

# **IVW - Schriftenreihe Band 97**

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

---

**Julian Schöpfer**

**Spritzgussbauteile aus  
kurzfaserverstärkten Kunststoffen:  
Methoden der Charakterisierung und  
Modellierung zur nichtlinearen  
Simulation von statischen und  
crashrelevanten Lastfällen**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

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

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH  
Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer  
Erwin-Schrödinger-Straße  
TU Kaiserslautern, Gebäude 58  
67663 Kaiserslautern  
<http://www.ivw.uni-kl.de>

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Technische Universität Kaiserslautern  
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck

D 386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2012

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuscript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X

ISBN 978-3-934930-93-3

**Spritzgussbauteile aus kurzfaserverstärkten Kunststoffen:  
Methoden der Charakterisierung und Modellierung zur  
nichtlinearen Simulation von statischen und crashrelevanten  
Lastfällen**

Vom Fachbereich für Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
der Technischen Universität Kaiserslautern  
zur Erlangung des akademischen Grades

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

genehmigte

**Dissertation**

von

Herrn

**Julian Schöpfer**  
aus Heide/Holst.

Tag der mündlichen Prüfung: 2. Dezember 2011

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Ralf Müller  
Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Martin Maier  
Prof. Dr.-Ing. Stefan Kolling



## Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorand in der Forschungsabteilung der *Daimler AG* in Sindelfingen und Ulm in Zusammenarbeit mit dem *Institut für Verbundwerkstoffe GmbH* der *TU-Kaiserslautern* vom März 2007 bis August 2010.

Bedanken möchte ich mich hiermit ganz herzlich bei allen Kollegen und Vorgesetzten, die mich während dieser Zeit unterstützt haben. Allen voran bei meinen Betreuern Dr. Konrad Götz und Dr. Norbert Dölle, die auch in schwierigen Zeiten an mich geglaubt und mir immer ihr vollstes Vertrauen geschenkt haben. David Moncayo und Wojciech Brymersky möchte ich ebenfalls hervorheben, da sie einen großen Anteil zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben. Für die Unterstützung seitens der Serienentwicklung möchte ich mich bei Dr. Markus Feucht bedanken.

Weiterhin bin ich auch Mitarbeitern externer Firmen und Institute zu großem Dank verpflichtet. Speziell sind hier Dr. Florian Becker vom *Deutschen Kunststoff-Institut* der *TU-Darmstadt*, Alexandre Depouhon von *e-Xstream*, Dr. Marcel Brandt von *Lanxess* sowie Dr. André Haufe und Dr. Thomas Münz von *Dynamore* zu nennen.

Besonders bedanken möchte ich mich bei Prof. Dr. Martin Maier vom *Institut für Verbundwerkstoffe* und Prof. Dr. Stefan Kolling von der *TH-Mittelhessen* für ihre fachliche Unterstützung und die Betreuung der Arbeit.

Zu guter Letzt danke ich meiner Familie und meinen Freunden. Nur der Rückhalt meiner lieben Eltern hat es mir überhaupt möglich gemacht, zu promovieren!

Widmen möchte ich diese Arbeit meinem Großvater, Ing. Edgar Kosog, der mich von Kindestagen an für Technik begeistert und für den Ingenieurberuf inspiriert hat.



## Kurzfassung

Ausgelöst durch gestiegene Leichtbauanforderungen kommen im Automobilbau vermehrt Verbund- und Hybridbauweisen zum Einsatz. Verschiedene Materialien werden gemäß den jeweiligen spezifischen Anforderungen einzelner Bauteile bzw. Baugruppen ausgewählt, um ihr Potential bezogen auf das Gewicht und die (mechanische) Funktionalität optimal auszuschöpfen. Hierbei kann auch bei Großserienanwendungen neben der klassischen Blechschalenbauweise der Einsatz von Kunststoffen und Faserverbundwerkstoffen zielführend sein. Allerdings sind entwicklungs-spezifische Besonderheiten zur funktionalen Absicherung bzw. Auslegung derartiger Konzepte zu bewältigen. Dabei sind sowohl die Anforderungen an die Steifigkeit und die (Betriebs-)Festigkeit als auch die Vorgaben an die passive Sicherheit maßgebend. Bauteile aus kurzfaserverstärkten thermoplastischen Kunststoffen, die im Spritzgussverfahren hergestellt werden, stellen hier eine besondere Herausforderung dar. Das mechanische Verhalten ist von zahlreichen Faktoren wie lokal unterschiedlichen Faserorientierungen, viskosen Effekten und Umgebungseinflüssen abhängig.

Um Zeit und Kosten zu sparen, ist im heutigen Produktentwicklungsprozess von Fahrzeugen bzw. bei der Auslegung der einzelnen Bauteile die Berechnung aller relevanten Lastfälle mittels numerischer Simulationen unumgänglich. Die Weiterentwicklung der Methoden und Modelle zur Simulation von Kunststoffen und Faserverbundwerkstoffen sind in den letzten Jahren verstärkt durch verschiedene Forschungsprojekte vorangetrieben worden. Dabei spielt auch die einhergehende Charakterisierung der Werkstoffe eine tragende Rolle. Ziel dieser Arbeit ist, die verfügbaren Methoden zur Berechnung und Charakterisierung von Spritzgussbauteilen aus kurzfaserverstärkten Kunststoffen aufzuzeigen, weiterzuentwickeln und anhand wissenschaftlicher Experimente zu validieren. Hierbei werden quasi-statische und crashrelevante Versuche mit verschiedenen Probekörpern durchgeführt und analytisch weiterverarbeitet. Im Anschluss werden diese zum Aufbau ausgewählter Rechenmodelle eines expliziten FE-Solvers genutzt. Angewendet werden dabei sowohl rein phänomenologische als auch integrative mikromechanische Simulationsmethoden mit isotropen und anisotropen elasto-plastischen bzw. elasto-viskoplastischen Ansätzen.

## Abstract

Triggered by increased requirements due to lightweight design, composite and hybrid material solutions are more and more used for automotive applications. Different materials are selected in accordance with the respective specific requirements of individual parts and/or part groups in order to exhaust their optimal potential related to weight and (mechanical) functionality. Even for mass production applications the use of plastics and compound materials can be appropriate other than the classic sheet metal constructions. However, development-specific characteristics have to be mastered for the mechanical design of such concepts. Hereby the requirements determining stiffness, durability, and defaults to passive safety have to be considered. Parts made of short-fiber reinforced thermoplastic materials which are manufactured by injection moulding procedures represent a special challenge due to these requirements. The mechanical behavior depends on numerous factors like different local fiber orientations, mechanical stress states, and environmental influences.

In order to save time and costs the computation of all relevant load cases using numerical simulations is inevitable in today's development process of vehicles or during the design of the individual parts. The advancement of methods and models to simulate the behavior of plastics and composite materials were enhanced in recent years within different research projects. Here, also the accompanying characterization of the materials plays an important role. The goal of this work is to point out the available methods for the simulation and characterization of injection moulded parts made of short-fiber reinforced plastics to develop these further and provide validation based on scientific experiments. Quasi-static and high speed load cases with different sample test specimens are accomplished and processed analytically. Different models of an explicit FE-Solver with both purely phenomenological and integrative micro-mechanical simulation methods with isotropic and anisotropic elasto-plastic and elasto-viscoplastic approaches are applied.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1. EINLEITUNG .....</b>	<b>11</b>
<b>1.1. Motivation .....</b>	<b>12</b>
<b>1.2. Stand der Technik .....</b>	<b>14</b>
<b>1.3. Aufgabenstellung und Zielsetzung .....</b>	<b>16</b>
<b>2. GRUNDLAGEN.....</b>	<b>17</b>
<b>2.1. Kurzfaserverstärkte Kunststoffe .....</b>	<b>17</b>
2.1.1. Matrixmaterial .....	17
2.1.2. Fasermaterial.....	21
2.1.3. Verbundeigenschaften.....	22
<b>2.2. Relevante Grundlagen der Mechanik.....</b>	<b>23</b>
2.2.1. Kontinuumsmechanik.....	25
2.2.2. Lineare Elastizität.....	28
2.2.3. Plastizität .....	32
2.2.4. Berechnungen im Zeitbereich .....	38
2.2.5. Darstellung und Berechnung von Faserorientierungen.....	41
2.2.6. Mikromechanik.....	44
<b>3. WERKSTOFFCHARAKTERISIERUNG .....</b>	<b>53</b>
<b>3.1. Einführung und Methodik .....</b>	<b>53</b>
<b>3.2. Experimentelle Ermittlung von Faserorientierungen .....</b>	<b>54</b>
<b>3.3. Mechanische Charakterisierung .....</b>	<b>59</b>
3.3.1. Versuchsaufbauten und Messtechnik .....	59

3.3.2. Auswahl der Probengeometrien und Versuchskonfigurationen .....	64
3.3.3. Herleitung mechanischer Kennwerte .....	72
<b>3.4. Versuchsergebnisse .....</b>	<b>77</b>
3.4.1. Quasi-statische Zugversuche .....	77
3.4.2. Zugversuche bei hoher Deformationsgeschwindigkeit.....	82
3.4.3. Quasi-statische Schubversuche .....	86
3.4.4. Schubversuche bei hoher Deformationsgeschwindigkeit.....	89
3.4.5. Quasi-statische Druckversuche .....	90
3.4.6. Quasi-statische Zugversuche unter Temperatureinfluss.....	92
3.4.7. Zyklische Zugversuche .....	93
<b>3.5. Aufbereitung der Versuchsdaten.....</b>	<b>95</b>
<b>3.6. Identifikation von Abhängigkeiten der Materialparameter.....</b>	<b>99</b>
<b>3.7. Diskussion der Ergebnisse .....</b>	<b>103</b>
<b>4. AUFBAU DER RECHENMODELLE.....</b>	<b>107</b>
<b>4.1. Einführung und Methodik .....</b>	<b>107</b>
4.1.1. Auswahl von Modellansätzen .....	109
4.1.2. FE-Modellierung .....	112
<b>4.2. Anisotroper integrativer Ansatz .....</b>	<b>115</b>
4.2.1. Spritzgußsimulation .....	116
4.2.2. Mapping .....	119
4.2.3. Elasto-(visko)plastische Modellierung.....	120
<b>4.3. Isotrope Ansätze.....</b>	<b>125</b>
4.3.1. Elasto-(visko)plastisches Modell nach von Mises .....	127
4.3.2. Elasto-(visko)plastisches Modell SAMP .....	128

<b>4.4. Anisotroper semi-integrativer Ansatz.....</b>	<b>130</b>
<b>4.5. Diskussion der Ergebnisse .....</b>	<b>134</b>
4.5.1. Berechnung der quasi-statischen Versuche .....	134
4.5.2. Berechnung der Schnellzerreißversuche .....	139
4.5.3. Zusammenfassung .....	144
<b>5. VALIDIERUNG DER RECHENMETHODEN .....</b>	<b>145</b>
<b>    5.1. Einführung und Methodik .....</b>	<b>145</b>
<b>    5.2. Pendelschlagversuche.....</b>	<b>146</b>
5.2.1. Versuchsaufbau und Konfiguration.....	147
5.2.2. FE-Modellierung .....	150
5.2.3. Vergleich Versuch – Simulation .....	150
<b>    5.3. Kunststoff-Kastenträger .....</b>	<b>155</b>
5.3.1. Versuchsaufbau und Konfiguration.....	157
5.3.2. FE-Modellierung .....	159
5.3.3. Vergleich Versuch – Simulation .....	162
<b>    5.4. Diskussion der Ergebnisse .....</b>	<b>165</b>
<b>6. ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK.....</b>	<b>169</b>
<b>LITERATURVERZEICHNIS.....</b>	<b>172</b>
<b>SYMBOLVERZEICHNIS.....</b>	<b>183</b>
<b>ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS.....</b>	<b>189</b>
<b>LEBENSLAUF .....</b>	<b>190</b>



## 1. Einleitung

Kunststoffe und Verbundwerkstoffe werden bei Anwendungen eingesetzt, in denen maßgeblich Leichtbauweisen gefordert sind. Auch die Automobilindustrie steigert den Einsatz derartiger Werkstoffkonzepte. Kraftfahrzeuge müssen heutzutage sowohl leicht und verbrauchsarm als auch sicher und komfortabel sein. Erhöhter Kosten- druck, strengere Gesetze zur passiven Sicherheit und ökologischen Nachhaltigkeit sowie steigende Kundenanforderungen und der konkurrierende Markt sind nur einige Faktoren, die einen Fahrzeughersteller dazu zwingen, in jeder seiner Modellreihen stetig einen technischen Fortschritt zu leisten.

Für verschiedene Bauteile liegen die Hauptgründe zur Verwendung kurzfaser verstärkter Kunststoffe in der gestalterischen Freiheit und den kurzen Prozesszeiten, die durch die Verarbeitung im Spritzgussverfahren gegeben sind. Oft lassen sich durch Integralbauweisen derart viele Funktionen integrieren, dass beispielsweise bei der Anbindung weiterer Komponenten zusätzliche Vorteile resultieren und die Gesamt- prozess- und Montagezeiten auf ein Mindestmaß gesenkt werden können. Hauptsächlich werden spritzgegossene Kunststoffbauteile dadurch im Fahrzeuginterieur für Instrumententafeln, Mittelkonsolen oder Verkleidungsteile verwendet. Durch die steigende Anzahl von Ausstattungskomponenten ist hier ein massiver Bedarf gegeben, sowohl die Takt- und Montagezeiten als auch das Gesamtgewicht zu senken. Der Karosseriebau mit allen Strukturbauten, Türen, Klappen, Anbauteilen und Modulträgersystemen bietet ebenso einen großen Stellhebel für Leichtbauansätze und gewinnt durch steigende funktionale und sicherheitsrelevante Anforderungen mehr und mehr an Bedeutung für innovative Konzepte.

Für die genannten Anwendungen stellen Bauteile in Misch- bzw. Hybridbauweise eine zukunftsweisende Alternative dar. Die einzelnen Materialien werden gemäß den jeweiligen spezifischen Anforderungen ausgewählt, um ihr Potential, bezogen auf das Bauteilgewicht, optimal auszuschöpfen. So kann bei der Metall-Kunststoff-Hybridtechnologie ein Kunststoff trotz seiner im Vergleich zu Metallen minderen mechanischen Eigenschaften aber deutlich geringerer Dichte ein Blechprofil im Sinne der geometrischen Stabilität (Knicken und/oder Beulen, s. Abb. 1-1) unterstützen, so dass insbesondere beim Leichtbau unter Anwendung hoch- und höchstfester Stähle mit geringer Wandstärke eine höhere geometrische Integrität erreicht werden kann.

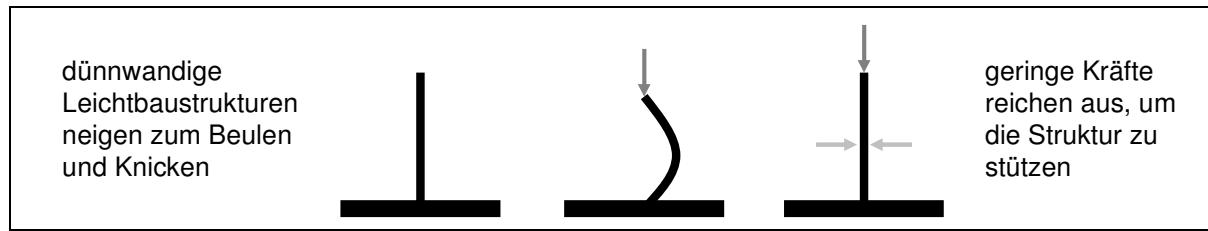


Abb. 1-1 Wirkungsprinzip Metall-Kunststoff-Hybrid

Die hohen Festigkeiten der Stähle können somit besser ausgenutzt werden, denn je später ein Profil bei einem Crashlastfall kollabiert, desto mehr Energie kann dissipiert werden. Des Weiteren kann eine erhebliche Steigerung der Steifigkeit des Systems erreicht werden. Unterschieden wird zwischen der „In-Mold“ Technologie (s. Abb. 1-2), bei der der Kunststoff direkt um- bzw. durchgespritzt wird und der „Post-Mold“ Technologie (s. Abb. 1-3), bei der das autark hergestellte Spritzgussbauteil mit Hilfe eines dritten Mediums z.B. durch Strukturschäume zu einem Sandwichverbund gefügt wird.



Abb. 1-2 Frontendmodulträger als In-Mold Metall-Kunststoff-Hybrid (entnommen aus [NMF10])

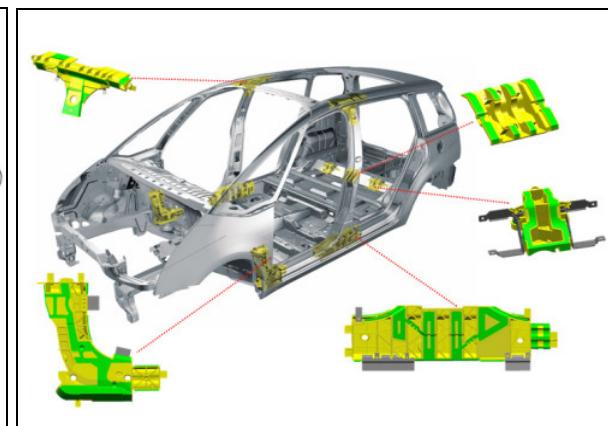


Abb. 1-3 Post-Mold Hybridtechnologie (entnommen aus [ECB06])

## 1.1. Motivation

Kunststoffbauteile wurden in der Vergangenheit vor allem unter den Aspekten der Funktionalität und des Designs konzipiert. Die gesetzlichen Vorschriften speziell zum Insassen- und Fußgängerschutz mit den entsprechenden Versuchsreihen zur Zertifizierung (z.B. Euro-NCAP oder US-NCAP, s. Abb. 1-4) sowie dem sogenannten Reparaturcrash sind in den letzten Jahren aber vermehrt in den Vordergrund gerückt. Die Erfüllung dieser Regelungen bzw. Vorgaben der Versicherungsgesellschaften

zur Kasko-Einstufung erfolgt durch ein sehr komplexes Zusammenspiel zwischen der konstruktiven Bauteilgestaltung und den eingesetzten Werkstoffen. Alle relevanten Bauteile sind hinsichtlich der Form und der Werkstoffe so zu optimieren, dass bestimmte Belastungswerte nicht überschritten werden, um das Verletzungsrisiko zu minimieren. Es sind also primär die Forderungen zum Insassen- und Fußgängerschutz, die die entsprechenden Vorgaben für die Konstruktion liefern.

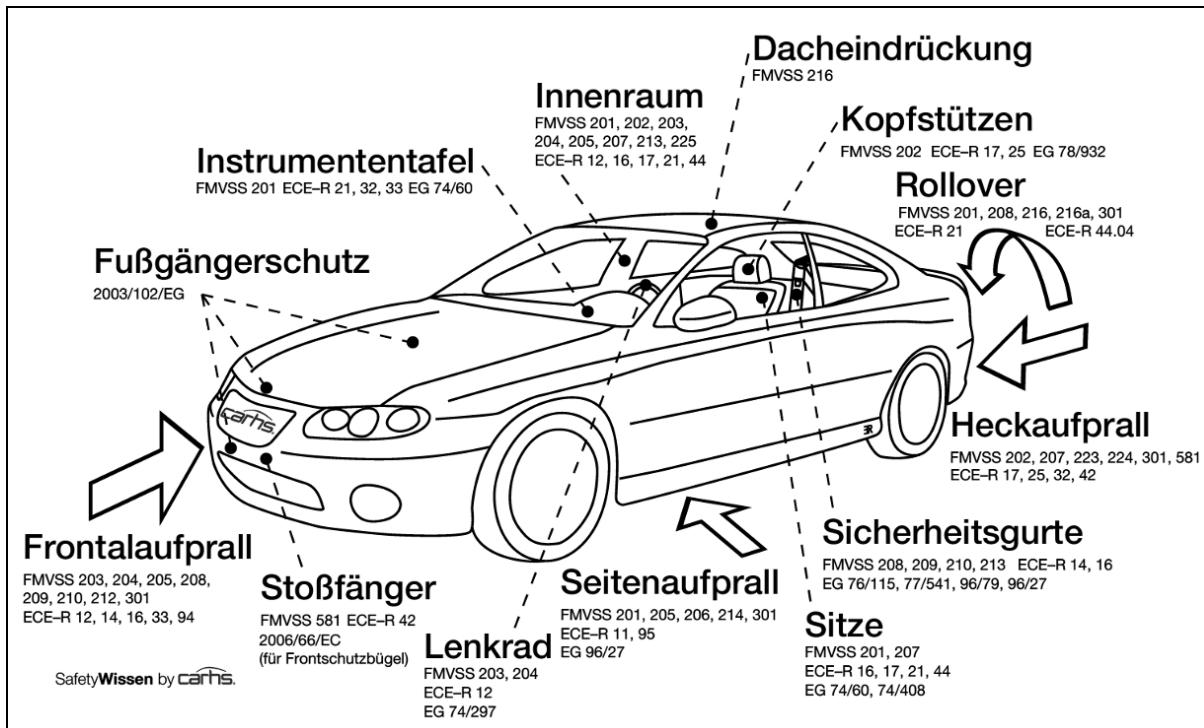


Abb. 1-4 Vorschriften zur passiven Sicherheit von Kraftfahrzeugen in Europa (ECE-R) und den USA (FMVSS) (entnommen aus [Carh10])

Nicht zuletzt durch immer kürzer werdende Modellzyklen und den massiven Kosten- druck ist ein sehr wichtiger Aspekt im heutigen Produktentwicklungsprozess von Fahrzeugen die funktionale Absicherung aller relevanten Lastfälle mittels CAE- Verfahren. Eine optimale Auslegung ist begleitend zu der Forderung nach geringeren Entwicklungskosten und geringem Gewicht nur unter dem Einsatz numerischer Simulationen möglich. Die Disziplinen Steifigkeit, (Betriebs-)Festigkeit, Akustik und Crash werden bereits in der frühen Phase der Entwicklung durch Simulationen abgesichert, um zeitlich aufwendige und kostenintensive Realversuche an Prototypen zu minimieren bzw. auf die späte Phase der Entwicklung zu beschränken.

Hinsichtlich der Methoden zur virtuellen Absicherung speziell in der Crashsimulation haben Kunststoffe und Verbundwerkstoffe noch großen Rückstand gegenüber rein

metallischen Werkstoffen. Gründe hierfür sind komplexere Gegebenheiten bedingt durch Produktionsprozesse, Umwelteinflüsse und mikromechanische Unterschiede. Um zuverlässige Aussagen über das zu erwartende Bauteilverhalten treffen zu können, bedarf es geeigneter Materialmodelle bzw. Rechenmethoden, die in der Lage sind, das im Vergleich zu Metallen komplexere Verhalten bei mechanischer Beanspruchung abzubilden. Die Zugabe von Kurzfasern beeinflusst diese Komplexität weiter. Um das mechanische Verhalten durch Grundlagenversuche charakterisieren zu können, bedarf es demnach auch geeigneter bzw. angepasster Verfahrensweisen.

## 1.2. Stand der Technik

Sowohl zur Charakterisierung von (faserverstärkten) Kunststoffen als auch zur Simulation entsprechender Bauteile sind in den letzten Jahren verschiedene Studien veröffentlicht worden. Die vorliegende Arbeit liefert eine gesamtheitliche Betrachtung aller relevanten Themen sowie eine Anwendung unter industriellen Gesichtspunkten bzw. Anforderungen. Die dabei durchgeführten Untersuchungen und erarbeiteten Methoden werden in Anlehnung an den im Folgenden genannten Arbeiten umgesetzt und erweitert.

Die Abbildung von Abhängigkeiten der mechanischen Eigenschaften vom Orientierungszustand bei kurzfaserverstärkten Kunststoffen wurde u.a. von Hegler [Hegl84], Mlekusch [Mlek97] und Pflamm-Jonas [Pfla01] untersucht und dargestellt. Details hierzu werden in Kapitel 2.1.3. und 3.2. geliefert. Glaser et al. [Glas08] haben eine Methode entwickelt, Orientierungen über eine Schnittstelle von Spritzgußsimulationen auf Struktursimulationen zu übertragen, um die mechanischen Eigenschaften über ein anisotropes mikromechanisches Modell abbilden zu können. Öffentlich zugänglich bzw. kommerziell erhältlich sind die genauen Inhalte der Arbeit bzw. ist die Methode nicht. Der Softwarehersteller *e-Xstream* bietet hierzu eine Software namens *Digimat* [Exst10] an, über die sich mit verschiedenen Anwendungen zur Spritzgußsimulation und fast allen gängigen Solvern für die Struktursimulation entsprechende Berechnungen durchführen lassen. Die Basis der Methode, die auch als integrative Berechnungsmethode bekannt ist, sind die Theorien nach Eshelby [Esch57] und Mori/Tanaka [MT73], die im Rahmen der Darstellung von Grundlagen in dieser Arbeit in Kapitel 2.2.5. und 2.2.6. noch näher vorgestellt werden. Eine eingehende Darstellung der generellen Vorgehensweise in der Anwendung wird in

Kapitel 4.2. geliefert. Da der Aufwand dieser Methode im Vergleich zu Berechnungen isotroper, z.B. metallischer Werkstoffe, sehr hoch ist und zudem das entsprechende Know-How in der Industrie nur selten vorhanden ist, werden kurzfaserverstärkte Kunststoffe oftmals über isotrope Ersatzmodelle abgebildet. Hierbei kommen zumeist elasto-(visko)plastische Modelle nach von Mises zum Einsatz, wobei die Faserorientierung also vernachlässigt werden muss. Des Weiteren kann bei diesen Modellen das Versagen zumeist nur über eine dehnratenumabhängige Vergleichsdehnung abgebildet werden. Angemerkt sei an dieser Stelle aber, dass alle relevanten mechanischen Eigenschaften, speziell die bei hohen Deformationsgeschwindigkeiten, auch mittels der integrativen Simulationsmethode nicht in vollem Umfang abgebildet werden können bzw. die Methode sich noch im Entwicklungsstadium befindet. Details zu isotropen Ersatzmodellen und im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Alternativen werden in Kapitel 4.3. und 4.4. dargestellt und erläutert.

Die in der Vergangenheit wohl weitreichendste Weiterentwicklung zur Charakterisierung von Kunststoffen ist die Erfassung der Verformung von Probekörpern bei Grundlagenversuchen durch die sogenannte Grauwertkorrelation. Hierzu haben u.a. Junginger [Jung01], Hobeika [Hobe05] und Becker [Beck09] umfangreiche Studien veröffentlicht. Vorteil dabei ist, lokal begrenzte Dehnungen auch bei hohen Deformationsgeschwindigkeiten, wie es bei Kunststoffen zur verbesserten Abbildung in der Simulation notwendig ist, sehr genau erfassen zu können. Zu diesem Thema sind auch öffentlich geförderte Projekte wie das Forschungsvorhaben „Mechanische Charakterisierung thermoplastischer Kunststoffe für die Crash-Simulation,“ [AIF06] zugänglich. Hintergründe zum Stand der Technik in der Charakterisierung von (kurzfaserverstärkten) Kunststoffen werden in Kapitel 3.3. dargestellt und erläutert.

Zur verbesserten Simulation unverstärkter thermoplastischer Werkstoffe sind eine ganze Reihe von Arbeiten, die z.T. aufeinander aufbauen, veröffentlicht worden. Hier seien primär die Arbeiten von Junginger [Jung01], Kolling et al. [Koll05] und du Bois [Dub06] genannt, die letztendlich in eine Materialroutine namens SAMP („Semi Analytical Model for Polymers“) in den FE-Solver *LS-Dyna* eingeflossen sind. Hierbei kann die Plastizität in Abhängigkeit vom hydrostatischen Druck über ein triaxiales Modell abgebildet werden. Großer Vorteil ist weiterhin die Möglichkeit, auch das Versagen in Abhängigkeit des Spannungszustands und zusätzlich in Abhängigkeit der Dehnrate abbilden zu können. Details und Hintergründe zum SAMP-Modell und dessen Nutzung im Rahmen dieser Arbeit als Ersatzmodell für kurzfaserverstärkte

Kunststoffe werden in Kapitel 2.2.3. sowie 4.3.2. geliefert.

Weitere Darstellungen und Verweise zum Stand der Technik der durchgeführten Arbeitsschritte werden in den entsprechenden Abschnitten der Arbeit vorgenommen.

### **1.3. Aufgabenstellung und Zielsetzung**

Ziel dieser Arbeit ist, die Möglichkeiten der Charakterisierung und Modellierung von kurzfaserverstärkten Kunststoffen zur Festigkeitsanalyse mittels nichtlinearer Simulationen aufzuzeigen, weiterzuentwickeln und anhand wissenschaftlicher Methoden zu validieren. Hierbei werden sowohl statische als auch crashrelevante Lastfälle berücksichtigt. Die Ermittlung mechanischer Kennwerte und mikromechanische Betrachtungen sowie der anschließende Aufbau verschiedener Rechenmodelle werden in ihren Vor- und Nachbearbeitungen durchgeführt und beschrieben. Versuchsanlagen, Messtechnik, Charakterisierungsmethodik und die Werkzeuge zur Simulation entsprechen dabei neuesten Standards. Durch die konsistente Abhandlung können individuell die Grenzen bzw. Einschränkungen aller beschriebenen Arbeitsschritte und ihrer Schnittstellen identifiziert und bewertet werden.

Die Verbundwerkstoffe, die in Kapitel 2. (Grundlagen) vorgestellt werden, müssen zunächst bezüglich ihrer mechanischen Eigenschaften experimentell charakterisiert werden, um anschließend Eingangsdaten für verschiedene Materialmodelle berechnen zu können. Je nach Theorie der Modelle sind verschiedene Eigenschaften bei mechanisch repräsentativen Zuständen zu ermitteln, um dann über Modellansätze ein globales Verhalten postulieren bzw. simulieren zu können. Im Detail wird dies in Kapitel 3. (Werkstoffcharakterisierung) und in Kapitel 4. (Aufbau der Rechenmodelle) dargestellt. Dabei werden verschiedene phänomenologische und mikromechanische bzw. integrative Berechnungsmethoden mit isotropen und anisotropen elasto-(visko)-plastischen Ansätzen betrachtet und die entsprechenden Modellparameter identifiziert. In Kapitel 5. (Validierung der Rechenmethoden) wird ein Vergleich zu Versuchen an verschiedenen Probekörpern durchgeführt und bewertet. Abschließend zusammengefasst und diskutiert wird die Arbeit in Kapitel 6.

## 2. Grundlagen

Im ersten Teil des Kapitels werden die grundlegenden Eigenschaften von thermoplastischen Verbundwerkstoffen, die mit Hilfe der Spritzgusstechnologie verarbeitet werden können, vorgestellt. Da der Focus der Arbeit auf der Strukturmechanik liegt, wird auf eine eingehende Darstellung der Fertigungstechnik Spritzguss als solches verzichtet und auf Fachliteratur verwiesen (s. z.B. [Joha04] oder [Stev96]). Im Detail dargestellt werden im zweiten Teil des Kapitels die theoretischen mechanischen Grundlagen der Materialmodelle und Berechnungsmethoden, die im Rahmen dieser Arbeit bei numerischen Simulationen genutzt werden. Eingegangen wird dabei auch auf die Theorie und Beschreibung von Faserorientierungen und auf mikromechanische Modellansätze.

### 2.1. Kurzfaserverstärkte Kunststoffe

Detaillierte Ausführungen und Hintergründe zu den in diesem Kapitel nur im Überblick dargestellten Eigenschaften und Grundlagen faserverstärkter Kunststoffe liefern zahlreiche Fachbücher wie z.B. die hier genutzten Quellen [Domi05], [Koha95], [Schw97], [Bott98], [Neit04], [Schü05], [Erha08] oder [Ehre06] sowie die im Verlauf angegebenen Literaturhinweise zu vorangegangenen Arbeiten, die über Fachtagungen, Fachzeitschriften oder Dissertationen publiziert wurden. Einen Überblick über viele weltweit erhältliche Kunststoffe und deren Eigenschaften liefern diverse Online-Datenbanken wie z.B. *Campus*, *M-Base* oder *Polybase*. Diese Datenbanken enthalten allerdings z.T. nur unzureichend detaillierte mechanische Eigenschaften und sind als Basis für genaue Berechnungen nur bedingt geeignet.

Die thermoplastischen Kunststoffe, die im Rahmen dieser Arbeit untersucht werden, sind Polyamide vom Typ 6 mit einem Kurzglasfaseranteil von 30 bzw. 60 Gew.-%.

#### 2.1.1. Matrixmaterial

Die Matrix übernimmt im Verbund unterschiedliche Aufgaben. Sie fixiert die Fasern in der gewünschten geometrischen Anordnung und hält sie auf Abstand. Dabei verklebt sie die Fasern miteinander und leitet damit sowohl die Kräfte in die einzelne Faser als auch von einer Faser zur anderen ein. Sie übernimmt auch weitere mechanische

Lasten, insbesondere bei Beanspruchungen quer zur Faserrichtung sowie bei Schubbeanspruchung, und sie stützt die Fasern bei Druckbeanspruchung in Faserlängsrichtung gegen Schubknicken.

Als Werkstoff für Matrixsysteme kommen verschiedene Typen von Kunststoffen in Frage, wobei zum Teil erhebliche Preisunterschiede vorliegen können. Einen Überblick und Vergleich erhältlicher Matrixwerkstoffe liefern z.B. [Flei05] und die in der Einleitung zu Kapitel 2.1. genannten Quellen. Eingeteilt werden Kunststoffe häufig in die drei Hauptgruppen Duroplaste, Thermoplaste und Elastomere. Der Unterschied kann durch die Darstellung der molekularen Strukturen (s. Abb. 2-1) verdeutlicht werden.

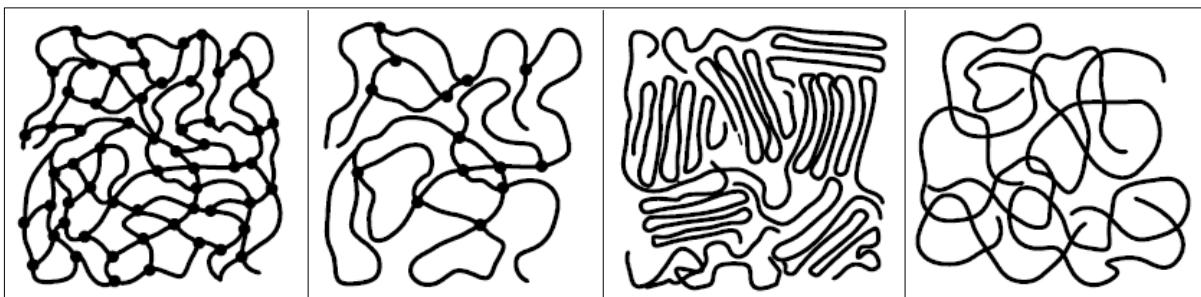


Abb. 2-1 Kettenstruktur von Polymeren; von links: chemisch vernetzter Duroplast, chemisch vernetzter Elastomer, teilkristalliner Thermoplast, amorpher Thermoplast (nach [Erha08])

Polyamid 6 gehört zur Gruppe der teilkristallinen Thermoplaste (s. Abb. 2-1), wobei der Typ 6 dabei die Anzahl der Kohlenstoffatome im Monomer (der Mikromolekularstruktur) bezeichnet. Eine genaue Beschreibung der chemischen Zusammensetzung von Kunststoffen liefern z.B. [Schw97], [Domi05] und [Koha95]. Verfilzungen, Verhakungen sowie Kristallitbildung verursachen bei thermoplastischen Kunststoffen sogenannte Nebenvalenzbindungen (auch Van-der-Waals-Kräfte genannt). Sie bewirken den Zusammenhalt der im Gegensatz zu Duroplasten untereinander chemisch nicht gebundenen Makromoleküle und verhindern deren Abgleiten bei Einwirkung von Kräften. Sind die Kettenmoleküle völlig ungeordnet, spricht man von einer amorphen Anordnung. Bei teilkristallinen Thermoplasten liegt bereichsweise innerhalb einer amorphen Umgebung eine Ordnung in Form von parallel angeordneten Molekülketten vor. Mit der kristallinen, parallelen Molekülordnung wird der Abstand der Molekülketten verringert, so dass hier die Nebenvalenzkräfte stark ansteigen. Damit erhöhen sich mit dem Anteil kristalliner Bereiche (Kristallinitätsgrad) im Polymer der Elastizitätsmodul, die Härte, die Zugfestigkeit, die Lösungsmittelbeständigkeit und die

Schmelztemperatur des thermoplastischen Kunststoffs. Die Schlagzähigkeit verringert sich dabei allerdings. Beim Schmelzvorgang von Thermoplasten werden die physikalischen Bindungen der Moleküle überwunden, und die Ketten können voneinander abgleiten. Der Kunststoff befindet sich dann im Bereich einer hochviskosen Flüssigkeit. Dieser Vorgang ist reversibel und kann, soweit die Moleküle chemisch nicht geändert werden, beliebig oft wiederholt werden. Dadurch bieten sich bei Thermoplasten im Gegensatz zu Duroplasten insbesondere die Vorteile, dass sie schweißbar und kostengünstig zu recyceln sind. Da der Kristallaufbau inhomogen ist, findet man keinen Schmelzpunkt sondern einen Schmelzbereich. Weniger perfekte, also schwächer gebundene Kristalle schmelzen bei niedrigeren Temperaturen. Bei sinkender Temperatur hingegen reagiert der Werkstoff zunehmend spröde. Auch hygrokopische Eigenschaften sind zu beachten. Die Einlagerung von Wassermolekülen in der Polymerstruktur erfolgt je nach Aufbau des Monomers und je nach Kri-  
stallinitätsgrad mehr oder minder einfach bzw. schnell und ist ebenfalls vollständig reversibel. Bei einem erhöhten Wassergehalt verhält sich das Material duktiler als im trockenen Zustand.

Bezüglich der mechanischen Eigenschaften ist das bei Kunststoffen im Vergleich zu Metallen geringere Festigkeits- zu Steifigkeitsverhältnis zu beachten. Dem Deformationsverhalten kommt also eine erhöhte Bedeutung zu, denn Thermoplaste können sich schon bei Raumtemperatur und niedrigen Beanspruchungen nichtlinear viskoelastisch verhalten. Zur Beschreibung des Werkstoffs auch bei kleinen Deformationen werden also keine Konstanten benötigt sondern Funktionen der Beanspruchungsdauer und Beanspruchungsgeschwindigkeit. Ebenso verhält es sich mit der Abbildung der Viskoplastizität, die die Eigenschaften bei crashrelevanten Beanspruchungen mit großen Verformungen dominiert. Die irreversible Verfestigung verläuft ebenfalls nichtlinear und ist abhängig von der Dehnrate.

Viskoelastisches Verhalten äußert sich in einer ganzen Reihe von Phänomenen. Die bekanntesten sind Kriechen und Relaxation. Unter Kriechen versteht man eine zeitliche Zunahme der Verformung unter konstanter Last. Unter Relaxation versteht man den Abbau innerer Spannungen unter einem konstanten äußeren Deformationszustand. Dies kann zum Beispiel dazu führen, dass durch Kriechvorgänge unzulässige Deformationen erreicht werden oder kraftschlüssige Verbindungen ihre Vorspannung durch Relaxation verlieren. Thermoplaste haben, da sie nicht räumlich vernetzt sind, eine höhere Kriechneigung als Duroplaste insbesondere bei höheren Temperaturen.

Zu beachten sind derartige Eigenschaften bei Anwendungen im Motorraum z.B. in Nähe eines Abgaskrümmers oder einer Xenon-Lichtanlage sowie bei Anwendungen im Karosserierohrbau, bei denen die hohen Temperaturen im Rohbauofen zu berücksichtigen sind.

Das viskoplastische Verhalten, also irreversible Verformungen unter Beanspruchung mit hoher Deformationsgeschwindigkeit, wird ebenfalls von verschiedenen Phänomenen begleitet. Bei geringen Dehnraten und damit langsam ansteigender Spannung können die Molekülketten gleichmäßig der einwirkenden Last folgen. Dabei kommt es zu einer Entflechtung und einem gegenseitigen Abgleiten der Ketten. Bei einem schnellen Spannungsanstieg hingegen bleiben die Gleitreaktionen der Molekülketten hinter der Kraftwirkung zurück. Der Werkstoff verhält sich zunehmend spröde. Diese Versprödung steigt mit der Dehnrate, was sich mit einer Abnahme der Bruchdehnung bemerkbar macht. Die Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Dehnrate betrifft sowohl die Verformungen im elastischen als auch im plastischen Bereich. Mit steigender Dehnrate steigt neben der Fließgrenze und der Maximalspannung auch der „imaginäre“ E-Modul (z.B. nur bei sofortiger Entlastung).

Des Weiteren reagieren thermoplastische Werkstoffe unter mechanischer Last in Abhängigkeit vom Spannungszustand, d.h. die Verfestigung verhält sich unter Zug-, Druck- und Schubbelastung unterschiedlich. Bei Druckbelastung liegen die mechanischen Kennwerte über vergleichbaren Werten bei Zugbelastung. Der Grund hierfür liegt in der aus den Druckspannungen resultierenden Materialverdichtung. Die Molekülketten werden enger gepackt, wodurch die Nebenvalenzbindungen stärker zur Wirkung kommen. Das Entflechten und Abgleiten der Ketten wird erschwert und die Spannung steigt an. Aus dem gleichen Grund kommt es zu einem Spannungsanstieg mit zunehmendem hydrostatischen Druck.

Auch die Schädigungs- und Versagensmechanismen bei unverstärkten Thermoplasten werden von verschiedenen Phänomenen wie Weißbruch (auch „Crazing“ genannt) und/oder Scherbandbildung begleitet. Zudem kann sich unter Zugbelastung eine ausgebildete Zone der Einschnürung (auch „Necking“ genannt) bilden, was bei einer Charakterisierung durch Zugversuche vor allem messtechnisch entsprechende Maßnahmen erfordert, um lokalisierte Dehnungen erfassen zu können. Zu den Eigenschaften unverstärkter thermoplastischer Werkstoffe haben u.a. Junginger [Jung02], Kolling et. al [Koll05] oder Becker [Beck09] umfangreiche Studien durchgeführt und entsprechende Methoden und Modelle zur Charakterisierung und

Berechnung entwickelt und veröffentlicht. Durch die Zugabe von Glasfasern werden die beschriebenen Vorgänge allerdings relativiert. Der Verbundwerkstoff weist ein sprödes Versagensverhalten auf. Auf eine eingehende Darstellung der angesprochenen Versagensmechanismen für unverstärkte Werkstoffe wird daher verzichtet. Die angegebenen Quellen bieten hier ausführliche Erläuterungen. Auch die Bruchdehnung des spröden Werkstoffs ist jedoch abhängig vom Spannungszustand und von der Dehnrate. Die Möglichkeiten zur Modellierung bzw. Abbildung in der Simulation diesbezüglich werden in Kapitel 4. dargestellt.

### 2.1.2. Fasermaterial

Bei Faserverbundwerkstoffen sind es primär die Fasern, die die am Bauteil anliegenden Lasten tragen. Hierzu müssen sie hohe Steifigkeiten und Festigkeiten aufweisen und idealerweise eine möglichst geringe Dichte haben. Als Grundwerkstoff eignen sich verschiedene natürliche und künstliche Fasern. In der kommerziellen technischen Anwendung werden zumeist Kohlenstoff-, Aramid- oder Glasfasern eingesetzt. Der wichtigste Verstärkungsstoff für thermoplastische Kunststoffe, die im Spritzgussverfahren verarbeitet werden, sind Glasfasern, die mit einem Anteil zwischen 10 und 60 Gew.-% in die Polymermatrix eingebracht werden. Faserlängen zwischen 0,1 und 1mm werden dabei als Kurzfasern und Längen bis 25mm als Langfasern bezeichnet. Glasfasern haben im Vergleich zu Kohlenstoff- oder Aramidfasern ein geringeres mechanisches Leistungsvermögen, sind aber deutlich kostengünstiger. Glasfasern sind anorganische Fasern, deren hohe Festigkeit auf den starken, kovalenten Bindungen zwischen Silizium und Sauerstoff basieren. Die Atome bilden zwar ein dreidimensionales Netzwerk aber mit amorpher Struktur und ohne Orientierung. Dadurch besitzen Glasfasern isotrope Eigenschaften. Je nach Zusammensetzung des Glases lassen sich unterschiedliche Festigkeitswerte und Elastizitätsmoduln erreichen. Überwiegend wird E-Glas („Electrical“) eingesetzt. Höherfest sind die sogenannten S- und R-Glasfasern („Strength“ und „Resistance“).

Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Glasfasern ist bis zum Bruch nahezu ideal linear elastisch. Das bedeutet aber auch, dass sie kein duktiles Verformungsvermögen besitzen und spröde brechen. Die Festigkeit dünner Glasfäden liegt um ein Vielfaches höher als die eines entsprechenden Körpers mit größerem Abmaß. Sie bleibt aber noch erheblich unter der aus den atomaren Bindungen berechneten theoretischen Festigkeit. Statistisch betrachtet ist in einem großen Werkstoffvolumen die

Anzahl festigkeitsreduzierender Fehlstellen (z.B. durch Verunreinigungen in der Molekularstruktur) deutlich größer als in einem kleinen Volumen. Von Bedeutung ist dies insbesondere bei spröden Werkstoffen, da durch derartige Fehlstellen induzierte Spannungsspitzen aufgrund mangelnder Duktilität des Werkstoffes nicht plastisch abgebaut werden können. Ein Versagen wird daher durch einen einzigen kritischen Defekt ausgelöst bzw. eingeleitet. Phänomene wie Kriechen oder dehnratenabhängige Verfestigung können für reine Glasfasern vernachlässigt werden.

### 2.1.3. Verbundeigenschaften

Abhängig von der Faser-Matrix-Kombination verbessern sich die mechanischen Eigenschaften verglichen mit einem entsprechenden unverstärkten Material in Bezug auf die Festigkeit, die Härte, die Steifigkeit, das Langzeitverhalten und die Wärmeausdehnung. Beeinflusst werden die mechanischen Eigenschaften eines Verbundwerkstoffs sowohl durch die Einzelwerkstoffe und ihrer interaktiven Haftung als auch durch das Bauteilherstellungsverfahren, was zumeist zu einem anisotropen Aufbau bzw. Gesamtverhalten führt. Die Werkstoffeigenschaften sind also primär von Faktoren wie der Faserorientierung, der Faserart, der Faserlänge und -dicke sowie der Faser-Matrix-Haftung abhängig. Bei der Spritzgusstechnologie mit kurzfaser verstärkten Kunststoffen muss durch die strömungsbedingte Ausrichtung der Fasern zusätzlich von einer lokalen Anisotropie ausgegangen werden. Steifigkeit und Festigkeit stellen demnach orts- und richtungsabhängige Größen dar. Anders als bei der „sichtbaren“ Ausrichtung von Endlosfasersystemen müssen die Orientierungen z.B. durch eine vorhergehende Spritzgußsimulation ermittelt bzw. berechnet werden. Diese Thematiken werden im weiteren Verlauf der Arbeit erneut aufgegriffen und im Detail erläutert.

Die Haftung der Fasern in der Matrix hängt von verschiedenen Faktoren des molekularen Aufbaus des Polyamids ab. Zusätzlich können hier spezielle Additive in der Matrix oder spezielle Schichten auf den Fasern die Hafteigenschaften positiv beeinflussen. Dies gilt ebenso für die Fließeigenschaften, die insbesondere für hochgefüllte Werkstoffe wie dem PA6GF60 durch bestimmte Zugaben verbessert werden müssen. Eingehende Studien zu den Verbundeigenschaften faserverstärkter Kunststoffe und den verschiedenen Einflussfaktoren auf die mechanischen Eigenschaften liefern z.B. Hegler [Hegl84], Schwarz [Schw93], Mlekusch [Mlek97], oder Kuppler et al. [Kupp10] sowie zahlreiche Fachbücher (s. Einführung zu Kapitel 2.1.). Die in Abb.

2-2 dargestellte Aufnahme eines Raster-Elektronen-Mikroskops (REM) veranschaulicht die Einbindung der Fasern in der Matrix bei einem PA6GF30.

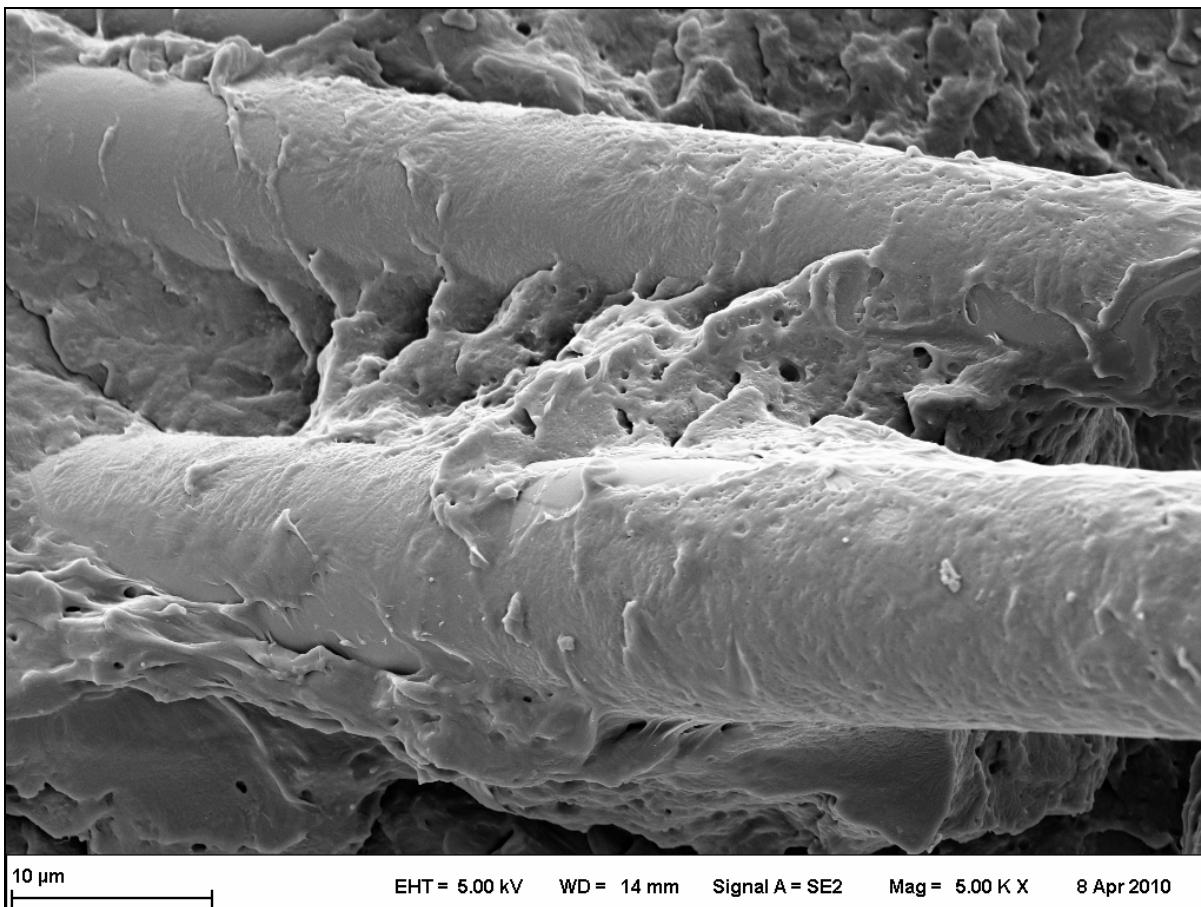


Abb. 2-2 REM-Aufnahme PA6GF30

## 2.2. Relevante Grundlagen der Mechanik

Vorgestellt werden die theoretischen kontinuumsmechanischen und mikromechanischen Grundlagen, die zum Verständnis der in dieser Arbeit genutzten Materialmodelle in *LS-Dyna* und *Digimat* nötig sind. Ausführliche Darstellungen und Hintergründe zu den hier nur zusammengefasst dargestellten Grundlagen liefern zahlreiche Fachbücher wie z.B. [AA94], [Bett01], [Will73], [Gros07], [Schü05], [Ehre06], [Dogh00], die hier z.T. als Quellen genutzt werden. Auf die Umsetzung in den Materialroutinen *LS-Dyna* und *Digimat* wird in den darauffolgenden Kapiteln eingegangen. Die Grundlagen der Methode der Finiten Elemente und die Lösung mittels expliziter Zeitintegrationsverfahren werden dabei ebenso wie die zugehörigen kommerziell erhältlichen Solver als bekannt vorausgesetzt. Hier liefern z.B. [Bath02], [Klei05], [Wrig01] oder [Rust09] aber auch die Manuals der Softwarelieferanten (im Rahmen

dieser Arbeit [Live05], [Live09] und [Exst10]) umfassende Einführungen und Hintergründe.

Das wichtigste Merkmal des mechanischen Verhaltens thermoplastischer Werkstoffe ist, dass sie sich, wie in Abb. 2-3 gezeigt, über nahezu den gesamten Verformungsweg hinweg nichtlinear verhalten.

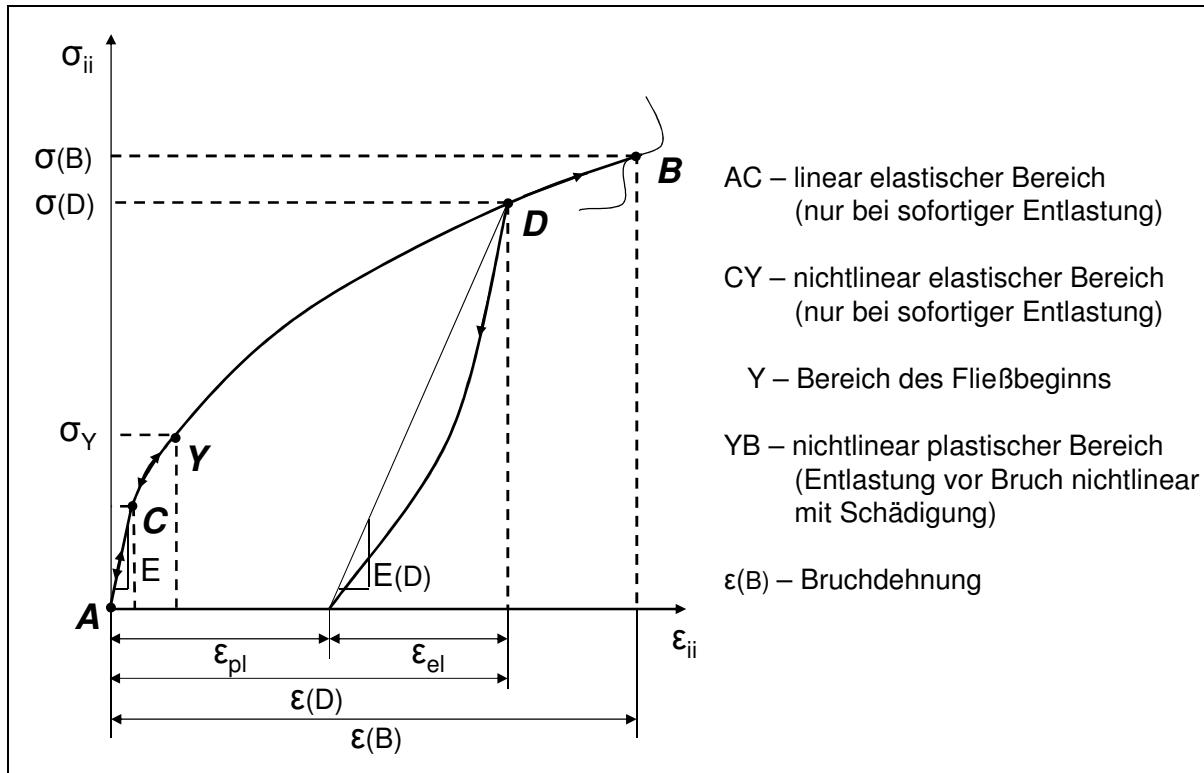


Abb. 2-3 Prinzipskizze Spannungs-Dehnungs-Diagramm von kurzfaserverstärkten Kunststoffen

Die Spannungs-Dehnungsbeziehung ist abhängig vom Spannungszustand und der Dehnrate sowie von der Konditionierung und der Temperatur. Bei kurzfaserverstärkten Kunststoffen kommt zudem die prozessbedingte Abhängigkeit vom Faserfüllgrad, der Faserorientierung und der Faserlängenverteilung hinzu. Untersucht und nachgewiesen werden diese Gegebenheiten in Kapitel 3.

