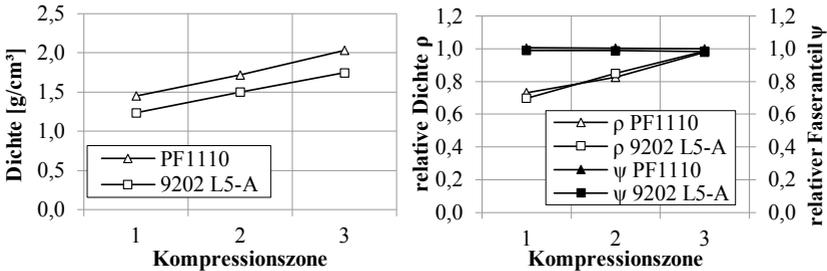


Bild 4.5: Verarbeitungsichte sowie Füllstoffanteil im Formfüllverlauf

Tab. 4.2: Verarbeitungsichte im Formfüllverlauf der Platte, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

	Dichte [g/cm³]	
	9202 L5-A	PF1110
Massestrang	1,435 (0,074)	1,795 (0,018)
Position C/ Kompressionszone 1	1,220 (0,027)	1,521 (0,002)
Position B/ Kompressionszone 2	1,493 (0,012)	1,717 (0,009)
Position A/ Kompressionszone 3	1,745 (0,007)	2,031 (0,003)
Positionen A/B/C bei Entformung	1,765 (0,005)	2,074 (0,001)

Tab. 4.3: Füllstoffanteil im Formfüllverlauf der Platte, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

	Füllstoffanteil [Gew.-%]	
	9202 L5-A	PF1110
Massestrang	55,22 (0,031)	80,06 (0,022)
Position C/ Kompressionszone 1	55,73 (0,061)	80,50 (0,052)
Position B/ Kompressionszone 2	55,64 (0,031)	80,39 (0,032)
Position A/ Kompressionszone 3	55,38 (0,297)	80,03 (0,057)
Positionen A/B/C bei Entformung	55,23 (0,300)	80,06 (0,040)

Kompressionszone 1 stellt den unverdichteten Bereich des Schmelzeintritts in die Kavität dar, welcher ebenfalls in der Literatur beschrieben wird (vgl. Abschnitt 2.2.2). Die Schmelze strömt vollständig ohne Wandkontakt über einen großen Bereich, welcher zu Beginn der Formfüllung von Null linear ansteigt, bis er über den Verlauf der Formfüll-

lung konstant bleibt und schließlich bei Auftreffen ans Fließwegende wieder linear verringert wird (Bild 4.4). Die Verringerung ist durch eine Auffaltung bei PF1110 sowie eine Aufstauung bei 9202 L5-A gekennzeichnet (Bild 4.3 und Bild 4.4). Sowohl für die Kurzfasermasse, als auch für die Langfasermasse verhält sich der Anstieg gleich. Die Dimension der Ausbreitung erreicht bei PF1110 einen etwas höheren Wert. Dabei ist zu beobachten, dass die Ausbreitungserhöhung ab dem Zeitpunkt nicht weiter ansteigt, ab dem das Angussystem vollständig gefüllt ist. Nach Bild 4.3 ist dies bei etwa 10 % bis 13 % der gravimetrischen Plattenfüllung (ohne Berücksichtigung des Angusses) gegeben. In Bild 4.4 stellt dies den Punkt dar, in dem der Kurvenverlauf abknickt. Die Dichte liegt in dieser Zone bei beiden Werkstoffen auf vergleichbarem Niveau bei etwa 70 % der Entformungsdichte (Bild 4.5, Tab. 4.2). Analoge Übereinstimmungen zwischen beiden Werkstoffen liegen auch in Kompressionszone 2 und 3 vor. Mit beginnendem Wandkontakt wird die Dichte der Formmasse erhöht, bis sie schließlich nahezu den Endverdichtungszustand erreicht. In Kompressionszone 2 wird mit einer prozentualen Dichte von etwa 80 % von Teilverdichtung gesprochen, in Kompressionszone 3 mit 98 % von Vollverdichtung. Eine Restverdichtung von 2 % wird schließlich in der Nachdruckphase erreicht. Um die Verringerung der Dichte infolge Faser-Matrix-Entmischungen auszuschließen, werden die entsprechenden Füllstoffanteilmessungen gegenübergestellt (Bild 4.5, Tab. 4.3). Zwar zeigt der Füllstoffanteil eine leichte Abhängigkeit von der Fließzone, diese wird allerdings mit $< 1\%$ als vernachlässigbar eingestuft.

Zur Ursachenbewertung der Dichteunterschiede sowie der jeweiligen Zonenbildung werden zusätzlich folgende Messergebnisse einbezogen:

- Dichte und Füllstoffanteil des ausgespritzten Massestrangs (Tab. 4.2 und Tab. 4.3),
- Strangaufweitung und Oberflächenbewertung von Massestrang und Kompressionszone 1 (Tab. 4.4 und Bild 4.6),
- Formfüllung des Angussystems (Bild 4.7) sowie des Bauteils (Bild 4.8 und Bild 4.9),
- Aushärteverhalten im Verarbeitungsprozess (Abschnitt 4.1).

Die Summe der Ergebnisse gibt Aufschluss auf die Kompressibilität der Schmelze und den Einfluss der durch die Kondensationsreaktion entstehenden Gase. Sie lässt Aussagen über die Entstehung der Kompressionszonen sowie das Strömungsverhalten der Schmelze zu. Die Ergebnisse werden im Folgenden entsprechend bewertet.

Die Kompressibilität der Schmelze wird am ausgespritzten Massestrang ersichtlich. Die Ergebnisse der Dichtemessung zeigen für beide Werkstoffe zum einen eine deutlich geringere Dichte zum Entformungszustand, zum anderen eine größere Dichte gegenüber der Kompressionszone 1 (Tab. 4.2). Beide Werkstoffe weisen wiederum konstante, zum Entformungszustand vergleichbare Faser- und Füllstoffanteile auf (Tab.

4.3), sodass auch hier Faser-Matrix-Entmischungen als Ursache für die Dichteunterschiede ausgeschlossen werden kann. Beide Werkstoffe weisen des Weiteren eine deutliche Strangaufweitung bei Düsendurchtritt auf, wobei sich diese bei 9202 L5-A in einem deutlich ausgeprägteren Maße darstellt (Tab. 4.4). Eine Einbeziehung der Ergebnisse aus Abschnitt 4.1 verdeutlicht wiederum, dass der Massestrang keinen Vernetzungsfortschritt gegenüber dem Ausgangsgranulat aufweist, sodass hier die Strangaufweitung reinen physikalischen Ursachen zugeschrieben wird. Die aufdosierte Schmelze wird unter Druckbeaufschlagung, bei Ausspritzen aus dem Schneckenorraum durch die querschnittsverengende Düse, komprimiert. Bei Austritt in die druckfreie Umgebung expandiert die Masse wieder. Die Kompression lässt sich dabei auf rein elastische Verformungen der Schmelze selbst sowie eingeschlossene Poren zurückführen, die sich bei Dekompression in der Atmosphäre in ihre Ausgangslage zurückverformen. Dieses viskoelastische Werkstoffverhalten (vgl. Abschnitt 2.4.2) wird allgemein anhand der Strangaufweitung A_s über eine Verhältnisgleichung aus Strangdurchmesser d und Düsendurchmesser d_0 bewertet (Gl. (25)). Bei 9202 L5-A wird die elastische Rückfederung der Materialschmelze zudem durch Rückstelleffekte der Langfaserstruktur überlagert. Gekrümmte Fasern richten sich nach Düsendurchtritt wieder linear aus und es resultiert, im Gegensatz zu PF1110, eine zerrissene, poröse Strangstruktur mit einem größeren Durchmesser (Bild 4.6, Tab. 4.4).

$$A_s = \frac{d - d_0}{d_0} \quad (25)$$

Tab. 4.4: Strangaufweitung bei Düsendurchtritt und Werkzeugfüllung, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

	Massestrang		Kompressionszone I	
	Durchmesser [mm]	Strangaufweitung [%]	Plattendicke [mm]	Prozentuale Dimension [%]
Düse/ Staubalken	8,5	0	1,5	0
9202 L5-A	10,61 (0,308)	25	3,91 (0,051)	161
PF1110	9,07 (0,166)	7	2,10 (0,086)	40

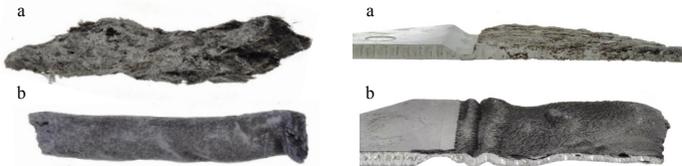


Bild 4.6: Oberfläche Massestrang (links) und Fließstudie (rechts): a) 9202 L5-A, b) PF1110

Bei Werkzeugfüllung im kontaktfreien Fließen (Kompressionszone 1) wird ebenfalls eine Expansion der Schmelze messbar (Tab. 4.4), auf welche als frei strömende Masse in der Kavität gleichermaßen ausschließlich Atmosphärendruck wirkt. Folglich sind die äußeren Bedingungen zum Massestrang vergleichbar. Die Schmelze erfährt mit der Durchströmung der Düse die gleiche Kompression und mit Eintritt ins Werkzeug die entsprechend elastische Rückverformung. Diese wird jedoch bei Eintritt in das heiße Werkzeug durch reaktionsbedingte Effekte überlagert. Die beim Zerfall von Hexa bzw. bei der Reaktion des Phenolharzes frei werdenden Kondensationsprodukte (vgl. Abschnitt 2.1.1) entgasen und verursachen, infolge des Gasdrucks, ohne äußeren Gegendruck eine poröse innere Struktur. Nach Durchströmung des Angussystems setzt sich dies in der Platte fort. Als Resultat entsteht eine weitere Verringerung der Dichte sowie eine prozentual höhere Aufweitung (Tab. 4.2 und Tab. 4.4). Die Platte zeigt analog zum Massestrang für 9202 L5-A ebenfalls eine zerrissene Struktur, die sich ebenso auf die Rückstelleffekte der Langfasern bei Entspannung zurückführen lässt. Die Oberfläche von PF1110 zeigt sich hingegen, ebenso analog zum Massestrang, relativ eben.

Die Ursache für die Entstehung dieser frei strömenden Schmelze liegt wiederum in der hohen Strömungsgeschwindigkeit bei fehlender Wandhaftung begründet und wird allgemein als Freistrahler bezeichnet. Dabei bildet sich infolge der sprunghaften Temperaturerhöhung durch Wandkontakt ein niedrigviskoser Gleitfilm, auf dem der Masseblock abgleitet. Diese Vorstellung entspricht ebenfalls der Literatur (vgl. Abschnitt 2.2.2). Infolge einer Querschnittsvergrößerung, wie der Plattendickenerhöhung nach dem Staubalken, strömt die Schmelze, geprägt durch Expansion, jedoch in konstanter Dimension in der Kavität solange frei, bis eine äußere Kraft in Form einer volumetrischen Begrenzung eine Zustandsänderung bewirkt (vgl. Bild 4.6).

Wird die Formfüllung des Angussystems in die Betrachtung einbezogen, wird ersichtlich, dass dies zu Beginn der Plattenfüllung ebenfalls nicht vollständig gefüllt ist (Bild 4.7), sodass der Staubalken zunächst nur bedingt als Fließhindernis wirkt. Ein Teil der Masse wird durch Abgleiten an der Werkzeugwand mit gleichen Strömungsbedingungen in die Plattenkavität weiterbewegt, während der zweite Teil an der Querschnittsverengung angestaut wird, bis das Angussystem vollständig gefüllt ist. Für diesen lässt sich wiederum das Strömungsverhalten und die Einteilung der Kompressionszonen analog beschreiben.

Im Angussystem führt die Expansion der Schmelze bei 9202 L5-A bei Umlenkung am Angusskanal zu einem frühen Wandkontakt und damit zur volumetrischen Begrenzung. Bei PF1110 liegt die Expansion hingegen ebenfalls unterhalb der Fließkanalhöhe, sodass hier die Masse bis zum Staubalken ohne Wandkontakt strömt. Für die weitere Füllung des Angussystems gelten für beide Werkstoffe analoge Bedingungen. Der zunehmende Wandkontakt führt zu einer haftungs- bzw. reibungsbedingten Geschwindigkeitsreduzierung an der Werkzeugwand (vgl. Abschnitt 2.2.1), was als Fließwiderstand wirkt und zu einer Druckerhöhung im gesamten System führt. Dieser wirkt wiederum

der Expansion entgegen und führt zur Erhöhung der Dichte (Kompressionszone 2). Mit zunehmender volumetrischer Begrenzung der Masse durch den Staubalken führt der steigende Druck zu einer weiteren Verdichtung der Schmelze. Die Temperatur- und Druckerhöhung führen dabei zur Erhöhung des Dampfdrucks und somit zur Behinderung der Entgasung der Kondensationsprodukte, sodass schließlich der Vollverdichtungsgrad der Kompressionszone 3 erreicht wird.

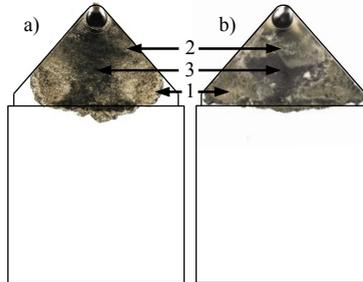


Bild 4.7: Füllverhalten des Angussystems und Einteilung in Kompressionszonen von a) 9202 L5-A und b) PF1110

Ab dem Zeitpunkt der vollständigen Angussfüllung strömt die gesamte einströmende Masse über den Staubalken in die Platte und führt zur Veränderung der Strömungsbedingungen. Die Querschnittsverengung bewirkt eine Erhöhung des Gesamtdrucks p der Formmasse, was wiederum aufgrund des hydrodynamischen Gleichgewichts bei konstanter Dichte zu einer Geschwindigkeitserhöhung im Staubalkenquerschnitt nach Gl. (26) führt. p_0 beschreibt den hydrostatischen Druck des Systems.

$$p = p_0 + \frac{\rho}{2}v^2 \quad (26)$$

Die ausströmende Masse erfährt nach diesem Zusammenhang, aufgrund der spontanen Dichteverringering in der drucklosen Umgebung der Platte (Zustand der Kompressionszone 1), ebenfalls eine Geschwindigkeitserhöhung. Diese wirkt sich, aufgrund der Trägheit des vorausseilenden Masseblocks, überwiegend in Dickenrichtung der Platte aus. Dies bewirkt für die kompakte, hochviskose Masse des PF1110 eine Auffaltung der Schmelze unmittelbar hinter dem Staubalken (vgl. Bild 4.3 und Bild 4.6). Im vorderen Fließbereich zeigt sich hingegen keine Beeinflussung. Aufgrund der hohen Porosität und der starken Ausprägung des 9202 L5-A in Dickenrichtung, wird diese nicht gefaltet sondern erfährt eine weitere Dickenerhöhung. Für beide Werkstoffe wird bei weiterer Formfüllung schließlich die volumetrische Begrenzung der Platte in Dickenrichtung erreicht und es gelten analoge Fließbedingungen, wie für den zuvor

beschriebenen Anguss mit einer Ausbildung der Kompressionszone 2 und 3. Ab dem Zeitpunkt des Wandkontaktes wird die Dimension der Kompressionszone 1 in Fließrichtung nicht weiter erhöht, jedoch auch nicht reduziert. Sie wird als Block vor der nachströmenden Schmelze bis zum Auftreffen an die Werkzeugwand bewegt und reduziert sich erst durch die Fließwegbegrenzung am Plattenende (vgl. Bild 4.3, Bild 4.4). Infolge der stärkeren Expansion bei 9202 L5-A wird der Wandkontakt zu einem früheren Zeitpunkt erreicht, sodass die absolute Ausprägung der vorauseilenden Schmelze etwas geringer ausfällt. Der Verdichtungsfortschritt in den Kompressionszonen 2 und 3 zeigt für beide Werkstoffe wiederum eine vergleichbare Auswirkung. Experimentell ergibt sich hierfür für beide Materialien ein linearer Zusammenhang (vgl. Bild 4.5). Die letztlich geringe weitere Dichteerhöhung zum Entformungszustand (Tab. 4.2) wird wiederum der viskoelastischen Verformbarkeit des Materials infolge der Druckerhöhung während der Nachdruckphase zugeschrieben.

Die lineare bzw. radiale Fließfrontbewegung lässt sich anhand der zuvor beschriebenen Zusammenhänge wie folgt erklären. Bei PF1110 wird das Angussystem weitgehend ohne Wandkontakt gefüllt, d.h. die Schmelze breitet sich flächig bis zu einer Fließbegrenzung durch die seitliche Wand bzw. den Staubalken aus. Aufgrund der bestehenden Druckverhältnisse wird dabei zunächst der Anguss in seiner flächigen Ausprägung gefüllt, bis die Masse über die Querschnittsverengung des Staubalkens in die Kavität übertritt. Entsprechend erfolgt dies über die gesamte Staubalkenbreite etwa zum gleichen Zeitpunkt (vgl. Bild 4.3 und Bild 4.7). Die nachströmende Masse tritt ebenso gleichmäßig in die Kavität ein und es ergibt sich bis zur nächsten Begrenzung (im vorliegenden Fall die Verdichtung am Staubalken und im weiteren Verlauf das hintere Plattenende) ein konstanter Masseübertritt, welcher entsprechend eine lineare Fließfront ausbildet. Bei 9202 L5-A wirkt hingegen durch den frühen Wandkontakt ein Fließwiderstand auf den Schmelzefluss, welcher der flächigen Ausbreitung im Anguss entgegenwirkt. Die herrschenden Druckverhältnisse bewirken eine allseitig gleichmäßige Fließfrontbewegung, was aufgrund der zylindrischen Angussstange in einer radialen Ausbildung resultiert (vgl. Bild 4.7). Die kürzere Fließweglänge im Mittelbereich des Angussystems bewirkt ein früheres Auftreffen der Schmelze auf den Staubalken und folglich einen früheren Übertritt in die Kavität. Bei weiterer Füllung verbreitert sich der durchströmte Staubalkenbereich kontinuierlich, bis der gesamte Anguss gefüllt ist. Entsprechend setzt sich die radiale Fließfront ebenfalls in der Kavität fort.

Das hier beschriebene Formfüllverhalten lässt sich analog auf das Fließen im Bauteil übertragen (Bild 4.8 und Bild 4.9). Analog zum Fließverhalten im Plattenanguss weist insbesondere PF1110 lange Fließwege ohne Wandkontakt auf, deren Dimension ebenfalls erst durch eine Querschnittsbegrenzung beeinflusst wird. Bei 9202 L5-A wird hingegen ebenfalls ein expansionsbedingter früher Wandkontakt festgestellt, welcher einen stark ausgeprägten Bereich der Kompressionszone 2 und nur einen minimalen Bereich kontaktfreien Fließens am vorderen Fließfrontende ausbildet. Dieser Fließbe-

reich wird wiederum ebenfalls erst durch eine wirksame Querschnittsveränderung beeinflusst. Das Formfüllverhalten weist ebenfalls Analogien zum Angussystem auf. Während sich aufgrund des druckfreien Fließens der vorauseilenden Schmelze bei PF1110 eine weite flächige Schmelzeausbreitung im Werkzeug ergibt, wirkt die wandkontaktbedingte Geschwindigkeitsreduzierung an der Werkzeugwand bei 9202 L5-A als Fließwiderstand, wodurch sich eine unterschiedliche Ausbreitung der Schmelze an der Fließfront ergibt (vgl. auch Bild 4.7). Wird hingegen ausschließlich Kompressionszone 3 betrachtet, zeichnet sich eine vergleichbare Fließfrontbewegung ab.



Bild 4.8: Formfüllverhalten PF1110 im Bauteil, die Zahlen entsprechen der gravimetrischen Füllung



Bild 4.9: Formfüllverhalten 9202 L5-A im Bauteil, die Zahlen entsprechen der gravimetrischen Füllung

Folgende Kernaussagen lassen sich aus der Formfüllbetrachtung ableiten:

- Schmelze ist unter Wandkontakt als inkompressibles, ohne Wandkontakt als kompressibles Fluid zu betrachten,
- reaktive Expansionen werden der viskoelastischen Verformung überlagert,
- reibungsbehaftetes Fließen mit freistrahlbildendem Abgleiten bei Querschnittsvergrößerung,
- Wandkontakt bestimmt die Druckverhältnisse in der Schmelze und damit den Fließfrontverlauf,
- die Expansion an Querschnittsvergrößerungen führt zur Geschwindigkeitserhöhung der Schmelze (hydrodynamisches Gleichgewicht bzw. Gesetz der Massenerhaltung); durch Vergrößerung des Volumenstroms (hier: nach vollständiger Angussfüllung) bewirkt dies eine Veränderung der Strömungsverhältnisse.

4.2.3 Faserorientierung

Bild 4.10 und Bild 4.12 zeigen die Faserorientierungen der Mittelpositionen der Platte für beide Werkstoffe. Im Diagramm sind die Diagonalelemente des Faserorientierungstensors bzw. in der Falschfarbenvisualisierung der Ebenenprojektion dargestellt. Dabei entspricht die Tensorkomponente a_{22} bzw. der Abweichungswinkel von 90° der Fließrichtung. Die Darstellungen der übrigen Positionen im Diagramm werden in Bild 4.11 gegenüber gestellt. Die Darstellungen zeigen den Grad der orientierten Fasern in der jeweiligen Achse des Plattenkoordinatensystems (vgl. Bild 3.4).

Für beide Werkstoffe ist eine gerichtete Faserorientierung deutlich erkennbar, was grundsätzlich auf die Ausprägung eines Strömungsprofils hinweist. Die genaue Ableitung erfolgt im nachfolgenden Abschnitt, der klassische Terminus wird jedoch bereits hier zur Verdeutlichung verwendet.

Für PF1110 zeigt sich in allen Positionen A und B die klassische Dreischichtmorphologie der beiden Scherzonen und der Kernzone (Bild 4.10), wie sie auch für kurzfaserverstärkte Thermoplaste bekannt ist (vgl. Abschnitt 2.2.5). Die Fasern liegen in der Randschicht mit einem hohen Orientierungsgrad in Fließrichtung der Schmelze. Mit zunehmender Nähe zur Fließkanalmitte nimmt die Faserorientierung in Fließrichtung stark ab, bis sie schließlich in einer konstanten, vorrangig senkrecht orientierten Schicht vorliegt. Entgegen der oftmals dargestellten sprunghaften Änderung, reduziert der abnehmende Einfluss der Scherung die Faserorientierung nur graduell. Der Bereich, an dem keine signifikante Änderung der Faserorientierung mehr registriert wird, wird als Begrenzung zwischen Kern- und Scherzone definiert.

Am Rand bildet sich aufgrund des erhöhten Schereintrags zunächst eine Schicht mit annähernd konstanter Orientierung aus. Mit zunehmender Fließweglänge nimmt die Dimension der Scherzone ab und die Ausprägung der Kernzone entsprechend zu. Dabei

ist ebenfalls eine leichte Erhöhung des Orientierungsgrades in Querrichtung festzustellen. Die zuletzt gefüllten Bereiche (Positionen C) sind stark geprägt durch die zuvor beschriebene Auffaltung der vorauseilenden Schmelze bei Auftreffen auf das Fließwende (vgl. Bild 4.4). Der Orientierungsgrad in Fließrichtung ist am Randbereich etwas reduziert, dennoch ist auch hier die Scherwirkung an der Werkzeugwand erkennbar. In der Kernzone zeigt sich hingegen der Auffaltungseffekt in Form von deutlich erkennbaren Faltungslinien. Entsprechend weist die Orientierung in allen Richtungen starke Abweichungen zu den übrigen Positionen auf.

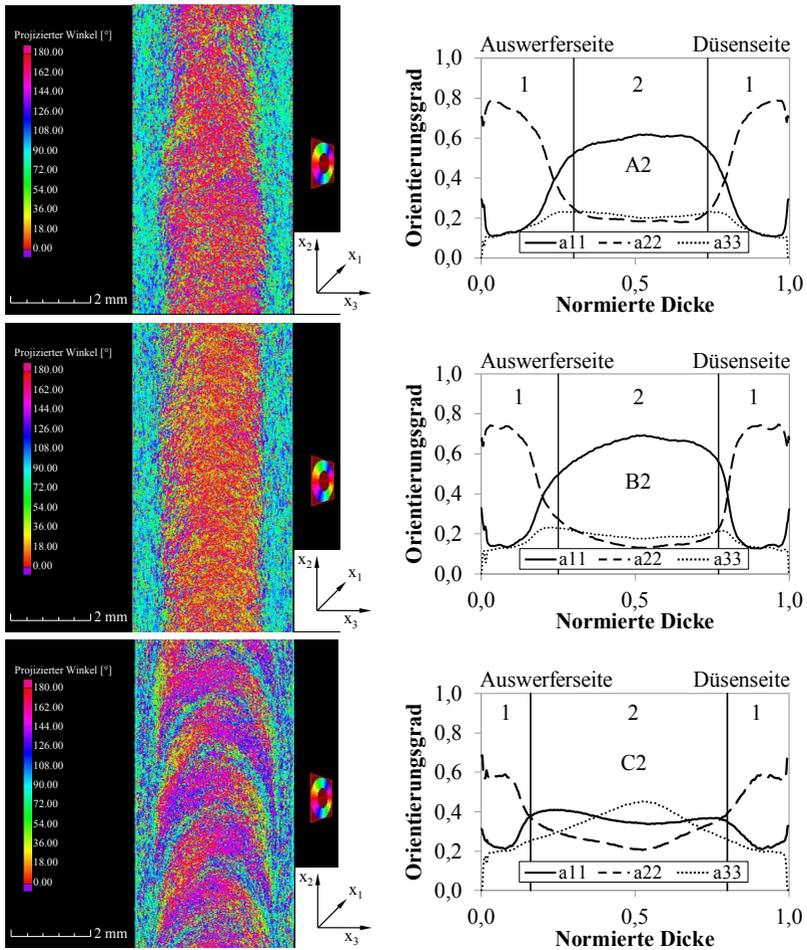


Bild 4.10: Faserorientierung der Mittelpositionen A2, B2 und C2 (vgl. Bild 3.4 und Bild 3.6) von PF1110 der Platte mit 1: Scherzone und 2: Kernzone, Definition der Tensorkomponenten entsprechend des Koordinatensystems der Platte

Ein Vergleich der Orientierungsgrade in der Plattenquerachse (vgl. Bild 4.11) zeigt für alle Positionen keine signifikanten Unterschiede, was die bereits beschriebene lineare Fließfrontbewegung und gleichförmige Plattenfüllung bestätigt.

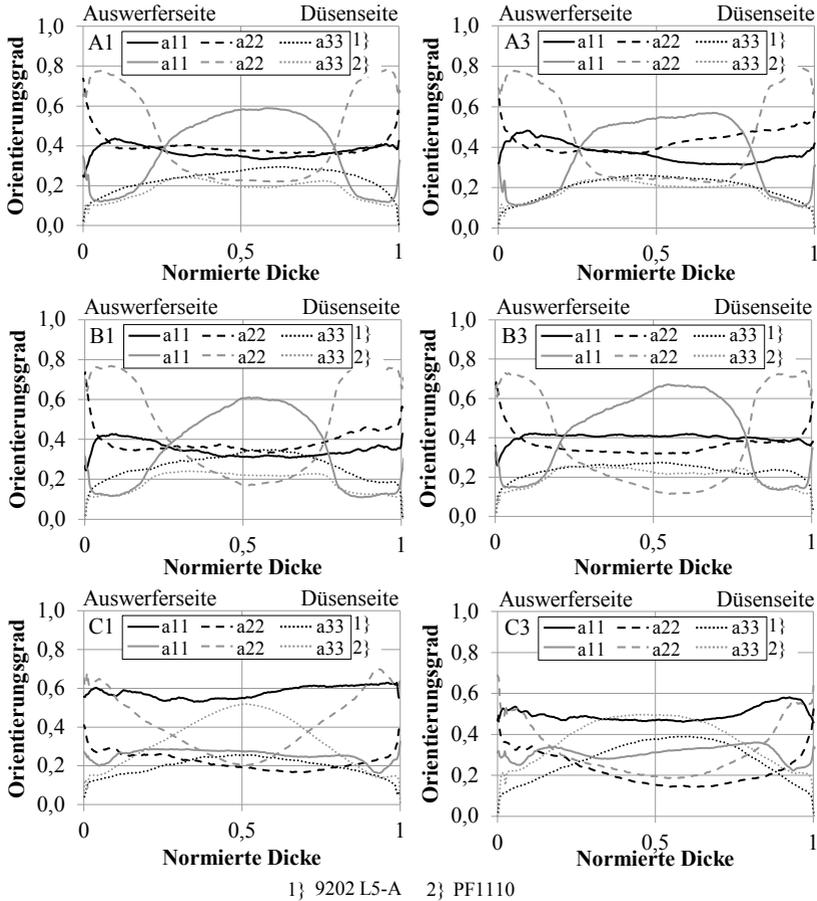


Bild 4.11: Orientierung 9202 L5-A und PF1110 in der Platte

Die Faserorientierung von 9202 L5-A weist ebenfalls eine Dreischichtmorphologie auf, wengleich in weniger ausgeprägtem Maße (Bild 4.12). Über die gesamte Fließweglänge dominiert die konstante Querorientierung der Kernzone, welche analog zu PF1110 bis zu dem Punkt definiert ist, ab dem eine Änderung der Faserorientierung auftritt. Ein Schereinfluss ist ausschließlich in einem schmalen Randbereich erkennbar, welcher bei Betrachtung der Bereiche A und B über den Fließweg weitgehend konstant

bleibt. Darüber hinaus ist in dieser Zone der Orientierungsgrad der Fasern in Strömungsrichtung deutlich geringer ausgeprägt, als bei PF1110, was auf einen geringeren Schereinfluss sowie die gegenseitigen Fließbehinderungen der Fasern zurückgeführt wird. Die zuletzt gefüllten Bereiche der Positionen C sind ebenfalls durch die voraus-eilende Fließfront geprägt, welche jedoch, wie zuvor beschrieben, nicht gefaltet, sondern gestaucht wird. Entsprechend ist keine Änderung der Faserorientierung im Kernbereich festzustellen. Ein geringer Schereinfluss im Randbereich wird in diesem Bereich ebenfalls registriert.

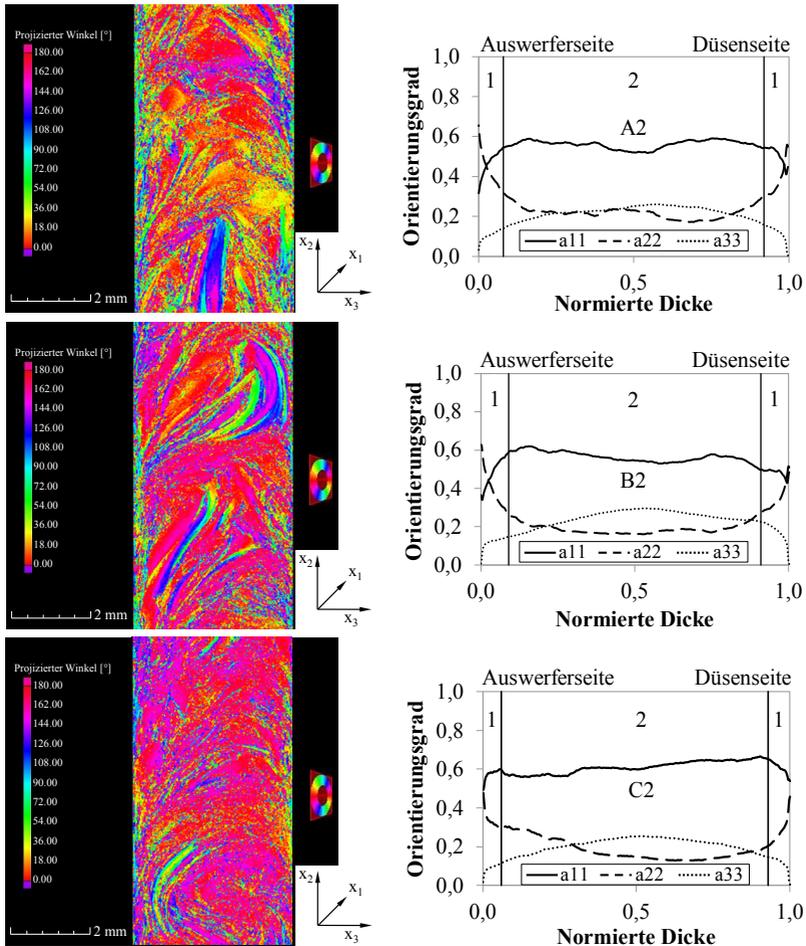


Bild 4.12: Faserorientierung der Mittelpositionen A2, B2 und C2 (vgl. Bild 3.4 und Bild 3.6) von 9202 L5-A der Platte mit 1: Scherzone und 2: Kernzone, Definition der Tensorkomponenten entsprechend des Koordinatensystems der Platte

Bedingt durch die radiale Ausrichtung der Fließfront während der Formfüllung weist die Faserorientierung über die Plattenquerachse betrachtet deutliche Unterschiede auf (vgl. Bild 4.11). Da sich das Strömungsprofil entlang der lokalen Fließrichtung, d.h. entlang der Fließfront ausrichtet, ergeben sich für die Komponenten des Faserorientierungstensors in Bezug auf die Betrachtungsrichtung der Plattenlängsachse entsprechende Veränderungen.

Ein Vergleich der Kernzonen von beiden Werkstoffen zeigt im Fließverlauf der Positionen A und B einen nahezu identischen und leicht ansteigenden Orientierungsgrad der Fasern, was auf eine vergleichbare Orientierungsdynamik hindeutet. Hinweise dazu liefert die CT der Fließstudie (Bild 4.13, weitere in Anhang 9, Bild A 25). Anhand der Falschfarbendarstellung lässt sich erkennen, dass die ausgeprägte Querorientierung an der Fließfront bereits in Kompressionszone 1, d.h. unter kontaktfreiem Fließen vorliegt und mit zunehmender Fließweglänge in allen Bereichen leicht ansteigt (vgl. Anhang 9, Bild A 25). Eine Betrachtung der physikalischen Zusammenhänge wird in nachfolgendem Abschnitt im Zusammenhang mit der Ableitung des Strömungsprofils gegeben.

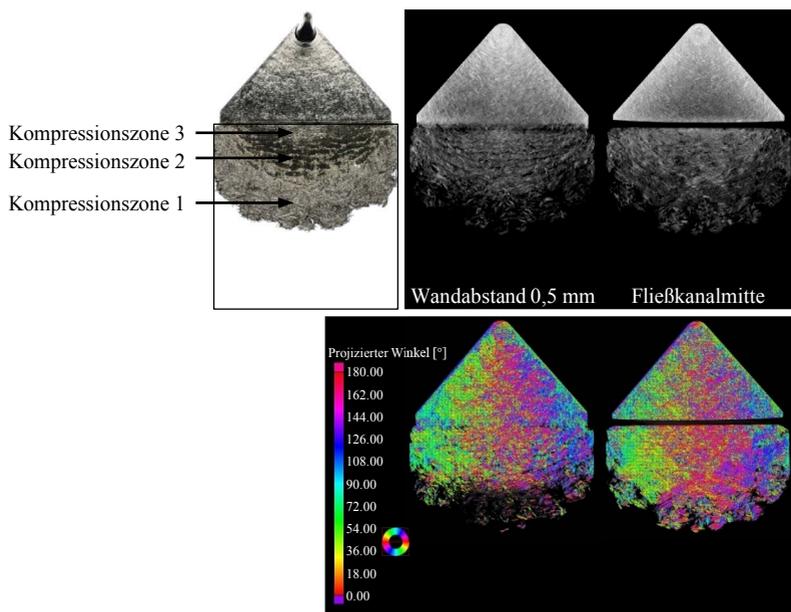


Bild 4.13: Faserausrichtung während der Formfüllung der Platte von 9202 L5-A; ein Abweichungswinkel von 90° entspricht der Fließrichtung

Folgende Kernaussagen lassen sich aus der Faserorientierungsbetrachtung ableiten:

- unter Wandkontakt existiert Schereinfluss, der die Fasern entsprechend orientiert,
- die Dimensionen der Scherzone reduziert sich mit zunehmendem Fließweg,
- die Kernzone weist eine Querorientierung der Fasern auf, unabhängig davon, ob Wandkontakt besteht oder die Schmelze wandkontaktfrei fließt.

4.2.4 Strömungsmodell

Anhand der konstanten und reproduzierbaren Fließbewegung sowie Faserorientierung lässt sich zunächst grundsätzlich die Annahme der stationären, laminaren Strömung viskoser Fluide bestätigen (vgl. Abschnitt 2.2.1). Verdeutlicht wird dies anhand der Fließhindernisse, wie den Anschraubpunkten des Bauteils (Bild 4.8 und Bild 4.9). Diese werden gleichförmig umströmt, und die Schmelze nimmt anschließend ohne Ausbildung turbulenter Bedingungen ihre ursprüngliche Form wieder ein. Darüber hinaus erreicht die Dichte der Formmasse unter wandbehaftetem Fließen den Vollverdichtungsgrad, was grundsätzlich die Inkompressibilität viskoser Fluide bestätigt. Die Mechanismen der Dichtereduzierung unter kontaktfreiem Fließen zeigen keine Relevanz für die Strömung mit Wandkontakt in Kompressionszone 3. Entsprechend können die in der Literatur beschriebenen Strömungsbedingungen als gültig betrachtet und für die Beschreibung des verwendeten Strömungsmodells herangezogen werden (vgl. Abschnitt 2.2).

Aus der Gesamtheit der Ergebnisse des zuvor beschriebenen Formfüllverlaufs und der Faserorientierung lässt sich für beide Werkstoffe die Modellvorstellung der Block-/Scherströmung ableiten. Das Strömungsverhalten ist gekennzeichnet durch eine Fließgrenze, welche einen Scherströmungsbereich oberhalb und einen Blockströmungsbereich unterhalb der Fließgrenze ausbildet. Dies begründet sich anhand des Formfüllverhaltens, der ausgeprägten Freistrahlbildung sowie der geschichteten Faserorientierung über den Fließkanalquerschnitt. Diese Mechanismen der Strömung zeigen sich für beide Werkstoffe gleich und werden anhand des in Bild 4.14 dargestellten Strömungsprofils im Fließkanalquerschnitt beschrieben.

Bei Fließen unter Wandkontakt ergibt sich bei stationärer Betrachtung folgender kausaler Zusammenhang für die Ausbildung der Scherzone (Bild 4.14, a). Der Wärmeübergang an der heißen Werkzeugwand führt zum Temperaturanstieg in der Schmelze sowie zur Übertragung der Temperatur über Wärmeleitung in den Fließkanalquerschnitt. Dies führt zu einer Erhöhung der Molekülbeweglichkeit und folglich zur Reduzierung der Viskosität (vgl. Abschnitte 2.2.3 und 2.2.4). Der Temperaturgradient bestimmt dabei den Viskositätsgradienten zwischen Werkzeugwand und Fließkanalmitte. Gleichzeitig erfährt die Schmelze aufgrund der Adhäsion der Moleküle an der Werkzeugwand eine

Reduzierung der Fließgeschwindigkeit zur Werkzeugwand hin (Bild 4.14, Profil d; vgl. Abschnitt 2.2.1). Daraus resultiert entsprechend ein ebenfalls zur Werkzeugwand hin steigender Geschwindigkeitsgradient, auch bezeichnet als Scherrate (Bild 4.14, Profil f). Dieser führt wiederum zur verstärkten Ausrichtung der Polymermoleküle sowie der Fasern und folglich zu einer weiteren Reduzierung der Viskosität als Folge der Strukturviskosität der Schmelze (vgl. Abschnitte 2.2.2 und 2.2.5). Die hohe Faserorientierung in Fließrichtung im Randbereich bestätigt die Ausbildung eines Scherströmungsprofils an der Werkzeugwand (vgl. Bild 4.10 bis Bild 4.12). Die Dimension des scherbeinflussten Bereiches ist dabei abhängig von der wirkenden Wandschubspannung sowie der werkstoffspezifischen Fließgrenzschubspannung (vgl. Bild 2.5 und Bild 4.14, Profil e und τ_0).

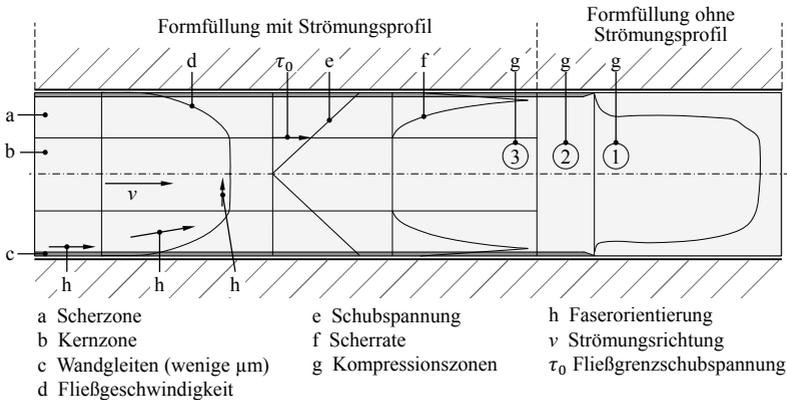


Bild 4.14: Modellvorstellung des Strömungsprofils phenolharzbasierter Formmassen

Mit Unterschreiten der Fließgrenzschubspannung wird die Schergeschwindigkeit Null und der Kernbereich verhält sich als Masseblock mit konstanter Fließgeschwindigkeit ohne Strömungsprofil. Die Fasern unterliegen allerdings einer spezifischen Orientierungsdynamik, welche zum Ende dieses Abschnittes näher erläutert wird. Die Existenz einer Orientierungsdynamik bestätigt sich anhand des hohen Orientierungsgrades senkrecht zur Fließrichtung für alle Proben, welche nicht der Beeinflussung der Auffaltung am Fließwegende unterliegen. Des Weiteren weisen die Fasern während des wandkontaktfreien Fließens ebenfalls einen hohen Querorientierungsgrad auf, ersichtlich anhand der Formfüllstudien gemäß Bild 4.13 und Anhang 9, Bild A 25. Ohne eine Orientierungsdynamik der Fasern wäre eine zum Füllbeginn unveränderliche Orientierung im Kern die Folge, welche in der Platte infolge der steigenden Fließgeschwindigkeit in der Querschnittsverengung des Staubalkenkanals überwiegend entlang der Fließrichtung ausgerichtet vorliegt (Bild 4.15).

Aus diesem Fließverhalten der Block-/Scherströmung resultiert die bereits beschriebene Dreischichtmorphologie der Fasern mit Scher- und Kernzone (Bild 4.14, a und b, bzw. h, vgl. Abschnitt 4.2.3). Den numerischen Zusammenhang liefern Gl. (7) und Gl. (8), wobei diese eine unendlich hohe Viskosität der Schmelze im Kern beschreiben und folglich keine Orientierungsdynamik der Fasern abbilden können. Auf die Auswirkungen für die Prozesssimulation wird in Abschnitt 4.3 eingegangen.