Als Basis für die Beschreibung des mechanischen Verhaltens dienen Beziehungen, die für linear elastische Verformungen gelten. Zudem sind die FE-Materialmodelle zumeist so aufgebaut, dass sie den Verformungsweg in einen linear elastischen und einen nichtlinear plastischen Bereich aufspalten. Für kleine Verformungen ist die Annahme der linearen Elastizität auch zulässig, solange viskoelastische Effekte vernachlässigt werden können. In dieser Arbeit wird der Focus auf große Verformungen gelegt, welche durch das (visko)plastische Verhalten dominiert werden. Angemerkt

sei an dieser Stelle zudem, dass bei den betrachteten Werkstoffen der elastische Bereich im Vergleich zum plastischen klein ist. Der Übergang ist nicht auf einen bestimmten Spannungswert definierbar und erfolgt in einem Fließbereich, und es existiert somit keine ausgeprägte Streckgrenze. Dies kann jedoch in den Modellen nicht berücksichtigt werden und erfolgt über einen bestimmten Wert für die Fließspannung  $\sigma_Y$ .

### 2.2.1. Kontinuumsmechanik

Wird ein Körper durch eine äußere Kraft belastet, treten an einem infinitesimalen Volumenelement innerhalb dieses Körpers im allgemeinen Fall sechs Spannungen auf (s. Abb. 2-4 links). In der tensoriellen Notation werden diese mit einem Doppelindex versehen und die Indizierung erfolgt dabei nach der Lage im Koordinatensystem. Der erste Index bezeichnet die Richtung der Schnittebenennormalen und der zweite Index die Richtung der Spannungskomponente. Die so bezeichneten Spannungen teilen sich in zwei Kategorien ein. Drei Normalspannungen in Richtung der Koordinatenachsen und drei Schubspannungen, die in den Flächen normal zu den Koordinatenachsen liegen.

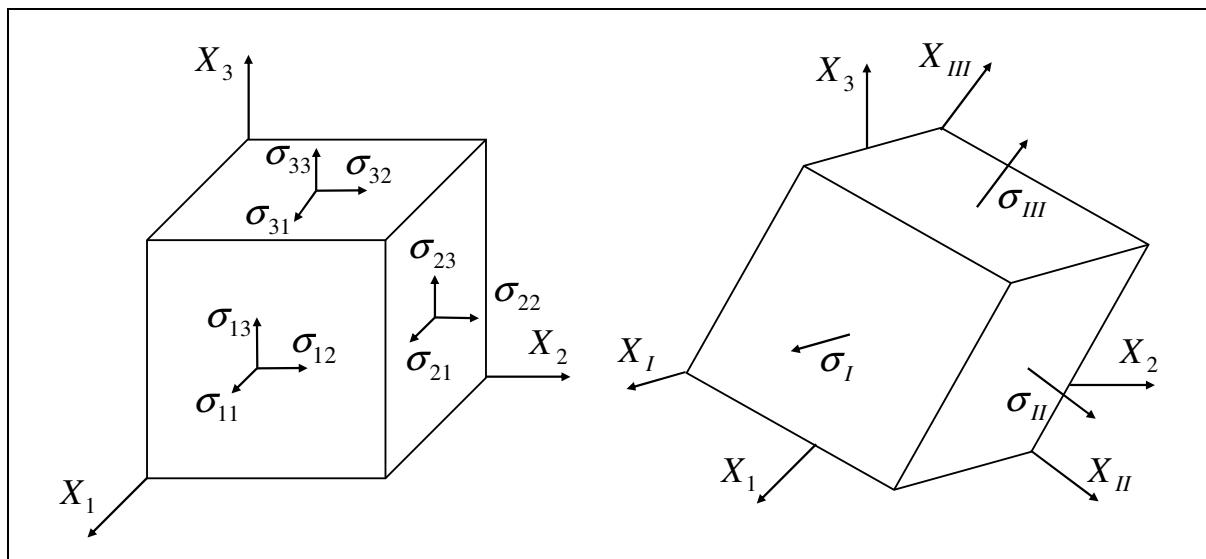


Abb. 2-4 Spannungen im kartesischen Koordinatensystem (links) und die Darstellung im Hauptspannungsraum (rechts)

Die Spannungen stellen einen Tensor zweiter Stufe, den Cauchy'schen Spannungstensor, dar und lassen sich zweckmäßigerweise in einer 3x3 Matrix darstellen.

$$\underline{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ sym. & & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (Gl. 2-1)$$

$$\text{mit } \sigma_{ij} = \sigma_{ji} \quad (Gl. 2-2)$$

Aufgrund der Gleichheit der paarweise zugeordneten Schubspannungen, die hier zugunsten einer einheitlichen Darstellung ebenfalls mit  $\sigma$  bezeichnet sind, ist der Spannungstensor symmetrisch. Er besitzt demnach sechs voneinander unabhängige Komponenten. Die aus den anliegenden Spannungen resultierenden Verformungen werden im ebenfalls symmetrischen Verzerrungs- oder Dehnungstensor dargestellt. Dieser ist geometrisch linearisiert und gilt nur für kleine Verzerrungen. Die Dehnungen  $\varepsilon_{ii}$  sind Längenänderungen des infinitesimalen Volumenelements, während die Gleitungen  $\gamma_{ij}$  Winkeländerungen darstellen.

$$\underline{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ sym. & & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \gamma_{12}/2 & \gamma_{13}/2 \\ & \varepsilon_{22} & \gamma_{23}/2 \\ sym. & & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (Gl. 2-3)$$

Überführt man den Spannungstensor durch eine Koordinatentransformation in ein Hauptachsensystem, werden alle Schubspannungskomponenten gleich Null. Der Tensor ist dann vollständig durch seine Hauptspannungen  $\sigma_I$ ,  $\sigma_{II}$  und  $\sigma_{III}$  beschrieben (s. Abb. 2-4 rechts). Die Transformation in die Hauptraumrichtungen führt auf eine kubische Gleichung der Form:

$$\sigma^3 - I_1 \cdot \sigma^2 + I_2 \cdot \sigma - I_3 = 0 \quad (Gl. 2-4)$$

Die Lösung der Gleichung ergibt die drei Hauptspannungen. Die Koeffizienten  $I_1$ ,  $I_2$  und  $I_3$  sind unabhängig von der Lage des gewählten Koordinatensystems und werden daher als Invarianten des Spannungstensors bezeichnet und zur Beschreibung allgemeiner Spannungszustände herangezogen. Hierbei gelten folgende Zusammenhänge:

$$I_1 = \sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III} \quad (\text{Gl. 2-5})$$

$$I_2 = \frac{1}{2} \cdot (\sigma_{ij} \cdot \sigma_{ij} - \sigma_{ii} \cdot \sigma_{jj}) \quad (\text{Gl. 2-6})$$

$$I_3 = \det(\underline{\sigma}) \quad (\text{Gl. 2-7})$$

Zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens wird der Spannungstensor oftmals in einen hydrostatischen und einen deviatorischen Anteil zerlegt. Hierbei wird zunächst eine negative mittlere Normalspannung  $\sigma_m$  definiert.

$$\sigma_m = -\frac{1}{3} \operatorname{tr}(\underline{\sigma}) = -\frac{1}{3} \cdot I_1 = p \quad (\text{Gl. 2-8})$$

Nach Gl. 2-5 ist die mittlere Normalspannung  $\sigma_m$  invariant gegenüber Drehungen in Koordinatensystem. In Anlehnung an die Bezeichnungen bei einem reibungsfreien Fluid wird für sie auch der Begriff des hydrostatischen Drucks  $p$  verwendet. Unter der Verwendung des Kronecker-Deltas  $\delta_{ij}$  (Einheitstensor), welches unter Multiplikation mit dem hydrostatischen Druck den Spannungsanteil aus Volumenänderungen darstellt, gilt für die Komponenten des Spannungsdeviators  $S_{ij}$ :

$$S_{ij} = \sigma_{ij} + p \cdot \delta_{ij} \quad (\text{Gl. 2-9})$$

Auch der Deviator besitzt drei Invarianten mit der Bezeichnung  $J_1$ ,  $J_2$  und  $J_3$ .

$$J_1 = S_{11} + S_{22} + S_{33} = 0 \quad (\text{Gl. 2-10})$$

$$J_2 = \frac{1}{2} \cdot S_{ij} \cdot S_{ij} = \frac{1}{3} \cdot (I_1^2 + 3 \cdot I_2) \quad (\text{Gl. 2-11})$$

$$J_3 = \det(\underline{S}) = \frac{1}{27} \cdot (2 \cdot I_1^3 - 9 \cdot I_1 \cdot I_2 + 27 \cdot I_3) \quad (\text{Gl. 2-12})$$

Analog zur Aufspaltung des Spannungstensors in einen hydrostatischen und einen deviatorischen Anteil lässt sich auch der Verzerrungstensor in zwei Anteile aufspalten. Diese bestehen aus einer Volumenänderung („Dilatation“), dargestellt durch den Kugeltensor  $\varepsilon_{vol}$ , und einer Gestaltänderung („Distorsion“), dargestellt durch den Deviator  $e$ .

$$\varepsilon_{vol} = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} \quad (\text{Gl. 2-13})$$

$$e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3} \cdot \varepsilon_{vol} \cdot \delta_{ij} \quad (\text{Gl. 2-14})$$

Die zweite Invariante  $J_2$  des Spannungsdeviators findet sich in der Fließbedingung für isotrope Werkstoffe über eine Vergleichsspannung nach von Mises (s. Kapitel 2.2.3.) wieder, wodurch diese auch oft, vorrangig im englischsprachigen Raum, als „J2-Plasticity“ bezeichnet wird.

$$\sigma_{vm} = q = \sqrt{3 \cdot J_2} \quad (\text{Gl. 2-15})$$

Über das  $p/q$ -Verhältnis lassen sich mehrachsige Spannungszustände ausdrücken. Genutzt wird diese Beziehung z.B. zur Beschreibung des Versagens in Abhängigkeit des Spannungszustands.

p/q	Spannungszustand
-1	triaxialer Zug
-2/3	biaxialer Zug
-1/3	uniaxialer Zug
0	reiner Schub
+1/3	uniaxialer Druck
+2/3	biaxialer Druck
+1	triaxialer Druck

Tab. 2-1 p/q-Verhältnis

## 2.2.2. Lineare Elastizität

Bei linearer Elastizität werden der Spannungs- und Verzerrungstensor durch fol-

gende lineare Abbildungen miteinander verknüpft:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \epsilon_{kl} \quad (\text{Gl. 2-16})$$

$$\epsilon_{ij} = S_{ijkl} \cdot \sigma_{kl} \quad (\text{Gl. 2-17})$$

Die Verknüpfung erfolgt über den Steifigkeits- oder Elastizitätstensor  $C$  sowie über den sogenannten Nachgiebigkeitstensor  $S$ , die die mechanischen Stoffeigenschaften eines linear elastischen Kontinuums darstellen. Der Steifigkeitstensor ist ein Tensor vierter Stufe, und er ist analog zum Spannungstensor symmetrisch. Dies gilt bezüglich seiner ersten beiden und letzten beiden Indizes. In Matrixschreibweise unter Verwendung der Voigt-Notation stellt sich das allgemeine Elastizitätsgesetz für anisotrope Werkstoffe wie folgt dar:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1112} & C_{1113} & C_{1123} \\ & C_{2222} & C_{2233} & C_{2212} & C_{2213} & C_{2223} \\ & & C_{3333} & C_{3312} & C_{3313} & C_{3323} \\ & & & C_{1212} & C_{1213} & C_{1223} \\ & & & & C_{1313} & C_{1323} \\ & & & & & C_{2323} \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{33} \\ \epsilon_{12} \\ \epsilon_{13} \\ \epsilon_{23} \end{pmatrix}. \quad (\text{Gl. 2-18})$$

sym.

Ein solcher anisotroper, linear elastischer Werkstoff wird auch als triklin bezeichnet. Aufgrund der Symmetrie gibt es 21 voneinander unabhängige Komponenten des Steifigkeitstensors.

Zur Darstellung der Eigenschaften von Faserverbundwerkstoffen, die im Allgemeinen bestimmte symmetrische Charakteristika aufweisen, können auch entsprechende Symmetrieebenen definiert werden, was die Anzahl der Komponenten des Steifigkeits- bzw. Nachgiebigkeitstensors weiter verringert.

Existieren bei einem Kontinuum drei zueinander senkrecht liegende Symmetrieebenen, wird es als orthotrop (s. Abb. 2-5 links) bezeichnet.

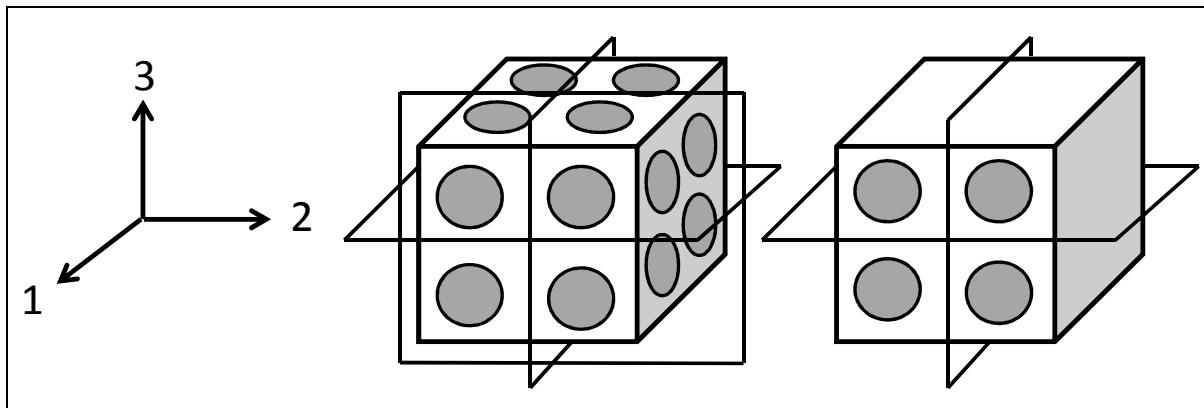


Abb. 2-5 Prinzipskizzen der Orthotropie (links) und der Transversal-Isotropie (rechts)

Bei einem orthotropen Material besteht die Nachgiebigkeitsmatrix aus neun voneinander unabhängigen Komponenten. In Ingenieurnotation hat diese folgende Form:

$$\underline{S} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{31}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 2-19})$$

$$\text{mit } \frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{21}}{E_2} \quad \frac{\nu_{13}}{E_1} = \frac{\nu_{31}}{E_3} \quad \text{und} \quad \frac{\nu_{23}}{E_2} = \frac{\nu_{32}}{E_3} \quad (\text{Gl. 2-20})$$

Weiterhin können die Eigenschaften von Verbundwerkstoffen oftmals über die sogenannte Transversal-Isotropie (s. Abb. 2-5 rechts) vereinfacht dargestellt werden. In Ingenieurnotation hat diese folgende Form:

$$\underline{S} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{32}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu_{23})}{E_2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 2-21})$$

$$\text{mit } \frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{21}}{E_2} \quad (\text{Gl. 2-22})$$

Sie zeichnet sich durch eine Rotationssymmetrie über eine der Raumachsen aus. Als ein Beispiel aus der Natur sei die Eigenschaft von Holz genannt, das durch das Wachsen der Fasern in eine Richtung, was vergleichbar zu einem unidirektionalen Verbundwerkstoff (UD-Verbund) ist, einen transversal-isotropen Charakter aufweist. Die Nachgiebigkeitsmatrix der transversalen Isotropie besteht aus fünf voneinander unabhängigen Komponenten (s. Gl. 2-21 u. 2-22). Oftmals ist in der Anwendung das Kriterium der Dünnewandigkeit (Spannungen in Dickenrichtung  $\sigma_{\text{III}}$  können vernachlässigt werden) gegeben, so dass eine Reduktion auf einen ebenen Spannungszustand möglich ist. Es bleiben dann noch vier voneinander unabhängige Konstanten, und die Beziehungen der transversalen Isotropie reduzieren sich auf folgende Form:

$$\underline{S} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 2-23})$$

$$\text{mit } \frac{\nu_{12}}{E_1} = \frac{\nu_{21}}{E_2} \quad (\text{Gl. 2-24})$$

Zu beachten ist in den FE-Codes, ob die Indizierung der Querkontraktionen evtl. nach amerikanischer Notation (Wirkrichtung an erster Stelle) gegeben ist.

Bei isotropen Werkstoffen verringert sich Anzahl der voneinander unabhängigen Komponenten der Nachgiebigkeitsmatrix auf die zwei richtungsunabhängigen Konstanten E-Modul und Querkontraktion. Die Einführung und Herleitung weiterer mechanischer Konstanten wie Schubmodul oder Kompressionsmodul sowie die Herleitung isotroper Beziehungen nach Lamé, die bei linearer Elastizität also keine richtungsabhängigen Werte für die genannten Konstanten aufweisen, ist beispielsweise [AA94] oder [Bett01] zu entnehmen.

### 2.2.3. Plastizität

Eine Fließbedingung definiert diejenigen Spannungszustände, bei denen plastisches Fließen, also irreversible Verformungen, eintreten. Im sechsdimensionalen Spannungsraum bezeichnet man diese Grenze als Fließfläche oder Fließort. Sie kann als Funktion  $f$  des Spannungstensors und einer beliebigen Anzahl an Werkstoffparametern  $k_n$  beschrieben werden.

$$f(\sigma_{ij}, k_n) = 0 \quad (\text{Gl. 2-25})$$

Nach von Mises ist die Fließspannung für metallische Werkstoffe unabhängig vom hydrostatischen Druck und ist allein von den deviatorischen Spannungsanteilen abhängig. Für die Fließbedingung gilt dabei:

$$f(J_2, k) = \sqrt{3 \cdot J_2} - k = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} - k = q - k = 0 \quad (\text{Gl. 2-26})$$

Der Modellparameter  $k$  entspricht dabei der Fließspannung bei einem einachsigen Zug- oder Druckversuch. Im Hauptspannungsraum stellt die von Mises Fließfläche  $f$  einen Zylinder mit dem Radius  $q$  dar (s. Abb. 2-6). Spannungen, die innerhalb des Zylinders liegen, rufen nur elastische Verformungen hervor. Da der hydrostatische

Spannungszustand  $p$  auf der Achse des Zylinders liegt, sind derartige Spannungszustände immer elastisch (also reversibel).

Neben der Fließbedingung nach von Mises existieren eine Reihe weiterer Gesetze zur Darstellung der Fließgrenze. Beispielhaft seien hier die Fließbedingung nach Mohr/Coulomb aus der Bodenmechanik oder das Modell von Tresca für Metalle genannt. Die entsprechenden Beziehungen sind beispielsweise [AA94] oder [Bett01] zu entnehmen. Eine direkte Erweiterung des von Mises Modells für druckabhängige Beziehungen stellt das Modell nach Drucker/Prager dar.

$$f(J_2, I_1, \beta, k) = \sqrt{J_2} + I_1 \cdot \tan \beta - k = 0 \quad (\text{Gl. 2-27})$$

Wobei  $\beta$  und  $k$  Parameter sind, die experimentell bestimmt werden können. Über den Winkel  $\beta$  wird die unterschiedliche Fließspannung bei Druck- bzw. Zugspannungszuständen gesteuert. Die Drucker/Prager Fließfläche stellt im Hauptspannungsraum einen Kegel dar, dessen Achse mit der hydrostatischen Achse übereinstimmt (s. Abb. 2-6).

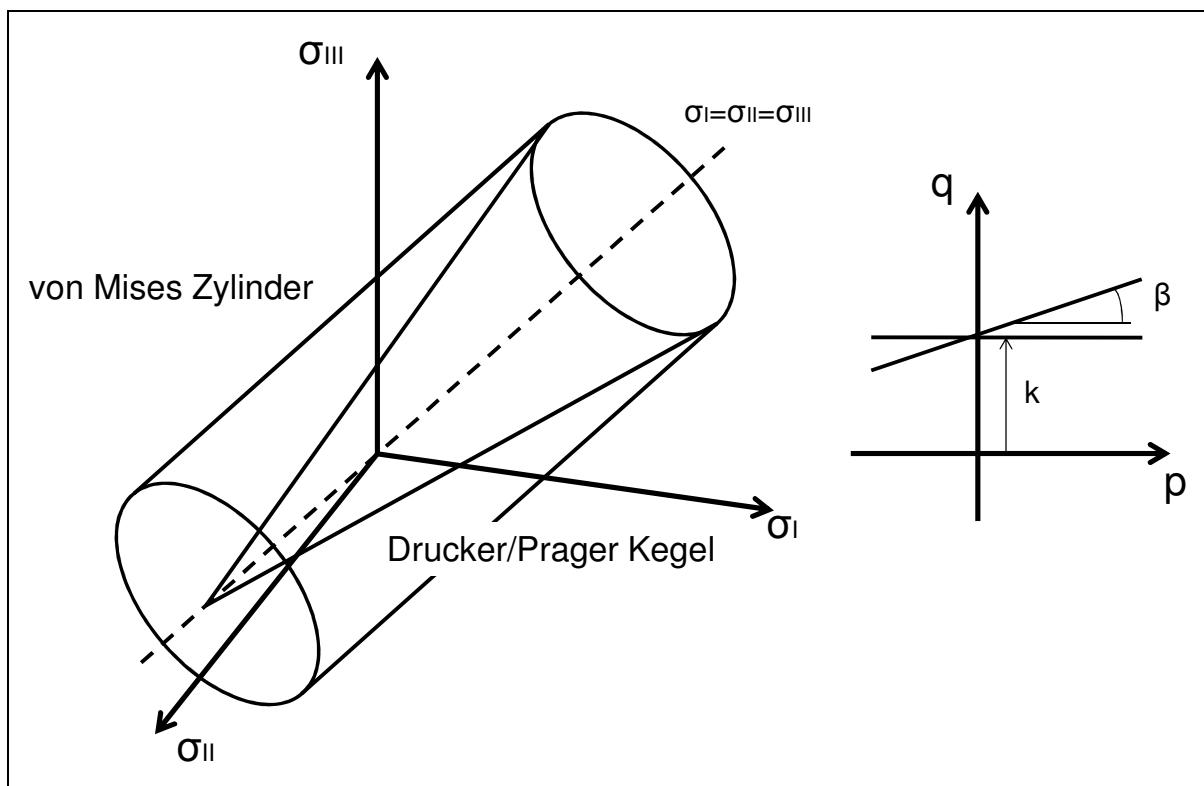


Abb. 2-6 Geometrische Darstellung der Fließbedingungen nach von Mises und nach Drucker/Prager im Hauptspannungsraum (links) und in der  $p/q$ -Darstellung (rechts)

Eine Erweiterung in Bezug auf die Möglichkeit, von der Drucker/Prager oder von Mises Fließfläche abweichende Schubbeigenschaften bzw. ein Verhalten in Abhängigkeit des hydrostatischen Drucks abbilden zu können, bietet eine Methode, die unter dem Namen „Semi Analytical Model for Polymers“ (SAMP) von Kolling et. al. [Koll05] veröffentlicht wurde. Das Fließpotential ist wie folgt definiert:

$$f = q^2 - a_0 - a_1 \cdot p - a_2 \cdot p^2 \quad (\text{Gl. 2-28})$$

mit

$$a_0 = 3\sigma_s^2 \quad a_1 = 9 \cdot \left( \sigma_s^2 \frac{\sigma_c - \sigma_t}{\sigma_c \cdot \sigma_t} \right) \quad a_2 = 9 \cdot \left( \frac{\sigma_c \cdot \sigma_t - 3 \cdot \sigma_s}{\sigma_c \cdot \sigma_t} \right) \quad (\text{Gl. 2-29})$$

$\sigma_t$  entspricht dabei der Fließspannung bei einem uniaxialen Zugspannungszustand,  $\sigma_c$  bei uniaxalem Druck und  $\sigma_s$  der Fließspannung bei reinem Schub.

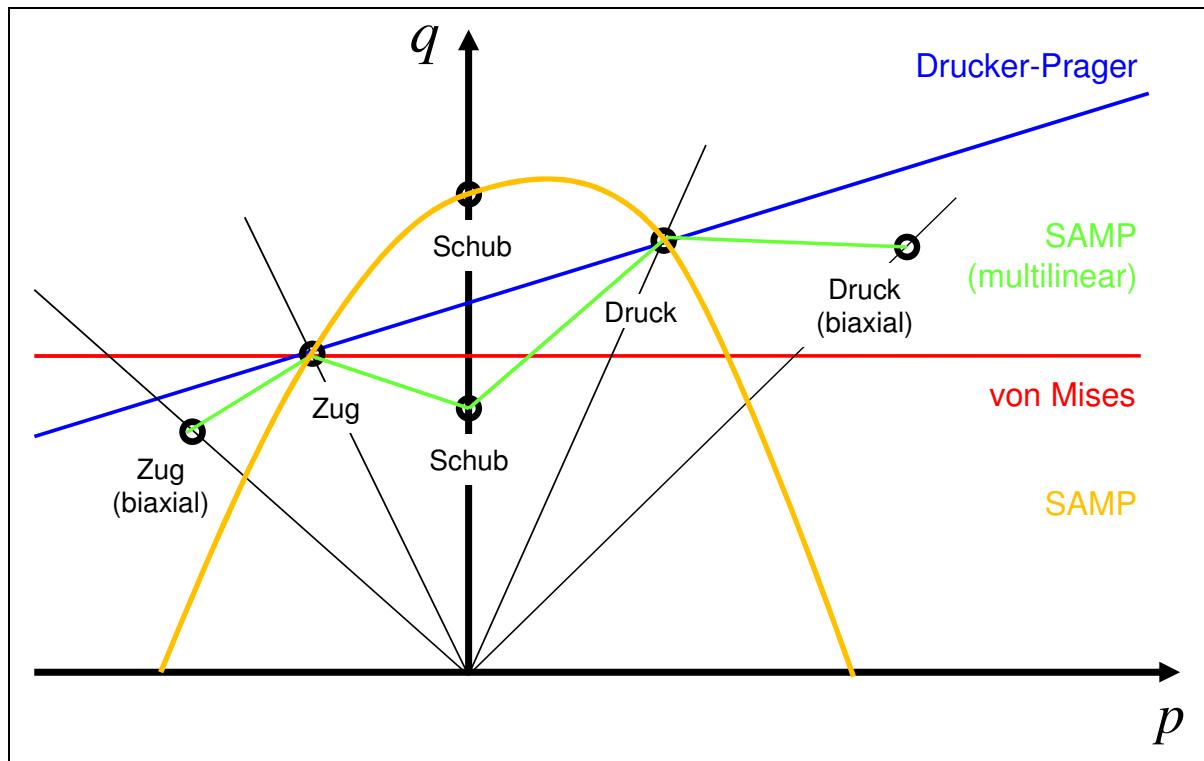


Abb. 2-7 Darstellung der vorgestellten Fließkriterien in der  $p/q$ -Ebene

Im Vergleich zu den vorangegangen vorgestellten Modellen kann sich die SAMP

Fließfläche in der  $p/q$ -Ebene, wie in Abb. 2-7 gezeigt, darstellen. Zu beachten ist die bei der Abbildung schubweichen Verhaltens resultierende konkave Fließfläche, was zu numerischen Instabilitäten führen kann. Abhilfe kann evtl. eine multi-lineare Herangehensweise bieten. Für eingehende Hintergründe hierzu und für weitere Details zum SAMP-Modell wird auf [Koll05] verwiesen. Die beschriebenen Modelle sind anwendbar auf Materialien mit einem quasi-homogenen mikromechanischen Aufbau.

Für anisotrope Werkstoffe wird für eine phänomenologische bzw. makroskopische Herangehensweise beispielhaft das Fließkriterium nach Hill vorgestellt.

$$\begin{aligned}\sigma_{Hill}^2 = & F \cdot (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G \cdot (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H \cdot (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 \\ & + 2 \cdot L \cdot \sigma_{23}^2 + 2 \cdot M \cdot \sigma_{31}^2 + 2 \cdot N \cdot \sigma_{12}^2\end{aligned}\quad (\text{Gl. 2-30})$$

mit

$$F = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2} \right) \quad (\text{Gl. 2-31})$$

$$G = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} \right) \quad (\text{Gl. 2-32})$$

$$H = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right) \quad (\text{Gl. 2-33})$$

$$L = \frac{3}{2 \cdot R_{23}^2} \quad M = \frac{3}{2 \cdot R_{13}^2} \quad N = \frac{3}{2 \cdot R_{12}^2} \quad (\text{Gl. 2-34})$$

$$R_{11} = \frac{\sigma_{11}}{\sigma_Y} \quad R_{22} = \frac{\sigma_{22}}{\sigma_Y} \quad R_{33} = \frac{\sigma_{33}}{\sigma_Y} \quad (\text{Gl. 2-35})$$

$$R_{12} = \frac{\sigma_{12}}{\tau_Y} \quad R_{23} = \frac{\sigma_{23}}{\tau_Y} \quad R_{31} = \frac{\sigma_{31}}{\tau_Y} \quad (\text{Gl. 2-36})$$

$$\tau_Y = \frac{\sigma_Y}{\sqrt{3}} \quad \sigma_Y \rightarrow \text{Referenz-Fließspannung} \quad (\text{Gl. 2-37})$$

Die Werte für die Hill-Konstanten können über entsprechende richtungsabhängige Versuche mit uniaxialen Spannungszuständen bestimmt werden. Wenn alle R-Werte gleich 1 sind, resultiert dies in die von Mises Vergleichsspannung ( $\rightarrow$  Isotropie). Zur weiteren Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei Belastungen oberhalb der Streckgrenze wird eine Fließregel benötigt, um den Zusammenhang zwischen Spannungen und Verzerrungen im plastischen Bereich darstellen zu können. Dabei wird die Gesamtdehnung zunächst in einen elastischen und in einen plastischen Anteil zerlegt.

$$d\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^{ges} = d\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^{el} + d\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^{pl} \quad (\text{Gl. 2-38})$$

Die Fließregel definiert den plastischen Anteil der Gesamtdehnung und ist durch folgende Form definiert:

$$d\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^{pl} = d\lambda \frac{\partial g}{\partial \sigma_{ij}} \quad (\text{Gl. 2-39})$$

Wobei der positiv definierte skalare Wert  $d\lambda$  (Lagrange-Multiplikator) die Größe des plastischen Verzerrungsinkeaments bestimmt sowie  $g$  das plastische Potential und  $\sigma_{ij}$  der Spannungstensor darstellen. Die in Gl. 2-39 aufgeführte Fließregel stellt den Spezialfall des sogenannten assoziierten Fließens (s. Abb. 2-8) dar. Das plastische Potential  $g$  entspricht dabei der Fließfläche  $f$ . Nach von Mises lässt sich die plastische Verzerrung wie folgt darstellen:

$$d\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^{pl} = d\lambda \frac{3 \cdot S_{ij}}{2 \cdot q} \quad (\text{Gl. 2-40})$$

Im Falle des nicht-assoziierten plastischen Fließens (s. Abb. 2-9) entspricht das plastische Potential  $g$  nicht der Fließfläche  $f$  und die Gesamtdehnung weist einen Anteil volumetrischer plastischer Dehnungen auf. Gegenüber dem assoziierten plastischen Fließen erfolgt die irreversible Verformung also nicht notwendigerweise unter Volumenkonstanz. Der Dilatanzwinkel  $\psi$  gibt die nicht-assoziierte Fließrichtung an.

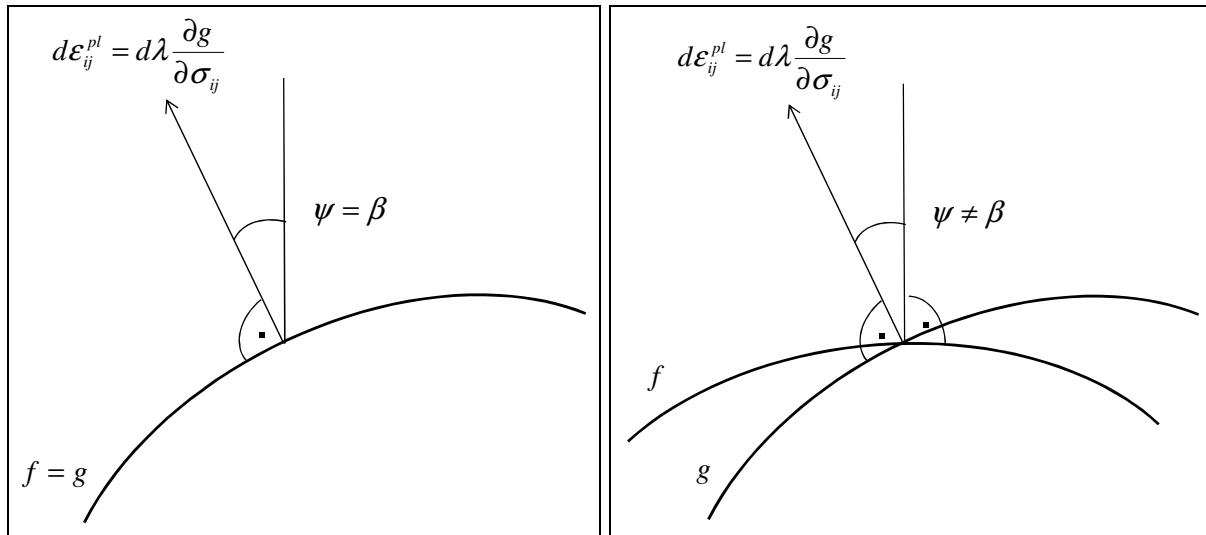


Abb. 2-8 Assoziiertes plastisches Fließen

Abb. 2-9 Nichtassoziiertes plastisches Fließen

Die Berücksichtigung volumetrischer plastischer Dehnungen ist bei der Berechnung von unverstärkten thermoplastischen Werkstoffen von entscheidender Bedeutung (s. z.B. [Jung02], [Koll05] oder [AIF06]). Durch die Zugabe von Glasfasern werden die ertragbaren Gesamtdehnungen jedoch geringer, so dass die Unterschiede in der Berechnung bei großen Faseranteilen vernachlässigbar sind. Dargestellt und nachgewiesen wird dies in Kapitel 3. Auf eine nähere Beschreibung der mechanischen Hintergründe des nicht-assoziierten plastischen Fließens wird an dieser Stelle verzichtet. Weiterführende Details zur Plastizitätstheorie sind z.B. [Will73] oder [Chen88] zu entnehmen.

Wird nach bereits erfolgten plastischen Verformungen wieder entlastet, so lässt sich das Materialverhalten in der Entlastungsphase meist durch ein elastisches Materialgesetz idealisiert beschreiben. Die Rückfederung verläuft dabei „entlang der Hooke'schen Geraden“ (s. Gl. 2-38). Bei (faserverstärkten) Kunststoffen ist das Verhalten in der Entlastungsphase abhängig von der plastischen Verformung. Durch Schädigungsvorgänge wie das Reißen von Molekülketten, Faserbrüche oder Faserausrisse hat das plastifizierte Material nicht mehr die gleiche Steifigkeit wie das

ungeschädigte bzw. hat sich die effektive Querschnittsfläche verringert, wodurch sich das Material bei Entlastung weicher verhält. Die Schädigung kann dabei über einen skalaren Schädigungsparameter  $D$  definiert werden.  $E_0$  ist der E-Modul des ungeschädigten Materials und  $E_D$  der E-Modul zum Zeitpunkt der Entlastung. Dies kann in Materialmodellen z.B. in Abhängigkeit der plastischen Dehnung berücksichtigt werden. Beachtet werden muss dabei der Einfluss auf die Fließfläche.

$$D = 1 - \frac{E_D}{E_0} \quad (\text{Gl. 2-41})$$

Für weiterführende Hintergründe zu Schädigungsmodellen wird auf die genannten Quellen verwiesen.

#### 2.2.4. Berechnungen im Zeitbereich

Um die bei Crashlastfällen auftretenden Dämpfungs- und Trägheitseffekte abilden zu können, müssen in der Numerik zeitlich veränderte Zustandsgrößen berücksichtigt werden. Dargestellt werden kann dies über die Newton'sche Bewegungsgleichung.

$$M \cdot \ddot{u}(t) + K \cdot \dot{u}(t) + C(u) \cdot u(t) = P(t) \quad (\text{Gl. 2-42})$$

$M$  stellt dabei die Massenmatrix,  $K$  die Dämpfungsmatrix,  $C$  die Steifigkeitsmatrix und  $P(t)$  den Lastvektor dar. Über die Ermittlung des Verschiebungsvektors  $u(t)$ , des Geschwindigkeitsvektors  $\dot{u}(t)$  und des Beschleunigungsvektors  $\ddot{u}(t)$  lassen sich die Verzerrungen und damit die Spannungen in den finiten Elementen berechnen. Für Hintergründe zur Lösung dieser Differentialgleichung mittels expliziter Zeitintegrationsverfahren und den einhergehenden Einschränkungen beispielsweise bezüglich des kritischen Zeitschritts, der Elementstabilität oder der Lösung des Anfangswertproblems wird auf [Bath02], [Klei05], [Wrig01], [Rust09] oder [Live05] verwiesen. Die Eingangsgröße ist im Rahmen von Crashberechnungen der Geschwindigkeitsvektor. Implizite Methoden werden im Rahmen dieser Arbeit nicht betrachtet.

Weiterhin ist auch dehnratenabhängiges Materialverhalten nur über zeitlich abhängige Beziehungen abbildbar. Dehnratenabhängiges Verhalten kann sich sowohl auf den elastischen als auch auf den plastischen Bereich beziehen (Viskoelastizität und

Viskoplastizität). Sowohl der E-Modul und die Fließgrenze als auch die Verfestigung steigen dabei mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit an. Viskoelastische Effekte werden in kommerziellen Materialroutinen häufig nicht berücksichtigt, da bei den meisten Anwendungen der elastische Anteil der Verformungen gegenüber den plastischen nur sehr klein ist. Auch die in dieser Arbeit untersuchten Kunststoffe fangen nach einer kurzen elastischen Phase relativ schnell an zu fließen. Hinzu kommt, dass sich der Übergang vom rein elastischen zum plastischen Bereich durch Versuche nicht eindeutig festlegen bzw. genau abgrenzen lässt. Daher wird häufig die Fließspannung sehr niedrig und der E-Modul entsprechend hoch angesetzt, um gerade auch die Materialcharakteristiken beim Übergang vom elastischen in den plastischen Bereich während der Deformation genauer abbilden zu können. Die in den Modellen zur Verfügung stehenden Parameter werden also nicht immer mit physikalischen Werten behaftet, um gesamtheitlich bestimmte mechanische Phänomene abzubilden. Vertieft wird diese Thematik in Kapitel 4.

Für viskoelastische Beziehungen bzw. für die entsprechenden Grundlagen und Modelle wird auf [Will73], [Dogh00] oder [Simo93] verwiesen. An dieser Stelle wird nur ein Auszug der zum Verständnis der genutzten Modelle nötigen Theorie dargestellt. Die Abbildung einer Kombination aus Viskoelastizität und Viskoplastizität in einem Modell ist nach derzeitigem Stand beispielweise in *LS-Dyna* nicht gegeben. Es wäre zudem auch nur begrenzt möglich, etwaige Parameter derartiger Modelle auf entsprechende Versuche anzupassen. Die beiden gängigsten Beschreibungen zur Abbildung viskoelastischer Phänomene sind die Modelle nach Kelvin/Voigt und nach Maxwell. Genutzt wird in beiden Fällen ein Feder-Dämpfer-System, um die elastischen und viskosen Eigenschaften eines einachsigen Spannungszustands darzustellen. Beim Kelvin/Voigt-Modell werden Feder und Dämpfer dabei parallel geschaltet, wohingegen beim Maxwell-Modell (s. Abb. 2-10) eine Reihenschaltung genutzt wird.

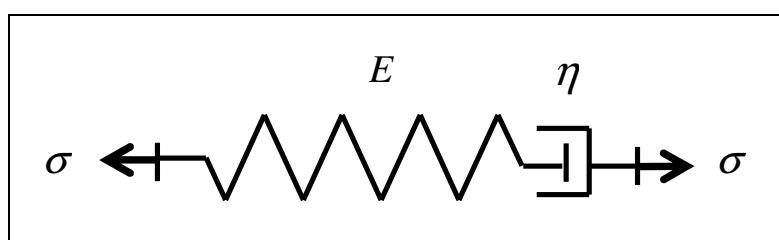


Abb. 2-10 Lineares Maxwell-Modell mit Feder und Dämpfer seriell geschaltet

Die Beschreibung der zeitlichen Änderung der Dehnrate ergibt sich mit der Spannung, der Spannungsänderung, dem E-Modul und der Viskosität zu:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E} + \frac{\sigma}{\eta} \quad (\text{Gl. 2-43})$$

Zur Darstellung viskoplastischer Phänomene kann ebenfalls ein rheologisches Modell zur Abbildung eines einachsigen Spannungszustands über Feder, Dämpfer und in diesem Fall mit einem zusätzlichen Reibeelement dienen (s. Abb. 2-11).

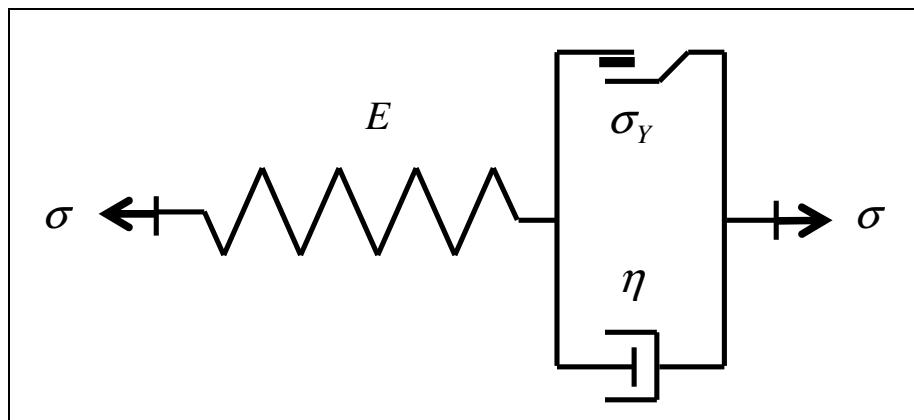


Abb. 2-11 Elasto-viskoplastisches Modell

Dämpfer und Reibeelement sind dabei parallel geschaltet, um die viskosen Anteile abzubilden. Der grundsätzliche Unterschied zur dehnratenunabhängigen Plastizität ist, dass auch Spannungszustände außerhalb der Fließfläche möglich sind. Wird der durch die Fließbedingung begrenzte elastische Bereich überschritten, treten sogenannte Überspannungen auf, die viskos, d.h. zeitabhängig, auf die Fließfläche zurückprojiziert werden. Die Feder beschreibt das elastische Teilmodell, welches solange reagiert, bis die Fließspannung des Reibelements überschritten wird. Danach tritt dehnratenabhängiges plastisches Fließen aufgrund des viskosen Dämpfers auf. Die Spannung im Federelement ist gleich der Summe der Spannungen in Dämpfer und Reibelement und entspricht somit der Gesamtspannung.

$$\sigma = \sigma_Y + \eta \cdot \dot{\varepsilon}_{vp} \quad (\text{Gl. 2-44})$$

Umgestellt nach der viskoplastischen Dehnrate ergibt sich:

$$\dot{\varepsilon}_{vp} = \frac{1}{\eta} (\sigma - \sigma_Y) \quad (\text{Gl. 2-45})$$

Erkennbar ist, dass die Dehnrate von der Differenz aus aktueller Spannung und Fließspannung, was der besagten Überspannung entspricht, abhängig ist. Für den Fall, dass keine Fließgrenze existiert ( $\sigma_Y=0$ ), geht das Modell in das viskoelastische Maxwell-Modell über.

### 2.2.5. Darstellung und Berechnung von Faserorientierungen

Für anisotrope Berechnungsmethoden muss die Orientierung der Fasern im Material dargestellt und bestimmt werden können. Bei Spritzgußsimulationen handelt es sich um eine Abschätzung von Orientierungen, die auf Modellannahmen beruhen.

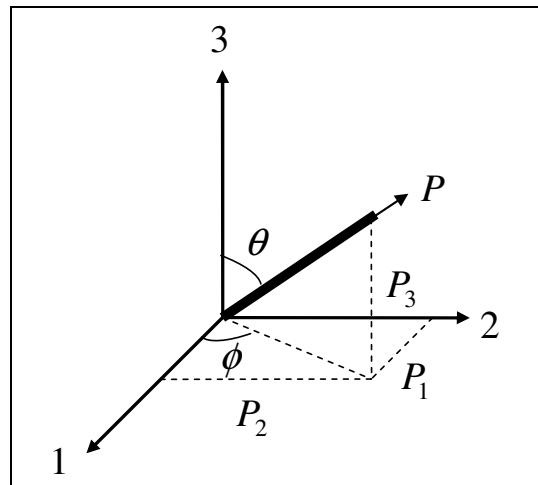


Abb. 2-12 Prinzipskizze Faserorientierungen

Für die Fasern wird in der Berechnung angenommen, dass sie ideal starr sind. Des Weiteren wird vorausgesetzt, dass sie einen einheitlichen Durchmesser und eine einheitliche Länge mit gerader Achse haben. Nach Advani/Tucker [AT87] können die Faserorientierungen über eine Wahrscheinlichkeitsverteilungsfunktion dargestellt werden. Die Orientierung einer einzelnen Faser kann zweckmäßigerweise mit Hilfe eines Einheitsvektors  $p$  in Kugelkoordinaten durch die beiden Winkel  $\Theta$  und  $\Phi$  dargestellt werden (s. Abb. 2-12). Die Wahrscheinlichkeit  $P$ , mit der eine Faser in einem Bereich kleiner Winkeländerungen  $d\Theta$  und  $d\Phi$  zu finden ist, kann dann durch die folgende Funktion beschrieben werden:

$$P(\theta_1 \leq \theta \leq \theta_1 + d\theta, \phi_1 \leq \phi \leq \phi_1 + d\phi) = \psi(\theta_1, \phi_1) \sin(\theta_1) d\theta d\phi \quad (\text{Gl. 2-46})$$

Unter Zuhilfenahme des Einheitsvektors  $p$

$$p = \begin{bmatrix} \sin \theta \cdot \cos \phi \\ \sin \theta \cdot \sin \phi \\ \cos \theta \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 2-47})$$

folgt für die Gesamtheit aller möglichen Raumrichtungen, die mit der Einheitskugel korrespondiert, das normierte Integral über deren Oberfläche

$$\int \psi(p) d\underline{p} = \int_0^{2\pi} \int_0^\pi \psi(\theta, \phi) \sin(\theta) d\theta d\phi = 1 \quad (\text{Gl. 2-48})$$

Die Funktion ist symmetrisch und periodisch in  $\pi$ , da eine Faser unter  $(\theta, \phi)$  nicht von einer Faser unter  $(\theta + \pi, \phi)$  unterschieden werden kann.

Da die Berechnung dieser Funktion numerisch zu aufwendig ist, werden in der kommerziellen Anwendung die Orientierungen über einen symmetrischen Tensor zweiter Stufe nach Advani/Tucker [AT87] abgebildet.

$$\underline{A} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ & a_{22} & a_{23} \\ \text{sym.} & & a_{33} \end{bmatrix} \quad \text{mit} \quad a_{ij} = a_{ji} \quad (\text{Gl. 2-49})$$

Durch die vorliegenden Symmetrien des Orientierungstensors besteht der Tensor aus sechs unabhängigen Einträgen, die durch die Normalisierungsbedingung

$$a_{11} + a_{22} + a_{33} = 1 \quad (\text{Gl. 2-50})$$

auf fünf verringert werden können. In Abb. 2-13 sind beispielhaft drei markante Orientierungszustände dargestellt.

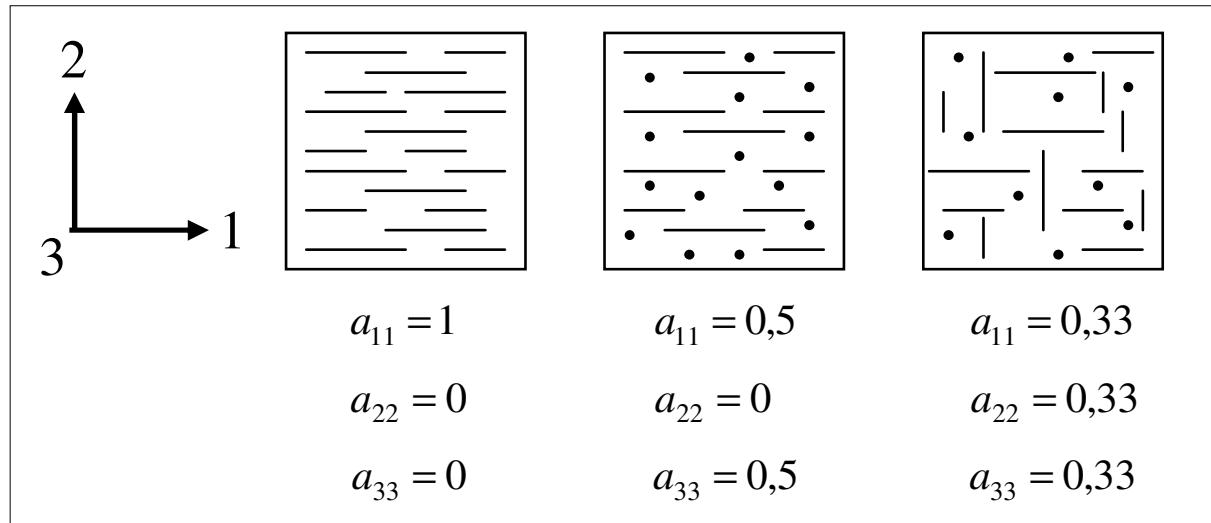


Abb. 2-13 Markante Faserorientierungen mit entsprechenden Tensorkomponenten

Zur Berechnung von Orientierungen im Spritzgussprozess wird sowohl ein Transportalgorithmus, der den Transport der Fasern entlang von Bahnlinien beschreibt, als auch ein Rotationsalgorithmus, der die Drehung der Fasern beschreibt, benötigt. Die theoretischen Grundlagen stammen aus einer Arbeit von Jeffery [Jeff22], der das Verhalten ellipsoidförmiger Partikel in Newton'schen Fluiden beschreibt. Dieser Ansatz wurde von Folgar/Tucker [FT84] mit dem Ziel weiterentwickelt, auch höhere Teilchenkonzentrationen mit samt ihrer interaktiven Einflussnahme auf die Orientierung abbilden zu können. Setzt man die Definition des Orientierungstensors in die Kontinuitätsgleichung ein, folgt die Gleichung der Änderung der einzelnen Komponenten:

$$\frac{Da_{ij}}{Dt} = -\frac{1}{2}(\omega_{ik}a_{kj} - a_{ik}\omega_{kj}) + \frac{1}{2}\lambda(\dot{\gamma}_{ik}a_{kj} + a_{ik}\dot{\gamma}_{kj} - 2\dot{\gamma}_{kl}a_{ijkl}) + 2C_I |\dot{\gamma}| (\delta_{ij} - 3a_{ij}) \quad (\text{Gl. 2-51})$$

$$\text{mit } \lambda = \frac{(L/D)^2 - 1}{(L/D)^2 + 1} \quad (\rightarrow \text{Geometriefaktor}) \quad (\text{Gl. 2-52})$$

Der Faserwechselwirkungsparameter  $C_i$  steuert die Einflussnahme von Interaktionen zwischen den Fasern und muss empirisch bestimmt werden. Der Tensor der Verzerrungsgeschwindigkeiten und der Wirbeltensor sind wie folgt definiert:

$$\dot{\gamma}_{ij} = \dot{\gamma}_{ji} = \frac{\partial \dot{u}_j}{\partial x_i} + \frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x_j} \quad \text{und} \quad \omega_{ij} = \omega_{ji} = \frac{\partial u_j}{\partial x_i} - \frac{\partial u_i}{\partial x_j} \quad (\text{Gl. 2-53})$$

Für weitergehende theoretische Hintergründe wird auf die genannten Quellen verwiesen.

## 2.2.6. Mikromechanik

Für die Durchführung von Steifigkeitsanalysen wird ein Faser-Matrix-Verbund bei makroskopischer Betrachtungsweise als homogenes Material behandelt. Geht man von linear elastischem Verhalten aus, so beschreibt man die mechanischen Eigenschaften auch hier über die konstitutive Gleichung des allgemeinen Hooke'schen Gesetzes (s. Gl. 2-16). In Folge der durch den Spritzgußvorgang regellosen Ausrichtung der Fasern in der Matrix ergeben sich lokal unterschiedliche Steifigkeitswerte für jeden Orientierungszustand. Die zuvor vorgestellten Grundlagen zur anisotropen Elastizitätstheorie werden daher in diesem Unterkapitel durch die wichtigsten Modelle der Mikromechanik erweitert. Diese sind die Grundlage zur im weiteren Verlauf der Arbeit genutzten Methode der integrativen Simulation in Kapitel 4.2. Die Indizierung der einzelnen Größen für die Fasern erfolgt im weiteren Verlauf mit ( $F$ ), die für die Matrix mit ( $M$ ) und die für den Verbund mit ( $V$ ).

Eine äußerst entscheidende Größe ist der Faservolumengehalt  $\varphi$ . Die Umrechnung aus den in allgemeinen Bezeichnungen zumeist in Gew.-% angegebenen Füllgraden erfolgt durch folgende Beziehungen:

$$\varphi_F = \frac{1}{1 + \frac{1 - \psi}{\psi} \cdot \frac{\rho_F}{\rho_M}} \quad \text{mit} \quad \psi = \frac{m_F}{m_V} \quad (\text{Gl. 2-54})$$

Eingangsdaten hierfür sind die Dichte und Masse der Einzelwerkstoffe und die Masse des Verbundwerkstoffs.

Durch Mischungsregeln können die richtungsabhängigen Kennwerte eines Verbunds aus Fasern und Matrix berechnet werden. Entwickelt wurden diese zunächst für Endlosfasersysteme und wurden von verschiedenen Autoren zur Anwendung auf kurzfaserverstärkte Verbundwerkstoffe erweitert. Aus den mechanischen Einzel-

kennwerten von Faser und Matrix, sowie dem Faservolumengehalt lassen sich die transversalisotropen Eigenschaften bzw. Steifigkeitsparameter eines UD-Verbunds berechnen. Hierfür wurden zahlreiche Herangehensweisen bzw. Theorien entwickelt. Vorgestellt wird daher nur ein Auszug, und für eingehende Grundlagen wird auf z.B. [Ehre06], [Schü05] oder [Pier06] verwiesen. Entwickelt wurden die Modelle zumeist nur für den ebenen Spannungszustand, da die entsprechenden Zielanwendungen diese Vereinfachung zulassen. Die bekannteste und auch rudimentärste Formulierung ist die lineare Mischungsregel, deren Beziehungen folgend aufgeführt werden.

$$E_1 = \varphi_F \cdot E_F + (1 - \varphi_F) \cdot E_M \quad (\text{Gl. 2-55})$$

$$E_2 = \frac{E_F \cdot E_M}{E_M \cdot \varphi_F + E_F \cdot (1 - \varphi_F)} \quad (\text{Gl. 2-56})$$

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{\varphi_F}{G_F} + \frac{(1 - \varphi_F)}{G_M} \quad (\text{Gl. 2-57})$$

$$\nu_{12} = \nu_F \cdot \varphi_F + \nu_M \cdot (1 - \varphi_F) \quad (\text{Gl. 2-58})$$

Besteht der Verbund aus verschiedenen ausgerichteten Schichten (Laminaten), müssen die endgültig resultierenden Verbundeigenschaften mit Hilfe einer Laminattheorie berechnet werden. Hierbei müssen die Steifigkeitswerte der Einzelschichten zunächst in das Hauptachsensystem transformiert werden. Die Transformationsbeziehungen werden über folgende Matrix bestimmt:

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2 \theta & \sin^2 \theta & -2 \cdot \cos \theta \sin \theta \\ \sin^2 \theta & \cos^2 \theta & 2 \cdot \cos \theta \sin \theta \\ \cos \theta \sin \theta & -\cos \theta \sin \theta & \cos^2 \theta - \sin^2 \theta \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} \quad (\text{Gl. 2-59})$$

Die vollständige Matrix für die Beschreibung eines Laminataufbaus unter äußeren Kräften ergibt sich aus:

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \\ K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{Bmatrix} \quad (\text{Gl. 2-60})$$

Die klassische Laminattheorie beruht auf der Kirchhoff'schen Plattentheorie. Sie gilt also nur für einen infinitesimalen ungestörten Ausschnitt, und es werden keine Randeffekte oder Lasteinleitungsprobleme berücksichtigt. Es gelten folgende Annahmen:

- lineare Elastizität der Einzelschichten
- Dünzwandigkeit ( $\rightarrow$  ebener Spannungszustand) mit konstanter Wandstärke
- Gültigkeit nur für kleine Verformungen
- Bernoulli'sche Annahmen (ebene Querschnitte, schubstarr in Dickenrichtung)
- idealer Verbund der Einzelschichten

Die Gleichungen der Komponenten der Scheibensteifigkeitsmatrix  $A_{ij}$ , die der Plattensteifigkeitsmatrix  $D_{ij}$  und die der Koppelsteifigkeitsmatrix  $B_{ij}$  sind:

$$A_{ij} = \int_{z_0}^{z_n} (\bar{Q}_{ij})_k dz = \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k - z_{k-1}) \quad (\text{Gl. 2-61})$$

$$B_{ij} = \int_{z_0}^{z_n} (\bar{Q}_{ij})_k z dz = \frac{1}{2} \left[ \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k^2 - z_{k-1}^2) \right] \quad (\text{Gl. 2-62})$$

$$D_{ij} = \int_{z_0}^{z_n} (\bar{Q}_{ij})_k z^2 dz = \frac{1}{3} \left[ \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k^3 - z_{k-1}^3) \right] \quad (\text{Gl. 2-63})$$

mit

$$\bar{Q}_{11} = Q_{11} \cos^4 \theta + Q_{22} \sin^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \cdot \sin^2 \theta \cos^2 \theta \quad (\text{Gl. 2-64})$$

$$\bar{Q}_{12} = (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66})\cos^2 \theta \sin^2 \theta + Q_{12}(\sin^4 \theta + \cos^4 \theta) \quad (\text{Gl. 2-65})$$

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

$$\begin{aligned} \bar{Q}_{16} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos^3 \theta \sin \theta \\ &+ (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos \theta \sin^3 \theta \end{aligned} \quad (\text{Gl. 2-67})$$

$$\begin{aligned} \bar{Q}_{26} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos \theta \sin^3 \theta \\ &+ (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos^3 \theta \sin \theta \end{aligned} \quad (\text{Gl. 2-68})$$

$$\begin{aligned} \bar{Q}_{66} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{12} - 2Q_{66}) \cos \theta^2 \sin^2 \theta \\ &+ Q_{66}(\cos^4 \theta + \sin^4 \theta) \end{aligned} \quad (\text{Gl. 2-69})$$

Die Matrixelemente in Ingenieurkonstanten überführt resultieren in:

$$Q_{11} = \frac{E_1}{(1 - \nu_{12}\nu_{21})} \quad (\text{Gl. 2-70})$$

$$Q_{22} = \frac{E_2}{(1 - \nu_{12}\nu_{21})} \quad (\text{Gl. 2-71})$$

$$Q_{12} = Q_{21} = \frac{\nu_{12}E_2}{(1 - \nu_{12}\nu_{21})} \quad (\text{Gl. 2-72})$$

$$Q_{66} = G_{12} \quad (\text{Gl. 2-73})$$

Für symmetrische Laminate gilt:

$$[B] = 0 \quad (\text{Gl. 2-74})$$

$$\begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & 0 \\ 0 & D \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \boldsymbol{\varepsilon} \\ \boldsymbol{\kappa} \end{Bmatrix} \quad (\text{Gl. 2-75})$$

Weitere Modelle und Festigkeitskriterien, die für Endlosfasersysteme entwickelt wurden (z.B. nach Puck oder Cunze), sind z.B. in [Schü05] oder [Ehre06] im Detail dargestellt.

Für die Anwendung auf kurzfaserverstärkte Verbundsysteme müssen Steifigkeit und Festigkeit noch auf die tatsächliche Fasergeometrie sowie den tatsächlichen Orientierungszustand angepasst werden. Die hierfür nötigen Modelle sind unter der Bezeichnung „Mean Field Theories“ bekannt. Grundlage ist im Allgemeinen die Theorie über die Verstärkungswirkung ellipsenförmiger Einschlüsse nach Eshelby [Eshe57]. Die Faser wird dabei als Ellipsoid in einer unendlich ausgedehnten Matrix angenommen und als homogener Einschluss betrachtet. Der Einschluss wird unter Voraussetzung eines spannungsfreien Anfangszustands aus der Matrix gelöst. Ohne Einwirkung äußerer Kräfte erfährt er dabei eine einheitliche Verzerrung. Fügt man den Einschluss wieder in die Matrix ein, induziert diese Transformationsdehnung  $\boldsymbol{\varepsilon}^T$  ein Dehnungsfeld  $\boldsymbol{\varepsilon}^C$  im gesamten Körper. Somit ergeben sich im Einschluss ( $I$ ) und in der Matrix ( $M$ ) folgende Spannungen:

$$\boldsymbol{\sigma}_{ij}^{(M)} = C_{ijkl}^{(M)} \cdot \boldsymbol{\varepsilon}_{kl}^C \quad (\text{Gl. 2-76})$$

$$\boldsymbol{\sigma}_{ij}^{(I)} = C_{ijkl}^{(M)} \cdot (\boldsymbol{\varepsilon}_{kl}^C - \boldsymbol{\varepsilon}_{kl}^T) \quad (\text{Gl. 2-77})$$

Die Transformationsdehnung liefert keinen Beitrag zur Spannung, und somit ist diese im Einschluss entsprechend geringer als in der Matrix. Eshelby geht davon aus, dass die Dehnung  $\boldsymbol{\varepsilon}^C$  in dem ellipsoiden Einschluss einheitlich über den sogenannten Eshelby-Tensor  $E^{sh}$  mit der Transformationsdehnung verknüpft ist.

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{kl}^C = E_{ijkl}^{sh} \cdot \boldsymbol{\varepsilon}_{kl}^T \quad (\text{Gl. 2-78})$$

Der Eshelby-Tensor ist ausschließlich abhängig von der Querkontraktion der Matrix und dem Achsenverhältnisses des Ellipsoids.

Weiterhin zeigt Eshelby die Äquivalenz zwischen dem Problem des homogenen und

des inhomogenen Einschlusses derselben Gestalt. Betrachtet wird hier eine unendlich ausgedehnte Matrix mit einem homogenen Einschluss mit Transformationsdehnung verglichen mit einem inhomogenen Einschluss ohne Transformationsdehnung, der aber eine abweichende Steifigkeit aufweist. Weist man beiden Zuständen eine im Unendlichen identische Randdehnung  $\varepsilon^A$  zu, so kann man die Transformationsdehnung bestimmen, die zu übereinstimmenden Spannungen führt. In der Literatur ist diese Herangehensweise als „Eshelby's Equivalent Inclusion“ dokumentiert (s. z.B. [Eshe57]). Die so berechnete Steifigkeit eines Faser-Matrix-Verbundes berücksichtigt aber nur einen einzelnen Einschluss und vernachlässigt demnach Einflüsse von Faser-Faser-Interaktionen. Somit ist diese Methode lediglich für geringe Teilchenkonzentrationen gültig. Weiterhin gleichen Kurzfasern eher einem Zylinder als einem Ellipsoid. Der Dehnungskonzentrationstensor nach Eshelby berechnet sich aus:

$$\underline{A}^{Eshelby} = \left[ \underline{I} + \underline{E}^{sh} \cdot \underline{S}^{(M)} \cdot (\underline{C}^{(F)} - \underline{C}^{(M)}) \right]^{-1} \quad (\text{Gl. 2-79})$$

Aufbauend auf Eshelbys Theorie wurden zahlreiche Modelle entwickelt, die auch für höhere Füllgrade geeignet sind. Beispielhaft seien hier die Herangehensweisen nach Tandon/Weng [TaWe84] und Mori/Tanaka [MoTa73] genannt. Die Grundlage bildet ein Verbund, der mir vielen Einschlüssen des Eshelby-Typs gefüllt ist. Mori/Tanaka nehmen an, dass die gemittelte Faserdehnung über den Konzentrationstensor mit der Dehnung der Matrix zusammenhängt.

$$\underline{\varepsilon}^{(F)} = \underline{A}^{Eshelby} \cdot \underline{\varepsilon}^{(M)} \quad (\text{Gl. 2-80})$$

$$\underline{A}^{MT} = \underline{A}^{Eshelby} \cdot \left[ (1 - \varphi_F) \cdot \underline{I} + \varphi_F \cdot \underline{A}^{Eshelby} \right]^{-1} \quad (\text{Gl. 2-81})$$

Für eingehende Details wird auf die genannten Quellen verwiesen.

Der semi-empirische Ansatz nach Halpin/Tsai (s. [Halp69] und [HK76]) beruht auf weitreichenden Vereinfachungen, hat aber in der kommerziellen Anwendung eine große Verbreitung erlangt. Ursprünglich gehen diese auf die von Hermans [Herm67] und Hill [Hill64] für endlosfaserverstärkte Systeme entwickelten Modelle zurück. Für die Modulwerte des transversal-isotropen Kontinuums vereinfachten Halpin/Tsai die

Gleichungen der selbst-konsistenten Modelle auf folgende Formen:

$$E_1 = \frac{1 + \xi \cdot \eta \cdot v_F}{1 - \eta \cdot v_F} \cdot E_M \quad (\text{Gl. 2-82})$$

$$\text{mit } \eta = \frac{\frac{E_f}{E_M} - 1}{\frac{E_f}{E_M} + \xi} \quad \text{und} \quad \xi_{E_1} = \frac{2 \cdot L}{D} \quad (\text{Gl. 2-83})$$

$$E_2 = \frac{1 + \xi \cdot \eta \cdot v_F}{1 - \eta \cdot v_F} \cdot E_M \quad (\text{Gl. 2-84})$$

$$\text{mit } \eta = \frac{\frac{E_F}{E_M} - 1}{\frac{E_F}{E_M} + \xi} \quad \text{und} \quad \xi_{E_2} = 2 \quad (\text{Gl. 2-85})$$

$$G_{12} = \frac{1 + \xi \cdot \eta \cdot v_F}{1 - \eta \cdot v_F} \cdot G_M \quad (\text{Gl. 2-86})$$

$$\text{mit } \eta = \frac{\frac{G_F}{G_M} - 1}{\frac{G_F}{G_M} + \xi} \quad \text{und} \quad \xi_{G_{12}} = \frac{\frac{K_M}{G_M}}{\frac{K_M}{G_M} + 2} \quad (\text{Gl. 2-87})$$

$$\text{sowie f\"ur } G_{13} \text{ analog } G_{12} \quad \text{mit} \quad \xi_{G_{13}} = 1 \quad (\text{Gl. 2-88})$$

Die Querkontraktion wird gemäß der linearen Mischungsregel (Gl. 2-58) berechnet. Die wesentliche Vereinfachung, die von Halpin/Tsai getroffen wurde, lässt sich daran erkennen, dass der Strukturparameter  $\xi$  nur bei den Moduln in Faserrichtung von der Geometrie ( $L/D$ -Verhältnis bzw. „Aspect-Ratio“) der Fasern abhängig ist.

Bei der Anwendung auf spritzgegossene Bauteile müssen die Steifigkeitswerte weiterhin auf den tatsächlichen Orientierungszustand angepasst werden. Unter Einbeziehung des Orientierungstensors (z.B. aus einer Spritzgußsimulation) wird hierfür im Allgemeinen das sogenannte „Orientation Averaging“ nach Advani/Tucker [AT87] herangezogen. Aus den Ingenieurkonstanten, mittels der mikromechanischen Modelle berechnet, wird die transversal-isotrope Nachgiebigkeitsmatrix erstellt. Im Anschluss wird aus dieser durch Inversion die Elastizitätsmatrix berechnet. Der Orientierungsmittelwert der einzelnen Komponenten ergibt sich aus:

$$\begin{aligned} \langle C \rangle_{ijkl} = & B_1(a_{ijkl}) + B_2(a_{ij}\delta_{kl} + a_{kl}\delta_{ij}) + B_3(a_{ik}\delta_{jl} + a_{il}\delta_{jk} + a_{jk}\delta_{il}) \\ & + B_4(\delta_{ij}\delta_{kl}) + B_5(\delta_{ik}\delta_{jl} + a_{il}\delta_{jk}) \end{aligned} \quad (\text{Gl. 2-89})$$

Die fünf skalaren Werte  $B_i$  stellen dabei die Materialkennwerte der transversalen Isotropie dar und lassen sich wie folgt aus den Steifigkeitskoeffizienten ableiten:

$$B_1 = C_{11} + C_{22} - 2 \cdot C_{12} - 4 \cdot C_{66} \quad (\text{Gl. 2-90})$$

$$B_2 = C_{12} - C_{23} \quad (\text{Gl. 2-91})$$

$$B_3 = C_{33} + \frac{1}{2}(C_{23} - C_{22}) \quad (\text{Gl. 2-92})$$

$$B_4 = C_{23} \quad (\text{Gl. 2-93})$$

$$B_5 = \frac{1}{2}(C_{22} - C_{23}) \quad (\text{Gl. 2-94})$$

Der Steifigkeitstensor in Gl. 2-89 ist ein Tensor vierter Stufe. Daher wird zur Berechnung auch ein Orientierungstensor vierter Stufe benötigt. Eine Spritzgußsimulation liefert allerdings nur einen Tensor zweiter Stufe, so dass dieser mit Hilfe einer sogenannten Schließungshypothese rekonstruiert werden muss. Details und Methoden hierzu sind ausführlich in z.B. [Hand62], [Doi81] oder [LD86] beschrieben. Einen

umfangreichen Überblick über alternative Methoden zur Anpassung unidirektonaler Steifigkeitswerte auf regellose Orientierungen liefert z.B. Mlekusch [Mlek97].

Für elasto-(visko)plastische Phänomene wird postuliert, dass diese ausschließlich durch die Matrix hervorgerufen werden. Zur Berechnung der transversalen Isotropie werden dann keine Konstanten sondern Funktionen benötigt. Die hier geltenden Zusammenhänge wurden in Kapitel 2.2.3. und 2.2.4. dargestellt und erläutert.

Auf die Umsetzung mikromechanischer Modelle für kurzfaserverstärkte Kunststoffe in der FE-Simulation im Rahmen integrativer Methoden wird in Kapitel 4.2. eingegangen.

### 3. Werkstoffcharakterisierung

Die Versuchsdaten sind die Basis für verschiedene Materialmodelle bzw. Rechenmethoden zur statischen und crashrelevanten Festigkeitsanalyse. Es müssen also mechanische Kennwerte über das elastische und plastische Verhalten, ausgehend von quasi-statischen Versuchen, über einen bestimmten Dehnratebereich ermittelt werden. Dabei muss sowohl den Einflüssen lokaler Faserorientierungen und unterschiedlichen Spannungszuständen als auch möglichen Umgebungseinflüssen Rechnung getragen werden.

#### 3.1. Einführung und Methodik

Um einen mit Kurzfasern verstärkten Kunststoff bezüglich seiner mechanischen Eigenschaften zu charakterisieren, bedarf es eines im Vergleich zu metallischen Werkstoffen höheren Versuchsaufwandes. Dieser Mehraufwand hängt aber stark ab von der angestrebten Rechenmethode sowie der Anzahl und/oder Ausprägung der benötigten Werkstoffzustände bezüglich der Konditionierung und des Temperaturbereichs. Der Wassergehalt in der Polyamidmatrix hat einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Zudem sind auch in dem für Fahrzeugherrsteller relevanten Temperaturbereich von -30 °C bis 85 °C unterschiedliche Eigenschaften zu erwarten. Es sind demnach Spannungs-Dehnungs-Kurven unter verschiedenen Umgebungseinflüssen zu ermitteln. Weiterhin muss der Einfluss der Faserorientierungen, die sich über den Herstellungsprozess einstellen, berücksichtigt werden.

In Kapitel 3.2. wird die Ermittlung von Faserorientierungen mittels experimenteller Methoden durchgeführt und dargestellt. In den Kapiteln 3.3. und 3.4. wird die Ermittlung und Berechnung mechanischer Kennwerte in Abhängigkeit aller relevanten Einflussfaktoren wie Faserfüllgrad, Faserorientierung, Dehnrate, Spannungszustand, Konditionierung und Temperatur beschrieben, durchgeführt und diskutiert. Die mathematische Weiterverarbeitung der Daten zur Implementierung in die Materialmodelle wird in Kapitel 3.5. erläutert. Des Weiteren werden in Kapitel 3.6. globale Abhängigkeiten der ermittelten Parameter identifiziert, um ein Versuchsprogramm aufzeigen zu können, dass einen verminderten Aufwand bzw. Umfang der Charakterisierung für diese Gruppe thermoplastischer Werkstoffe ermöglichen würde.

Alle in diesem Hauptkapitel beschriebenen Versuche basieren auf Proben und Probekörpern, die aus homogen gefüllten Kunststoffplatten entnommen wurden. Die zwei untersuchten thermoplastischen Kunststoffe sind Polyamide vom Typ 6 mit einem Kurzglasfaseranteil von 30 bzw. 60 Gew.-% (PA6GF30 und PA6GF60). Abbildung 3-1 zeigt die vom Werkstofflieferant zur Verfügung gestellten Platten als CAD-Modell. Die Nennwandstärke beträgt 2mm. Dieser Wert entspricht einer mittleren Wandstärke der Zielbauteile. Durch den Filmanguss wird eine hohe Orientierung der Fasern realisiert. Die hier verwendeten Spritzgussparameter werden in dieser Form auch für eine Füllsimulation zur Berechnung der Orientierungstensoren (Gegenstand von Kapitel 4.2.1.) herangezogen.

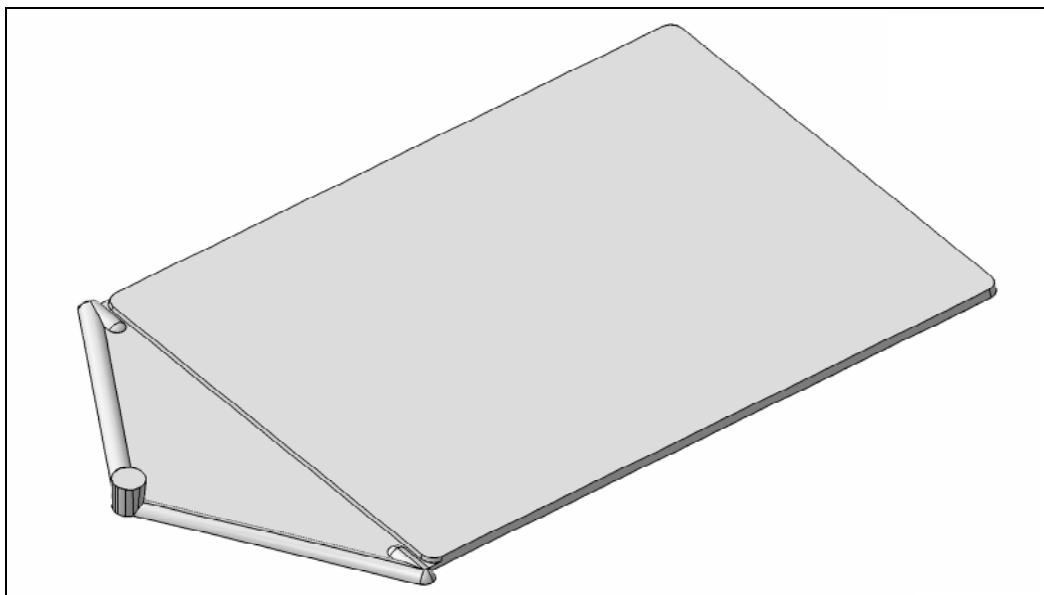


Abb. 3-1 CAD-Modell Platte mit Filmanguss zur Probekörperentnahme (150x105x2mm)

### 3.2. Experimentelle Ermittlung von Faserorientierungen

Zur experimentellen Ermittlung von Faserorientierungen wurden zahlreiche Methoden entwickelt. Genannt seien an dieser Stelle z.B. die Analyse von Schliffbildern (s. z.B. Tucker et al. [Tuck92]), mit denen über ein Rasterelektronenmikroskop die Fasern als Ellipsen sichtbar gemacht und optisch vermessen werden. Aus dem Achsenverhältnis und der Orientierung der Ellipsen lässt sich die Neigung der Fasern zur Normalen der Schnittebene und die Lage der Fasern in der Schnittebene abschätzen. Zerstörungsfreie Methoden sind die bildanalytischen Auswertungen von Röntgenaufnahmen (s. z.B. Yaguchi et al. [Yagu95], Pourdeyhimi et al. [Pour95] oder Semler [Seml98]) oder Computertomographischen Aufnahmen (s. z.B. Kastner et al.

[Kast08], Tan et al. [Tan06] oder Grote [Grot99]) mit der auch im Rahmen dieser Arbeit die Lage der Fasern und ihrer Orientierungen identifiziert und ausgewertet werden. Dabei wird mittels einer Kantendetektion eine dreidimensionale Abbildung der Fasern ermöglicht. Für eingehende Details und theoretische Hintergründe wird auf die genannten Quellen verwiesen. Die CT-Aufnahme eines repräsentativen Volumenelements (hier beispielhaft vom PA6GF60), entnommen vom Mittelpunkt der hochorientierten Platte, welcher der relevante Bereich für die späteren Probenentnahmen bzw. Prüfungen ist, liefert die in Abb. 3-2 gezeigte Aufnahme.

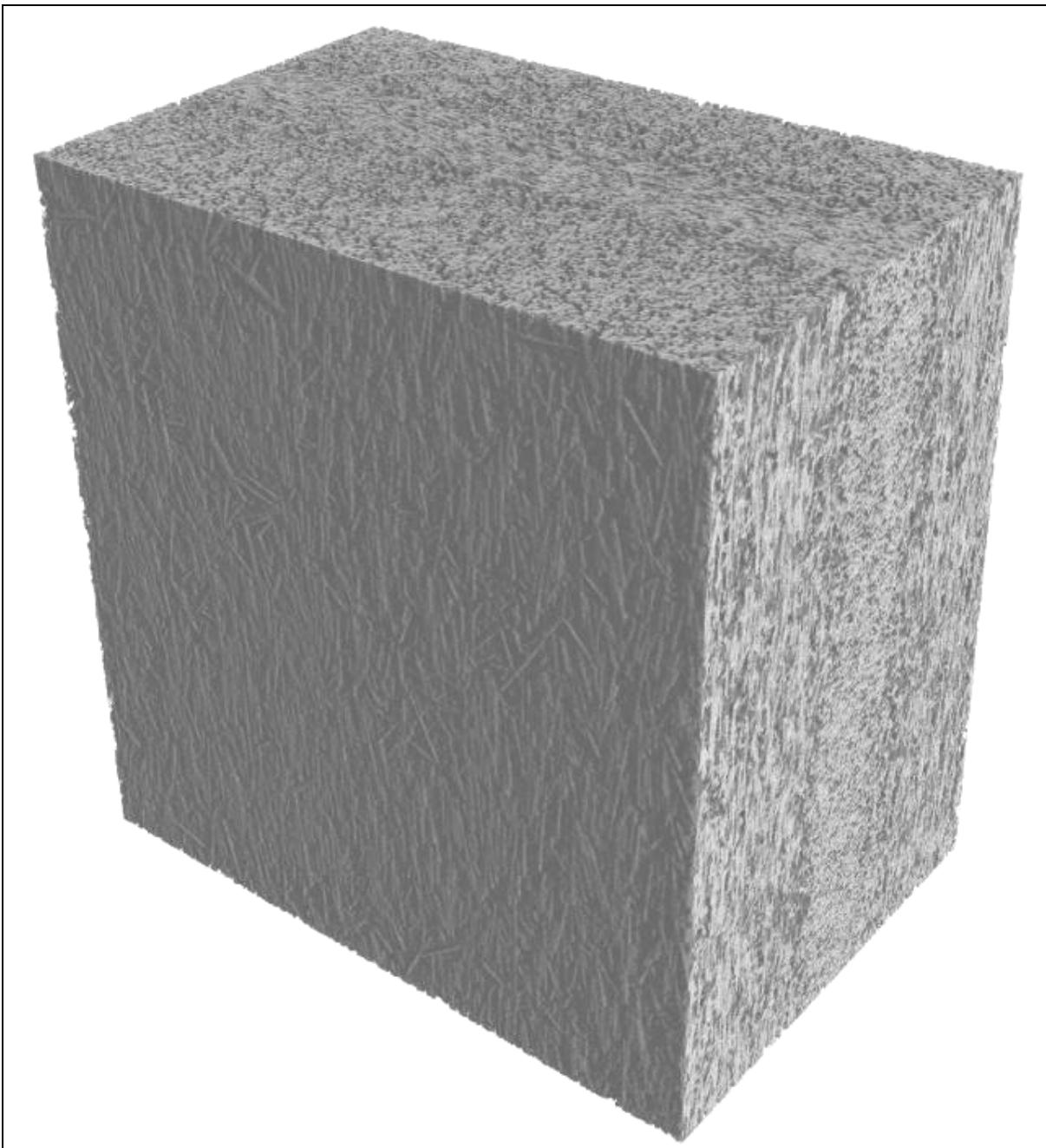


Abb. 3-2 CT-Aufnahme PA6GF60

Die Ausrichtung der Fasern wird primär durch die interaktiven Wechselwirkungen zwischen Faser, Fluid und Werkzeugwand beeinflusst. Beim Füllen der Kavität während des Spritzgussvorgangs wird die Faserorientierung dabei durch das Geschwindigkeitsprofil der Schmelze widergespiegelt. Bei kurzfaserverstärkten Kunststoffen kommt es daher bei der Formfüllung zur Ausbildung eines Schichtenaufbaus (s. Abb. 3-2). Dieser Aufbau wurde u.a. von Hegler [Hegl84], Mlekusch [Mlek97], Pflamm-Jonas [Pfla01] und Glaser [Glas08] untersucht und anhand vereinfachter Modellvorstellungen beschrieben. Deutlich erkennbar ist ein Drei-Schicht-Aufbau, der für Spritzgussteile mit dieser Wandstärke charakteristisch ist. Es existieren weiterhin Übergangsbereiche zwischen den Schichten und zu den Werkzeugwänden. Die Entstehung der drei Hauptschichten hat ihren Ursprung in der sich während des Spritzgussvorgangs einstellenden Quellströmung. In den Randbereichen richten sich die Fasern vorrangig in Spritzrichtung aus. In der Mitte bildet sich an der Fließfront eine Quellströmung, die die Faserausrichtung senkrecht zur Spritzrichtung verursacht. Dieses Phänomen bildet sich bei der hier untersuchten Konfiguration bezüglich der Platten- und Angussgeometrie sowie der Prozessparameter mit steigendem Fasergehalt stärker aus. Die Bilder und Analysen des PA6GF30 zeigen eine deutlich dünnerne Mittelschicht als die des mit 60 Gew.-% Fasern gefüllten Materials PA6GF60 (vergl. Abb. 3-3 und 3-4).

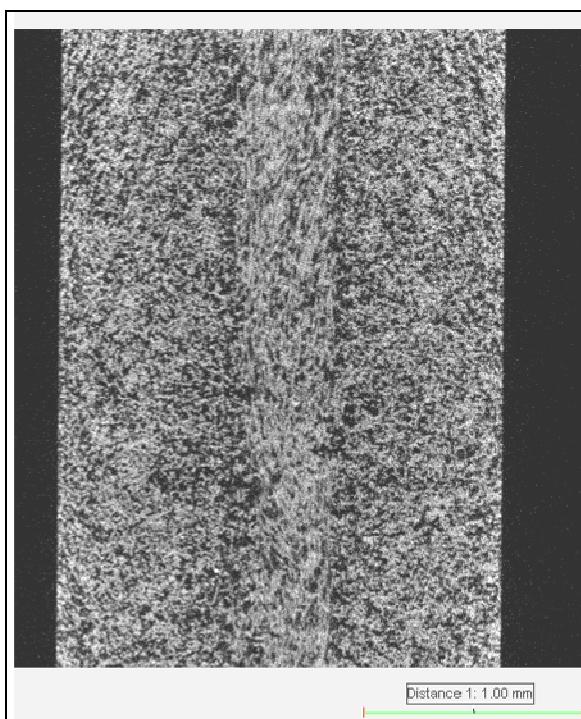


Abb. 3-3 Schichtaufbau PA6GF60

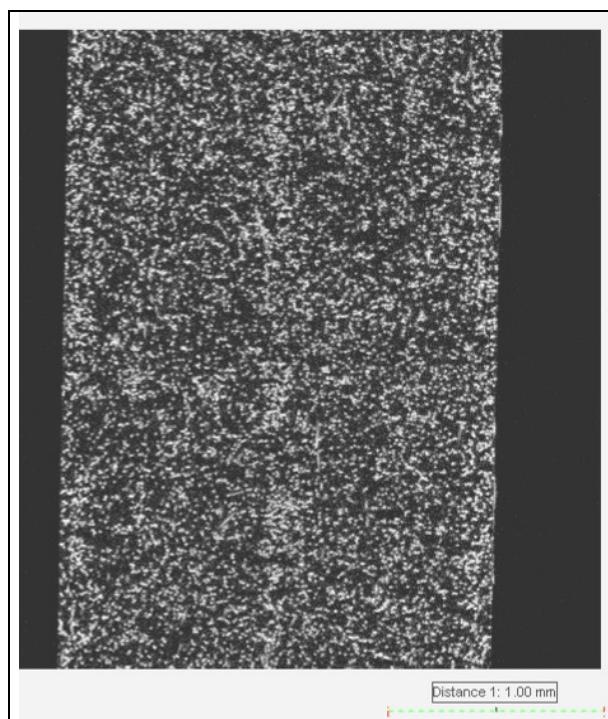


Abb. 3-4 Schichtaufbau PA6GF30

Bei den untersuchten Platten mit 2mm Wandstärke sind die Maße der Hauptschichten in Tabelle 3-1 zusammengefasst.

PA6GF60		PA6GF30	
Außenschichten	Innenschicht	Außenschichten	Innenschicht
~0,8mm	~0,4mm	~0,95mm	~0,1mm

Tab. 3-1 gemessene Schichtstärken

Die Orientierungstensoren werden in repräsentativen Abständen bzw. Schnitten bezüglich der Gesamtwandstärke dargestellt. Verfahren wird dabei nach dem zweidimensionalen Ansatz nach Advani/Tucker [AdTu87]. Zum Zeitpunkt der Bearbeitung dieser Studie hat sich die Ermittlung von dreidimensionalen Tensoren noch im Entwicklungsstadium befunden. Die gemessenen Daten sind Tabelle 3-2 zu entnehmen.

PA6GF60		2D-Orientierungstensor			PA6GF30		2D-Orientierungstensor		
		a <sub>11</sub>	a <sub>22</sub>	a <sub>12</sub>			a <sub>11</sub>	a <sub>22</sub>	a <sub>12</sub>
Entfernung zur oberen Randschicht	40µm	0,75	0,25	0,021	Entfernung zur oberen Randschicht	40µm	0,75	0,25	0,046
	200µm	0,77	0,23	0,017		200µm	0,78	0,22	-0,0045
	400µm	0,8	0,2	0,0051		400µm	0,8	0,2	0,022
	600µm	0,77	0,23	0,02		600µm	0,78	0,22	0,01
	730µm	0,68	0,32	0,031		800µm	0,78	0,22	-0,0053
	800µm	0,52	0,48	0,094		1000µm	0,21	0,79	-0,17
	1000µm	0,25	0,75	0,16		1030µm	0,8	0,2	0,16
	1200µm	0,3	0,7	0,16		1200µm	0,78	0,22	0,0042
	1320µm	0,58	0,42	0,057		1400µm	0,77	0,23	0,0065
	1400µm	0,73	0,27	0,031		1600µm	0,77	0,23	0,0022
	1600µm	0,77	0,23	0,02		1800µm	0,79	0,21	0,042
	1800µm	0,81	0,29	-0,0032		1960µm	0,75	0,25	0,046
	1960µm	0,75	0,25	0,021					

Tab. 3-2 gemessene 2D-Orientierungstensoren PA6GF60 und PA6GF30

Die mittels der Platten mit optimiertem Anguss erreichte Orientierung liegt in den

maßgeblichen Randschichten bei durchschnittlich ca. 77% in Spritzrichtung. In der Mittelschicht liegt der Wert in einem vergleichbaren Bereich senkrecht dazu. Nur die Stärke der Mittelschicht ist beim PA6GF30 wie gesagt deutlich kleiner.

Weiterhin soll an dieser Stelle auch auf den Einfluss des Produktionsprozesses auf die Faserlänge eingegangen werden. Während eines Spritzgussvorgangs werden die Faserlängen durch Schervorgänge abgebaut. Die Anzahl und Ausprägung der Faserbrüche nimmt dabei mit steigendem Fasergehalt zu (vergl. z.B. [Schw93] oder [Turc94]). Einen großen Einfluss hat hier auch die Anguss- bzw. Bauteilgeometrie z.B. bei einer scharfkantigen Umleitung der Schmelze. Es muss also von Fall zu Fall bzw. von Bauteil zu Bauteil unterschieden werden. Die Faserlängenverteilung kann ebenso wie die Orientierung experimentell ermittelt werden. Auch hierfür wurden verschiedene Verfahren entwickelt (s. z.B. [Schw93] oder [AIF98]). Die sogenannte Veraschung hat hier die häufigste Verwendung gefunden, da sie am einfachsten und schnellsten zu handhaben ist. Ein Probekörper wird so stark aufgeheizt, dass der Matrixwerkstoff vollständig verbrennt und die Glasfasern als Glührückstand unverändert zurückbleiben. Die Fasern können anschließend bildanalytisch ausgewertet werden. Eine Simulation von Schervorgängen während eines Spritzgussvorgangs ist nach derzeitigem Stand der Technik nicht möglich. Genaue Zustände diesbezüglich können also nur experimentell ermittelt werden, was bei komplexen Bauteilen einen erheblichen Aufwand nach sich ziehen würde. Hier sind zurzeit für die Abbildung in der Struktursimulation also noch Einschränkungen hinzunehmen. Auch wenn die Faserlänge einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften eines Verbundwerkstoffs hat (vergl. z.B. [Schw93] oder [Pfla01]), kann in den im weiteren Verlauf der Arbeit genutzten mikromechanischen Berechnungsmodellen nur eine gemittelte Faserlänge berücksichtigt werden. Auf eine Analyse der Faserlängenverteilung wurde im Rahmen dieser Arbeit daher verzichtet und auf die Angaben des Lieferanten zurückgegriffen. Demnach liegt die mittlere Faserlänge nach dem Spritzgussvorgang im PA6GF60 bei 190µm sowie im PA6GF30 bei 220µm. Der Faserdurchmesser liegt im Mittel bei 10µm. Angemerkt sei an dieser Stelle auch, dass ebenso die Länge der Molekülketten im Polymer während des Spritzgussvorgangs mit unterschiedlichen Ausprägungen abgebaut wird. Zudem können sich auch die Ketten in Spritzrichtung ausrichten, so dass auch bei unverstärkten Materialien anisotrope Eigenschaften resultieren können. Eingehende Untersuchungen hierzu werden z.B. in dem Forschungsvorhaben [AIF06] dargestellt und beschrieben.

### 3.3. Mechanische Charakterisierung

Die mechanische Charakterisierung eines Verbundwerkstoffs kann man zunächst in zwei unterschiedliche Hauptansätze einteilen.

Der mikromechanische Ansatz erfordert, dass die Materialien Faser und Matrix getrennt voneinander betrachtet werden und im Anschluss der Verbund über einen Homogenisierungsansatz berechnet wird (s. Kapitel 2.2.6.). Dies ist Bestandteil der integrativen Simulation und der zugehörige Modellaufbau wird in Kapitel 4.2. weiter im Detail beschrieben. Es gibt aber Randbedingungen für diese Herangehensweise, die schon an dieser Stelle von Bedeutung sind. Die Matrixwerkstoffe, die für einen Einsatz mit zusätzlichen Füllstoffen genutzt werden, sind nur schwer als individueller Werkstoff erhältlich. Additive, die für den Verbund notwendig sind, aber bei unverstärkten Werkstoffen nicht zugeführt werden, haben auch einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Ein etwaiger Lieferant müsste also extra eine spezielle Charge zu Verfügung stellen, was im Allgemeinen nicht rentabel ist. Zudem wird bei den Homogenisierungsansätzen zumeist von einer idealen Haftung zwischen Faser und Matrix ausgegangen. Untersuchungen, welche in diesem Kapitel noch beschrieben werden, haben ergeben, dass das Bruch- und Schädigungsverhalten auch Faserausrisse beinhaltet. Letztendlich müssen also beim Aufbau mikromechanischer Berechnungsmodelle die individuellen Parameter der einzelnen Phasen ohnehin wieder auf die Eigenschaften des Verbunds angepasst werden.

Der makroskopische Ansatz beinhaltet die Ermittlung der mechanischen Kennwerte des Verbunds, der dabei als homogen angenommen wird. Das Problem wird also phänomenologisch behandelt und in den entsprechenden Berechnungsmodellen wird der Verbund als Ganzes betrachtet bzw. die Parameter auf das globale Verhalten angepasst.

Die Versuchsergebnisse dienen sowohl für die mikromechanischen als auch für die phänomenologischen Modelle zur Validierung und gelten als Zielfunktionen für die Methode des „Reverse Engineering“ (Anpassung von Modellparametern). Details hierzu werden in Kapitel 4. erläutert. Im Rahmen dieser Arbeit werden ausschließlich die Eigenschaften des Verbunds ermittelt.

#### 3.3.1. Versuchsaufbauten und Messtechnik

Folgend werden die Versuchsaufbauten und die Messtechnik, die für die Charakteri-

sierung notwendig sind, dargestellt und erläutert. Die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe werden mittels verschiedener Zug-, Schub- und Druckversuche bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten ermittelt. Auf die Auswahl der entsprechenden Probengeometrien und Versuchskonfigurationen wird im Anschluss eingegangen.

Die quasi-statischen Versuche werden mit einer elektromechanischen Zugprüfmaschine vom Typ *Zwick Z2020* ( $v_{max}=0,1\text{mm/s}$ ) und die Schnellzerreißversuche mit einer servo-hydraulischen Anlage vom Typ *Zwick HTM5020* ( $v_{max}=20\text{m/s}$ ) durchgeführt. Abb. 3-5 zeigt schematisch den Aufbau der Schnellzerreißprüf-anlage.

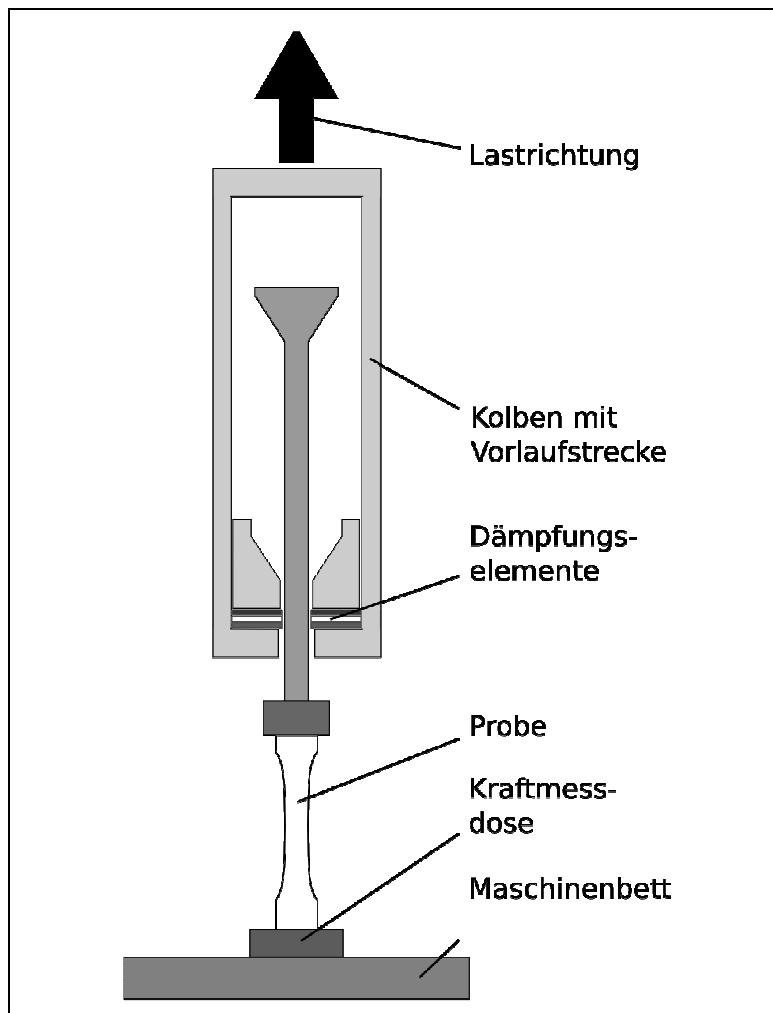


Abb. 3-5 Schematische Darstellung einer Schnellzerreißprüf-anlage (entnommen aus [Beck09])

Um die Probe bei der eingestellten Sollgeschwindigkeit zu belasten, ist die Maschine mit einer Vorlaufstrecke ausgestattet. Hierbei ist die Probe nicht fest mit dem Kolben verbunden, sondern an einem Mitnehmerstab befestigt. Dieser steht lose in der

hohlen Vorlaufstrecke. Nach einem definierten Kolbenweg wird der Mitnehmerstab beschleunigt und die Probe belastet.

Zur Erfassung der Verformung des Auswertebereichs der Proben wird das optische Verfahren der Grauwertkorrelation (vergl. z.B. [Jung02], [Beck09] oder [Hobe05]) genutzt. Bei dieser Methode wird ein stochastisches Muster auf die Probe aufgebracht und mit einer Hochgeschwindigkeitskamera während des Versuchs gefilmt. Im Anschluss an den Versuch werden mittels eines Kreuzkorrelationsalgorithmus die Verschiebungen und hieraus die Verzerrungen des Musters zwischen den einzelnen gespeicherten Bildern berechnet.

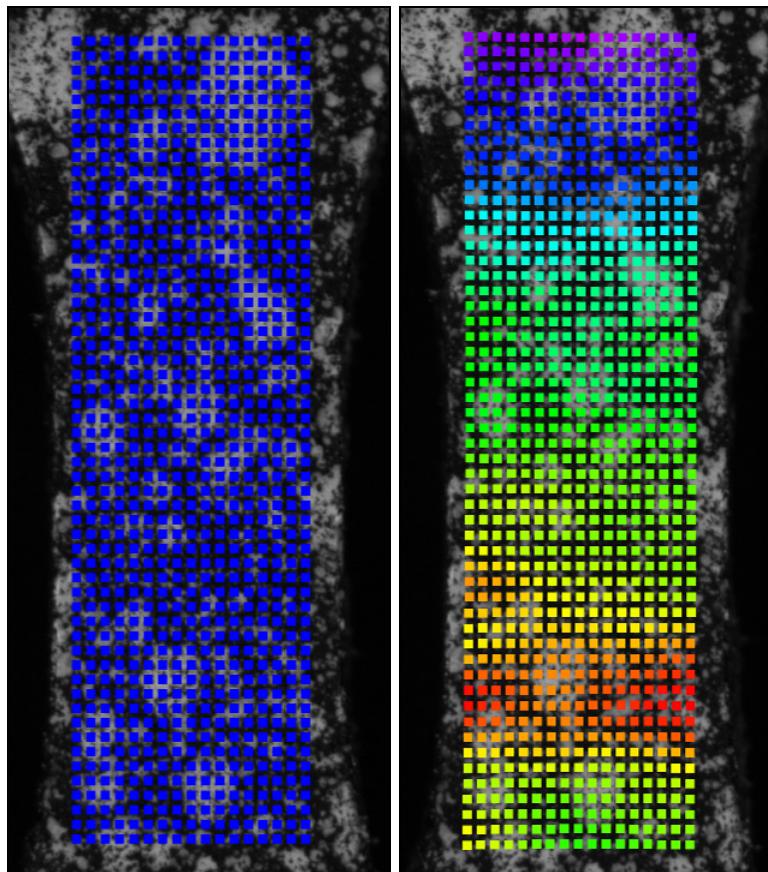


Abb. 3-6 Auswertung optischer Dehnungsmessungen

Dazu wird das Gesamtbild in einzelne Facetten mit konstanter Größe und konstantem Abstand aufgeteilt. Die lokale Genauigkeit der Auflösung sinkt dabei mit zunehmender Facettengröße. Hier ist auch eine Anpassung an die Elementgröße der FE-Modelle denkbar. Von jeder dieser Einzelfacetten wird die Verschiebung berechnet. Dabei wird jedes Bild mit dem ersten Bild des Versuchs korreliert. Verfahren werden kann dabei mit einer zweidimensionalen Methode, da die Verschiebungen in der

dritten Raumrichtung klein sind, und die Kamera ihren Focus nicht verliert. Aus den berechneten Verschiebungen der Facetten zwischen zwei Bildern ergeben sich die Dehnungen auf der gesamten betrachteten Oberfläche. Nach der Bildkorrelation steht die lokale Verschiebungs- und Dehnungsverteilung auf der Probenoberfläche für jedes aufgenommene Bild, wie in Abb. 3-6 gezeigt, zur Verfügung. Für eingehende Details zur Grauwertkorrelation und der entsprechenden Auswertung wird auf die genannten Quellen verwiesen.

Die durchgeführten Messungen an den Proben sind im folgenden Schaubild schematisch dargestellt.

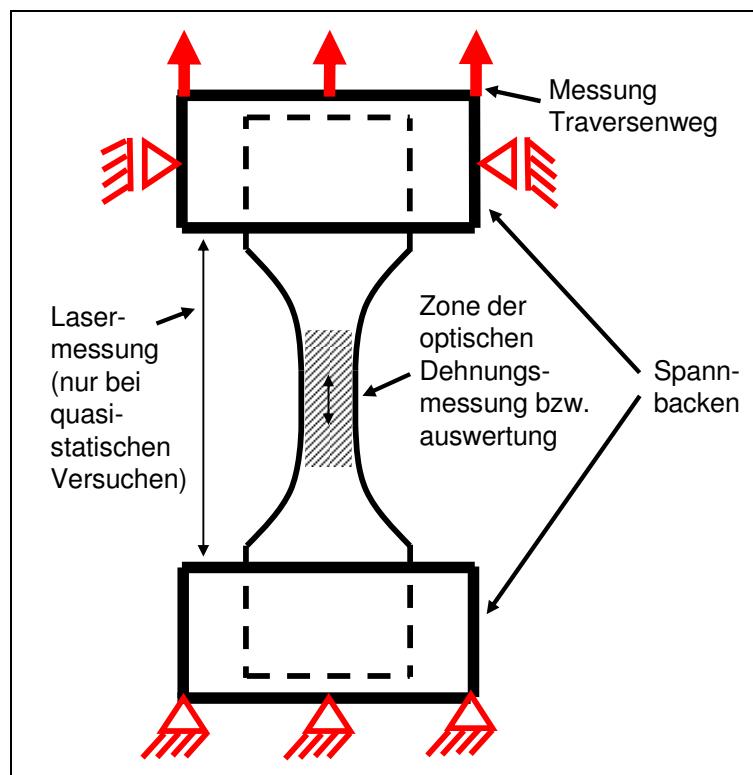


Abb. 3-7 Schematische Darstellung der Zugversuche

Aufgenommen werden während der Versuche das Signal der piezoelektronischen Kraftmessdose, der von der Maschine gemessene Weg (Traversenweg) und das Zeitsignal. Bei den quasi-statischen Versuchen wird zusätzlich mittels einer Laser-messung der Weg zwischen den Einspannbacken der Proben gemessen. Die Aufzeichnung des Kraftsignals der Kraftmessdose wird bei den Schnellzerreißversuchen aufgrund der stoßartigen Einleitung der Kraft (s. Abb. 3-5) durch Schwingungen des Versuchsaufbaus beeinflusst. Zum Filtern der Daten wird eine Methode nach Becker [Beck09] herangezogen. Hierbei werden die Eigenfrequenzen des Ver-

suchsaufbaus identifiziert und herausgefiltert (selektiver Frequenzfilter), und es konnte ein deutlicher Vorteil gegenüber herkömmlichen Tiefpassfiltern aufgezeigt werden. Für theoretische Details wird auf [Beck09] verwiesen.

Synchronisiert werden die Daten der Kraftmessung und die der optischen Dehnungsmessung über den Zeitpunkt des Bruchs. Identifiziert wird dieser zum einen über den Kraftabfall und zum anderen über die Bilddaten. Der Bruchvorgang wurde bei allen Versuchen an maximal zwei Bildern sichtbar. Da 36000 Bilder pro Sekunde aufgenommen wurden, ist diese Art der Synchronisation äußerst genau.

Das weitere Ziel ist, die wahren Spannungen in dem Auswertebereich der jeweiligen Probekörper über den gesamten Verformungsweg darzustellen. Nötig hierfür sind die Informationen über die Änderung des Querschnitts. Um diese ermitteln zu können, müssen die Dehnungen in Quer- und Dickenrichtung erfasst werden. Die Analyse der Faserorientierungen in Kapitel 3.2. hat unterschiedliche Ausprägungen bezüglich der ebenen Raumrichtungen im Drei-Schicht-Aufbau ergeben, so dass hier auch schichtweise unterschiedliche Dehnungen, Spannungen und Querkontraktionen sowie interlaminare Effekte zu erwarten sind. Messtechnisch kann dies allerdings nicht berücksichtigt werden. Erfasst werden kann nur die ebene Verformung der Probenvorderseite, und die Dehnungen müssen über die jeweiligen Abmessungen des Messbereichs gemittelt werden. Für die Dehnungen in Dickenrichtung müssen Annahmen getroffen werden, da für die Erfassung eine zweite Hochgeschwindigkeitskamera nötig wäre. Im Rahmen dieser Arbeit stand diese nicht zur Verfügung. Außerdem können Faserbrüche und Faserausrisse im Inneren des Materials mit Hilfe der genutzten Messeinrichtungen nicht erfasst werden. An dieser Stelle wird also eine massive Einschränkung zur Möglichkeit der mechanischen Charakterisierung derartiger Werkstoffe aufgezeigt. Eine Anpassung etwaiger Parameter für Schädigungsvorgänge wie Faserbrüche und Faserausrisse in einem mikromechanischen Modell ist also hier nicht direkt mit Versuchsergebnissen validierbar. Ein messtechnischer Aufbau, der beispielsweise eine Grenzspannung zum Faserausriß detektieren könnte, ist im Allgemeinen für derartige Anwendungen technisch nicht sinnvoll möglich bzw. rentabel. Der makroskopische Steifigkeitsabfall kann z.B. über zyklische Versuche (Gegenstand von Kapitel 3.4.7.) beschrieben werden. Hier wäre eine Analyse über Röntgenaufnahmen der Proben nach jedem Zyklus denkbar, um den Beginn verschiedener Schädigungsmechanismen detektieren zu können. Dies ist an den einschlägigen Instituten zur Werkstoffprüfung zumeist nicht verfügbar, und es

stellt sich hier die Frage nach der Rentabilität. Es kann mit den genutzten Messeinrichtungen also nur die Gesamtheit aller beteiligten Schädigungsvorgänge während der Deformation beschrieben werden. Bei der Prüfung von Endlosfasersystemen werden Faserbrüche zum Teil über akustische Messeinrichtungen („Knacken“ der Fasern) erfasst. Für Anwendungen mit kurzfaserverstärkten Kunststoffen haben derartige Messungen keinen Mehrwert, da in der Regel keine hörbare Schädigung mit Ausnahme des letztendlichen Bruchs während der Versuche vorliegt.

### 3.3.2. Auswahl der Probengeometrien und Versuchskonfigurationen

Die Charakterisierung von verstärkten und unverstärkten Kunststoffen, speziell die Aufnahme des Verhaltens bei hohen Deformationsgeschwindigkeiten, wird oft abweichend oder nur in Anlehnung an Normen durchgeführt (vergl. z.B. [Jung02], [Kriv04] oder [Beck07] gegenüber [Norm82], [Norm90-2], [Norm90-3], [Norm96-1], [Norm96-2], [Norm96-3] und [Norm97-1]). Gründe hierfür liegen hauptsächlich in der stetigen Weiterentwicklung der Messtechnik und der Versuchsanlagen sowie der Weiterentwicklung von Probengeometrien und Versuchskonfigurationen. Zudem ist eine alleinige Charakterisierung nach Normen oft nicht ausreichend, um die ebenfalls stetig weiterentwickelten Materialmodelle der FE-Codes effektiv nutzen bzw. anpassen zu können.

Um den mechanischen Einfluss der Faserorientierungen ermitteln zu können, gibt es verschiedene Herangehensweisen. U.A. Becker et al. [Beck07], Reithofer et al. [Reit08] und Glaser et al. [Glas08] haben spezielle Probekörper-Halbzeuge entwickelt. Beispielhaft ist in Abb. 3-8 eine Platte aus [Beck07] dargestellt.

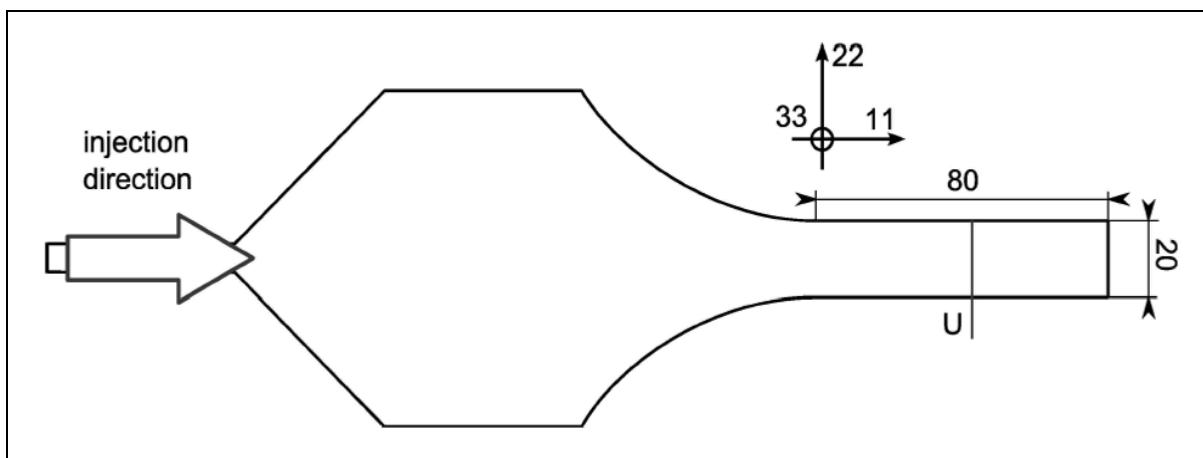


Abb. 3-8 Probenplatte mit trichterförmigen Anguss (entnommen aus [Beck07])

Durch einen trichterförmigen Anguss wird eine sehr hohe Orientierung der Fasern erreicht. Aus dem parallelen Bereich können Zug-, Druck- und Schubproben mit hoher Längsorientierung entnommen werden. Diese Verfahrensweise ermöglicht aber keine gute Möglichkeit, Eigenschaften quer zur Spritzrichtung bzw. Hauptorientierungsrichtung zu ermitteln. Anzumerken ist an dieser Stelle auch, dass der Grad der Orientierung abhängig von der Wandstärke ist. Die Probekörpergeometrie sollte also auch hier an die Gegebenheiten der Zielbauteile angepasst werden.

Im Rahmen dieser Arbeit werden die Proben aus hochorientierten Platten (s. Abb. 3-1) entnommen. Dies ist im Hinblick auf den Aufbau anisotroper Modelle zielführend, da hierfür richtungsabhängige Eigenschaften bezüglich der Faserorientierung notwendig sind. Die Art der Probenentnahme aus den Platten spielt eine tragende Rolle. Spritzgussbauteile weisen nach [Hegl84] und [Mlek97] eine dünne Randschicht mit nur wenigen unregelmäßig verteilten Fasern auf. Zudem sind bei entsprechender Werkzeugqualität keine Inhomogenitäten wie Lunker oder Faserausrisse, die wie Sollbruchstellen wirken, vorhanden. Zerspannt man einen kurzfaserverstärkten Kunststoff, kann es genau zu solchen Randerscheinungen kommen. Zudem ist die besagte Randschicht an den Schnittkanten nicht mehr vorhanden. Dennoch können mit einer Hochgeschwindigkeitsfräse (vergl. [Norm96-4]) gute Ergebnisse erzielt werden. Zudem ist auf diese Weise auch die Herstellung von Proben hoher Qualität, deren Hauptorientierung quer zur Spritzrichtung liegt, möglich. Empfohlen wird, nach dem Fräsen den Grat nicht zu entfernen, um keine Mikrorisse zu verursachen, die wie Sollbruchstellen wirken können.

Um die Werkstoffe zu charakterisieren, werden quasi-statische Zug-, Druck-, und Schubversuche sowie Zug- und Schubversuche bei verschiedenen höheren Abzugsgeschwindigkeiten durchgeführt. Die Arbeiten von Junginger [Jung02], Krivachy [Kriva04] und Becker et al. [Beck07] liefern hier die Grundlage.