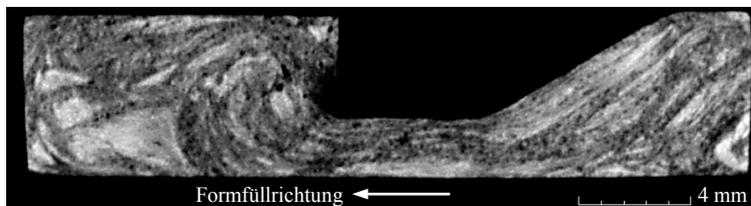


Bild 4.15: Faserorientierung 9202 L5-A in der Platte; Staubalkenquerschnitt

Das Strömungsverhalten ist des Weiteren durch Wandgleiten gekennzeichnet, welches einsetzt, wenn die kritische Wandschubspannung überschritten wird. Die Wandschubspannung (Gl. (3)) beschreibt die Kraftübertragung an der wirkenden Fläche und besitzt gleichzeitig einen direkten Zusammenhang zur Viskosität und der Schergeschwindigkeit. Nach der theoretischen Betrachtung bildet sich an der Wand ein Gleitfilm durch starke Viskositätserniedrigung infolge der sprunghaften Temperaturerhöhung mit Wandkontakt (vgl. Abschnitt 2.2.2). In der molekularen Vorstellung entsteht der Gleitfilm durch die gleichzeitig hohe Schergeschwindigkeit an der Werkzeugwand, die zu einem hohen Orientierungsgrad der Moleküle entlang der Fließrichtung führt, auf der die vorbeiströmende Schmelze abgleiten kann. Die kritische Wandschubspannung, ab der Gleiten eintritt, lässt sich anhand Gl. (10) formulieren. Die Plausibilität dieser Theorie wird innerhalb der vorliegenden Arbeit nicht näher untersucht, gilt allerdings aufgrund des beschriebenen Formfüllverhaltens als wahrscheinlich. Gegebenenfalls wird das Wandgleiten durch die Eincompoundierung spezieller Gleitadditive verstärkt. Infolge der Gleitwirkung wird die Strömungsgeschwindigkeit an der Werkzeugwand erhöht (Bild 4.14, Profil f) und lässt sich mithilfe des hydrodynamischen Reibungsansatzes über das Verhältnis der kritischen Wandschubspannung zum wirkenden Reibkoeffizienten nach Gl. (9) quantifizieren. Das reibungsbehaftete Abgleiten der Formmasse von der Werkzeugwand sowie die fehlende Dehnströmung führen bei Querschnittserhöhungen unweigerlich zu Freistrahleffekten. Diese sind wiederum mit einer unmittelbaren Dichtereduzierung als Folge viskoelastischer Effekte und reaktionsbedingter Entgasung verbunden. Infolge des fehlenden Wandkontaktes existiert in diesem Bereich kein Strömungsprofil.

Die beiden Werkstoffe weisen unterschiedlich ausgeprägte Scherzonen auf (vgl. Abschnitt 4.2.3), was sich auf unterschiedliche Verhältnisse zwischen Wandschubspannung und Gleiteigenschaften der Werkstoffe zurückführen lässt. Die Wandschubspannung selbst weist eine Abhängigkeit von den vorherrschenden Prozessbedingungen auf. Da diese für beide Werkstoffe vergleichbar sind, wird die Schubspannung ebenfalls als vergleichbar betrachtet. Folglich resultieren die Dimensionsunterschiede aus Auswirkungen der unterschiedlichen Gleiteigenschaften sowie unterschiedlichen Viskositäten und Schergeschwindigkeiten beider Werkstoffe. Bild 4.16 zeigt zunächst allgemein den Einfluss des Wandgleitens auf die Fließgeschwindigkeit und die resultierende Scherrate. Stärkere Gleiteigenschaften führen zu einer Erhöhung der Fließgeschwindigkeit der Schmelze an der Werkzeugwand. Infolgedessen wird unter der Bedingung des gleichen Massedurchsatzes der Geschwindigkeitsgradient zur Fließkanalmitte hin signifikant reduziert. Daraus resultiert wiederum eine geringere Schergeschwindigkeit sowie eine reduzierte Ausprägung der Scherzone im Fließkanalquerschnitt. Die Fließgrenzschubspannung wird näher der Werkzeugwand erreicht und die Dimension der Scherzone verhältnismäßig kleiner. Bei den untersuchten Werkstoffen werden die höheren Gleiteigenschaften dem 9202 L5-A zugeordnet.

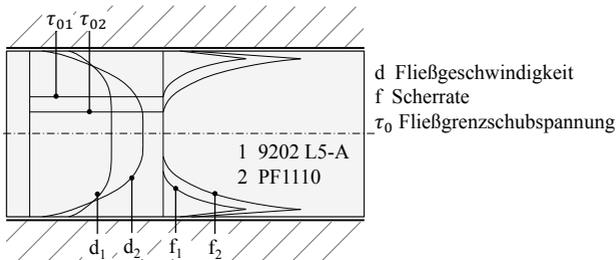


Bild 4.16: Einfluss des Wandgleitens auf die Fließgeschwindigkeit und Scherrate bei gleichem Massedurchsatz

Die Ursachen für die höhere Gleitwirkung können vielschichtig sein, denkbare Einflussfaktoren werden im Folgenden kurz genannt. Ein geringerer Vorvernetzungsgrad bedingt den Zustand kürzerer Oligomerketten, welche sich stärker orientieren können und infolge des geringeren Verschlaufungsgrades einen geringeren Fließwiderstand aufweisen. Darüber hinaus besitzt 9202 L5-A aufgrund des geringeren Füllstoffanteils eine geringere Wärmeleitfähigkeit, welche zu größeren Viskositätsunterschieden der vorbeiströmenden Masse führen kann, und dadurch ein Abgleiten zusätzlich begünstigt. Zudem können die herstellerseitig eingesetzten Gleitadditive zur Verbesserung der Fließeigenschaften (vgl. Abschnitt 3.2) als weitere Ursache wirken. Neben den Wandgleiteffekten sind ebenfalls Unterschiede im Viskositätsverhalten sowie in der Ausprägung der Strukturviskosität denkbar. PF1110 besitzt zwar grundsätzlich aufgrund des

höheren Füllstoffanteils eine höhere Viskosität, jedoch aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit einen größeren Temperatureintrag, was die Viskosität reduziert. Zudem besitzen die kurzen Fasern eine höhere Orientierungsdynamik und folglich eine höhere Ausrichtung in Fließrichtung. Die gegenseitigen Fließbehinderungen der langen Fasern wirken hingegen der Ausrichtung der Fasern und folglich der Fließfähigkeit der Formmasse entgegen. Ein geringerer Orientierungsgrad, eine höhere Strukturviskosität und eine höhere Fließgrenzschubspannung sind die Folge (vgl. Abschnitt 2.2.5).

Bei der Betrachtung des Formfüllverlaufes wird insbesondere für PF1110 eine Abnahme der Scherzone ersichtlich (vgl. Bild 4.10). Dabei zeigt sich die Ausprägung der konstanten Faserorientierung weiterhin in vergleichbarer Höhe und Dimension, die Reduzierung der Faserorientierung weist jedoch einen steileren Verlauf auf. Dies weist auf eine Reduzierung der Schergeschwindigkeit bzw. eine Erhöhung der Strukturviskosität hin, infolgedessen sich die Fließgrenzschubspannung zur Werkzeugwand hin verschiebt. Eine Ursache hierfür ist in der Erhöhung der Gleiteigenschaften denkbar, denn mit zunehmender Fließweglänge und längerem Werkzeugkontakt wird die Ausrichtung der Oligomerketten in Fließrichtung begünstigt, was zur Reduzierung des Fließwiderstandes führt (vgl. Bild 4.16). Thermisch bedingte Einflüsse sowie Überlagerungen der verschiedenen Effekte sind ebenfalls möglich. Die Temperaturerhöhung infolge der Wärmeleitung sowie die Härtung der Formmassen weisen ebenfalls einen Einfluss auf die Viskosität der Schmelze und damit auf das Strömungsprofil auf (vgl. Abschnitte 2.2.3 und 2.2.4). Eine detaillierte Untersuchung der Einflussfaktoren unterliegt jedoch einer separaten Betrachtung in weiterführenden Arbeiten.

Wie bereits erwähnt, erfahren die Fasern im Kern, trotz fehlender Strömungsbeeinflussung, eine starke Ausrichtung senkrecht zur Fließrichtung. Die Ursache ist in der Rotationsdynamik der Fasern zu suchen, welche für Polymere bislang nicht ausreichend genau untersucht wurde. Nachfolgend wird auf Basis der allgemeinen Fluidodynamik auf einen möglichen Ansatz zur Beschreibung eingegangen. Die Beweisführung geht aufgrund ihrer Komplexität allerdings über die Inhalte der vorliegenden Arbeit hinaus und muss weiterführenden Untersuchungen unterliegen.

Zunächst soll auf die numerischen Voraussetzungen in der Spritzgießsimulation eingegangen werden, um das Verständnis der Diskrepanz zwischen der angenommenen (berechneten) und tatsächlichen Faserbewegung im Kernbereich zu schaffen. Die hydrodynamischen Gleichungen der Schmelzebewegung sind durch die allgemeinen Gesetze von Navier-Stokes zur Erhaltung von Masse, Energie und Impuls (vgl. Anhang 2) formuliert. Grundsätzlich lassen sich damit alle Einflüsse auf die fluide Strömung abbilden (z.B. Kompressibilität, Massen- und Oberflächenkräfte sowie Energieeintrag). Kompressibilität wird durch die Kontinuitätsgleichung beschrieben (Gl. (45)), welche besagt, dass die zeitliche Masseänderung infolge Dichteänderung gleich der Summe der ein- und ausfließenden Masseströme ist. Diese Formulierung ist allerdings nur sinnvoll, wenn chemische Reaktionen ausgeschlossen sind [50]. Andernfalls müssen zusätzliche

Quellterme berücksichtigt werden. Dichteänderungen infolge einer chemischen Reaktion sind aktuell jedoch nicht implementiert. Da die Dichte üblicherweise als Konstante erfasst wird, werden viskoelastische Rückstelleffekte ebenfalls nicht berücksichtigt; die Schmelze gilt als inkompressibel. Die Impulsgleichung beschreibt das Gleichgewicht von Massenkräften (Schwerkraft, Trägheitskraft) und Oberflächenkräften (Druckkraft, Reibungskraft) (Gl. (46)). Polymerschmelzen bewegen sich aufgrund der vergleichsweise hohen Viskosität im sog. Stokes-Strömungsbereich, in dem der Einfluss der Zähigkeitskräfte gegenüber den Trägheitskräften dominant wird und der Trägheitsterm entfallen kann [50, 197-200]. Darüber hinaus wird die Schwerkraft ebenfalls klein gegenüber den Einspritzbedingungen, sodass dieser Term ebenfalls entfallen kann [200]. Der Strömungswiderstand ist demnach nur durch Oberflächenkräfte verursacht und wird weitgehend geprägt durch innere Reibung des Mediums, formuliert in ihrer Viskosität. Für scher- und quellströmungsbeeinflusste Polymerschmelzen ist diese Vereinfachung hinreichend genau [50, 198, 200]. Für Blockströmung wurde die Gültigkeit bislang nicht nachgewiesen. Gleiches gilt für Freistahlströmung kompressibler Fluide. Beide Strömungsverhältnisse sind nicht geprägt durch ein scher- oder quellbeeinflusstes Strömungsprofil.

In der Spritzgießsimulation wird, basierend auf den fluiddynamischen Erkenntnissen, die Schmelze vereinfacht als Einstoffsystem betrachtet und der Strömungswiderstand mithilfe der dynamischen Viskosität des Gesamtsystems in Abhängigkeit der Schergeschwindigkeit beschrieben. Die Orientierungsdynamik der Fasern unterliegt keiner physikalischen Beschreibung, sondern einer empirischen Wahrscheinlichkeitsfunktion einer periodischen Rotation in Verbindung zum wirkenden Scher- bzw. Quellfeld (vgl. Abschnitt 2.2.5 und Anhang 2). Eine Reduktion der Orientierungsdynamik aufgrund weiterer Widerstandskräfte und gegenseitigen Fließbehinderungen wird über einen empirischen Koeffizienten formuliert.

Die numerische Beschreibung der Block-/Scherströmung liefern, wie bereits erwähnt, Gl. (7) und Gl. (8). Im Blockströmungsbereich ist dabei die Schergeschwindigkeit Null und die Viskosität unendlich hoch. Damit bestehen keine Widerstandskräfte gegen die Fließbewegung, und die Schmelze bewegt sich mit konstanter Geschwindigkeit fort. Durch das fehlende Scherfeld besitzen die Fasern keine Orientierungsdynamik, und die Wahrscheinlichkeitsfunktion der Faserrotation wird ebenfalls Null. Aufgrund der Eingangsbedingung der isotropen Faserorientierung bleibt diese im Blockströmungsbereich unverändert erhalten.

Wird hingegen die Schmelze, analog zur allgemeinen Fluidmechanik, als disperse Zweiphasenströmung betrachtet, kann eine physikalische Betrachtung der Partikelbewegung Hinweise auf die Ursache der tatsächlich vorliegenden Querorientierung im Blockströmungsbereich und im Freistahlbereich liefern. Hierzu wird ausschließlich die Theorie des frei strömenden Partikels kurz betrachtet. Gegenseitige Fließbeeinflussungen und Kollisionen, wie sie tatsächlich in dichten dispersen Strömungen auftreten,

werden nicht berücksichtigt (siehe hierzu [198, 199]). Allgemein betrachtet übt ein Fluid Kräfte auf ein Partikel aus, insbesondere bei Relativbewegungen zwischen beiden Phasen. Zusätzlich zu Massenkraften (Schwerkraft, Trägheitskraft) treten Oberflächenkräfte auf, die sich zu Druck- und Reibungskraften zusammenfassen und als Komponenten in Anströmungsrichtung (Widerstandskraft) und senkrecht dazu (dynamischer Auftrieb) beschreiben lassen. [198-199] liefern hierzu ausführliche Beschreibungen. Beide Kraftkomponenten werden durch die unsymmetrische Druckverteilung infolge der unsymmetrischen Anströmung des Partikels (aufgrund des Strömungsprofils oder der Partikelgeometrie) hervorgerufen. Sie sind abhängig von der Zähigkeit des Fluids, dem Dichteunterschied, der Partikelgröße und der Partikelform. An unregelmäßigen Partikeln wird in der Folge ein Drehmoment hervorgerufen bzw. ist bei Rotation ein Drehmoment zu überwinden.

Die Vorstellungen lassen sich auf die Faserbewegung in der Polymerschmelze unter der Voraussetzung übertragen, dass die Polymerschmelze als Zweistoffsystem betrachtet wird, in dem eine Relativbewegung zwischen Fasern und Fluid besteht. Eine Relativbewegung könnte als Folge der beobachteten Phänomene z.B. nach Passieren des Stau balkens entstehen. Im Freistrahler hat die Expansion an der Querschnittsvergrößerung Auswirkungen auf die Strömungsgeschwindigkeit. Im sich anschließenden Fließen mit Wandkontakt wirkt sich die Querschnittsveränderung bei gleichem Volumenstrom aus. Die Ausrichtung der Fasern senkrecht zur Fließrichtung kann für beide Fälle die Folge einer resultierenden Relativbewegung zwischen Fluid und Faser sein, wodurch zunächst eine unsymmetrische Druckverteilung bei Anströmung eines beliebig orientierten Partikels ein Drehmoment erzeugt und die Faser rotiert. Bei vollständiger Querorientierung wird die Summe aller angreifenden Drehmomente Null und der Drehimpuls ergibt sich ebenfalls zu Null. Eine weitere Rotation der Fasern findet folglich nicht statt. Die in Abschnitt 4.2.2 registrierte, leichte Erhöhung des Füllstoffanteils unter kontaktfreiem Fließen könnte ebenfalls einen Hinweis auf eine Partikelbewegung in der Schmelze liefern (vgl. Tab. 4.3). Im Scherströmungsbereich dominiert hingegen die Schergeschwindigkeit die Partikelbewegung und die Fasern werden entsprechend ausgerichtet. Die Oberflächenkräfte werden hier gegenüber der Scherbeeinflussung klein und zeigen keine signifikante Relevanz.

Diese Vorstellung liefert ebenso eine mögliche Erklärung für das in der Literatur beschriebene unterschiedliche Faserorientierungsverhalten zwischen organisch und mineralisch gefüllten Partikeln (vgl. Abschnitt 2.2.2). Die verwendeten Füllstoffe (Holzmehl: $\rho \sim 0,8 \text{ g/cm}^3$ und Zellulose: $\rho \sim 1,5 \text{ g/cm}^3$) besitzen einen deutlich geringeren Dichteunterschied zum Polymer ($\rho \sim 1,2 \text{ g/cm}^3$) als Glasfasern ($\rho \sim 2,6 \text{ g/cm}^3$). Das Aspektverhältnis der Füllstoffe ist nicht bekannt, wird jedoch insbesondere für das verwendete Holzmehl deutlich geringer eingeschätzt. Damit werden die Druckkräfte an der Partikeloberfläche gegenüber den viskosen Reibungskraften des Fluids sehr klein

und es erfolgt, im Gegensatz zur Verwendung von Glasfasern, keine Orientierung der Fasern.

Zusammenfassend lassen sich folgende Kernaussagen zum Strömungsverhalten der untersuchten Werkstoffe ableiten:

- stationäre, laminare und reibungsbehaftete Strömung im Modell der Block-/ Scherströmung, welche numerisch grundsätzlich abgebildet werden kann,
- starke Schmelzeexpansion bedarf zur korrekten numerischen Beschreibung der Strömungsverhältnisse die Berücksichtigung der Kompressibilität sowie eine Erweiterung der Kontinuitätsgleichung um die Kondensationsgasbeeinflussung,
- Fasern im Blockströmungsbereich zeigen eine bislang nicht ausreichend untersuchte Orientierungsdynamik, wodurch eine eingeschränkte Gültigkeit der empirischen Modelle zur Vorhersage der Faserorientierung besteht.

4.3 Prozesssimulation

Anhand der Erkenntnisse aus Abschnitt 4.2 ist eine Prozesssimulation von phenolharz-basierten Polymeren zum gegenwärtigen Zeitpunkt mit einigen Einschränkungen verbunden. Das beschriebene Strömungsverhalten ist in seiner Komplexität mit den aktuell verfügbaren Modellen nicht beschreibbar. Darüber hinaus wird die Orientierungsdynamik der Fasern im Blockströmungsprofil nicht korrekt abgebildet. Aus den Erkenntnissen der Abschnitte 2.2.4 und 2.3 wird des Weiteren ersichtlich, dass die Berücksichtigung der reaktionskinetischen Effekte allein auf einer phänomenologischen Erweiterung der thermoplastisch basierenden rheologischen Modelle beruhen. Dabei wird der Härtungseinfluss auf die Viskosität mithilfe der Inter- oder Extrapolation von bestehenden temperatur- und zeitabhängigen Messdaten sowie einer härtegradbezogenen Fließgrenze beschrieben. Reaktionseinflüsse auf die thermischen Eigenschaften werden nicht berücksichtigt. Diese stellen jedoch einen elementaren Bestandteil zur Beschreibung der Energieerhaltung (vgl. Gl. (47)) dar und besitzen maßgeblichen Einfluss auf die chemorheologischen Verhältnisse der Schmelze. Diese bislang allerdings unbekannte Beeinflussung der thermischen Zustände führt auch zu Unsicherheiten in der Beschreibung realer Prozessbedingungen.

Neben den Beschränkungen in der Materialmodellierung besteht die Problematik ebenso in der Materialcharakterisierung. Aufgrund der überlagerten Aushärtung ist eine zeit-, druck- und temperaturabhängige Charakterisierung der rheologischen und thermischen Eigenschaften mit den klassischen Verfahren sehr aufwendig oder nicht realisierbar. Entsprechendes spiegelt sich in der verfügbaren Datenbasis der Simulationsprogramme wider. Die Materialkarten sind ausnahmslos unvollständig und basieren zum Teil auf rein hypothetischen Annahmen. Des Weiteren ist eine Verbesserung der

Ergebnisse durch die Verwendung der verfügbaren chemorheologischen Modellansätze gegenüber den thermoplastischen Modellen in der Simulation des realen Fließverhaltens zum gegenwärtigen Zeitpunkt weder nachgewiesen worden, noch zu erwarten (vgl. Abschnitt 2.3).

Die Gesamtheit dieser Problematik ermöglicht gegenwärtig keine physikalisch korrekte Beschreibung des Formfüllverhaltens der untersuchten Werkstoffe und ist nach Einschätzung der Autorin auch langfristig nicht zu erwarten. Die Berücksichtigung aller erwähnten Aspekte ist aufgrund des erheblichen Versuchs- und Rechenaufwandes sowie der messtechnischen Schwierigkeiten bei der korrekten Erfassung aller Parameter nicht praktikabel. Aufgrund dessen wird die Prozesssimulation, als wichtiger Bestandteil der integrativen Entwicklungskette, innerhalb der vorliegenden Arbeit vereinfacht mithilfe eines thermoplastischen Ersatzmodells umgesetzt. Nach Einschätzung der Autorin ist numerisch betrachtet ein vergleichbares Ergebnis zu den heutigen reaktiven Berechnungsmöglichkeiten möglich, die Komplexität der Datenerhebung und Modellbildung ist hingegen deutlich geringer. Angesichts des komplexen Orientierungsverhaltens der langfaserverstärkten Formmasse (vgl. Abschnitte 4.2.3 und 4.4), wird für die Betrachtungen ausschließlich das kurzfaserverstärkte PF1110 herangezogen. Die Umsetzung erfolgt wie in Abschnitt 3.1 bzw. Abschnitt 2.3 beschrieben. Auf der Grundlage der Erkenntnisse des zuvor beschriebenen Strömungsverhaltens und der Morphologieausbildung des Materials (vgl. Abschnitt 4.2) sowie der numerischen Zusammenhänge, basiert die Bildung eines Ersatzmodells auf folgenden Werkstoffbeschreibungen:

- Thermoplastischer Ersatzwerkstoff mit niedriger Strukturviskosität,
- Berücksichtigung von Härtungseffekten mithilfe des thermoplastischen Erstarrungsverhaltens,
- Verwendung des Quell-/Scherströmungsprofils.

Die Beschreibung mithilfe eines thermoplastischen Ersatzmaterials wird grundsätzlich als zulässig eingeschätzt. Die Verwendung eines glasfasergefüllten Polybutylenterephthalates (PBT) verspricht hierbei aufgrund seiner geringen Strukturviskosität eine geringe radiale Fließfrontausbreitung sowie eine ausgeprägte Faserorientierung infolge des Schereinflusses. Die Fließgrenztemperatur ersetzt den Gelpunkt, was numerisch betrachtet keinen Unterschied darstellt, da es sich in beiden Fällen um Rechengrößen handelt, die das Erstarrungsverhalten der Schmelze während der Verarbeitung beschreiben. Während dies bei reaktiven Systemen aus dem Härtungsfortschritt unter hoher Temperatur resultiert, gilt für thermoplastische Polymere das Einfrieren der Schmelze infolge einer Unterschreitung der Schmelztemperatur.

PBT besitzt darüber hinaus eine zu PF grundsätzlich vergleichbare Strukturviskosität, verdeutlicht in Bild 4.17 durch den Anstieg der Viskositätskurve, dem Power-Law-Koeffizienten n . Die Materialparameter sowie die jeweilige Berechnungsgrundlage werden in Anhang 10 dargestellt. Die Viskosität von PF besitzt eine Abhängigkeit von der Temperatur T sowie vom Härtungseinfluss α , PBT hingegen ausschließlich von T . Wie

in Bild 4.17 erkennbar, liegen alle PBT-Kurven für das verwendete Verarbeitungsfenster innerhalb der Spannweite von PF. Eine genauere Eingrenzung ist aufgrund der fehlenden Materialdaten und unbekanntem Prozesseinflüssen von PF zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht möglich. Dennoch lässt sich feststellen, dass die Einflüsse der Temperatur und der Reaktionskinetik zwar Auswirkungen auf die absolute Viskosität besitzen, die grundsätzlichen Strömungsverhältnisse jedoch nicht verändern (vgl. Abschnitte 2.2.3 und 2.2.4). D.h. die Veränderungen des Viskositätsverhaltens können Auswirkungen auf die Dimensionen der Scher- und der Kernzone und schließlich auf die Orientierung der Fasern bewirken, die grundlegenden rheologischen Zusammenhänge, die ein Schergeschwindigkeitsprofil beschreiben, werden nicht beeinflusst.

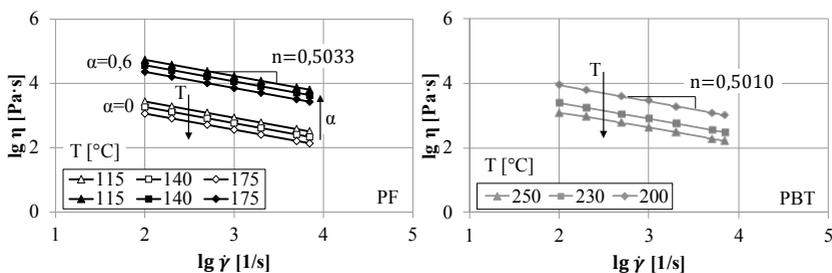


Bild 4.17: Scherviskosität innerhalb des verwendeten Verarbeitungsfensters gemäß Simulationsdaten von PF-Vyncolitr®X655 [201] (links) und PBT-CRASTIN®HTI619 [202] (rechts)

Im Hinblick auf die Orientierungsvorhersage im Fließkanalquerschnitt verspricht das Modell der Quell-/Scherströmung gegenüber der Block-/ Scherströmung aufgrund der numerischen Beschreibung eine größere Genauigkeit im Kernbereich. Dennoch ist bei beiden Strömungsmodellen mit erheblichen Abweichungen in der Beschreibung der ausgeprägten Anisotropie zu rechnen, wie anhand der Erkenntnisse aus Abschnitt 4.2.4 ersichtlich wird. Das Block-/Scherströmungsmodell verwendet kein Strömungsprofil in der Kernzone, was eine isotrope Faserorientierung entsprechend der Eingangsbedingungen impliziert. Das Quell-/ Scherströmungsprofil berücksichtigt hingegen im Kernbereich kleine Geschwindigkeitsgradienten, welche eine Faserrotation und eine Ausrichtung der Fasern senkrecht bzw. im Winkel zur Fließrichtung beschreibt. Die Beschreibung des Schereinflusses ist für beide Strömungsprofile identisch. Auf der Grundlage der in Abschnitt 2.2 beschriebenen rheologischen Strömungsverhältnisse und ihrer numerischen Abbildbarkeit wird davon ausgegangen, dass das Carreau-Modell (Gl. (5) bzw. Gl. (60)) für das verwendete Ersatzmaterial eine Schergeschwindigkeitsverteilung über den Fließkanalquerschnitt liefert, welche in der Ausprägung der Kern- und Scherzonen sowie der jeweiligen Orientierungsverteilung, der gemessenen Orientierung am präzisesten entspricht.

Die Betrachtung liegt ausschließlich auf dem wandbehafteten Fließen der Kompressionszone 3, in welchem sich ein Strömungsprofil ausbildet. Die Komplexität der Freistrahlbildung mit Strangaufweitung und Faltungseinfluss an Fließzustandsänderungen und am Fließwegende ist aktuell nicht beschreibbar und ebenfalls mittelfristig nicht zu erwarten. Entsprechend ist für Bereiche mit starker Freistrahlbildung mit deutlichen Abweichungen zu rechnen. Für Kompressionszone 3 gilt hingegen ein laminares, inkompressibles Strömungsverhalten mit stationären Bedingungen.

Die Simulationsrechnung des Formfüllvorgangs und der Faserorientierung wird entsprechend der dargestellten Bedingungen sowie den genannten Einschränkungen durch die Firma Part Engineering [203] mithilfe der Software Cadmould® 3D-F der Firma Simcon durchgeführt. Ausgewählt wird ein PBT mit 25 % Glasfaseranteil und 25 % Mineralanteil der Firma DuPont mit dem Handelsnamen CRASTIN®HTI619. Der Simulation liegen die im Programm hinterlegten rheologischen, thermischen sowie mechanischen Materialdaten zur Lösung der in Abschnitt 2.2 bzw. Anhang 2 ausführlich beschriebenen numerischen Modelle zugrunde (vgl. Anhang 10). Die Beschreibung der Viskosität erfolgt mithilfe des Carreau-Modells sowie der thermischen Ergänzung des WLF-Ansatzes. Zur Berechnung der Faserorientierung verwendet die Software den Ansatz von Advani und Tucker (Gl. (39)). Alle hinterlegten Modellparametrisierungen werden für die Berechnung übernommen. Um die realen Füllbedingungen bestmöglich abzubilden, werden die verwendeten Prozessparameter, mit Ausnahme der Temperatur, aus dem Versuch übernommen (vgl. Tab. 3.5). Die Temperaturen der Werkzeugoberfläche und der Formmasse werden entsprechend angepasst, sodass sie näherungsweise die thermischen Verhältnisse der Phenolharzformmasse widerspiegeln können. Eine Parameterstudie wird jedoch nicht durchgeführt. Die Fließgrenztemperatur des Materials liegt bei 200°C, sodass eine Werkzeugtemperatur von 175°C sowie eine Verarbeitungstemperatur von 250°C verwendet wird, um ein langsames Abkühlverhalten an der Werkzeugwand ohne ausgeprägten Einfrierbereich mit zunehmendem Fließweg zu erzeugen. Die Simulationsrechnungen werden gleichermaßen an der Platte sowie dem Bauteil durchgeführt und der Fließfrontverlauf sowie die resultierende Faserorientierung zur Validierung mit den Messergebnissen zurückgegeben. Einen weiteren Einsatz finden die Faserorientierungsdaten in der quasistatischen Strukturanalyse (vgl. Abschnitt 4.5).

Zur Validierung der Simulation werden zunächst die Simulationsergebnisse der Platte mit den Messergebnissen des Fließfrontverlaufs (vgl. Bild 4.3) und der Faserorientierungen der Positionen A1 bis C3 (vgl. Bild 4.10 und Bild 4.11) abgeglichen. Obwohl die rheologischen Zusammenhänge des Fließverhaltens zwischen PF1110 und dem verwendeten Ersatzmaterial völlig verschieden sind, zeigt sich in der Simulation ein ähnlicher Formfüllverlauf, wie im Experiment, wenn nur die wandbehaftete Kompressionszone 3 betrachtet wird (Bild 4.18). Die Kompressionszonen 1 und 2 können, wie bereits beschrieben, zum gegenwärtigen Zeitpunkt in der Simulation nicht abgebildet

werden. Das Formfüllverhalten des Ersatzmaterials zeigt nur wenig radiale Ausbreitung der Fließfront und einen frühen Übergang in einen näherungsweise linearen Verlauf. Dies liegt zum einen in dem Einspritzen aus dem flächigen Anschnitt mit einer Querschnittsverengung am Staubalken begründet, liefert zum anderen jedoch auch Hinweise auf eine geringe Dehnströmungskomponente des Materials. Die Fließfrontausbreitung verhält sich somit vergleichbar zu PF1110. Bei gleicher gravimetrischer Füllung weist der Füllzustand erwartungsgemäß zwar Unterschiede auf, diese sind für die Morphologieausbildung jedoch nicht relevant.

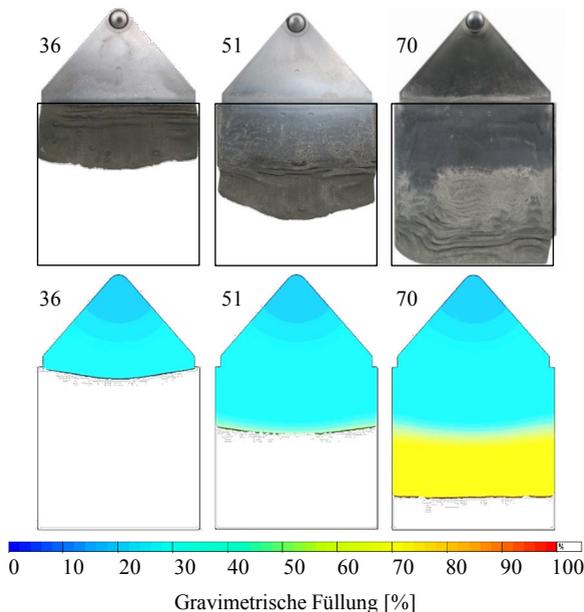


Bild 4.18: Formfüllverlauf der Platte, oben: reales Verhalten von PF1110, unten: Simulation des Ersatzmaterials CRASTIN®HTI619 (gravimetrische Füllung inklusive Anguss)

Bild 4.19 zeigt die Faserorientierungen der Mittelpositionen über die Diagonalelemente des Faserorientierungstensors aus der Simulation vergleichend zum Experiment. Die Tensorkomponente a_{22} entspricht der Fließrichtung. Die Darstellungen der übrigen Positionen finden sich in Anhang 10, Bild A 26. Die Einteilung in Kern- und Scherzone erfolgt bei den experimentellen Ergebnissen in dem Bereich, in dem keine signifikante Änderung der Faserorientierung mehr registriert wird. Die Plausibilität dieser Annahme ergibt sich aus dem fehlenden Strömungsprofil im Blockströmungsbereich, d.h. die Orientierungen der Fasern parallel bzw. im Winkel zur Fließrichtung werden allein dem

(abnehmenden) Schereinfluss zugeordnet. Da die Simulation keine kontinuierlichen Ergebnisse liefert, sondern lediglich für jedes Netzelement einen Mittelwert (hier: zehn Elemente über den Querschnitt, üblicherweise: sechs), lässt sich die Grenze zwischen Kern- und Scherzone deutlich ungenauer definieren. Darüber hinaus tragen sowohl Schereinfluss als auch Quelleinfluss zur Orientierung der Fasern entlang der Fließfront bei. Als Übergangsbereich wird jeweils der Bereich definiert, in dem die größte Änderung in der Faserorientierung auftritt, d.h. in ihrem Wendepunkt.

Die Betrachtung der Zonenausbildung zeigt zwischen Experiment und Simulation deutliche Unterschiede. Aufgrund der geringen Strukturviskosität von PBT bildet sich eine ausgeprägte Scherzone aus, welche anschnittnah eine größere Dimension einnimmt, als bei PF1110, jedoch ebenfalls mit zunehmender Fließweglänge äquivalent zum Experiment deutlich abnimmt. Der Einfluss der Strömungsbedingungen wirkt hier allerdings in umgekehrter Richtung. Auf Grundlage der Haftungsbedingung ist davon auszugehen, dass die Kunststoffschmelze bei Kontakt mit der Werkzeugwand an ihr haftet und in Richtung der Fließfront über den Kernbereich nachströmt. Infolge des Quelleinflusses tritt Wandkontakt wiederum unmittelbar am Platteneintritt (Position A) ein. Gleichzeitig wird die heiße Schmelze bei Kontakt mit der kalten Werkzeugwand kontinuierlich in Richtung Fließkanalmitte eingefroren, wodurch sich der Fließkanalquerschnitt entsprechend reduziert und sich der Schereinfluss in Richtung Fließkanalmitte fortsetzt. Entsprechend dieses Zusammenhangs nimmt die Dimension der Scherzone über die Fließweglänge ab (vgl. Abschnitt 2.2.2).

Deutliche Unterschiede werden ebenfalls im Orientierungsgrad festgestellt. Insbesondere am Fließwegende treten experimentell große Orientierungsunterschiede infolge des Faltungseinflusses auf, welche simulativ nicht abgebildet werden können. Darüber hinaus bleibt in der Simulation die Faserorientierung in Fließrichtung infolge der geringen Strukturviskosität des Ersatzmaterials insgesamt auf einem hohen Niveau und nähert sich zur Fließkanalmitte hin einer isotropen Verteilung in der Ebene an. Entsprechend liegt der Grad der Anisotropie zwischen Scherzone und Kernzone deutlich unter dem Experiment. Diese Abweichungen sind aufgrund der numerischen Beschreibung der Kernzone zu erwarten. Die Orientierung in Dickenrichtung gilt in beiden Fällen als vernachlässigbar.

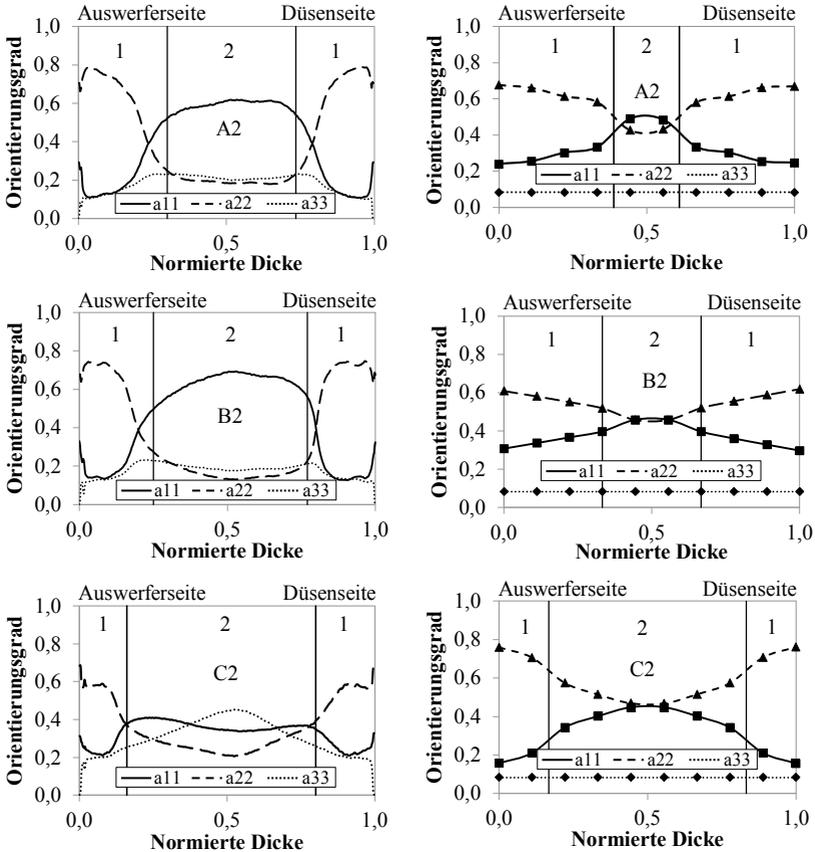


Bild 4.19: Faserorientierung der Mittelpositionen A2, B2 und C2 von PF1110 mit 1: Scherzone und 2: Kernzone; links: Experiment, rechts: Simulation; Definition der Tensorkomponenten entsprechend des Koordinatensystems der Platte (vgl. Bild 3.4)

Im Simulationsergebnis der komplexen Bauteilgeometrie (Bild 4.20) ergibt sich eine ebenso gute Übereinstimmung des Formfüllverhaltens, wenn ausschließlich Kompressionszone 3 betrachtet wird. Die Unterschiede bei der Betrachtung gleicher gravimetrischer Füllgrade stellen sich ebenso erwartungsgemäß dar, sind jedoch auch hier für die Morphologieausbildung nicht relevant. Ein Vergleich der Faserorientierung kann auf-lösungsbedingt zum Experiment nicht getroffen werden. Hier werden analoge Verhältnisse angenommen.

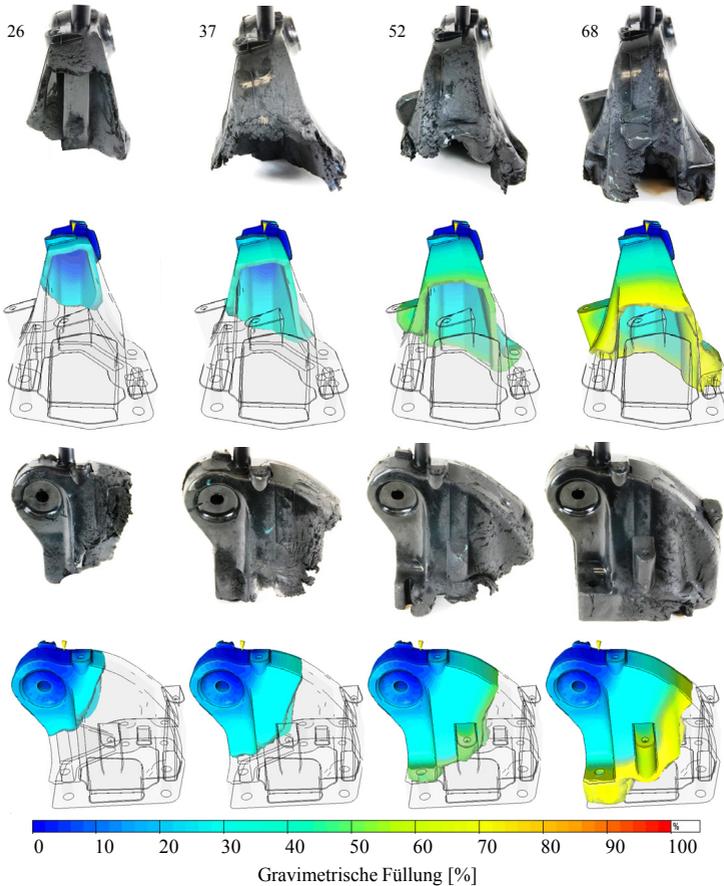


Bild 4.20: Formfüllverlauf des Bauteils; Vergleich Simulation (CRASTIN®HTI619) und Experiment (PF1110)

Die Ergebnisse zeigen insgesamt eine gute Vorhersagegenauigkeit der Formfüllung der verwendeten Methode. Die Berechnung der Faserorientierung weist jedoch große Unterschiede zum Experiment auf. Eine simulative Annäherung an die experimentellen Ergebnisse hinsichtlich der Zonenausbildung ist durch eine weitere Anpassung der Prozess- oder Materialparameter zwar denkbar, der hohe Anisotropiegrad kann jedoch nicht erreicht werden. Die Weiterverwendung der Ergebnisse ist folglich nur eingeschränkt möglich und Bedarf der genauen Kenntnis der Randbedingungen. Inwieweit die Faserorientierungsdaten für eine strukturelle Berechnung einfacher und komplexer Bauteilgeometrien dennoch Verwendung finden können, wird in Abschnitt 4.4.5 diskutiert.

Grundsätzliche Bedingung ist, dass vergleichbare Prozess- und Formfüllbedingungen herrschen, die zur Ausbildung einer Scherströmung mit entsprechend ihrer Schergeschwindigkeit orientierten Fasern führt. Weitere Voraussetzung ist, dass kritische Belastungen nicht in Bereichen auftreten, die durch das Aufstauen der Formmasse am Fließwegende gefüllt werden, da sich die Faserorientierung in diesen Bereichen stark von der Berechnung unterscheidet. Konstruktive Maßnahmen bei der Bauteil- und Angussgestaltung können dies gewährleisten. Aufgrund der eingangs formulierten Problematik in der Beschreibung des komplexen Strömungsverhaltens, insbesondere infolge der Freistrahlbildung, ist eine korrekte simulative Vorhersage gegenwertig nicht realisierbar. Ein erheblicher Aufwand an zusätzlicher Materialcharakterisierung sowie eine wesentlich komplexere Fließvorstellung wären die Voraussetzung. Eine sinnvolle Lösung wäre hierfür die Vermeidung des kontaktfreien Fließens, ebenso über konstruktive Maßnahmen.

Folgende Konstruktionslösungen lassen sich insgesamt ableiten:

- Angusspositionierung entsprechend, sodass kritische Belastungsstellen in Bereichen liegen, in denen sich ein Strömungsprofil ausbildet, nicht an Fließwegenden, an denen Aufstauereffekte dominieren,
- Materialanhäufungen an Bereichen mit kritischen Belastungen vermeiden, da hier die größten Orientierungsabweichungen zu erwarten sind,
- große Wandstärkensprünge vermeiden; Veränderungen von Querschnitten vom größeren zum kleineren ausführen, um Freistrahlbildung zu reduzieren.