Für die Zugversuche ist die Wahl einer Schulterprobe zielführend, um den Einfluss der Kerbwirkungen an den Einspannungen zu minimieren und den Ort des Plastifizierens und des Versagens in den Auswertebereich (Bildbereich der optischen Auswertung) zu lenken. Ein über den Verlauf eines Zugversuches lang anhaltender uniaxialer Spannungszustand, welcher zunächst erstrebenswert ist, ist nur mit einer entsprechenden Länge des Auswertebereichs (paralleler Bereich) einer Probe zu realisieren. Von der Länge dieses Bereiches hängt aber auch die erreichbare Dehnrate bei Schnellzerreißversuchen ab (vergl. z.B. [Jung02] und [Beck09]). Mit steigen-

der Länge der Probe sinkt die mit der maximalen Geschwindigkeit der Versuchsanlage erreichbare Dehnrate. Zudem ist bei der optischen Messmethode die erreichbare Bildrate reziprok abhängig von der Größe des Auswertebereichs. Hier ist also die Findung eines Kompromisses unausweichlich. Die ermittelte Abhängigkeit von der Dehnrate wird im Anschluss über einen Modellansatz dargestellt und erweitert (Gegenstand von Kapitel 3.5., Johnson/Cook). Versuchsseitig sollte ein möglichst großer Dehnratenbereich abgedeckt werden, um das Modell hinreichend validieren zu können. Gefordert ist in der Crashberechnung von Fahrzeugen oft eine Dehnrate bis  $500\text{s}^{-1}$ . Da mit steigender Versuchsgeschwindigkeit auch die Schwingungen im System zunehmen, sind der Maschinengeschwindigkeit entsprechende Grenzen gesetzt, welche von der Interpretierbarkeit der gefilterten Daten abhängen. Auch hier ist also ein Kompromiss zu finden. Die technische Dehnrate (auch nominale Dehnrate genannt) ergibt sich aus:

$$\dot{\varepsilon}_t = \frac{v_M}{l_{pB}} \quad (\text{Gl. 3-1})$$

Wobei  $v_M$  die eingestellte Geschwindigkeit der Versuchsanlage und  $l_{pB}$  die Länge des parallelen Auswertebereichs der Zugprobe ist. Sie geht reziprok in die resultierende Dehnrate ein. Die Problematik der Aufrechterhaltung des uniaxialen Spannungszustands ist zudem eher gering, da die Materialien ein sprödes Verhalten mit geringen Gesamtdehnungen aufweisen. Daher kann auch eine Probe mit kurzem parallelen Auswertebereich gewählt und ein störungsarmes Signal bei hohen Dehnraten realisiert werden. Als Geometrie wurde an dieser Stelle daher die „Junginger-Probe“ (s. Abb. 3-9, [Jung02]) gewählt.

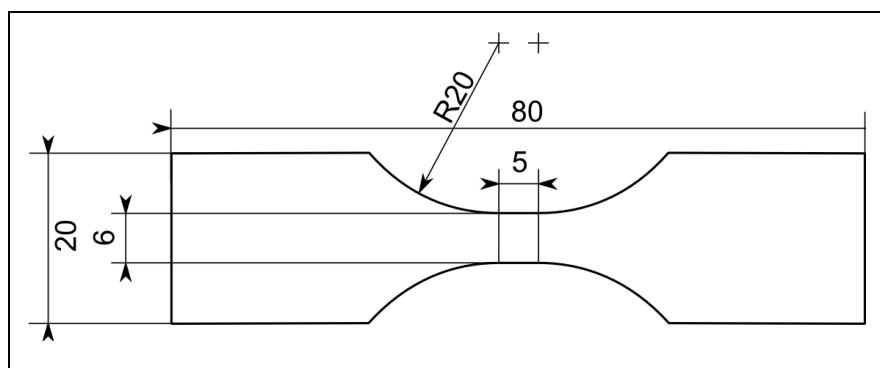


Abb. 3-9 Geometrie der „Junginger-Zugprobe“ (nach [Jung02])

Die Länge des parallelen Auswertebereichs  $l_{pB}$  beträgt 5mm. Zudem kann diese Schulterprobe in ihren geometrischen Abmaßen sehr gut aus den spritzgegossenen Platten bezüglich der Homogenität der Faserorientierung über der Probe entnommen werden. Die gewählten Versuchsgeschwindigkeiten resultieren in die in Tabelle 3-3 aufgeführten nominalen Dehnraten.

Versuchsgeschwindigkeit [m/s]	nominale Dehnrate [1/s]
1,67E-4	3,33E-5
0,35	70
1,5	300

Tab. 3-3 nominale Dehnraten

Die tatsächliche Dehnrate, die sich während des Versuchs in der Probe einstellt, ist aus technischen Gründen nicht konstant. So beginnt der Versuch sinngemäß bei einer Anfangsdehnrate von 0/s. Auch wenn diese Anlaufphase durch den Versuchsaufbau mit Vorlaufstrecke relativ kurz ist, ist sie dennoch in ihrer Existenz nicht zu verhindern. Eine im weiteren Versuchsverlauf exakt konstante Dehnrate ist zudem technisch nur schwer zu realisieren. Als Eingabedaten für entsprechende Materialmodelle der FE-Codes werden dehnratenkonstante Spannungs-Dehnungs-Kurven benötigt. Nur so kann eine numerisch stabile und mechanisch konsistente Berechnung von Lastfällen bei hohen Geschwindigkeiten sichergestellt werden. Die Forderung kann im Versuch nicht hinreichend erfüllt werden, was ein weiter Grund zur Nutzung eines Modellansatzes ist (Gegenstand von Kapitel 3.5.). Somit ergibt sich die Möglichkeit der Interpolation über Dehnratenbereiche. Es sei an dieser Stelle angemerkt, dass die anschließende Validierung der Rechenmodelle nach dem Prinzip des „Reverse Engineering“ (Erläuterung in Kapitel 4.) erfolgt. Die Versuche werden dabei inklusive des Geschwindigkeitsprofils der Prüfeinrichtung in der Simulation abgebildet. Verglichen werden dabei die resultierenden Kraft-Weg-Kurven aus Versuch und Simulation. Die quasi-statischen und dynamischen Versuche sollten mit der gleichen Probengeometrie durchgeführt werden. Nur so ist im Anschluss ein konsistenter Aufbau eines Materialmodells sinngemäß möglich. Da primär das Verhalten bei hohen Dehnraten gefragt ist, werden auch die quasi-statischen Zugversuche in Anlehnung an Junginger mit der kurzen Schulterprobe durchgeführt.

Die Schubversuche werden in Anlehnung an Arcan [Arc73] durchgeführt (s. Abb. 3-10). Schubspannungszustände über Versuche mit Probekörpern darzustellen, ist nur mit gewissen Einschränkungen möglich. Speziell im Radieneinlauf sind Kerbwirkungen zu erwarten bzw. hinzunehmen. Weiterhin liegen bei großen Deformationen überlagerte Spannungszustände vor, so dass die zu ermittelnde Spannungs-Dehnungsbeziehung nur zu Beginn des Versuches als Schubspannungszustand interpretierbar ist. Angemerkt sei an dieser Stelle, dass diese Effekte in der Simulation ebenso vorliegen. Die ermittelten Kraft-Weg-Verläufe können also als Basis zum Reverse Engineering entsprechender Materialmodelle dienen, in denen das Schubverhalten gesondert abgebildet werden kann.

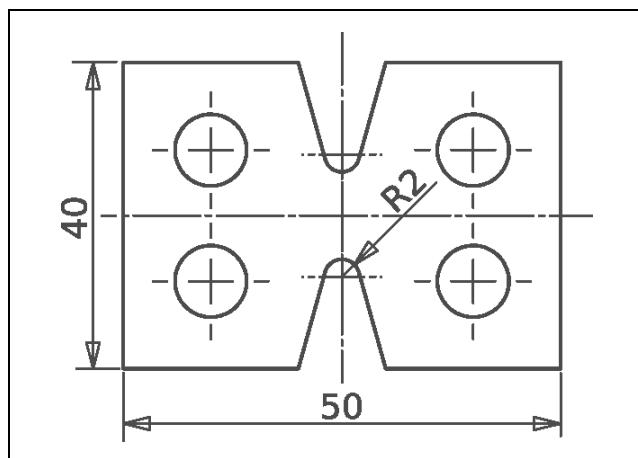


Abb. 3-10 Geometrie der Schubprobe (nach [Arc73])

Eigenschaften unter Druckbelastung zu ermitteln, geht ebenso mit verschiedenen Einschränkungen aus physikalischer und messtechnischer Hinsicht einher. So ist bei Flachproben die geometrische Instabilität (Beulen) das größte Problem. Hinausgezögert werden kann dies, indem die Probe während des Versuchs geführt wird. Die dadurch entstehende Reibung beeinflusst allerdings die Messergebnisse, ohne dass sie dabei beziffert werden kann. Alternativen wären Druckversuche mit Zylinder- oder Rohrproben. Auch bei Zylinderproben stellt sich allerdings die Problematik der Reibung („Tönnchenbildung“) beim Versuchsaufbau ein. Rohrproben können nur mit längsorientierten Fasern abgemustert werden. Im Rahmen dieser Arbeit besteht nur die Alternative, Druckversuche mit einer Flachprobe durchzuführen. Gewählt wird eine Druckprobe nach Becker et al. [Beck07] (s. Abb. 3-11). Ermittelt werden kann so zumindest das anfängliche Verhalten, um eine mögliche Asymmetrie bezüglich Druck

und Zug im Spannungsraum darstellen zu können.

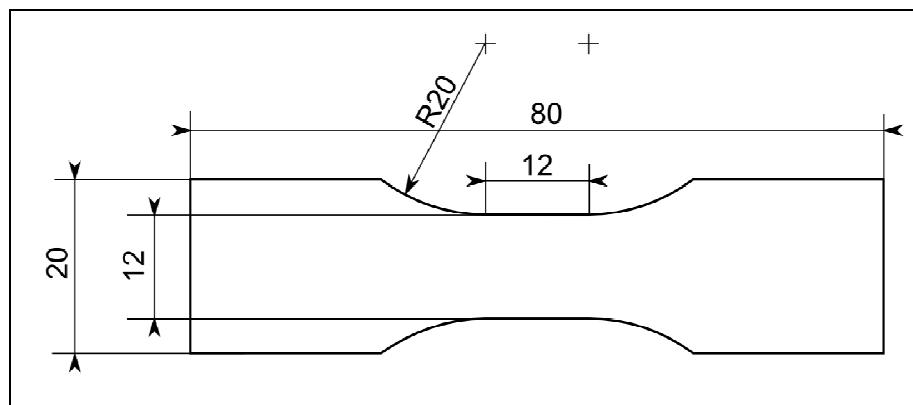


Abb. 3-11 Geometrie der Druckprobe DKI (nach [Beck07])

Die Proben werden während des Versuchs seitlich geführt. Zur Minderung der Reibkräfte werden Schmiermittel eingesetzt. Auch hier sei darauf verwiesen, dass in der späteren Simulation der Versuche die Randbedingungen entsprechend abgebildet werden.

Die folgenden Abbildungen zeigen schematisch die Vorgehensweise bei der Entnahme der Proben aus den Platten mittels der CNC-Fräse.

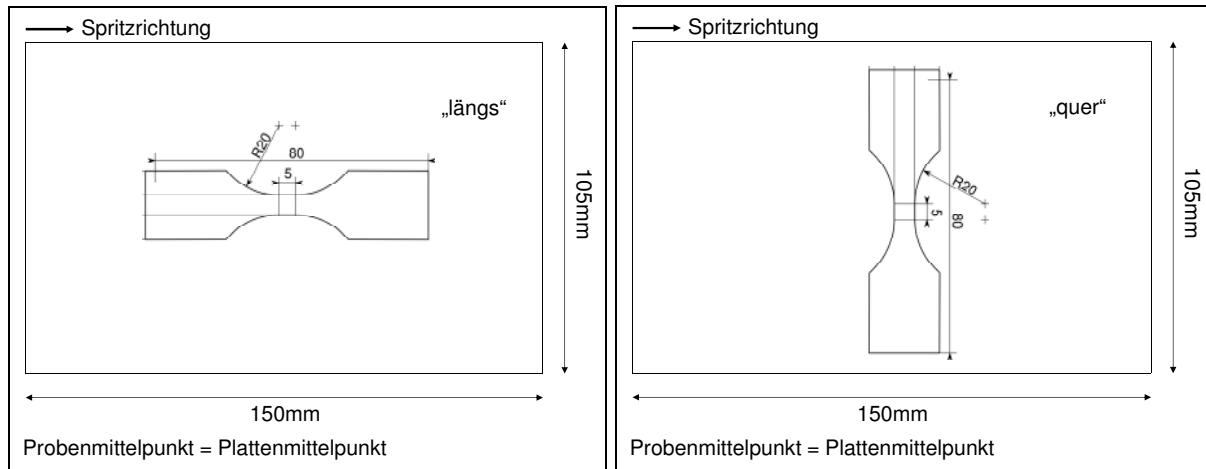


Abb. 3-12 Entnahme der Proben aus den Platten „längs“ (links) und „quer“ (rechts) zur Spritzrichtung

Die Ermittlung und Berechnung mechanischer Kennwerte erfolgt in Abhängigkeit des Faserfüllgrads, der Faserorientierung, der Dehnrate, des Spannungszustands und der Konditionierung. Eventuelle globale Abhängigkeiten der genannten Einflussfaktoren werden im Anschluss identifiziert (Gegenstand von Kapitel 3.6.). Der Einfluss der Konditionierung wird unter Rücksichtnahme des Versuchsumfangs auf zwei

markante Punkte beschränkt. Zum einen werden die Proben nach DIN 1110 [Norm97-2] mittels eines Klimaschranks auf eine definierte Sättigung gebracht. Dieser Zustand liegt leicht über dem, der sich bei mitteleuropäischem Klima einstellen würde, wird aber dennoch in der Industrie häufig als Referenz herangezogen. Des Weiteren wird ein trockener Zustand abgeprüft. Dieser repräsentiert einen im Vergleich unrealistischen Zustand. Die Sättigung wird auf annähernd null gebracht. Es handelt sich also um ein „worst-case-scenario“, wobei selbst Klimabedingungen im Death Valley, Kalifornien, USA (häufig Referenz in der Fahrzeugindustrie für Hochtemperaturtests) nicht denen entsprechen, die im Trockenschrank eingestellt werden. Allerdings lässt sich der Zustand mit vergleichbar geringem Aufwand ermöglichen und ist somit zur Validierung von Materialmodellen gut geeignet. Zu beachten ist der schnelle Wiederanstieg bei anschließender Lagerung unter Raumklima, was entsprechende Maßnahmen bei der Versuchsdurchführung nötig macht. Die Probe sollte aufgrund der hohen Temperatur nicht direkt nach dem Trocknen geprüft werden. Das Abkühlen in einem Exikator mit Trockenmittel ist hier zu empfehlen. Angemerkt sei noch, dass die Polymermatrix direkt nach einem Spritzgussvorgang, also im sogenannten spritzfrischen Zustand, auch nur sehr wenig eingelagerte Wassermoleküle hat. Somit wird, wenn auch nur mit wenig Verweildauer, ebenso ein markanter Zustand möglicher Zielbauteile abgebildet. Die Prozesse der Konditionierung und Trocknung sind vollständig reversibel. Die Ausprägung des Einflusses der Konditionierung ist spezifisch für Polyamid 6 und wird daher so eingehend betrachtet. Bei höherkristallinen Thermoplasten wird die Einlagerung stärker verhindert. Diese Werkstoffe weisen zwar höhere Festigkeiten aber auch geringere Bruchdehnungen auf, was für Crashanforderungen oftmals als negatives Kriterium zählt. Durch die Zugabe der Glasfasern erfolgt ohnehin schon eine starke Versprödung.

Die wesentlichen Arbeitsschritte aller Versuche sowie deren Vor- und Nachbearbeitung sind:

- Herstellung spritzgegossener Platten mit ausgeprägter Faserorientierung
- Fräsen der Proben längs und quer zur Faserorientierung
- Konditionieren (nach DIN1110 [Norm97-2]) bzw. Trocknen der Proben
- genaue Vermessung der einzelnen Probenquerschnitte im Auswertebereich
- Belastung der Proben bis zum Bruch mit kontinuierlicher Aufzeichnung der Kraft-Weg-Kurve durch die Prüfeinrichtungen

- Berechnung wahrer Spannungs-Dehnungskurven (Kapitel 3.3.3.) inkl. Glättung bzw. „Fitting“ der Daten (Kapitel 3.5.)
- Diskussion und kritische Interpretation der Ergebnisse (Kapitel 3.7.)

Tabelle 3-4 veranschaulicht den Versuchsplan.

Versuchsmatrix zur mechanischen Charakterisierung bei Raumtemperatur (Anzahl auswertbarer Wiederholungen)			Versuch / Geschwindigkeit				
			Zug (Jung.)	Zug (Jung.)	Zug (Jung.)	Schub (Arcan)	Druck (DKI)
			q.-s.	0,35 m/s	1,5 m/s	q.-s.	q.-s.
Werkstoff (Fasergehalt) / Konditionierungszustand / Faserorientierung	PA6GF30	trocken (0,09%)	längs	4	4	4	4
			quer	4	4	4	4
		konditioniert (2,44% nach DIN 1110)	längs	4	4	4	4
	PA6GF60		quer	4	4	4	4
		trocken (0,06%)	längs	4	4	4	4
			quer	4	4	4	4
		konditioniert (1,26% nach DIN 1110)	längs	4	3	4	3
			quer	4	4	4	4

Tab. 3-4 Versuchsplan mechanische Charakterisierung

Im Rahmen dieser Arbeit werden alle Versuchsreihen mit vier Wiederholungen durchgeführt. Aufgelistet ist die Anzahl der auswertbaren Wiederholungen der einzelnen Reihen. Markante Ausreißer werden zur weiteren Verarbeitung bzw. zur Mittelung der Daten nicht berücksichtigt. Daher sind zum Teil nur drei Wiederholungen aufgeführt. Zusätzlich werden mit ausgewählten Konfigurationen bezüglich der genannten Einflussfaktoren bzw. Werkstoffzuständen Untersuchungen in Abhängigkeit der Temperatur, zyklische Zugversuche zur Ermittlung des Schädigungsverlaufs, Schubversuche mit hoher Deformationsgeschwindigkeit sowie Zug- und Schubversuche mit Proben, die unter 45° aus den Platten entnommen werden, durchgeführt. Eingegangen wird im weiteren Verlauf zunächst auf die Weiterverarbeitung der

Daten, und im Anschluss werden die Versuchsergebnisse dargestellt und diskutiert.

### 3.3.3. Herleitung mechanischer Kennwerte

Nach der Erfassung der Daten (Zeit, Kraft, Weg und Dehnung) durch die beschriebenen Prüfeinrichtungen müssen diese mathematisch weiterverarbeitet werden. Jeder der gewählten Rechenansätze erfordert hierbei eine unterschiedliche Herangehensweise. Die Modelle, die mit den Daten der Grundlagenuntersuchungen gespeist werden sollen, haben allesamt elasto-plastische bzw. elasto-viskoplastische Ansätze. Um die elastischen und (visko-)plastischen Eigenschaften in Berechnungsmodellen abbilden zu können, werden zunächst wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven berechnet, wobei hier die Anisotropie der Werkstoffe in Betracht gezogen werden muss. Gleiches gilt für die Bestimmung der Querkontraktionen. Die mechanischen Kennwerte bzw. Fließkurven müssen also in Abhängigkeit der Raumrichtung bestimmt bzw. berechnet werden.

Für die Berechnung der wahren Dehnung in Längen- und Breitenrichtung wird für die Zug- und Druckeigenschaften die logarithmische Dehnung nach Hencky berechnet, da diese dementsprechend auch in dem im weiteren Verlauf genutzten FE-Code *LS-Dyna* implementiert ist.

$$\varepsilon_n = \int_{l_0}^l \frac{1}{L} dL = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad (\text{Gl. 3-2})$$

Die Querkontraktionszahl (auch Poisson-Zahl genannt), definiert als das Verhältnis von betrachteter Quer- zu Längsdehnung ( $\varepsilon_b$  und  $\varepsilon_l$ ), ergibt sich aus:

$$\nu = -\frac{\varepsilon_b}{\varepsilon_l} \quad (\text{Gl. 3-3})$$

Bei isotropen Materialien ist der Definitionsbereich der Querkontraktionszahl:

$$\nu \in [-1 \leq \nu \leq 0,5] \quad (\text{Gl. 3-4})$$

Wobei der Wert 0,5 ein ideal inkompressibles Verhalten darstellt. Bei der Abbildung eines anisotropen Werkstoffs über ein transversal-isotropes oder ein orthotropes

Modell sind die Querkontraktionen analog zu den E-Moduli, Schubmoduli und Fließkurven abhängig von der Raumrichtung zu bestimmen bzw. zu berechnen. Bei genaueren Betrachtungen müsste dies zusätzlich schichtweise erfolgen. Da die hierfür nötigen Informationen nicht aus den Versuchen gewonnen werden können, muss für die phänomenologischen Modelle über die Wandstärke gemittelt werden. Für Dehnungen in Dickenrichtung müssen generell Annahmen getroffen werden.

Neben der Bestimmung der absoluten Querkontraktionszahl nach Gl. 3-3 kann diese auch aus den relativen Dehnungsänderungen berechnet werden.

$$\nu = -\frac{d\varepsilon_b}{d\varepsilon_l} \quad (\text{Gl. 3-5})$$

Dies ist dadurch von Bedeutung, da die richtungsabhängige Querkontraktion, wie in Abb. 3-13 gezeigt, nicht über den gesamten Verformungsweg konstant ist.

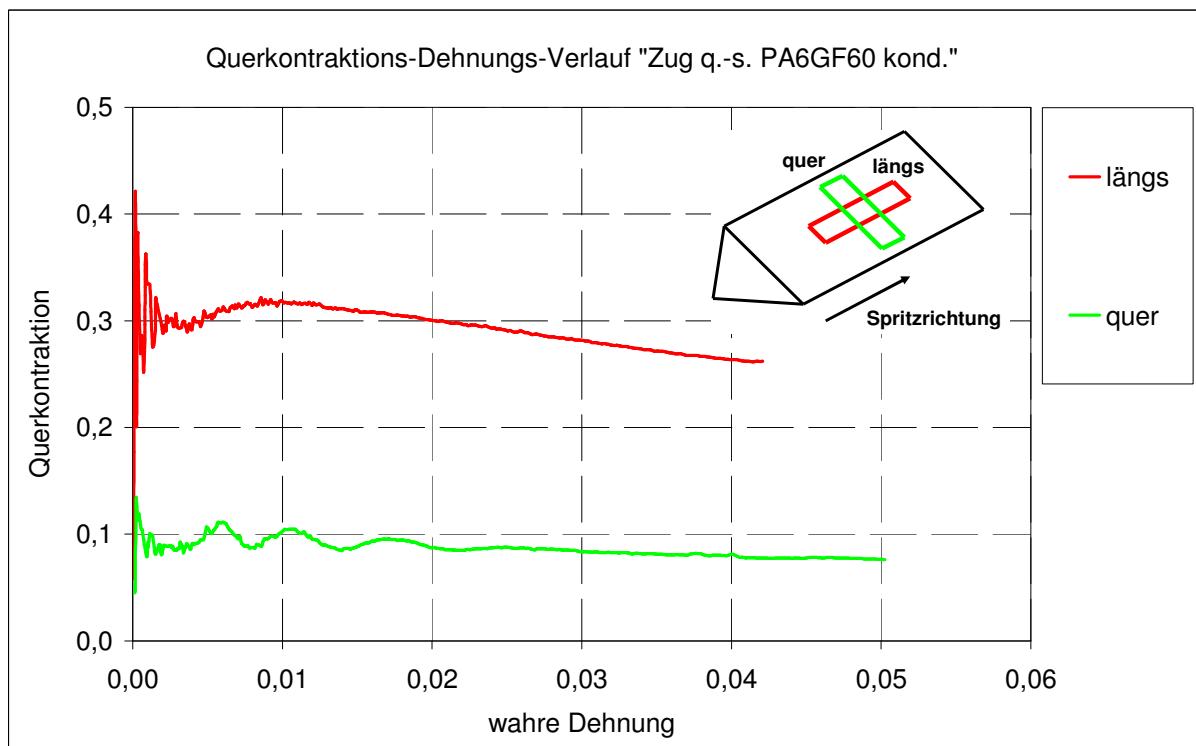


Abb. 3-13 Querkontraktions-Dehnungs-Diagramm q.-s. Zugversuch (PA6GF60 kond.)

Die hier betrachteten Werkstoffe weisen ein sprödes Verhalten auf, wodurch der Einfluss als eher untergeordnet eingestuft werden kann und die Querkontraktionen über einen gemittelten konstanten Wert dargestellt werden können.

Bei den Versuchen in Querrichtung wirken die Fasern der Querkontraktion entgegen. Daher ist der Wert im Mittel um den Faktor drei kleiner (vergl. Abb. 3-13). Zu beachten ist diese Gegebenheit bei der folgenden Berechnung der Spannung, die durch verschiedene Annahmen aus den Versuchsergebnissen gewonnen werden kann. Die wahre Spannung unter Annahme der Inkompressibilität berechnet sich aus:

$$\sigma_w = \frac{F}{A_0 \cdot e^{-\varepsilon_l}} \quad (\text{Gl. 3-6})$$

$$\text{mit } A_0 = b \cdot d \quad (\text{Gl. 3-7})$$

Die wahre Spannung unter Betrachtung der Querschnittsfläche (keine Berücksichtigung der inneren Abnahme durch Mikrorisse oder Faserbrüche) berechnet sich aus:

$$\sigma_w = \frac{F}{A_0 \cdot e^{\varepsilon_b + \varepsilon_d}} \quad (\text{Gl. 3-8})$$

Für die Annahme der Dehnung in Dickenrichtung (im Rahmen dieser Arbeit mess-technisch nicht erfasst) werden verschiedene Ansätze herangezogen. Zu beachten sind hierbei Unterschiede für die beiden Probenvarianten „längs“ und „quer“.

Für die Proben in Längsrichtung wird die Näherung

$$\varepsilon_d \approx \varepsilon_b \quad (\text{Gl. 3-9})$$

herangezogen, da der mikromechanische Aufbau hier vergleichbare Gegebenheiten bezüglich der Belastungsrichtung zeigt. Die wahre Spannung berechnet sich dem-nach aus:

$$\sigma_w = \frac{F}{A_0 \cdot e^{2 \cdot \varepsilon_b}} \quad (\text{Gl. 3-10})$$

Bei den Proben mit Querausrichtung wirken Fasern in Breitenrichtung der Querkontraktion entgegen. In Dickenrichtung liegt diese Gegebenheit nicht vor, und es ist

eine höhere Dehnung zu erwarten. Auch wenn der Gesamteinfluss aufgrund des kleinen Dicken-Breiten-Verhältnisses und der geringen Gesamtdehnungen tendenziell gering ist, berechnet sich die wahre Spannung für die Proben in Querrichtung aus:

$$\sigma_w = \frac{F}{A_0 \cdot e^{2,7 \cdot \varepsilon_b}} \quad (\text{Gl. 3-11})$$

$$\text{mit der hier angenommenen Näherung} \quad \varepsilon_d \approx 1,7 \cdot \varepsilon_b \quad (\text{Gl. 3-12})$$

Die Diagramme in den Abb. 3-14 und 3-15 zeigen den Unterschied der verschiedenen Rechenansätze im Vergleich zur technischen Spannung aus gemittelten Ergebnissen der quasi-statischen Zugversuche.

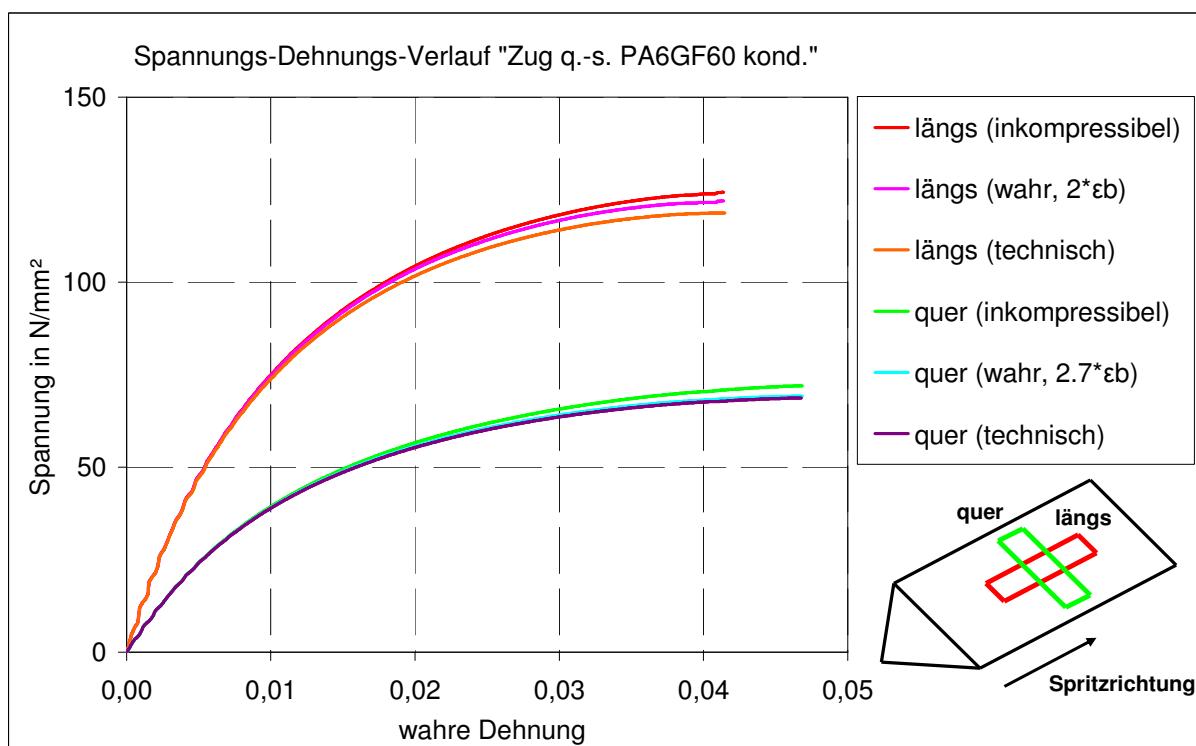


Abb. 3-14 Vergleich verschiedener Spannungsberechnungen q.-s. Zugversuch (PA6GF60 kond.)

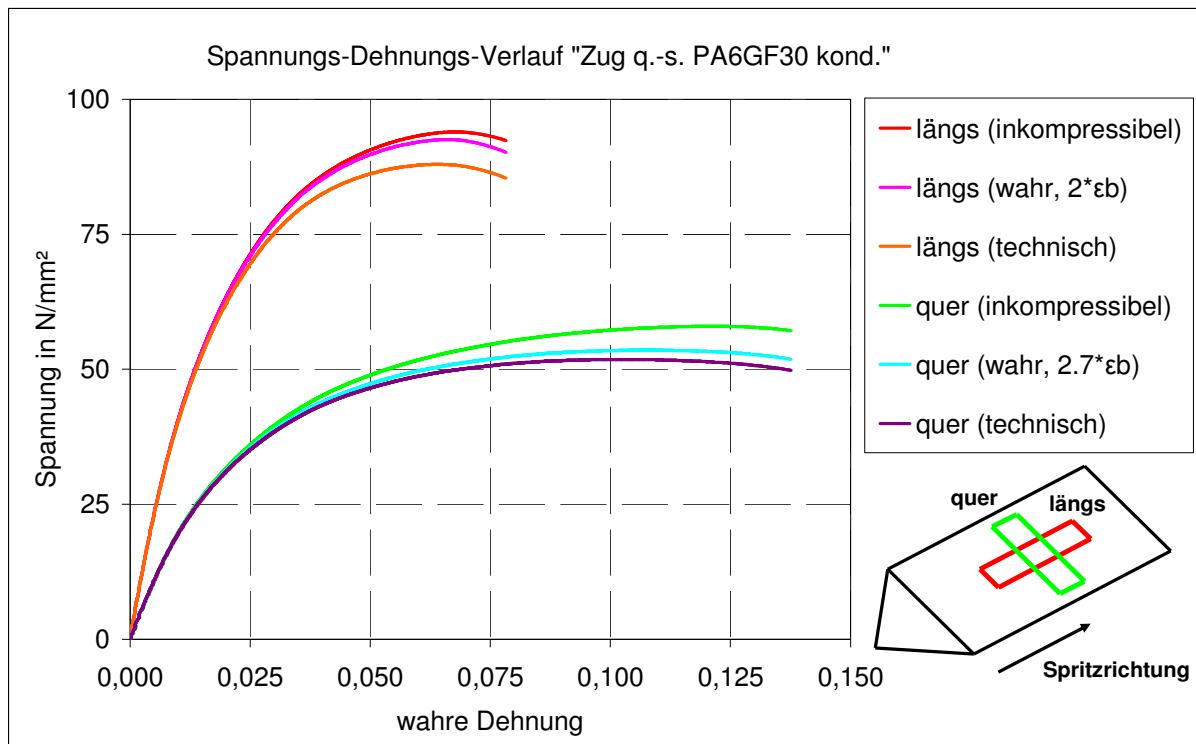


Abb. 3-15 Vergleich verschiedener Spannungsberechnungen q.-s. Zugversuch (PA6GF30 kond.)

Deutlich wird, dass die Dehnung in Breitenrichtung etwas kleiner ist als die in Längsrichtung und somit die wahre Spannung unter Bezugnahme der Dehnung in Breitenrichtung auch kleiner ist. Für die Versuche quer zur Spritzrichtung war dies zu erwarten, da hier die Hauptfaserorientierung der Querkontraktion entgegenwirkt. In Längsrichtung ist dieses Verhalten ebenso vorhanden, es ist aber weniger ausgeprägt. Die Gegebenheit gilt für beide untersuchten Werkstoffe sowohl im trockenen als auch im konditionierten Zustand. Faserbrüche und Faserausrisse im Inneren des Materials, die eine Querschnittsminderung verursachen, können nicht erfasst werden. Die reale Querschnittsabnahme kann demnach nicht gemessen werden. Deutlich wird dies an der abfallenden Kurve des PA6GF30 konditioniert längs. Es wird also nur die theoretische wahre Spannung aufgezeigt. Im weiteren Verlauf der Arbeit wird ausschließlich die wahre Spannung unter Annahme der in Gl. 3-10 bzw. 3-11 dargestellten Beziehungen genutzt. Schädigungsparameter werden über zyklische Untersuchungen ermittelt (Gegenstand von Kapitel 3.4.7.). Es sei an dieser Stelle nochmals erwähnt, dass das makroskopische Verhalten des Werkstoffverbunds erfasst wird. Demnach bilden die charakteristischen Spannungs-Dehnungs-Kurven alle Effekte für den jeweiligen Zustand und die jeweilige Belastungsrichtung ab.

Für den Schub gilt, dass die Spannung auf den Ausgangsquerschnitt bezogen wird,

da dieser keine Änderung während der Versuche aufzeigt.

$$A_{\text{aktuell}} = A_0 \quad (\text{Gl. 3-13})$$

Dadurch ergeben sich die Schubspannung und die Gleitung aus folgenden Zusammenhängen:

$$\tau = \frac{F}{A_0} \quad (\text{Gl. 3-14})$$

$$\gamma = 2 \cdot \varepsilon_{12} = \frac{\Delta l}{b} \quad (\text{Gl. 3-15})$$

Wobei  $b$  hier der Abstand zwischen den Einkerbungen der Probe (s. Abb. 3-10) und  $\Delta l$  die Verschiebung ist. Bei der Eingabe von Schertermen in den Materialmodellen ist zu beachten, ob diese in Form von Dehnungen oder Winkeln einzugeben sind.

## 3.4. Versuchsergebnisse

In den folgenden Abschnitten werden die Ergebnisse der mechanischen Charakterisierung dargestellt und diskutiert.

### 3.4.1. Quasi-statische Zugversuche

Die Ergebnisse der quasi-statischen Zugversuche werden über die jeweils berechneten Spannungs-Dehnungs-Beziehungen dargestellt. Die Streuung aller Versuche ist mit Ausnahme der Bruchdehnungen auffallend gering. Die Werkstoffe zeigen im Allgemeinen ein sprödes Verhalten.

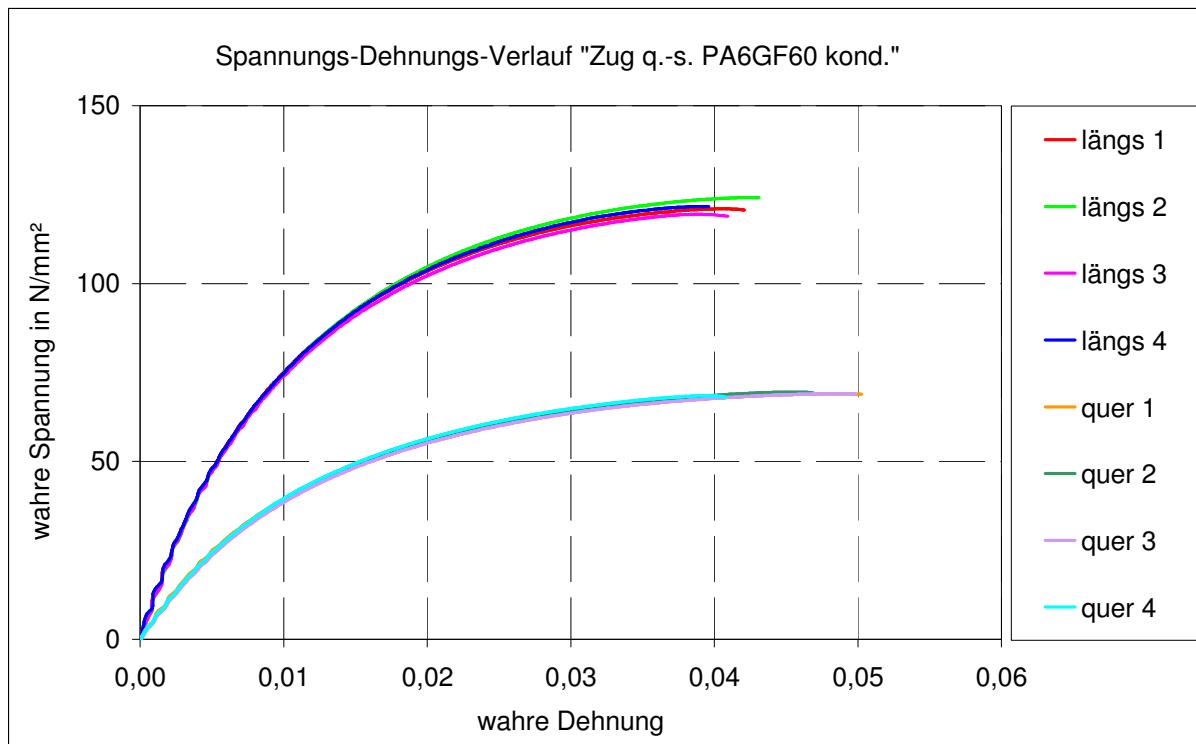


Abb. 3-16 Spannung über Dehnung q.-s. Zugversuch (PA6GF60 kond.)

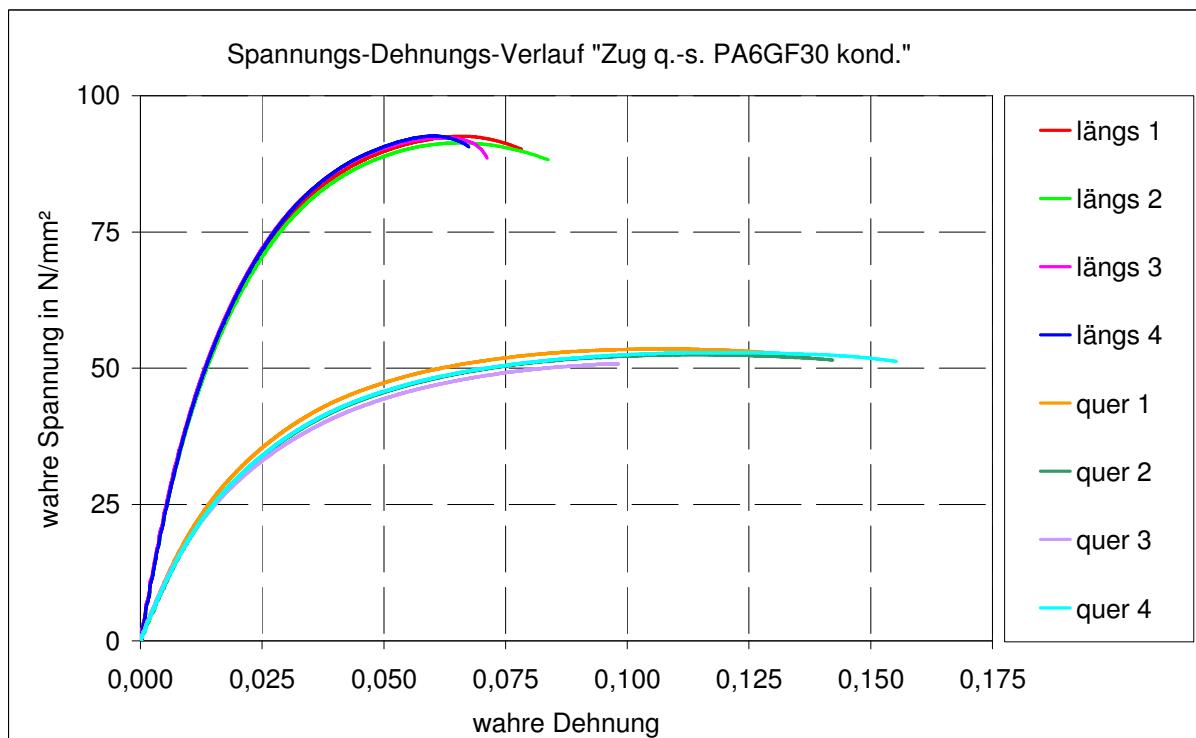


Abb. 3-17 Spannung über Dehnung q.-s. Zugversuch (PA6GF30 kond.)

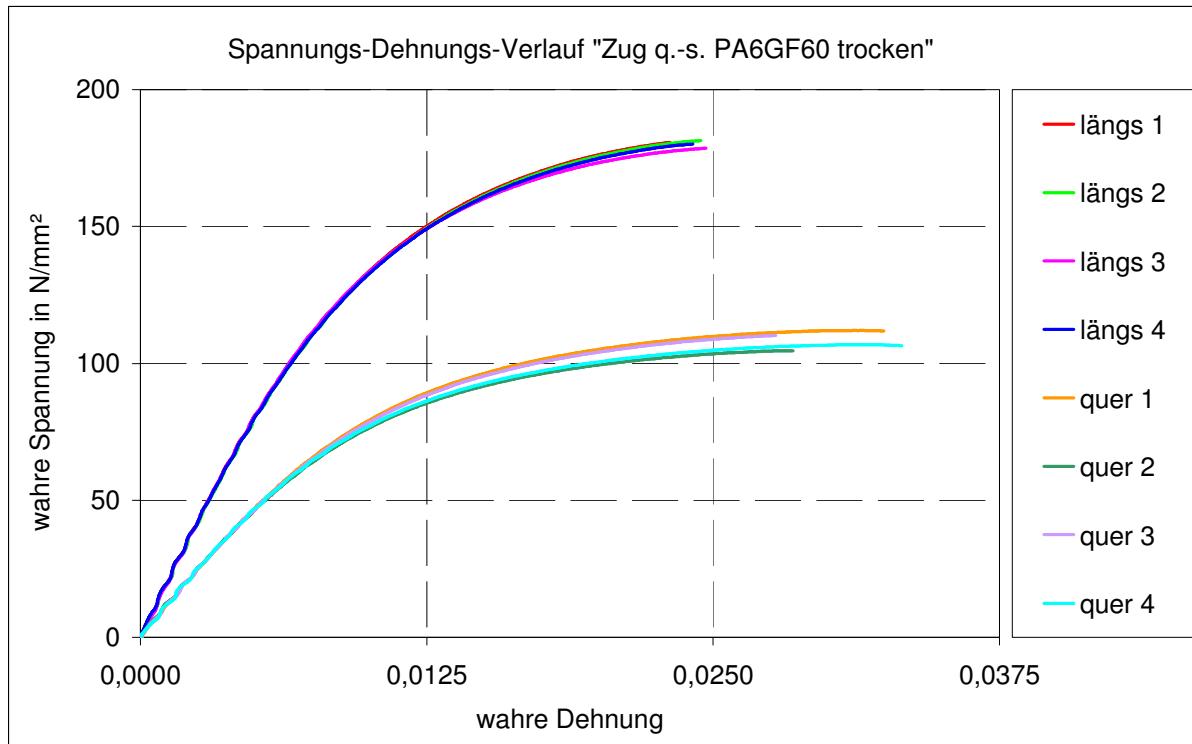


Abb. 3-18 Spannung über Dehnung q.-s. Zugversuch (PA6GF60 trocken)

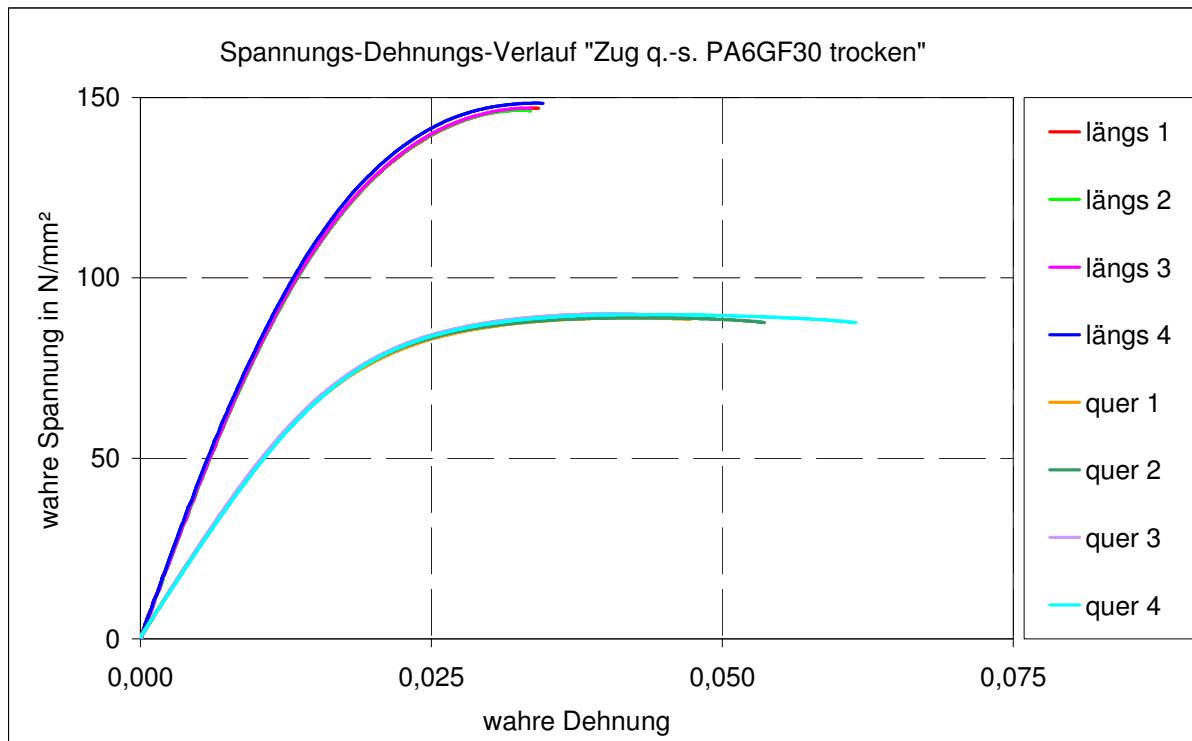


Abb. 3-19 Spannung über Dehnung q.-s. Zugversuch (PA6GF30 trocken)

Die Elastizität und die Verfestigung sind stark vom Fasergehalt, der Faserorientierung und der Konditionierung abhängig. Es kommt bei allen Versuchen zum Bruch,

bevor sich eine lokale Einschnürung über einen längeren Zeitraum bildet. Dies war durch den hohen Anteil an Glasfasern zu erwarten.



Abb. 3-20 Geprüfte Zugprobe

Von den Bruchkanten der Proben werden Aufnahmen verschiedener Auflösungen mit Hilfe eines Raster-Elektronen-Mikroskop REM gemacht.

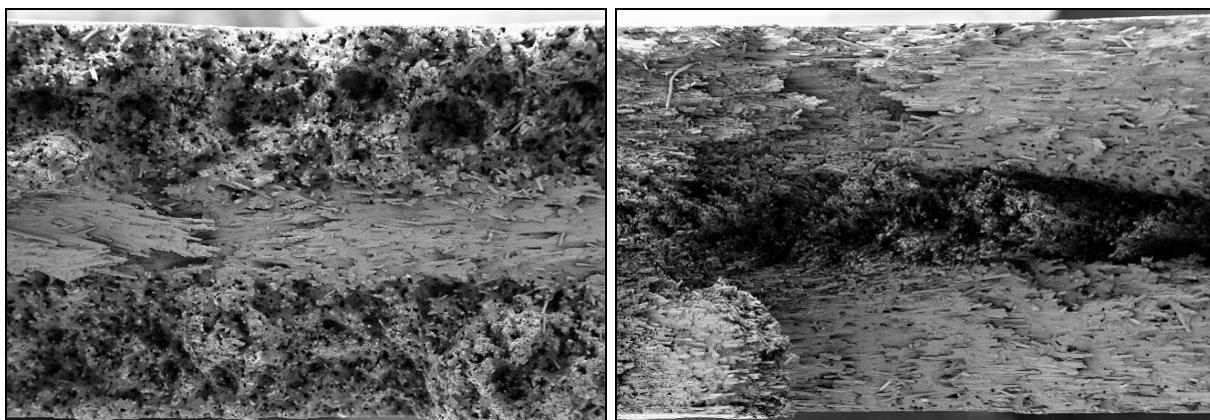


Abb. 3-21 REM-Aufnahmen von Bruchkanten „längs“ (links) und „quer“ (rechts) von Zugproben mit 2mm Wandstärke (PA6GF60 kond.)

Deutlich erkennbar ist auch hier der in Kapitel 3.2. identifizierte Schichtbau der Fasern im Material. Anhand von höher auflösenden Aufnahmen können sowohl Matrixversagen als auch Faserbrüche, Faserausrisse und Faserbündelausrisse beobachtet werden. Als Aussage vorweggenommen, können diese Phänomene in der Simulation nicht isoliert voneinander berücksichtigt werden. Des Weiteren sind deutliche Unterschiede zwischen den beiden untersuchten Konditionierungszuständen sichtbar. Die folgenden Bilder veranschaulichen die Unterschiede zwischen duktilem und sprödem Verhalten der Matrix.

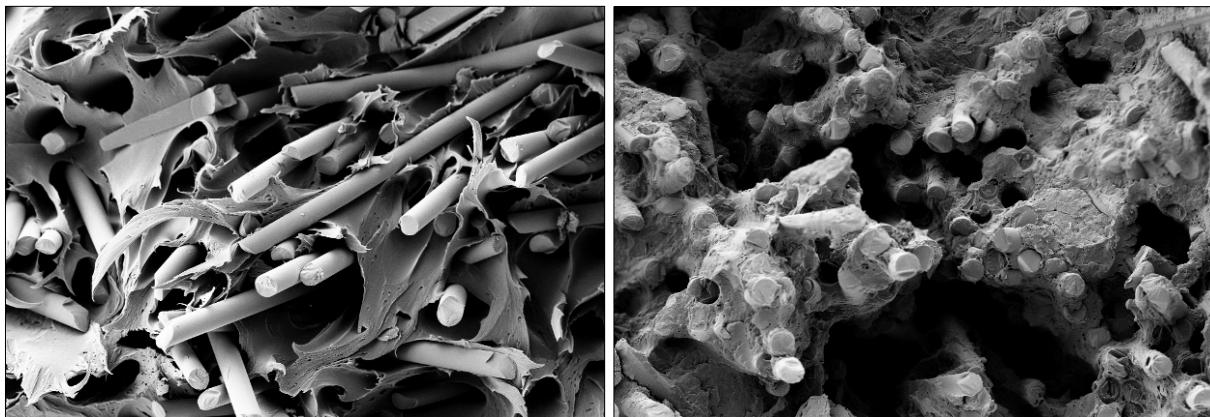


Abb. 3-22 REM-Aufnahmen von Bruchkanten konditionierter (links) und getrockneter (rechts) Zugproben (PA6GF60)

Im Vergleich zum PA6GF30 unterscheiden sich die Bruchdehnungen im PA6GF60 zwischen den Ausrichtungen „längs“ und „quer“ nur marginal (vergl. Diagramme in Abb. 3-16 bis 3-19). Erklärt werden kann dies dadurch, dass das im PA6GF60 geringere Matrixvolumen in Querrichtung eher überdehnt wird als im PA6GF30 und es so zu einem früheren Versagen kommt. Generell kann zudem davon ausgegangen werden, dass jedes Versagen über eine Inhomogenität eingeleitet wird. Begründet wird diese Aussage damit, dass über die optische Auswertung teilweise Proben beobachtet wurden, bei denen der Ort, an dem das Versagen beginnt, nicht mit dem Ort einer vorherigen Dehnungslokalisierung, wie in Abb. 3-23 dargestellt, übereinstimmt.

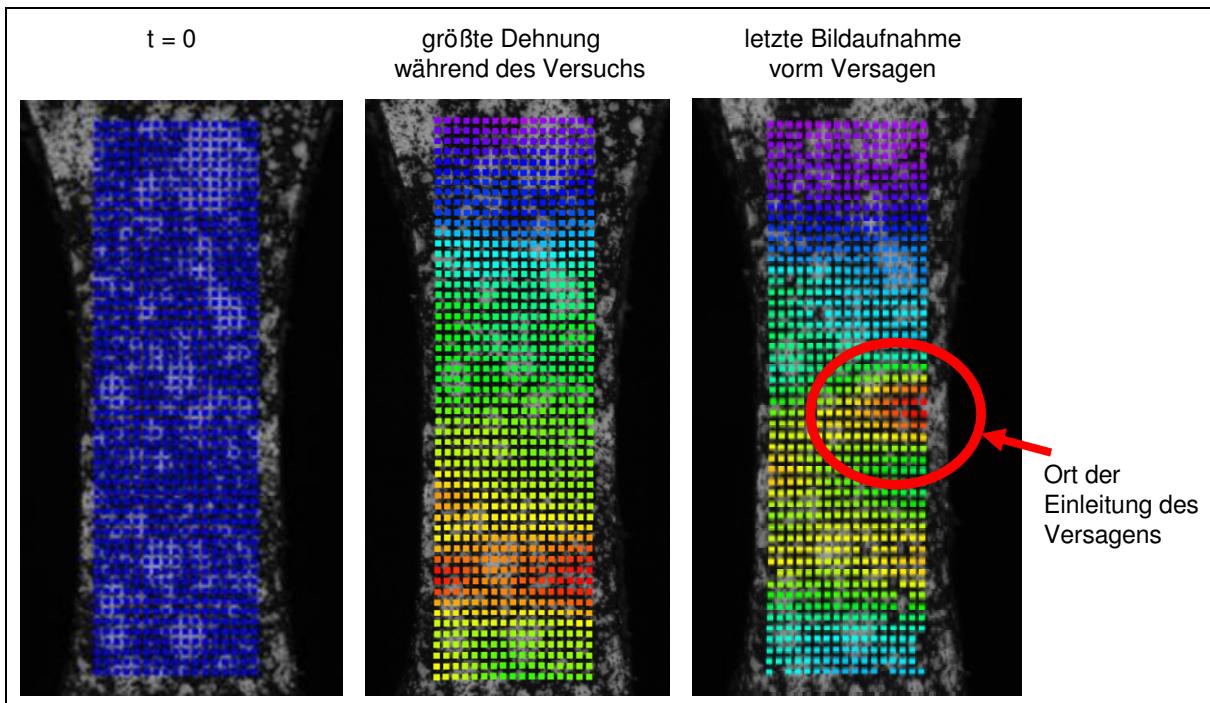


Abb. 3-23 Dehnungslokalisierung Zugprobe

Lokale Zonen mit erhöhter Dehnung während des Versuchs sind nicht zwingend Indikatoren für den Ort der Einleitung des Primärversagens. Faser-(bündel)brüche und/oder -ausrisse, Mikrorisse oder Verletzungen an der Fräskante, etc. können den Bruch einleiten. Die realen Bruchdehnungen in Bauteilen, die ohne Fräskanten versehen sind, sollten tendenziell höher liegen. Anpassungen diesbezüglich könnten über Validierungsversuche mit entsprechenden direkt gespritzten Zugproben erfolgen. Dies wäre zumindest in Faserlängsrichtung möglich, wird aber im Rahmen dieser Arbeit nicht umgesetzt.

An der ausgewählten Konfiguration PA6GF60 konditioniert werden Versuche mit Proben, die unter  $45^\circ$  Entnahmerichtung aus den Platten entnommen sind, durchgeführt und mit den Entnahmerichtungen längs und quer verglichen. Das Ergebnis ist so zu deuten, dass bei der Probe unter  $45^\circ$  Entnahmerichtung die mechanischen Eigenschaften ähnlich wie bei den Proben quer zur Spritzrichtung durch die Matrix dominiert werden.

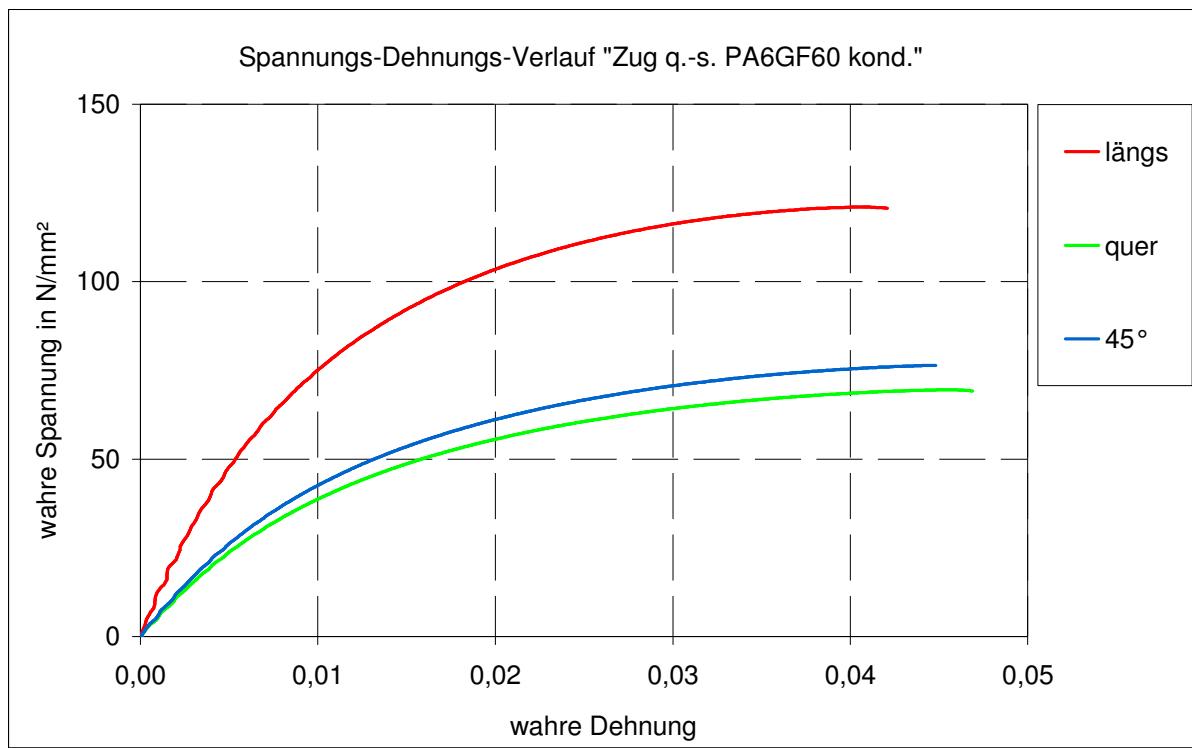


Abb. 3-24 Spannung über Dehnung Vergleich q.-s. Zugversuche unterschiedlicher Entnahmewinkel (PA6GF60 kond.)

### 3.4.2. Zugversuche bei hoher Deformationsgeschwindigkeit

Folgend werden die Ergebnisse der Schnellzerreißversuche dargestellt. Die Streu-

ung aller Versuche ist mit Ausnahme der Bruchdehnungen ebenfalls auffallend gering, und die Werkstoffe zeigen im Allgemeinen ein erweitert sprödes Verhalten.

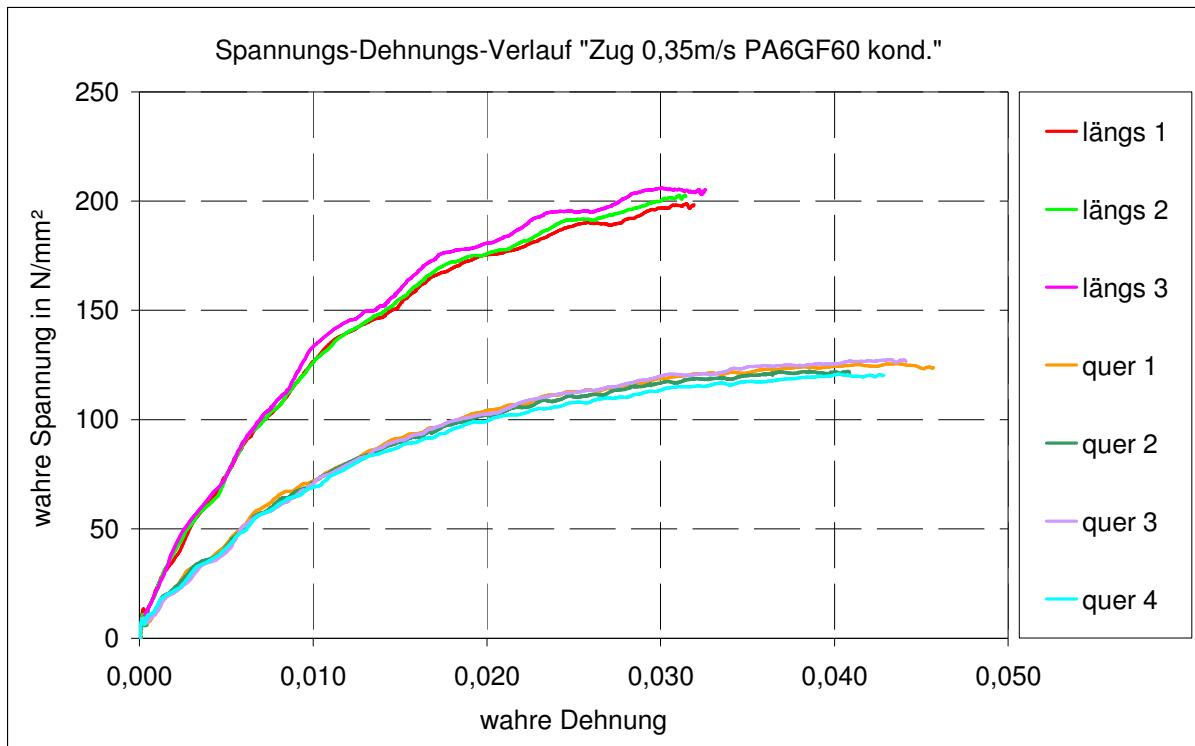


Abb. 3-25 Spannung über Dehnung Zugversuch 0,35m/s (PA6GF60 kond.)

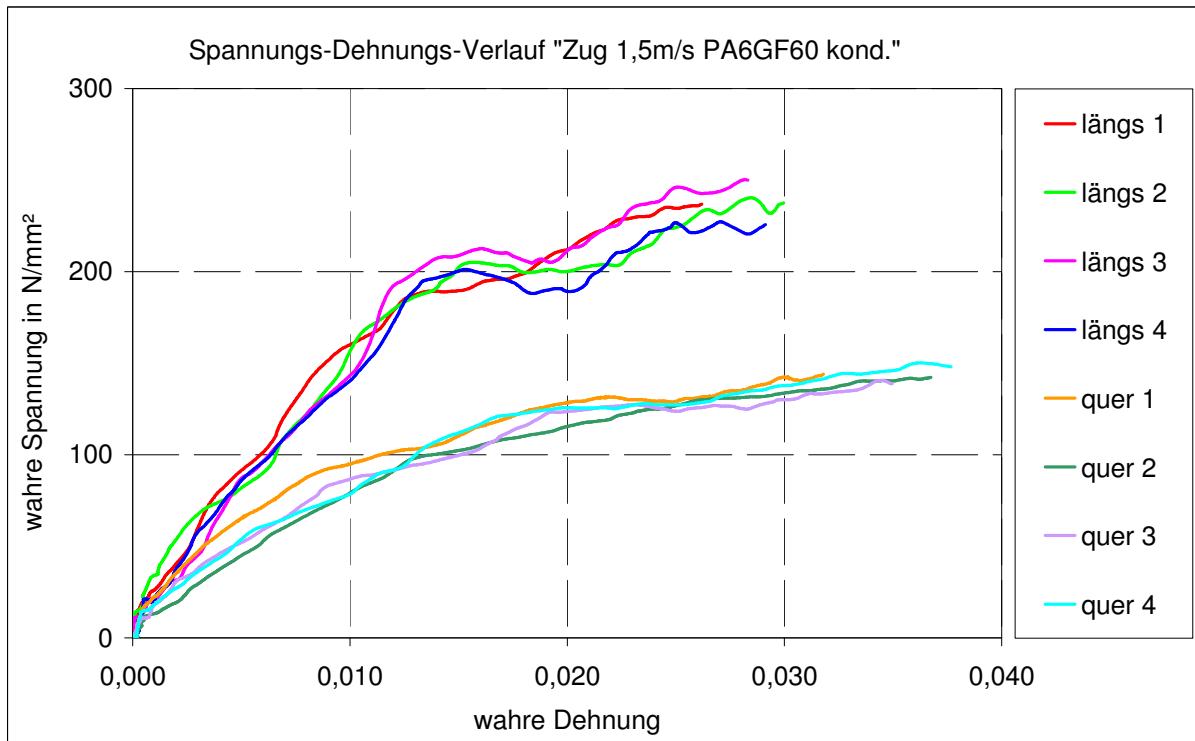


Abb. 3-26 Spannung über Dehnung Zugversuch 1,5m/s (PA6GF60 kond.)

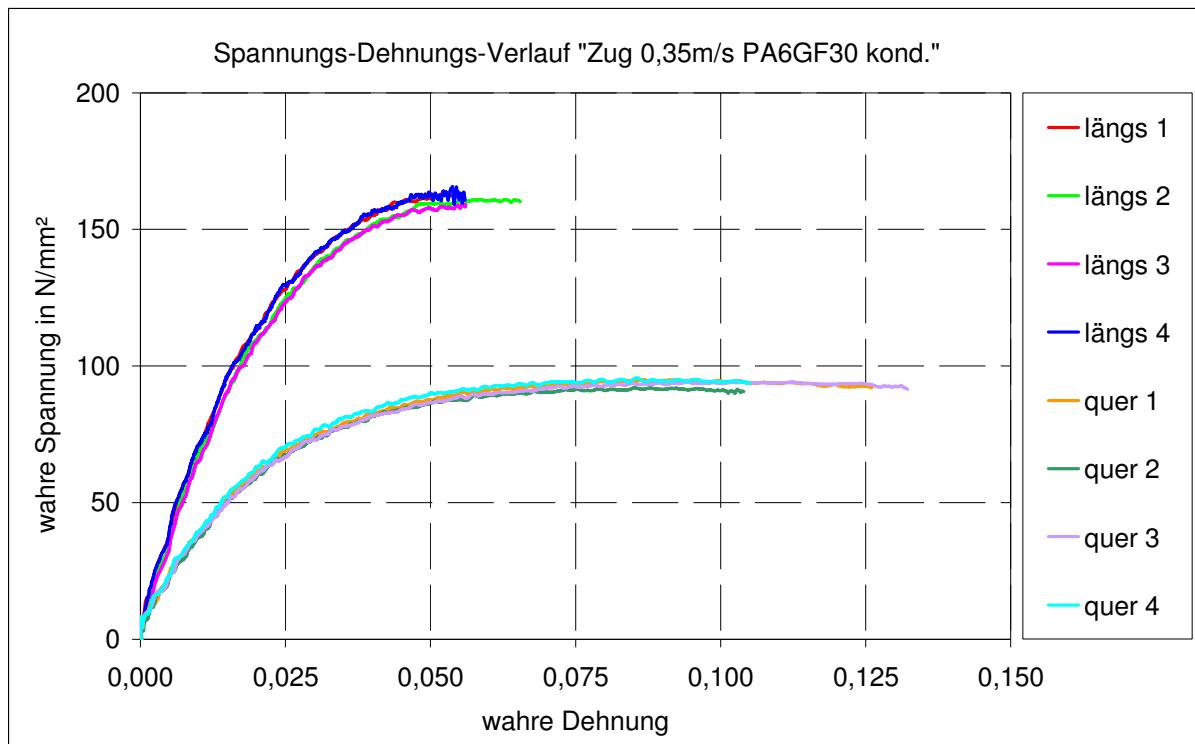


Abb. 3-27 Spannung über Dehnung Zugversuch 0,35m/s (PA6GF30 kond.)

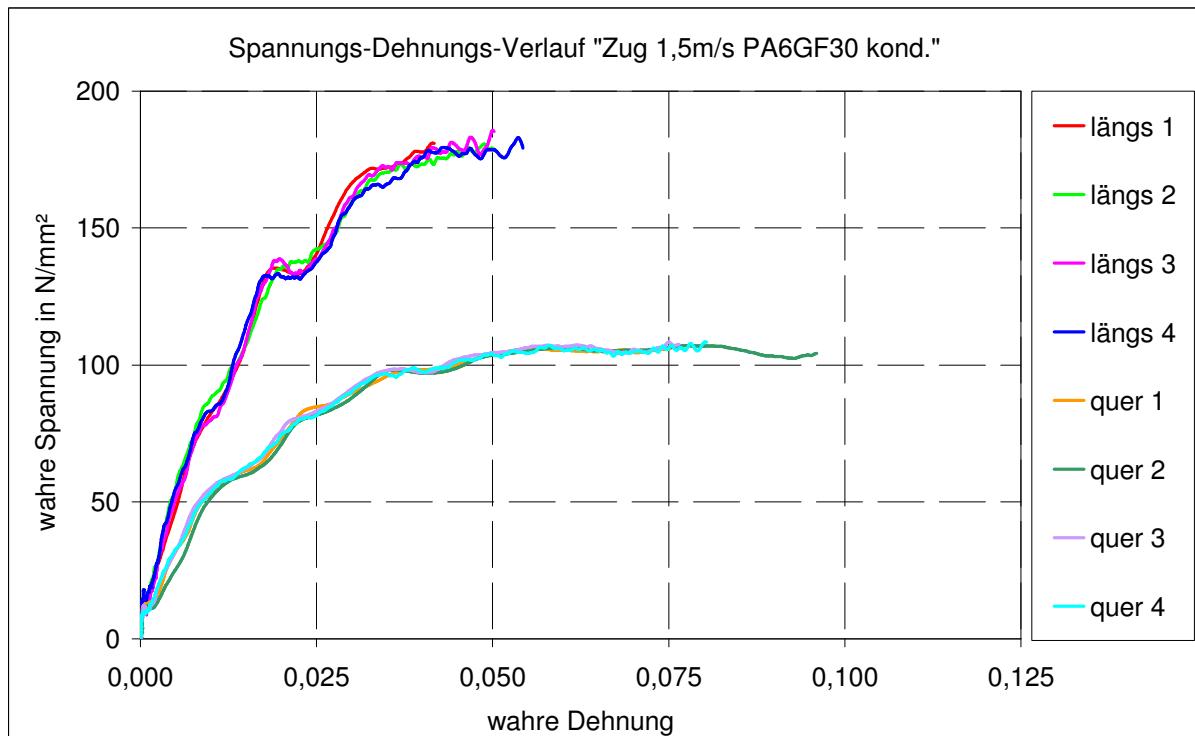


Abb. 3-28 Spannung über Dehnung Zugversuch 1,5m/s (PA6GF30 kond.)

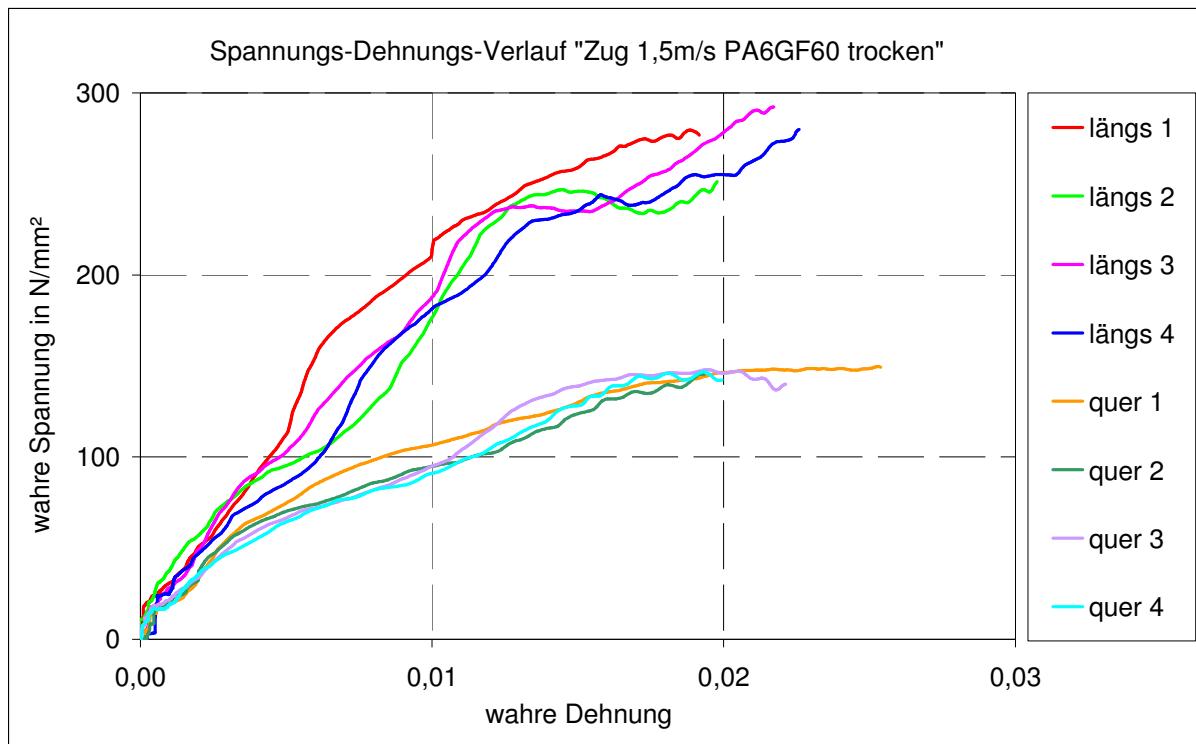


Abb. 3-29 Spannung über Dehnung Zugversuch 1,5m/s (PA6GF60 trocken)

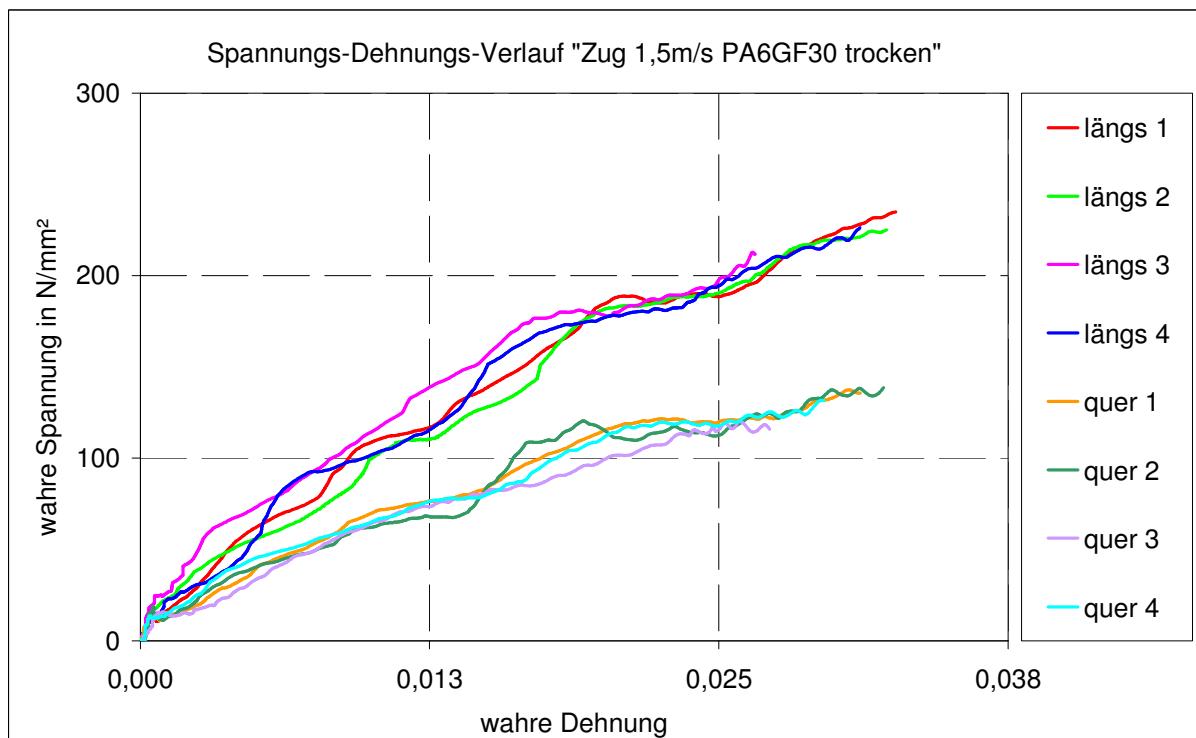


Abb. 3-30 Spannung über Dehnung Zugversuch 1,5m/s (PA6GF30 trocken)

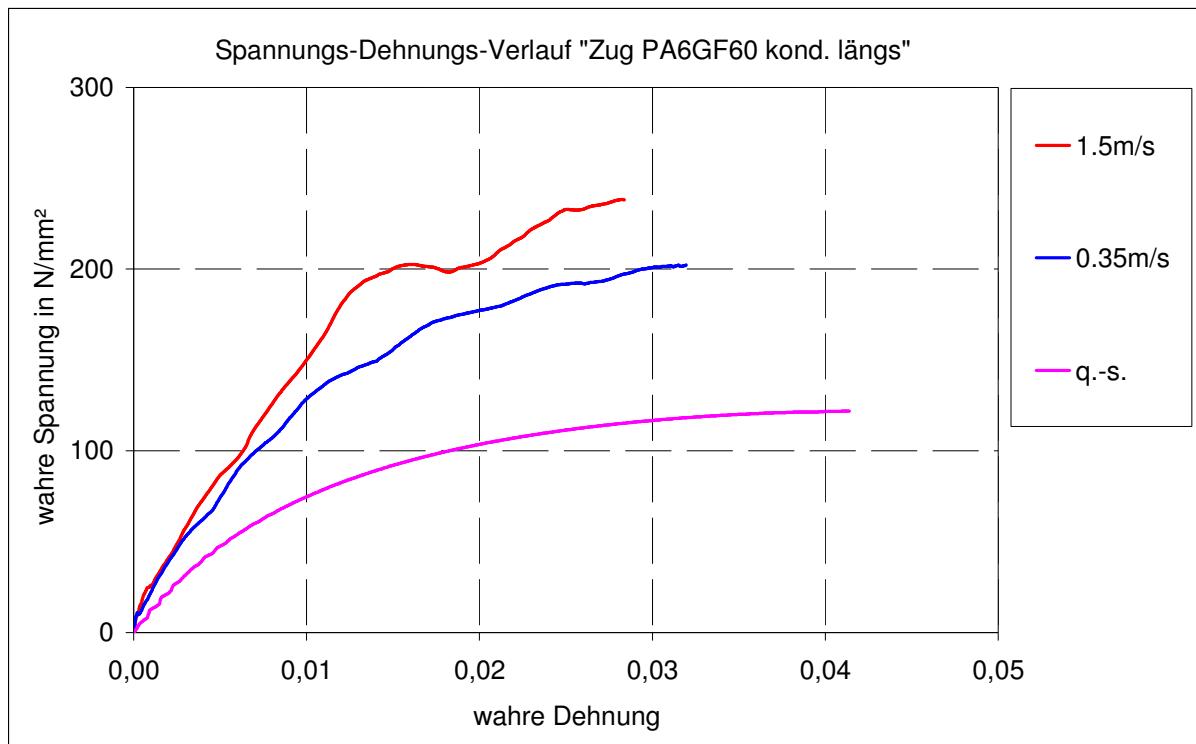


Abb. 3-31 Spannung über Dehnung Vergleich Dehnrateneinfluss Zugversuch (PA6GF60 kond. längs)

Geltend für alle Zustände, Fasergehalte und Orientierungen wird mit steigender Dehnrate eine Steigerung von Steifigkeit und Festigkeit bei abnehmender Bruchdehnung des Werkstoffverbunds nachgewiesen. Erklärt werden kann dies unter anderem über das Postulat der Energieerhaltung. Schnellzerreißversuche verlaufen zu einem gewissen Grad isotherm. Die Verformung wird so schnell aufgebracht, dass die Reibwärme, die über die Molekularbewegung entsteht, nicht abgeführt werden kann und die Energie dem System somit erhalten bleibt. Die Abnahme der Bruchdehnung kann dadurch erklärt werden, dass sich der Verbund durch die hohe Geschwindigkeit nicht „setzen“ kann. Bei langsamer Deformation können sich die Fasern durch die Querkontraktion bündeln, und es können höhere Dehnungen erzielt werden. Bei hohen Dehnraten wird dies unterdrückt. Wie schon in Kapitel 2.1.1. erläutert, wird der Effekt zusätzlich durch die molekularen Bewegungen in der Matrix verstärkt. Auffällig ist, dass durch die beschriebenen Effekte speziell bei den trockenen Proben mit steigender Dehnrate die Unterschiede der Bruchdehnungen zwischen den Ausrichtungen längs und quer nur noch im Bereich der Streuung liegen.

### 3.4.3. Quasi-statische Schubversuche

Folgend werden die Ergebnisse der quasi-statischen Schubversuche dargestellt. Auf

eine vollständige Darstellung der Ergebnisse wird mit Ausnahme der Konfiguration PA6GF60 konditioniert verzichtet. Die Streuung der Versuche ist auch hier auffallend gering. Ein annähernd reiner Schubspannungszustand kann nur zu Beginn des Versuchs und nur im mittleren Bereich der Probe realisiert werden. Die Kurven sind nur bis zu ihrem Maximum aussagekräftig.

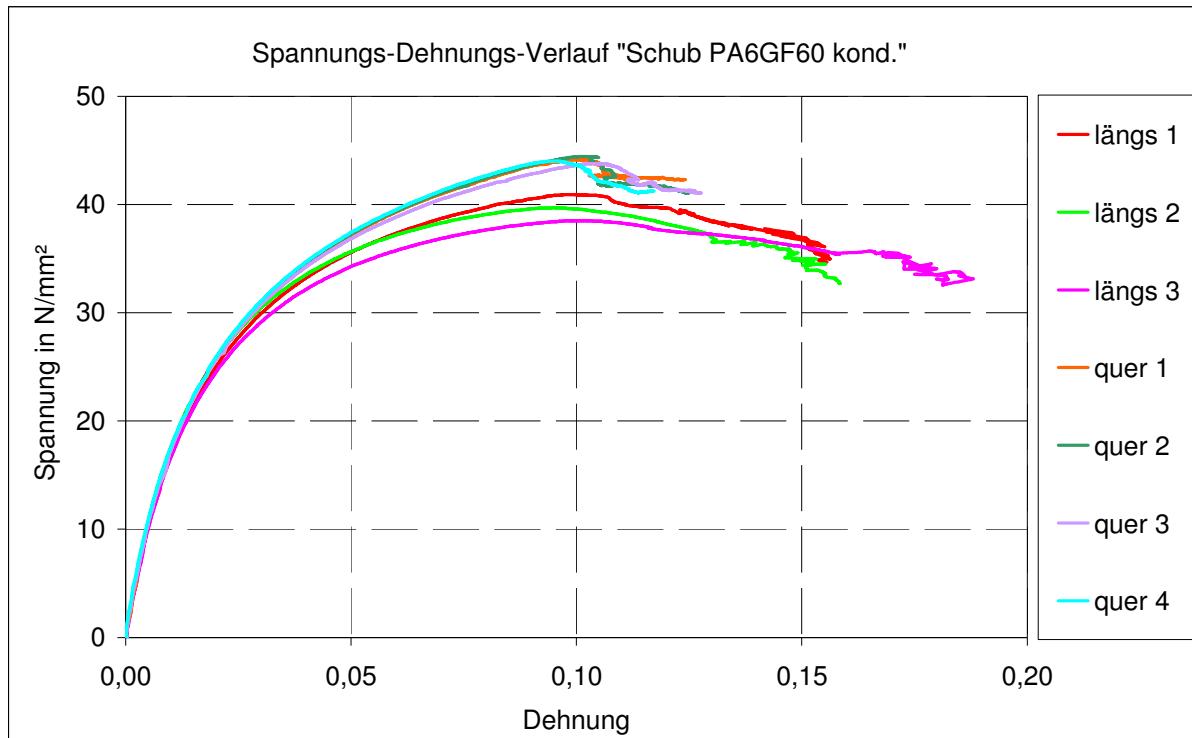


Abb. 3-32 Spannung über Dehnung q.-s. Schubversuch (PA6GF60 kond.)

Die gemittelten Ergebnisse der jeweiligen Versuchsreihen werden in Abb. 3-33 in einem Diagramm dargestellt. Deutlich wird an dem Diagramm und an den Bildern der geprüften Proben in Abb. 3-34, dass das Schubverhalten primär von der Matrix abhängig sein muss, denn in beiden Richtungen längs und quer ist ein Aufreißen zwischen den Fasern erkennbar. Durch eine „Verkeilung“ erreichen die Proben, die quer zur Spritzrichtung entnommen wurden, eine höhere Festigkeit. Dies ist durchgehend für alle Konfigurationen aufgetreten. Es sind weiterhin leichte Unterschiede bezüglich des Fasergehalts vorhanden. Diese sind durch den höheren Anteil an wirr verteilten Fasern im PA6GF60, die den Schubverzerrungen entgegenstehen, zu erklären.

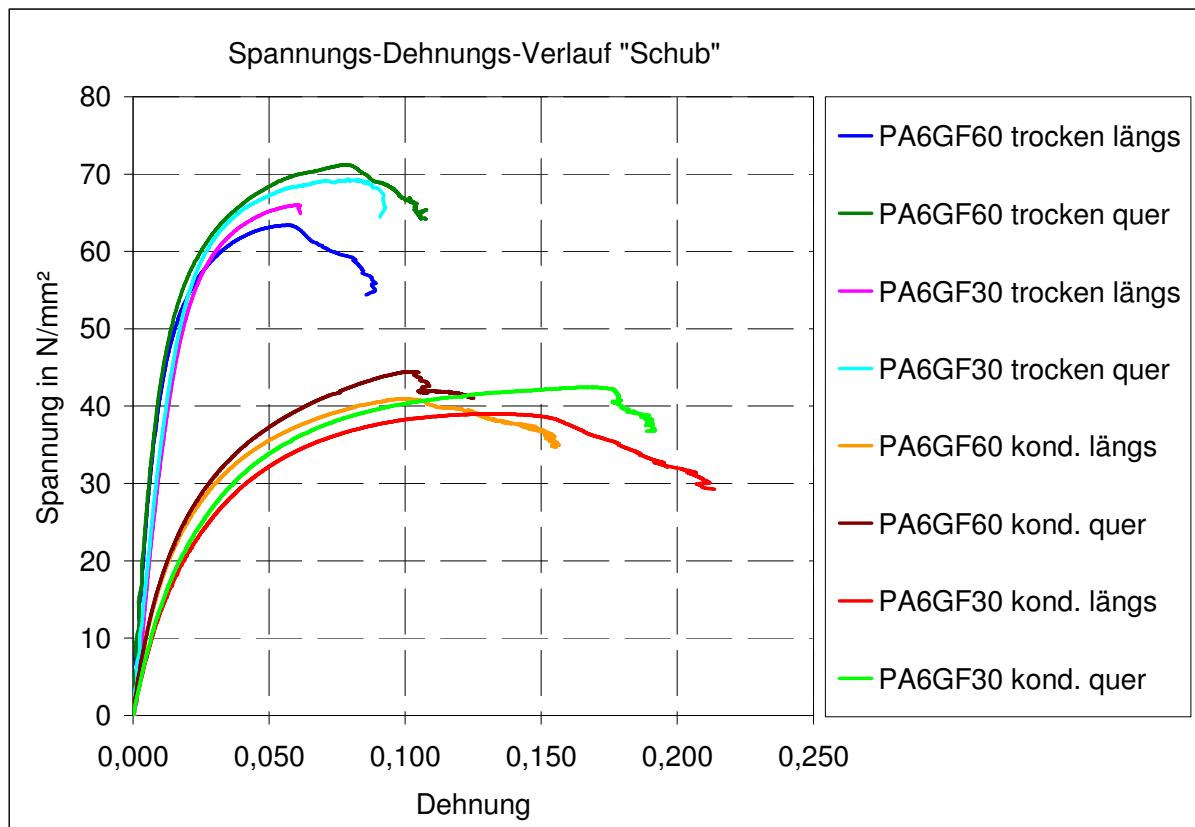


Abb. 3-33 Spannung über Dehnung q.-s. Schubversuche

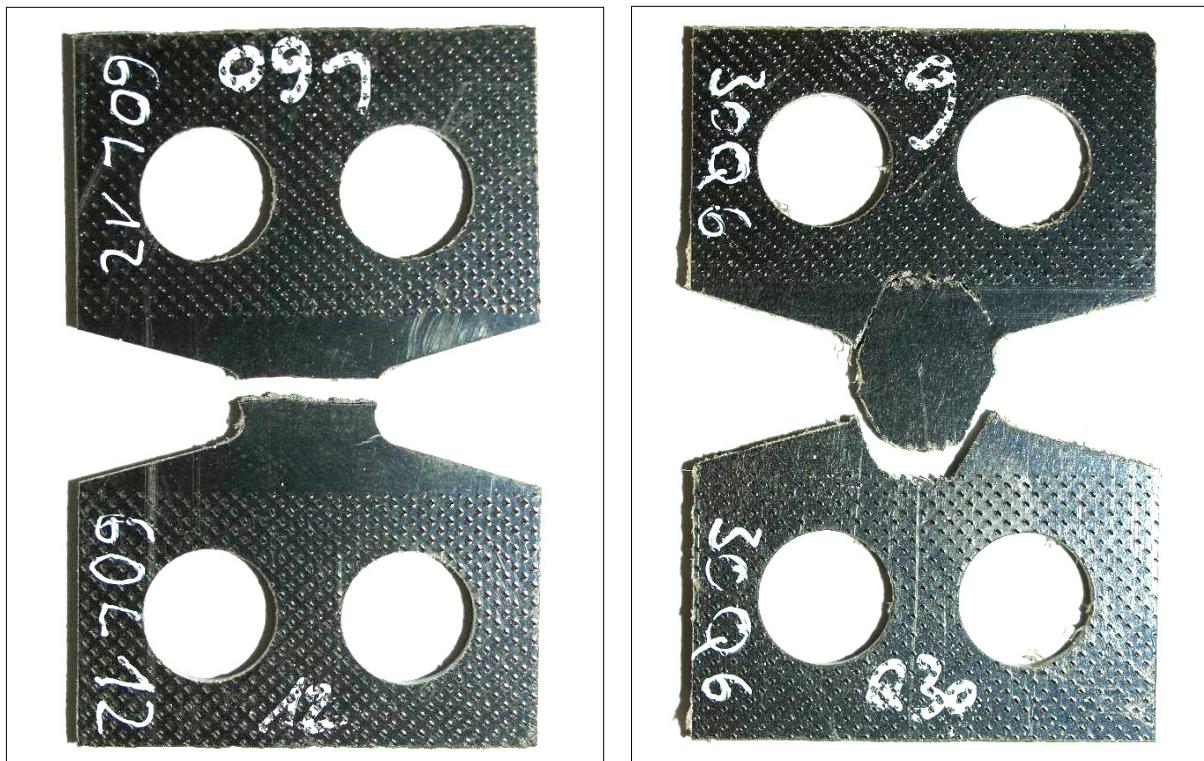


Abb. 3-34 Geprüfte Schubproben „längs“ (links) und „quer“ (rechts)

In Abb. 3-34 sind die Unterschiede im Versagensverhalten deutlich erkennbar. Wich-

tig bei der Interpretation dieser Vorgänge ist die Tatsache, dass hier überlagerte Spannungen und Kerbwirkungen am Radieneinlauf das Versagen einleiten.

Für die ausgewählte Konfiguration PA6GF30 konditioniert werden Schubversuche mit Proben, die unter  $45^\circ$  aus den Platten entnommen wurden, durchgeführt. Bei mikromechanischer Betrachtungsweise sind die Fasern während des Versuches primär auf Druck und Zug belastet. Zu erkennen ist dies an dem steiferen und festeren Verhalten im Vergleich zu den Versuchen längs und quer konditioniert.

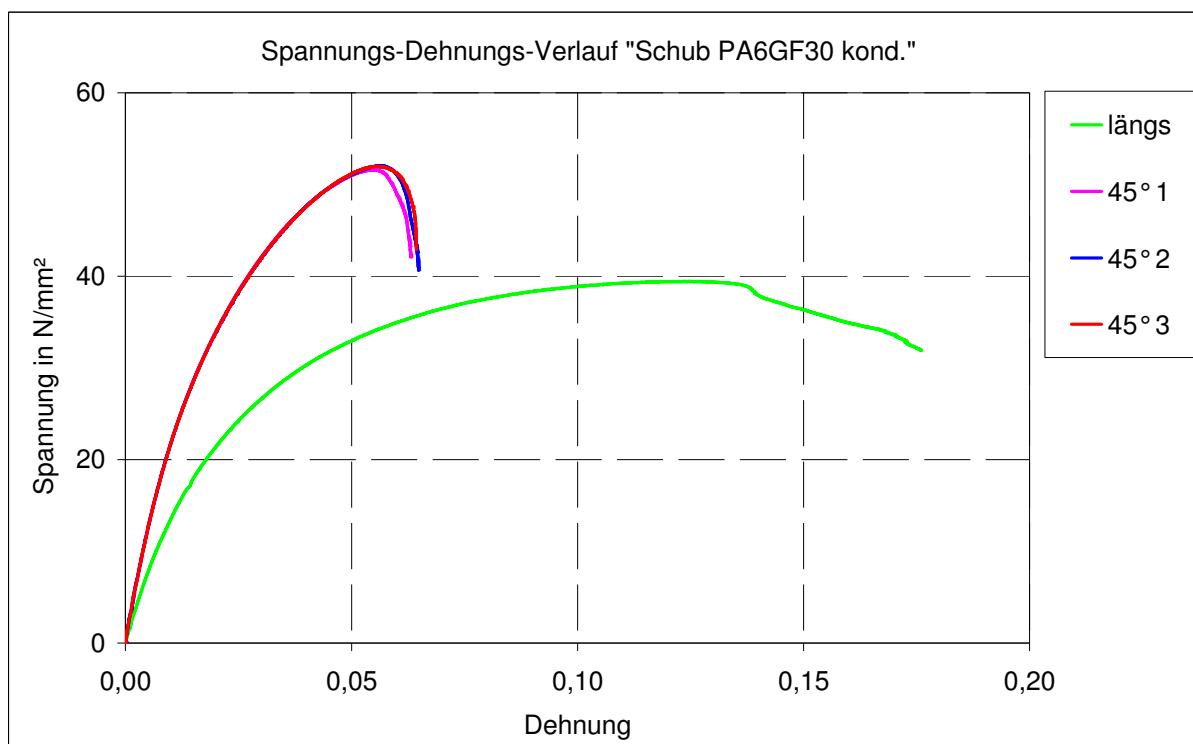


Abb. 3-35 Spannung über Dehnung Vergleich q.-s. Schubversuche unterschiedlicher Entnahmewinkel (PA6GF30 kond.)

#### 3.4.4. Schubversuche bei hoher Deformationsgeschwindigkeit

Zur Validierung von Schubeigenschaften unter hoher Deformationsgeschwindigkeit werden für die ausgewählte Konfiguration PA6GF60 konditioniert entsprechende Versuche durchgeführt. Auch unter Schubbelastung ist eine Steigerung von Steifigkeit und Festigkeit mit steigender Versuchsgeschwindigkeit erkennbar.

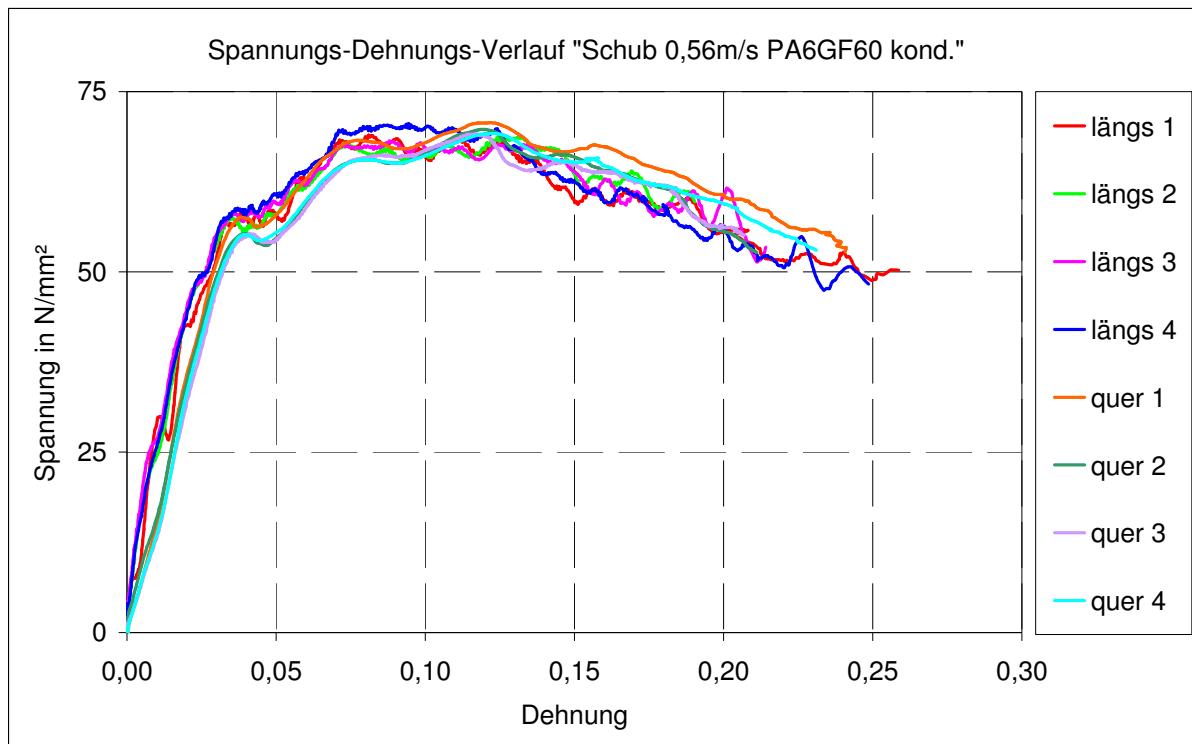


Abb. 3-36 Spannung über Dehnung Schubversuch 0,56m/s (PA6GF60 kond.)

### 3.4.5. Quasi-statische Druckversuche

Folgend werden die Ergebnisse der quasi-statischen Druckversuche dargestellt. Auf eine vollständige Darstellung der Ergebnisse wird mit Ausnahme der Konfiguration PA6GF30 konditioniert verzichtet. Miteinander verglichen werden zusätzlich die gemittelten Ergebnisse der jeweiligen Versuchsreihen. Ein annähernd reiner Druckspannungszustand kann nur zu Beginn des Versuchs realisiert werden. Die Kurven sind nach Eintreten von Instabilitäten nur bedingt aussagekräftig. Die Inhomogenitäten im Verlauf der Kurven ist damit zu erklären, dass die Hochgeschwindigkeitskamera bei Beulvorgängen der Probe ihren Fokus verliert. Daher wird der Vergleich der Ergebnisse in Abb. 3-38 über eine Darstellung der Kraft-Weg-Verläufe (Wegmessung zwischen den Einspannbacken), was homogener verlaufende Kurven liefert, vorgenommen.

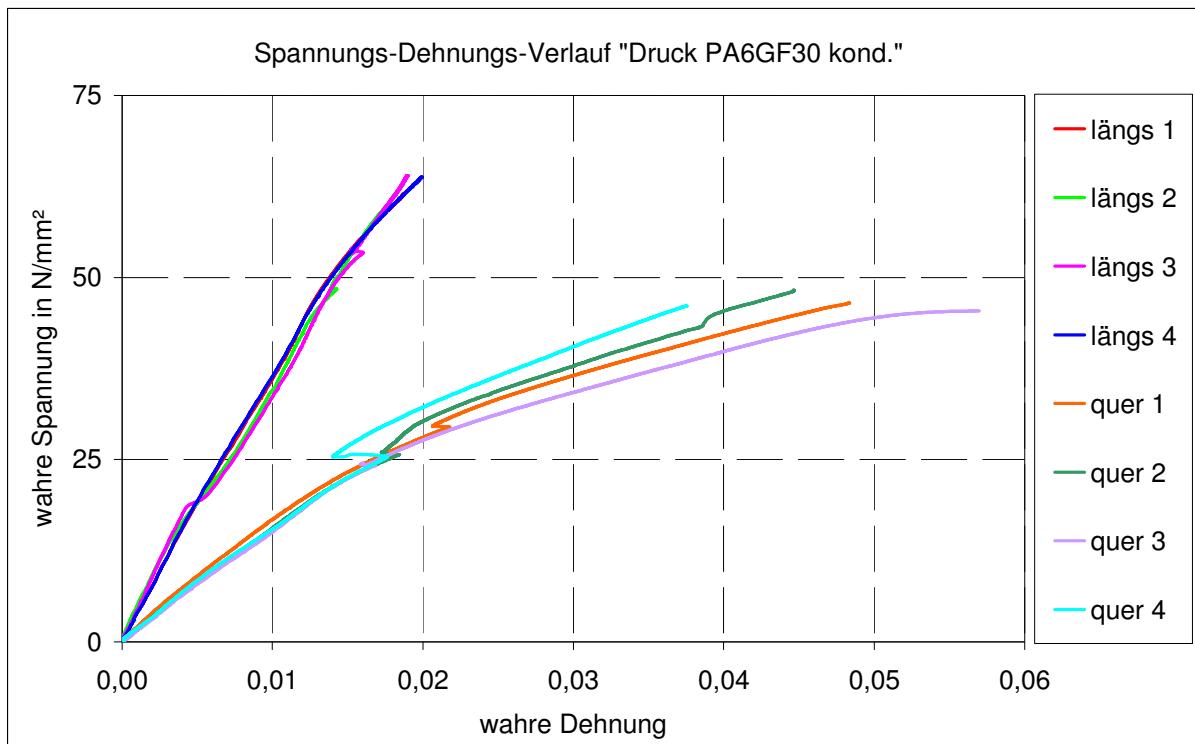


Abb. 3-37 Spannung über Dehnung q.-s. Druckversuch (PA6GF30 kond.)

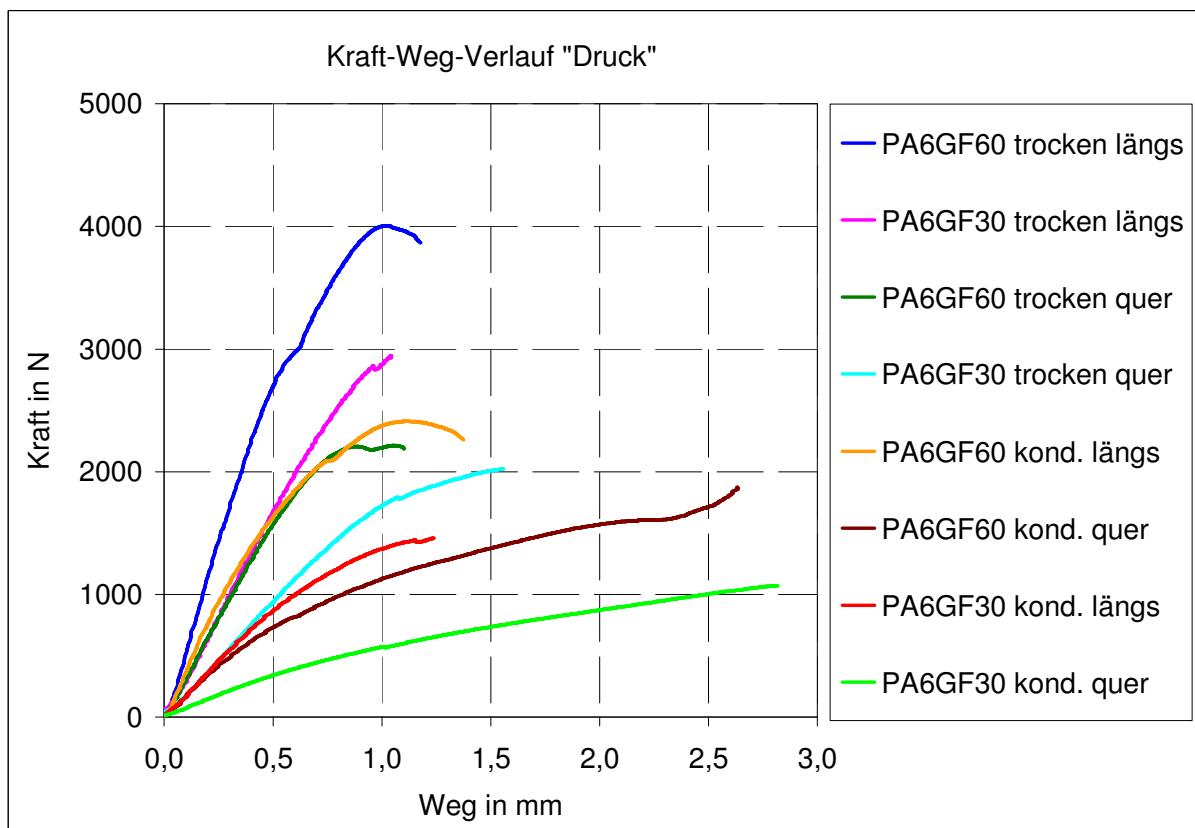


Abb. 3-38 Kraft über Weg Druckversuche



Abb. 3-39 Geprüfte Druckprobe

Über alle Versuchskonfigurationen hinweg hat sich das in Abb. 3-39 sichtbare Problem der Instabilität oberhalb der Führung eingestellt.

#### 3.4.6. Quasi-statische Zugversuche unter Temperatureinfluss

Für die ausgewählte Konfiguration PA6GF60 trocken werden die Eigenschaften unter Temperatureinfluss mittels quasi-statischer Zugversuche ermittelt. Dargestellt werden nur die gemittelten Ergebnisse.

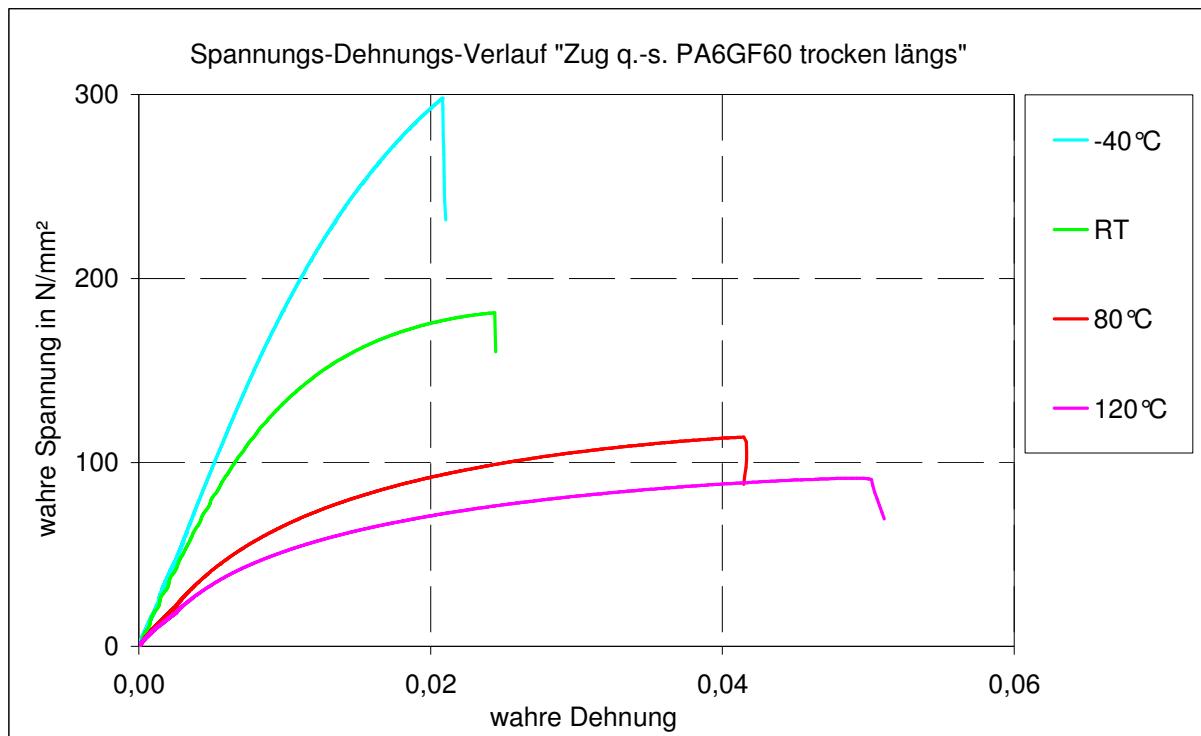


Abb. 3-40 Spannung über Dehnung Vergleich q.-s- Zugversuche unter Temperatureinfluss (PA6GF60 trocken längs)

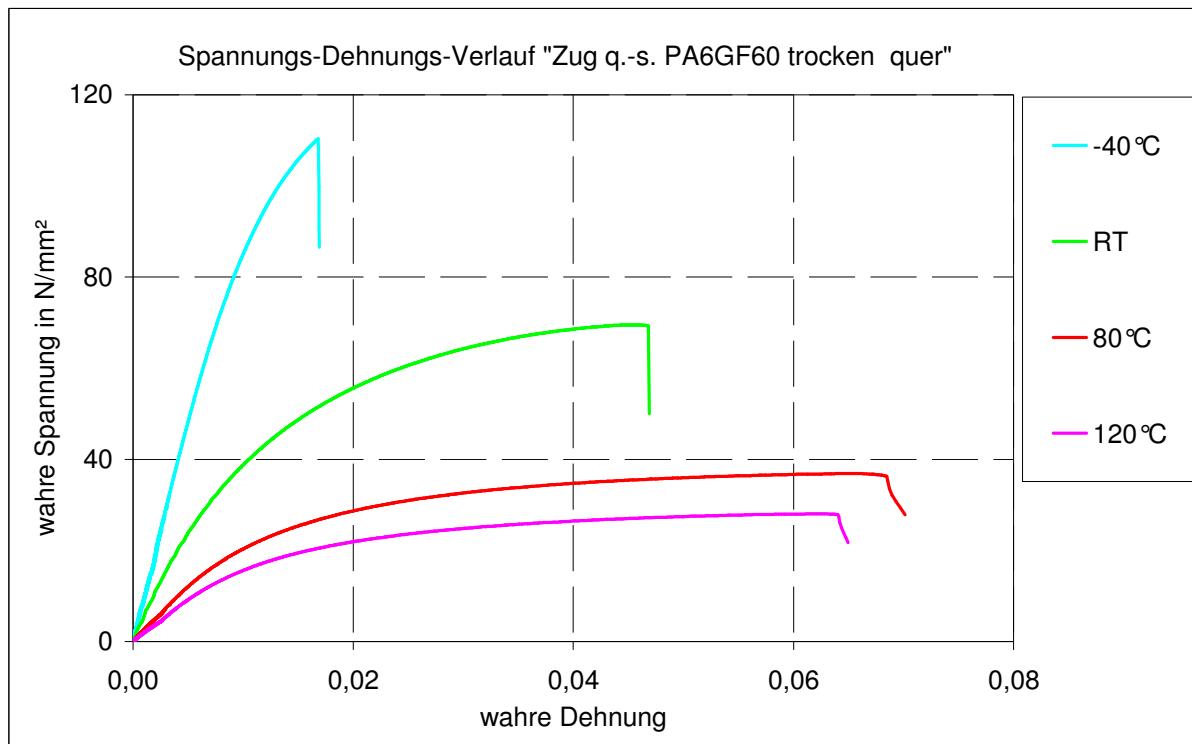


Abb. 3-41 Spannung über Dehnung Vergleich q.-s- Zugversuche unter Temperatureinfluss (PA6GF60 trocken quer)

Es ist eine erhebliche Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Temperatur erkennbar.