Diese Maßnahmen sind weitgehend durch die Bauteilkonstruktion sowie die Angussposition gewährleistet (vgl. Anhang 4).

4.4 Mikromechanische Materialmodellierung

4.4.1 Einführung

Das mikromechanische Modell ist Voraussetzung für eine anisotrope Strukturanalyse und wird über den Ansatz der Homogenisierung beschrieben (vgl. Abschnitt 2.4.1). Die genaue Kenntnis der Morphologie ist dabei von elementarer Bedeutung. Diese werden nach den in Abschnitt 3.4 beschriebenen Untersuchungen experimentell ermittelt und für die Implementierung in den Simulationssolver entsprechend aufbereitet. In den nachfolgenden Unterabschnitten werden ergänzend die in Abschnitt 3.1 diskutierten Einflüsse der Faserorientierung und -krümmungen, der Faserlängenverteilung sowie der Homogenität der Faserverteilung untersucht und bewertet.

4.4.2 Dichte und Füllstoffanteil

Um zunächst reproduzierbare und konstante Prozessbedingungen sowie eine homogene Faser- und Füllstoffverteilung global über die Versuchsträger abzusichern, werden die Versuchsergebnisse der Dichte- und Füllstoffanteilmessung aller Probekörper der Platte und des Bauteils (vgl. Abschnitte 3.4.1 und 3.4.2) ausgewertet. Tab. 4.5 beinhaltet die Mittelwerte der Gesamtheit der Ergebnisse, inklusive ihrer jeweiligen Standardabweichung. Die Ergebnisse weisen insgesamt eine ausgeprägte Homogenität auf, sodass für eine Strukturanalyse von kontanten Bedingungen ausgegangen werden kann. Leichte Schwankungen von $< 1\%$ stellen keinen signifikanten Einfluss dar. Tab. 4.5 beinhaltet neben den Messergebnissen von Dichte und Fasergewichtsanteil ebenfalls die berechneten Faservolumenanteile φ , welche in die Modellbildung der Struktursimulation eingehen. Die hierfür verwendete Berechnungsgrundlage bildet die Verhältnisgleichung aus Faservolumen V_F zu Probenvolumen V bzw. des Fasergewichtsanteils ψ und der jeweiligen Dichteanteile ρ_F und ρ nach Gl. (27).

$$\varphi = \frac{V_F}{V} = \psi \frac{\rho_F}{\rho} \quad (27)$$

Tab. 4.5: Mittelwerte der Dichte und Faseranteile beider Versuchsträger, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

	9202 L5-A	PF1110
Dichte [g/cm ³]	1,765 (0,005)	2,074 (0,001)
Füllstoffanteil [Gew.-%]	55,23 (0,138)	80,06 (0,031)
Faseranteil [Gew.-%]	55,23 (0,138)	35,00 ¹⁾
Faseranteil [Vol.-%]	37,90 (0,085)	27,91 (0,011)

¹⁾ Herstellerangabe bei 80% Füllstoffanteil

4.4.3 Faserlängenverteilung und Aspektverhältnis

Das Aspektverhältnis, als wichtige Kenngröße für die Fasereffektivität im Verbund, wird aus dem Verhältnis aus Faserlänge zu Faserdurchmesser bestimmt. Die über die Mikroskopie ermittelten Faserdurchmesser weichen leicht von den Herstellerangaben von 13 μm ab. Gemessene Werte liegen bei PF1110 zwischen 13 μm und 21 μm , bei 9202 L5-A zwischen 16 μm und 18 μm , mit einem jeweilig resultierenden Mittelwert von etwa 16,5 μm (Bild 4.21, Tab. 4.6).

Zudem werden die in Abschnitt 2.2.5 beschriebenen Einflüsse auf die Faserlängenreduzierung für das untersuchte Langfasermaterial verifiziert und die Bedeutung der Verteilungsfunktion für die Strukturanalyse anhand der Ergebnisse aus der Faserlängen-

verteilungsuntersuchung (Abschnitt 3.4.3) bewertet. Die Ergebnisse der Faserlängenverteilungsbestimmung weisen große Streuungen der untersuchten Proben auf, welche auf die Genauigkeit des Verfahrens zurückgeführt werden, nicht auf Morphologieunterschiede. Dies begründet sich durch stark unterschiedliche Ergebnisse nahezu identischer Messstellen. Das eingesetzte Verfahren zeigt eine große Fehleranfälligkeit aufgrund der bildanalytischen Vermessung und Zählung der Fasern nach erfolgter Vereinzelung. Präparationsbedingte Faserzerstörung, die nicht repräsentative, ausgewählte Fasermenge sowie Faserüberkreuzungen oder -ansammlungen, die nicht erfasst werden können, führen zu größeren Ungenauigkeiten der Resultate. Dabei ist anzumerken, dass sich der Verlauf der Längenverteilung für alle Proben gleich darstellt, allein die Höhe der Absolutwerte weist Unterschiede auf.

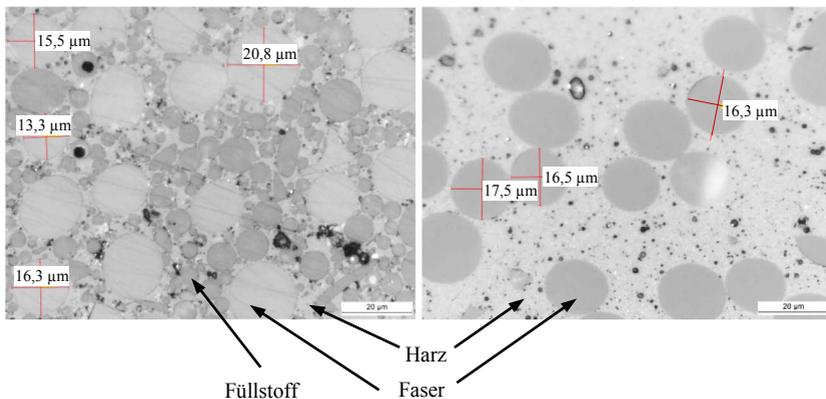


Bild 4.21: Im Schliffbild ermittelte Faserdurchmesser von PF1110 (links) und 9202 L5-A (rechts)

Eine Signifikanz der Faserlängenreduzierung mit zunehmender Fließweglänge ist aufgrund der Streuung für beide Versuchsgeometrien nicht zu erkennen, diese ist jedoch nach den Erkenntnissen aus den Abschnitten 2.2.5 und 4.2 auch nicht in hohem Maße zu erwarten. Die Platte enthält keine Fließwegumlenkungen oder Querschnittsänderungen und wird entsprechend mit konstanter Strömungsgeschwindigkeit gefüllt. Gegenseitige Fließbehinderungen der Fasern können folglich ausschließlich infolge der Faserrotation im Bereich der Scherzone auftreten, welcher jedoch insgesamt eine geringe Bedeutung zugewiesen wird. Der Einfluss der Aufstauung am Fließwegende wird ebenfalls als gering eingestuft, da aufgrund der ausgeprägten Querorientierung lediglich eine geringe Knickbeanspruchung auf die Fasern wirkt. Die Strömung im Bauteil wird nur unwesentlich stärker durch Scherung beeinflusst, und der Einfluss der Aufstauung zeigt

sich aufgrund der geringen Freistrahlbildung weniger stark. Eine relevante Querschnittsveränderung tritt des Weiteren ausschließlich am Übergang des Anspritzpunktes sowie der anschließenden Verteilung in die verrippte Struktur auf. Letzteres ist nach dem in Abschnitt 4.2.2 dargestellten Strömungsverhalten nicht wesentlich durch eine Schergeschwindigkeitserhöhung geprägt. Gleiches gilt für Fließwegumlenkungen. Unter diesen Voraussetzungen wird die Wahrscheinlichkeit eines signifikanten Faserlängenabbaus während der Formfüllung für beide Geometrien als gering eingestuft.

Werden alle Längenverteilungsfunktionen der jeweiligen Geometrie zu einer jeweils resultierenden Verteilungsfunktion zusammengefasst, ergibt sich eine annähernd gleiche Verteilung mit vergleichbarer Streubreite sowie gleicher mittlerer Faserlänge (Bild 4.22 und Bild 4.23). Dies verstärkt die Plausibilität der vorangegangenen Aussage. Ein Vergleich der Faserlängenverteilung des ausgespritzten Massestrangs (Bild 4.24) bestätigt wiederum die Untersuchungsergebnisse vorangegangener Arbeiten (vgl. Abschnitt 2.2.5). Der Hauptanteil der Faserverkürzung resultiert aus der Plastifizierung in der Schnecke sowie dem Düsendurchtritt. Die volumengewichtete mittlere Faserlänge reduziert sich um über 50 % von der Ausgangslänge, wobei eine Verteilungsfunktion mit einem vergleichsweise hohen Anteil an nicht gebrochenen Fasern entsteht. Die weitere Reduzierung bis zur Endverteilungsfunktion wird dem scherbedingten Orientierungseinfluss sowie der Aufstauung und starken Umlenkung im Angusskanal zugeordnet, was ebenfalls die Ergebnisse vorangegangener Arbeiten bestätigt.

Die Häufigkeitsverteilung kann für alle Ergebnisse mithilfe der analytischen „Giddings“-Peak-Funktion nach Gl. (28) beschrieben werden [204], wobei sich für alle experimentellen Ergebnisse nach Anpassung der Parameter eine äquivalente Verteilung mit gleicher mittlerer Faserlänge berechnen lässt (vgl. Bild 4.22, Bild 4.23 und Bild 4.24). Eine Berücksichtigung der Faserlängenverteilung im Orientation Averaging zur Berechnung der effektiven Steifigkeit ist mithilfe dieser Verteilungsfunktion grundsätzlich möglich.

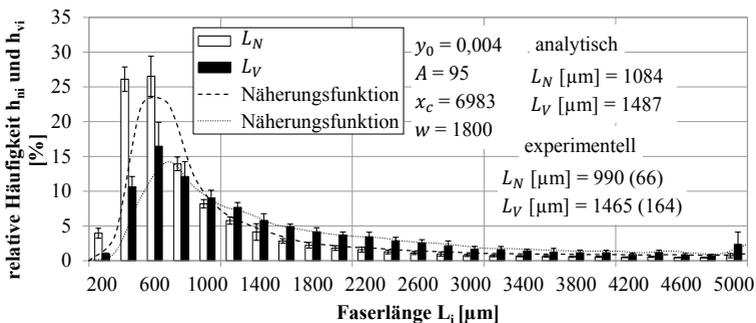


Bild 4.22: Gemittelte Faserlängenverteilungsfunktion 9202 L5-A nach Gl. (23) und Gl. (24), Platte (Pos. A1 bis C3)

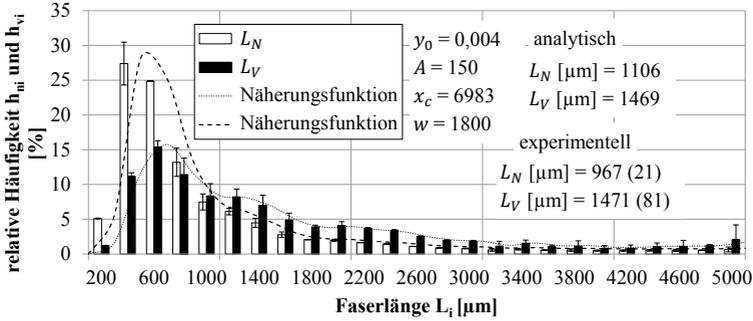


Bild 4.23: Gemittelte Faserlängenverteilungsfunktion 9202 L5-A nach Gl. (23) und Gl. (24), Bauteil (Pos. 1 bis 3)

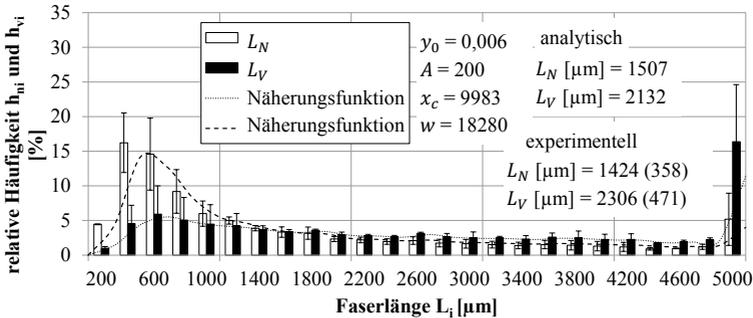


Bild 4.24: Gemittelte Faserlängenverteilungsfunktion 9202 L5-A nach Gl. (23) und Gl. (24), aus- gespritzter Massestrang

$$y = y_0 + \frac{A}{w} \sqrt{\frac{x_c}{x}} L_i \left(\frac{2\sqrt{x_c x}}{w} \right) \exp\left(-\frac{x - x_c}{w}\right) \quad (28)$$

Um des Weiteren Aussagen über den Einfluss der Faserlängenverteilung auf die mechanischen Eigenschaften treffen zu können, wird die kritische Faserlänge l_{krit} des Werkstoffes abgeschätzt. Die Theorie besagt, dass ein Verbund bei einer Faserlänge l_{krit} sein Festigkeitslimit erreicht, d.h. keine weitere Festigkeitssteigerung mit Erhöhung der Faserlänge erfährt. Dieses Verhalten lässt sich anhand der in Abschnitt 2.5 vorgestellten Studie ebenfalls für ein Steifigkeitslimit ableiten, bei welcher unterschiedliche Verteilungsfunktionen mit einer mittleren Faserlänge oberhalb l_{krit} keinen signifikanten Einfluss auf die Steifigkeitseigenschaften des Verbundes aufweisen. Daraus lässt sich wiederum folgern, dass eine Berücksichtigung der Faserlängenverteilung im

Orientation Averaging unter diesen Bedingungen keine Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit gegenüber der einfachen Verwendung der mittleren Faserlänge bietet.

Die kritische Faserlänge bzw. das kritische Aspektverhältnis λ_{krit} berechnet sich aus der Grenzflächenschubspannungsübertragung von der Matrix auf die Faser, welche von beiden Faserenden ausgehend zur Fasermitte übertragen wird, bis ein Kräftegleichgewicht zwischen maximaler Schubspannung der Grenzfläche τ_{Gr} und der Zugfestigkeit der Faser σ_F erreicht ist (Gl. (29)).

$$\lambda_{krit} = \left[\frac{l_F}{d_F} \right]_{krit} = \frac{\sigma_F}{2\tau_{Gr}} \quad (29)$$

τ_{Gr} ist abhängig von den Matrixeigenschaften und vereinfacht sich aufgrund der Isotropiebedingung nach der Vergleichsspannungshypothese nach von Mises zu $\tau_{Gr} = \sigma_M/\sqrt{3}$. Unter der Voraussetzung einer idealen Faser-Matrix-Haftung sowie eines konstanten Faserdurchmessers ergibt sich aus Gl. (29) die kritische Faserlänge:

$$l_{krit} = \frac{\sigma_F d}{2 \sigma_M / \sqrt{3}} \quad (30)$$

Die Zugfestigkeit von E-Glasfasern beträgt nach Herstellerangaben 3400 MPa, die Zugfestigkeit von unverstärktem Phenolharz σ_M wird zwischen 35 MPa und 55 MPa angegeben [205-206]. Durch eine Kombination der beiden Extrema der Matrixfestigkeit und des ermittelten Faserdurchmessers (geringste Matrixfestigkeit und größter Faserdurchmesser: $l_{krit,max}$, sowie größte Matrixfestigkeit und kleinster Faserdurchmesser: $l_{krit,min}$), lassen sich die Grenzbereiche der kritischen Faserlänge für den vorliegenden Werkstoff näherungsweise abschätzen (Tab. 4.6). Eine mittlere kritische Faserlänge $l_{krit,mean}$ ergibt sich aus den jeweiligen Mittelwerten.

Die kritische Faserlänge liegt selbst im unteren Grenzwert noch im Bereich der ermittelten mittleren Faserlänge, wobei aufgrund der homogenen Faserdurchmesserverteilung vielmehr von $l_{krit,mean}$ auszugehen ist. In allen Fällen wird jedoch von optimaler Haftung zwischen Faser und Matrix und einer entsprechend idealen Kraftübertragung ausgegangen. Die reale kritische Faserlänge kann folglich oberhalb der berechneten liegen.

Für das kurzfaserverstärkte PF1110 wird keine Faserverteilungsfunktion ermittelt, da aufgrund der kurzen Ausgangsfaserlänge nicht von einer signifikanten Faserverkürzung während der Verarbeitung ausgegangen wird (vgl. auch Abschnitt 2.2.5). Zur Berechnung des Aspektverhältnisses werden hier die Herstellerangaben der mittleren Faserlänge herangezogen.

Tab. 4.6: Aspektverhältnis der Fasern und kritische Faserlänge, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

	9202 L5-A	PF1110
mittlere Faserlänge L_V [μm]	~ 1500	$300^{1)}$
Faserdurchmesser d [μm]	16,63 (0,597)	16,48 (3,150)
Aspektverhältnis L_V/d	~ 90	~ 18
$l_{\text{krit_min}}$ [μm]		873
$l_{\text{krit_mean}}$ [μm]		1080
$l_{\text{krit_max}}$ [μm]		1472

¹⁾ Herstellerangabe

Ausgehend von den Untersuchungsergebnissen sowie der Bedeutung der kritischen Faserlänge für die Verbundsteifigkeit und -festigkeit werden die ermittelten Faserlängenverteilungsfunktionen von 9202 L5-A zur Berechnung der effektiven Verbundsteifigkeit im Orientation Averaging sowie zur Kalibrierung der Versagenshypothese nicht berücksichtigt. Die mittlere Faserlänge erreicht mit $l > l_{\text{krit}}$ ihre mechanischen Eigenschaftsgrenzen. Unter der gegebenen Bedingung der Gleichverteilung sowie konstanter mittlerer Faserlängen innerhalb und zwischen den Versuchsträgern ist kein signifikanter Einfluss der Längenverteilung auf die Verbundeigenschaften sowie deren Berechnung zu erwarten. Entsprechend kann für beide Werkstoffe vereinfacht das mittlere Aspektverhältnis in die Simulation einbezogen werden, welches sich aus der mittleren volumetrischen Faserlänge L_V und dem mittleren Faserdurchmesser ergibt (Tab. 4.6).

4.4.4 Faserorientierung und lokale Inhomogenität

Die Bewertung des Einflusses sowie die Möglichkeit der Berücksichtigung von Faserbündelungen, -krümmungen und lokalen Inhomogenitäten in der Struktursimulation erfolgt anhand der CT-Auswertung der in Abschnitt 3.4.4 bzw. Anhang 5 beschriebenen Untersuchungen. PF1110 weist aufgrund der geringen Faserlänge sowie seiner vergleichsweise geringen Faseranteile eine homogene Faserverteilung ohne Krümmungen und Bündelungen auf (Bild 4.25). Die zusätzlichen mineralischen Füllstoffe und Glas-kugeln liegen homogen verteilt vor und weisen aufgrund ihrer geometrischen Beschaffenheit keine Vorzugsrichtung auf (vgl. Bild 4.21). Ihre Verstärkungswirkung kann entsprechend als isotrop und gleichverteilt betrachtet und bei der Modellbildung über Reverse Engineering in der Matrixeigenschaft berücksichtigt werden. Unter diesen Voraussetzungen ist die Verwendung des Zweistoffmodells ohne Einschränkungen zulässig.

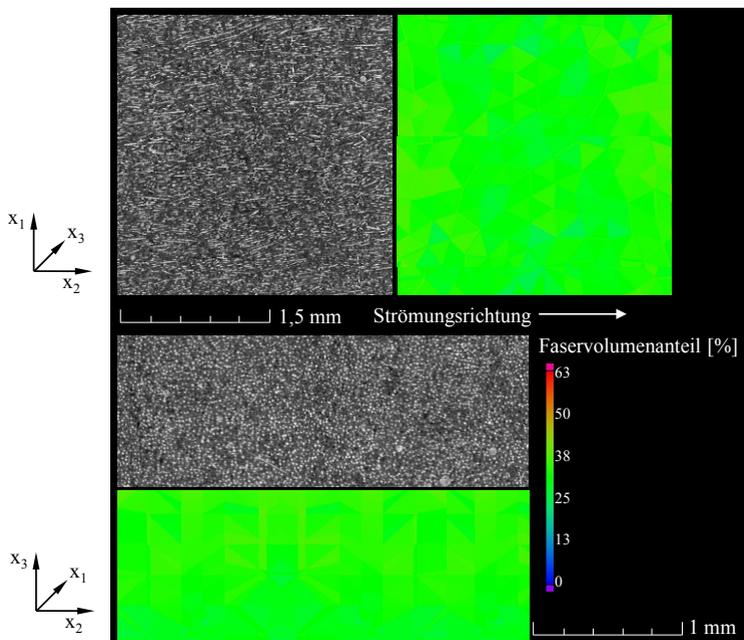


Bild 4.25: CT-Auswertung: Faservolumenverteilung von PF1110 von der Mittelebene parallel zur x_1 - x_2 -Ebene (oben) und über die Fließkanalhöhe - x_2 - x_3 -Ebene (unten)

Grundlegend ergibt sich auch für 9202 L5-A über die Fließkanalhöhe eine homogene Faserverteilung (Bild 4.26), während der Formfüllung treten keine Faser-Matrix-Entmischungen über die Fließkanalhöhe oder -länge auf (vgl. Abschnitt 4.2). Weitere Füllstoffe sind im Material nicht enthalten, sodass auch hier das ideal suspendierte Zweistoffmodell angewendet werden kann. Allerdings weist die Struktur sowohl Bereiche lokaler Inhomogenitäten als auch Bereiche von Faserbündeln, Faserkrümmungen und -verflechtungen auf. Diese Informationen werden mithilfe der CT zwar erfasst, können jedoch nach aktuellen Möglichkeiten nicht direkt in der Simulation berücksichtigt werden, da der Orientierungstensor einer idealisierten Darstellung der Faser in ellipsoider Form entspricht (vgl. Abschnitt 2.5, Anhang 2). Dies gilt sowohl für die Datenaufbereitung der CT-Analyse (Bild 4.27), als auch für die Verwendung im Simulationsolver.

Eine indirekte Berücksichtigung der Strukturinformationen ist jedoch über den lokalen Orientierungsgrad durch folgenden Zusammenhang möglich. Bereiche von Faserbündeln weisen einen höheren Orientierungsgrad und eine höhere Packungsdichte auf. Bereiche mit guter Faser-Matrix-Verteilung zeigen hingegen ein hohes Maß an Krümmungen und Verflechtungen und folglich einen entsprechend geringeren Orientierungsgrad

mit niedrigerer Packungsdichte (Bild 4.26, Bild 4.27). Erstere werden in der Auswertung durch eine hohe Anisotropie dargestellt, letztere hingegen durch eine isotrope Beschreibung. Die Effekte von Faserbündelungen und -verflechtungen in der Mikrostruktur werden folglich indirekt über die Anisotropie des Faserorientierungstensors berücksichtigt, denn die entsprechend resultierende starke Anisotropie bei Faserbündelungen wirkt bei ungünstiger Belastung als Schädigungseinfluss, die Bereiche von Faserkrümmungen und -verflechtungen wirken aufgrund ihrer isotropen Orientierungsverteilung hingegen weniger stark schädigend. Verstärkt wird dies durch eine ungenügende Faser-Matrix-Anbindung in Bereichen von Faserbündelungen, welche die Schädigungswirkung bei ungünstiger Belastung weiter erhöht. Dies wird anhand von mikroskopischen Bruchflächenanalysen als Begleiterscheinung der mechanischen Prüfung festgestellt und wird in Abschnitt 0 kurz diskutiert. Die Erhöhung bzw. Reduzierung der Faservolumenanteile folgt dem gleichen Prinzip, wengleich mit deutlich geringerem Einfluss. Eine höhere Packungsdichte steigert die Fasereffektivität, eine geringere Packungsdichte wirkt entsprechend umgekehrt.

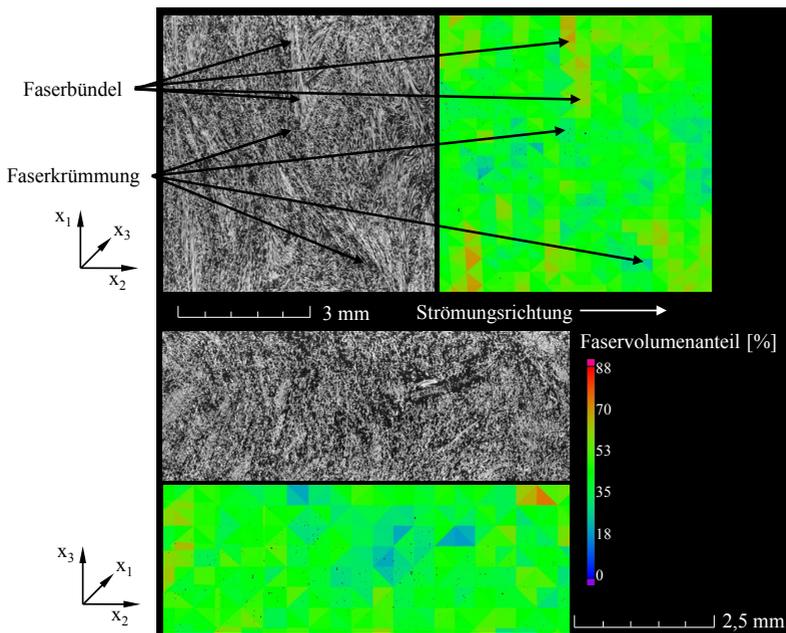


Bild 4.26: CT-Auswertung: Faservolumenverteilung von 9202 L5-A von der Mittelebene parallel zur x_1 - x_2 -Ebene (oben) und über die Fließkanalhöhe - x_2 - x_3 -Ebene (unten)

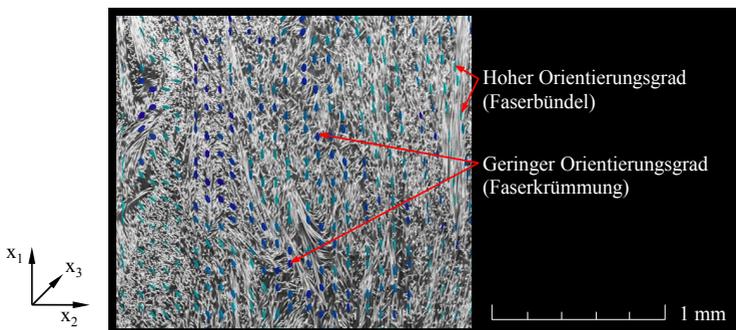


Bild 4.27: CT-Auswertung: Faserorientierungstensoren von 9202 L5-A von der Mittelebene parallel zur x_1 - x_2 -Ebene

Mithilfe des Reverse Engineering lassen sich entsprechende Steifigkeiten und Festigkeiten zuordnen, welche die lokalen Morphologieeffekte indirekt berücksichtigen lassen. Eine quantitative Erfassung ist jedoch ausschließlich bei hinreichend kleinen Netzelementen möglich. Innerhalb der vorliegenden Arbeit erfolgt die Vernetzung durch zehn Tetraederelemente über den Querschnitt, standardmäßig werden maximal drei bis fünf Elemente entsprechender Größe verwendet. D.h. der Informationsgehalt wird bei der Übertragung auf eine grobe Netzstruktur gemittelt und entsprechend reduziert.

4.4.5 Modellbildung für statische Beanspruchung

Die statische Modellbildung erfolgt grundlegend entsprechend der in Abschnitt 2.4 beschriebenen Vorgehensweise und basiert auf den zuvor beschriebenen Erkenntnissen der Morphologie sowie den Ergebnissen aus der Prozesssimulation. Die Approximation der Steifigkeits- und Festigkeitsparameter erfolgt anhand der Ergebnisse des mechanischen Zugversuchs am Zugprobekörper (vgl. Abschnitte 3.3 und 3.5.1). Als Maß gelten die ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven sowie die Versagenshöhen der Prüfkörper mit Vorzugsrichtung der Fasern in 0° , 45° und 90° in Bezug auf ihre Beanspruchungsrichtung, jeweils unter verschiedenen Temperaturen (Bild 4.28). Die Diskussion der Ergebnisse erfolgt im Zusammenhang mit der Bewertung der Simulationsergebnisse in Abschnitt 4.5.2.

Die mikromechanische Materialmodellierung erfolgt aufgrund der Komplexität der Mikrostruktur und der Faser-Matrix-Wechselwirkungen nach dem Homogenisierungsansatz von Tandon/Weng (Gl. (48) bis Gl. (53)) sowie der Berechnung der effektiven Verbundsteifigkeit nach dem Prinzip des Orientation Averaging von Advani und Tucker (Gl. (57)). Der Vorteil dieser Vorgehensweise besteht gegenüber einer exakten mikromechanischen Formulierung in der Bildung eines homogenen Ersatzmaterials,

das eine direkte Berechnung der makroskopischen Steifigkeiten auf makroskopischer Ebene erlaubt. Die Komponenten der Steifigkeitsmatrix werden unter Berücksichtigung der Morphologie an die experimentellen Spannungs-Dehnungs-Kurven des statischen Zugversuches approximiert. Folgende Mikrostrukturinformationen werden für die Modellbildung berücksichtigt:

- Aspektverhältnis,
- Faservolumenanteil,
- Faserorientierungstensor.

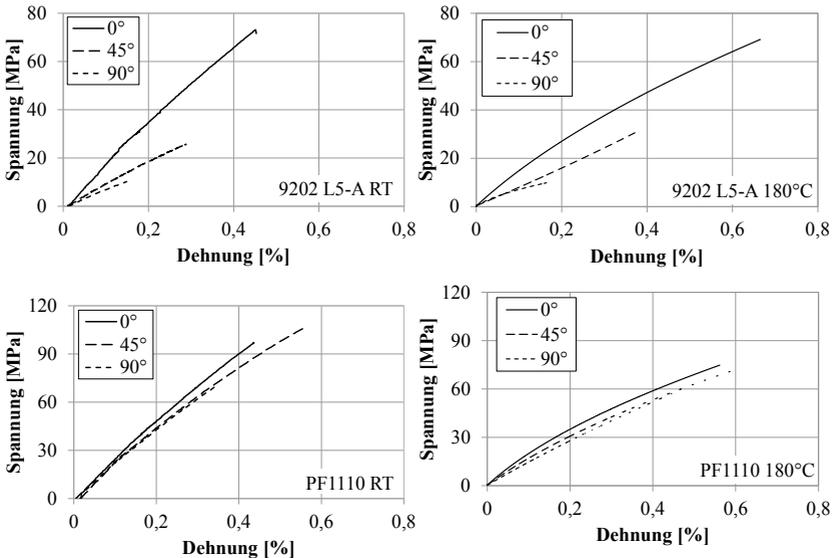


Bild 4.28: Experimentelle Spannungs-Dehnungs-Kurven und Versagen der Prüfkörper

Nach den Ergebnissen aus Abschnitt 4.4.3 wird zur Berücksichtigung des Aspektverhältnisses für beide Werkstoffe ausschließlich die mittlere Faserlänge sowie der mittlere Faserdurchmesser verwendet. Die Längenverteilungsfunktion nach Gl. (58) findet keine Anwendung. Des Weiteren wird in Abschnitt 4.4.4 eine globale Gleichverteilung des Faserleistungsgrades für beide Werkstoffe nachgewiesen. Entsprechend wird der jeweilige mittlere Faservolumenanteil (vgl. Tab. 4.5) in die Modellbildung einbezogen. Die Effekte von Faserbündelungen und -krümmungen in der Mikrostruktur von 9202 L5-A werden nach den Erkenntnissen aus Abschnitt 4.4.4 indirekt über die Anisotropie des Faserorientierungstensors erfasst. Unter der Annahme deren Gleichverteilung in den betrachteten Versuchskörpern, wird für die Homogenisierung der Faserorientierung

der gesamte Probekörper als Bezugs-RVE verwendet. Die mithilfe der CT experimentell ermittelte Morphologie der Probekörper dient hierbei direkt als Eingangsgröße. Hierfür weist der Ansatz der Homogenisierung weitere Vorteile auf. Bei den beschriebenen Effekten handelt es sich um eine statistische Verteilung innerhalb des Versuchskörpers und nicht um eine exakt reproduzierbare Mikrostruktur. Dies würde jedoch eine Berücksichtigung der realen Mikrostrukturinformationen voraussetzen. Das mikromechanische Modell wäre folglich ausschließlich für die entsprechende Morphologie gültig. Realteile unterliegen jedoch immer gewissen Schwankungen, deren Einfluss über die Homogenisierung reduziert werden kann. Bedingung ist lediglich, dass die statistische Verteilung konstant ist.

Für die Materialmodellierung von PF1110 wird die Faserorientierungsverteilung aus der Prozesssimulation zugrunde gelegt. Trotz der großen Abweichungen im Anisotropiegrad zum Experiment (vgl. Abschnitt 4.3) kann auch hier ein gültiges Modell abgeleitet werden. Die Grundlage hierfür bildet ebenfalls die Homogenisierung des betrachteten RVE. Als Bezugs-RVE wird aufgrund der homogenen Faserorientierung über die Probestablänge ausschließlich der mittlere Bereich des parallelen Steges des jeweiligen Probekörpers verwendet. Ein Vergleich zwischen Experiment und Simulation zeigt jedoch auch hier große Unterschiede in den einzelnen Tensorkomponenten für alle Probekörper (Tab. 4.7). Allerdings lassen sich relativ betrachtet vergleichbare Veränderungen der Tensoren feststellen. Während die Komponente a_{33} in allen Proben jeweils konstant bleibt, verringert sich die Komponente a_{11} vom 0°-Probekörper über den 45°-Probekörper zum 90°-Probekörper in der Simulation um jeweils 9 %, im Experiment um jeweils 1 %. Die Tensorkomponente a_{22} verhält sich entsprechend umgekehrt. Folglich bleibt der relative Unterschied für Simulation und Experiment vergleichbar, was eine Approximation der Modellparameter auf Basis der berechneten Orientierungen erlaubt, um den statischen Versuch wiederzugeben.

Tab. 4.7: Faserorientierungstensor des RVE von PF1110, Simulation vs. Experiment

	Simulation	Experiment
0°-Probekörper	$\begin{bmatrix} 0,55 & 0 & 0 \\ 0 & 0,37 & 0 \\ 0 & 0 & 0,08 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0,40 & 0 & 0 \\ 0 & 0,37 & 0 \\ 0 & 0 & 0,23 \end{bmatrix}$
	$\downarrow -0,09$	$\downarrow -0,01$
45°-Probekörper	$\begin{bmatrix} 0,46 & 0 & 0 \\ 0 & 0,46 & 0 \\ 0 & 0 & 0,08 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0,39 & 0 & 0 \\ 0 & 0,37 & 0 \\ 0 & 0 & 0,24 \end{bmatrix}$
	$\downarrow -0,09$	$\downarrow -0,01$
90°-Probekörper	$\begin{bmatrix} 0,37 & 0 & 0 \\ 0 & 0,55 & 0 \\ 0 & 0 & 0,08 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} 0,38 & 0 & 0 \\ 0 & 0,39 & 0 \\ 0 & 0 & 0,23 \end{bmatrix}$

Die Steifigkeitsparameter parallel und senkrecht zur Faser werden, auf der Mikrostruktur basierend, schließlich systematisch variiert, bis die Berechnung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens die Ergebnisse der mechanischen Prüfung wiedergibt. Das Matrixverhalten lässt sich mithilfe des elastoplastischen Materialmodells nach Hill beschreiben (Gl. (16)). Die Parametrisierung erfolgt ebenso durch Approximation an die experimentellen Versuchsdaten. Das elastoplastische Materialmodell berücksichtigt sowohl elastische als auch plastische Verformungen in Abhängigkeit der Beanspruchungshöhe (vgl. Abschnitt 2.4.3). Die zeitliche Abhängigkeit, d.h. das viskoelastische Verformungsverhalten, kann für die Betrachtung des statischen Materialverhaltens vernachlässigt werden.

Das Versagensverhalten unter statischer Beanspruchung wird ebenso auf Makroebene nach dem Pauschalkriterium von Tsai/Hill beschrieben (vgl. Abschnitt 2.4.4). Eine Differenzierung in Matrixbruch, Faserbruch und Zwischenfaserbruch erfolgt aufgrund der überlagerten Versagensformen nicht. Der ebene Spannungszustand am Probestab erlaubt die Formulierung nach Gl. (18). Die Anpassung der Versagensparameter erfolgt unter Berücksichtigung der Morphologie anhand der Versagenspunkte der drei geprüften Orientierungsgrade. Eine ausreichende Empfindlichkeit der Festigkeiten parallel zur Faserrichtung, senkrecht zur Faserrichtung sowie in Bezug auf Scherung ist dabei gegeben. Da die Zugbeanspruchung gegenüber einer Druckbeanspruchung die kritischere Belastungsrichtung darstellt, ist für die statische Struktursimulation des komplexen Bauteils die Auswertung der Zugspannungen hinreichend genau. Eine Differenzierung in zug- und druckabhängiges Versagen ist folglich nicht erforderlich und die Verwendung des Tsai/Hill-Ansatzes zulässig.

Die rechnerische Umsetzung der Materialmodellierung erfolgt, entsprechend der aufgeführten Modelle, durch die Firma Part Engineering [203] mithilfe des eigens entwickelten Prozess-Struktur-Kopplers Converse. Die Morphologie der Probestäbe (vgl. Abschnitte 3.4.4), die statischen Materialeigenschaften (vgl. Abschnitt 3.5.1) sowie die zuvor beschriebenen Erkenntnisse über die Mikrostrukturinformationen werden als Datenbasis für die Approximation zur Verfügung gestellt. Die Ergebnisse, aufgeführt in Tab. 4.8 bis Tab. 4.11, werden für die in Abschnitt 4.5 beschriebene statische Strukturanalyse der Probestäbe sowie des Bauteils herangezogen. Die Tabellen beinhalten die Komponenten der Materialmodelle der gemessenen Orientierungsgrade (Origrad) sowie einer idealen Faserorientierung in Beanspruchungsrichtung.

Tab. 4.8: Steifigkeitstensor 9202 L5-A

	23°C		180°C	
	Origrad (0,68/0,23/0,09)	Origrad (1/0/0)	Origrad (0,68/0,23/0,09)	Origrad (1/0/0)
E_{11} [MPa]	20660	31687	19115	30742
E_{22} [MPa]	11556	8954	9275	6642
E_{33} [MPa]	9746	8954	7540	6642
G_{12} [MPa]	4058	3683	3185	2761
G_{13} [MPa]	4343	3683	3546	2761
G_{23} [MPa]	5335	3461	4522	2619
ν_{12} [-]	0,329	0,277	0,347	0,282
ν_{13} [-]	0,290	0,277	0,300	0,282
ν_{23} [-]	0,330	0,373	0,338	0,380

Tab. 4.9: Steifigkeitstensor PF1110

	23°C		180°C	
	Origrad (0,55/0,37/0,08)	Origrad (1/0/0)	Origrad (0,55/0,37/0,08)	Origrad (1/0/0)
E_{11} [MPa]	25500	31445	19899	28354
E_{22} [MPa]	23500	22683	19258	17653
E_{33} [MPa]	18000	22683	18615	17653
G_{12} [MPa]	11000	8951	7493	7016
G_{13} [MPa]	10500	8951	7477	7016
G_{23} [MPa]	10500	8598	7675	6690
ν_{12} [-]	0,31	0,276	0,276	0,277
ν_{13} [-]	0,33	0,276	0,286	0,277
ν_{23} [-]	0,33	0,326	0,287	0,338

Tab. 4.10: Versagenskriterium nach Tsai/Hill 9202 L5-A

	23°C		180°C	
	Origrad (0,68/0,23/0,09)	Origrad (1/0/0)	Origrad (0,68/0,23/0,09)	Origrad (1/0/0)
$\sigma_{\max 11}$ [MPa]	122	168	88	123
$\sigma_{\max 22}$ [MPa]	28	24	39	33
$\sigma_{\max 33}$ [MPa]	25	24	35	33
$T_{\max 12}$ [MPa]	31	28	36	45
$T_{\max 13}$ [MPa]	33	28	35	45
$T_{\max 23}$ [MPa]	41	26	21	19

Tab. 4.11: Versagenskriterium nach Tsai/Hill PF1110

	23°C		180°C	
	Origrad (0,55/0,37/0,08)	Origrad (1/0/0)	Origrad (0,55/0,37/0,08)	Origrad (1/0/0)
$\sigma_{\max 11}$ [MPa]	99	129	75	108
$\sigma_{\max 22}$ [MPa]	67	63	57	51
$\sigma_{\max 33}$ [MPa]	61	63	53	51
$T_{\max 12}$ [MPa]	108	92	72	96
$T_{\max 13}$ [MPa]	104	92	72	96
$T_{\max 23}$ [MPa]	104	87	72	68

4.5 Statische Strukturanalyse

4.5.1 Einführung

Die statische Strukturanalyse wird unter Verwendung der zuvor beschriebenen Materialmodelle zur Bestimmung des Steifigkeitsverhaltens und des Versagens unter Berücksichtigung der lokalen Mikrostrukturinformationen durchgeführt. Zur Validierung der Materialparameter erfolgt die statische FEM zunächst auf der Ebene des Zugprobekörpers. Die Übertragbarkeit auf komplexe Geometrien wird anhand des Bauteils überprüft. Die Berechnungen erfolgen ihrerseits, wie nachfolgend beschrieben, durch die Firma Part Engineering [203]. Verwendet wird der Prozess-Struktur-Koppler Converse sowie der Struktursolver Abaqus der Firma Dassault Systèmes im impliziten Lösungsverfahren. Die Randbedingungen der Fixierung sowie der Beanspruchungen werden jeweils entsprechend des experimentellen Versuchs angepasst (vgl. Abschnitte 3.5.1 und 3.5.3 bzw. Anhang 8). Die Vernetzung des Zugstabes erfolgt mit Hexaederelementen (14.040 Elemente, 17.658 Knoten), des Bauteils mit Tetraederelementen (257.307 Elemente, 647.368 Knoten). Die Implementierung der Morphologie erfolgt für 9202 L5-A direkt aus der experimentellen Ermittlung der CT nach der in Abschnitt 3.4.4 und Anhang 5 beschriebenen Vorgehensweise. Für PF1110 wird die Mikrostruktur aus der Prozesssimulation verwendet (Bild 4.29, bzw. direkte Implementierung der Mikrostruktur aus dem Bauteil, vgl. Abschnitt 4.3). Die Übertragung der Morphologie erfolgt für beide Implementierungsverfahren durch Mapping (Flächenschwerpunkt \rightarrow nächstgelegenes Element) des CT- bzw. Prozessnetzes auf das entsprechende Strukturnetz. Die Ergebnisse der Berechnung werden für die Validierung mit den experimentellen Daten zurückgegeben (vgl. Abschnitte 4.5.2 und 0) und dienen weiterführend als Eingangsgröße für die zyklische Versagensvorhersage (vgl. Abschnitt 4.7).

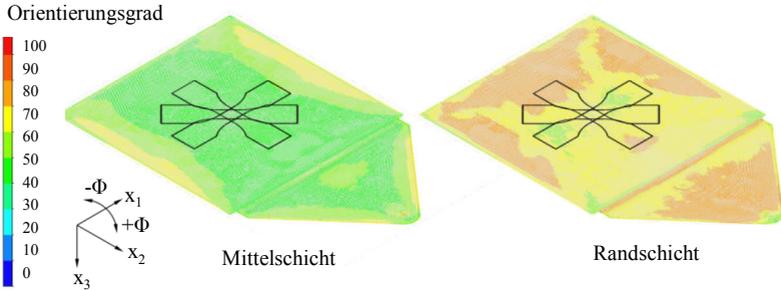


Bild 4.29: Prozesssimulation PF1110: Position der Zugprobekörper in der Platte

4.5.2 Quasistatische Steifigkeit und Versagen des Probekörpers

Die Ergebnisse der quasistatischen Berechnung des Probekörpers werden für alle Simulationsbedingungen in Abhängigkeit der Faserorientierung und der Temperatur in Bild 4.30 bis Bild 4.34 dargestellt, bzw. in Tab. 4.12 bis Tab. 4.15 in tabellarischer Form aufgelistet. Sowohl der Spannungs-Dehnungs-Verlauf, als auch der Versagenspunkt weist für alle Versuchskörper eine sehr gute Übereinstimmung zum Experiment auf. Dabei zeigt das langfaserverstärkte 9202 L5-A aufgrund seiner ausgeprägten Kernzone (vgl. Bild 4.12) eine deutliche Anisotropie in Steifigkeit und Versagen (Bild 4.30 und Bild 4.31). Darüber hinaus zeigen die Ergebnisse unter 180°C einen Steifigkeitsabfall gegenüber den Raumtemperaturversuchen. Die Festigkeit bleibt hingegen, insbesondere bei den Proben mit hohem Matrixeinfluss, auf einem vergleichbaren Niveau. Dies wird der Zähigkeitserhöhung der Matrix infolge stärkerer Molekülbeweglichkeit unter hoher Temperatur zugeschrieben, welche eine Reduzierung der Steifigkeit bedingt, jedoch eine höhere Deformation bis zum Versagen erlaubt. Eine Beschreibung über empirische Modellansätze ist durch die separate Parameterkalibrierung möglich.

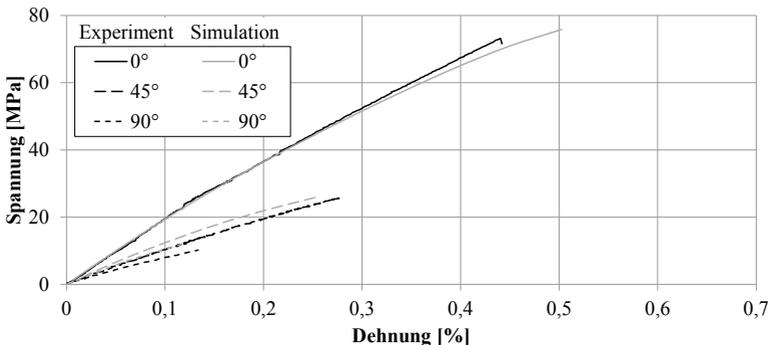


Bild 4.30: Quasistatisches Verhalten von 9202 L5-A, RT

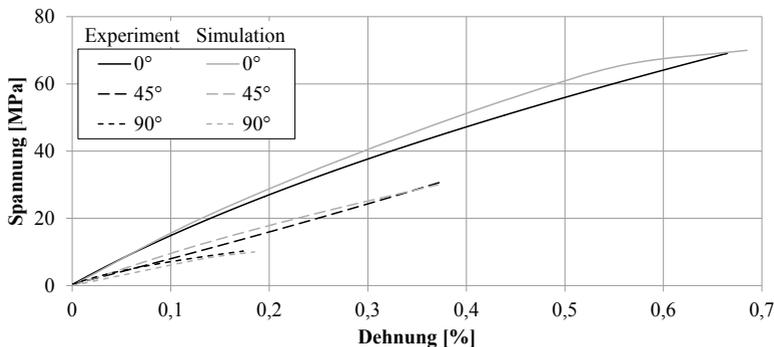


Bild 4.31: Quasistatisches Verhalten von 9202 L5-A, 180°C

Tab. 4.12: Bruchspannungen 9202 L5-A, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

Orientierung	Experiment		Simulation	
	23°C	180°C	23°C	180°C
0° [MPa]	76,5 (6,1)	65,8 (7,4)	78,0	69,0
45° [MPa]	26,2 (2,7)	26,0 (5,3)	25,0	30,0
90° [MPa]	13,2 (0,8)	12,4 (1,6)	13,6	10,0

Tab. 4.13: Bruchdehnungen 9202 L5-A, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

Orientierung	Experiment		Simulation	
	23°C	180°C	23°C	180°C
0° [%]	0,49 (0,03)	0,62 (0,08)	0,54	0,66
45° [%]	0,28 (0,05)	0,39 (0,07)	0,24	0,37
90° [%]	0,18 (0,04)	0,20 (0,05)	0,14	0,17

Die Bewertung der Spannungsverteilung über den Probestab bestätigt den in Abschnitt 4.4.4 dargestellten Zusammenhang zwischen Faserbündelungen, -verflechtungen und Faserorientierung in Bezug auf die Versagensvorhersage. Bild 4.32 zeigt die berechnete Spannungsverteilung, gegenübergestellt der Faserorientierung nahe der Oberfläche sowie dem experimentellen Versagensort. In 0°-Richtung treten die Spannungsüberhöhungen in Bereichen auf, in denen ein hoher Anteil an Faserkrümmungen und -verflechtungen vorliegt, d.h. in Bereichen mit einer geringeren Faserorientierung in Kraft- richtung im Vergleich zu ihrer Umgebung. Bereiche mit verstärktem Anteil an Faserbündeln in Krafrichtung weisen hingegen aufgrund ihrer hohen Verstärkungswirkung eine geringe Beanspruchung auf. Ein Vergleich mit dem tatsächlichen Versagensort bestätigt die Plausibilität der Übertragbarkeit dieses Zusammenhangs auf das reale

Werkstoffverhalten, denn Simulation und Experiment weisen eine sehr gute Übereinstimmung des Versagensortes auf. In 90°-Faserorientierung resultiert der Zusammenhang entsprechend in umgekehrter Ausprägung. Faserbündelungen, die senkrecht zur Krafrichtung orientiert vorliegen, wirken als Schwachstellen und begünstigen ein frühes Versagen infolge der geringen Kraftübertragung. Bereiche mit Faserverflechtungen sind hingegen unterkritisch beansprucht. Auch hier besteht eine sehr gute Übereinstimmung der Versagensvorhersage der Simulation und dem Experiment.

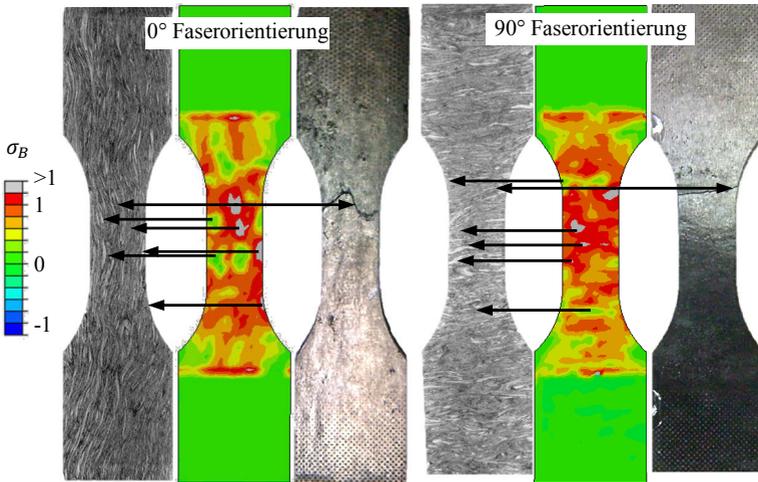


Bild 4.32: Quasistatische Strukturanalyse 9202 L5-A, RT: Spannungsverteilung und Versagen am Probstab, Faserorientierung nahe der Oberfläche, Simulation und Experiment

Die vergleichsweise geringen Festigkeiten des langfaserverstärkten 9202 L5-A, insbesondere in 45° und 90° Faserorientierung, liegen voraussichtlich in einer schlechten Faser-Matrix-Anbindung in den Faserbündeln begründet. Mögliche Ursachen werden kurz im Abschnitt 0 diskutiert. Für die Modellbildung des Tsai/Hill-Ansatzes bedarf dies keiner genaueren Betrachtung, da verschiedene Versagensmodi aufgrund der pauschalen Formulierung des Kriteriums nicht explizit berücksichtigt werden. Eine erfolgreiche Modellbildung nach Tsai/Hill, welche den Einfluss indirekt berücksichtigt, kann entsprechend nachgewiesen werden.

Die Ergebnisse der quasistatischen Struktursimulation von PF1110 weisen trotz stark unterschiedlicher Faserorientierungen zwischen Prozesssimulation und realer Mikrostruktur (vgl. Bild 4.19) ebenso eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation auf (Bild 4.33 und Bild 4.34). Ermöglicht wird dies durch die Homogenisierung sowie die Parameterapproximation auf Basis der experimentellen Spannungs-Dehnungs- und Versagensdaten (vgl. Abschnitt 4.4.5). Darüber hinaus liegen

zwischen Simulation und Experiment vergleichbare Formfüllbewegungen (vgl. Abschnitt 4.2.2) und eine abnehmende Scherzonendicke mit zunehmendem Fließweg (vgl. Abschnitt 4.3) vor. Die Faserorientierungsverteilung im Fließkanalquerschnitt verhält sich äquivalent. Des Weiteren kann unter axialer Zugbeanspruchung der ebene Spannungszustand angenommen werden. Bei der Betrachtung in der 1-2-Ebene ergibt sich im Mittel ein näherungsweise quasi-isotroper Aufbau, was in einem quasi-isotropen Steifigkeitsverhalten resultiert, wie auch Bild 4.33 und Bild 4.34 verdeutlichen. Der hohe Anteil an Glaskugeln und mineralischen Füllstoffen begünstigt zusätzlich die Isotropie der Verbundsteifigkeit. Der Grad der Anisotropie über die Probendicke besitzt folglich nur einen geringen Einfluss auf das makroskopische Steifigkeitsverhalten. Für die Verbundfestigkeit gelten diese Zusammenhänge analog. Da die Festigkeit und damit auch das Versagensmodell sensitiver auf die Faserorientierung reagiert (vgl. Tab. 4.9 und Tab. 4.11), ergibt sich für das makroskopische Versagen ein größerer Unterschied zwischen den verschiedenen Proben, gleichermaßen für Simulation und Experiment. Auch dies kann gut durch die Parametrisierung des Versagenskriteriums abgebildet werden. Grundlegende Bedingung für die Gültigkeit dieser Vorgehensweise ist allerdings, dass nur Bereiche herangezogen werden, die ein ausgebildetes Strömungsprofil aufweisen, d.h. Bereiche, die unter Wandkontakt gefüllt werden und nicht durch Faltungseinflüsse am Fließwegende geprägt sind (vgl. Abschnitt 4.3).

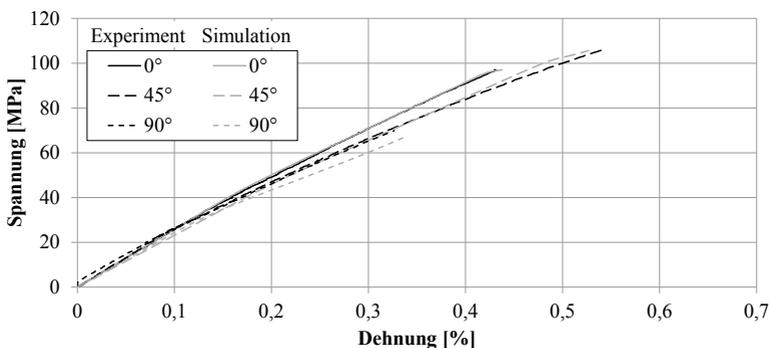


Bild 4.33: Quasistatisches Verhalten von PF1110, RT

Unter hoher Temperatur ist bei PF1110 sowohl in Steifigkeit, als auch in Festigkeit ein signifikanter Eigenschaftsverlust festzustellen. Dies lässt sich ebenso auf die Zähigkeitserhöhung infolge stärkerer Molekülbeweglichkeit zurückführen. Der geringere Anteil an Matrix im Verbund bewirkt jedoch eine stärkere relative Dehnung dieser, was wiederum zum früheren Versagenseintritt führt. Auch hier gilt, analog zu 9202-L5 A, dass der Temperatureinfluss durch eine separate Parameterkalibrierung abgebildet werden kann.

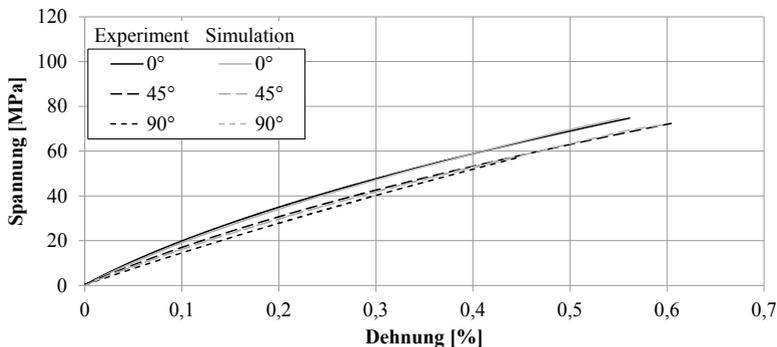


Bild 4.34: Quasistatisches Verhalten von PF1110, 180°C

Tab. 4.14: Bruchspannungen PF1110, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

Orientierung	Experiment		Simulation	
	23°C	180°C	23°C	180°C
0° [MPa]	97,0 (2,9)	73,4 (5,9)	97,1	74,4
45° [MPa]	103,5 (8,5)	73,4 (2,9)	103,5	72,0
90° [MPa]	73,0 (4,8)	51,8 (5,0)	72,9	57,0

Tab. 4.15: Bruchdehnungen PF1110, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

Orientierung	Experiment		Simulation	
	23°C	180°C	23°C	180°C
0° [%]	0,44 (0,03)	0,53 (0,03)	0,44	0,56
45° [%]	0,54 (0,03)	0,62 (0,04)	0,54	0,60
90° [%]	0,35 (0,04)	0,47 (0,05)	0,35	0,45

4.5.3 Quasistatische Steifigkeit und Versagen des Bauteils

Die Ergebnisse der quasistatischen Eigenschaften des Bauteils werden nachfolgend in Bild 4.35 bis Bild 4.37, sowie in Tab. 4.16 und Tab. 4.17 in tabellarischer Form dargestellt. Die Verformungsmessung ist aufgrund des experimentellen Versuchsaufbaus ausschließlich unter Raumtemperatur möglich (vgl. Abschnitt 3.5.4), sodass die Auswertung dieser sowie des Versagensverlaufes ausschließlich unter Raumtemperatur erfolgt. Die Auswertung des Totalversagens erfolgt hingegen sowohl für die Versuche unter Raumtemperatur als auch unter 180°C.

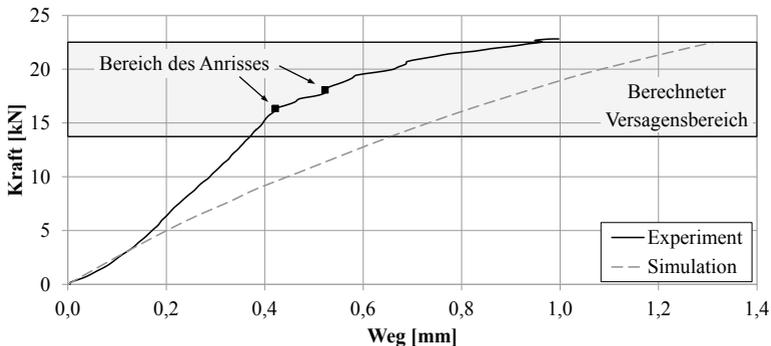


Bild 4.35: Quasistatische Strukturanalyse Bauteil, 9202 L5-A, RT, Experiment und Simulation

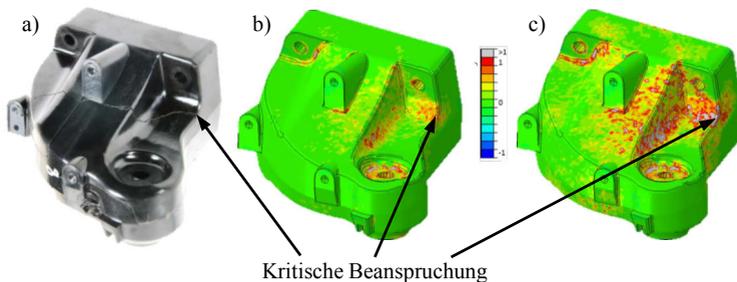


Bild 4.36: Kritische Beanspruchung und Versagen des Bauteils, 9202 L5-A: a) Experiment, b) Simulation: erstes Versagen an der Oberfläche, c) Simulation: kritisches Querschnittsversagen

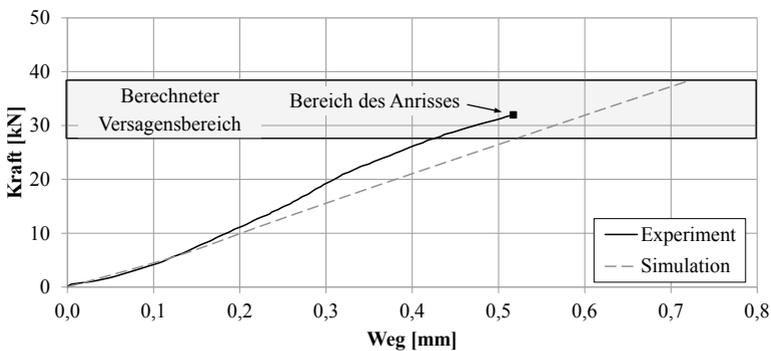


Bild 4.37: Quasistatische Strukturanalyse Bauteil, PF1110, RT, Experiment und Simulation

Tab. 4.16: Mechanische Bauteilkennwerte 9202 L5-A, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

	Experiment		Simulation	
	Anriss	Totalversagen	Anriss	Totalversagen
Kraft bei 23°C [kN]	19,0 (1,14)	22,0 (1,20)	13,6	22,5
Weg bei 23°C [kN]	0,40 (0,01)	1,03 (0,13)	0,65	1,30
Kraft bei 180°C [kN]	n.u.	17,6 (0,89)	10,8	21,4
Weg bei 180°C [kN]	n.u.	n.u.	0,65	1,59

n.u.: nicht untersucht

Tab. 4.17: Mechanische Bauteilkennwerte PF1110, Werte in Klammern geben die Standardabweichung an

	Experiment		Simulation	
	Anriss	Totalversagen	Anriss	Totalversagen
Kraft bei 23°C [kN]	32,0 (1,92)	32,0 (1,92)	27,5	38,0
Weg bei 23°C [kN]	0,20 (0,01)	0,20 (0,01)	0,50	0,70
Kraft bei 180°C [kN]	22,9 (1,46)	22,9 (1,46)	21,0	30,0
Weg bei 180°C [kN]	n.u.	n.u.	0,63	0,92

n.u.: nicht untersucht

Die Abweichungen im Steifigkeitsverlauf werden vordergründig der unterschiedlichen Erfassung der Gesamtverformung des Bauteils zugeschrieben. Während die Relativbewegung des Bauteils an der Anschraubfläche zur Einspannvorrichtung in der Simulation einbezogen wird, um realistischere Beanspruchungsverhältnisse zu erhalten, ist die Erfassung in der experimentellen Verformungsmessung in vergleichbarer Weise nicht realisierbar. Entsprechend ergibt sich in der Simulation in allen Fällen ein höherer Verformungsweg. Die Vorhersage des Verformungsverlaufes spielt für die vorliegenden Untersuchungen zudem eine untergeordnete Rolle. Bei der Vorhersagegenauigkeit des Versagensverhaltens in Beanspruchungshöhe und Versagensort werden für beide Werkstoffe sehr gute Übereinstimmungen zwischen Experiment und Simulation erzielt.

In der Auswertung des berechneten Versagensverhaltens ergibt sich für beide Werkstoffe ein Versagensbereich zwischen erstem Versagen an der Oberfläche und kritischem Querschnittsversagen. Dieser Bereich ergibt sich aus dem impliziten Berechnungsverfahren anhand der Anzahl der „versagenden“ Elemente als Wahrscheinlichkeitsbereich, in dem Versagen eintritt (vgl. Abschnitt 2.5). Für beide Werkstoffe wird der Bereich des ersten Anrisses leicht unterschätzt, was sich darauf zurückführen lässt, dass dieser bei Erreichen der Festigkeitsgrenze erster, weniger Elemente definiert ist (vgl. Bild 4.36), was hingegen im Realbauteil nicht zum makroskopischen Versagen

führen muss. Der Versagensort ist für beide Werkstoffe identisch und wird durch die Simulation gleichermaßen exakt wiedergegeben.

Das langfaserverstärkte 9202 L5-A weist experimentell ebenso einen Versagensbereich zwischen Anriss und kritischem Querschnittversagen auf. Aufgrund der komplexen Langfaserstruktur führt ein erster Anriss nicht unmittelbar zum spröden Totalversagen. Die Fasern bilden Risswachstumsgrenzen, da Fasern oder Faserbündel bei günstigerer Orientierung in Bezug auf die Beanspruchungsrichtung höhere Belastungen bis zum Versagen ertragen können. Der Bereich des kritischen Querschnittversagens wird über die Simulation sehr gut wiedergegeben, wobei an dieser Stelle nicht endgültig bewertet werden kann, ob ein Zusammenhang zwischen experimentellem und simuliertem Versagensverlauf aufgrund der Faserstruktur bestehen kann. Eine zufällige Übereinstimmung mit dem impliziten Berechnungsalgorithmus ist ebenfalls möglich, obwohl die Korrelation ebenso bei schwingender Beanspruchung besteht (vgl. Abschnitt 4.7). Ein Nachweis ist ausschließlich über die Verwendung verschiedener Bauteilgeometrien und/ oder Werkstoffe zu führen.

Für PF1110 existiert experimentell kein Versagensbereich, bei entstehendem Anriss versagt das Bauteil schlagartig. Die Ursache ist dem spröden Matrixversagen sowie der geschichteten Kurzfaserverstruktur geschuldet, welche nicht als Risswachstumsgrenzung wirken kann. Der berechnete Versagensbereich ist hier ausschließlich der impliziten Lösung zuzuschreiben. Die tatsächlich auftretende Querschnittsveränderung infolge des Anrisses wird nicht berücksichtigt, welche jedoch zur Überhöhung der Spannungen im Restquerschnitt führt und entsprechend in Totalversagen resultiert.

In Abschnitt 4.5.2 wird der Zusammenhang bzw. die Bedingung der integrativen Simulation unter Verwendung des Ersatzmaterials diskutiert. Für das Bauteil gelten diese entsprechend analog. Gleiches Formfüllverhalten vorausgesetzt (vgl. Abschnitt 4.3) ergeben sich vergleichbare Unterschiede der Faserorientierung im Fließkanalquerschnitt, wie in der Platte. Bedingung ist auch hier, dass ausschließlich Bereiche ausgewertet werden, die ein ausgebildetes Strömungsprofil aufweisen und keinen Faltungseinflüssen unterliegen. Darüber hinaus sollten kritische Beanspruchungen ebenfalls nicht an Bereichen mit Materialanhäufungen auftreten, da auch hier mit größeren Abweichungen zwischen Simulation und Experiment zu rechnen ist. Am Versuchsbauteil sind diese Bedingungen erfüllt, da der kritische Belastungspunkt an einem dünnwandigen Bereich auftritt, welcher mit Strömungsbedingungen der Kompressionszone 3 füllt. Die Simulation weist eine gute Übereinstimmung zum Experiment auf, sodass davon ausgegangen wird, dass die Verhältnisse aus der ebenen Platte auf das komplexe Bauteil übertragen werden kann.

4.6 Modellbildung für schwingende Beanspruchung

4.6.1 Einführung

Die Ermüdungsberechnung schwingender Beanspruchungen erfolgt nach dem modifizierten Pauschalkriterium von Tsai/Hill nach Gl. (22), indem eine normierte Masterwöhlerkurve aus faserorientierungs- und mittelspannungsabhängigen Wöhlerkurven gebildet und eingesetzt wird. Dieser Ansatz erlaubt die Anwendung auf beliebige Faserorientierungen und Spannungsverhältnisse, auch im Druckbereich, denn der eingesetzte Verschiebungsfaktor enthält sowohl die faserorientierungsabhängige Schwingfestigkeit, als auch die Mittelspannungsempfindlichkeit für jede Faserorientierung. Dies ermöglicht wiederum eine Lebensdauervorhersage unter variabler Beanspruchungshöhe und -reihenfolge. Eine temperaturunabhängige Verwendung wird über die Erweiterung der Gleichung um einen Temperaturverschiebungsfaktor nach dem Ansatz von Arrhenius gewährleistet. Die Verwendung normierter Wöhlerkennlinien zum Schwingfestigkeitsnachweis erlaubt folglich die Anwendung auch auf nicht geprüfte Beanspruchungsverhältnisse und führt zur deutlichen Reduzierung des experimentellen Versuchsaufwandes. Unter der Voraussetzung der Gültigkeit des Verfahrens, wird zur Modellbildung ausschließlich die Wöhlerkennlinie einer Beanspruchungsform (z.B.: $\Phi=0^\circ$, $R=0,1$) benötigt. Die Einbeziehung anderer Bedingungen erfordert ausschließlich die Kenntnis der jeweiligen Zugfestigkeit.

4.6.2 Zyklische Schädigungsmechanismen und Werkstoffermüdung

Als Voraussetzung für die Verwendbarkeit eines Verschiebungsfaktors zur Berechnung der Schwing- und Betriebsfestigkeit gelten vergleichbare Schädigungs- und Versagensmechanismen, unabhängig von der Beanspruchungshöhe. Als Bewertungskriterien für das Ermüdungsverhalten werden die Hystereseauswertungen der höchsten Beanspruchungsamplituden der durchgeführten Schwingfestigkeitsversuche verwendet (vgl. Abschnitt 3.5.2), beispielhaft dargestellt anhand der Hystereseverläufe über die Versuchszeit, sowie die Verläufe des Steifigkeitsverhaltens, der mittleren Dehnung und der Dämpfung von 9202 L5-A, RT, $R=-1$ in Bild 4.38. Eine umfassende Dokumentation aller Versuche findet sich in Anhang 11.

Das mechanisch zyklische Verhalten der untersuchten Werkstoffe ist weitgehend gekennzeichnet durch elastisches Verhalten, charakterisiert durch eine geringe und über die Versuchsdauer nicht zunehmende Energiedissipation im Hystereseverlauf. Selbst bei einem hohen Matrixeinfluss der 90° -orientierten Proben bleiben alle ausgewerteten Eigenschaften bis kurz vor Versagenseintritt auf einem weitgehend konstanten Niveau. Zum Teil zeigen sich mit zunehmender Versuchsdauer leicht abnehmende Dämpfungs-

eigenschaften, die sich auf eine spannungsinduzierte Materialverfestigung infolge molekularer Umlagerungen schließen lassen. Eine fortschreitende Materialschädigung durch Rissentstehung oder plastische Verformung ist hingegen nicht festzustellen. Des Weiteren zeigt sich anhand der Hysteresekurven auch für kurze Schwingfestigkeiten kein Einfluss des plastischen Fließens, wie es oftmals für Metalle und thermoplastische Kunststoffe im Bereich des LCF (Low Cycle Fatigue) beobachtet wird. Entsprechend ist es möglich, alle Punkte des Wöhlerversuchs mit der statischen Festigkeit zu verbinden (Bild 4.39, ff.).

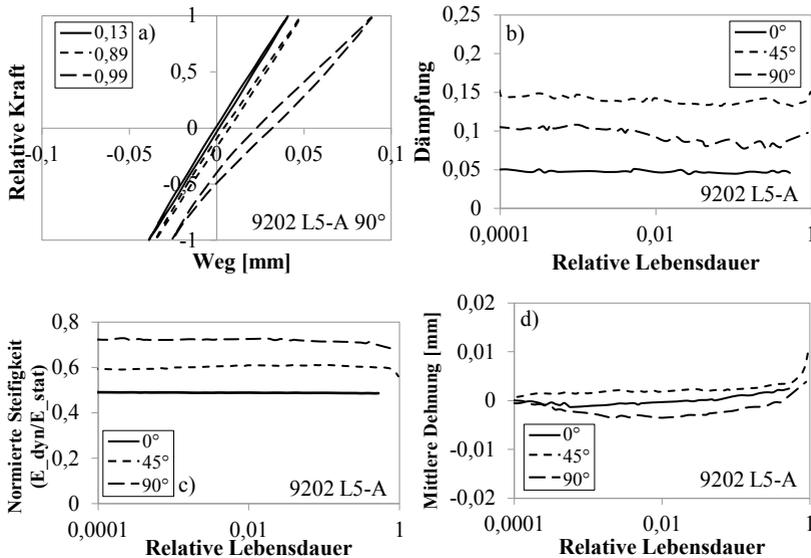


Bild 4.38: 9202 L5-A, RT, $R=-1$, $\sigma_{0,max}$: a) Hysteresekurven versch. relativer Lebensdauern bei 90° Faservorzugsorientierung, b) - d) Werkstoffverhalten über die relative Lebensdauer

Darüber hinaus weisen alle Versuchsergebnisse konstante Dehnungsamplituden auf. Entsprechend nimmt die Materialsteifigkeit über die Versuchszeit nicht signifikant ab. Dies ist sowohl bei den Versuchen unter Raumtemperatur, als auch bei den Versuchen unter 180°C festzustellen. Wie bereits an der Temperaturmessung am Vorversuch festgestellt wurde, treten Temperaturerhöhungen ausschließlich in der Einschwingphase des Versuchs auf (vgl. Anhang 7). Dies ist ebenfalls auf molekulare Umlagerungen zu Versuchsbeginn zurückzuführen, welche sich im weiteren Verlauf unter Beibehaltung konstanter Versuchsbedingungen nicht weiter fortsetzt. Die infolge dessen erhöhte dissipierte Energie tritt folglich nur zu Beginn des Versuches auf. Die Hysteresen bleiben

anschließend in Form und Größe über die Versuchslaufzeit, im näherungsweise linearen Verlauf, konstant. Abweichungen werden ausschließlich kurz vor Versagenseintritt festgestellt.

Die Erhöhung der Mitteldehnung, insbesondere beim Zugschwellversuch, kann zyklischem Kriechen zugeordnet werden. Da hier eine konstante mittlere Belastung oberhalb von Null herrscht, wirkt diese als langzeitliche Belastung, infolge dessen die mittlere Dehnung stetig zunimmt. Die Position der Hysteresekurven wird leicht verschoben, eine Änderung im Steifigkeits- und Dissipationsverhalten besteht jedoch nicht. Entsprechend lässt sich dies rein viskoelastischen Effekten zuschreiben, deren Einfluss für die zyklische Versagensvorhersage vernachlässigt werden kann.

Aus der Gesamtheit der Versuchsdaten lassen sich folgende Aussagen für die untersuchten Bedingungen ableiten:

- über den gesamten untersuchten Temperatur- und Zeitbereich ergeben sich vergleichbare Schädigungs- und Versagensmechanismen, unabhängig von der Beanspruchungshöhe,
- es existiert ein logarithmischer Zusammenhang der Zeitfestigkeit von der Beanspruchungshöhe mit Verbindung zur statischen Festigkeit,
- es existiert ein lineares Verformungsverhalten und sprödes Versagen,

wodurch sich ein mathematischer Zusammenhang der Einzelphänomene beschreiben sowie die lineare Schadensakkumulationshypothese anwenden lässt.

4.6.3 Modellbildung und Validierung

Das eingesetzte Versagensmodell geht zurück auf das für unidirektionale Lamine eingeführte Normierungskonzept nach Gl. (21), welches wiederum auf dem Zusammenhang zwischen der orientierungsabhängigen zyklischen Beanspruchung und ihrer jeweiligen statischen Festigkeit aus Gl. (20) basiert (vgl. Abschnitt 2.4.5). Letzteres charakterisiert die Anisotropie der Schwingfestigkeit, gilt jedoch ausschließlich für ein konstantes Spannungsverhältnis. Für statische Beanspruchung gilt der Wert $R^* = 1$. Um verschiedene Spannungsverhältnisse R zu berücksichtigen, wird das Verhältnis zwischen Unterspannung σ_u zu Oberspannung σ_o nach Gl. (31) verknüpft.

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (31)$$

Die Oberspannung kann wiederum differenziert werden in

$$\sigma_o = \sigma_a + \sigma_m \quad (32)$$

wobei σ_a die Spannungsamplitude und σ_m die Mittelspannung beschreibt, für welche ferner folgende Zusammenhänge gelten:

$$\sigma_a = 1/2 (1 - R)\sigma_o \quad (33)$$

und

$$\sigma_m = 1/2 (1 + R)\sigma_o \quad (34)$$

Normiert auf die statische Bruchspannung wird $\sigma_o = \sigma_B$ und Gl. (32) ergibt sich zu:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_B - \sigma_m} = 1 \quad (35)$$

Unter Einbeziehung von Gl. (20), Gl. (33) und Gl. (34) ergibt sich ein auf die statische Bruchspannung bezogener Normierungsfaktor nach Gl. (36).

$$\Psi = \frac{1/2 (1 - R)\sigma_o}{\sigma_B - 1/2 (1 + R)\sigma_o} \quad (36)$$

Die Einführung dieses Verschiebungsfaktors Ψ ermöglicht die eingangs formulierte unabhängige Darstellung der Schwingfestigkeiten in einer Masterwöhlerkurve. Die Mittelspannungsempfindlichkeit ist über das Spannungsverhältnis direkt verknüpft, für die Faserorientierung gilt weiterhin die nach Gl. (20) definierte lineare Beziehung zwischen zyklischer Beanspruchung und Zugfestigkeit.

Bei einfachlogarithmischer Auftragung ergibt sich für beide Werkstoffe jeweils ein Versagensmodell als lineare Regressionsgerade über die Minimierung der kleinsten Fehlerquadrate (Bild 4.39 und Bild 4.40). Bedingt durch die Streuung der Schwingfestigkeitsversuche ergibt sich ein Bestimmtheitsmaß abweichend von $R^2=1$. Die Validierung des jeweiligen Modells erfolgt über die Rücktransformation auf die einzelnen Wöhlerkennlinien. Bild 4.41 zeigt eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den Versuchsdaten und den beiden Modellen für alle Orientierungsgrade sowie beide Spannungsverhältnisse.

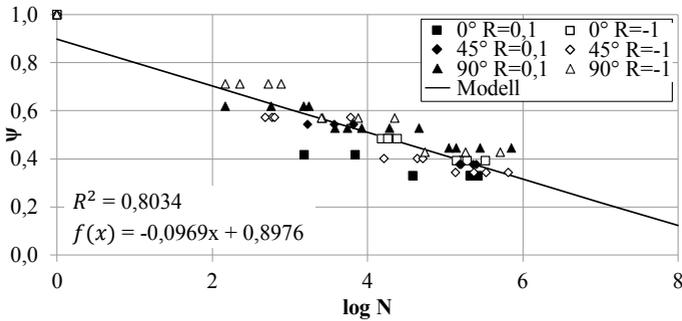


Bild 4.39: Bildung des zyklischen Versagensmodells von 9202 L5-A für RT

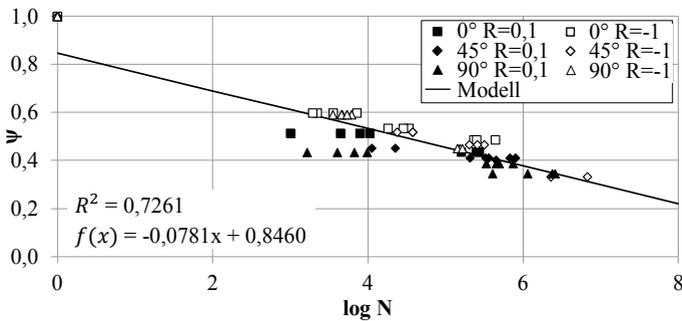


Bild 4.40: Bildung des zyklischen Versagensmodells von PF1110 für RT

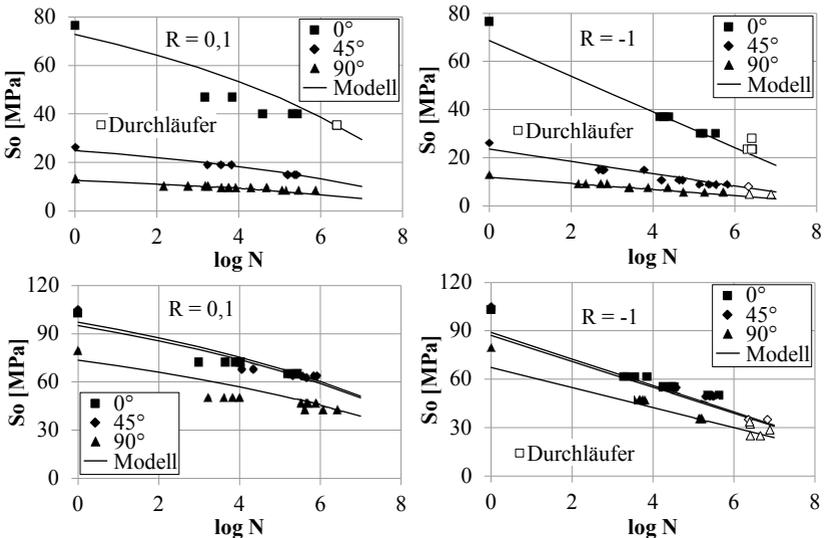


Bild 4.41: Validierung des zyklischen Versagensmodells über Rücktransformation auf die einzelnen Wöhlerkennlinien bei RT, oben: 9202 L5-A, unten: PF1110

Die Temperaturabhängigkeit lässt sich mithilfe eines Temperaturverschiebungsfaktors $a_T(T)$ nach dem Ansatz von Arrhenius (Gl. (11)) in die Masterwöhlerkurve einbeziehen. Gebildet wird dieser unabhängig für jede Richtung des Versagenskriteriums X, Y und S aus den experimentellen statischen Versagenswerten bei unterschiedlichen Temperaturen. Bezogen auf eine Referenztemperatur T_0 und deren zugehörige statische Festigkeit σ_{BT_0} , lässt sich die Temperaturabhängigkeit der statischen Festigkeit σ_{BT} bei der jeweiligen Temperatur T über $a_T(T)$ berücksichtigen. Die allgemeine Arrhenius-Gleichung kann dann entsprechend Gl. (37) formuliert werden. k beschreibt einen material- und orientierungsabhängigen Parameter, der über den Anstieg der logarithmierten statischen Festigkeit gegen die reziproke Temperatur approximiert wird. Die Anwendung auf die jeweilige statische Zugfestigkeit der verschiedenen Faserorientierungen ergibt die in Tab. 4.18 dargestellten Ergebnisse. Die Unterschiede zwischen den Werkstoffen und deren Faserorientierungen lassen sich anhand der quasistatischen Festigkeitsbewertung aus Abschnitt 4.5.2 begründen.

$$\ln a_T(T) = \ln \frac{\sigma_{BT_0}}{\sigma_{BT}} = k \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \quad (37)$$

Wird die Temperaturabhängigkeit in der Normierung der zyklischen Beanspruchung berücksichtigt, ergibt sich aus Gl. (36) und (37) ein temperaturabhängiger Verschiebungsfaktor $\Psi(T)$.

$$\Psi(T) = \frac{1/2 (1 - R)\sigma_o}{\sigma_{BT_0}/a_T(T) - 1/2 (1 + R)\sigma_o} \quad (38)$$

Aus diesem Zusammenhang ergibt sich analog zur temperaturunabhängigen Betrachtung bei einfachlogarithmischer Auftragung ebenso für beide Werkstoffe und jede Temperatur jeweils ein Versagensmodell. Dies ermöglicht wiederum die Verwendung des zyklischen Versagensmodells für verschiedene Temperaturen, vorausgesetzt die jeweilige statische Materialfestigkeit ist bekannt. Bild 4.42 und Bild 4.43 zeigen die Modelle für 180°C für beide Werkstoffe. Die Abweichung des Bestimmtheitsmaßes von $R^2=1$ wird ebenfalls der Versuchsstreuung zugeschrieben. Die Validierung des jeweiligen Modells erfolgt ebenso über die Rücktransformation auf die einzelnen Wöhlerkennlinien. Bild 4.44 zeigt auch hier eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den Versuchsdaten und den beiden Modellen für alle Orientierungsgrade sowie beide Spannungsverhältnisse.

Tab. 4.18: Temperaturverschiebungsfaktor nach dem Ansatz von Arrhenius

	a_T 9202 L5-A	a_T PF1110
0°	0,8601	0,7126
45°	0,9924	0,6977
90°	0,9394	0,6516

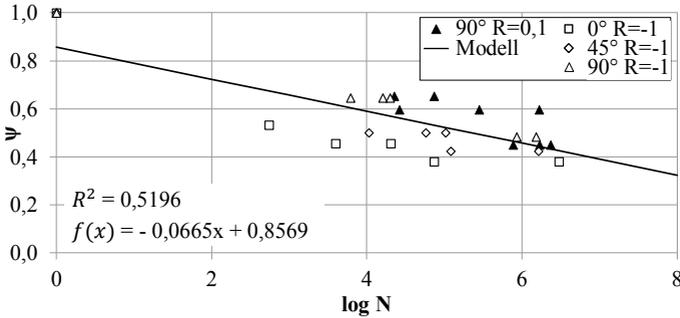


Bild 4.42: Bildung des temperaturabh. zyklischen Versagensmodells von 9202 L5-A für 180°C

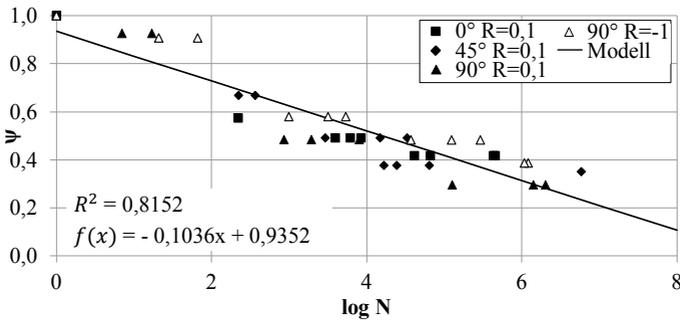


Bild 4.43: Bildung des temperaturabh. zyklischen Versagensmodells von PF1110 für 180°C

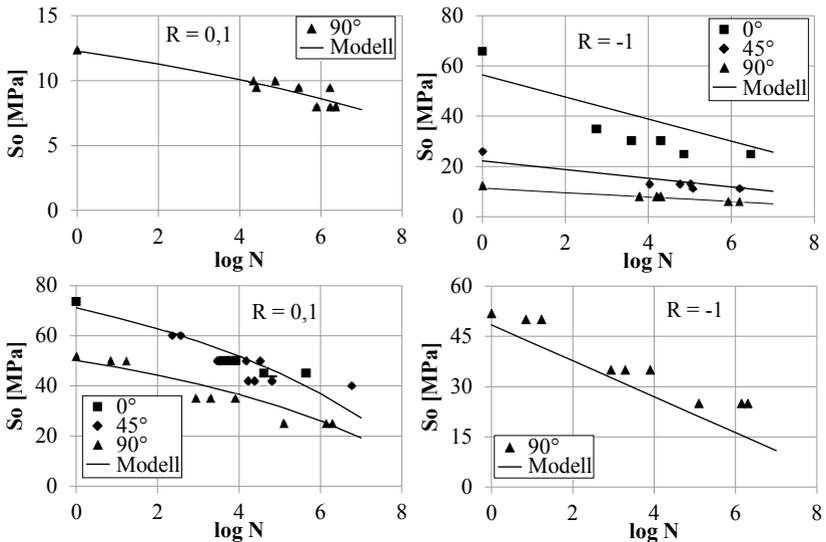


Bild 4.44: Validierung des temperaturabhängigen zyklischen Versagensmodells über Rücktransformation auf die einzelnen Wöhlerkennlinien bei 180°C, oben: 9202 L5-A, unten: PF1110

4.7 Zyklische Versagensvorhersage

4.7.1 Einführung

Die zyklische Versagensvorhersage basiert auf der Spannungsauswertung der höchsten lokalen Beanspruchung der statischen FEM. Für die Vorhersage auf Probekörperebene wird das Nennspannungskonzept angewendet, die Vorhersage auf Bauteilebene erfolgt nach dem örtlichen Konzept (vgl. Abschnitt 2.4.5). In der Regel werden dazu linear-elastische Spannungsanalysen in die Berechnung einbezogen, da die Ermüdungsfunktion ebenfalls in linearer Form beschrieben wird. Um jedoch ein realistischeres Spannungs-Verformungs-Feld zu berücksichtigen, werden hier vorausgegangene elastoplastische Berechnungen nach dem Vergleichsspannungskonzept von Hill verwendet. Da das elastoplastische Materialmodell keine zeitabhängige Komponente besitzt, sondern lediglich eine Abhängigkeit von der Belastungshöhe beschreibt, wird die Vorhersage des zyklischen Versagens mithilfe des elastoplastischen Modells als zulässig bewertet. Die Berücksichtigung der Fließeigenschaften verspricht gegenüber der klassischen linear-elastischen Betrachtung vielmehr eine Verbesserung der Versagensvorhersage, da die nichtlinearen Verformungseffekte für jede Beanspruchungshöhe einbezogen werden können. Dies weist insbesondere für die Lebensdauervorhersage unter variabler Beanspruchungshöhe Vorteile auf.