### 3.4.7. Zyklische Zugversuche

Um zusätzlich die Schädigung ermitteln zu können, werden an der ausgewählten Konfiguration PA6GF30 konditioniert zyklische Entlastungsversuche an Zugproben durchgeführt. Um verschiedene Schädigungsvorgänge bzw. -mechanismen detektieren zu können, müssten die Proben nach jedem Zyklus z.B. über Röntgenaufnahmen interpretiert werden. Die Möglichkeit hierzu bestand im Rahmen dieser Arbeit nicht.

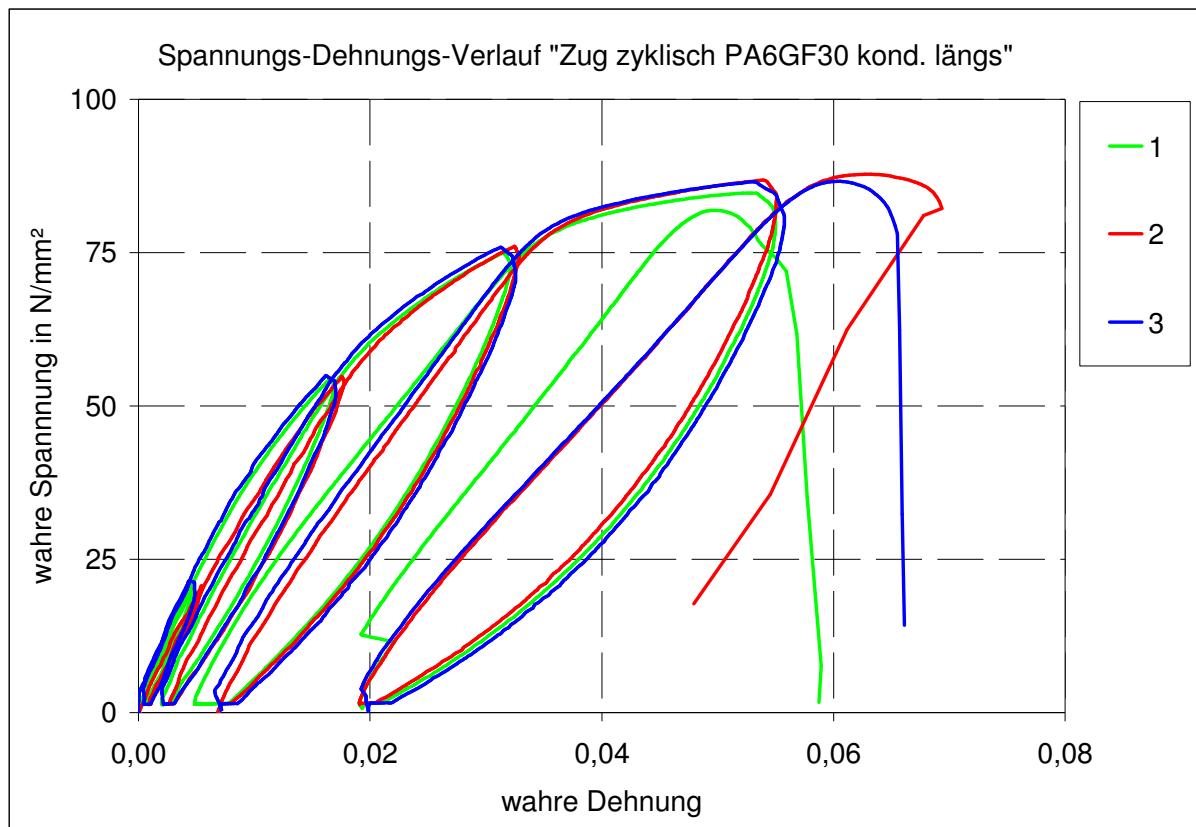


Abb. 3-42 Zyklische Zugversuche (PA6GF30 kond. längs)

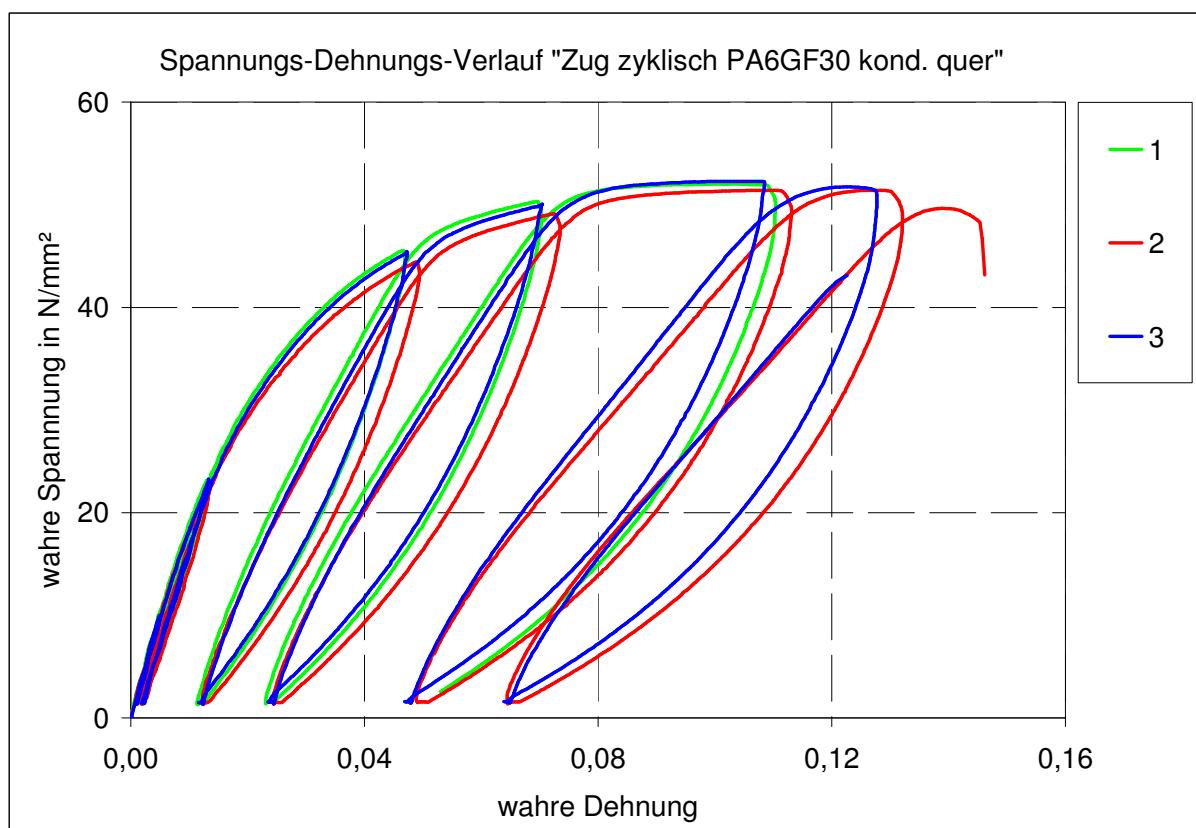


Abb. 3-43 Zyklische Zugversuche (PA6GF30 kond. quer)

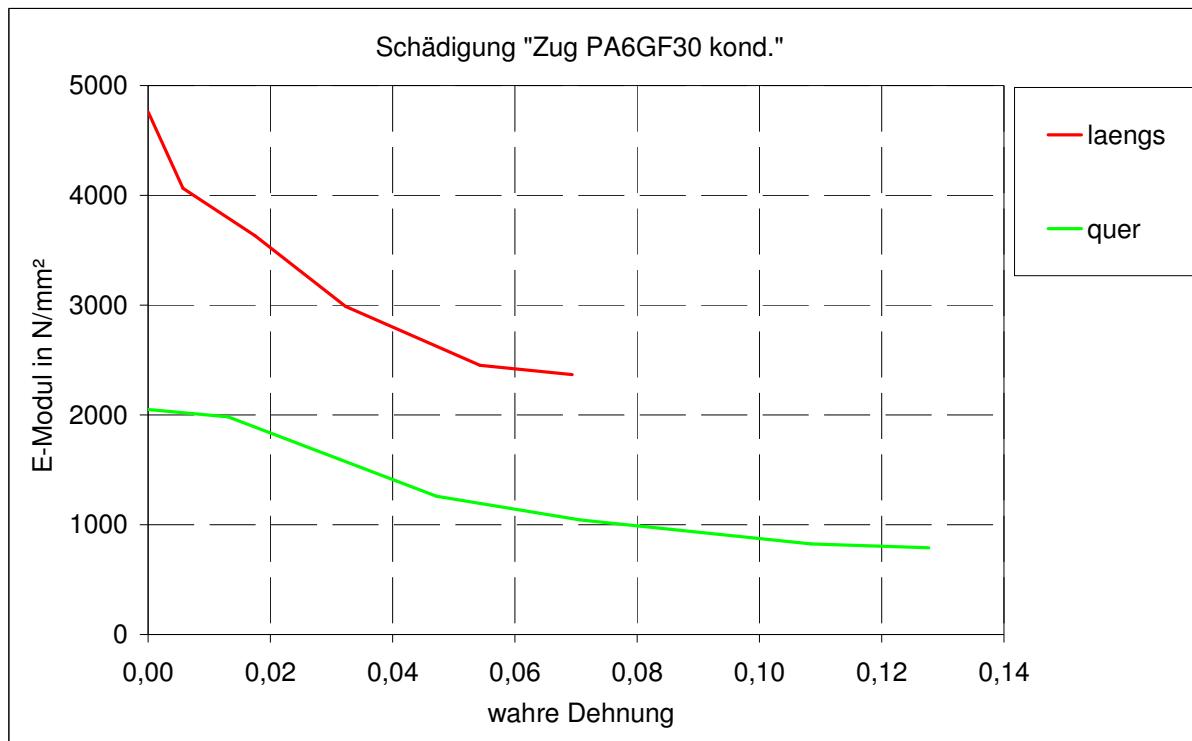


Abb. 3-44 Darstellung von Reststeifigkeiten (PA6GF30 kond.)

Deutlich wird, dass die Reststeifigkeit des Materials mit steigender Gesamtdehnung markant abfällt.

### 3.5. Aufbereitung der Versuchsdaten

Die gemäß Tabelle 3-4 aufgeführten Wiederholungen der einzelnen Versuche werden zur weiteren Verarbeitung zunächst über die Dehnung gemittelt. Des Weiteren sind zum Aufbau der Materialmodelle im nächsten Kapitel homogen verlaufende, geglättete Spannungs-Dehnungs-Kurven nötig. Da dies über die Versuchs- und Messeinrichtungen nicht hinreichend möglich ist, müssen die Daten mittels eines funktionalen Ansatzes gefittet werden. Des Weiteren müssen die ermittelten Spannungs-Dehnungs-Beziehungen mit Ausnahme der Bruchdehnwerte vorab z.T. manipuliert werden. Da nicht die reale Querschnittsabnahme erfasst wurde, ergeben sich teilweise abfallende Fließkurven. Werden diese direkt für (visko)plastische Modelle genutzt, sind Rechenabbrüche zu erwarten. Nach dem Drucker'schen Postulat ist die Formänderungsarbeit an einem belasteten Körper immer positiv. Die daraus folgende Stabilitätsbedingung besagt, dass das inkrementelle Produkt aus wahrer Spannung und wahrer Dehnung immer größer null sein muss.

$$d\sigma_w \cdot d\varepsilon_w > 0 \quad (\text{Gl. 3-16})$$

Daher werden die Kurven nur bis zu ihrem jeweiligen Spannungsmaximum verwendet und mit ihrer letzten inkrementellen Steigung auf höhere Dehnungen extrapoliert. Für eingehende Details zu Stabilitätsbedingungen in der Mechanik wird auf [AA94] oder [Bett01] verwiesen.

Der besagte Datenfit wird mittels der Methode der kleinsten Fehlerquadrate durchgeführt. Auf eine nähere Beschreibung der mathematischen Hintergründe wird hier verzichtet und ebenfalls auf Fachliteratur verwiesen (s. z.B. [Schw09]). Die Wahl der Funktion muss der Charakteristik der Materialien gerecht werden. An dieser Stelle wird eine Exponentialfunktion mit linearem Ausklang für den Datenfit herangezogen.

$$\sigma = \sigma_y \cdot \left(1 - e^{(-m \cdot \varepsilon)}\right) + k \cdot \varepsilon \quad (\text{Gl. 3-17})$$

Zum Aufbau elasto-plastischer Rechenmodelle wird postuliert, dass die sehr kleine und leicht oszillierende Dehnrate während der quasi-statischen Versuche vernachlässigt werden kann und die ermittelten Spannungs-Dehnungs-Beziehungen direkt genutzt werden können.

Zum Aufbau elasto-viskoplastischer Modelle sind Spannungs-Dehnungs-Beziehungen nötig, die über einen bestimmten Dehnratenbereich vorliegen. In der Crashberechnung wird das Verhalten im Allgemeinen über dehnratenkonstante Fließkurven abgebildet. Zum Datenfit der Schnellzerreißversuche, die technisch bedingt nicht dehnratenkonstant realisiert werden können, wird ein empirischer Ansatz zum Datenfit nach Johnson/Cook [JC85] gewählt. Die Funktion ist wie folgt definiert:

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \left(A_0 + B_0 \cdot \varepsilon_{pl}^{n_0}\right) \cdot \left(1 + C \cdot \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \quad (\text{Gl. 3-18})$$

Die Parameter  $A_0$ ,  $B_0$ ,  $C$ , und  $n_0$  können aus den Versuchen bestimmt werden bzw. ebenfalls mittels der Methode der kleinsten Fehlerquadrate berechnet werden. Dies geschieht über die Gesamtdehnung inkrementell. So erhöht sich die Genauigkeit des Modells, und die Eigenschaften des Materials werden demnach besser getroffen. Alternativ zu diesem Ansatz seien an dieser Stelle die Funktionen nach G'Sell/Jonas [GJ79]

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = K \cdot \left[ 1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_v}\right) \right] \cdot \exp(h\varepsilon^2) \cdot \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^2 \quad (\text{Gl. 3-19})$$

oder Cowper/Symmonds [CS57]

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \left( A_0 + B_0 \cdot \varepsilon_{pl}^{n_0} \right) \cdot \left[ 1 + \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \quad (\text{Gl. 3-20})$$

genannt.

Die Eigenschaften der Materialien zeigen, wie in Abb. 3-45 dargestellt, eine logarithmisch-lineare Abhängigkeit der Spannung von der Dehnrate.

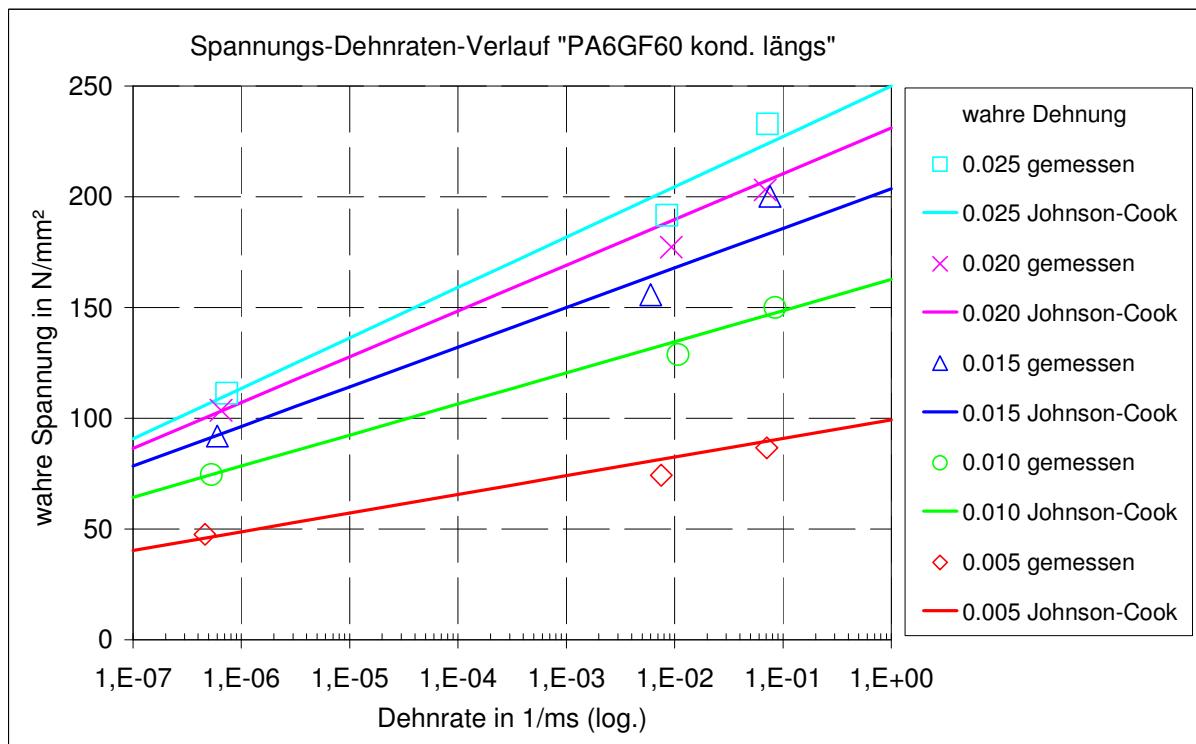


Abb. 3-45 Wahre Spannung über Dehnrate (PA6GF60 kond. längs)

Die Spannung kann, wie in Abb. 3-46 dargestellt, dreidimensional als Funktion der Dehnung und der Dehnrate abgebildet werden.

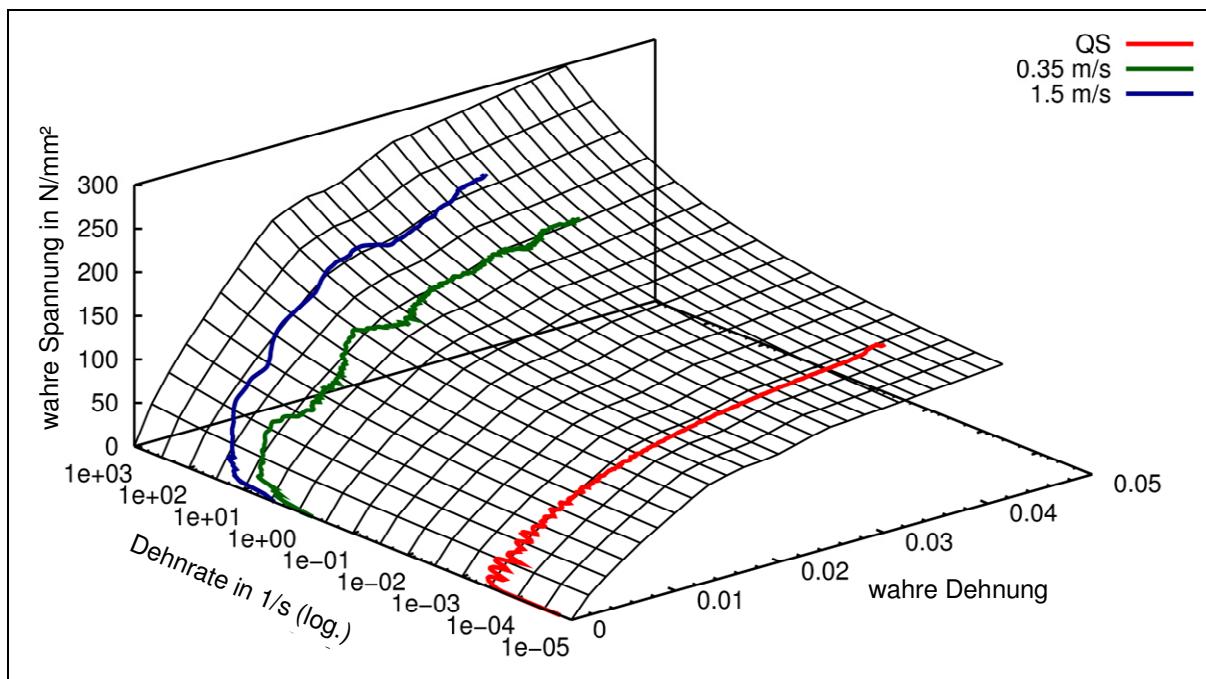


Abb. 3-46 Dreidimensionale Fließkurve (PA6GF60 kond. längs)

Im Anschluss können mit Hilfe der ermittelten Parameter dehnratenkonstante Spannungs-Dehnungs-Kurven, wie in den Abb. 3-47 und 3-48 dargestellt, berechnet werden. Auch hier müssen diese im Anschluss geglättet werden, und es ist darauf zu achten, dass die Kurven nicht abfallen.

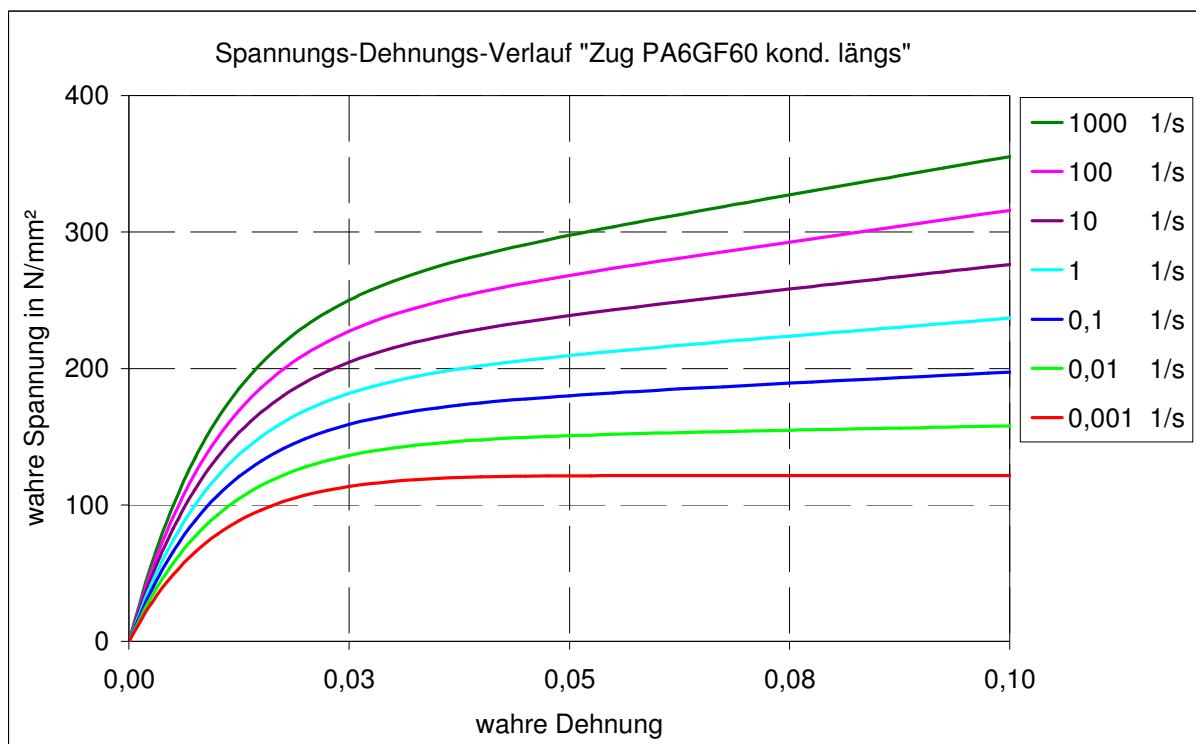


Abb. 3-47 Dehnratenabhängige Spannungs-Dehnungs-Kurven (PA6GF60 kond. längs)

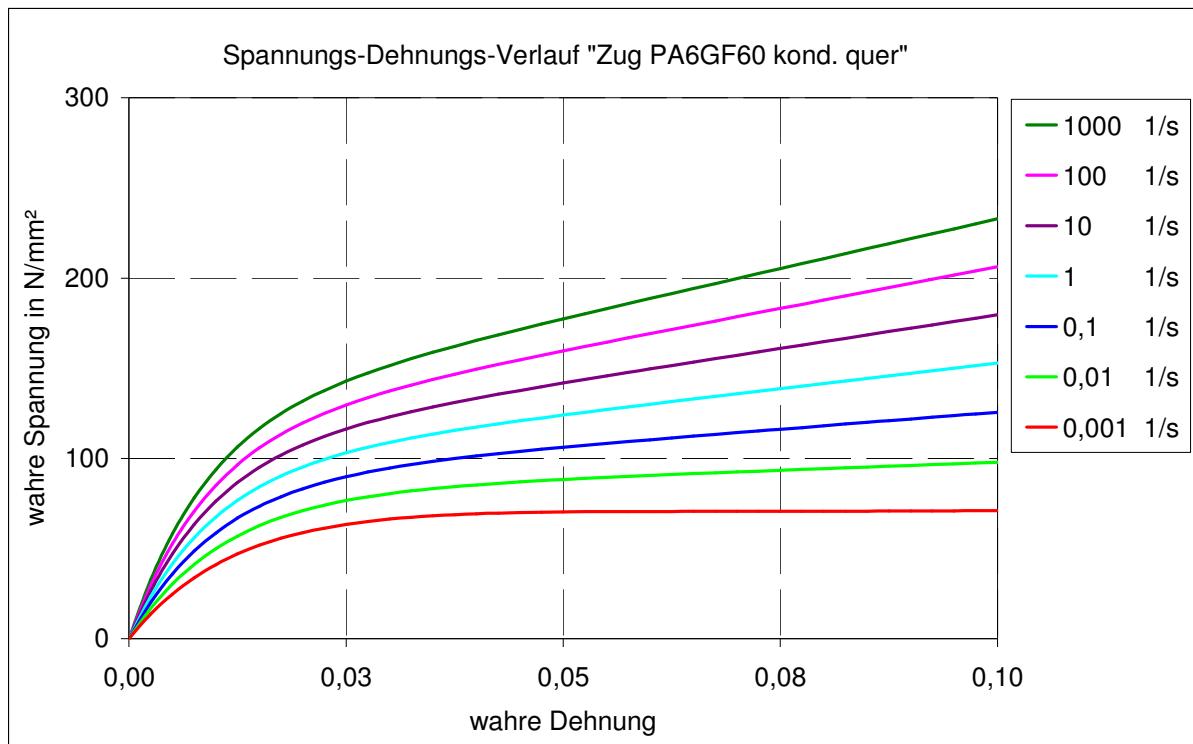


Abb. 3-48 Dehnratenabhängige Spannungs-Dehnungs-Kurven (PA6GF60 kond. quer)

Durch die beschriebenen Maßnahmen stehen die Versuchsdaten nun zum Aufbau der Materialmodelle in Kapitel 4. zur Verfügung. In *LS-Dyna* wird dann über die eingegebenen dehnratenkonstanten Spannungs-Dehnungs-Kurven logarithmisch interpoliert, und es erschließt sich so die besagte dreidimensionale Spannungs-Dehnungs-Beziehung in der Simulation. Dehnrateabhängige Versagensparameter werden gesondert definiert.

### 3.6. Identifikation von Abhängigkeiten der Materialparameter

Für die Charakterisierung von kurzglasfaserverstärkten Kunststoffen muss aufgrund der verschiedenen Einflussfaktoren auf das mechanische Verhalten eine verhältnismäßig große Anzahl von Versuchen durchgeführt werden. Um diese Versuchsreihen, die einen erheblichen Anteil der Kosten zum Materialmodellaufbau ausmachen, in ihrer Anzahl reduzieren zu können, sollen globale Abhängigkeiten identifiziert werden. Ein großes Potential zur Kosteneinsparung bieten die Schnellzerreißversuche, da sie um ca. den Faktor drei teurer sind als quasi-statische Versuche. Eine genaue Darstellung der Kosten der einzelnen Versuche bzw. der ermittelten Kostenreduktion wird im Rahmen dieser Arbeit nicht aufgezeigt.

Der C-Parameter des Johnson/Cook Ansatzes (s. Gl. 3-18) repräsentiert die Dehn-

ratenabhängigkeit. Im Diagramm in Abb. 3-49 wird dieser über der wahren Dehnung in Abhängigkeit des Faserfüllgrads, der Konditionierung und der Faserorientierung abgebildet. Um den Verlauf der einzelnen Versuche besser miteinander vergleichen zu können, werden die Kurven über die jeweilige Bruchdehnung normiert dargestellt.

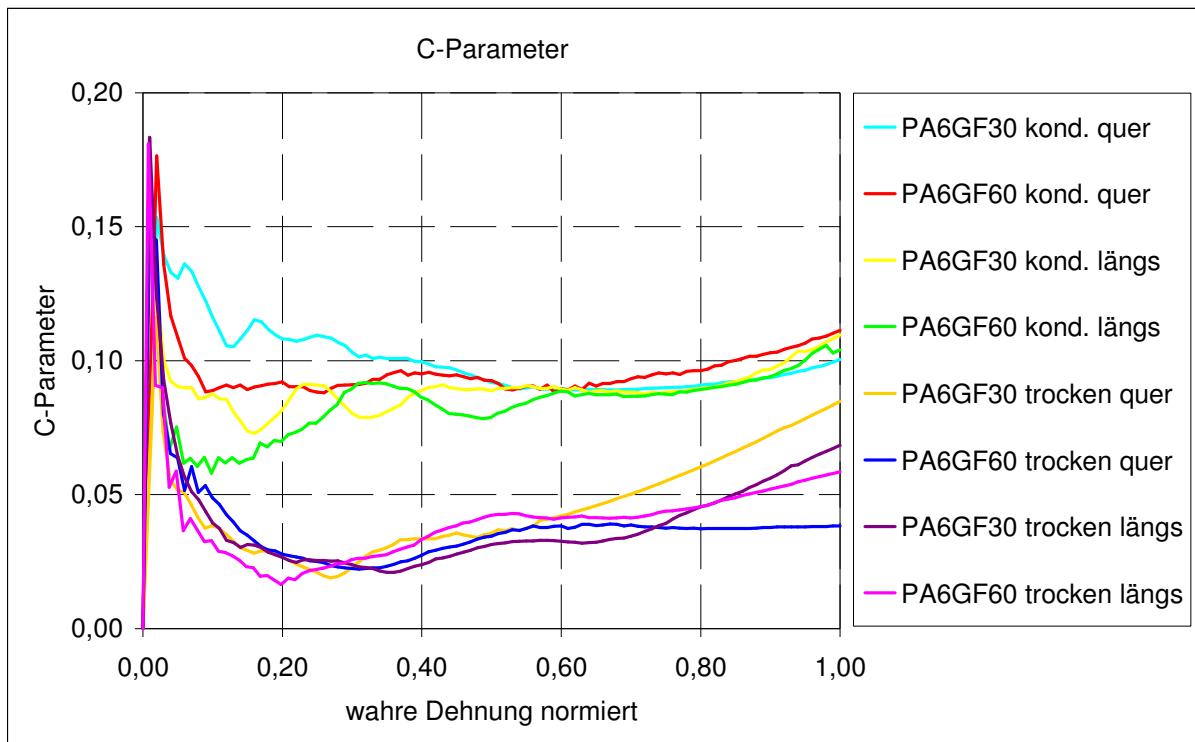


Abb. 3-49 Diagramm C-Parameter über normierter wahrer Dehnung

Der hohe Ausschlag zu Beginn der Verformung wird durch Messungenauigkeiten am Anfang des Versuches begründet. Zudem muss an dieser Stelle berücksichtigt werden, dass der C-Parameter über einen Datenfit an lediglich drei Punkten ermittelt wird. Deutlich erkennbar ist, dass der C-Parameter primär von der Konditionierung abhängig ist. Sowohl der Faserfüllgrad als auch die Faserorientierung haben nur einen sekundären Einfluss. Dies ist also ein Nachweis dafür, dass die Dehnrateabhängigkeit vorrangig der Matrix zugeschrieben werden kann. Im Balkendiagramm in Abb. 3-50 werden die über die Dehnung gemittelten C-Parameter miteinander verglichen.

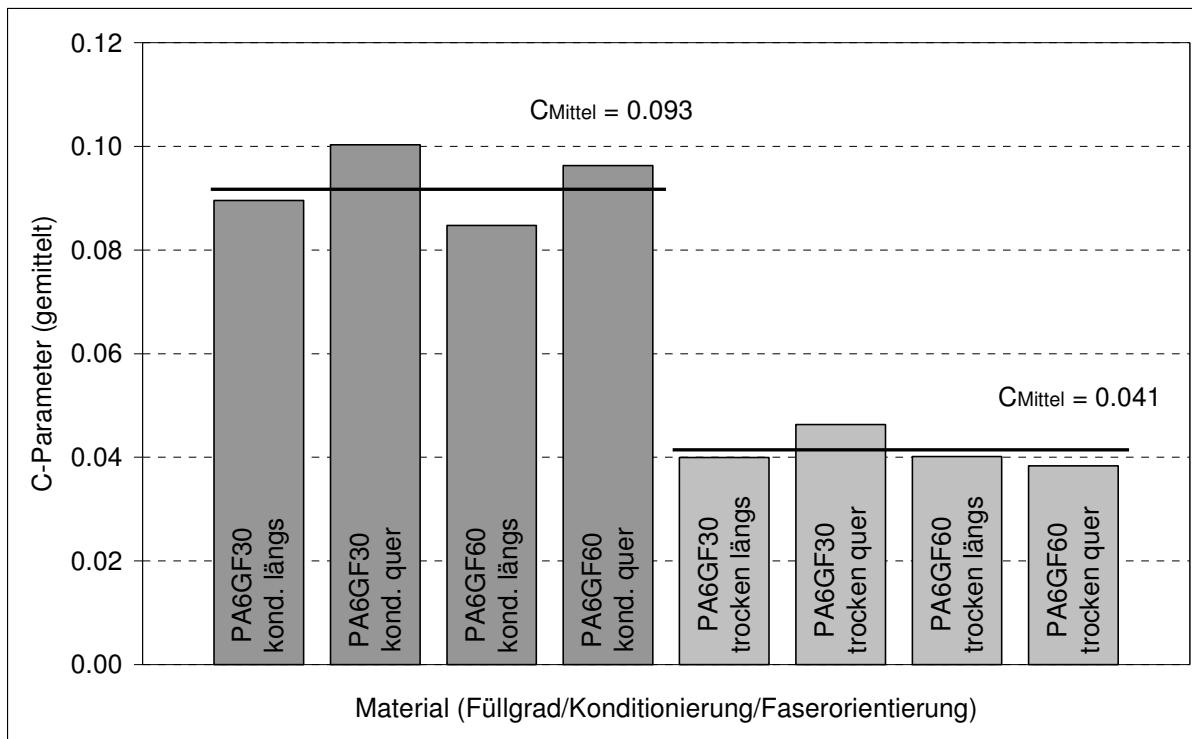


Abb. 3-50 Balkendiagramm C-Parameter (über der Dehnung gemittelt)

Basierend auf diesen Erkenntnissen könnte der Umfang an Schnellzerreißversuchen deutlich reduziert werden. Der C-Parameter könnte also nur für eine Konfiguration innerhalb eines Konditionierungszustands ermittelt werden, und es wird im Anschluss postuliert, diesen auf andere Faserfüllgrade und Faserorientierungen übertragen zu können. Die Diagramme in den Abb. 3-51 und 3-52 veranschaulichen die Güte dieses Postulats für zwei verschiedene Herangehensweisen der Übertragung des C-Parameters. Zum einen wird ein konstanter gemittelter Wert genutzt ( $C_{\text{Mittel}}$ ), und zum anderen wird ein inkrementell über die Dehnung variabler C-Parameter (C-Parameter der einzelnen Versuche inkrementell über der Dehnung gemittelt) zur Berechnung der dehnratenkonstanten Kurven genutzt. Eine gemessene Dehnrateabhängigkeit bzw. ein über Messungen ermittelter C-Parameter (PA6GF30 konditioniert quer) wird dabei für die Berechnung dehnratenkonstanter Kurven für PA6GF60 konditioniert längs verwendet. Referenzkurve für die Berechnung ist die Spannungs-Dehnungs-Kurve von PA6GF60 konditioniert längs bei quasistatischer Prüfung. Verglichen wird mit den tatsächlichen bzw. aus den Versuchen ermittelten Kurven des PA6GF60 konditioniert längs.

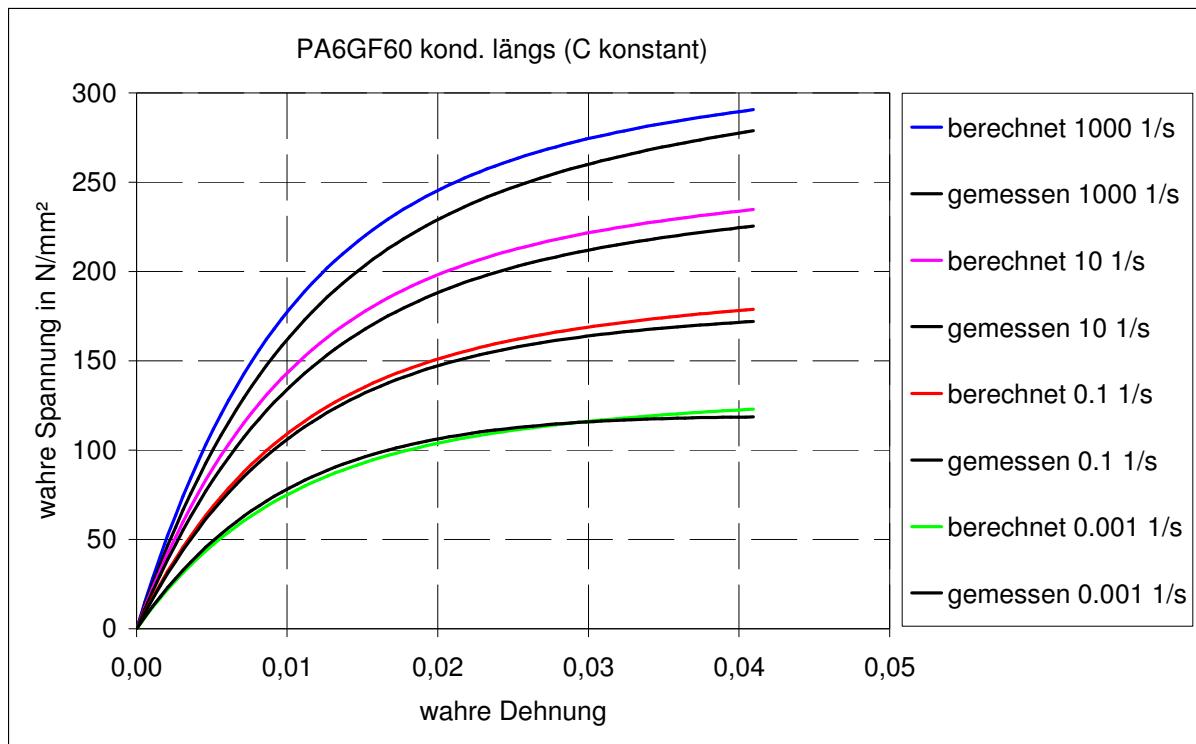


Abb. 3-51 Vergleich dehnratekonstanter Kurven mit übernommenem konstantem C-Parameter berechnet gegenüber Kurven direkt aus Versuchsdaten berechnet

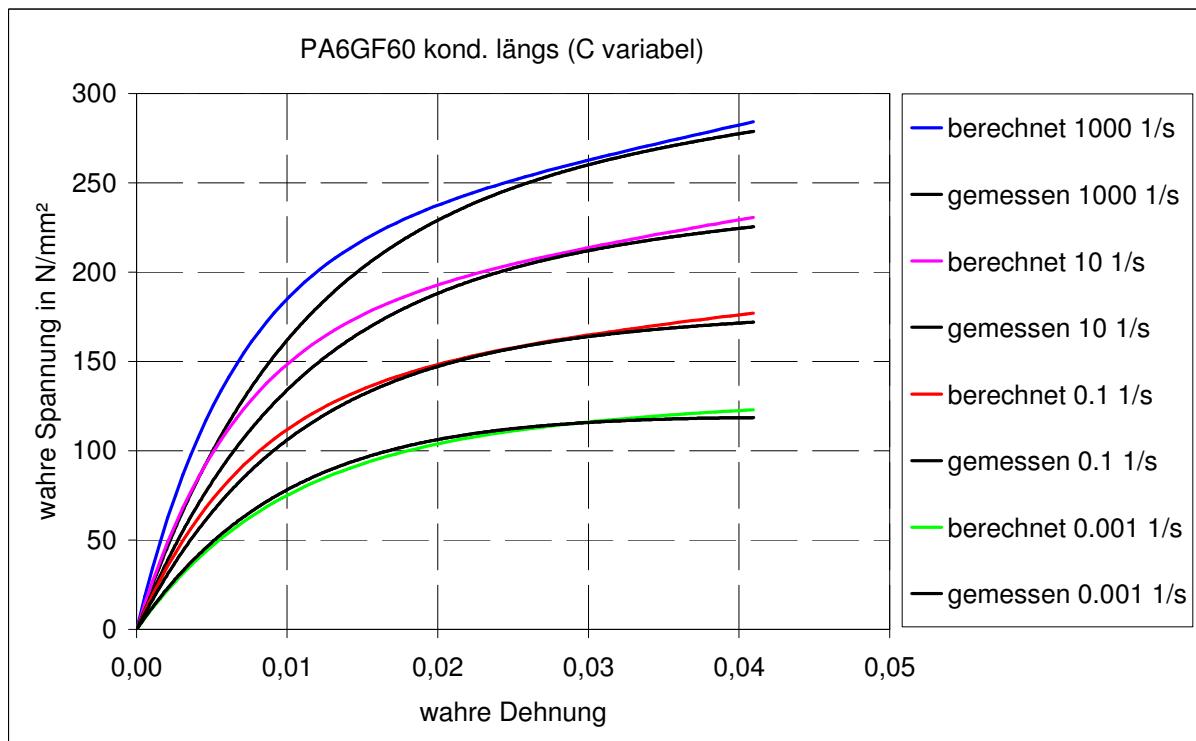


Abb. 3-52 Vergleich dehnratekonstanter Kurven mit übernommenem variablem C-Parameter berechnet gegenüber Kurven direkt aus Versuchsdaten berechnet

Es wird davon ausgegangen, dass diese Vorgehensweise auch für andere Zustände

bezüglich der Temperatur anwendbar ist, was im Rahmen zukünftiger Arbeiten nachzuweisen wäre.

In Bezug auf das Verhalten unter Schubbelastung kann eine weitere Abhängigkeit nachgewiesen werden. Das Diagramm in Abb. 3-53 zeigt eine Abbildung des Verhaltens im Vergleich zu Zugversuchen quer zur Faserorientierung durch die Darstellung über eine Vergleichsspannung bzw. -dehnung nach von Mises.

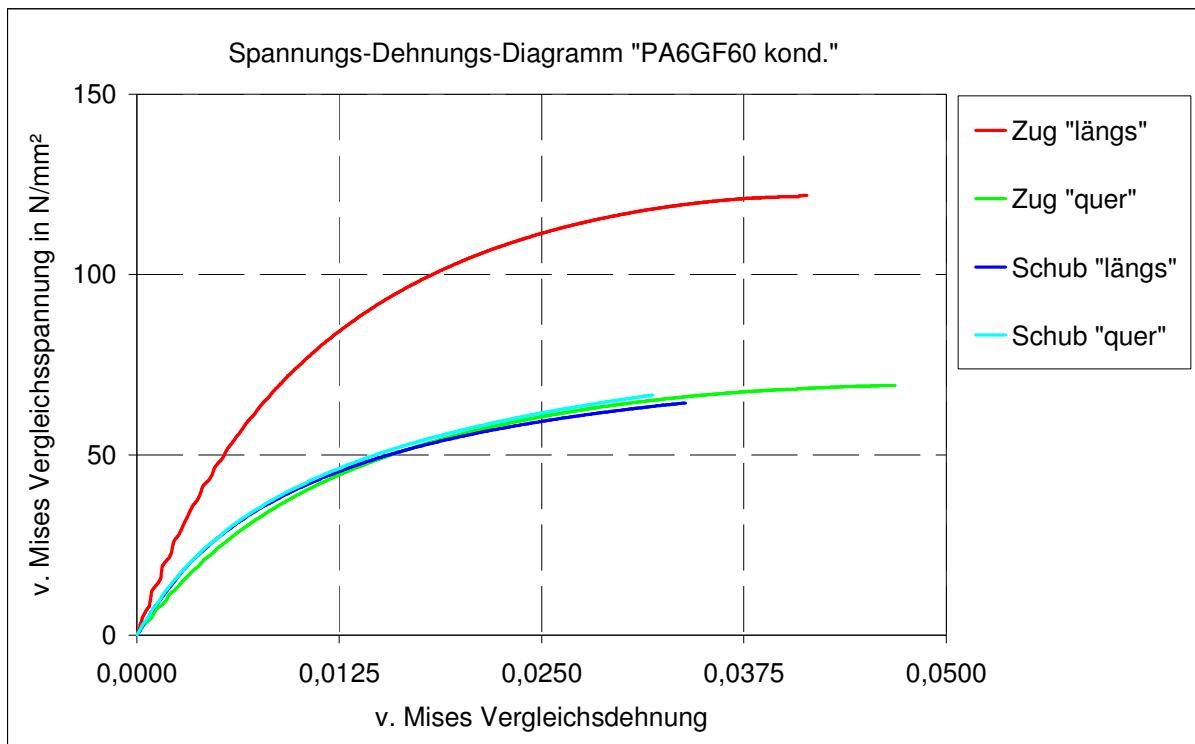


Abb. 3-53 Vergleich Zugversuche und Schubversuche über von Mises Vergleichsspannung/dehnung

Die Kurven liegen nahezu aufeinander. Da in beiden Fällen primär die Matrix belastet wird und diese als annähernd isotrop angenommen werden kann, ist dieses Postulat also mechanisch nachvollziehbar. Hier ist demnach eine weitere Reduzierung des Versuchsumfangs möglich.

### 3.7. Diskussion der Ergebnisse

Charakterisiert wurde ein Polyamid vom Typ 6 mit zwei unterschiedlichen Kurzglasfaserfüllgraden von 30 bzw. 60 Gew.-%. Experimentell untersucht wurden mittels verschiedener Probekörper sowohl die Faserorientierung als auch die mechanischen Eigenschaften. Die genutzten Probekörper wurden aus hochorientierten Platten in unterschiedlichen Richtungen entnommen. Die Verformung der Proben wurde über

das optische Verfahren der Grauwertkorrelation gemessen. Durchgeführt wurden sowohl Zugversuche bei drei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten als auch Druck- und Schubversuche. Es liegen Ergebnisse in Abhängigkeit des Fasergehalts, der Faserorientierung, der Konditionierung, der Dehnrate und zum Teil in Abhängigkeit der Temperatur vor. Nachgewiesen wurde eine erhebliche Abhängigkeit von den genannten Einflussfaktoren. Dies gilt sowohl für die Verformung als auch für das Versagensverhalten. Für letzteres muss allerdings der Einfluss der Fräskanten berücksichtigt werden. Bei unbehandelten Spritzgussbauteilen sollten die Bruchdehnungen tendenziell leicht höher liegen.

Als Eigenschaften kurzfaserverstärkter thermoplastischer Verbundwerkstoffe, die sowohl für die mechanische Charakterisierung als auch für die Simulation richtungweisend sind, werden folgende Punkte zusammengefasst aufgeführt:

- Einfluss von Produktionsprozessparametern

Durch die Fertigung im Spritzgussverfahren richten sich die Kurzfasern in Abhängigkeit der Fließrichtung der Schmelze und der Bauteilgeometrie aus, so dass sich eine Anisotropie bezüglich der mechanischen Eigenschaften mit unterschiedlichen Ausprägungen bildet. Zudem können Binde- und Fließnähte entstehen, die das Materialverhalten ebenfalls beeinflussen bzw. Bauteile lokal schwächen können.

- unterschiedliches Verhalten unter Zug-, Druck- und Schubbelastung

Das Verhalten von (thermoplastischen) Verbundwerkstoffen ist abhängig vom Spannungszustand. Dies gilt sowohl für die Verformung als auch für das Versagensverhalten.

- viskoelastisch, viskoplastisches Materialverhalten

Die nichtlinear viskoelastische Verformung, die nichtlinear viskoplastische Verformung und das Versagensverhalten sind stark abhängig von der Dehnrate. Identifiziert wurden dabei zumindest für das Verformungsverhalten globale Abhängigkeiten für die Dehnratenabhängigkeit, die ausschließlich der Matrix zugeschrieben werden können. Bei der Nutzung eines Johnson/Cook Ansatzes kann der C-Parameter innerhalb bestimmter Konfigurationen übertragen werden.

- Sprödbruchverhalten

Durch die Zugabe der Glasfasern weist das Material ein sprödes Bruchverhalten auf. Die Bruchdehnungen sind dabei abhängig von der Faserorientierung, vom Spannungszustand und von der Dehnrate. Phänomene wie Crazing oder Scherbandbildung wie bei unverstärkten Thermoplasten sind in ihrer Ausprägung im Vergleich zum Gesamtversagensverhalten klein. Faserbrüche und Faserausrisse führen zu Schädigungsmechanismen, die eine gesonderte Betrachtung erfordern.

- Einfluss der Umgebungsfeuchte auf die mechanischen Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften von thermoplastischen Werkstoffen werden von der Menge der in der Polymermatrix eingelagerten Wassermoleküle beeinflusst. Mit steigendem Wassergehalt verhält sich das Material duktiler aber weniger steif und weniger fest.

- Einfluss der Umgebungstemperatur auf die mechanischen Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften von thermoplastischen Werkstoffen werden von der Umgebungstemperatur beeinflusst, wobei die Änderung mit steigender Temperatur ebenfalls in ein duktileres aber weniger steifes und weniger festes Verhalten resultiert.

An dieser Stelle soll noch auf weitere Einflussfaktoren hingewiesen werden, die im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht näher betrachtet wurden. Durch das Spritzgussverfahren sind thermisch bedingte Eigenspannungen zu erwarten, und es können dadurch Probleme mit der Maßhaltigkeit auftreten. Der Effekt kann durch die unterschiedlichen Faserorientierungen verstärkt werden, ist aber auch abhängig von der Geometrie des Bauteils sowie dem Nachdruckprofil und der Kühlzeit im Werkzeug. Hier ist also ein Kompromiss zwischen der Taktzeit und der erreichbaren Maßhaltigkeit zu finden. Weiterhin können Lufteinschlüsse (auch Lunker genannt) auftreten und lokale Schwachstellen verursachen. Auch hier ist die Häufigkeit des Auftretens von der Geometrie des Bauteils und der Angüsse sowie von den Spritzgussparametern abhängig. In der Produktion entsprechender Bauteile sollten spezielle Prüfverfahren angewendet werden, um fehlerhafte Teile aussortieren zu können.

Das weitere Ziel dieser Arbeit ist, die ermittelten Eigenschaften bestmöglich über

Modellansätze in der Simulation abzubilden. Dennoch wird dabei die Berechnung unterschiedlicher Szenarien unausweichlich. Dies gilt insbesondere für die Abbildung verschiedener Zustände bezüglich der Konditionierung und der Temperatur. Zudem werden folgende Einschränkungen zusammengefasst, die sich bei den Versuchen zur Charakterisierung ergeben haben, und die zum Aufbau der Rechenmodelle in Kapitel 4. zu berücksichtigen sind:

- Sowohl die Schub- als auch die Druckversuche sind nicht über ihren gesamten Verlauf repräsentativ für den angestrebten Spannungszustand.
- Querkontraktionen konnten nur in Längs- und Querrichtung an der Probenvorderseite erfasst werden. Eine Erfassung der Verformung in Dickenrichtung bzw. die Ermittlung der Verformung einzelner laminarer Schichten war im Rahmen dieser Arbeit nicht möglich.
- Eine gesonderte Betrachtung individueller Schädigungsmechanismen wie Faserbrüche oder Faserausrisse war ebenfalls nicht möglich. Nur die Gesamtheit aller beteiligten Schädigungsvorgänge wurde erfasst.
- Eine individuelle Charakterisierung der Einzelwerkstoffe Fasern und Matrix wurde nicht vorgenommen. Es stehen nur Daten zu den Eigenschaften des Verbunds zur Verfügung.
- Die Darstellung dehnrateabhängiger Spannungs-Dehnungsbeziehungen erfolgte über einen Modellansatz nach Johnson/Cook, da die Versuche nicht dehnratenkonstant, wie es zur Abbildung in der Simulation notwendig ist, durchgeführt werden konnten.

## 4. Aufbau der Rechenmodelle

Zur Berechnung wird ausschließlich der Solver *LS-Dyna* (Version 971 R4) von *LSTC* ([Live09] und [Live05]) mit explizitem Zeitintegrationsverfahren genutzt. Dies gilt auch für die quasi-statischen Lastfälle, welche im Allgemeinen mit impliziten Verfahren berechnet werden. In der Crashzertifizierung werden z.T. auch quasi-statische Tests durchgeführt. Beispielhaft sei hier der Dacheindrücktest nach FMVSS216 (s. Abb. 1-4) genannt. Berechnet werden diese oft mit den vorhandenen Crashmodellen, um den Modellierungsaufwand zu senken. Zudem ist die Nutzung expliziter Solver mit der heutzutage erhältlichen Hardware effizient möglich. Die integrativen Rechenansätze werden unter Hinzunahme des Programms *Digimat* (Version 4.0) von *e-Xstream* [Exst10] und die hierfür nötigen Spritzgußsimulationen mit *Moldflow* von *Autodesk* [Auto10] durchgeführt.

### 4.1. Einführung und Methodik

Ziel ist es, die ermittelten Materialeigenschaften in der Simulation optimal abzubilden. Voraussetzung hierfür ist die Berücksichtigung der materiellen Nichtlinearität. Des Weiteren sind bleibende Verformungen und Versagen in Abhängigkeit der Dehnrate sowie der Einfluss lokaler Faserorientierungen einzubeziehen. Vor der Auswahl der Rechenmethode sollten aber Bauteilbeschaffenheit, Konstruktionsstand, Lastfall und Modellierungsaufwand betrachtet werden, wodurch sich evtl. bestimmte Methoden von vornherein selbst ausschließen bzw. ihren Aufwand nicht rechtfertigen. Anisotrope mikromechanische Berechnungen, basierend auf einer Kopplung von Prozess- und Struktursimulation, häufig auch integrative Simulation genannt (Erläuterung und Aufbau in Kapitel 4.2.), sind nur möglich, wenn Werkzeuggeometrie, Angusskonzept und Spritzgussparameter bekannt sind. Dabei muss auch der hierfür nötige Modellierungsaufwand in Betracht gezogen werden. Andernfalls oder für Bauteile, die keine deutlichen Faserorientierungen aufweisen, können auch „verschmierte“ isotrope Ansätze (Erläuterung und Aufbau in Kapitel 4.3.) zielführend sein. Lastfälle, die hohe Dehnraten verursachen, müssen auch mit entsprechenden elasto-viskoplastischen Modellen abgebildet werden. Das Schaubild in Abb. 4-1 veranschaulicht die beschriebenen Fragestellungen und Vorschläge zur Auswahl der Rechenmethode für

spritzgegossene kurzfaserverstärkte Kunststoffbauteile.