In der vorliegenden Arbeit erfolgt die Berechnung der Schwingfestigkeit und Lebensdauer ohne FEM. Dazu werden ausschließlich die kritischen Beanspruchungspositionen herangezogen. Unter Verwendung lokaler Wöhlerkennlinien sowie des Versagensmodells nach Abschnitt 4.6 werden Vorhersagen des zyklischen Versagens unter konstanter und variabler Beanspruchungsamplitude möglich. Die Berechnung erfolgt mithilfe eines eigens konfigurierten Auswertalgorithmus, welcher zur Vorhersage der Schwingfestigkeit und Lebensdauer die entsprechende Beanspruchungsfunktion sowie die statischen Festigkeitsgrenzen aus der FEM und das zyklische Versagensmodell einbezieht. Die Ergebnisse werden im Einzelnen in den nachfolgenden Unterabschnitten diskutiert.

4.7.2 Schwingfestigkeitsabschätzung des Bauteils

Die experimentelle Bauteilschwingfestigkeitsprüfung erfolgt, wie in Abschnitt 3.5.4 beschrieben, unter harmonischer Schwingbeanspruchung unter verschiedenen Beanspruchungshöhen sowie Spannungsverhältnissen. Die Ergebnisse werden in Bild 4.45 bis Bild 4.47 zusammengefasst.

Wie bereits beschrieben, erfolgt die zyklische Versagensvorhersage nach dem örtlichen Konzept an der kritischen Beanspruchungsposition. Die höchste lokale Spannungskonzentration an der berechneten statischen Versagensgrenze bildet hierbei den Bezugs-

punkt (vgl. Bild 4.36). Die elastoplastische Steifigkeits- und Versagensvorhersage erfolgt analog zur quasistatischen FEM nach Abschnitt 0, unter Berücksichtigung der veränderten Einbau- und Prüfposition (vgl. Abschnitt 3.5.4). Eine experimentelle Ermittlung des statischen Versagens unter veränderter Einbaulage wird nicht durchgeführt. Die Mikrostruktur wird ebenfalls analog mithilfe des mikromechanischen Materialmodells berücksichtigt und die Bewertung des Versagens erfolgt über das modifizierte Tsai/Hill-Versagenskriterium nach Gl. (22). Die Schwingfestigkeitsberechnung erfolgt schließlich an zum Experiment identischen Beanspruchungshöhen. Die Ergebnisse werden für beide Werkstoffvarianten den jeweiligen experimentellen Versuchen in Bild 4.45 bis Bild 4.47 gegenübergestellt.

Die Vorhersage des Ermüdungsverhaltens von 9202 L5-A wird aufgrund des großen statischen Versagensbereiches getrennt für Anrissbildung und Totalversagen betrachtet. Beide Versagensbereiche werden zuvor experimentell erfasst. Analog zum statischen Versagen wird unter zyklischer Belastung ebenfalls ein Versagensbereich detektiert, welcher sich insbesondere für große Beanspruchungshöhen über mehrere Dekaden erstreckt. D.h. eine Anrissbildung führt unter zyklischer Beanspruchung ebenfalls nicht unmittelbar zum Versagen. Wie bereits in Abschnitt 0 erwähnt, ergibt sich daraus ebenfalls ein Zusammenhang zwischen berechnetem und experimentellem Versagen. Dies gilt für alle Prüfungen, sowohl unter Raumtemperatur, als auch unter 180°C, wie in Bild 4.45 und Bild 4.46 ersichtlich wird. Es zeigt sich in allen Fällen eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation, wobei auch hier, analog zur statischen Versagensvorhersage, die Anrissbildung leicht unterschätzt wird.

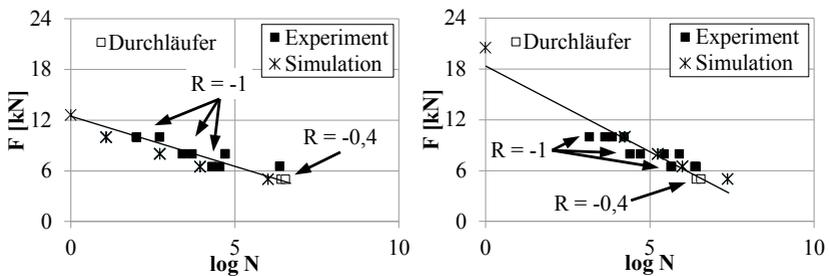


Bild 4.45: Ermüdungsverhalten Bauteil 9202 L5-A, RT: links: Anriss, rechts: Totalversagen

Analog zu den statischen Versuchen wird für PF1110 unter zyklischer Beanspruchung experimentell kein Versagensbereich detektiert. Entsprechend wird die Auswertung der Schwingfestigkeitsversuche ausschließlich auf Totalversagen bezogen. Nach den Ergebnissen aus Abschnitt 0 ist der simulative Versagensbereich ausschließlich dem impliziten Berechnungsverfahren geschuldet. Entsprechend wird für die rechnerische Ermüdungsvorhersage die Versagensgrenze auf die Anrissbildung bezogen. Simulation

und Experiment weisen auch hier eine sehr gute Übereinstimmung auf, wobei auch hier, analog zur statischen Berechnung, die Simulation das Ermüdungsversagen leicht unterschätzt (Bild 4.47).

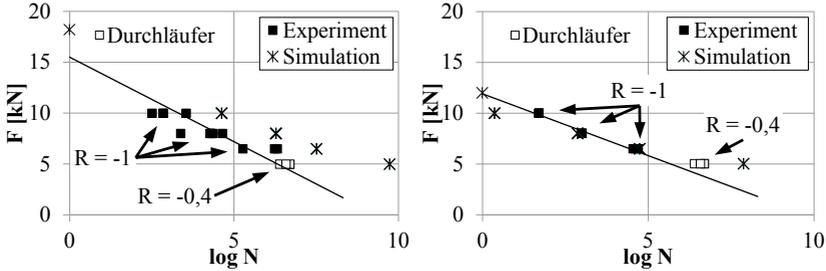


Bild 4.46: Ermüdungsverhalten Bauteil 9202 L5-A, 180°C: links: Anriss, rechts: Totalversagen

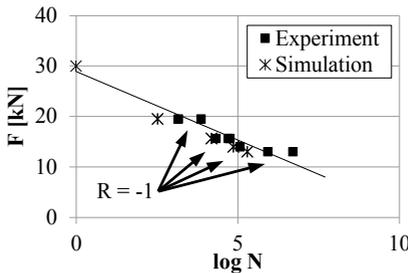


Bild 4.47: Ermüdungsverhalten Bauteil PF1110, RT

Die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsvorhersage bestätigen die Übertragbarkeit des zyklischen Versagensmodells auf komplexe Bauteilgeometrien. Unter Anwendung des örtlichen Konzeptes werden zuverlässige Vorhersagen des zyklischen Bauteilversagens möglich. Die Übereinstimmung ist sowohl für verschiedene Spannungsverhältnisse, als auch für verschiedene Temperaturen sowie für beide Werkstoffsysteme nachgewiesen. Die in allen Fällen sehr gute Übereinstimmung bestätigt darüber hinaus den linearen Zusammenhang der Schädigungs- und Versagensmechanismen, unabhängig der Beanspruchungshöhe, der wirkenden Mittelspannung sowie der Temperatur. Insbesondere die Linearität sowie die Vorhersagegenauigkeit von Anrissbildung und Totalversagen bei 9202 L5-A bestätigen diesen Zusammenhang. Die Übertragbarkeit auf die Versagensmechanismen unter quasistatischer Beanspruchung ist folglich ebenso gegeben, wie die näherungsweise lineare Verbindung der zyklischen zur statischen Festigkeit bestätigt. Leichte Abweichungen ergeben sich in Abhängigkeit von der Versuchsstreuung.

4.7.3 Lebensdauerabschätzung des Probekörpers

Die Lebensdauerabschätzung unter variabler Last-Zeit-Beanspruchungsfunktion wird, basierend auf den Ergebnissen aus den vorangegangenen Abschnitten, zunächst für die einfache Geometrie der Probekörper durchgeführt. Analog zur Schwingfestigkeitsbewertung wird auch hier die Vorhersage von Realversuchen verschiedener Kollektivbeanspruchungen angestrebt (vgl. Abschnitt 3.5.3). Die Spannungsbeurteilung erfolgt nach dem Nennspannungskonzept, d.h. es wird eine einheitliche Spannung über den Probekörperquerschnitt angenommen. Die Definition der Schadenssumme erfolgt mithilfe der linearen Schadensakkumulationshypothese von Palmgren und Miner nach Gl. (19), auf Basis der zweiparametrischen Rainflow-Zählung zur Klassierung der zugrunde gelegten Beanspruchungsfunktion (vgl. Abschnitt 2.4.5). Bei dem im vorliegenden Fall verwendeten Kraft-Zeit-Kollektiv erlaubt die Rainflow-Zählung die Berücksichtigung der Kraftamplituden und ihrer jeweiligen Mittelwerte. Eine graphische Veranschaulichung der Rainflow-Parametrisierung des verwendeten Beanspruchungskollektivs liefert die bereits zur theoretischen Einführung verwendete Darstellung in Bild 2.14, wobei die Beanspruchungshöhe 1 dem Amplitudenmittelwert und die Beanspruchungshöhe 2 der Spannungsamplitude entspricht. Die Definition der jeweiligen Teilschädigungen erfolgt ebenso mithilfe des zyklischen Versagensmodells aus Abschnitt 4.6, indem die jeweiligen Kraftamplituden und -mittelwerte mithilfe der entsprechenden Probenquerschnittsfläche zu Spannungen berechnet werden. Die zur Berechnung verwendete Oberspannung und das Spannungsverhältnis ergeben sich ebenso aus den Amplituden und ihren Mittelwerten.

Die rechnerische Bewertung der Lebensdauer auf Basis einer repräsentativen Last-Zeit-Funktion ist versuchsbedingt mit einigen Unsicherheiten verbunden, denn das Antwortsignal wird ausschließlich im Vorfeld der Prüfung iterativ an das Sollsignal angepasst. Die Regelung des Traversenweges der verwendeten Prüfmaschine wird dazu an das Kraft-Verformungs-Verhalten des Probekörpers angepasst und bleibt über die Versuchszeit konstant. Die in Abschnitt 4.6 beschriebenen Materialeinflüsse des zyklischen Kriechens werden jedoch analog für die Kollektivbeanspruchungen beobachtet. Das Steifigkeits- und Dissipationsverhalten bleibt hingegen analog zu den Beobachtungen aus Abschnitt 4.6 über die Versuchszeit konstant. Die Ergebnisse werden repräsentativ anhand der höchsten Kollektivbeanspruchung in Bild 4.48 und Bild 4.49 dargestellt. Dieser Effekt hat maßgeblichen Einfluss auf das Belastungskollektiv, welches mit zunehmender Zeit die Amplituden reduziert. Folglich ändert sich sowohl die eingebrachte Kraft, als auch die resultierende Verformung über die Versuchszeit. Die Auswirkungen vergrößern sich dabei mit zunehmender Beanspruchung der Matrix, d.h. mit zunehmender Faserorientierung senkrecht zur Beanspruchungsrichtung. Diese Betriebsart stellt allerdings keinen real üblichen Belastungszustand dar, eine äquivalente Abbildung in der Simulation wird demnach nicht angestrebt.

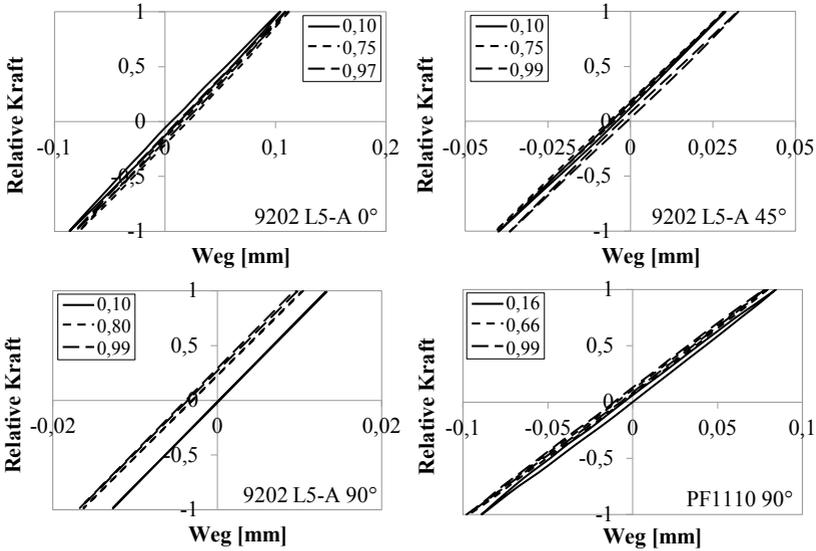


Bild 4.48: Hysteresekurven über die relative Lebensdauer unter RT, Belastungshöchstkollektiv

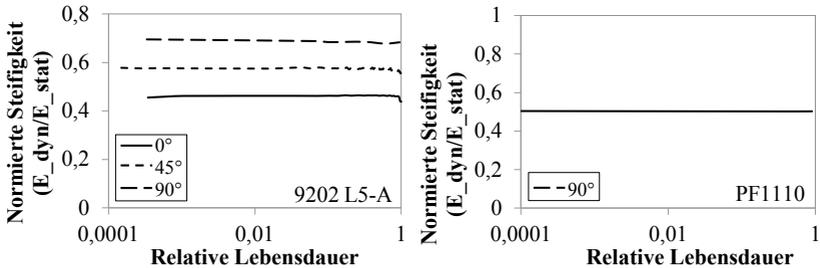


Bild 4.49: Steifigkeitsverhalten über die rel. Lebensdauer unter RT, Belastungshöchstkollektiv

Um dennoch eine Lebensdauerabschätzung treffen zu können, wird für die rechnerische Bewertung eine geometrische Mittelung der Realkollektive des Versuchsbeginns und Versuchsendes herangezogen. Um die beschriebenen Anlaufeffekte sowie den plastischen Verformungseinfluss zum Ende der Lebensdauer auszuschließen, werden die Kollektive von 10 % und 90 % der Lebensdauer verwendet. Unter der Annahme eines logarithmischen Zusammenhangs des Kriechinflusses (vgl. Abschnitt 4.6) wird dieser Effekt vereinfacht über das geometrische Mittel berücksichtigt, welches in Äquivalenz das arithmetische Mittel der Logarithmen beschreibt, sodass in erster Näherung eine repräsentative Ersatzfunktion gebildet werden kann. Eine zeitabhängige Berücksichti-

gung des Kriecheffektes über die viskoelastische Verformung wird innerhalb der vorliegenden Arbeit nicht vorgenommen. Dies wird als Erweiterung des zyklischen Versagensmodells für vergleichbare Belastungsbedingungen allerdings empfohlen.

Die Ergebnisse werden vergleichend zum Experiment in Bild 4.50 dargestellt, wobei die Lebensdauer für alle Betrachtungen über das geometrische Spannungsmittel des Kollektivhöchstwertes aufgetragen ist.

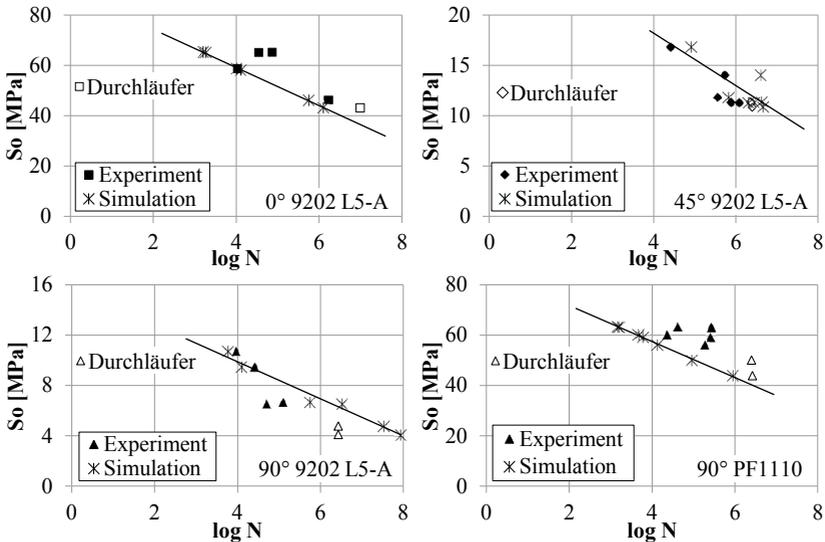


Bild 4.50: Probekörperlebensdauer, Last-Zeit-Kollektiv, RT

Die Ergebnisse zeigen tendenziell eine gute Übereinstimmung zwischen Versuch und Berechnung. Gleichzeitig beschreiben die Ergebnisse im Mittel eine Gerade, was grundsätzlich für einen logarithmischen Zusammenhang der Lebensdauer mit der Kollektivbeanspruchungshöhe spricht. Die große Streuung der Versuchsergebnisse resultiert aus den zuvor beschriebenen Versuchsbedingungen und erschwert die Interpretation der Vorhersagegenauigkeit der Berechnung. Darüber hinaus besteht eine Unsicherheit in der Form der Signalverwertung, denn die geometrische Mittelung dient vereinfacht als Repräsentant und beschreibt eine repräsentative Ersatzfunktion mehr oder weniger genau. Hier können große Abweichungen zur realen Beanspruchung auftreten, wie sich im Vergleich zum Experiment für die unterschiedlichen Orientierungsgrade andeutet. Bei hohen Orientierungsgraden wird die Lebensdauer unterschätzt, bei niedrigen Orientierungsgraden wird sie überschätzt. Damit einher geht die Kriechneigung über die Versuchslaufzeit, welche ebenfalls mit zunehmendem Matrixeinfluss zu-

nimmt. Hier wird ein direkter Zusammenhang vermutet, was in einem steigenden Abweichungsgrad der Ersatzfunktion mit abnehmender Faserorientierung, respektive zunehmendem Kriechverhalten resultiert. Die Mittelung führt bei großer Kriechneigung zu einer stärkeren Reduzierung der Kollektivbeanspruchung, bezogen auf die Eingangssignalfunktion. Folglich wird die schädigende Wirkung der höheren Beanspruchung zu Versuchsbeginn unterschätzt und die Gesamtlebensdauer überschätzt.

Unter den gegebenen Bedingungen werden die Ergebnisse dennoch als zufriedenstellend bewertet. Unter einfachlogarithmischer Auftragung existiert auch hier ein geradliniger Zusammenhang zwischen den Beanspruchungsamplituden und der Lebensdauer. Der Schädigungsfortschritt zeigt sich analog zur harmonischen Schwingbeanspruchung, sodass davon ausgegangen wird, dass keine signifikante Abhängigkeit von der Reihenfolge der Kraftamplituden im Beanspruchungskollektiv besteht. In der Vorhersagegenauigkeit bei Anwendung der Miner-Regel in Verbindung mit dem zyklischen Versagensmodell ist eine Systematik in Abhängigkeit der Faserorientierung erkennbar, sodass die Abweichungen hauptsächlich der ungenauen Erfassung der Signalveränderung infolge der Kriechwirkung zugeordnet werden. Diese können aufgrund der Vernachlässigung der viskoelastischen Verformungseffekte über das Modell nicht abgebildet werden. Die hier vorgeschlagene Vorgehensweise zur Vorhersage der Lebensdauer unter variablen Last-Zeit-Kollektiven wird nach Bewertung der Ergebnisse dennoch als zulässig eingeschätzt. Die variablen Belastungsamplituden und Spannungsverhältnisse werden über das Modell in Abhängigkeit der Faserorientierung zuverlässig abgeschätzt. Eine Erweiterung des Modells zur Abbildung von viskoelastischen Effekten würde zu einer weiteren Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit führen und wird empfohlen, wenn diese zu einer Veränderung der Beanspruchungsform über die Lebensdauer führen.

4.7.4 Lebensdauerabschätzung des Bauteils

Die Lebensdauerabschätzung des Bauteils wird analog zur Schwingfestigkeitsbewertung mithilfe des örtlichen Konzeptes an der kritischen Beanspruchungsposition durchgeführt. Die Vorgehensweise erfolgt analog zur Bewertung der Probekörperlebensdauer. Der Versuch zeigt einen äquivalenten Einfluss der Kriechneigung. Folglich ergeben sich die gleichen Einschränkungen für die Bewertung der Vorhersagegenauigkeit. Die versuchsbedingte Streuung der experimentellen Ergebnisse und der systematische Fehler bei der Erzeugung einer repräsentativen Ersatzfunktion führen auch hier zu einer gewissen Unsicherheit in der simulativen Bewertung. Die Ergebnisse werden in Bild 4.51 und Bild 4.52 dargestellt. Auch hier beschreiben die Ergebnisse im Mittel eine Gerade, sodass, ebenso wie im Probekörperversuch, von einer belastungsreihenfolgenunabhängigen Schädigungswirkung ausgegangen wird.

Analog zur Schwingfestigkeit wird für 9202 L5-A der Versagensbereich zwischen Anriss und Totalversagen bewertet, wobei hierfür ausschließlich das Versuchsende als Bewertungsmaß herangezogen wird. Werden die Maximalspannungen des Totalversagens für eine Lebensdauerabschätzung herangezogen, wird die Lebensdauer deutlich überschätzt, wohingegen die Spannungsauswertung der Anrissbildung das Experiment sehr gut wiedergibt. Für PF1110 zeigt sich eine ebenso sehr gute Übereinstimmung zum Experiment.

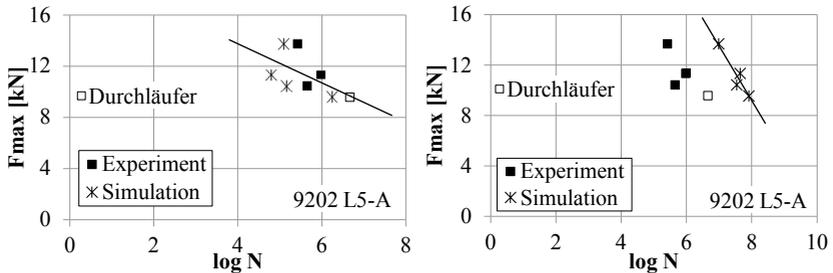


Bild 4.51: Bauteillebensdauer 9202 L5-A, Last-Zeit-Kollektiv, RT, links: Anriss, rechts: Totalversagen

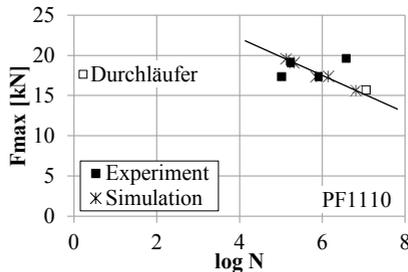


Bild 4.52: Bauteillebensdauer PF1110, Last-Zeit-Kollektiv, RT

Zusammenfassend lassen sich für die Bauteilversuche analoge Erkenntnisse aus der Lebensdauerabschätzung zum Probestab ziehen. Die Anwendung des zyklischen Versagensmodells in Verbindung mit der Spannungsauswertung des örtlichen Konzeptes wird als zulässig beurteilt. Die Schädigungswirkung in Abhängigkeit der Mittelspannung, der Spannungsamplitude und der Faserorientierung wird auch für komplexe Bauteilgeometrien zuverlässig wiedergegeben. Der Einfluss der Kriechwirkung kann jedoch auch hier nicht exakt berücksichtigt werden und führt zu Abweichungen zwischen Versuch und Berechnung, welche nicht exakt quantifiziert werden können.

5 Zusammenfassung und Ausblick

Gegenstand der vorliegenden Arbeit bildet die Vorhersage des mechanisch statischen und zyklischen Werkstoff- und Bauteilverhaltens von kurz- und langglasfaserverstärkten Phenolharzen unter Verwendung der integrativen Simulationskette. Untersucht werden dazu zum einen die Zusammenhänge des physikalisch-rheologischen Strömungsverhaltens und der Morphologieausbildung im Spritzgussprozess, zum anderen die Möglichkeiten der Übertragbarkeit der komplexen Mikrostrukturinformationen von der Prozesssimulation auf die Strukturanalyse sowie die statische und zyklische Materialmodellierung und die Strukturanalyse selbst.

Die Beurteilung des Strömungsverhaltens, des mechanischen Werkstoffverhaltens sowie der Möglichkeit der simulativen Abbildung erfolgt im Hinblick auf einen größtmöglichen Erkenntnisgewinn an zwei Vertretern der Gruppe der rieselfähigen Phenolformaldehydharze mit Glasfaserverstärkung. Dazu wird ein kurzfaserverstärktes, hochgefülltes und homogenisiertes Vorkondensat sowie eine langfaserverstärkte, nicht vorkondensierte und nicht homogenisierte Formmasse ausgewählt. Die Verarbeitung erfolgt im Spritzguss zu einer einfachen Plattengeometrie mit flächigen Filmanguss sowie einem thermisch und mechanischen hochbeanspruchten Strukturbauteil, einem PKW-Motorträger.

Strömungsverhalten und Prozesssimulation

Da bislang kein eindeutiges Verständnis über das Strömungsprofil und die Faserorientierung von Phenolharzen existiert, werden diesbezüglich einige Grundlagenuntersuchungen durchgeführt und eine Modellvorstellung des Strömungsverhaltens erarbeitet. Aus den Ergebnissen lässt sich für beide Werkstoffe die Modellvorstellung der Block-/ Scherströmung ableiten. Das Strömungsverhalten ist gekennzeichnet durch eine Fließgrenze, welche einen Scherströmungsbereich oberhalb und einen Blockströmungsbereich unterhalb der Fließgrenze ausbildet. Dies begründet sich anhand des Formfüllverhaltens, der ausgeprägten Freistrahlbildung sowie der geschichteten Faserorientierung im Fließkanalquerschnitt. Die Freistrahlbildung ist bei Querschnittsvergrößerungen unmittelbares Resultat des reibungsbehafteten Abgleitens der Schmelze von der Werkzeugwand. Eine weitere Folge ist die spontane Dichteerniedrigung infolge von viskoelastischen und reaktionsbedingten Aufweitungseffekten, welche das Strömungsverhalten maßgeblich beeinflussen. Weite wandkontaktfreie Fließwege und ausgeprägte Faltungseffekte können infolge der veränderten Strömungsbedingungen auftreten. Die geschichtete Faserorientierung im Fließkanalquerschnitt ist das Resultat einer spezifischen Orientierungsdynamik der Fasern, welche für Polymere bislang jedoch nicht hinreichend genau untersucht wurde. Im scherbeeinflussten Bereich orientieren sich die Fasern entsprechend der Strömungsgeschwindigkeitsunterschiede parallel bzw.

im Winkel zur Fließrichtung. Im Blockströmungsbereich und im Bereich der Freistrahlbildung zeigt sich hingegen eine ausgeprägte Umorientierung der Fasern senkrecht zur Fließrichtung, deren Ursache der Rotationsdynamik der Fasern infolge von Oberflächenkräften zugeschrieben werden könnte.

Eine numerische Beschreibung dieser Orientierungsdynamik ist bislang nicht in den Strömungsmodellen der Spritzgießsolver implementiert, sodass eine Prozesssimulation aktuell die reale Faserorientierung nicht abbilden kann und folglich mit großen Einschränkungen verbunden ist. Die Modellvorstellung der Block-/Scherströmung basiert auf einer empirischen Anpassung der Couette-Strömung. Die Schmelze wird als Einstoffsystem betrachtet und der Strömungswiderstand sowie die empirische Wahrscheinlichkeitsfunktion der Faserrotation ausschließlich mithilfe der dynamischen Viskosität des Gesamtsystems in Abhängigkeit der Schergeschwindigkeit beschrieben. Im Blockströmungsbereich ist dabei die Schergeschwindigkeit Null und die Viskosität unendlich hoch. Damit bestehen keine Widerstandskräfte gegen die Fließbewegung und die Schmelze bewegt sich mit konstanter Geschwindigkeit fort. Durch das fehlende Scherfeld besitzen die Fasern keine Orientierungsdynamik, und die Wahrscheinlichkeitsfunktion der Faserrotation wird ebenfalls Null. Aufgrund der Eingangsbedingung der isotropen Faserorientierung bleibt diese im Blockströmungsbereich unverändert erhalten. Das Modell kann folglich die tatsächlichen Faserorientierungen nicht korrekt beschreiben.

Die numerische Beschreibung des Strömungsverhaltens und der resultierenden Faserorientierung muss einer ausführlichen Betrachtung in weiterführenden Arbeiten unterliegen, um die Simulationsmöglichkeiten des Formfüllverhaltens von Phenolharzformmassen zu verbessern. Ebenso ist die Übertragbarkeit auf andere reaktive Werkstoffsysteme zu untersuchen. Einen Ansatz hierzu könnte die physikalische Betrachtung der Partikelbewegung in einer dispersen Zweiphasenströmung, analog zur allgemeinen Fluidmechanik, liefern [198-199]. Allgemein betrachtet übt ein Fluid Kräfte auf ein Partikel aus, insbesondere bei Relativbewegungen zwischen beiden Phasen. So werden Oberflächenkräfte durch die unsymmetrische Druckverteilung infolge der unsymmetrischen Anströmung des Partikels (aufgrund des Strömungsprofils oder der Partikelgeometrie) hervorgerufen. Sie sind abhängig von der Zähigkeit des Fluids, dem Dichteunterschied, der Partikelgröße und der Partikelform. An unregelmäßigen Partikeln wird in der Folge ein Drehmoment hervorgerufen, was dessen Orientierung verändert. Diese Vorstellung lässt sich auf die Faserbewegung in der Polymerschmelze unter der Voraussetzung übertragen, dass die Polymerschmelze als Zweistoffsystem betrachtet wird, in dem eine Relativbewegung zwischen Fasern und Fluid besteht.

Um die Komplexität der Strömungsverhältnisse, hervorgerufen durch die Wandgleitfekte, numerisch abbilden zu können, bedarf es ebenfalls weiteren Forschungsaufwan-

des. Die ausgeprägte Freistrahlbildung sowie der Faltungseffekt an Querschnittsvergrößerungen lassen sich aufgrund fehlender numerischer Beschreibungen aktuell nicht abbilden.

Angesichts dieser Erkenntnisse des Strömungsverhaltens ist eine exakte Beschreibung des Formfüllverhaltens der untersuchten Werkstoffe gegenwärtig nicht möglich und ist nach Einschätzung der Autorin langfristig nicht zu erwarten. Aufgrund dessen wird die Prozesssimulation, als wichtiger Bestandteil der integrativen Entwicklungskette, innerhalb der vorliegenden Arbeit mithilfe eines thermoplastischen Ersatzmodells umgesetzt, um diese nach heutigen Möglichkeiten einzusetzen und künftige Bauteilentwicklungen gezielt durch Prozess- und Geometrieoptimierungen beeinflussen zu können. Diese Vorgehensweise liefert insgesamt eine qualitativ gute Vorhersagegenauigkeit der Formfüllung, die Faserorientierungsberechnung liefert allerdings große Unterschiede zum Experiment. Weiterführende Untersuchungen zur Verbesserung dieser sind ebenfalls unerlässlich. Die Faserorientierungsberechnung kann unter Berücksichtigung der Randbedingungen dennoch für eine Strukturanalyse verwendet werden. Die Betrachtung kann jedoch ausschließlich für die wandbehaftete Fließzone erfolgen. Diesbezüglich werden einige Konstruktionsmaßnahmen für eine Bauteil- und Angussgestaltung abgeleitet.

Mikromechanische Materialmodellierung und Strukturanalyse

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist des Weiteren die Untersuchung der Übertragbarkeit der komplexen Mikrostrukturinformationen in die Strukturanalyse, da diesbezüglich wenig aus der Literatur bekannt ist. Untersucht wird, wie folgende Einflussfaktoren berücksichtigt werden können, um das reale Werkstoffverhalten durch die empirischen Modellansätze abbilden zu können:

- Faserorientierung, -krümmungen und -verflechtungen,
- zusätzliche Füllstoffe,
- Faserlängenverteilung,
- lokale Faservolumenschwankungen und -bündelungen.

Zudem werden die Einflüsse auf die Faserlängenreduzierung für das hier untersuchte Langfasermaterial analysiert.

Faserkrümmungen und -bündelungen können nach aktuellen Möglichkeiten nicht direkt in der Simulation berücksichtigt werden, da der Orientierungstensor eine idealisierte Darstellung der Faser in ellipsoider Form in einem Matrixverzerrungsfeld repräsentiert. Die Untersuchungsergebnisse zeigen jedoch, dass eine indirekte Berücksichtigung mittels des lokalen Orientierungsgrades möglich ist. Gleiches lässt sich ebenfalls für die Einflüsse lokaler Inhomogenitäten der Faservolumenverteilung sowie ungenügender Faser-Matrix-Anbindung feststellen.

Zusätzliche Füllstoffe lassen sich als isotrop und gleichverteilt in den Matrixeigenschaften berücksichtigen.

Die Berücksichtigung der Faserlängenverteilung im mikromechanischen Modell ist wiederum grundsätzlich möglich und wird für den vorliegenden Langfaserwerkstoff mithilfe einer analytischen Näherungsfunktion beschrieben. Diese werden jedoch zur Kalibrierung der effektiven Verbundsteifigkeit sowie der Versagenshypothese nicht verwendet, da die Untersuchungsergebnisse für alle Proben beider Versuchsgeometrien eine gleiche Längenverteilungsfunktion mit einer mittleren Faserlänge oberhalb der kritischen Faserlänge aufweisen. Unter Einbeziehung von Ergebnissen aus vorangegangenen Arbeiten sowie der Bedeutung der kritischen Faserlänge für die Verbundsteifigkeit und -festigkeit wird hier kein signifikanter Einfluss der Längenverteilung auf die Verbundeigenschaften erwartet.

Für die Strukturberechnung werden Materialkarten erstellt, welche die statischen Werkstoffeigenschaften bis hin zum Ermüdungsverhalten unter harmonischer Schwingung und beliebigen Last-Zeit-Kollektiven abbilden können. In diesem Zusammenhang wird die Faserorientierung, die Mittelspannungsempfindlichkeit auf Zug-/ Druckbeanspruchungen sowie die Temperaturabhängigkeit berücksichtigt. Die Modellbildung erfolgt auf Probekörperebene anhand von experimentellen Versuchsdaten. Als Maß gelten die ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven sowie die statischen und zyklischen Versagenswerte der geprüften Faserorientierungen mit Vorzugsrichtung in 0° , 45° und 90° , bezogen auf ihre Beanspruchungsrichtung. Die Mikrostrukturinformationen werden für die Langfaserformmasse aus CT-Untersuchungen gewonnen, für die Kurzfasermasse aus der Prozesssimulation. Die Daten werden für die Implementierung in den Struktursolver entsprechend aufbereitet. Darüber hinaus dient die experimentell ermittelte Morphologie der verwendeten Langfaserformmasse direkt als Eingangsgröße für die Strukturanalyse von Probekörper und Bauteil. Die Strukturanalyse der Kurzfasermasse basiert ebenfalls auf den Mikrostrukturinformationen der Prozesssimulation.

Die mikromechanische Materialmodellierung erfolgt nach dem Homogenisierungsansatz von Tandon/Weng sowie der Berechnung der effektiven Verbundsteifigkeit mithilfe des Orientation Averaging von Advani und Tucker. Das Matrixverhalten lässt sich mithilfe des elastoplastischen Materialmodells nach Hill beschreiben, das Versagensverhalten unter statischer Beanspruchung nach dem Pauschalkriterium von Tsai/Hill. Die Ergebnisse von Experiment und Simulation der statischen Beanspruchung zeigen für Probestab und Bauteil sehr gute Übereinstimmungen hinsichtlich Steifigkeit, Festigkeit und Versagensort.

Schwingfestigkeits- und Lebensdauerabschätzung

Die Abschätzung der Schwingfestigkeit und Lebensdauer basiert auf der mittels FEM berechneten höchsten lokalen Spannung unter statischer Beanspruchung. Um eine realistischere Spannungsverteilung zu berücksichtigen, werden dazu elastoplastische Berechnungen herangezogen. Die zyklische Versagensberechnung erfolgt jedoch ohne FEM. Für die Vorhersage auf Probekörperebene wird das Nennspannungskonzept angewendet, die Vorhersage auf Bauteilebene erfolgt nach dem örtlichen Konzept. Die Modellbildung erfolgt nach dem modifizierten Pauschalkriterium von Tsai/Hill, wobei ein Normierungskonzept, basierend auf einer faserorientierungs- und mittelspannungs-unabhängigen Verschiebungsfunktion, entwickelt wird. Dies ermöglicht eine Lebensdauer Vorhersage unter variabler Beanspruchungshöhe und -reihenfolge eines beliebigen Lastkollektivs. Des Weiteren wird die Temperaturunabhängigkeit mithilfe des Temperaturverschiebungsansatzes nach Arrhenius berücksichtigt. Die Gültigkeit des Kriteriums für die zyklische Versagensdefinition wird anhand von Hysteresismessungen nachgewiesen. Die Definition der Schadenssumme erfolgt anhand der linearen Schadensakkumulationshypothese von Palmgren und Miner mithilfe der zweiparametrischen Rainflow-Zählung zur Klassierung der zugrunde gelegten Beanspruchungsfunktion. Die Anwendung der Normierungsfunktion zur Beschreibung der Schwingfestigkeit bzw. Lebensdauer erfolgt auf Bauteilebene unter harmonischer Schwingung sowie auf Probekörper- und Bauteilebene unter variabler zyklischer Beanspruchung, jeweils unter verschiedenen Beanspruchungshöhen.

Die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsberechnung liefern, unter Berücksichtigung der Anisotropie, für beide Werkstoffsysteme zuverlässige Vorhersagen des zyklischen Bauteilversagens unter verschiedenen Spannungsverhältnissen und Temperaturen. Die in allen Fällen sehr gute Übereinstimmung bestätigt darüber hinaus den linearen Zusammenhang der Schädigungs- und Versagensmechanismen, unabhängig von der Beanspruchungshöhe, der wirkenden Mittelspannung sowie der Temperatur. Die Ergebnisse der Lebensdauer Vorhersage weisen tendenziell ebenfalls gute Übereinstimmungen zum Experiment auf. Bei einfach logarithmischer Auftragung ergibt sich zwischen den Beanspruchungsamplituden und der Lebensdauer der Zusammenhang einer Gerade. Der Schädigungsfortschritt zeigt sich unter nichtharmonischer Schwingung analog zur harmonischen Schwingbeanspruchung, sodass davon ausgegangen wird, dass keine signifikante Abhängigkeit von der Belastungsreihenfolge besteht. Die variablen Belastungsamplituden und Spannungsverhältnisse werden über das Modell in Abhängigkeit der Faserorientierung zuverlässig abgeschätzt. Die Nichtberücksichtigung viskoelastischer Effekte führt bei der verwendeten Versuchsdurchführung jedoch zu einer systematischen Abweichung, da das verwendete Berechnungskonzept Kriecheffekte nicht abbildet. Eine Erweiterung des Modells zur Beschreibung der Viskoelastizität wird zu einer weiteren Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit führen und wird

empfohlen, wenn diese zu einer Veränderung der Beanspruchungsamplituden über die Lebensdauer führen. Möglichkeiten hierfür kann die Einführung eines entsprechenden Koeffizienten, wie auch für metallische Werkstoffe [207], oder die Verwendung anderer Lebensdauerberechnungskonzepte [162] liefern. Die Berücksichtigung weiterer Einflussfaktoren, wie beispielsweise Kerben, können unter der Voraussetzung des linearen Zusammenhangs der Schädigungs- und Versagensmechanismen, mithilfe eines weiteren Verschiebungsansatzes in das vorgestellte Normierungskonzept integriert werden.

Die Lebensdauerberechnung auf Basis der Homogenisierung der Mikrostruktur unterliegt als phänomenologischer Ansatz grundsätzlich einer aufwendigen Materialcharakterisierung. Normierungskonzepte können hier zwar den experimentellen Aufwand deutlich reduzieren, die Gültigkeit der Materialparameter ist allerdings auf die jeweilige Materialzusammensetzung beschränkt. Die Berechnung auf mikromechanischer Ebene kann hier langfristig, insbesondere bei kurzfaserverstärkten Kunststoffen mit reproduzierbarer Faserorientierung, eine Alternative bieten.

Prozessbedingte Materialschädigung

Trotz des großen Potentials duroplastischer Formmassen hinsichtlich Temperaturstabilität und Medienbeständigkeit, besitzt die hier eingesetzte Langfaserformmasse 9202 L5-A eine vergleichsweise niedrige Festigkeit, welche sich mit einer schlechten Faser-Matrix-Anbindung (Bild 5.1) und der daraus resultierenden geringen Fasereffektivität für eine Kraftübertragung begründen lassen. Eine Weiterentwicklung des Werkstoffs ist für einen Serieneinsatz im Automobil folglich zwingend erforderlich.

Mögliche Ursachen können folgende Zusammenhänge liefern:

- a) ungenügende Faser-Schlichte-Anbindung,
- b) ungenügende Matrix-Schlichte-Anbindung.