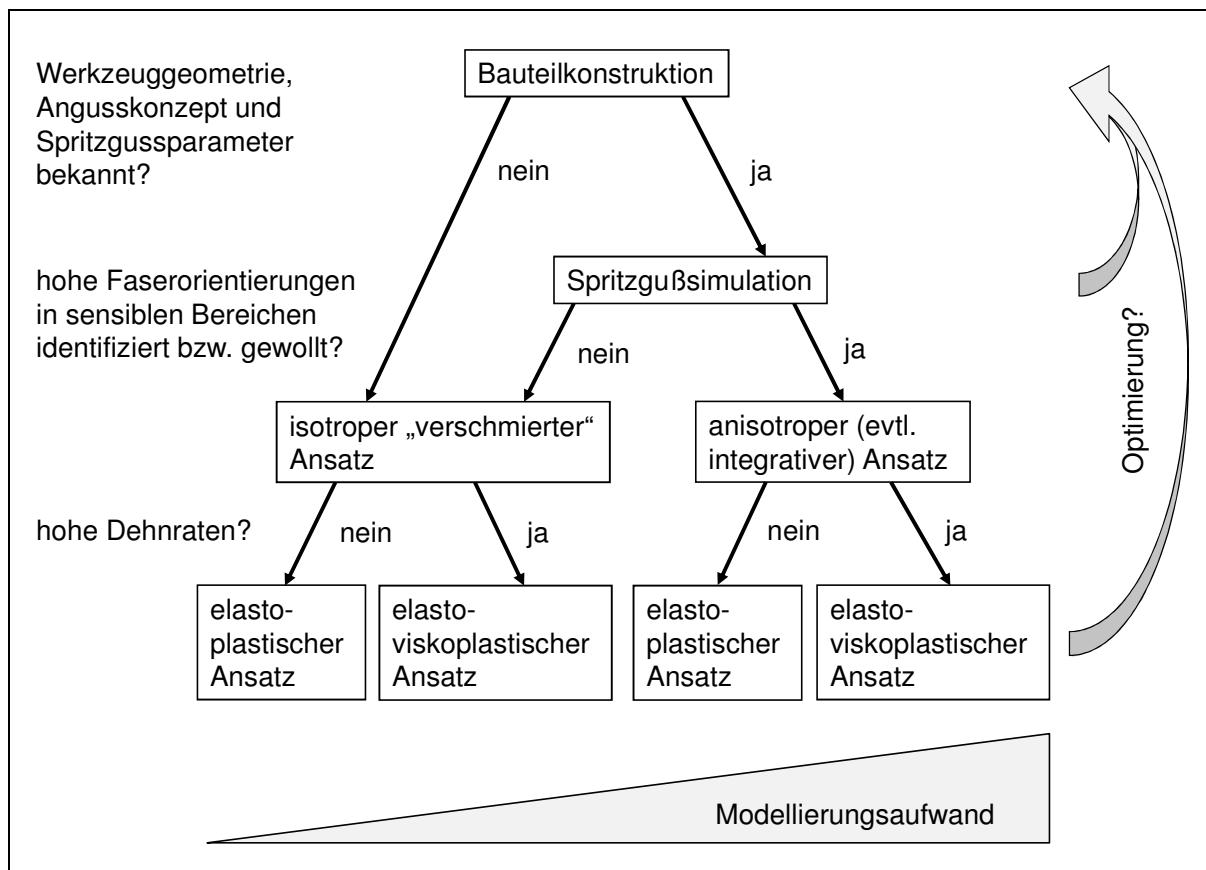


Abb. 4-1 Auswahl von Rechenmethoden für Spritzgussbauteile aus kurzfaserverstärkten Kunststoffen

Bildet man die mechanischen Eigenschaften von faserverstärkten Materialien mit isotropen Ansätzen ab, können die Einflüsse von Faserorientierungen nicht berücksichtigt werden. Für Berechnungen von Bauteilen, die keine hohen Orientierungen aufweisen, ist diese Methode eine Alternative. Dies gilt auch für grobe Auslegungen, bei denen im Vorfeld evtl. keine Füllsimulation möglich ist. In spritzgegossenen Bauteilen mit kurzfaserverstärkten Kunststoffen befinden sich nur selten derart hohe Orientierungen wie in den orientierungsoptimierten Platten mit Filmanguss, die für die Charakterisierung genutzt wurden. In bestimmten Fällen wird auch ein quasi-isotropes Verhalten gefordert, da entsprechende Anforderungen in alle Raumrichtungen notwendig sind. Im Gegenzug gibt es aber auch Situationen, wo gerade eine erhöhte mechanische Leistungsfähigkeit in definierten Richtungen gefordert ist oder sich eine erhöhte Orientierung durch Anguss- und Bauteilgeometrie nicht verhindern lässt. Es muss an dieser Stelle folglich von Fall zu Fall bzw. je nach Bauteil inkl. Lastfall unterschieden werden. Vorteil gegenüber mikromechanischen Modellen bzw.

integrativen Methoden ist die deutlich einfachere Handhabung und die erheblich kürzere Rechenzeit isotroper Ansätze, wodurch sich die eventuelle Vernachlässigung der Faserorientierung erst rechtfertigt.

#### 4.1.1. Auswahl von Modellansätzen

Objektiv betrachtet, wird bei einem Modellansatz generell versucht, ein bestimmtes mechanisches Verhalten über theoretische (mathematisch, physikalische) Formulierungen abzubilden. Dabei werden je nach Ansatz immer Vereinfachungen getroffen. Eine vollständige Abbildung aller zuvor identifizierten Materialeigenschaften bietet keine Methode. Die Notwendigkeit, Vereinfachungen zu formulieren, folgt dabei oft schon durch Einschränkungen bei den Möglichkeiten der Charakterisierung bestimmter Eigenschaften. Beispielhaft sei hier die individuelle Erfassung der inneren Schädigungsvorgänge oder die Erfassung von Verformungen einzelner laminarer Schichten genannt, was einen erheblichen messtechnischen Aufwand nach sich ziehen würde. Beachtet werden muss bei der Bewertung der Modelle auch die Überlagerung aller in Kapitel 3. erarbeiteten Phänomene, was vorweggenommen nicht bei jedem Modellansatz optimal möglich ist. Modelle, die ein viskoelastisches und viskoplastisches Verhalten in Kombination abbilden, sind in *LS-Dyna* derzeit nicht verfügbar. Der Focus liegt auf große Verformungen, die durch das nichtlinear viskoplastische Verhalten dominiert werden. Die Abbildung der Eigenschaften in der Crashsimulation über ein rein linear viskoelastisches Modell wird daher als nicht sinnvoll eingestuft und nicht betrachtet.

Die Tabelle 4-1 zeigt eine Vorauswahl phänomenologischer und mikro-mechanischer Rechenansätze in *LS-Dyna* bzw. *Digimat*, die für die untersuchten Werkstoffe in Frage kommen.

Vorauswahl von Materialmodellen in LS-Dyna und Digimat		Eigenschaften			
		Elastizität	Verfestigung	Schädigung	Versagen
phänomenologische Ansätze in LS-Dyna	elasto-viskoplastisches Modell MAT_24	isotrop	von Mises, tabellierte Fließkurven	-	von Mises Vergleichsdehnung, dehnraten-unabhängig
	semi-analytisches elasto-viskoplastisches Modell SAMP MAT_187	isotrop	tri-axial, tabellierte Fließkurven	tabelliert (über plastischer Dehnung)	tri-axial, dehnraten-abhängig, elementgrößen-abhängig
	orthotrop viskoelastisches Modell MAT_86	Maxwell	-	-	-
	orthotrop elasto-plastisches Modell MAT_108	orthotrop	orthotrop (Hill), tabellierte Fließkurve und Hill-Parameter	-	-
	orthotrop linear elastisches Modell MAT_54	orthotrop	-	-	transversal-isotrop, tri-axial (Chang/Chang)
	isotrop elastisch, orthotrop viskoplastisches Modell MAT_103	isotrop	orthotrop, tabellierte Fließkurven	-	von Mises Vergleichsdehnung, dehnraten-unabhängig
mikromechanische Ansätze in Digimat+LS-Dyna	Faser: elastisch Matrix: elasto-plastisch Orientierungstensor + UMAT	Faser: isotrop Matrix: isotrop Homogenisierung ->Anisotropie	Faser: isotrop Matrix: von Mises (Parametermodell) Homogenisierung ->Anisotropie	Le Maitre/Caboche (für die Matrix)	anisotrop tri-axial
	Faser: elastisch Matrix: elasto-plastisch Orientierungstensor + UMAT	Faser: isotrop Matrix: isotrop Homogenisierung ->Anisotropie	Faser: isotrop Matrix: Drucker/Prager (Parametermodell) Homogenisierung ->Anisotropie	-	anisotrop tri-axial
	Faser: elastisch Matrix: elasto-viskoplastisch Orientierungstensor + UMAT	Faser: isotrop Matrix: isotrop Homogenisierung ->Anisotropie	Faser: isotrop Matrix: von Mises (Parametermodell) Homogenisierung ->Anisotropie	-	anisotrop tri-axial, dehnraten-abhängig

Tab. 4-1 Vorauswahl von Materialmodellen in LS-Dyna und Digimat

Im Rahmen dieser Arbeit soll u.a. ein Vergleich bezüglich des Aufwands und des Nutzens zwischen isotropen und integrativen anisotropen Berechnungsmethoden aufgezeigt werden. Erarbeitet und dargestellt werden dabei jeweils die Grenzen bzw. Einschränkungen, die sich beim Aufbau der Modelle aus Versuchsdaten ergeben. Zusätzlich wird für beide Herangehensweisen eine Alternative aufgezeigt bzw. entwickelt. Basierend auf der in Tabelle 4-1 gezeigten Vorauswahl werden folgende Modelle aufgebaut bzw. Arbeitsschritte durchgeführt:

- Implementierung in MAT\_24 (Referenz isotrop elasto-(visko)plastisch)
- Implementierung in MAT\_SAMP (Ersatzmodell isotrop elasto-(visko)plastisch)
- Implementierung in *Digimat* (Referenz anisotrop elasto-(visko)plastisch, integrative mikromechanische Simulation)
- Implementierung in MAT\_108+54 (Ersatzmodell anisotrop elasto-plastisch, semi-integrative Methode)
- Validierung und Bewertung der Berechnungsmethoden in Bezug auf die Versuche der Charakterisierung
- Versuche und Simulationen an Probekörpern (Kapitel 5.)
- Vergleich und Bewertung (Kapitel 5.)

Der besagte Vergleich wird im Balkendiagramm in Abb. 4-2 verdeutlicht.

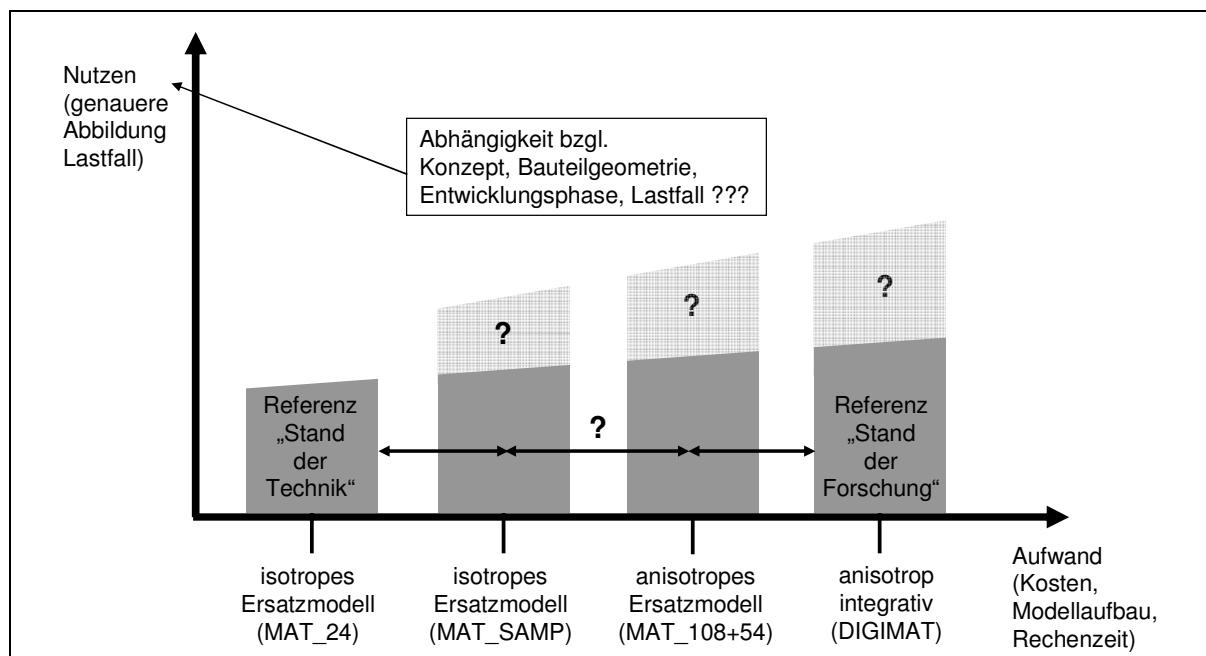


Abb. 4-2 Fragestellung zur Materialmodellauswahl (Referenzen und Alternativen)

Verfahren wird bei der Anpassung der Modelle nach dem Prinzip des Reverse Engineering. Die Versuche werden mit samt ihrer Randbedingungen als FE-Modell abgebildet und die Parameter der Modelle (z.T. über Optimierungsalgorithmen) bestmöglich definiert. Auf eine eingehende Darstellung der Hintergründe zur numerischen Optimierung wird verzichtet und auf Fachliteratur verwiesen (s. z.B. [Schu05]). Angemerkt sei hier, dass die Parameter im Rahmen der physikalischen Sinnhaftigkeit bleiben sollten, ansonsten ist der Ansatz bzw. das Materialmodell nicht geeignet, um das mechanische Verhalten des Werkstoffs abzubilden. Im Idealfall muss nur das Versagensmodell an die Elementgröße des FE-Modells angepasst werden, da Versagensdehnungen sensibel gegenüber Singularitäten sind, die von der Elementgröße abhängen.

#### 4.1.2. FE-Modellierung

Bei der Abbildung der Versuche als FE-Modell stellt sich zunächst die Frage nach der Art der Diskretisierung. Generell ist für die Abbildung der Art der Bauteile, die in den verschiedenen Berechnungsdisziplinen bewertet werden sollen, zwischen Schalen- („shell“) und Volumenelementen („solid“) zu unterscheiden. Hierbei sind in beiden Fällen einfach- oder vollintegrierte Ansätze möglich. Die Schalenelemente, die im Rahmen dieser Arbeit genutzt werden, basieren auf der Theorie nach Belytschko/Tsai. Für Grundlagen und Hintergründe zu Elementdefinitionen in der FEM wird auf [Bath02], [Klei10] oder [Live05] verwiesen.

Die geometrischen Abmessungen spritzgegossener Kunststoffbauteile erfüllen die Kriterien der Dünnwandigkeit, so dass die Abbildung über einen ebenen Spannungszustand mittels Schalenelementen zulässig wäre, auch wenn geometriebedingt z.B. „T-Stöße“ und Entformschrägen evtl. nicht hinreichend widergespiegelt werden. Es werden an dieser Stelle auch Belange von Simulationen im Serienentwicklungsprozess berücksichtigt. Die aufwendige Vernetzung komplexer Spritzgussbauteile mit Hexaeder-Volumenelementen und der negative Einfluss bezüglich der Rechenzeiten lassen in den meisten Fällen keine andere Alternative zu. Die folgende Darstellung veranschaulicht die Abbildung der Versuche aus der Charakterisierung in der Simulation. Um Einflüsse der Elementgröße speziell für Versagensmodelle bewerten zu können, werden zwei unterschiedliche Größen von Elementen betrachtet.

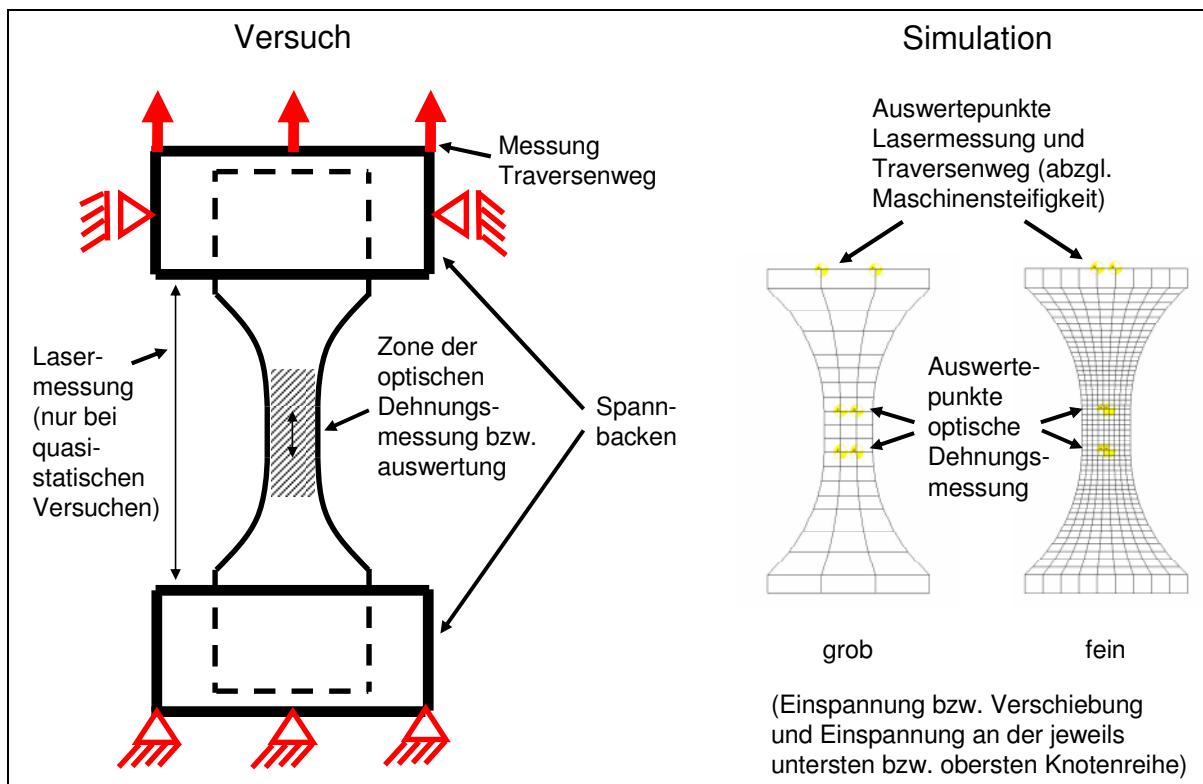


Abb. 4-3 Vergleich Versuch-Simulation der Versuche der Charakterisierung

Großen Einfluss auf die Wahl der Elementierung hat die Notwendigkeit, schichtweise unterschiedliche Faserorientierungen, wie in Kapitel 3.2. identifiziert, darstellen zu wollen. In den Abb. 4-4 und 4-5 werden die folgenden Erläuterungen veranschaulicht.

Ein Drei-Schicht-Aufbau kann in der Struktursimulation nur mit mindestens drei Volumenelementen über der Wandstärke wiedergegeben werden. Um realitätsnahe Gegebenheiten für Spritzgussbauteile, die eine mittlere Wandstärke von 2mm haben, widerspiegeln zu können, muss die Elementgröße bzw. in diesem Fall Elementhöhe dann im Mittel bei 0,67mm liegen, was in der industriellen Anwendung einer extrem feinen Vernetzung entspräche. Bei expliziten Methoden ist hier auch die Problematik des kritischen Zeitschritts (s. z.B. [Live05]) zu beachten. Die Rechenzeit ist reziprok abhängig von der Elementgröße. Schalenelemente können hingegen über eine Layerfunktion (in *LS-Dyna* „part\_composite“) schichtweise mit unterschiedlichen Materialkennwerten und/oder -orientierungen definiert werden, so dass auch übliche Elementgrößen möglich sind. Das resultierende Verhalten der part\_composite Elemente wird dann in *LS-Dyna* über die Laminattheorie (s. Kapitel 2.2.6., Gl. 2-59 bis 2-73) berechnet. Dreiecks- bzw. Tetraederelemente werden in den Modellen zur Kennwertanpassung vermieden, da sie ein zu steifes Verhalten abbilden.

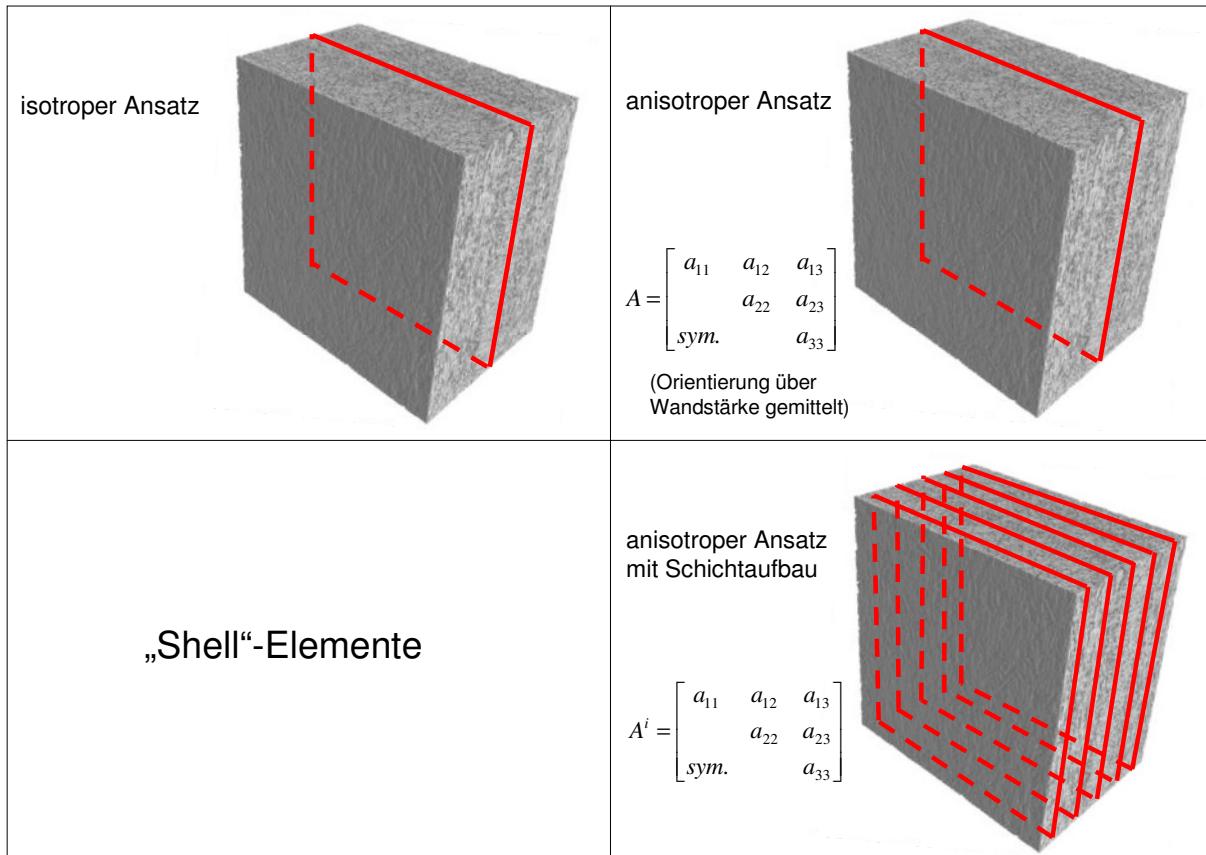


Abb. 4-4 Diskretisierung mit Schalenelementen

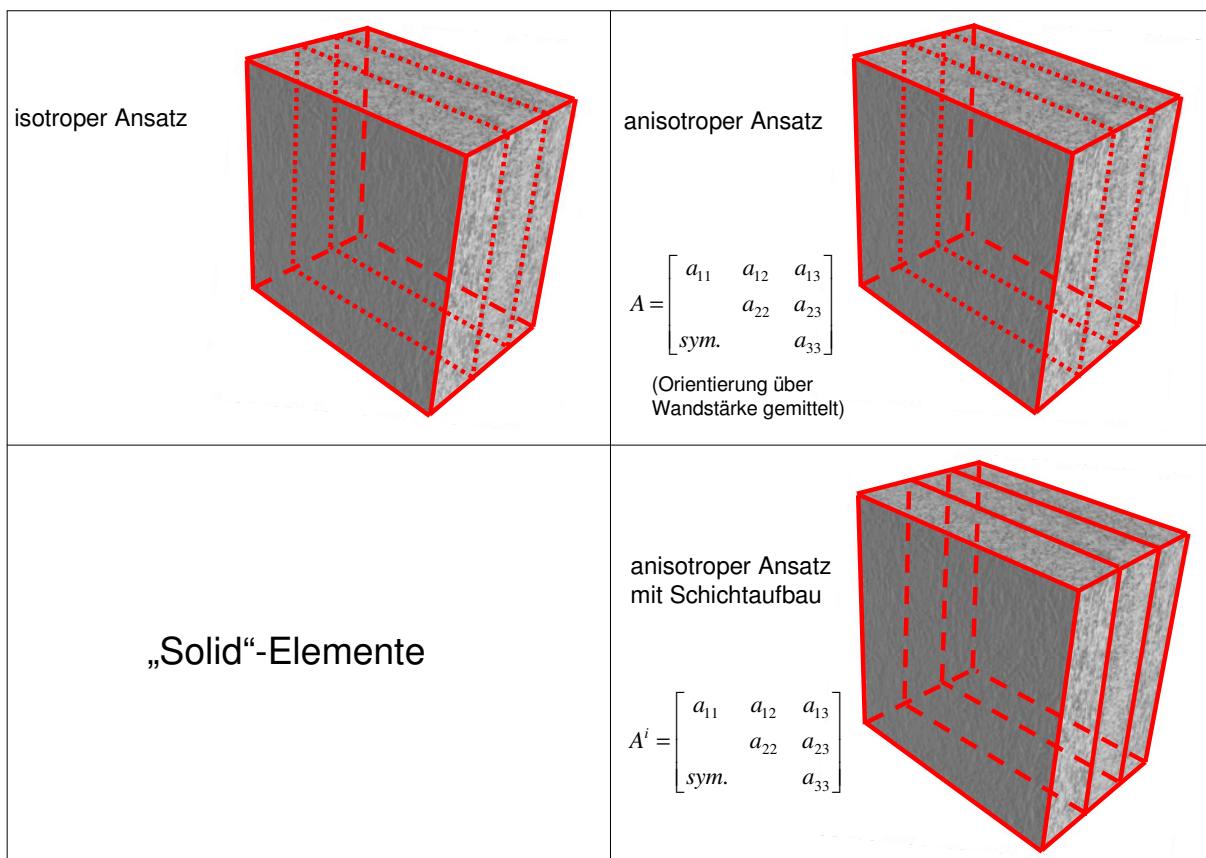


Abb. 4-5 Diskretisierung mit Volumenelementen

## 4.2. Anisotroper integrativer Ansatz

Um anisotrope mikromechanische Methoden bzw. Modelle für kurzfaserverstärkte Werkstoffe nutzen zu können, müssen die individuellen Faserorientierungszustände eines betrachteten Kontinuums bekannt sein. Vorausgehend ist daher eine Spritzgußsimulation mit Berechnung der jeweiligen Orientierungstensoren durchzuführen. Eine integrative Simulation ist also die Kopplung einer Prozeßsimulation mit einer strukturmechanischen Simulation. Somit können also die prozessbedingten Anisotropien als Randbedingungen in der Struktursimulation lokal und evtl. schichtweise berücksichtigt werden. Schematisch wird die integrative Simulation in Abb. 4-6 dargestellt.

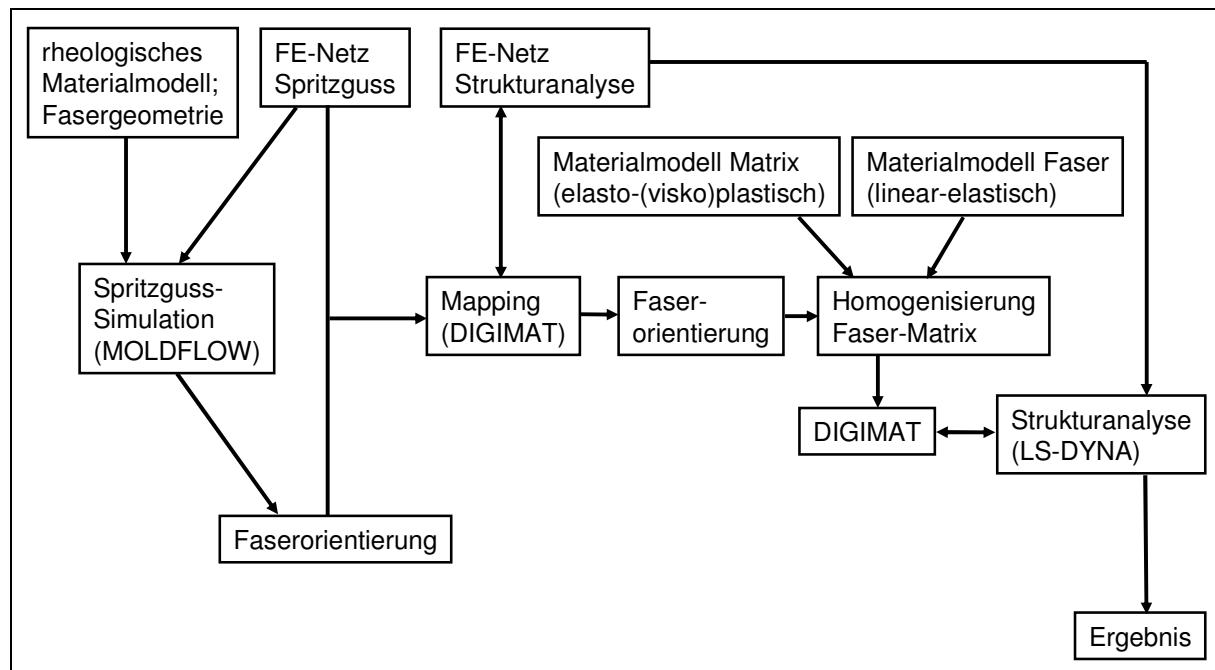


Abb. 4-6 Schema integrative Simulation

Abgebildet werden die Eigenschaften des Materials über ein mikromechanisches Modell. Die einzelnen Phasen, hier die Polyamidmatrix und die Kurzglasfasern, werden mit individuellen Materialmodellen abgebildet. Die Matrix kann dabei mittels verschiedener elasto-(visko)plastischer Parametermodelle abgebildet werden. Die Fasern werden isotrop linear-elastisch dargestellt. Die Kennwerte des Verbunds werden dann lokal und schichtweise auf jedes Element in Abhängigkeit der Faserorientierung mittels der „Mean Field Theorie“ homogenisiert (s. Kapitel 2.2.6.). Dafür nötig sind sowohl die geometrischen Eigenschaften des Füllstoffs in Form des Längen-

Dicken-Verhältnisses („Aspect-Ratio“) als gemittelter Wert, der Füllgrad in Abhängigkeit des Volumens als auch die Orientierungsinformationen mittels Tensoren zweiter Stufe. Für letzteres wird die Ausgabe der Orientierungstensoren durch die Spritzgußsimulation herangezogen. Die Übertragung ist allerdings an bestimmte Randbedingungen gekoppelt. Die FE-Netze der beiden Berechnungsschritte Spritzguss- und Struktursimulation unterscheiden sich, so dass die Informationen über die Orientierungstensoren übertragen („gemappt“) werden müssen.

Zur Erläuterung der Methode wird zunächst auf die Spritzgußsimulation und die Übertragung der Orientierungstensoren eingegangen. Im Anschluss wird die Materialmodellierung in *Digimat* dargestellt und beschrieben. Ergebnisse integrativer Rechenansätze wurden u.a. von Glaser [Glas05], Pierard [Pier06] oder Brandt [Bran05] veröffentlicht und beschrieben. Hingegen der hier vorliegenden Studie wurde in den genannten Arbeiten zumeist der Solver *Abaqus* von *Dassault Systems* verwendet.

#### **4.2.1. Spritzgußsimulation**

Durchgeführt werden die Spritzgußsimulationen im Rahmen dieser Arbeit mit *Moldflow* von *Autodesk* [Auto10]. Für allgemeine Grundlagen, Hintergründe und theoretische Details zur Simulation von Füllvorgängen wird auf z.B. [Tuc89] oder [Ken95] verwiesen.

Da es sich bei den Zielanwendungen im Allgemeinen um flächige, dünnwandige Bauteile handelt, können die entsprechenden Formteilgeometrien u.U. mit Hilfe eines 2,5D-Schalenmodells abgebildet werden. Als Schalenelemente werden Dreieckselemente, bei denen mehrere Schichten („Layer“) über die Wandstärke definiert werden können, genutzt (in *Moldflow* maximal 20). Bei größeren Querschnittsverhältnissen ist die Annahme der ebenen Strömung nicht mehr zulässig, so dass hier 3D-Ansätze nötig werden. Dabei werden in *Moldflow* Tetraeder-Volumenelemente genutzt. Roth et al. [Roth04] liefern einen Überblick und Vergleich von Simulationen mit experimentellen Ergebnissen bezüglich der Diskretisierung und Herangehensweisen in der Berechnung. In einer Vielzahl von weiteren Arbeiten wird speziell auf die Simulation von Faserorientierungen und die Gegenüberstellung mit experimentellen Ergebnissen eingegangen. Beispielhaft seien hier die Arbeiten von Mlekusch [Mlek97], Mohr-Matuschek [Mohr93] oder Foss et al. [Foss98] genannt.

Für eine Spritzgußsimulation müssen folgende Daten bzw. Parameter bekannt sein:

- Geometrische Daten des Bauteils inkl. Anguss
- Materialkennwerte (Materialmodelle)
  - Viskosität
  - Wärmeleitfähigkeit/Kapazität
  - PVT-Verhalten („Pressure-Volume-Temperature“)
  - Fasergehalt
  - Fasertyp bzw. -geometrie
  - Längen-Dickenverhältnis (Aspect-Ratio) der Fasern (gemittelt)
  - Faserinteraktionskoeffizient ( $C_i$ -Wert)
- Spritzgussparameter
  - Füllgeschwindigkeitsprofil
  - Fülldruckprofil
  - Nachdruckprofil
  - Umschaltpunkt
  - Temperatur der Schmelze
  - Temperatur des Werkzeugs
  - Kühlzeit

Verwendet werden im Rahmen dieser Arbeit die vom Lieferant in der Software-datenbank von *Moldflow* zur Verfügung gestellten Materialmodelle der entsprechenden Werkstoffe. Die Faserorientierungen können als Textdatei ausgegeben werden und stehen somit für weitere Verwendungen direkt zur Verfügung.

Verglichen wurden im Rahmen dieser Arbeit sowohl 2,5D- als auch 3D-Ansätze. Zudem wurden die Sensitivität des Aspect-Ratios und des  $C_i$ -Wertes sowie die Abhängigkeit der Berechnungsergebnisse von der Elementgröße überprüft. Abb. 4-7 zeigt die daraus hervorgehenden besten Ergebnisse im Vergleich zu den experimentell ermittelten Tensoren aus Kapitel 3.2. Auf eine detaillierte Darstellung des Einflusses der verschiedenen Parameter wird im Rahmen dieser Arbeit verzichtet. Angemerkt sei allerdings, dass die Güte der Berechnungen mit steigendem Fasergehalt abnimmt. Da schon ein mit 30% Fasern gefüllter Spritzgusswerkstoff als hochgefüllt bezeichnet wird, sind hier Einschränkungen zu erwarten.

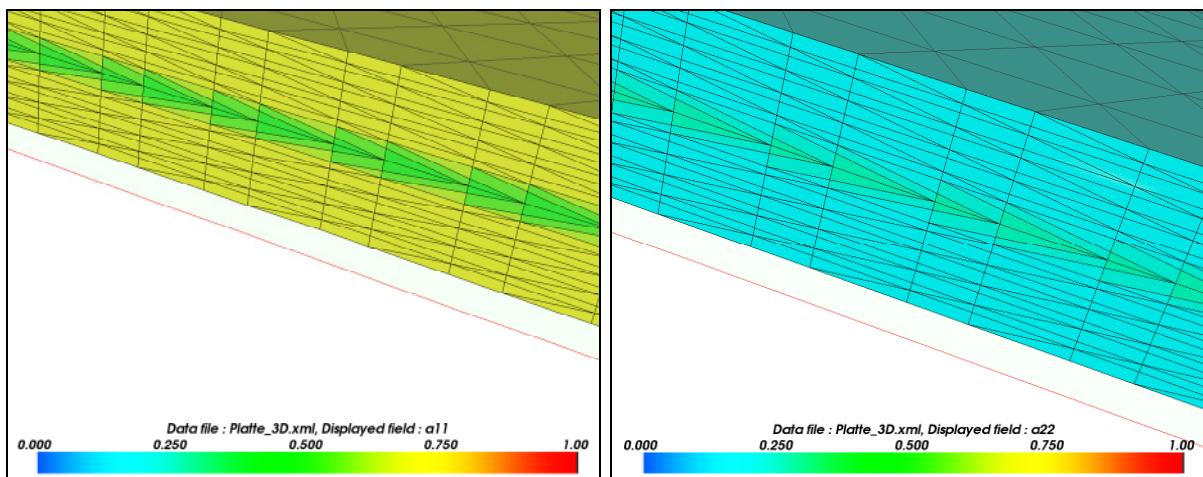


Abb. 4-7 Faserorientierungstensoren aus Spritzgußsimulation (PA6GF60)  $a_{11}$  (links) und  $a_{22}$  (rechts)

In den Diagrammen in Abb. 4-8 und 4-9 werden die experimentell ermittelten Tensoren mit den Ergebnissen der Simulationen miteinander verglichen. Zu beachten ist dabei, dass hier 2D- mit 3D-Tensoren gegenübergestellt werden, da aus den CT-Analysen nur 2D-Tensoren berechnet werden können. Vor dem Hintergrund der Normalisierungsbedingung (s. Gl. 2-50) sind die Werte für  $a_{11}$  und  $a_{22}$  der Analytik also leicht erhöht.

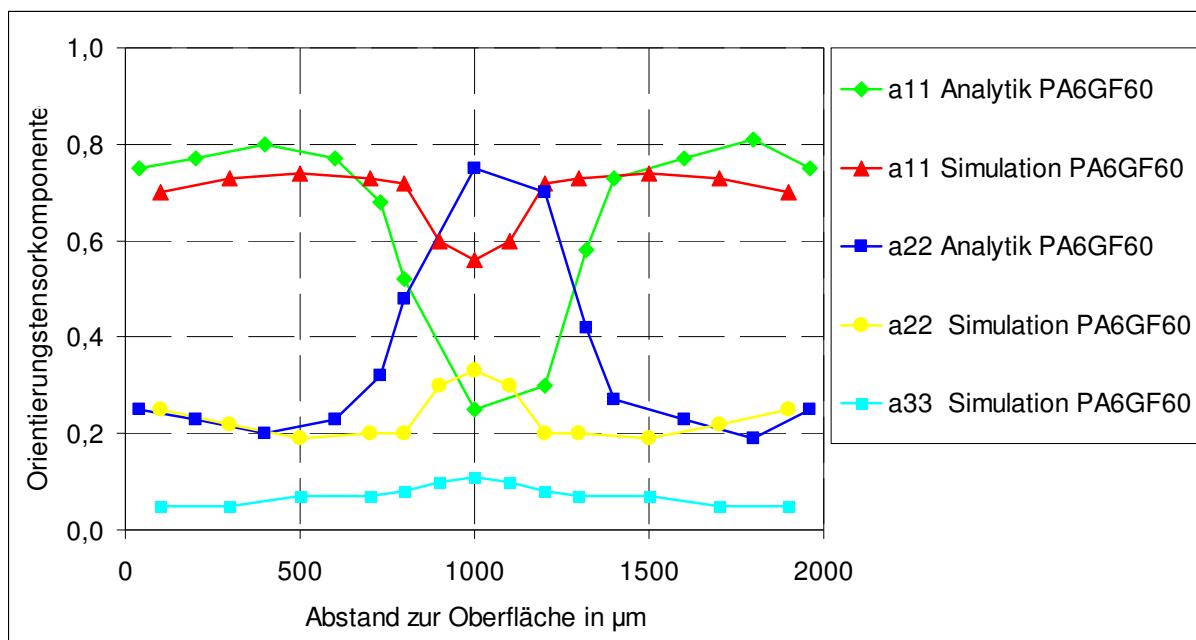


Abb. 4-8 Vergleich Spritzgußsimulation – experimentelle Ermittlung PA6GF60

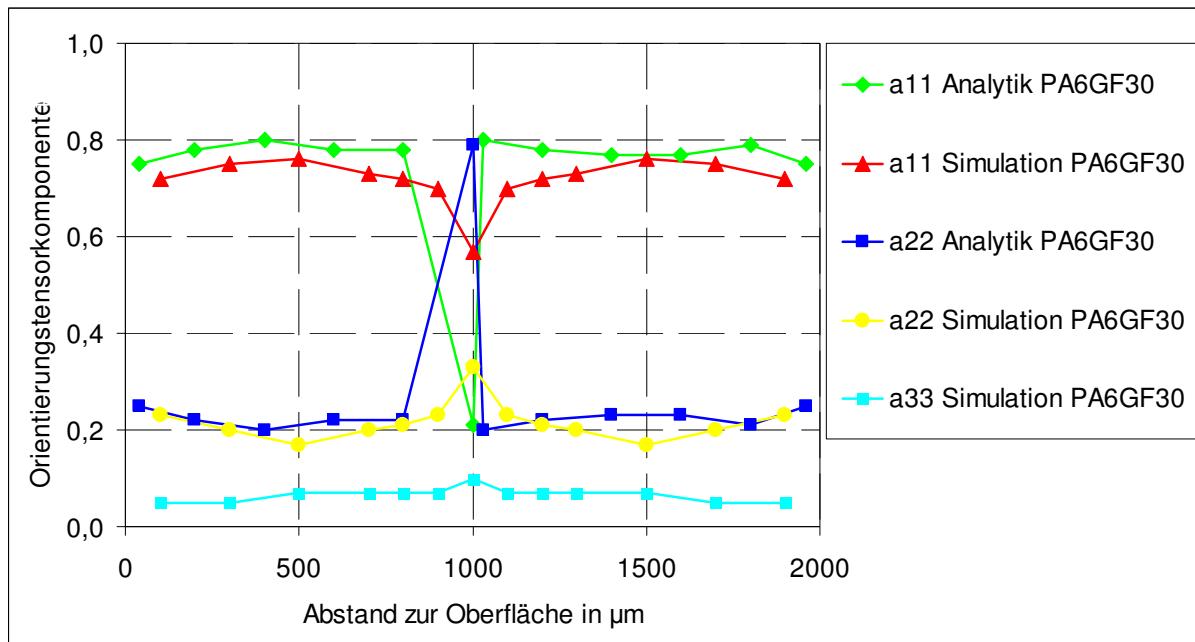


Abb. 4-9 Vergleich Spritzgußsimulation – experimentelle Ermittlung PA6GF30

Deutlich wird, dass der Schichtaufbau durch die Spritzgußsimulation in vergleichbarem Maße zu den experimentell ermittelten Daten wiedergegeben wird. Die Orientierungen in den beiden Hauptschichten an Ober- und Unterseite werden ebenfalls getreu wiedergegeben. Allerdings wird bei beiden Füllgraden die Orientierung der Fasern in der Mittelschicht fehlerhaft berechnet. Im Hinblick auf die Verwendung der integrativen Simulationsmethode bzw. der Anpassung entsprechender Modelle sind diese Gegebenheiten zu beachten.

#### 4.2.2. Mapping

Struktursimulationen und Spritzgußsimulationen haben unterschiedliche Anforderungen bezüglich der Vernetzung mit finiten Elementen. Unterschieden wird in beiden Fällen zwischen der Vernetzung mit Solid- oder mit Schalenelementen. Für Füllsimulationen werden oftmals automatisch generierte Netze mit Tetraeder- bzw. Dreieckselementen verwendet. An die FE-Netze in der Struktursimulation werden andere, im Allgemeinen höhere Anforderungen gestellt. Eine alleinige Vernetzung mit Dreieckselementen, die ein zu steifes Verhalten in der Simulation zeigen, wird oftmals nicht in Betracht gezogen. Der Orientierungstensor muss also übertragen (gemappt) werden. Hierbei werden die Netze räumlich übereinander gelegt und die Tensorinformationen auf die nächstliegenden Integrationspunkte übertragen. Dabei können unterschiedliche Methoden zur Mittelung gewählt werden (s. [Exst10]). Angemerkt sei hier, dass

eine Übertragung von 3D- auf 2,5D-Netze und umgekehrt in *Digimat* nicht möglich ist. Die in der Füllsimulation nötige hohe Anzahl an Schichten bzw. an Elementen über der Wandstärke kann auf eine geringere Anzahl in der Struktursimulation reduziert werden. In *Moldflow* mit 2,5D-Ansatz (Schalenelemente) wird der Schichtaufbau ausgehend von einer Mittelebene in beiden Richtungen aufgebaut. Der Abstand der Ebenen zueinander wird von 0 bis +1 und 0 bis -1 normiert wiedergegeben. Um den Orientierungstensor einer Schicht zu erhalten, müssen die Werte der anliegenden Ebenen gemittelt werden. Die Anzahl der Schichten ist in beide Richtungen gleich. Es resultiert also immer eine ungerade Anzahl von Ebenen, je nachdem mit wie vielen Schichten gerechnet wird. Die maximale Schichtanzahl liegt bei 20, die minimale bei 8. Das Mappingtool in *Digimat* ermöglicht eine Reduzierung auf weniger als 8 Schichten. Mit steigender Anzahl an Schichten steigt auch die Rechenzeit. An dieser Stelle ist also ein Kompromiss zur benötigten Auflösungsgenauigkeit zu finden. In *LS-Dyna* werden die part\_composite Elemente über die realen Schichtstärken aufsummiert. Da diese nicht über die *Moldflow*-Schnittstelle übertragen werden, müssen sie für jede PID je nach Wandstärke per Hand eingegeben bzw. übertragen werden.

#### **4.2.3. Elasto-(visko)plastische Modellierung**

Aufgebaut werden die mikromechanischen Modelle in *Digimat* über ein repräsentatives Volumenelement (RVE). Dem Element können bis zu 20 Schichten, evtl. aus *Moldflow* importiert, mit individuellen Orientierungstensoren zugewiesen werden. Die Fasern werden mit einem isotrop linear elastischen Modell abgebildet. Die Matrix kann ebenfalls linear elastisch oder mit verschiedenen elasto-plastischen bzw. elasto-viskoplastischen Modellen abgebildet werden. Zur Abbildung plastischer Eigenschaften wird also davon ausgegangen, dass diese für die Fasern vernachlässigt werden können. Die nichtlinearen Eigenschaften der Matrix können über verschiedene Parametermodelle mit von Mises oder Drucker/Prager Plastizität (s. Kapitel 2.2.3.) abgebildet werden. Elasto-(visko)plastische Rechenansätze erfordern, wie in Kapitel 2.2.3. und 2.2.4. erläutert, eine Trennung der Gesamtdehnung in einen elastischen und in einen plastischen Bereich. Der Übergang ist bei Kunststoffen von verschiedenen Faktoren wie Dehnrate, Temperatur und Feuchte abhängig. Dies kann in den Materialmodellen nicht berücksichtigt werden.

Die Basis für isotrope Materialmodelle bildet also das elastische Verhalten des Werkstoffs, welches mit Hilfe des E-Moduls und der elastischen Querkontraktion nach

Hooke idealisiert linear beschrieben wird. Die genaue Ermittlung der Fließgrenze ist für Kunststoffe experimentell nur mit hohem Aufwand möglich. Da bei dem Einsatz der gewählten Berechnungsmethoden das Setzen der Grenze keinen mechanisch charakteristischen Hintergrund hat, kann hier auf eine genaue Identifizierung über Versuche verzichtet werden. Bei Modellen ohne separatem Schädigungsmodell wird zudem die Rückfederung über den elastischen Bereich („entlang der Hook'schen Geraden“) gesteuert, was nicht dem Materialverhalten entspricht, so dass Schädigungsparameter definiert werden müssen. Dies ist in Digimat allerdings nicht in Kombination mit einem elasto-viskoplastischen Modell möglich. Die zur Verfügung stehenden funktionalen Ansätze zur Abbildung der Plastizität der Matrix sind:

“Power law”  $\sigma = k \cdot \varepsilon^m$  (Gl. 4-1)

e-Funktion  $\sigma = \sigma_Y \cdot (1 - e^{(-m \cdot \varepsilon)})$  (Gl. 4-2)

e-Funktion mit linearem Ausklang  $\sigma = \sigma_Y \cdot (1 - e^{(-m \cdot \varepsilon)}) + k \cdot \varepsilon$  (Gl. 4-3)

Herangezogen wird der Ansatz nach Gl. 4-3.

Über die Homogenisierung wird das Verhalten des Verbunds berechnet (s. Kapitel 2.2.6.). Das Element wird uniaxial auf Zug mit definierten konstanten Dehnraten für elasto-viskoplastische oder quasi-statisch für elasto-plastische Modelle belastet. Der Theorie nach genügt die Eingabe der Modellparameter der einzelnen Phasen, um die mechanischen Eigenschaften des Verbunds, hier des RVE, darzustellen. Um dies validieren zu können, muss die Berechnung mit Versuchsdaten verglichen werden. Hierfür werden die Ergebnisse der Zugversuche herangezogen. Es muss postuliert werden, dass die Spannungs-Dehnungsbeziehungen, die aus dem parallelen Bereich der Zugproben gewonnen wurden, ebenfalls uniaxiale Spannungszustände repräsentieren. Dies ist nicht für den gesamten Verformungsweg gegeben, kann aber an dieser Stelle aus versuchstechnischen Gründen nicht exakt realisiert werden, und es ist somit eine gewisse Einschränkung hinzunehmen. Weiterhin gilt bei den hier betrachteten mikromechanischen Modellen die Annahme der idealen Haftung zwischen Faser und Matrix, was ebenfalls im Versuch als nicht wahrheitsgemäß nachgewiesen wurde. Unter Berücksichtigung dieser Einschränkungen ist die alleinige

Eingabe der Einzelparameter beispielsweise mit Werten aus der Literatur also vermutlich nicht ausreichend. Das globale Verhalten muss folglich mit Hilfe der zur Verfügung stehenden Parameter der einzelnen Phasen angepasst werden. Die Parameter müssen demnach so gewählt werden, dass letztendlich das Verhalten des Verbunds korrekt wiedergegeben wird, und sie sind physikalisch nicht mehr zwingend für das Verhalten der entsprechenden Einzelphase gültig. Die Anpassung wird über einen Optimierungsalgorithmus nach der Methode des Reverse Engineering durchgeführt. Das Schaubild in Abb. 4-10 zeigt die Vorgehensweise des mikromechanischen Modellaufbaus bzw. der einhergehenden Anpassung der Parametermodelle.

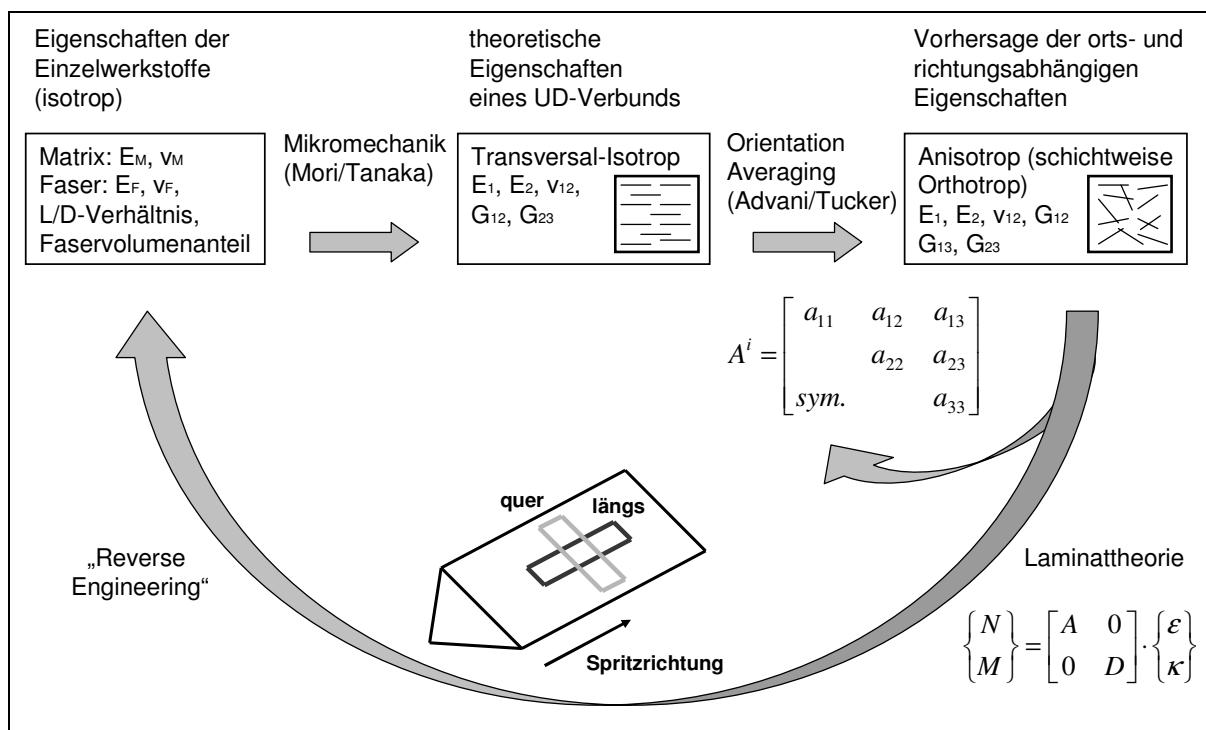


Abb. 4-10 Schema zur Anpassung integrativer mikromechanischer Modelle (für linear elastische Betrachtungen im ebenen Spannungsraum)

Der Theorie nach dürften sich die Parameter der beiden Phasen für die beiden untersuchten Werkstoffe, die nur einen unterschiedlichen Faserfüllgrad haben, nicht unterscheiden. Dies hat sich im Verlauf der Arbeit als nicht gegeben herausgestellt, so dass angenommen werden kann, dass der „Grad der Manipulation“ der Parameter abhängig vom Faserfüllgrad ist.

Als Designvariablen für den Optimierungsalgorithmus zum Reverse Engineering kann aus numerischen Gründen nur eine eingeschränkte Anzahl an Parametern defi-

niert werden. Zur Anpassung des nichtlinearen Verhaltens werden die Parameter  $E_M$ ,  $\sigma_Y$ ,  $m$  und  $k$  des Modells der Matrix gewählt. Aufgrund der fehlerhaften Spritzgußsimulation werden für das RVE die aus der experimentellen Ermittlung der Orientierungstensoren ermittelten Daten genutzt. Zur Optimierung können an dieser Stelle zwei Zielfunktionen, die quasi-statischen Belastungen des RVE „längs“ und „quer“, herangezogen werden. Die Ergebnisse sind in Abb. 4-11 dargestellt.

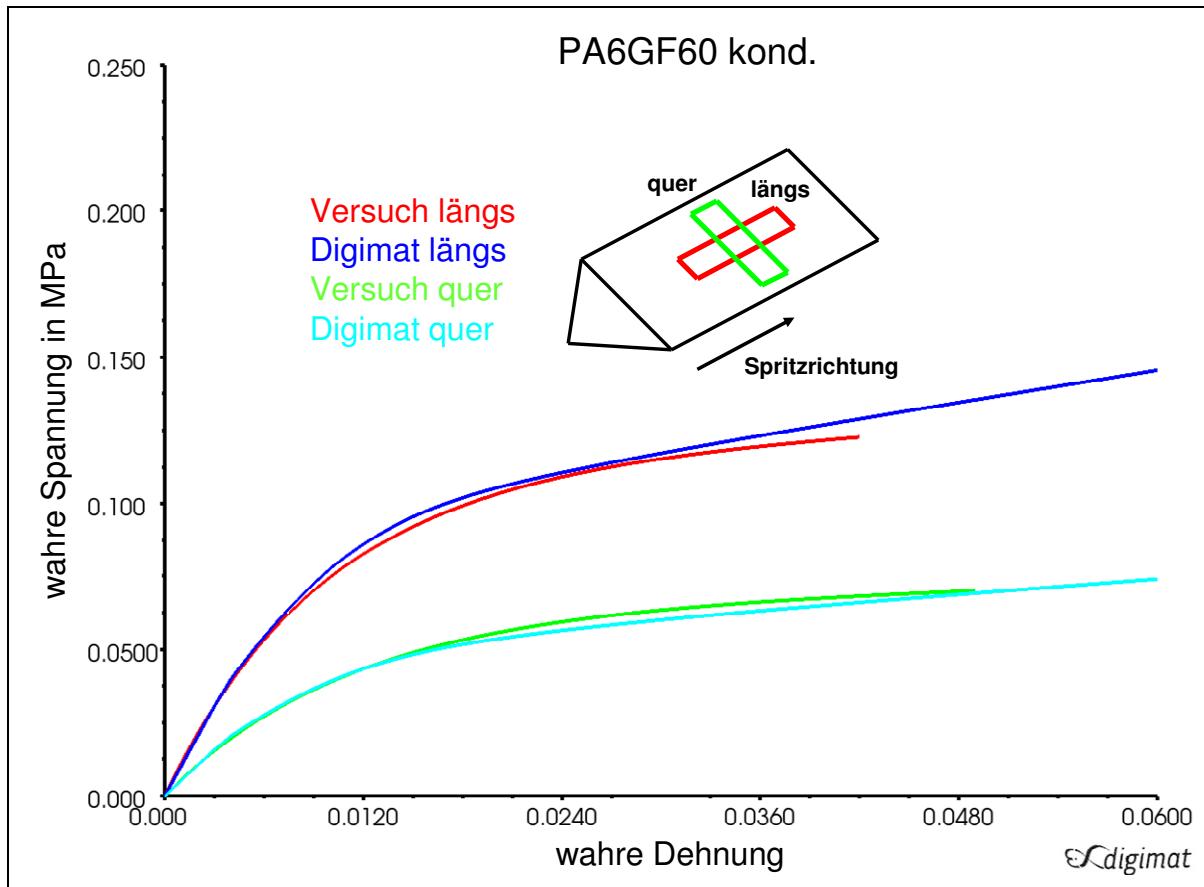


Abb. 4-11 Mikromechanisches Modell (elasto-plastisch)

Als Versagensmodell wird ein makroskopisch anisotroper Ansatz mit Zug-Druck-Abhängigkeit gewählt. Die entsprechenden Parameter werden erst bei der Nachrechnung des Zugversuchs und nicht am RVE angepasst, da Versagensdehnungen sensitiv gegenüber Elementgrößen sind.