Ersteres kann das Resultat einer ungeeigneten Schlichteauswahl seitens des Faserherstellers sein. Wesentlich wahrscheinlicher ist allerdings eine schlechte oder keine chemische Vernetzung der Schlichte mit dem Harz. Ursache hierfür kann wiederum in der Schlichte selbst begründet liegen, allerdings ebenso Resultat der Kondensationsreaktion während der Verarbeitung sein. In [208] wird beispielsweise der Dampfdruck als kritische Einflussgröße bei hohen Verarbeitungstemperaturen beschrieben. Während der Reaktion von Phenolharz werden Wasser und Ammoniak als Kondensationsprodukte frei. Behindert ein erhöhter Dampfdruck infolge der hohen Temperatur und des angelegten Drucks den Übergang dieser Stoffe in die Gasphase, birgt das die Gefahr der Entstehung von Poren, Gasblasen und delaminierten Fasern (Bild 5.1). Eine weitere Ursache kann die unkontrollierte Polymerisation darstellen. In [209-210] wird der Zusammenhang zwischen der exothermen Vernetzungsreaktion und der dadurch induzierten Temperaturerhöhung beschrieben, welche die Vernetzung wiederum beschleunigt.

Lokal unterschiedliche Vernetzungsgrade führen damit zu einer inhomogenen Viskositätsverteilung, insbesondere über die Wandstärke. Darüber hinaus entstehen lokal unterschiedliche, reaktionsbedingte, Expansionsgrade der Schmelze. Ebenso ist in diesem Zusammenhang ein lokales Erstarren der Schmelze durch die Überschreitung des T_g über die Verarbeitungstemperatur als Einflussgröße denkbar. Mikroskopische Defekte der Netzwerkstruktur und makroskopische Defekte, wie Poren, Gasblasen, delaminierte Fasern oder sogar Faserbruch wären auch hier die Folge.

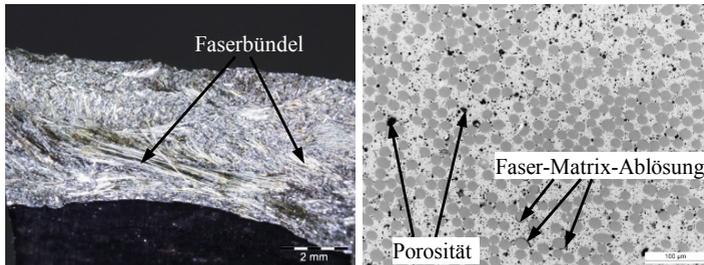


Bild 5.1: links: Bruchfläche in 90° Faserorientierung mit deutlich sichtbaren freiliegenden Fasern und Faserbündeln des 9202 L5-A; rechts: Schlifffbild der Platte: Porosität und Faser-Matrix-Ablösung von 9202 L5-A nach Entformung

Für die Materialmodellierung mittels des Tsai/Hill-Ansatzes hat eine schlechte Faser-Matrix-Anbindung jedoch keine Auswirkungen. Das Tsai/Hill-Kriterium findet seine Anwendung auf der Makroebene und beschreibt das Versagen pauschal über eine einzige Gleichung. Eine Differenzierung bezüglich Matrixbruch, Faserbruch und Zwischenfaserbruch findet nicht statt. Eine erfolgreiche Modellbildung nach Tsai/Hill, welche den Einfluss der schlechten Faser-Matrix-Anbindung indirekt berücksichtigt, kann entsprechend nachgewiesen werden.

6 Literatur

- [1] Glaser, S.; Jakobi, R.; Kraft, W.-W.; Wüst, A.: „Simulieren, Herstellen, Prüfen: Komplettes Paket für die Kunststoffbauteil-Entwicklung,“ *ATZ - Automobiltechnische Zeitschrift*, Bd. 111, Nr. 5, pp. 368-374, 2009.
- [2] Dallner, C.; Zeiher, V.: „Das Elektroauto: Leichtbau und mehr,“ Bd. 3, pp. 66-71, 2011.
- [3] Chauvet, L.: „Design and validation of an engine mount with PA6.6 - 50% SGF,“ in *Digmat Users' Meeting 2011*, München, 2011.
- [4] Aumer, B.; Glaser, S.: „Abschätzung der Lebensdauer langzeitbeanspruchter Bauteile aus thermoplastischen Kunststoffen mit Faserverstärkung,“ in *Kunststoffe + Simulation 2013*, München, 2013.
- [5] Zeizinger, H.; Stecher, J.: „Entwicklung eines Kunststoff-Motorträgers zur NVH-Optimierung,“ in *37. Internationalen Kongresses „Kunststoffe im Automobilbau 2013“*, Mannheim, 2013.
- [6] Pazour, S.: „Optimierung einer Kunststoffkartusche aus glasfaserverstärktem Kunststoff (PP+GF) mittels Prozess- und Struktursimulation,“ in *Kunststoffe + Simulation 2013*, München, 2013.
- [7] Raschke, K.; Gehde, M.: „Strukturbauteile im Powertrain: Entwicklung eines duroplastischen Motorträgers mit Langfaserverstärkung,“ in *Internationaler Kongress „Kunststoffe im Automobilbau“*, Mannheim, 2015.
- [8] Bittmann, E.: „Duroplaste kommen ins Rollen,“ *Kunststoffe*, Bd. 3, pp. A25-A27, 2003.
- [9] Brinkmann, P.; Kraemer, M.; Kürten, C.: „Duroplaste,“ *Kunststoffe*, Bd. 10, pp. 145-147, 2004.
- [10] Schwarz, I.: „Historische Entwicklung für Duroplast- Kunststoff- Bauteile im Motorraum,“ in *14. Kunststoff- Motorbauteile Forum 2011*, Spitzingsee, 2011.
- [11] Hirano, K.; Asami, M.: „Phenolic resins—100 years of progress and their future,“ *Reactive & Functional Polymers*, Bd. 73, pp. 256-269, 2013.
- [12] N.N.: „Material Data Center,“ M-Base Engineering+Software GmbH, 2014.
- [13] Baekeland, L.: „Verfahren zur Herstellung von Kondensationsprodukten aus Phenolen und Formaldehyd“. Patent DRP233803, 1908.
- [14] Kittel, H.: Lehrbuch der Lacke und Beschichtungen- Band 2: Bindemittel für lösemittelhaltige und lösemittelfreie Systeme, 2. erweiterte und neubearbeitete Auflage, S. Hirzel Verlag Stuttgart Leipzig, 1988.
- [15] Schrod, M.: Neue Methoden zur Synthese und Analyse von Phenol-Formaldehyd-Harzen, Dissertation: TU Darmstadt, 2002.
- [16] Pilato, L.: Phenolic Resins: A Century of Progress, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 2010.
- [17] Grenier-Loustalot, M.-F.; Larroque, S.; Grenier, P.; Bedel, D.: „Phenolic resins: 3. Study of the reactivity of the initial monomers towards

- formaldehyde at constant pH, temperature and catalyst type," *Polymer*, Bd. 37, Nr. 6, pp. 939-953, 1996.
- [18] Grenier-Loustalot, M.-F.; Larroque, S.; Grenier, P.; Bedel, D.: „Phenolic resins: 4. Self-condensation of methylolphenols in formaldehyde-free media," *Polymer*, Bd. 37, Nr. 6, pp. 955-964, 1996.
- [19] Wermann, S.: Analytik von phenolischen Substanzen und Epoxiden in Materialien mit Lebensmittel- und/oder dermaletem Kontakt, Dissertation: TU Dresden, 2008.
- [20] Nuyken, O.; Samarian, H.; Wurdack, I.: „Chempedia," [Online]. Available: <http://www.chemgapedia.de/vsengine/vlu/vsc/de/ch/9/mac/stufen/polykondensation/phenoplaste/phenoplast.vlu/Page/vsc/de/ch/9/mac/stufen/polykondensation/phenoplaste/haertung.vscml.html>. [Zugriff am 22.05.2014].
- [21] Pöhlmann, M.: Thermisch härtende Polymerverbundmaterialien als Basis für neue Befestigungssysteme, Dissertation: TU Dresden, 2006.
- [22] Hultzsch, K.: Chemie der Phenolharze, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 1950.
- [23] Hultzsch, K.: „Studien auf dem Gebiet der Phenol-Formaldehyd-Harze, II. Mitteil.: Chinonmethide als Zwischenprodukte bei der Phenolharz-Härtung," *European Journal of Inorganic Chemistry*, Bd. 74, Nr. 6, pp. 898-904, 1941.
- [24] Hultzsch, K.: „Studien auf dem Gebiet der Phenol-Formaldehyd-Harze, XIV. Mitteil.: Über die Ammoniak-Kondensation und die Reaktion mit Hexamethylenetetramin," *European Journal of Inorganic Chemistry*, Bd. 82, Nr. 1, pp. 16-25, 1949.
- [25] Rappoport, Z.: The Chemistry of Phenols Part 2, John Wiley & Sons Ltd., 2003.
- [26] Wegler, R.; Herlinger, H.: „V. Polyadditions- und Polykondensationsprodukte von Carbonyl- und Thriocarbonylverbindungen," in *Houben-Weyl: Methods of Organic Chemistry; 4th Edition; Vol. XIV/2 Macromolecular Compounds II*, Georg Thieme Verlag Stuttgart, 1963, pp. 193-292.
- [27] Chen, D.; Gao, X.; Dollimore, D.: „A generalized form of the Kissinger equation," *Thermochimica Acta*, Bd. 215, pp. 109-117, 1992.
- [28] Halley, P. J.: Thermosets: structure, properties and applications, New Delhi, India: Woodhead Publishing, 2012.
- [29] Kenny, J.; Apicella, A.; Nicolais, L.: „A model for the thermal and chemorheological behavior of thermosets: (I) Processing of epoxy-based composites," *Polymer Engineering & Science*, Bd. 29, Nr. 15, pp. 973-983, 1989.
- [30] Kenny, J.; Maffezzoli, A.; Nicolais, L.: „A model for the thermal and chemorheological behavior of thermoset processing: (II) Unsaturated polyester based composites," *Composites Science and Technology*, Bd. 38, Nr. 4, pp. 339-358, 1990.

- [31] Grindling, J.: Simulation zur Verarbeitung von reaktiven Non-Post-Cure-Epoxidharz-Systemen im Druckgelieren und konventionellen Vergiessen, Dissertation: Universität Paderborn, 2006.
- [32] Pagano, R.; Calado, V.; Tavares, F.; Biscaia Jr., E.: „Cure kinetic parameter estimation of thermosetting resins with isothermal data by using particle swarm optimization“, *European Polymer Journal*, Bd. 44, pp. 2678-2686, 2008.
- [33] Jankovic, B.: „The kinetic analysis of isothermal curing reaction of an unsaturated polyester resin: Estimation of the density distribution function of the apparent activation energy“, *Chemical Engineering Journal*, Bd. 162, pp. 331-340, 2010.
- [34] Monti, M.; et.al.: „Effect of carbon nanofibers on the cure kinetics of unsaturated polyester resin: Thermal and chemorheological modelling“, *Composites Science and Technology*, Bd. 71, pp. 1507-1516, 2011.
- [35] Kenny, J.; Pisaniello, G.; Farina, F.; Puzziello, S.: „Calorimetric analysis of the polymerization reaction of a phenolic resin“, *Thermochimica Acta*, Bd. 269/270, pp. 201-211, 1995.
- [36] Lee, J.-K.; et.al.: „Activation Energy and Curing Behavior of Resol- and Novolac-Type Phenolic Resins by Differential Scanning Calorimetry and Thermogravimetric Analysis“, *Journal of Applied Polymer Science*, Bd. 89, pp. 2589-2596, 2003.
- [37] Alonso, M.; et.al.: „Determination of curing kinetic parameters of lignin-phenol-formaldehyde resol resins by several dynamic differential scanning calorimetry methods“, *Thermochimica Acta*, Bd. 419, pp. 161-167, 2004.
- [38] Tejado, A.; et.al.: „Isoconversional kinetic analysis of novolac-type lignophenolic resins cure“, *Thermochimica Acta*, Bd. 471, pp. 80-85, 2008.
- [39] Glukhikh, V.; Shishlov, O.; Talbiersky, J.: „Aushärteverhalten von Phenol-Cardanol-Formaldehyd-Harzen“, *Holztechnologie*, Bd. 51, Nr. 1, pp. 22-26, 2010.
- [40] Domínguez, J.; et.al.: „Kinetic study of a phenolic-novolac resin curing process by rheological and DSC analysis“, *Thermochimica Acta*, Bd. 498, pp. 39-44, 2010.
- [41] Zhang, C.; et.al.: „Kinetic study of the novolac resin curing process using model fitting and model-free methods“, *Thermochimica Acta*, Bd. 523, pp. 63-69, 2011.
- [42] Bu, Z.; Hu, J.; Li, B.: „Novel silicon-modified phenolic novolac resins: Non-isothermal curing kinetics, and mechanical and thermal properties of their biofiber-reinforced composites“, *Thermochimica Acta*, Bd. 575, pp. 244-253, 2014.
- [43] Flammersheim, H.; Opfermann, J.: „Formal kinetic evaluation of reactions with partial diffusion control“, *Thermochimica Acta*, Bd. 337, pp. 141-148, 1999.

- [44] Um, M.-K.; Daniel, I.; Hwang, B.-S.: „A study of cure kinetics by the use of dynamic differential scanning calorimetry,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 62, pp. 29-40, 2002.
- [45] Sohr, H.: *The Navier-Stokes Equations: An Elementary Functional Analytic Approach*, Springer Basel, 2001.
- [46] Girault, V.; Raviart, P.-A.: *Finite Element Methods for Navier-Stokes Equations: Theory and Algorithms*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1986.
- [47] Müller, K.: *Strenge Lösungen der Navier-Stokes-Gleichung für rotationssymmetrische Strömungen*, Vieweg+Teubner Verlag, 1957.
- [48] Schneider, F.: *Physikalische Chemie*, Siegen: Vorlesungsmanuskript Universität Siegen, 2007.
- [49] Draxler, J.; Siebenhofer, M.: *Verfahrenstechnik in Beispielen - Problemstellungen, Lösungsansätze, Rechenwege*, Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014.
- [50] Gersten, K.; Herwig, H.: *Strömungsmechanik - Grundlagen der Impuls-, Wärme- und Stoffübertragung aus asymptotischer Sicht*, Springer Fachmedien Wiesbaden, 1992.
- [51] Hentrich, A.: *Schriftreihe Kunststoff-Forschung: Herstellung von polymeren Stents als Drug Delivery Systeme durch Tauchen aus der Polymerlösung*, Technische Universität Berlin, 2005.
- [52] Michaeli, W.: *Extrusionswerkzeuge für Kunststoffe und Kautschuk: Bauarten, Gestaltung und Berechnungsmöglichkeiten*, 3. überarbeitete Auflage, Carl Hanser Verlag, 2009.
- [53] Osswald, T.; Rudolph, N.: *Polymer Rheology: Fundamentals and Applications*, Carl Hanser Verlag München, 2015.
- [54] Rao, M.: „Flow and Functional Models for Rheological Properties of Fluid Foods,“ in *Rheology of Fluid and Semisolid Foods*, Springer US, 2007, pp. 27-58.
- [55] Mezger, T.: *Das Rheologie Handbuch: 3. Auflage*, Vincentz Network, 2010.
- [56] N.N.: „Verzugsverhalten von faserverstärkten Spritzgussteilen,“ BASF: Technische Information für Experten, 1999.
- [57] Shoemaker, J.: *Moldflow Design Guide - A Resource for Plastic Engineers*, Carl Hanser Verlag, 2006.
- [58] Thienel, P.; et al.: „Duroplast-Spritzgießen mit Gasinnendruck,“ *Kunststoffe*, Bd. 83, Nr. 2, pp. 91-95, 1993.
- [59] Oelgarth, A.: *Analyse und Charakterisierung des Fließverhaltens langfaserverstärkter Preßmassen*, Dissertation: RWTH Aachen, 1997.
- [60] de Gennes, P.G.: „Ecoulements viscosimétriques de polymères enchevêtrés,“ *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences - Série B*, Bd. 288, pp. 219-220, 1979.
- [61] Brochard, F.; de Gennes, P. G.: „Shear-dependent slippage at a polymer/solid interface,“ *Langmuir*, Bd. 8, Nr. 12, pp. 3033-3037, 1992.

- [62] Singh, R.; Chen, F.; Jones, F.: „Injection Molding of Glass Fiber Reinforced Phenolic Composites. 2: Study of the Injection Molding Process,“ *Polymer Composites*, Bd. 19, Nr. 1, pp. 37-47, 1998.
- [63] Englich, S.: Strukturbildung bei der Verarbeitung von glasfasergefüllten Phenolformaldehydharzformmassen, Dissertation: Technische Universität Chemnitz, 2015.
- [64] Arrhenius, S.: „On the reaction rate of the inversion of non-refined sugar upon souring,“ *Zeitschrift für physikalische Chemie*, Bd. 4, pp. 226-248, 1889.
- [65] Raman, C.: „A Theory of the Viscosity of Liquids,“ *Nature*, Bd. 111, pp. 532-533, 1923.
- [66] Williams, M.; Landel, R.; Ferry, J.: „The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-forming Liquids,“ *Journal of the American Chemical Society*, Bd. 77, Nr. 14, pp. 3701-3707, 1955.
- [67] Llopiz, J.; Romero, M.; Jerez, A.; Laureiro, Y.: „Generalization of the Kissinger equation for several kinetic models,“ *Thermochimica Acta*, Bd. 256, pp. 205-211, 1995.
- [68] Castro, J.; Macosko, C.: „Kinetics and Rheology of Typical Polyurethane Reaction Injection Molding Systems,“ *Society of Plastics Engineers (Technical Papers)*, Bd. 26, pp. 434-438, 1980.
- [69] Liska, V.: „Chemorheological Studies of Epoxide Resin Curing,“ *Progress in Organic Coatings*, Bd. 11, pp. 109-38, 1983.
- [70] Castro, J.; Macosko, C.; Perry, S.: „Viscosity Changes during Polyurethane Polymerization with Phase Separation,“ *Polymer Communications*, Bd. 25, Nr. 3, pp. 82-87, 1984.
- [71] Frank-Susich, D.; Laananen, D.; Ruffner, D.: „Cure cycle simulation for thermoset composites,“ *Composites Manufacturing*, Bd. 4, Nr. 3, pp. 139-146, 1993.
- [72] Halley, P.; Mackay, M.: „Chemorheology of thermosets - an overview,“ *Polymer Engineering & Science*, Bd. 36, Nr. 5, pp. 593-609, 1996.
- [73] Abdullah, M.; et.al.: „A Study on the Effect of Epoxy Molding Compound (EMC) Rheology During Encapsulation of Stacked-CHIP Scale Packages (S-CSP),“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Bd. 28, Nr. 20, pp. 2527-2538, 2009.
- [74] Tamil, J.; et.al.: „Molding Flow Modeling and Experimental Study on Void Control for Flip Chip Package Panel Molding with Molded Underfill Technology,“ *Journal of microelectronics and electronic packaging*, Bd. 9, Nr. 1, pp. 19-30, 2012.
- [75] Garschke, C.; Parlevliet, P.; Weimer, C.; Fox, B.: „Cure kinetics and viscosity modelling of a high-performance epoxy resin film,“ *Polymer Testing*, Bd. 32, pp. 150-157, 2013.

- [76] Chiacchiarelli, L.; Kenny, J.; Torre, L.: „Kinetic and chemorheological modeling of the vitrification effect of highly reactive poly(urethane-isocyanurate) thermosets,“ *Thermochimica Acta*, Bd. 574, pp. 88-97, 2013.
- [77] Domínguez, J.; et al.: „Chemorheological analysis of a gelled resol resin curing under non-isothermal conditions by shear strain,“ *European Polymer Journal*, Bd. 46, pp. 1237-1243, 2010.
- [78] Artmann, A.; Bianchi, O.; Soares, M.; Nunes, R.: „Rheokinetic investigations on the thermal cure of phenol-formaldehyde novolac resins,“ *Materials Science and Engineering C*, Bd. 30, pp. 1245-1251, 2010.
- [79] Domínguez, J.; Alonso, M.; Oliet, M.; Rodríguez, F.: „Chemorheological study of the curing kinetics of a phenolic resol resin gelled,“ *European Polymer Journal*, Bd. 64, pp. 50-57, 2010.
- [80] Aurich, T.: „Spritzgießen und resultierende Verbundeigenschaften von fachsfaserverstärktem Polypropylen,“ Dissertation, TU Chemnitz, 2000.
- [81] Wrana, C.: Polymerphysik - Eine physikalische Beschreibung von Elastomeren und ihren anwendungsrelevanten Eigenschaften, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 2014.
- [82] Kamal, M.; Mutel, A.: „Rheological Properties of Suspensions in Newtonian and Non-Newtonian Fluids,“ *Journal of Polymer Engineering*, Bd. 5, Nr. 4, pp. 293-382, 1985.
- [83] Mobuchon, C.; et al.: „Shear and extensional properties of short glass fiber reinforced polypropylene,“ *Polymer Composites*, Bd. 26, Nr. 3, pp. 247-264, 2005.
- [84] Huq, A.; Azaiez, J.: „Effects of length distribution on the steady shear viscosity of semiconcentrated polymer-fiber suspensions,“ *Polymer Engineering and Science*, Bd. 45, Nr. 10, pp. 1357-1368, 2005.
- [85] Reinhardt, A.: Characterization of Rheology and Prediction of Three-dimensional Fiber Orientation during Injection Molding of Long Glass Fiber Reinforced Polypropylene, Dissertation: Universität Kaiserslautern, 2002.
- [86] Thomasset, J.; Carreau, P.; Sanschagrín, B.; Ausias, G.: „Rheological properties of long glass fiber filled polypropylene,“ *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, Bd. 125, Nr. 1, pp. 25-34, 2005.
- [87] Teixeira, D.; Giovanela, M.; Gonella, L.; Crespo, J.: „Influence of flow restriction on the microstructure and mechanical properties of long glass fiber-reinforced polyamide 6.6 composites for automotive applications,“ *Materials and Design*, Bd. 47, pp. 287-294, 2012.
- [88] Roth, S.: Spritzgegossene Abschirmgehäuse aus stahlfasergefüllten Thermoplasten: Materialeigenschaften, Verarbeitung und Gestaltung, TU Chemnitz: Dissertation, 2006.
- [89] Kennedy, P.; Zheng, R.: Flow Analysis of Injection Molds, Carl Hanser Verlag, München, 2013.
- [90] Advani, S.: Prediction of fiber orientation during processing of short fiber composites, Ph.D. Thesis: University of Illinois, 1987.

- [91] Advani, S.; Tucker III, C.: „The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composites,“ *Journal of Rheology*, Bd. 31, pp. 751-784, 1987.
- [92] Nguyen, B.; et.al.: „Implementation of New Process Models for Tailored Polymer Composite Structures into Processing Software Packages,“ Pacific Northwest National Laboratory, 2010.
- [93] Meyer, K.; Hofmann, J.; Baird, D.: „Prediction of short glass fiber orientation in the filling of an end-gated plaque,“ *Composites: Part A*, Bd. 62, pp. 77-86, 2014.
- [94] Caton-Rose, F.; Hine, P.; Parveen, P.: „Review of short glass fibre orientation prediction models for injection moulding,“ in *PPS Americas Conference*, Ontario, 2012.
- [95] Wonisch, A.: „Realistische Vorhersage der Faserorientierung als Grundlage für ULTRASIM,“ in *Ultrasim User Meeting*, Ludwigshafen, 2012.
- [96] Gupta, V.; et.al.: „Some studies of glass fiber-reinforced polypropylene. Part II: Mechanical properties and their dependence on fiber length, interfacial adhesion, and dispersion,“ *Polymer Composites*, Bd. 10, Nr. 1, pp. 16-27, 1989.
- [97] Franzen, B.; Klason, C.; Kubat, J.; Kitano, T.: „Fibre degradation during processing of short fibre reinforced thermoplastics,“ *Composites*, Bd. 20, Nr. 1, pp. 65-76, 1989.
- [98] Thomason, J.; Vlug, M.: „Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: 1. Tensile and flexural modulus,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Bd. 27, Nr. 6, pp. 477-484, 1996.
- [99] Brast, K.: Verarbeitung von langfaserverstärkten Thermoplasten im direkten Plastifizier-/Pressverfahren, Dissertation: RWTH Aachen, 2001.
- [100] Nguyen, B.; Paquette, J.: „EMTA’s Evaluation of the Elastic Properties for Fiber Polymer Composites Potentially Used in Hydropower Systems,“ Pacific Northwest National Laboratory, 2010.
- [101] Nguyen, B.: „Fiber Length and Orientation in Long-Fiber Injection-Molded Thermoplastics — Part I: Modeling of Microstructure and Elastic Properties,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 42, Nr. 10, pp. 1003-1029, 2008.
- [102] Osswald, T.: „Simulation des mikromechanischen Verhaltens unterschiedlicher Fasern bei der Kunststoffverarbeitung,“ in *Kunststoffe + Simulation*, München, 2013.
- [103] Jiang, S.; Wang, Z.; Zhou, G.; Yang, W.: „An implicit control-volume finite element method and its time step strategies for injection molding simulation,“ *Computers and Chemical Engineering*, Bd. 31, pp. 1407-1418, 2007.
- [104] Wang, X.; Lou, D.; Zhang, N.: „A helical tow model and numerical simulation of on-line thermal curing of thermoset composites in filament winding,“ *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Bd. 47, pp. 4807-4820, 2004.

- [105] N.N.: „Moldex3D Advanced Solution Package,“ CoreTech System Co., Ltd., [Online]. Available: <http://www.moldex3d.com/en/products/advanced>. [Zugriff am 17.06.2015].
- [106] N.N.: „Autodesk Simulation Moldflow-Produkte,“ Autodesk, Inc., [Online]. Available: <http://www.autodesk.de/adsk/servlet/pc/index?siteID=403786&id=14645494>. [Zugriff am 17.06.2015].
- [107] Nguyen, B.; et.al.: „Validation of New Process Models for Large Injection-Molded Long-Fiber Thermoplastic Composite Structures,“ Pacific Northwest National Laboratory, 2011.
- [108] van Haag, J.; Bontenackels, C.; Hopmann, C.: „Vorhersage der Faserorientierung in spritzgegossenen langfaserverstärkten Thermoplasten: Optimierung von Modellparametern,“ in *Kunststoffe + Simulation*, München, 2015.
- [109] Neuhaus, B.; Hinse, C.: „Reaktive Spritzgießprozesse virtuell abbilden,“ *Kunststoffe*, Bd. 5, pp. 46-48, 2010.
- [110] Kallien, L.: „Optimierung des Spritzgießprozesses von Duromeren mit 3D-Simulation,“ Sigma Engineering GmbH, Aachen, 2002.
- [111] N.N.: „Rheologische Auslegung von Duroplastwerkzeugen,“ SIGMA Engineering GmbH, Aachen.
- [112] Tucker III, C.; Liang, E.: „Stiffness predictions for unidirectional short-fiber composites: Review and evaluation,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 59, pp. 655-671, 1999.
- [113] Stommel, M.; Stojek, M.; Korte, W.: FEM zur Berechnung von Kunststoff- und Elastomerbauteilen, München: Carl Hanser Verlag, 2011.
- [114] Radtke, A.: Steifigkeitsberechnung von diskontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten auf der Basis von Faserorientierungs- und Faserlängenverteilungen, Dissertation: Universität Stuttgart, 2009.
- [115] Mori, T.; Tanaka, K.: „Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions,“ *Acta Metallurgica*, Bd. 21, Nr. 5, pp. 571-574, 1973.
- [116] Tandon, G.; Weng, G.: „The Effect of Aspect Ratio of Inclusions on the Elastic Properties of Unidirectionally Aligned Composites,“ *Polymer Composites*, Bd. 5, Nr. 4, pp. 327-333, 1984.
- [117] Eshely, J.: „The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems,“ *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, Bd. 241, Nr. 1226, pp. 376-396, 1957.
- [118] Tandon, G.; Weng, G.: „Stress Distribution in and Around Spheroidal Inclusions and Voids at Finite Concentration,“ *Journal of Applied Mechanics*, Bd. 53, Nr. 3, pp. 511-518, 1986.
- [119] Tandon, G.; Weng, G.: „Average Stress in the Matrix and Effective Moduli of Randomly Oriented Composites,“ *Composites Science and Technology*, Bd. 27, Nr. 2, pp. 111-132, 1986.

- [120] Moneke, M.: Ermittlung temperaturabhängiger anisotroper Stoffwerte für die Spritzgießsimulation, AiF Schlussbericht: Deutsches Kunststoff-Institut, 2004.
- [121] Schwarz, P.: Einfluss der Faserlänge und der Faserorientierung auf die Elastizität und die Wärmeausdehnung von Kurzfaserverbundwerkstoffen, Dissertation: Universität Stuttgart, 1993.
- [122] Rumanus, E.: Ein mikromechanisch orientiertes Schädigungsmodell für Stahlbeton unter Einbeziehung von hygro-mechanischen Einwirkungen, Dissertation: Ruhr-Universität Bochum, 2009.
- [123] Zaoui, A.: „Continuum Micromechanics: Survey,“ *Journal of Engineering Mechanics*, Bd. 128, Nr. 8, pp. 808-816, 2002.
- [124] Zohdi, T.; Wriggers, P.: An Introduction to Computational Micromechanics, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 2005.
- [125] Pahl, M.; Gleißle, W.; Laun, H.-M.: Praktische Rheologie der Kunststoffe und Elastomere, VDI-Gesellschaft Kunststofftechnik, 1995.
- [126] Meinhard, H.: Rheologische Untersuchungen zu Härteeindruckexperimenten im Nanometerbereich, Dissertation: Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, 1999.
- [127] Schapery, R.: „Application of Thermodynamics to Thermomechanical, Fracture, and Birefringent Phenomena in Viscoelastic Media,“ *Journal of Applied Physics*, Bd. 35, Nr. 5, pp. 1451-1465, 1964.
- [128] Schapery, R.: „Nonlinear viscoelastic solids,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 37, Nr. 1-2, pp. 359-366, 2000.
- [129] Levesque, M.; et.al.: „A micromechanical model for nonlinear viscoelastic particle reinforced polymeric composite materials - undamaged state,“ *Composites: Part A*, Bd. 35, pp. 905-913, 2004.
- [130] Muliana, A.; Kim, J.: „A concurrent micromechanical model for predicting nonlinear viscoelastic responses of composites reinforced with solid spherical particles,“ *International Journal of Solids and Structures*, Bd. 44, Nr. 21, pp. 6891-6913, 2007.
- [131] Nguyen, B.; et.al.: „Prediction of the Elastic-Plastic Stress/Strain Response for Injection-Molded Long-Fiber Thermoplastics,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 43, pp. 217-246, 2009.
- [132] Nguyen, B.; Kunc, V.: „An Elastic-Plastic Damage Model for Long-Fiber Thermoplastics,“ *International Journal of Damage Mechanics*, Bd. 19, pp. 691-725, 2010.
- [133] Yang, B.; Kim, B.; Lee, H.: „Micromechanics-based viscoelastic damage model for particle-reinforced polymeric composites,“ *Acta Mechanica*, Bd. 223, Nr. 6, pp. 1307-1321, 2012.
- [134] Notta-Cuvier, D.; Lauro, F.; Bennani, B.: „An original approach for mechanical modelling of short-fibre reinforced composites with complex distributions of fibre orientation,“ *Composites: Part A*, Bd. 62, pp. 60-66, 2014.

- [135] Grellmann, W.; Seidler, S.: Kunststoffprüfung, Carl Hanser Verlag München Wien, 2005.
- [136] Hill, R.: „A Theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals,“ *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, Bd. 193, Nr. 1033, pp. 281-297, 1948.
- [137] von Mises, R.: „Mechanik der plastischen Formänderung von Kristallen,“ *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, Bd. 8, Nr. 3, pp. 161-185, 1928.
- [138] Cox, H.: „The elasticity and strength of paper and other fibrous materials,“ *British Journal of Applied Physics*, Bd. 3, Nr. 3, pp. 72-79, 1952.
- [139] Kelly, A.: *Strong solids-fibre reinforcements*, Oxford University Press, 1966.
- [140] Kelly, A.; Tyson, W.: „Tensile properties of fibre-reinforced metals: copper/tungsten and copper/molybdenum,“ *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Bd. 13, pp. 329-350, 1965.
- [141] Kelly, A.: „Interface effects and the work of fracture of a fibrous composite,“ *Proceeding of Royal Society*, Bd. 319, pp. 95-116, 1970.
- [142] Chou, T.-S.: *Microstructural Design of Fiber Composites*, Cambridge University Press, 1992.
- [143] Schmitt-Thomas, K.: *Integrierte Schadensanalyse: Technikgestaltung und das System des Versagens*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1999.
- [144] Müller, K.: *Beitrag zu Herstellung und Charakterisierung thermisch gespritzter kurzfaserverstärkter Kompositschichten*, Dissertation: Technische Universität Chemnitz, 2002.
- [145] Stelzer, G.: *Zum Faser- und Eigenschaftsabbau bei Verarbeitung und Recycling discontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe*, Dissertation: Universität Kaiserslautern, 2002.
- [146] Ehrenstein, G.: *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe-Verarbeitung-Eigenschaften*, 2. völlig überarbeitete Auflage, Carl Hanser Verlag München Wien, 2006.
- [147] Gross, D.; Seelig, T.: *Bruchmechanik - Mit einer Einführung in die Mikromechanik*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [148] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, Vieweg+Teubner Verlag Wiesbaden, 2008.
- [149] Hörmann, M.: *Nichtlineare Versagensanalyse von Faserverbundstrukturen*, Dissertation: Universität Stuttgart, 2002.
- [150] Tsai, S.: „Strength Characteristics of Composite Materials,“ *NASA Contractor Report CR-224*, Washington D.C., 1965.
- [151] Renz, R.; Altstädt, V.; Ehrenstein, G.: *Schwingfestigkeitsverhalten von faserverstärkten Kunststoffen (SMC); Faserverstärkte Kunststoffe*, Band 3, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 1986.

- [152] Mandell, J.: „Fatigue Behavior of Short Fiber Composite Materials,“ in *Fatigue of Composite Materials*, Amsterdam, Elsevier Science Publishers E.V., 1991, pp. 232-338.
- [153] Pavsek, V.: Zur Ermüdungsrissausbreitung bei kurzglasfaserverstärkten Thermoplasten, Dissertation: Universität Erlangen-Nürnberg, 1996.
- [154] Sankaran, S.; Mallick, P.: „Fatigue Properties of Injection-Molded 33% E-Glass Fiber Reinforced Polyamide-6,6,“ in *9th-Annual SPE® Automotive Composites Conference & Exhibition*, Troy (USA), 2009.
- [155] Seiler, U.: Zur Auslegung dynamisch belasteter Bauteile aus Verbundwerkstoffen am Beispiel von GFK-Blattfedern, Dissertation: RWTH Aachen, 1987.
- [156] Bergmann, H.; et al.: Schadensmechanik kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe bei Schwingbelastung, Braunschweig: Deutsche Forschungs- und Versuchsanstalt für Luft- und Raumfahrt, 1987.
- [157] Hoffmann, L.: Ermüdungsverhalten glasfaserverstärkter Duroplaste, Dissertation: Universität Erlangen-Nürnberg, 1999.
- [158] Lenz, C.: Untersuchung des Langzeitverhaltens von kohlenstofffaserverstärkten Faser-Kunststoff-Verbunden unter betriebsnaher Belastung, Dissertation: Universität Kaiserslautern, 2004.
- [159] Pristavok, J.: Mikromechanische Untersuchungen an Epoxidharz-Glasfaser-Verbundwerkstoffen unter zyklischer Wechselbelastung, Dissertation: Technische Universität Dresden, 2006.
- [160] Radaj, D.; Vormwald, M.: Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [161] Gudehus, H.; Zenner, H.: Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsrechnung, Verlag Stahleisen GmbH Düsseldorf, 1999.
- [162] Haibach, E.: Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung, 3. korrigierte und ergänzte Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006.
- [163] Palmgren, A.: „Die Lebensdauer von Kugellagern,“ *Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure*, Bd. 68, Nr. 14, pp. 339-341, 1924.
- [164] Miner, M.: „Cumulative Damage in Fatigue,“ *Journal of Applied Mechanics*, Bd. 12, pp. A159-A164, 1945.
- [165] Oberbach, K.: „Das Verhalten von Kunststoffen bei kurzzeitiger und langzeitiger Beanspruchung, Kennwerte und Kennfunktionen,“ *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 2, Nr. 6, pp. 281-291, 1971.
- [166] Mallick, P.; Zhou, Y.: „Effect of mean stress on the stress-controlled fatigue of a short E-glass fiber reinforced polyamide-6,6,“ *International Journal of Fatigue*, Bd. 26, Nr. 9, pp. 941-946, 2004.
- [167] Kawai, M.: „A phenomenological model for off-axis fatigue behavior of unidirectional polymer matrix composites under different stress ratios,“ *Composites: Part A*, Bd. 35, pp. 955-963, 2004.

- [168] Zhou, Y.; Mallick, P.: „Fatigue Performance of an Injection-Molded Short E-Glass Fiber-Reinforced Polyamide 6,6. I. Effects of Orientation, Holes, and Weld Line,“ *Polymer Composites*, Bd. 27, Nr. 2, pp. 230-237, 2006.
- [169] Bernasconi, A.; Davoli, P.; Basile, A.; Filippi, A.: „Effect of fibre orientation on the fatigue behaviour of a short glass fibre reinforced polyamide-6,“ *International Journal of Fatigue*, Bd. 29, Nr. 2, pp. 199-208, 2007.
- [170] Sonsino, C.; Moosbrugger, E.: „Fatigue design of highly loaded short-glass-fibre reinforced polyamide parts in engine compartments,“ *International Journal of Fatigue*, Bd. 30, pp. 1279-1288, 2008.
- [171] Bernasconi, A.; Cosmi, F.; Zappa, E.: „Combined Effect of Notches and Fibre Orientation on Fatigue Behaviour of Short Fibre Reinforced Polyamide,“ *Strain*, Bd. 46, Nr. 5, pp. 435-445, 2010.
- [172] De Monte, M.; Moosbrugger, E.; Quaresimin, M.: „Influence of temperature and thickness on the off-axis behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6.6 – cyclic loading,“ *Composites: Part A*, Bd. 41, pp. 1368-1379, 2010.
- [173] Michaeli, W.; Hopmann, C.; Kremer, H.: „Kurzglasfaserverstärkte Bauteile: Vom Ermüdungsverhalten zur Lebensdauervorhersage,“ *Kunststoffe*, Bd. 4, pp. 48-50, 2012.
- [174] Kawai, M.; Suda, H.: „Effects of non-negative mean stress on the off-axis fatigue behavior of unidirectional carbon/epoxy composites at room temperature,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 38, Nr. 10, pp. 833-854, 2004.
- [175] Sims, D.; Brogdon, V.: „Fatigue Behavior of Composites Under Different Loading Modes,“ in *Fatigue of Filamentary Composite Materials*, American Society for Testing and Materials, 1977, pp. 185-205.
- [176] N.N.: „Prozess-Struktur-Kopplung für spritzgegossene Kunststoffbauteile,“ Part Engineering, [Online]. Available: <http://www.part-gmbh.de/162.html>. [Zugriff am 11.06.2015].
- [177] N.N.: „Digimat,“ e-Xstream engineering, [Online]. Available: <http://e-xstream.com/product/digimat>. [Zugriff am 11.06.2015].
- [178] Schmachtenberg, E.; Brandt, M.: „Integrative Simulation für Teile aus kurzfaserverstärkten Thermoplasten: Wenn Kunststoffe Metall ersetzen,“ *Plastverarbeiter*, Bd. 55, Nr. 8, pp. 52-53, 2004.
- [179] Haag, R.; Brinkmann, T.: „Anisotrope Bauteilauslegung: Die richtige Orientierung,“ *Kunststoffe*, Bd. 11, pp. 72-74, 2004.
- [180] Glaser, S.; Wüst, A.; Aumer, B.: „Integrative Simulation: Metall ist die virtuelle Messlatte,“ *Kunststoffe*, Bd. 7, pp. 88-92, 2008.
- [181] Michaeli, W.; Küsters, K.: „Kurzfaserverstärkte Thermoplaste: Verfahren zur sicheren Bauteilauslegung,“ *Kunststoffe*, Bd. 2, pp. 25-28, 2009.
- [182] Wonisch, A.; Wüst, A.: „Bauteile präziser vorhersagen: Faserorientierung glasfaserverstärkter Kunststoffe exakt vorhersagen,“ *Kunststoffe*, Bd. 9, pp. 172-175, 2014.

- [183] Seyfarth, J.; Assaker, R.; Melchior, M.: „Stiffness, Failure & Fatigue of Fiber Reinforced Plastics,“ in *12th-Annual SPE® Automotive Composites Conference & Exhibition*, Troy (USA), 2012.
- [184] Nguyen, B.; et al.: „Damage Modeling Of Injection-Molded Short- And Long-Fiber Thermoplastics,“ Pacific Northwest National Laboratory, 2009.
- [185] N.N.: „nCode DesignLife,“ HBM nCode, [Online]. Available: <http://www.ncode.com/de/produkte/ncode-designlife/features-auf-einen-blick/>. [Zugriff am 17.06.2015].
- [186] N.N.: „FEMFAT software,“ Engineering Center Steyr, [Online]. Available: <http://www.femfat.com/FEMFAT-software.2881.0.html>. [Zugriff am 17.06.2015].
- [187] N.N.: „Lebensdauerberechnung mit winLIFE,“ Steinbeis Transferzentrum: Neue Technologien in der Verkehrstechnik, Ulm, 2005.
- [188] Moosbrugger, E.; Wieland, R.; Gumnior, P.; Gerharz, J.: „Betriebsfeste Auslegung hochbelasteter Kunststoffbauteile im Motorraum,“ *MP Materialprüfung*, Bd. 47, Nr. 7-8, pp. 445-449, 2005.
- [189] Gaier, C.; Dannbauer, H.; Werkhausen, A.: „Festigkeitsbewertung von Komponenten aus kurzfaserverstärkten Kunststoffen,“ *NAFEMS Magazin*, Bd. 8, pp. 23-33, 2007.
- [190] Gaier, C.; Fleischer, H.; Guster, C.; Pinter, G.: „Einfluss von Faserorientierung, Temperatur und Feuchtigkeit auf das Ermüdungsverhalten von kurzfaserverstärkten Thermoplasten,“ *MP Materials Testing*, Bd. 52, Nr. 7-8, pp. 534-542, 2010.
- [191] Tsai, S.; Wu, E.: „A General Theory of Strength for Anisotropic Materials,“ *Journal of Composite Materials*, Bd. 5, Nr. 1, pp. 58-80, 1971.
- [192] Moosbrugger, E.; et al.: „Multiaxial fatigue behaviour of a short-fibre reinforced polyamide – experiments and calculations,“ *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. 42, Nr. 10, pp. 950-957, 2011.
- [193] Bolender, K.; Büter, A.: „Beitrag zur Auslegung mehraxial schwingbelasteter Bauteile aus kurzfaserverstärktem Kunststoff,“ *9. Internationale AVK-Tagung*, Essen, 2006.
- [194] N.N.: Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile: FKM-Richtlinie, 5. Ausgabe, Frankfurt/Main: VDMA-Verlag, 2003.
- [195] Haigh, B.: „Experiments on the Fatigue of Brasses,“ *Journal of the Institute of Metals*, Bd. 18, Nr. 2, pp. 55-77, 1917.
- [196] Hochschule Esslingen; zur Verfügung gestellt durch: Häfele, P., Professor der Fakultät Fahrzeugtechnik: Laborleitung - Labor Werkstoff-/ Fügetechnik, 2012.
- [197] Oertel, H.: Strömungsmechanik: Grundlagen, Grundgleichungen, Lösungsmethoden, Softwarebeispiele, Friedr. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH Braunschweig Wiesbaden, 1999.
- [198] Stieß, M.: Mechanische Verfahrenstechnik-Partikeltechnologie 1, 3., vollst. neu bearb. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2009.

- [199] Tomas, J.: Vorlesung Mechanische Trennprozesse, Otto-Von-Guericke-Universität Magdeburg, Institut für Verfahrenstechnik 2008.
- [200] N.N.: „Autodesk® Simulation Moldflow® Insight Help”, Autodesk Inc., [Online]. Available: <http://help.autodesk.com/view/MFIA/2015/ENU/>. [Zugriff: 02.10.2016].
- [201] N.N.: „Materialdatenbank Autodesk® Simulation Moldflow®”, Autodesk Inc., 2012.
- [202] N.N.: „Materialdatenbank Cadmould® 3D-F ”, Simcon kunststofftechnische Software GmbH, 2014.
- [203] Korte, W., Geschäftsführer der PART Engineering GmbH, Bergisch Gladbach, Simulationsdienstleistung, 2012-2015.
- [204] Erdmann, J.; Ganster, J.: „Einfluss des Faserdurchmessers auf die Struktur und Mechanik Cellulosefaser verstärkter PLA-Komposite,“ *Lenzinger Berichte*, Bd. 89, pp. 91-102, 2011
- [205] Gardziella, A.; Pilato, L.; Knop, A.: Phenolic Resins: Chemistry, Applications, Standardization, Safety and Ecology, Springer Verlag, 2000.
- [206] Ehrenstein, G.; Bittmann, E.: Duroplaste: Aushärtung – Prüfung – Eigenschaften, Carl Hanser Verlag München Wien , 1997.
- [207] Koczyk, S.: „Betriebsfestigkeit und Berechnung der Lebensdauer mit einer allgemeineren Darstellung der Wöhlerlinie,“ *Technische Mechanik*, Bd. 15, Nr. 1, pp. 59-68, 1995.
- [208] Cygon, M.: „Basismaterialien für RoHS-konforme Prozesse,“ in 9. *Europäisches Elektroniktechnologie-Kolleg*, Colonia de Saint Jordi, 2006.
- [209] Halpin, J. C.; Kardos, J. L.; Dudukovic, M. P.: „An approach for prepreg composite system,“ *Pure and Applied Chemistry*, Bd. 55, Nr. 5, pp. 893-906, 1983.
- [210] Dušek, K.: „Epoxy Resins and Composites IV,“ in *Advances in Polymer Science*, Springer Berlin Heidelberg, 1986.
- [211] Jeffrey, G.: „The Motion of Ellipsoidal Particles Immersed in a Viscous Fluid,“ *Proceedings of the Royal Society of London. Series A*, Bd. 102, pp. 161-179, 1922.
- [212] Folgar, F.; Tucker III, C.: „Orientation Behavior of Fibers in Concentrated Suspensions,“ *Journal of Reinforced Plastic Composites*, Bd. 3, Nr. 2, pp. 98-119, 1984.
- [213] Bay, R.: Fiber Orientation in Injection Molded Composites: A Comparison of Theory and Experiment, Ph.D. Thesis: University of Illinois, 1991.
- [214] Bay, R.; Tucker III, C.: „Fiber orientation in simple injection moldings. Part I: theory and numerical methods,“ *Polymer Composites*, Bd. 13, Nr. 4, pp. 317-331, 1992.
- [215] Bay, R.; Tucker III, C.: „Fiber orientation in simple injection moldings. Part II: experimental results,“ *Polymer Composites*, Bd. 13, Nr. 4, pp. 332-342, 1992.

- [216] Park, J.; Park, S.: „Modeling and Simulation of Fiber Orientation in Injection Molding of Polymer Composites,“ *Mathematical Problems in Engineering*, 2011.
- [217] Wang, J.; O’Gara, J.; Tucker III, C.: „An objective model for slow orientation kinetics in concentrated fiber suspensions: Theory and rheological evidence,“ *Journal of Rheology*, Bd. 52, pp. 1179-1200, 2008.
- [218] Phelps, J.; Tucker III, C.: „An anisotropic rotary diffusion model for fiber orientation in short- and long-fiber thermoplastics,“ *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, Bd. 156, Nr. 3, pp. 165-176, 2009.
- [219] Phelps, J.: Processing-Microstructural Models for Short- and Long-Fiber Thermoplastic Composites, Ph.D. Thesis: University of Illinois, 2009.
- [220] Phelps, J.; El-Rahman, A.; Kunc, V.; Tucker III, C.: „A model for fiber length attrition in injection-molded long-fiber composites,“ *Composites: Part A*, Bd. 51, pp. 11-21, 2013.
- [221] Hofer, T.: Modellierung und Simulation des Spritzpräverfahrens unter Verwendung thermoplastischer Kunststoffe, Dissertation: Universität Stuttgart, 2006.
- [222] Sinaiski, E.: Hydromechanics: Theory and Fundamentals, Wiley-VCH Verlag Weinheim, 2011.
- [223] Weinberger, C.; Cai, W.; Barnett, D.: Lecture Notes – Elasticity of Microscopic Structures, Stanford University, 2005.
- [224] Montgomery-Smith, S.; Jack, D.; Smith, D.: „The Fast Exact Closure for Jeffery’s equation with diffusion,“ *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, Bd. 166, pp. 343-353, 2011.
- [225] Montgomery-Smith, S.; Jack, D.; Smith, D.: „Fast Solutions for the Fiber Orientation of concentrated Suspensions of Short-Fiber Composites using the Exact Closure Method,“ *ASME 2010 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*, Bd. 3, pp. 249-255, 2010.
- [226] Chung, D.; Kwon, T.: „Improved Model of Orthotropic Closure Approximation for Flow Induced Fiber Orientation,“ *Polymer Composites*, Bd. 22, Nr. 5, pp. 636-649, 2001.
- [227] Crammond, G.; Boyd, S.; Dulieu-Barton, J.: „Evaluating the localised through-thickness load transfer and damage initiation in a composite joint using digital image correlation,“ *Composites: Part A*, Bd. 61, pp. 224-234, 2014.

Anhang

Anhang 1: Chemismus der Phenolharzherstellung in Strukturformeln

Chemismus der Synthese der Monomere zu Resolen und Novolaken

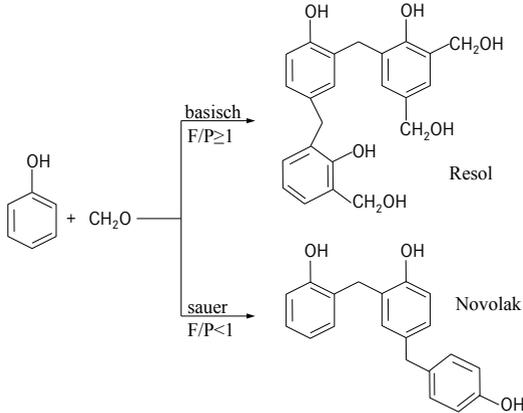


Bild A 1: Herstellung von Novolaken und Resolen aus der Umsetzung von Phenol und Formaldehyd [16]

Herstellung von Resolen

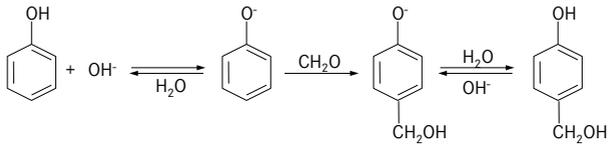


Bild A 2: Basische Hydroxymethylierung – Umsetzung von Phenol und Formaldehyd zu Hydroxymethylphenol [15, 16]

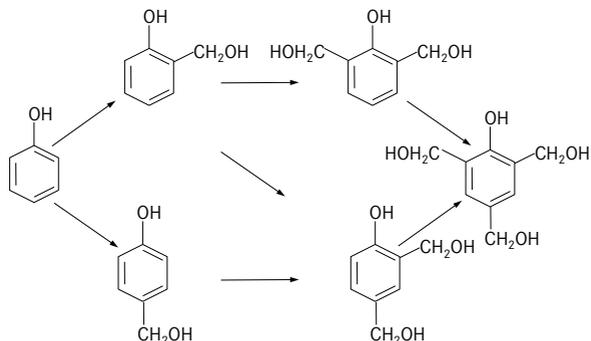


Bild A 3: Formen von Hydroxymethylphenol [16]

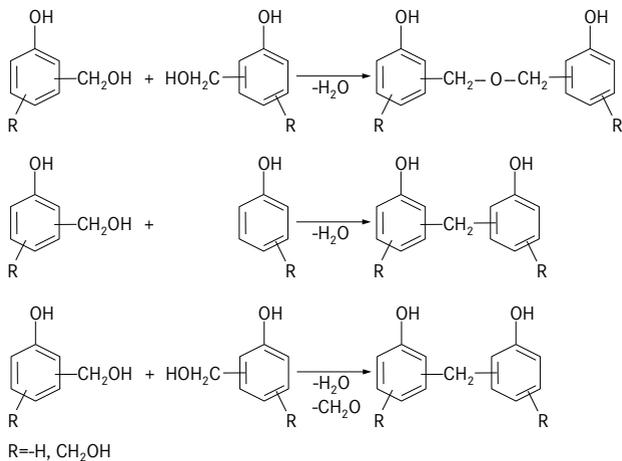


Bild A 4: Kondensation der Hydroxymethylphenole zu Mehrkernverbindungen [15]

Herstellung von Novolaken

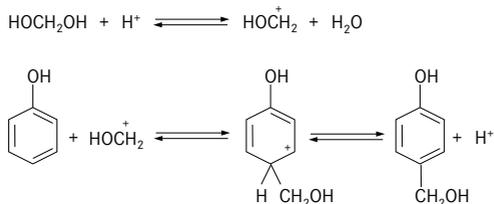


Bild A 5: Saure Hydroxymethylierung – Umsetzung von Phenol und Formaldehyd zu Hydroxymethylphenol [15]

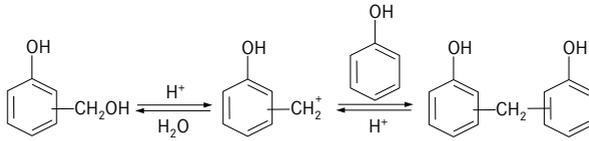


Bild A 6: Ausbildung von Methylenbrücken [15]

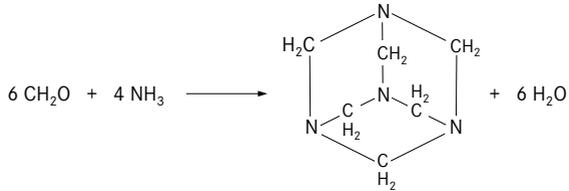


Bild A 7: Bildung von Hexamethylenetetramin [21]

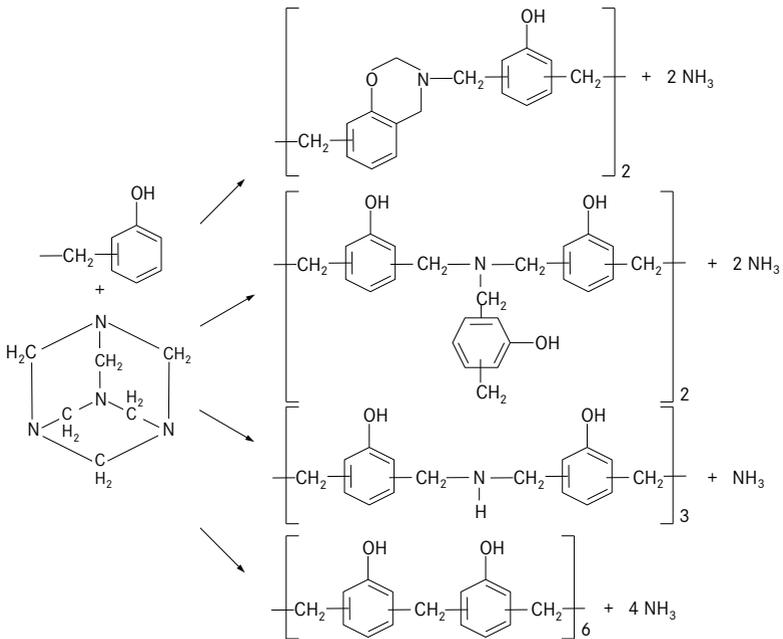


Bild A 8: Chemismus der Novolakhärtung mit Hexa [21]

Anhang 2: Numerische Modellansätze zur Prozess- und Struktursimulation

Modelle zur Berechnung der Faserorientierung

Erste Ansätze zur Berechnung der Faserbewegung liefert das Modell von Jeffrey [211]. Dieser beschreibt das Scherfeld eines newtonschen Fluids innerhalb der Ebene in Umgebung eines rotierenden Ellipsoids. Folgar und Tucker erweitern dieses Modell zur Berechnung der Faserorientierungen von konzentrierten Suspensionen in drei Dimensionen [212]. Bezugspunkt sind Strömungen, in denen Scherung dominant ist. Hierbei bewirkt die Interaktion von Schmelze und Faser eine periodische Rotation der Faser. Die Häufigkeit der Interaktion ist proportional zum Geschwindigkeitsgradienten und berücksichtigt hydrodynamische Schmelze-Faser-Interaktionen. Der Ansatz ist rein statistisch und liefert eine auf einer phänomenologischen Beschreibung basierende Häufigkeitsverteilung der Faserorientierungen. Dieses Modell wurde von Advani und Tucker [90, 91] durch einen Interaktionsterm ergänzt, um auch die Interaktionen zwischen den Fasern berücksichtigen zu können. Dieser wirkt der durch die Faser-Schmelze-Wechselwirkungen hohen Orientierungsgrade entgegen und der Ansatz ergibt sich zu Gl. (39), wobei a_{ij} und a_{ijkl} den Orientierungstensoren zweiter und vierter Ordnung entsprechen, δ_{ij} der Einheitsmatrix, ω_{ij} dem Dehngeschwindigkeitstensor und $\dot{\gamma}_{ij}$ dem Deformationsgeschwindigkeitstensor. κ und C_i sind Materialkonstanten, wobei κ das Aspektverhältnis der Faser berücksichtigt und C_i den Interaktionskoeffizienten beschreibt, welcher der Ausrichtung der Faser als diffusiver Anteil entgegenwirkt.

$$\frac{Da_{ij}}{Dt} = -\frac{1}{2}(\omega_{ik}a_{kj} - a_{ik}\omega_{kj}) + \frac{1}{2}\kappa(\dot{\gamma}_{ik}a_{kj} + a_{ik}\dot{\gamma}_{kj} - 2\dot{\gamma}_{kl}a_{ijkl}) + 2C_i\dot{\gamma}(\delta_{ij} - 3a_{ij}) \quad (39)$$

Experimentelle Untersuchungen [213-215] haben ergeben, dass C_i mit steigender Faserkonzentration und steigendem Aspektverhältnis der Partikel ansteigt und experimentell über die Endorientierung ermittelt werden kann. Bay beschreibt den Zusammenhang mit:

$$C_i = 0,0184\exp(-0,7148\varphi l/d) \quad (40)$$

Weitere Modellanpassungen werden in [92] und [216] zusammengefasst. Eine Erweiterung stellt die Anpassung nach Wang [217] dar, welche die Orientierungsdynamik der Partikelrotation durch einen ergänzenden Term verlangsamt. Experimentelle Untersuchungen, wie in [92-95], bestätigen die Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit. Die beschriebenen Modelle gehen von sehr kleinen Aspektverhältnissen und isotroper Faserverteilung aus. Formmassen mit Langfaserverstärkung besitzen aufgrund ihres

größeren Aspektverhältnisses zum einen eine langsamere Ausrichtung und zum anderen eine stärkere Faser-Faser-Interaktion. Entsprechend resultiert eine geringere Orientierung der Fasern in Strömungsrichtung, welche anhand des isotropen Diffusionsterms nicht präzise genug vorhergesagt wird. Das Modell von Phelps und Tucker [218] beschreibt die Faserrotation durch einen anisotrop rotierenden Diffusionsterm (Gl. (41)). Dabei wird der skalare Koeffizient C_i durch eine tensorielle Beschreibung C_{ik} ersetzt. Eine Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit dieses Modells wird durch [92, 108] bestätigt. b_1 bis b_5 beschreiben Materialkonstanten, die anhand des Experimentes angepasst werden müssen.

$$\frac{Da_{ij}}{Dt} = -\frac{1}{2}(\omega_{ik}a_{kj} - a_{ik}\omega_{kj}) + \frac{1}{2}\kappa(\dot{\gamma}_{ik}a_{kj} + a_{ik}\dot{\gamma}_{kj} - 2\dot{\gamma}_{kl}a_{ijkl}) \quad (41)$$

$$+\dot{\gamma}[2C_{ij} - 2C_{kk}a_{ij} - 5(C_{ik}a_{kj} + a_{ik}C_{kj}) - 10C_{kl}a_{ijkl}]$$

mit

$$C_{ij} = b_1\delta_{ij} + b_2a_{ij} + b_3a_{ik}a_{kj} + b_4\frac{\dot{\gamma}_{ij}}{\dot{\gamma}} + b_5\frac{\dot{\gamma}_{ik}\dot{\gamma}_{kj}}{\dot{\gamma}^2} \quad (42)$$

Modelle zur Berechnung des Faserbruchs

Das Faserbruchmodell nach Phelps [219-220] basiert auf der Euler'schen Knicktheorie und verwendet die kritische Knickkraft F_{krit} einer hydrodynamisch beanspruchten Faser (Gl. (43)). Das verwendete Bruchkriterium berücksichtigt dabei die Viskosität der Matrix η_m , die Fasersteifigkeit E_f sowie einen empirischen Widerstandskoeffizienten ζ . \mathbf{p} beschreibt die Orientierung und \mathbf{D} den Deformationstensor.

$$\frac{F_i(\mathbf{p})}{F_{krit}} = \left[\frac{4\zeta\eta_m l^4}{\pi^3 E_f d^4} \right] (-2\mathbf{D}:\mathbf{pp}) > 1 \quad (43)$$

Ein weiterer Ansatz basiert auf der Berechnung der Faserbiegung sowie der kritischen Schubspannung σ_{12} für Faserbruch (Gl. (44)) und wird in [86] zusammengefasst. Das Bruchkriterium wird hier durch einen Reibkoeffizienten k_f und einen Gleitkoeffizienten k_h bei Faser-Faser-Kontakt beschrieben. Darüber hinaus nutzt die Gleichung der kritischen Schubspannung direkt die Viskositätsgleichungen nach Carreau zur Vorhersage der Spannungsverteilung und des hydrostatischen Druckes.

$$\sigma_{12} = k_f P + k_h \frac{16}{\pi^2} \frac{d}{l^2 Z} f \varphi^2 \eta_0 \left(1 + \lambda^2 \left(\frac{d}{Z} \dot{\gamma} \right)^2 \right)^{(n-1)/2} \dot{\gamma} \quad (44)$$

P beschreibt die Normalspannung, z den mittleren Faserabstand und f die Verteilungsfunktion der Ebenenorientierung.

Beide Modellansätze beziehen die hydrodynamischen Einflüsse sowie die Faser-Faser-Interaktionen konzentrierter Suspensionen während des Formfüllvorgangs mit ein. Sie lassen sich mit der statistischen Orientierungsfunktion nach Advani und Tucker [91] sowie dem Modell der Faserinteraktion nach Advani [90] koppeln. Unter Berücksichtigung von Faserlänge, -durchmesser und -volumenanteil sowie der Orientierungsgrade der Nachbarfasern lassen sich das Aspektverhältnis und der mittlere Faserabstand bzw. die Faserkontaktstellen berechnen.

Navier-Stokes-Gleichungen für die Spritzgießsimulation

Die Erhaltungssätze für Masse, Impuls und Energie dienen als Grundlage für die Spritzgießsimulation und können mithilfe der Gleichungen (45) bis (47) beschrieben werden. Eine ausführliche Herleitung findet sich beispielsweise in [89, 221]. Gl. (45) besagt dabei, dass sich die Masse des Fluids während der Formfüllung nicht ändert. Gl. (46) beschreibt den Zusammenhang zwischen Geschwindigkeit und Druck des Fluids in der Kavität. Aus der Integration dieser Gleichung über den Kavitätenquerschnitt ergeben sich das charakteristische Geschwindigkeitsprofil sowie die Druckverteilung. Die Gleichung der Energieerhaltung (Gl. (47)) berücksichtigt darüber hinaus alle thermischen Effekte.

Masseerhaltung

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v}) = 0 \quad (45)$$

Impulserhaltung

$$\frac{\partial(\rho \vec{v})}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot (\rho \vec{v} \vec{v}) = \rho \cdot \vec{g} - \vec{\nabla} p + \vec{\nabla} \cdot \boldsymbol{\tau} \quad (46)$$

Energieerhaltung

$$\rho c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \vec{v} \cdot \vec{\nabla} T \right) = \beta T \left(\frac{\partial p}{\partial t} + \vec{v} \cdot \vec{\nabla} p \right) + \eta \dot{\gamma}^2 + \vec{\nabla} (K \vec{\nabla} T) \quad (47)$$

Dabei entspricht \vec{v} dem Fließgeschwindigkeitsvektor, \vec{g} dem Gravitationsfeld, $\boldsymbol{\tau}$ dem Schubspannungstensor, c_p der spezifischen Wärmekapazität, β dem thermischen Ausdehnungskoeffizient und K der Wärmeleitfähigkeit.

Mikromechanisches Modell nach Tandon und Weng [116]

$$E_{11} = \frac{E_m}{1 + \varphi(A_1 + 2\nu_m A_2)/A_6} \quad (48)$$

$$E_{22} = \frac{E_m}{1 + \varphi[-2\nu_m A_3 + (1 - \nu_m)A_4 + (1 + \nu_m)A_5 A_6]/2A_6} \quad (49)$$

$$\nu_{12} = \frac{\nu_m A_6 - \varphi(A_3 - \nu_m A_4)}{A_6 + \varphi(A_1 - 2\nu_m A_2)} \quad (50)$$

$$\nu_{23} = \frac{E_{22}}{2G_{23}} - 1 \quad (51)$$

$$G_{12} = G_m \left[1 + \frac{\varphi}{G_m/(G_f - G_m) + 2(1 - \varphi)S_{1212}} \right] \quad (52)$$

$$G_{23} = G_m \left[1 + \frac{\varphi}{G_m/(G_f - G_m) + 2(1 - \varphi)S_{2323}} \right] \quad (53)$$

mit

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

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

$$A_3 = B_1 - D_1 B_3;$$

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

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

$$A_6 = 2B_2 B_3 - B_1(B_4 + B_5);$$

$$B_1 = \varphi D_1 + D_2 + (1 - \varphi)(D_1 S_{1111} + 2S_{2211});$$

$$B_2 = \varphi + D_3 + (1 - \varphi)(D_1 S_{1122} + S_{2222} + S_{2233});$$

$$B_3 = \varphi + D_3 + (1 - \varphi)[S_{1111} + (1 + D_1)S_{2211}];$$

$$B_4 = \varphi D_1 + D_2 + (1 - \varphi)(S_{1122} + D_1 S_{2222} + S_{2233});$$

$$B_5 = \varphi + D_3 + (1 - \varphi)(S_{1122} + S_{2222} + D_1 S_{2233});$$

$$D_1 = 1 + 2(G_f - G_m)/(\lambda_f - \lambda_m);$$

$$D_2 = (\lambda_f + 2G_m)/(\lambda_f - \lambda_m);$$

$$D_3 = \lambda_m/(\lambda_f - \lambda_m).$$

λ_m und λ_f sind Lamé-Konstanten und werden beispielsweise in [222] beschrieben. S^E_{ij} sind Komponenten des sogenannten Eshelby-Tensors [117], welcher die Beziehung zwischen der Dehnung der einen Einschluss umgebenden Matrix und der Eigendehnung des Einschlusses beschreibt. Der Eshelby-Tensor ermöglicht die Berücksichtigung der Geometrie ellipsoider Einschlüsse über das Aspektverhältnis l/d . Weiterführende Literatur zu dieser Thematik findet sich beispielsweise in [113-114, 116, 223]

Beschreibung des Faserorientierungstensors

Die Orientierung einer einzelnen Faser wird im Polarkoordinatensystem über einen Einheitsvektor und die Winkel Θ und Φ beschrieben (Bild A 9 und Gl. (54)).

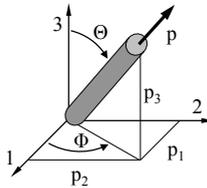


Bild A 9: Beschreibung der Orientierung einer einzelnen Faser im Polarkoordinatensystem

$$p = \begin{bmatrix} \sin\Theta\cos\Phi \\ \sin\Theta\sin\Phi \\ \cos\Theta \end{bmatrix} \quad (54)$$

Die komplette Klasse aller möglichen Orientierungen spannt eine Einheitskugel auf. Um eine Anordnung von Fasern in einem definierten Bereich zu beschreiben, wird auf die Wahrscheinlichkeitsfunktion von Advani und Tucker [91] zurückgegriffen, welche die Wahrscheinlichkeit beschreibt, dass sich eine Faser zwischen den Winkeln Θ_1 und $(\Theta_1 + d\Theta)$ sowie Φ_1 und $(\Phi_1 + d\Phi)$ befindet. Die Wahrscheinlichkeitsfunktion wird als Addition linearer Tensoren dargestellt, wobei die Verwendung von Tensoren höherer Ordnung die Genauigkeit der Beschreibung verbessert. Zur Abbildung physikalischer Eigenschaften, wie beispielsweise der Steifigkeit, sind Tensoren zweiter und vierter Ordnung hinreichend genau (Gl. (55)). Die Komponenten der Orientierungstensoren ergeben sich aus dem dyadischen Produkt des Einheitsvektors p über alle Orientierungen. Der Tensor vierter Ordnung kann durch eine sogenannte „closure approximation“ über den Tensor zweiter Ordnung beschrieben werden [224-226]. Entsprechend wird zur Beschreibung der Mikrostruktur ausschließlich der Tensor zweiter Ordnung verwendet. Dieser lässt sich über eine Hauptachsentransformation auf die Komponenten der Diagonalen reduzieren. Diese wiederum werden durch ihre Eigenvektoren λ_i und

die dazugehörigen Eigenwerte e_i beschrieben (Gl. (56)) und in ellipsoider Form dargestellt (Bild A 10). Dabei beschreibt λ die Richtung der Faserorientierung und e die statistische Wahrscheinlichkeit der Orientierung in diese Richtung. Als Ergebnis der Faserorientierungsberechnungen wird das dreidimensionale Orientierungsellipsoid pro Element dargestellt, das zur Verwendung in anderen Programmen exportiert werden kann.

$$a_{ij} = \oint p_i p_j \Psi(p) dp; \quad a_{ijkl} = \oint p_i p_j p_k p_l \Psi(p) dp \quad (55)$$

$$a_{ij} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ \text{sym} & a_{22} & a_{23} \\ & & a_{33} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \lambda_1 & 0 & 0 \\ & \lambda_2 & 0 \\ \text{sym} & & \lambda_3 \end{bmatrix}; [e_1 \quad e_2 \quad e_3] \quad (56)$$

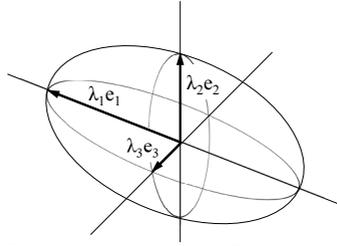


Bild A 10: Ellipsoide Darstellung des Tensors zweiter Ordnung

„Orientation Averaging“ nach Advani und Tucker [91]

Die effektive Steifigkeit $\langle C_{ijkl} \rangle$ einer komplexen Faserorientierung beschreibt sich wie folgt:

$$\begin{aligned} \langle C_{ijkl} \rangle = & B_1 a_{ijkl} + B_2 (a_{ij} \delta_{kl} + a_{kl} \delta_{ij}) \\ & + B_3 (a_{ik} \delta_{jl} + a_{il} \delta_{jk} + a_{jl} \delta_{ik} + a_{jk} \delta_{il}) \\ & + B_4 \delta_{ij} \delta_{kl} \\ & + B_5 (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \end{aligned} \quad (57)$$

mit

$$B_1 = C_{11} + C_{22} - 2C_{12} - 4C_{44};$$

$$B_2 = C_{12} - C_{23};$$

$$B_3 = C_{44} + \frac{1}{2}(C_{23} - C_{22});$$

$$B_4 = C_{23};$$

$$B_5 = \frac{1}{2}(C_{22} - C_{23}).$$

C_{ij} entspricht den Komponenten des transversalisotropen Steifigkeitstensors (vgl. Gl. (59)).

Existiert neben einer Faserorientierungsverteilung ebenso eine Faserlängenverteilung, kann die effektive Steifigkeit wie folgt beschrieben werden [101]:

$$\langle C_{ijkl}^* \rangle = \frac{\int_0^\infty C_{ijkl}(l/d) p(l) dl}{\int_0^\infty p(l) dl} \quad (58)$$

C_{ijkl} entspricht der Steifigkeitsmatrix mit dem Aspektverhältnis l/d und der Wahrscheinlichkeitsverteilungsfunktion p als anzahl- oder volumengewichtete Häufigkeitsverteilung der Faserlänge (vgl. Gl. (23) und Gl. (24)). Die Kombination der Gleichungen (57) und (58) ergibt einen Steifigkeitstensor, welcher die Faserlängenverteilung und die Faserorientierungsverteilung berücksichtigt.

Beschreibung des linear elastischen Materialmodells faserverstärkter Kunststoffe

Das linear elastische Materialmodell verbindet bei faserverstärkten Kunststoffen die Eigenschaften der Fasern und der Polymermatrix. Beide sind über isotrope Materialeigenschaften definiert. Faserverstärkte Polymere besitzen allerdings die Eigenschaft, dass sie bei Belastung in Faserlängsrichtung eine höhere Steifigkeit und Festigkeit aufweisen, als senkrecht dazu. Das Hooke'sche Gesetz liefert die Beschreibung des Elastizitätstensors für anisotrope Werkstoffe. Aufgrund der transversal isotropen Materialeigenschaften faserverstärkter Kunststoffe reduziert sich die allgemeine Tensorform von 81 Komponenten auf 12 Komponenten (Gl. (59)). Die Herleitung dazu liefert beispielsweise [114].

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{12}}{E_{22}} & -\frac{\nu_{12}}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ & & \frac{1}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{2(1+\nu_{23})}{E_{22}} & 0 & 0 \\ & & & & \frac{1}{G_{12}} & 0 \\ & & & & & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (59)$$

sym

Die in der Nachgiebigkeitsmatrix vorkommenden fünf unabhängigen Kennwerte ergeben sich aus Materialparametern, die in Versuchen an makroskopischen Proben ermittelt werden können:

- E-Modul (E_{11}) parallel zur Faserorientierung,
- E-Modul (E_{22}) senkrecht zur Faserorientierung,
- Querkontraktionszahl (ν_{12}) in der 1-2Ebene (Querdehnung infolge Längsbeanspruchung),
- Querkontraktionszahl (ν_{23}) in der 2-3 Ebene (Querdehnung infolge Querbeanspruchung),
- Schubmodul (G_{12}) in der 1-2-Ebene

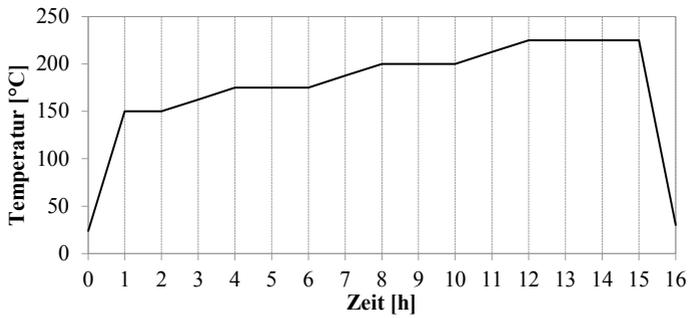
Anhang 3: Temperprofil

Bild A 11: Temperprofil zur vollständigen Nachvernetzung der Probestäbe und der Bauteile

Anhang 4: Ergänzende Ansichten der Bauteilgeometrie sowie der Formfüllstudie, inklusive Probekörperentnahmestellen

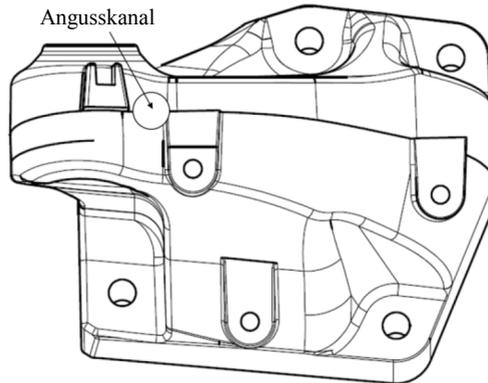


Bild A 12: Draufsicht des Motorträgers, inklusive Kennzeichnung der Angussposition

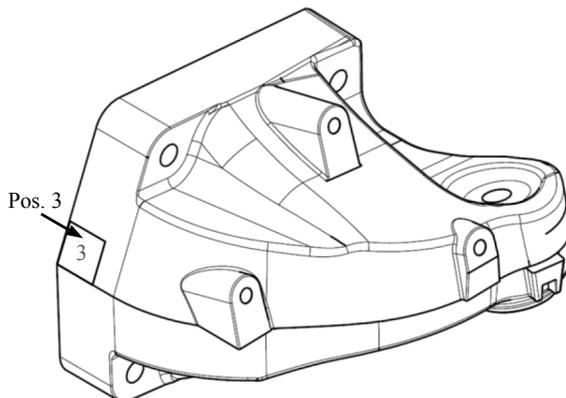


Bild A 13: Ansicht des Motorträgers in Einbaulage, inklusive genaue Kennzeichnung der Prüfentnahmeposition 3

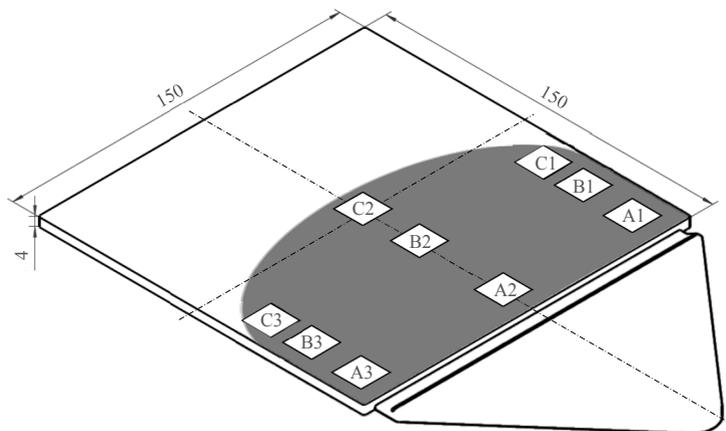


Bild A 14: Schematische Darstellung der Teilabspritzungen, inklusive Entnahmepositionen der Prüflinge

Anhang 5: Faseranalyse mithilfe der CT

Für die computertomographische Messung wird das Messobjekt auf einem Drehteller zwischen der Röntgenquelle und dem Flächendetektor platziert und für jede Winkelstellung des Objektes ein Projektionsbild aufgenommen. Die Auflösungsgenauigkeit der Projektion wird durch die Größe des Objektes und damit durch die Entfernung zum Detektor bestimmt. Aus den Projektionsbildern wird im Anschluss für jedes Volumenpixel (Voxel) ein Grauwert entsprechend der vorliegenden Materialdichte berechnet. Eine höhere Materialdichte bedeutet dabei einen höheren Absorptionsgrad. Dies entspricht wiederum einer höheren Grauwertzuordnung (Grauwertbereich von 0 bis 255, wobei 0 schwarz und 255 weiß entspricht). Da der Dichteunterschied zwischen Phenolharz und Glasfasern etwa 1:2 beträgt, können die Faserstrukturen abgebildet werden. Bei den Proben A1 bis C3, d.h. Proben mit einer Abmessung von (15 x 15 x 4) mm, entspricht die Auflösung etwa 5 $\mu\text{m}/\text{Voxel}$. Bei einem Faserdurchmesser von 13 μm bis 17 μm ist entsprechend eine Auflösungsgenauigkeit bis hin zur Einzelfaser möglich (Bild A 15). Die größeren Geometrien der Probestäbe (Auflösung: 33 $\mu\text{m}/\text{Voxel}$), der Fließstudie (Auflösung: 90 $\mu\text{m}/\text{Voxel}$), der Platte (Auflösung: 90 $\mu\text{m}/\text{Voxel}$) und des Motorträgers (Auflösung: 90 $\mu\text{m}/\text{Voxel}$) erlauben hingegen keine Auflösung der Einzelfaser mehr (Bild A 16). Dennoch können Projektionen des Langfasermaterials 9202 L5-A in ausreichender Auflösungsgenauigkeit erzeugt werden, denn die langen Fasern und deren Bündelungen erlauben eine Auswertung des Faserverlaufes sowie der Packungsdichte für weiterführende Betrachtungen.

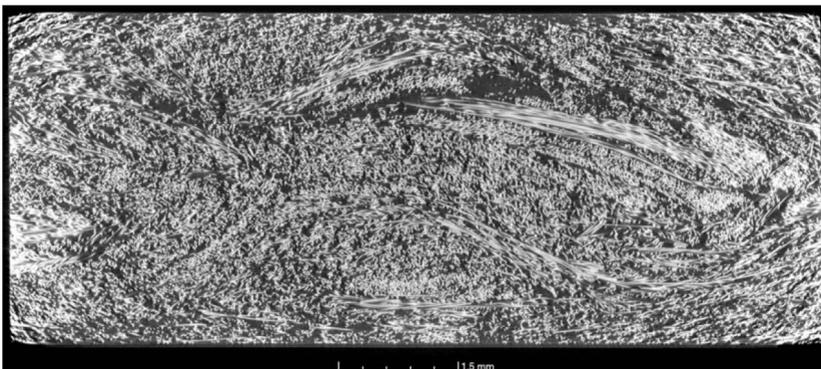


Bild A 15: Einzelfaserdetektion Probenquerschnittsebene 9202 L5-A, Position B2

Anhand der Grauwertunterschiede zwischen der Matrix und den Fasern bzw. Faserbündeln werden räumliche Informationen über die Faserorientierung erfasst. Dazu wird für jedes Voxel der Grauwert bestimmt und mit den Grauwerten der umliegenden Voxel abgeglichen. Anhand eines Grauwertschwellenwertes wird die Phasengrenze zwischen

Matrix und Faser definiert, was quantitative Analysen von lokalen Faserorientierungen und Volumenverteilungen ermöglicht (Bild A 16).

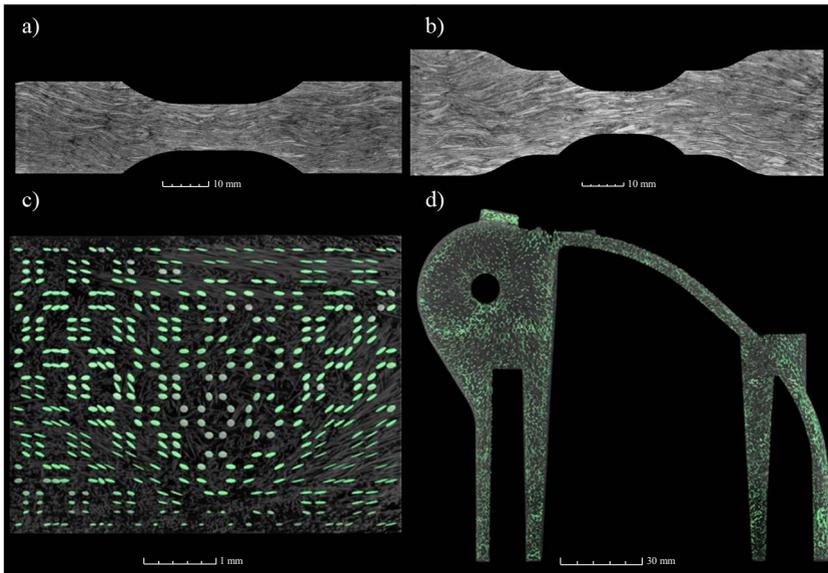


Bild A 16: μ CT-Schnittebenen: a) Probekörper 1, b) Probekörper 2, c) Faserorientierungsanalyse Bauteilquerschnitt über die Wandstärke, d) Faserorientierungsanalyse Bauteilschnittebene

Anhang 6: Dehnungsverteilungsmessung mittels digitaler Bildkorrelation (DIC)

Die dreidimensionale Verformungsmessung mittels digitaler Bildkorrelation basiert auf der Verfolgung von Grauwertmustern, sog. Speckle-Mustern, aus zwei unterschiedlichen Kameraperspektiven. Aus der Korrelation der Musterverschiebung zwischen beiden Kamerabildern wird die Geometrie und die Lage des Objektes für jeden aufgezeichneten Verformungszustand gemessen und daraus die Oberflächendehnung zum Referenzzustand berechnet. Eine genaue Beschreibung liefert [227].

Für die Verformungsmessung eines möglichst großen Objektbereiches wird der Probekörper mit zwei Kameras betrachtet, das Bauteil mit vier Kameras (Aufbau siehe Bild A 17). Eingesetzt wird das System Q-400 der Firma Dantec Dynamics A/S. Das betrachtete stochastische Grauwertmuster wird jeweils im Vorfeld aufgebracht. Die Verformungsmessung erreicht eine Auflösungsgenauigkeit von 500 nm (Probekörper) bzw. 1000 nm (Bauteil) und wird mit einer Aufnahme­frequenz der Bildabfolge von 10 Hz bzw. 4 Hz aufgezeichnet. Gekoppelt mit der Kraftmessung der Zugprüfmaschine lassen sich Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die Probekörper bzw. Kraft-Weg-Diagramme für die Bauteilverformung erzeugen. Darüber hinaus werden lokale Dehnungs­überhöhungen und oberflächennahes Versagen detektierbar (exemplarisch dargestellt in Bild A 18 und Bild A 19).

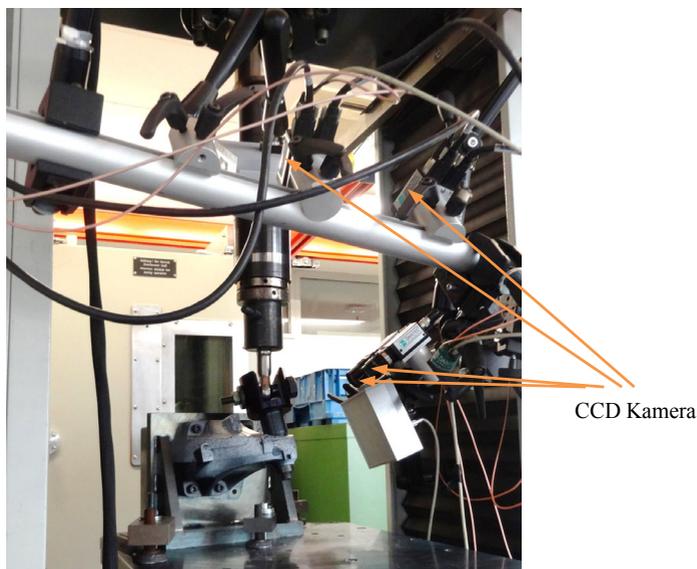


Bild A 17: Aufbau der digitalen Bildkorrelation zur quasistatischen Verformungsmessung des Bauteils

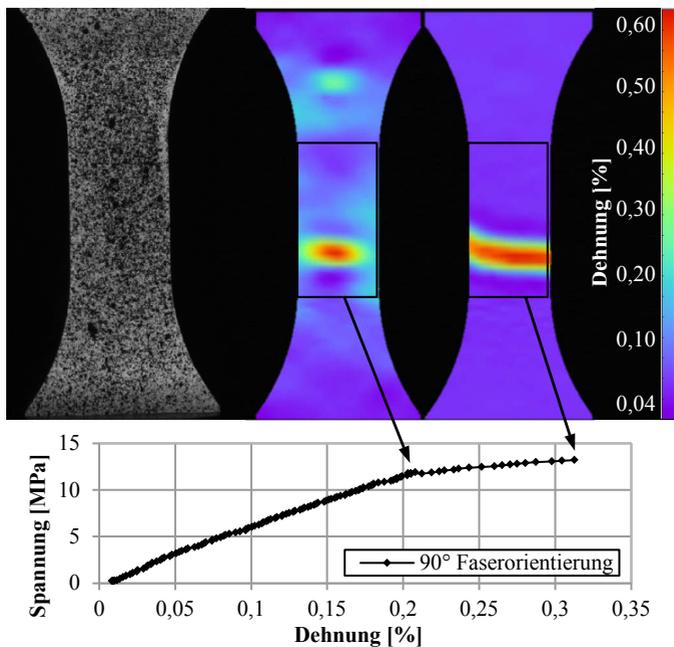


Bild A 18: DIC-Verformungsmessung des Probestabes 1: links: aufgebrachttes Speckle-Muster, rechts: Dehnungsverteilung inkl. Dehnungsüberhöhung kurz vor dem Versagen, unten: resultierendes SD-Diagramm

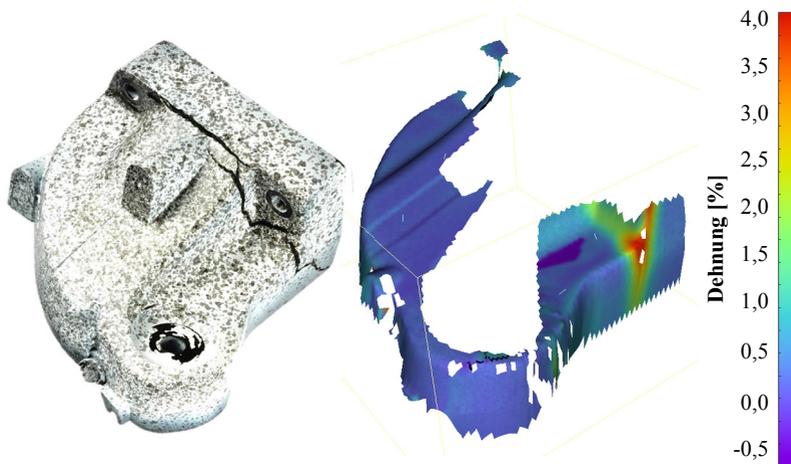


Bild A 19: DIC-Verformungsmessung des Bauteils: links: aufgebrachttes Speckle-Muster, rechts: Dehnungsverteilung inkl. Dehnungsüberhöhung kurz vor dem Versagen

Anhang 7: Vorversuche zur frequenzbedingten Beeinflussung der Lebensdauer

Ziel der Voruntersuchungen liegt in der Ermittlung des Einflusses der Prüffrequenz auf die Lebensdauer bis zum Schwingbruchversagen. Die Versuche werden unter schwelender und wechselnder Beanspruchung bei 5 Hz, 20 Hz und 30 Hz durchgeführt. Geprüft werden jeweils 4 Probekörper mit 90° Faserorientierung zur Beanspruchungsrichtung, da hier aufgrund der erhöhten Matrixbeanspruchung der größte Einfluss erwartet wird. Zudem werden an einigen Proben an der Längs- und Querkante des Probekörpersteiges Temperaturmessungen durchgeführt und so die Eigenerwärmung während der Prüfung überwacht. Der Versuchsaufbau ist in Bild A 20 dargestellt. Die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsuntersuchungen sind beispielhaft am PF1110 90° in Bild A 21 aufgeführt. Neben der Versagensschwingspielzahl wird die Hysterese der Proben in logarithmischen Abständen aufgezeichnet und in Form der dynamischen Steifigkeit sowie der Dämpfung ausgewertet.

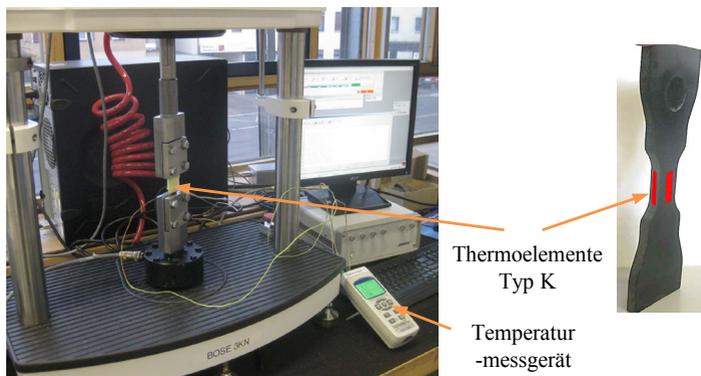


Bild A 20: Versuchsaufbau Temperaturmessung, Maschine: Bose ElectroForce 3 kN

Die Wöhlerlinien der Wechsel- ($R=-1$) und Zugschwellversuche ($R=0,1$) verlaufen für alle Frequenzen nahezu identisch. Es ist kein signifikanter Einfluss der Prüffrequenz auf die Lebensdauer erkennbar. Gleiches gilt auch für das Niveau und den Verlauf der dynamischen Steifigkeit sowie der Dämpfung über die Laufzeit der Versuche. Die Überwachung der Temperaturänderung zeigt einen sehr geringen Anstieg der Temperatur zu Beginn der Prüfung und das Erreichen eines stabilen Plateaus nach bereits ein bis zwei Stunden. Mit zunehmender Frequenz wird zwar eine größere Temperaturerhöhung messbar, diese liegt allerdings insgesamt auf einem niedrigen Niveau.

Da alle untersuchten Bewertungskriterien keinen signifikanten Einfluss auf das Ermüdungsverhalten aufweisen, wird die Prüffrequenz für alle nachfolgenden Versuche auf 30 Hz festgelegt.

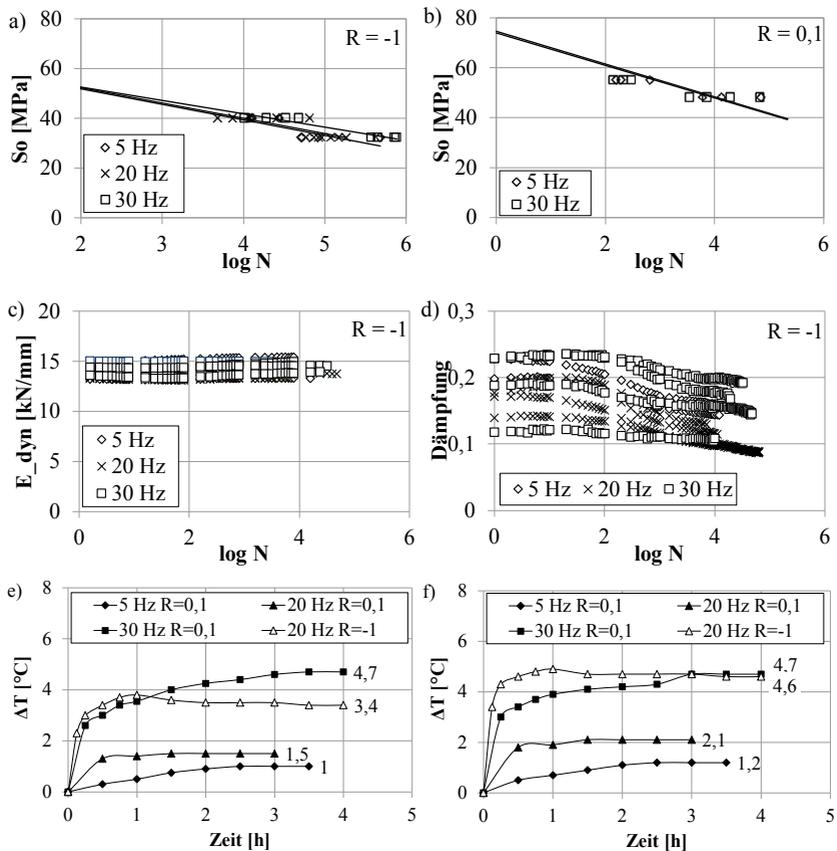


Bild A 21: Frequenzabhängiger Dauerschwingversuch PF1110 90°: Schwingbruchversagen unter (a) wechselnder und (b) schwellender Beanspruchung, (c) dynamischer Steifigkeitsverlauf und (d) Dämpfung bei wechselnder Beanspruchung, Temperaturänderungsverlauf der (e) Längskante und der (f) Querkante

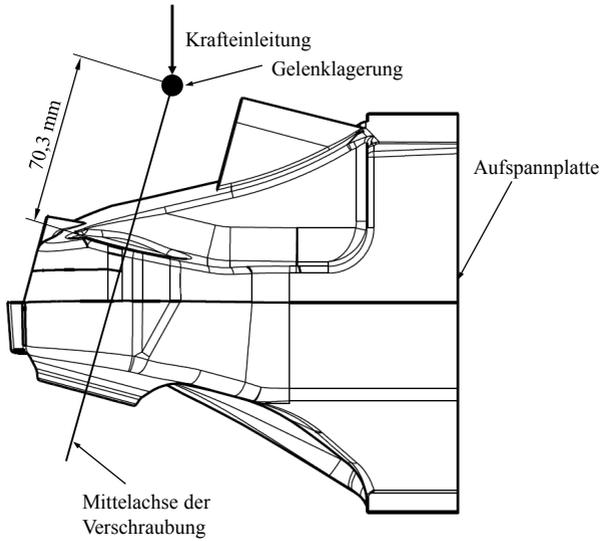
Anhang 8: Prüflage und Krafteinleitung der mechanischen Prüfungen der Motor-träger

Bild A 22: Prüflage und Krafteinleitung des quasistatischen Zugversuches

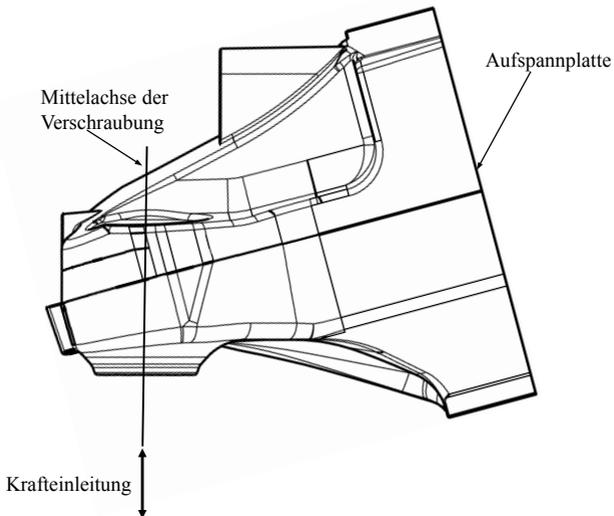


Bild A 23: Prüflage und Krafteinleitung der Schwingfestigkeits- und Lebensdauerprüfung

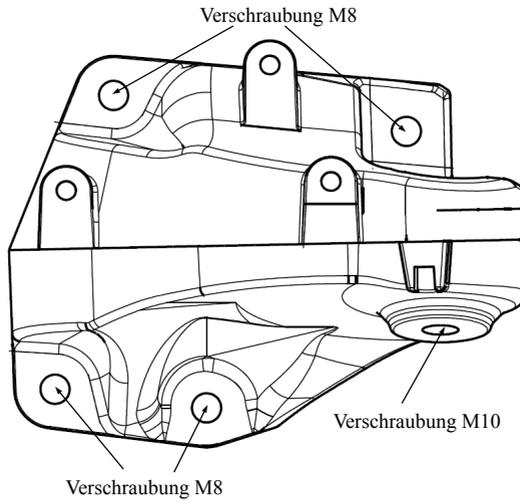


Bild A 24: Verschraubungspunkte der mechanischen Bauteilprüfung

Anhang 9: Spritzgießprozess – Formfüllung und Faserorientierung

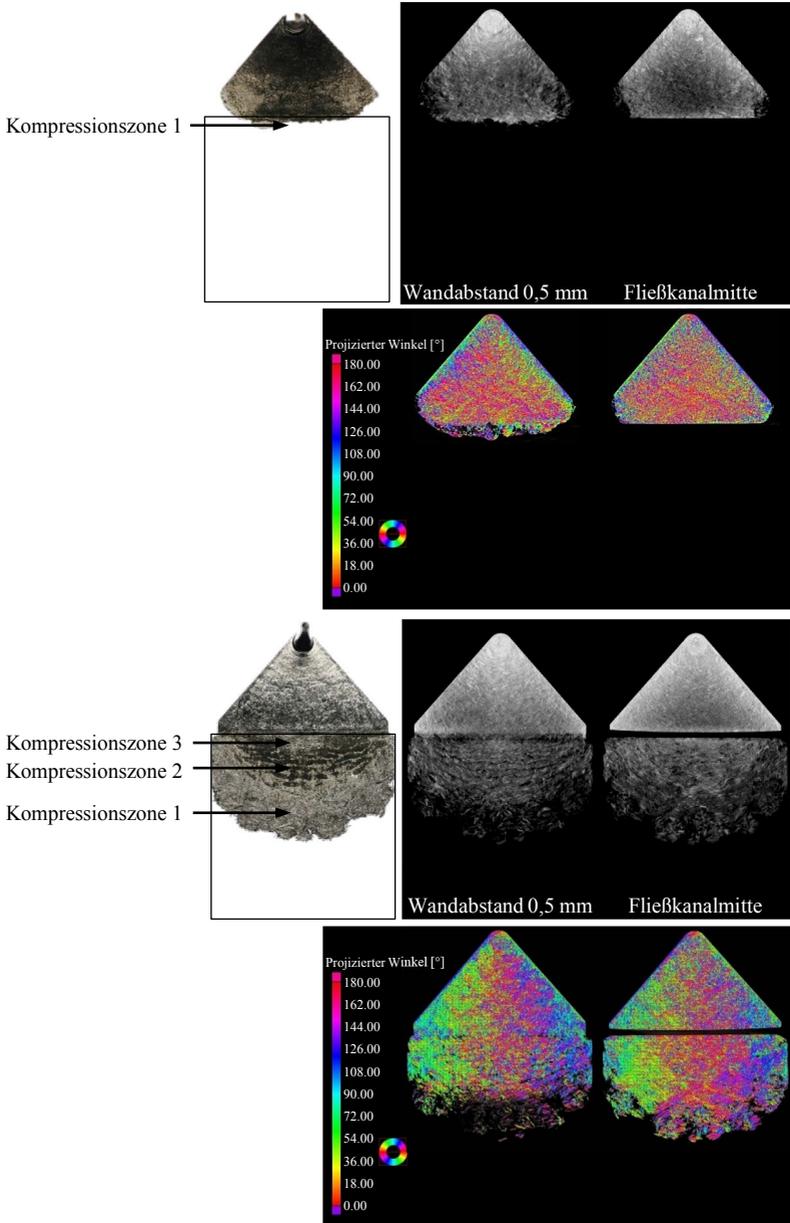


Bild A 25-1: Formfüllverhalten 9202 L5-A in der Platte; CT-Analyse, ein Abweichungswinkel von 90° entspricht der Fließrichtung

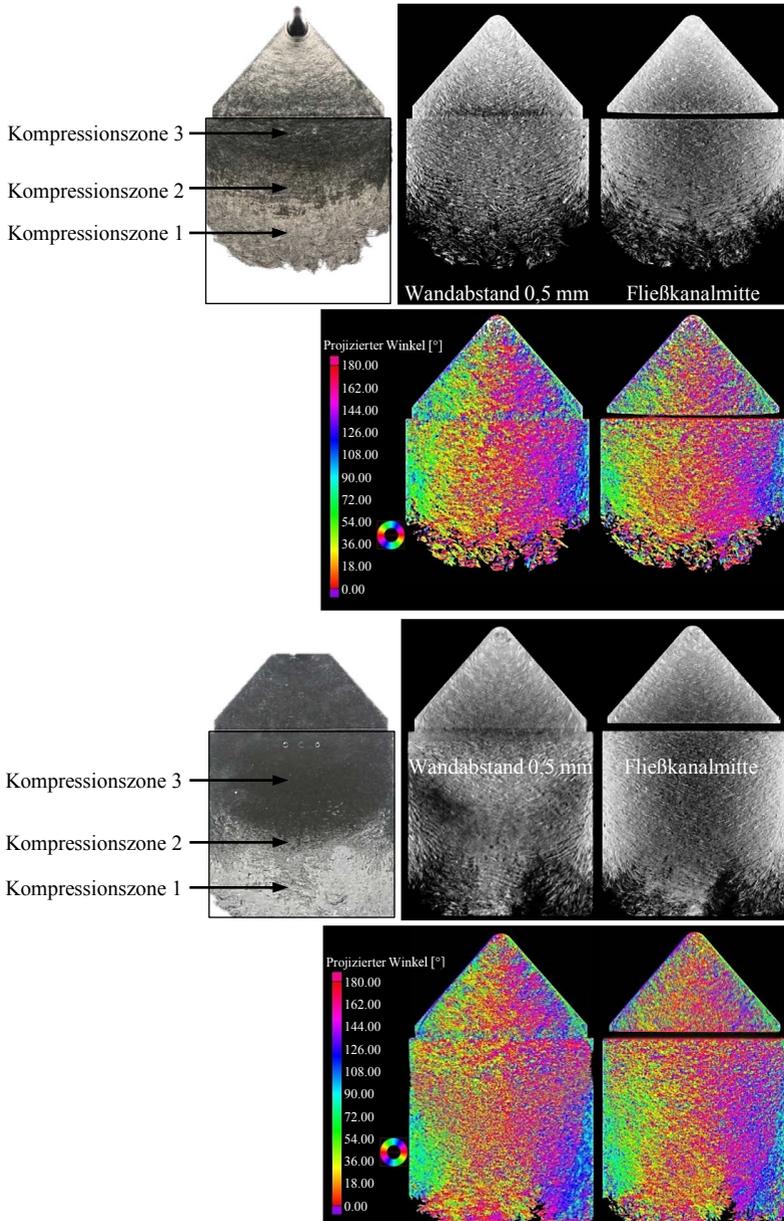


Bild A 25-2: Formfüllverhalten 9202 L5-A in der Platte; CT-Analyse, ein Abweichungswinkel von 90° entspricht der Fließrichtung

Anhang 10: Formfüllsimulation des Bauteils**Materialdaten für die Simulation mit Cadmould® 3D-F von PBT
CRASTIN HTI619 (DuPont Engineering Polymers)**Viskositätsmodell nach Carreau mit der ZTV nach WLF

$$\eta = \frac{P_1 \cdot a_T}{(1 + \dot{\gamma} \cdot P_2 \cdot a_T)^{P_3}} \quad (60)$$

$$a_T = \exp \left[\frac{8,86 \cdot (T_0 - T_s)}{101,6 + (T_0 - T_s)} - \frac{8,86 \cdot (T - T_s - f_p \cdot p)}{101,6 + (T - T_s)} \right] \quad (61)$$

Tab. A 1: Carreau-Parameter für CRASTIN HTI619

Parameter	Wert	Einheit
P_1	1991	Pa·s
P_2	0,02721	s
P_3	0,501	
T_0	255	°C
T_s	157,3	°C
f_p	0	K/bar

Mechanische Daten

$$E(T) = E_0 + E_1 \cdot T + E_2 \cdot T^2 + E_3 \cdot T^3 \quad (62)$$

Tab. A 2: Mechanische Daten für CRASTIN HTI619

Parameter	Parallel zur Faserrichtung	Senkrecht zur Faserrichtung	Querkontraktionszahl in Faserrichtung	Einheit
E_0	13888,6	5152,91	0,3	MPa
E_1	-228,348	-100,791	0,1	MPa/K
E_2	1,3945	0,6816	0,1	MPa/K ²
E_3	-0,00288	-0,00152	0,1	MPa/K ³

Weitere Stoff- und Prozessdaten

Tab. A 3: Thermische Daten für CRASTIN HTI619

Bezeichnung	Wert	Einheit
Wärmeleitfähigkeit	0,3	W/(mK)
Temperaturleitfähigkeit	0,1248	mm ² /s
Fließgrenztemperatur	200	°C
Wärmeausdehnungskoeffizient	3e-005	1/K

Tab. A 4: Prozess-Temperaturen für Platte und Bauteil

Bezeichnung	Wert	Einheit
Schmelztemperatur	250	°C
Wandtemperatur	175	°C
Entformungstemperatur	180	°C

Materialdaten eines zu PF1110 näherungsweise vergleichbaren PF-Harzes aus Autodesk® Moldflow®: Vyncolit X655 (SBHPP)

Werkstoffvergleich

Tab. A 5: Werkstoffvergleich beider PF-Harze

Hersteller/ Handelsname	Matrix- system	Füllstoffanteil GF+MD [Gew.-%]	Dichte [g/cm³]
Hexion/ Bakelite®PF1110	Novolak	80	2,08
SBHPP/ Vyncolit ®X655	Novolak	80	2,05

Cross Castro Macosko Viskositätsmodell

$$\eta = \frac{\eta_0 \cdot [\alpha_g / (\alpha_g - \alpha)]^{c_1 + c_2 \alpha}}{1 + (\eta_0 \cdot \dot{\gamma} / \tau^*)^{1-n}}; \quad \eta_0 = B \exp(T_b / T) \quad (63)$$

Tab. A 6: Carreau-Parameter für CRASTIN HTI619

Parameter	Wert	Einheit
n	0,4967	
τ^*	27,924	Pa
B	77,3741	Pa·s
T_b	5000	K
c_1	2,153	
c_2	0	
α_g	0,8	

Faserorientierung in der Platte: Experiment und Simulation im Vergleich

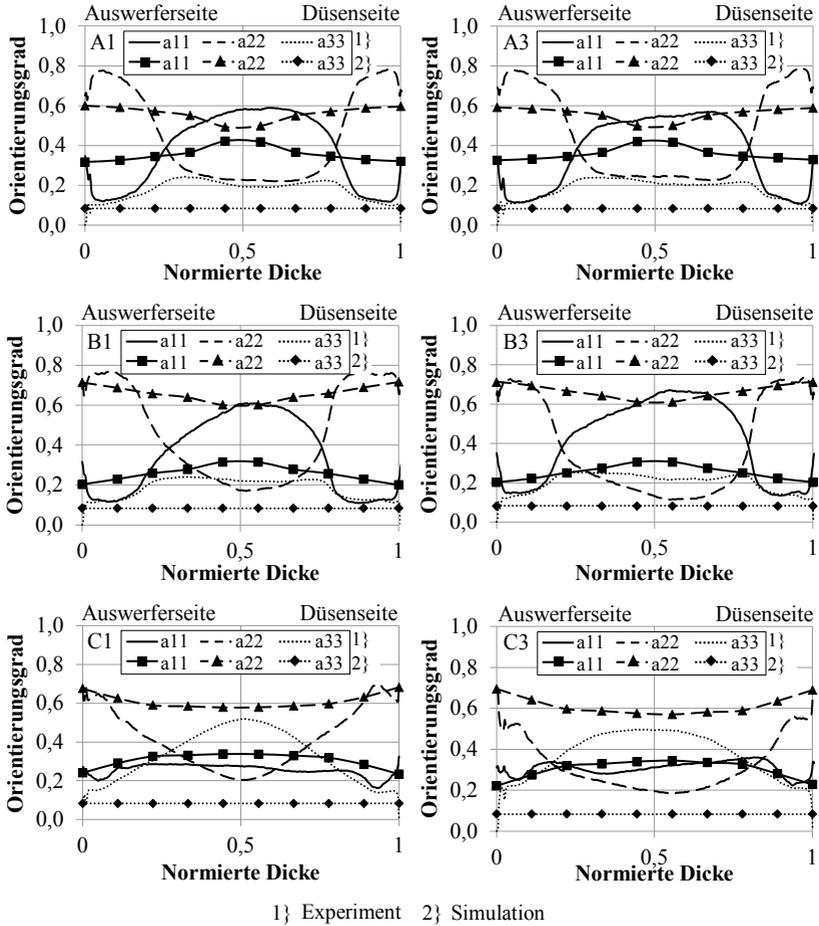


Bild A 26: Orientierung PF1110 in der Platte, experimentelle Ermittlung und Simulation

Anhang 11: Zyklisches Werkstoffverhalten unter harmonischer Schwingung: Hystereseauswertung

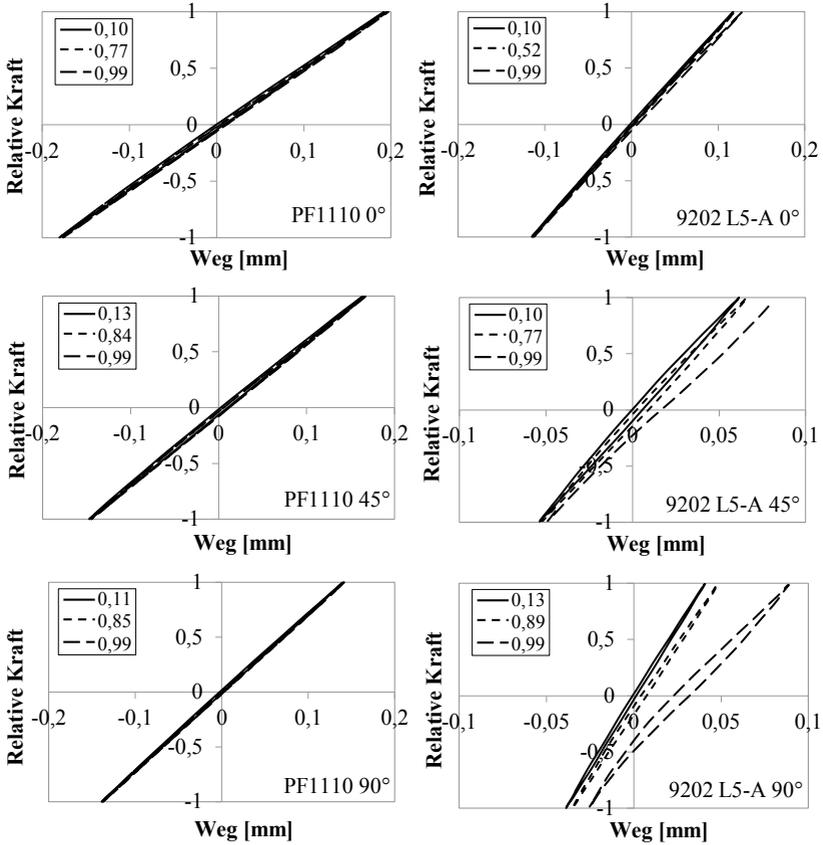


Bild A 27: Hysteresekurven verschiedener relativer Lebensdauern unter RT, $R=-1$, σ_o_{max}

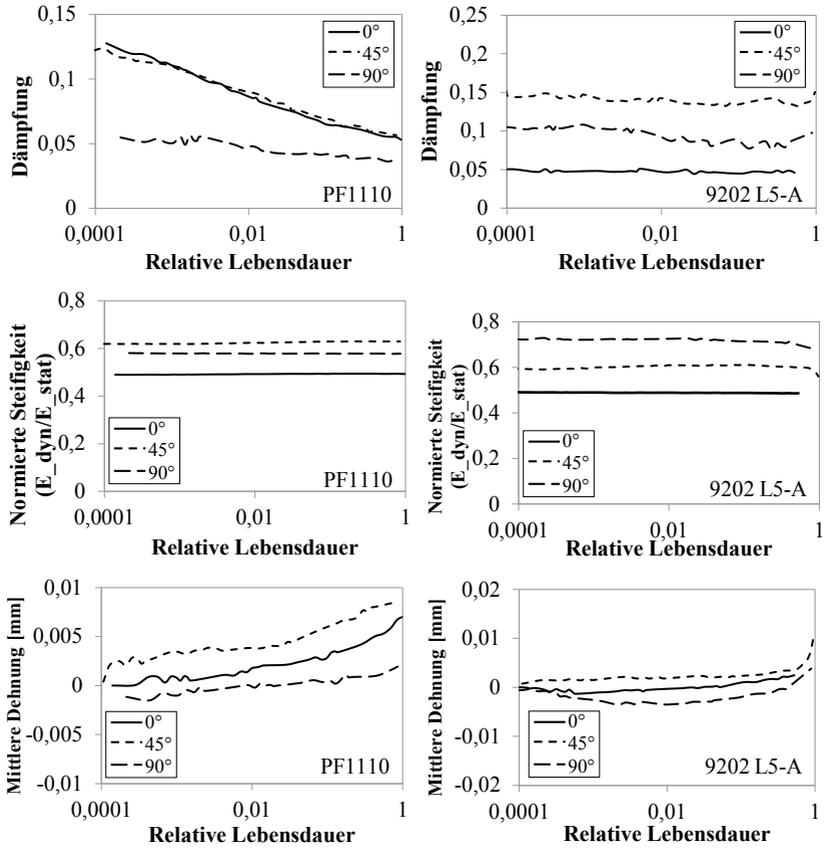


Bild A 28: Werkstoffverhalten über die relative Lebensdauer unter RT, $R=-1$, $\sigma_{o,max}$

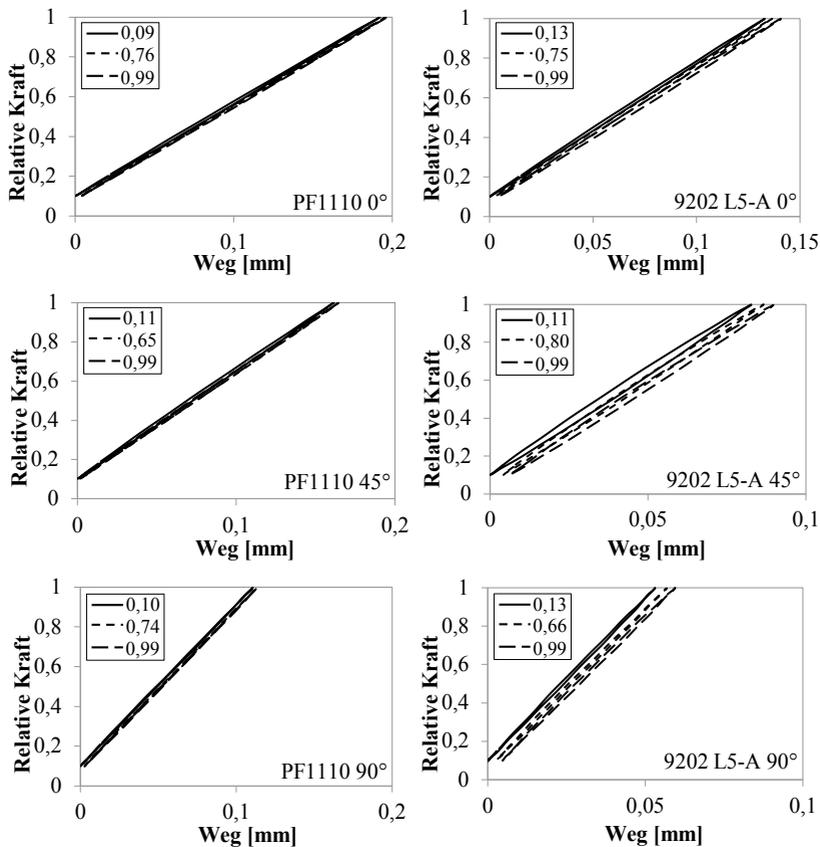


Bild A 29: Hysteresekurven verschiedener relativer Lebensdauern unter RT, $R=0,1$, σ_o_{max}

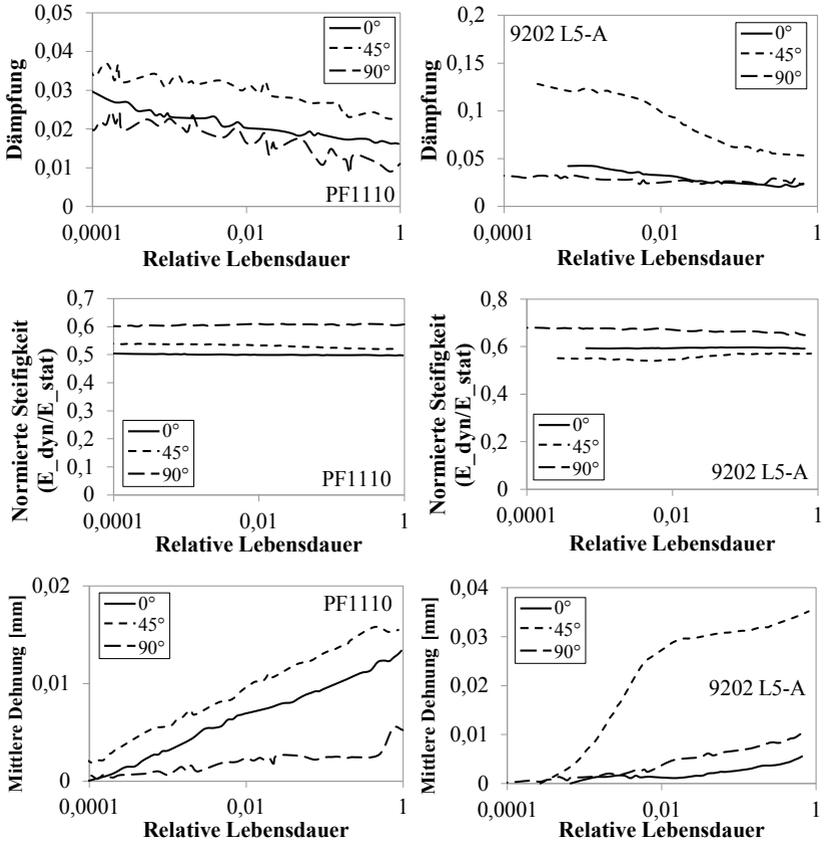


Bild A 30: Werkstoffverhalten über die relative Lebensdauer unter RT, $R=0,1$, σ_{o_max}

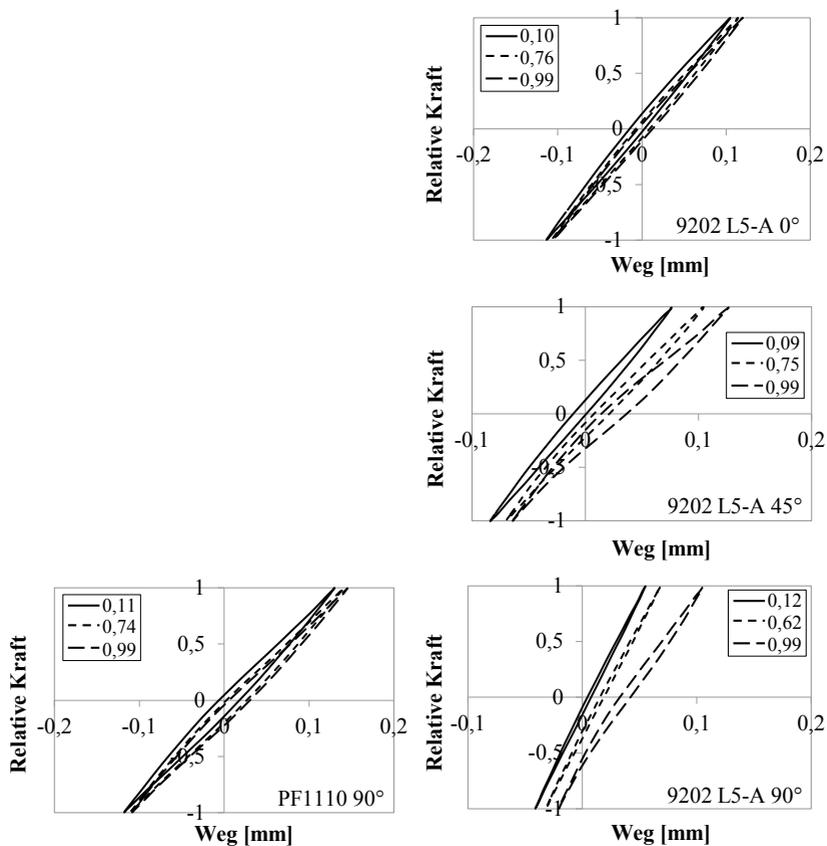


Bild A 31: Hysteresekurven verschiedener relativer Lebensdauern unter 180°C, $R=-1$, σ_{o_max}

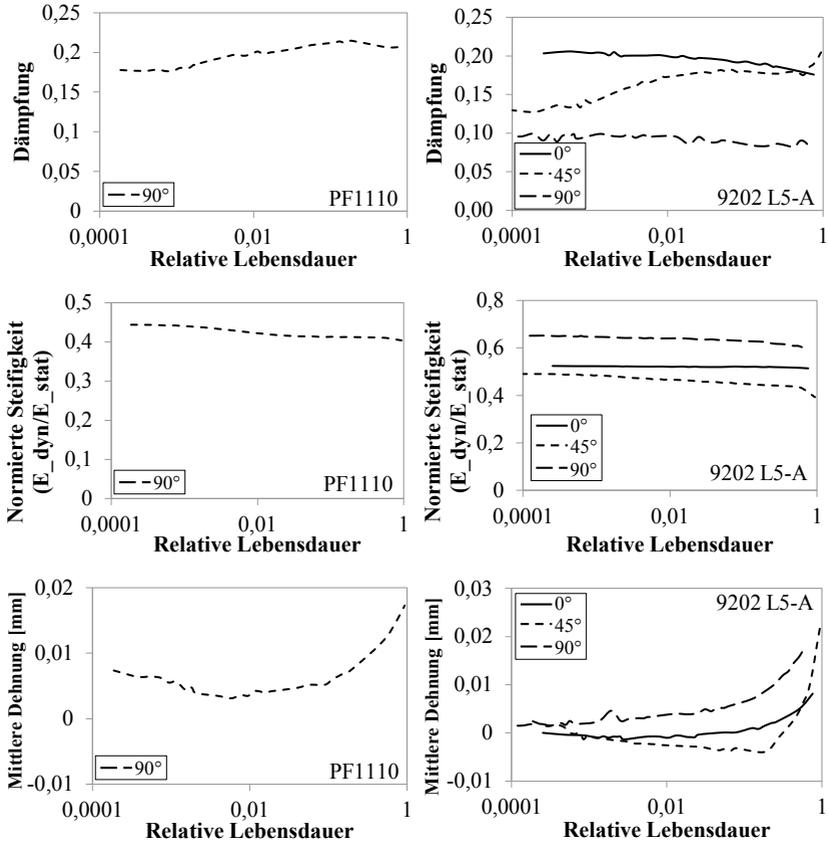


Bild A 32: Werkstoffverhalten über die relative Lebensdauer unter 180°C, $R=-1$, σ_o,max

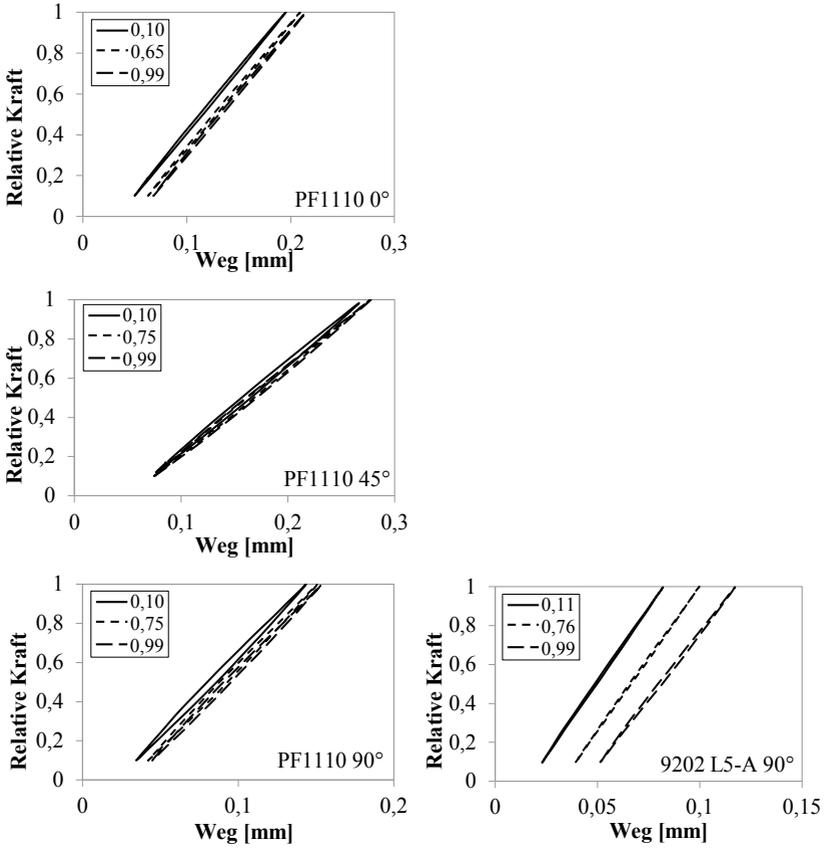


Bild A 33: Hysteresekurven verschiedener relativer Lebensdauern unter 180°C, R=0,1, σ_o_{max}

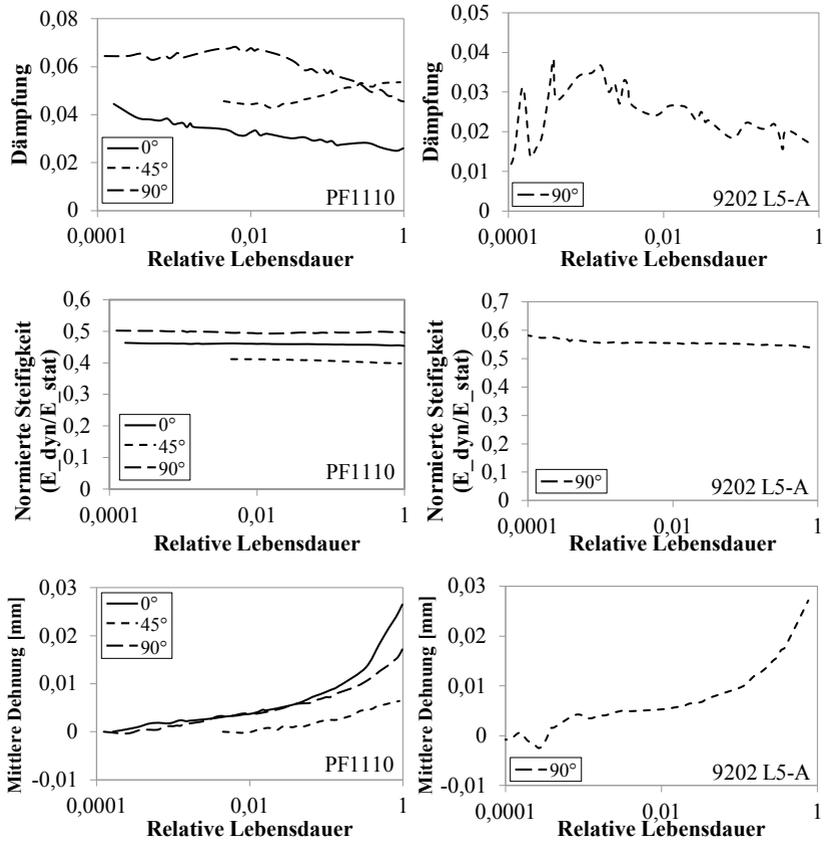


Bild A 34: Werkstoffverhalten über die relative Lebensdauer unter 180°C, $R=0,1$, σ_{o_max}