Zur Anpassung eines elasto-viskoplastischen Modells müssen unter Rücksichtnahme der Möglichkeiten in der numerischen Optimierung bestimmte weitere Annahmen getroffen werden. Belastet wird das RVE dehnratekonstant und kann demnach auch nur mit dehnratekonstanten Daten validiert werden. Es werden die aus den Schnellzerreißversuchen ermittelten Kurven, die über den Johnson/Cook Ansatz

gefittet wurden, herangezogen. Es erfolgt dabei also die Anpassung eines Modells auf ein weiteres Modell, wobei eventuelle Fehler erweitert werden könnten. Die Anzahl an möglichen Zielfunktionen für eine Optimierung ist aus numerischen Gründen begrenzt. Das elasto-viskoplastische Parametermodell kann hier nur auf eine Orientierungsrichtung mit drei verschiedenen Dehnraten angepasst werden. Postuliert wird dabei also zusätzlich, dass die Dehnrateabhängigkeit von einer auf die andere Hauptorientierung übertragbar ist. Diese Herangehensweise wurde in Kapitel 3.6. als annähernd zulässig nachgewiesen. In Abb. 4-12 sind die Ergebnisse dargestellt.

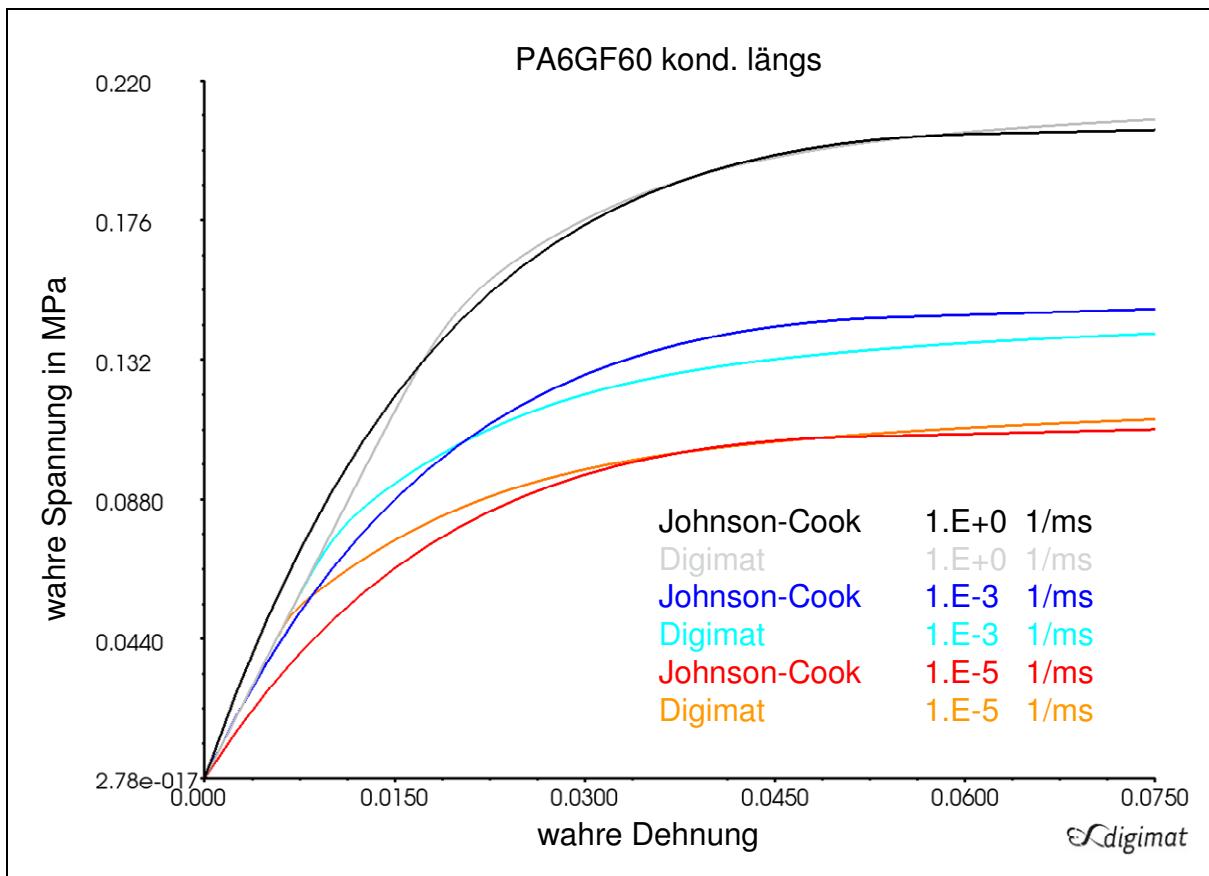


Abb. 4-12 Mikromechanisches Modell (elasto-viskoplastisch)

Deutlich wird, dass das viskoelastische Verhalten nicht wiedergegeben werden kann. Der E-Modul der Matrix ist abhängig von der Dehnrate. Das Modell kann dies nicht abbilden, und es muss hier ein Kompromiss gefunden werden. Es erfolgt eine Anpassung auf eine mittlere Dehnrate. Das makroskopisch anisotrope Versagensmodell wird mit einer Dehnrateabhängigkeit erweitert. Die mikromechanischen elasto-viskoplastischen Modelle in *Digimat* wurden im Rahmen dieser Arbeit nur für

das PA6GF30 aufgebaut.

Über das mikromechanische Modell mit Information der Orientierungstensoren werden dann die transversal-isotropen Eigenschaften auf die Elemente in *LS-Dyna* übertragen. Hier können, wie zuvor beschrieben, sowohl Volumenelemente für jede abzubildende Materialschicht als auch Schalenelemente mit Layerfunktion und anschließender Berechnung über die Laminattheorie genutzt werden.

### 4.3. Isotrope Ansätze

Mit Hilfe eines isotropen elasto-(visko)plastischen Modells können nur spezifische Zustände des Materials in Bezug auf die Faserorientierung abgebildet werden. Die Kunststoffe wurden längs und quer zur Vorzugsausrichtung der Fasern charakterisiert. Repräsentiert sind dadurch die gegensätzlich maximal möglichen Ausprägungen der mechanischen Eigenschaften unter Zugbelastung. Bei entsprechenden Voraussetzungen können, wie beschrieben, verschmierte Modelle zum Einsatz kommen. Gemittelt werden dabei die Eigenschaften, die längs und quer zur Spritzrichtung aus den Versuchen der Charakterisierung vorliegen, um so eine ideal unregelmäßige Verteilung der Fasern als Annäherung abzubilden. Es werden sowohl die elasto-(visko)plastischen Eigenschaften als auch die Bruchdehnungen gemittelt. Es sei hier angemerkt, dass die Herstellung eines Probekörpers zur Validierung derartiger Eigenschaften, also mit „ideal wirr“ verteilten Fasern, im Spritzgussverfahren nicht möglich ist. Demnach müssen die Modelle zunächst auf die Eigenschaften längs und quer angepasst werden, um im Anschluss die Daten mitteln bzw. verschmieren zu können. Großer Vorteil isotroper Ansätze gegenüber integrativen Methoden sind der im Vergleich einfache Modellaufbau, die deutlich kürzere Rechenzeit und die numerische Stabilität.

Deutlich wird in der Darstellung der Kurven in Abb. 4-13 die Spannungs-Dehnraten-Abhängigkeit über den gesamten Dehnungsbereich. Die Aufspaltung in einen elastischen und einen viskoplastischen Bereich (s. Kapitel 2.2.3. und 2.2.4.) ist an dieser Stelle also nur mit Einschränkungen möglich. Elasto-viskoplastische Materialmodelle erfordern die Definition eines dehnratenkonstanten E-Moduls, welcher Versuchsseitig als dehnratenabhängig identifiziert wurde. An dieser Stelle wird also eine maßgebliche Grenze der Modelle aufgezeigt bzw. der Notwendigkeit der Weiterentwicklung von viskoelastisch-viskoplastischen Modellen Nachdruck verliehen. Es ergibt sich eine ähnliche Einschränkung wie bei den mikromechanischen Modellen.

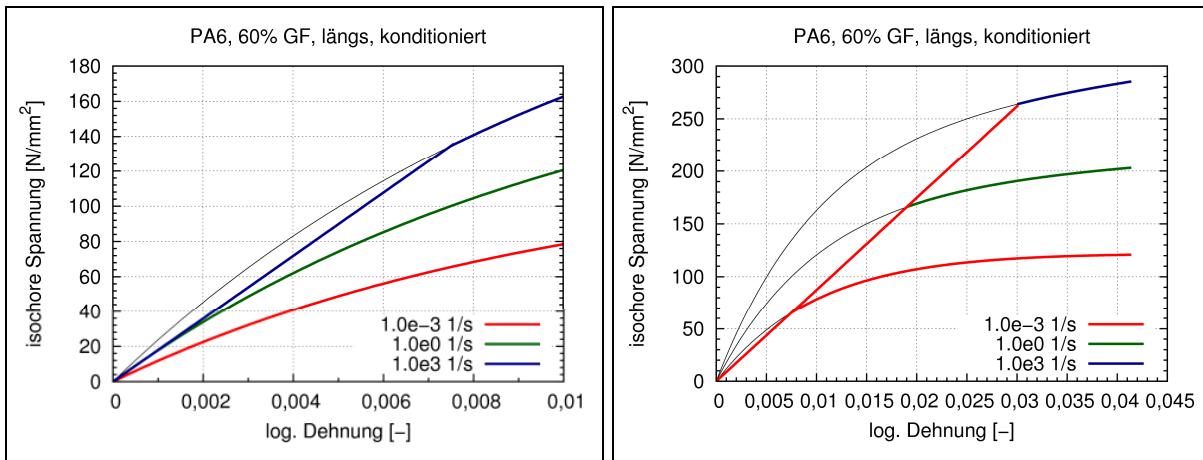


Abb. 4-13 Anpassung E-Modul an oberster Dehnrate (links) und an unterster Dehnrate (rechts)

Folgend wird eine Handhabung zur Anwendung elasto-viskoplastischer Materialmodelle vorgeschlagen:

- Die Fließgrenze wird künstlich auf einen niedrigen Wert gelegt, um die viskoelastischen Eigenschaften mit dem viskoplastischen Modell abbilden zu können. Hierbei muss darauf geachtet werden, dass die Grenze nicht so niedrig liegt, dass numerische Instabilitäten resultieren. Es muss also ein gewisser elastischer Bereich vorhanden sein. Die Auswertung plastischer Dehnungen ist daher nur leicht fehlerbehaftet möglich.
- Der E-Modul wird möglichst an die oberste Dehnrate angepasst. Dies ist u.a. notwendig, da die Steigung der Fließkurven nicht höher als die des E-Moduls sein sollte, um eventuelle numerische Instabilitäten zu vermeiden.
- Die Rückfederung wird durch diese Verfahrensweise zusätzlich leicht fehlerbehaftet wiedergegeben. Optimierungen können über ein Schädigungsmodell vorgenommen werden.

Demnach wird der Focus auf die Abbildung des Verformungsverhaltens bis zur Belastungsgrenze gelegt und leicht fehlerhafte energetische Gesamtbilanzen werden wissentlich in Kauf genommen. Dies bezieht sich allerdings nur auf den Fall der Entlastung ohne Versagen. Durch die genauere Abbildung der Verformung können auch die Versagensmodelle genauer angepasst werden und somit im Versagensfall

auch energetische Validierungen vorgenommen werden.

Beim Aufbau elasto-plastischer Modelle können E-Modul und Fließgrenze getreu den quasi-statischen Versuchen angepasst werden.

#### 4.3.1. Elasto-(visko)plastisches Modell nach von Mises

Das Materialmodell MAT\_24 („piecewise linear plasticity“) in *LS-Dyna* ist ein isotrop elasto-viskoplastisches Modell mit von Mises Plastizität. Diese wird dabei inkrementell über den Tangentenmodul einer charakteristischen Kurve (der „Load-Curve“) gesteuert. Diese bildet die wahre Spannung über der wahren logarithmischen plastischen Dehnung ab. Vorausgesetzt wird dabei gemäß von Mises eine plastische Volumenkonstanz. Als Versagenskriterium kann nur eine dehnratenunabhängige Vergleichsdehnung definiert werden. Die für dieses Modell erforderlichen Parameter umfassen die folgenden Größen:

- Dichte  $\rho$
- Elastizitätsmodul  $E$
- Querkontraktionszahl  $\nu$
- Verfestigungskurven  $\sigma(\varepsilon_p)$  für jeweils konstante Dehnraten
- maximale plastische Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{pmax}$  (dehnratenunabhängig)

Da für die Zugversuche Schulterproben genutzt wurden, bei denen kein uniaxialer Spannungszustand über die gesamte Probenlänge herrscht, müssen bei den entsprechenden Simulationen der gesamten Probe die anisotropen Eigenschaften des Werkstoffs berücksichtigt werden. Deutlich wird dies an der in Abb. 4-14 gezeigten Darstellung, wo verschiedene Auswerte- bzw. Dehnungsbereiche in Bezug auf eine isotrope Berechnung miteinander verglichen werden. Ein uniaxialer Spannungszustand herrscht nur im parallelen Bereich der Probe. Vergleicht man den Kraft-Weg-Verlauf dieses Bereiches mit der Simulation, stimmen die Berechnungsergebnisse, da die Spannungs-Dehnungsbeziehung auf diesen idealen Zustand bezüglich Faserorientierung und Spannungszustand auf das Modell angepasst wurden. In Richtung der Einspannungen herrscht ein überlagerter Spannungszustand, so dass hier die Verformungen durch die Anisotropie des Werkstoffs beeinflusst werden. Isotrope Modelle können dies nicht wiedergeben. Daher weichen die Kraft-Weg-Kurven der isotropen Simulation von den aus dem Versuch entsprechend ausgewerteten Kurven

ab. Zur Quantifizierung des  $p/q$ -Verhältnisses dient Tabelle 2-1.

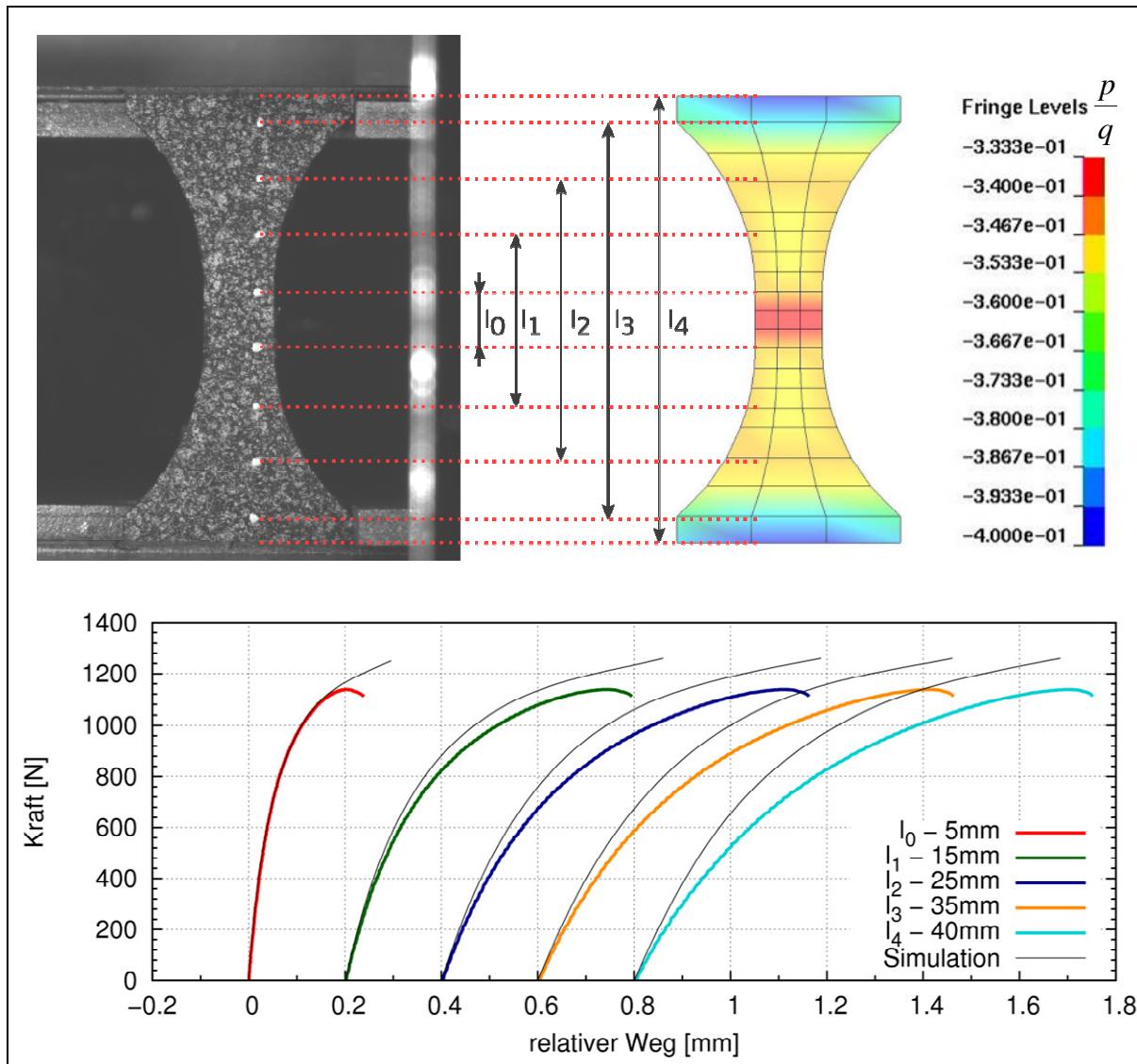


Abb. 4-14 Vergleich verschiedener Auswertelängen einer Zugprobe in Bezug auf isotrope Berechnungen

### 4.3.2. Elasto-(visko)plastisches Modell SAMP

Das Modell MAT\_187 („semi analytical model for polymers SAMP“) in *LS-Dyna* bietet die Möglichkeit, Werkstoffkennwerte abhängig vom Spannungszustand und der Dehnrate zu betrachten. Dies gilt aber nur für den plastischen Bereich. Analog zum MAT\_24 wird der elastische und plastische Bereich getrennt, wobei der elastische äquivalent über ein isotropes linear elastisches Modell nach Hooke abgebildet wird. Plastische Fließkurven hingegen können für Zug-, Druck- und Schubspannungszustände unabhängig voneinander eingegeben werden. Zusätzlich kann die plastische

Querkontraktion sowohl als konstanter Wert als auch als Kurve über der plastischen Dehnung eingegeben werden, und somit ergibt sich auch die Möglichkeit, nicht assoziiertes plastisches Fließen abzubilden.

MAT\_SAMP ist ein Modell für homogene Werkstoffe, so dass an dieser Stelle ebenfalls nur eine Anpassung an die beiden untersuchten Faserorientierungen „längs“ und „quer“ möglich ist. Wie bei den MAT\_24 Materialkarten wird aus den Daten eine gemittelte MAT\_SAMP erstellt. Betrachtet man die Schubeigenschaften, so muss unter der Annahme der Isotropie ebenfalls nach dem „Min-Max-Szenario“ verfahren werden. Hier repräsentiert die Schubbelastung unter  $45^\circ$  Faserorientierung, welche mikromechanisch eine Zug-Druck-Belastung der Fasern ist, die obere Grenze und der Schub unter  $0^\circ/90^\circ$  die untere. Dargestellt wird dies in Abb. 4-15.

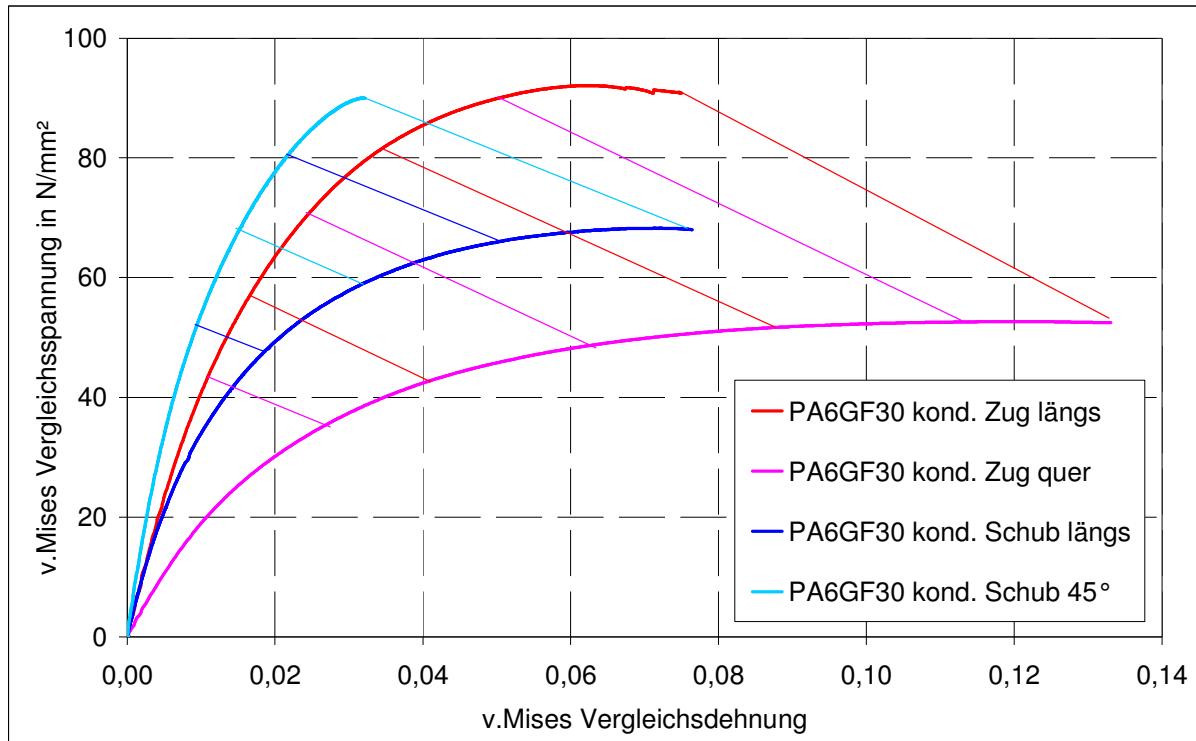


Abb. 4-15 Vergleich Min-Max-Bereich Zug mit Min-Max-Bereich Schub (PA6GF30 kond.)

Auch entsprechende Versagenswerte für die Bruchdehnung können abhängig vom Spannungszustand und der Dehnrate definiert werden (s. Abb. 4-16). Daraus resultiert ein großer Vorteil für die Berechnung von Kunststoffen.

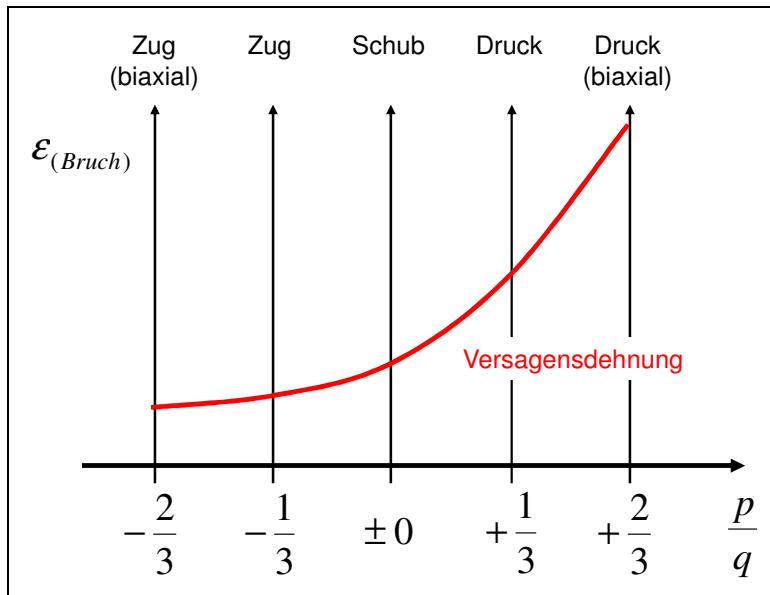


Abb. 4-16 Versagensmodell in MAT\_SAMP

Auch die Bruchdehnungen werden für die letztendliche Anwendung gemittelt. Bei vielen Konfigurationen mit wenig ausgeprägten Faserorientierungen in einem Bauteil ist diese Herangehensweise bzw. diese Methode zur Berechnung also eine bessere Möglichkeit der Verschmierung. Aus Gründen der höheren numerischen Stabilität wird im Rahmen dieser Arbeit die Option der multilinear Abbildung der Fließfläche (s. Kapitel 2.2.3., Abb. 2-7) genutzt. Für weiterführende Details zum SAMP-Modell wird auf [Koll05], [Vogl07] und [Dub06] verwiesen.

#### 4.4. Anisotroper semi-integrativer Ansatz

Als anisotropes Ersatzmodell gegenüber der mikromechanischen integrativen Methode wird eine phänomenologische anisotrope Methode entwickelt, die Vorteile in Bezug auf die Rechenzeit und die numerische Stabilität bietet. Die Übertragung von Faserorientierungen wird dabei allerdings „per Hand“ realisiert. Dies ist unter Berücksichtigung des zeitlichen Aufwands nur sinnvoll, wenn das Bauteil grob in verschiedene Orientierungsbereiche aufgeteilt werden kann. Es wird also nicht global verschmiert wie bei den isotropen Ansätzen sondern nur in Bereichen. Bei hochkomplexen Bauteilen ist diese Methode also auch nur mit einem entsprechenden zeitlichen Aufwand realisierbar. Die anisotropen Eigenschaften, die über die Versuche „längs“ und „quer“ vorliegen, werden in bestimmte Abschnitte bezüglich der Faserorientierung übertragen. Postuliert wird dabei ein linearer Zusammenhang. Um das anisotrope elasto-plastische Verhalten abzubilden, wird das Materialmodell

MAT\_108 (s. [Live09] „MAT\_ORTHO\_ELASTIC\_PLASTIC“) herangezogen. Dies ist ein orthotrop elastisch-plastisches Modell mit einem anisotropen Fließkriterium nach Hill. Abgebildet werden kann nur ein ebener Spannungszustand, und es ist demnach nur für Schalenelemente nutzbar. Ein Versagensmodell ist nicht implementiert. Die Nachgiebigkeitsmatrix  $S$  der linear elastischen Orthotropie im ebenen Spannungsräum ist Gl. 2-23 zu entnehmen. Die Fließgrenze wird über das Kriterium nach Hill (s. Gl. 2-30 bis 2-37) bestimmt. Der plastische Bereich wird über eine Fließkurve abgebildet, die durch drei Parameter für die Abbildung der Eigenschaften in den zwei Raumrichtungen und für den Schub skaliert werden kann. Um dieses Modell auf kurzfaser verstärkte Kunststoffe anwenden zu können, werden die Eigenschaften als orthotrop angenommen und nur über die Wandstärke und orthotropen Hauptrichtungen verschmiert und nicht als Gesamtes wie für MAT\_24 und MAT\_SAMP.

Da die Charakterisierung makroskopische mechanische Eigenschaften in Abhängigkeit der zwei ebenen Hauptraumrichtungen liefert, können für die Anpassung der Versuche „längs“ der E-Modul und die Querkontraktionen in der Ebene direkt genutzt werden (makroskopisch phänomenologische Herangehensweise). Für die Werte in Normalenrichtung („off plane“) müssen Annahmen getroffen werden. Als Hauptrichtung (Spritzrichtung längs) wird also die 1-Richtung definiert. Aus den Untersuchungen der Faserorientierung ging hervor, dass der relevante Bereich der Platten, aus denen die Zugproben entnommen wurden, eine über die Wandstärke gemittelte Orientierung von ca. 75% hat. Postuliert wird, dass dies für spritzgegossene Bauteile einen Maximalwert darstellt. Die entsprechende Fließkurve gilt also unskaliert (100%, bzw. gleich 1) für mittlere Ausrichtungen von 75%. Die weiteren Hill-Parameter für diese maximale Konfiguration können mittels der entsprechenden Versuche quer zur Hauptrichtung und ebener Schub angepasst werden. Somit ist ein Modell erstellt, was die elasto-plastischen Eigenschaften für den Faserorientierungszustand des Bereichs der Probenentnahme aus den genutzten Platten in Kapitel 3. repräsentiert. Nach der Interpretation einer Spritzgußsimulation eines Bauteils und der Einteilung in Orientierungsbereiche mit einer mehr oder weniger möglichen bzw. gewollten Auflösung, müssen die entsprechenden Modelle für die jeweiligen Bereiche angepasst werden. Dafür müssen entsprechend der prozentualen Ausrichtung (über Wandstärke verschmiert) der E-Modul in 1-Richtung runter sowie der E-Modul in 2-Richtung und der Schubmodul (1-2-Richtung) hoch skaliert werden. Äquivalent wird mit den R-Werten zur Abbildung der Plastizität und den folgend beschriebenen Versagenskri-

terien verfahren. Weitere Erläuterungen folgen in der Anwendung auf ein spritzgegossenes Bauteil in Kapitel 5.3.

Um das anisotrope Versagen abbilden zu können, muss ein weiteres Materialmodell herangezogen werden, da in dem Modell MAT\_108 kein Versagenskriterium implementiert ist. Hierzu wird das transversal-isotrop elastische Modell MAT\_54 (s. [Live09] „MAT\_ENHANCED\_COMPOSITE\_DAMAGE“) genutzt. Implementiert ist ein Versagenskriterium nach Chang/Chang (s. [LIVE09]). Mit der Option „part\_composite“ (s. [LIVE09]) lassen sich verschiedene Materialmodelle auf einzelne Integrationspunkte einer Schale zuweisen. Als zielführend haben sich Schalenelemente mit fünf Integrationspunkten und einem gemäß Abb. 4-17 dargestellten Schichtaufbau erwiesen. Der Aufbau hat keinen Zusammenhang mit dem in Kapitel 3.2. identifizierten Schichtaufbau, der sich durch den Spritzgussvorgang einstellt. Um das elastisch-plastische Verhalten, das über MAT\_108 abgebildet wird, nicht zu beeinflussen, werden die Schichtstärken für MAT\_54 klein gehalten. Sie steuern nur die Lösung des Elements, sobald eines der Versagenskriterien erfüllt ist.

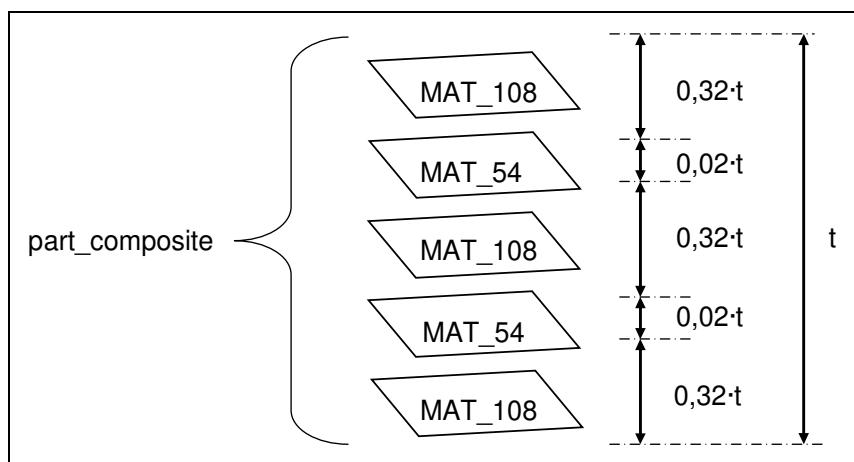


Abb.4-17 Elementaufbau für den semi-integrativen Berechnungsansatz

Das Versagen nach Chang-Chang definiert sich aus folgenden Beziehungen (s. [Live09]):

$$1\text{-Richtung Zug (Primärbelastung an den Fasern)} \quad \sigma_{11} > 0 \quad (\text{Gl. 4-4})$$

$$\epsilon_{t_{11}}^2 = \left( \frac{\sigma_{11}}{\sigma_{t_{\max 11}}} \right)^2 - 1 \quad (\text{Gl. 4-5})$$

$$\varepsilon_{t_{11}}^2 \geq 0 \quad \rightarrow \text{Versagen} \quad (\text{Gl. 4-6})$$

$$1\text{-Richtung Druck (Primärlast an den Fasern)} \quad \sigma_{11} < 0 \quad (\text{Gl. 4-7})$$

$$\varepsilon_{c_{11}}^2 = \left( \frac{\sigma_{11}}{\sigma_{c \max_{11}}} \right)^2 - 1 \quad (\text{Gl. 4-8})$$

$$\varepsilon_{c_{11}}^2 \geq 0 \quad \rightarrow \text{Versagen} \quad (\text{Gl. 4-9})$$

$$2\text{-Richtung Zug (Primärlast an der Matrix)} \quad \sigma_{22} > 0 \quad (\text{Gl. 4-10})$$

$$e_{t_{22}}^2 = \left( \frac{\sigma_{22}}{\sigma_{t \max_{22}}} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{12}}{\sigma_{\max_{12}}} \right)^2 - 1 \quad (\text{Gl. 4-11})$$

$$e_{t_{22}}^2 \geq 0 \quad \rightarrow \text{Versagen} \quad (\text{Gl. 4-12})$$

$$2\text{-Richtung Druck (Primärlast an der Matrix)} \quad \sigma_{22} < 0 \quad (\text{Gl. 4-13})$$

$$e_{c_{22}}^2 = \left( \frac{\sigma_{22}}{2 \cdot \sigma_{12}} \right)^2 + \left[ \left( \frac{\sigma_{c \max_{22}}}{2 \cdot \sigma_{\max_{12}}} \right)^2 - 1 \right] \cdot \frac{\sigma_{22}}{\sigma_{c \max_{22}}} + \left( \frac{\sigma_{12}}{\sigma_{\max_{12}}} \right)^2 - 1 \quad (\text{Gl. 4-14})$$

$$e_{c_{22}}^2 \geq 0 \quad \rightarrow \text{Versagen} \quad (\text{Gl. 4-15})$$

Für den Schub (1-2-Richtung, Primärlast an der Matrix) gilt ein Maximalschubspannungskriterium. Abb. 4-18 zeigt schematisch das Modell MAT\_54. Entgegen vieler endlosverstärkter duroplastischer Systeme, für die das hier genutzte Modell entwickelt wurde, ist die Widerstandskraft des kurzfaserverstärkten thermoplastischen Materials unter Druckspannung höher als unter Zugspannung.

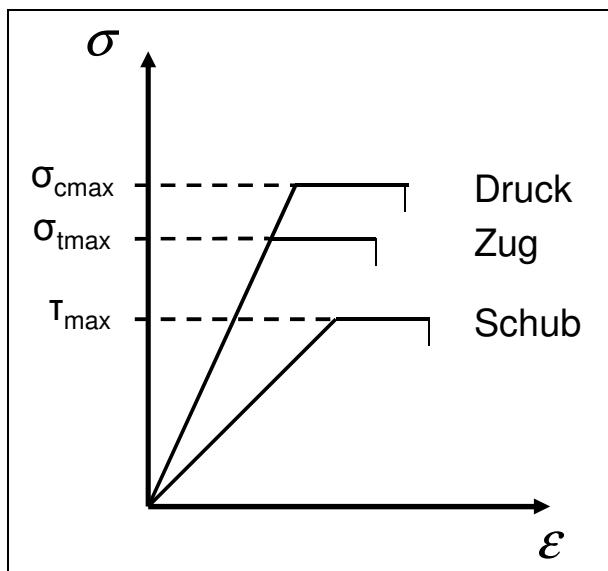


Abb. 4-18 MAT\_54

## 4.5. Diskussion der Ergebnisse

Folgend werden zunächst die Ergebnisse der genutzten und erarbeiteten Berechnungsmethoden in Bezug auf die Versuche der Charakterisierung vorgestellt und miteinander verglichen. Es wird an dieser Stelle nochmals darauf hingewiesen, dass die phänomenologischen isotropen Herangehensweisen (MAT\_24 und MAT\_SAMP) nur die hier untersuchten Faserorientierungen „längs“ und „quer“ der genutzten Platten zur Probekörperentnahme darstellen können, und die Ergebnisse in ihrer Güte nicht für spätere Anwendungen repräsentativ sind. Angemerkt sei weiterhin, dass Ergebnisse von Berechnungen mit *Digimat* unter Verwendung der analytisch ermittelten Orientierungstensoren dargestellt sind. Die Übertragung erfolgte durch ein hierfür geschriebenes Skript. Die Ergebnisse unter der Verwendung der mittels *Moldflow* berechneten Tensoren sind aufgrund der fehlerhaften Abbildung der Mittelschicht nicht repräsentativ und weichen demnach ab. Auf eine Darstellung bzw. einen Vergleich wird an dieser Stelle verzichtet. Die verschiedenen Möglichkeiten, Kraft-Weg-Verläufe miteinander vergleichen zu können, sind Abb. 4-3 zu entnehmen. Es werden nur exemplarische Ergebnisse dargestellt.

### 4.5.1. Berechnung der quasi-statischen Versuche

In den folgenden Diagrammen werden die Berechnungen der quasi-statischen Zugversuche miteinander verglichen.

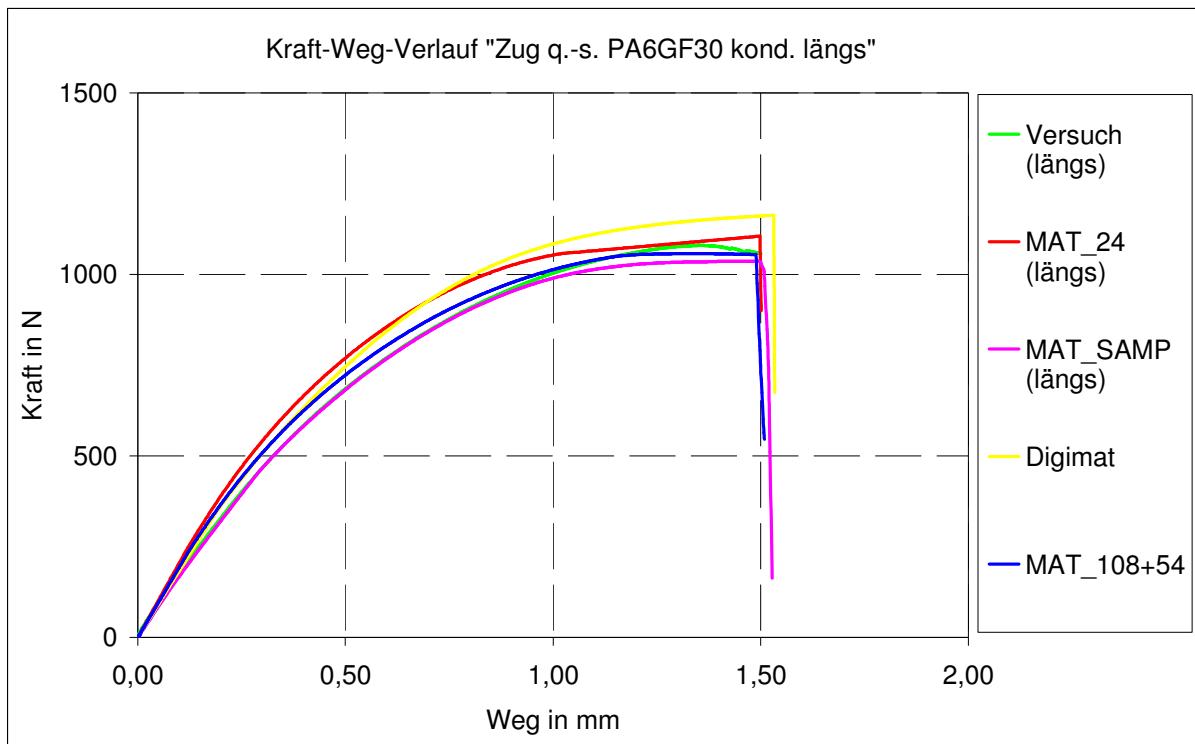


Abb. 4-19 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF30 kond. längs)

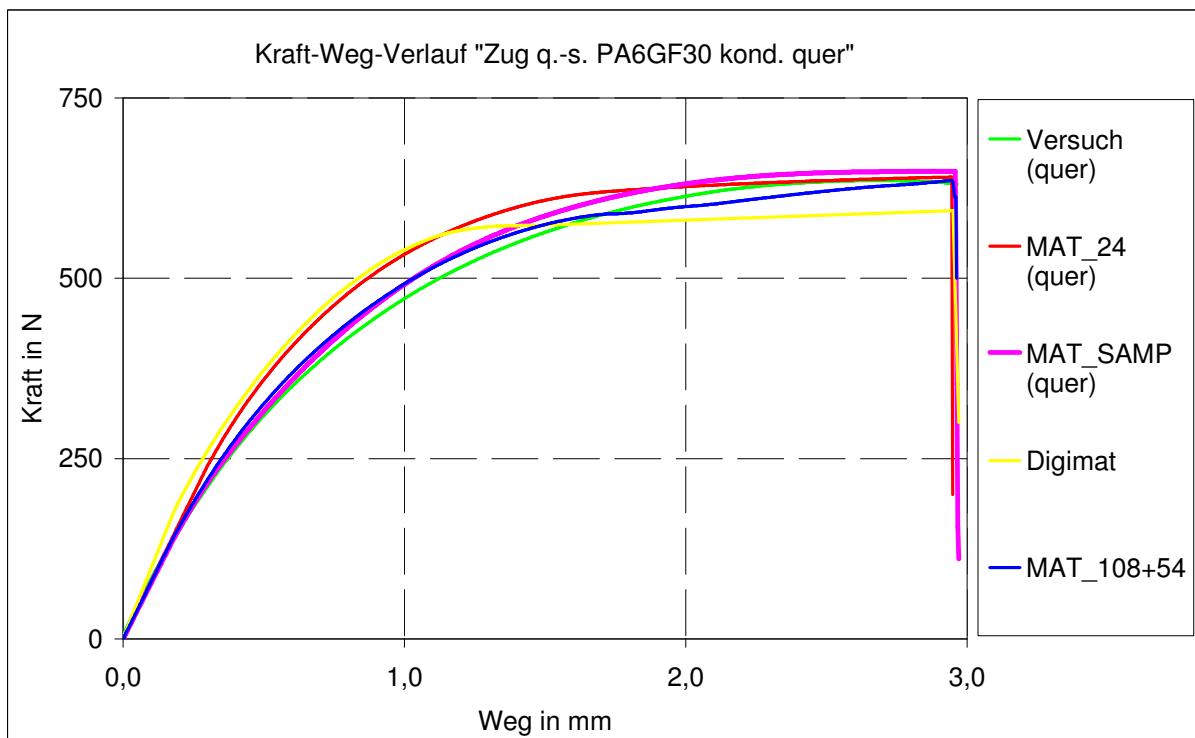


Abb. 4-20 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF30 kond. quer)

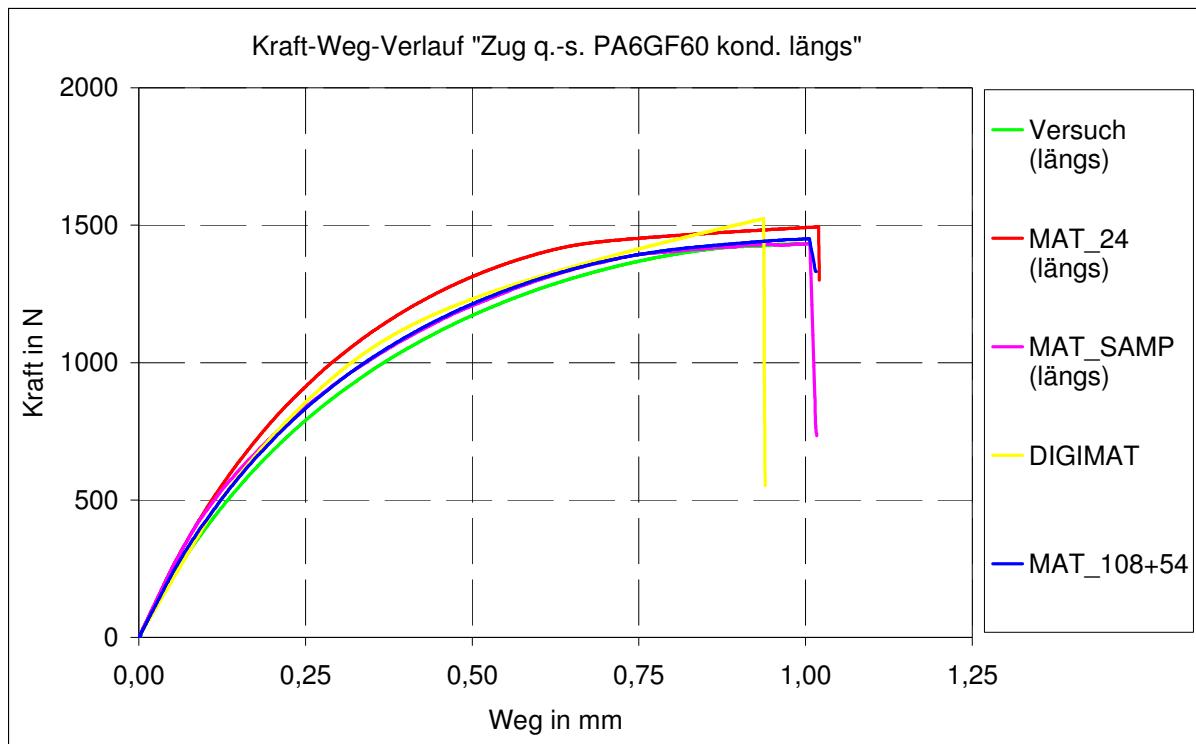


Abb. 4-21 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF60 kond. längs)

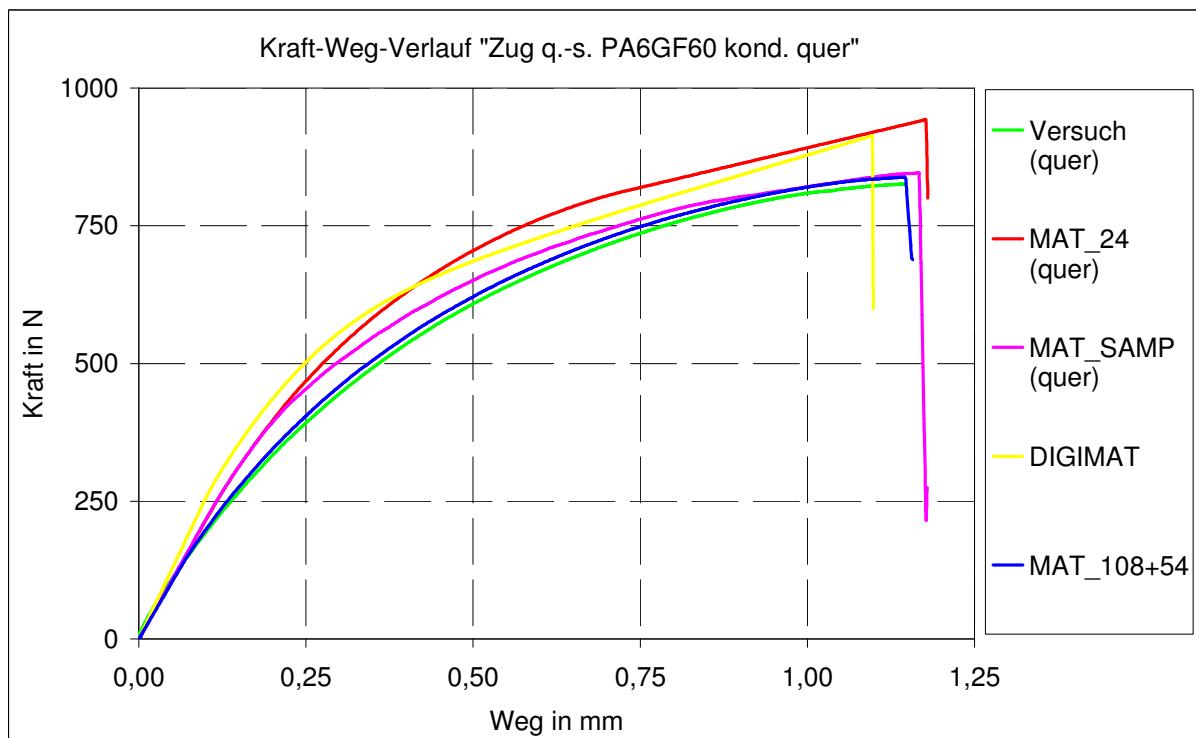


Abb. 4-22 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF60 kond. quer)

Die Abweichungen der Berechnungen mit *Digimat* werden mit Ungenauigkeiten im mikromechanischen Modell begründet. Angepasst wurden die Modelle auf ein RVE.

Die Effekte, die während der Belastung der Zugprobe herrschen, können nicht in vollem Umfang wiedergegeben werden. Die Begründung für die Abweichung der Ergebnisse der Berechnungen mit den isotropen Ersatzmodellen wurde in Kapitel 4.3. erläutert. Das Modell MAT\_SAMP zeigt im plastischen Bereich gegenüber dem MAT\_24 den Einfluss der Schubweichheit.

Zur Berechnung der Schubversuche sei angemerkt, dass die isotropen Ansätze unter Verwendung der Modelle, die über die Zugversuche mit längs zur Spritzrichtung entnommenen Proben aufgebaut wurden, das Verhalten nicht sinngemäß abbilden können. Dies gilt für den elastischen Bereich auch für die MAT\_SAMP Modelle. Daher werden nur Berechnungen mit Modellen durchgeführt, die über Querorientierte Proben aufgebaut wurden. Des Weiteren sind die in Kapitel 3.3. und 3.4. erläuterten Einschränkungen zu berücksichtigen.

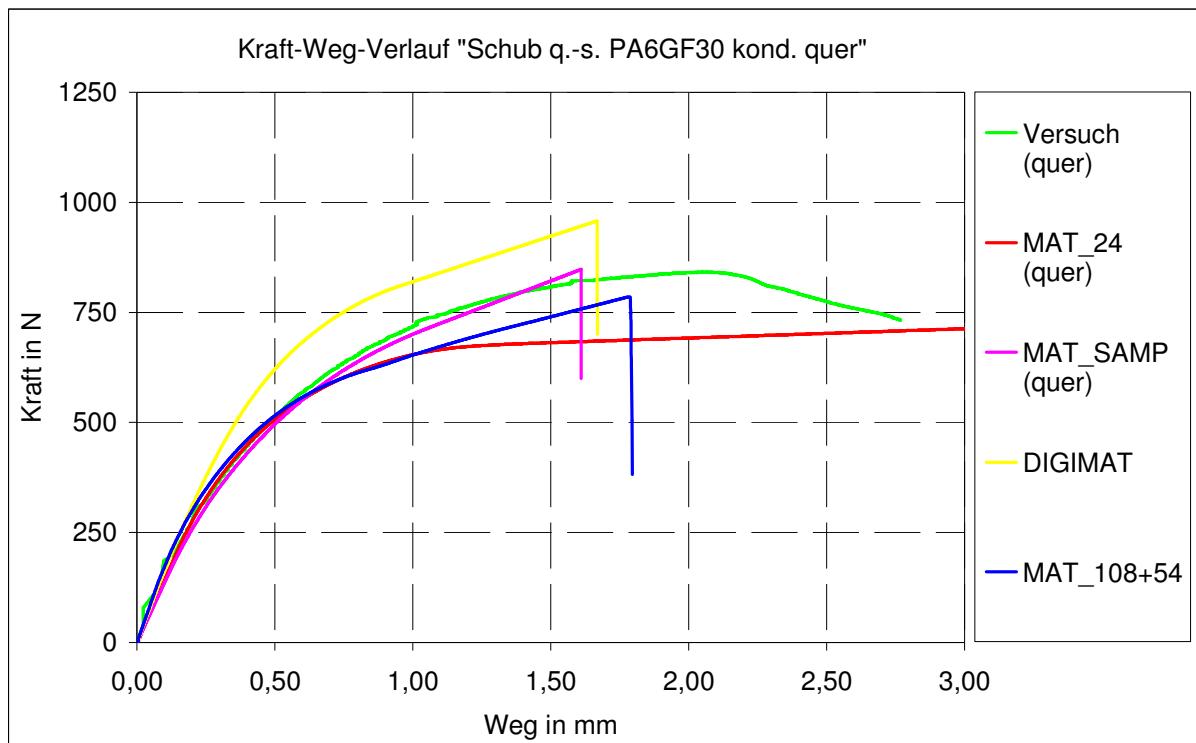


Abb. 4-23 Vergleich der Berechnungsmethoden (Schubversuche PA6GF30 kond. quer)

Bei der Berechnung der Schubversuche unter  $45^\circ$  und „längs“ ist nur die Berechnung über anisotrope Modelle sinnvoll möglich. Deutlich wird, dass das schubweiche Verhalten speziell bei hochgefüllten Werkstoffen mit dem MAT\_SAMP Modell zumindest für den plastischen Bereich abgebildet werden kann.

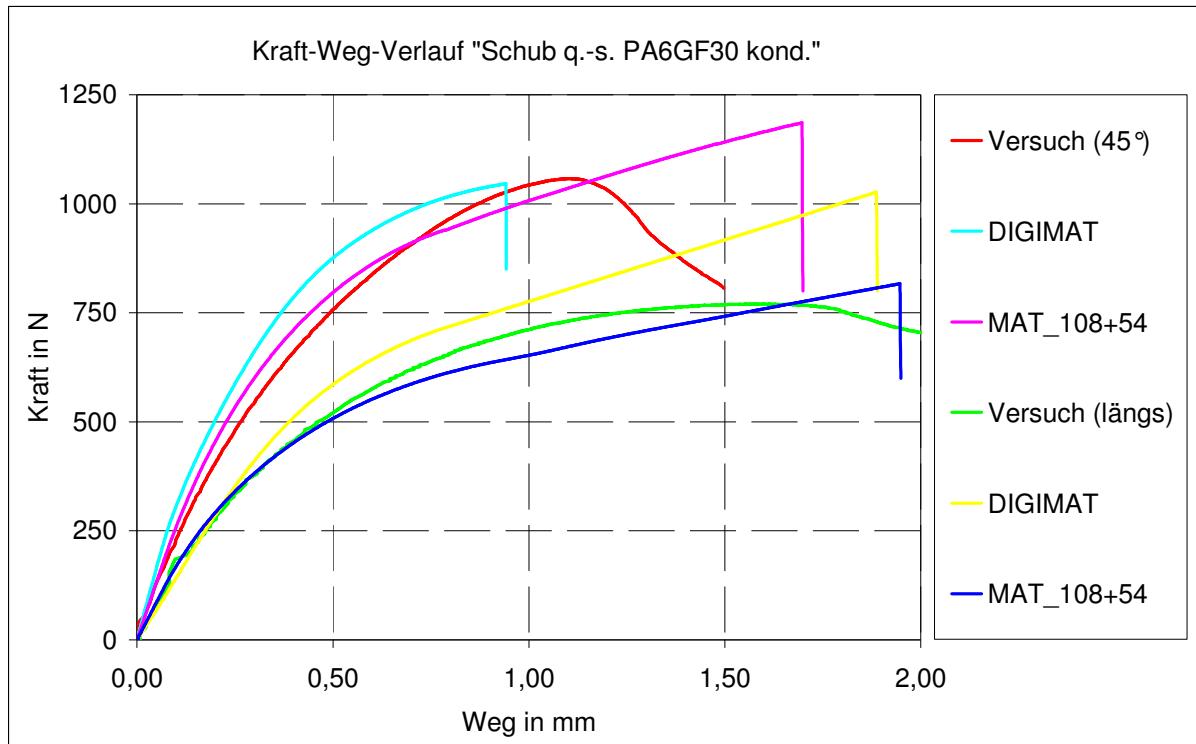


Abb. 4-24 Vergleich der Berechnungsmethoden (Schubversuche PA6GF30 kond. 45° und längs)

Die Berechnungen der Druckversuche müssen unter Berücksichtigung der in Kapitel 3.3. und 3.4. erläuterten Einschränkungen bewertet werden.

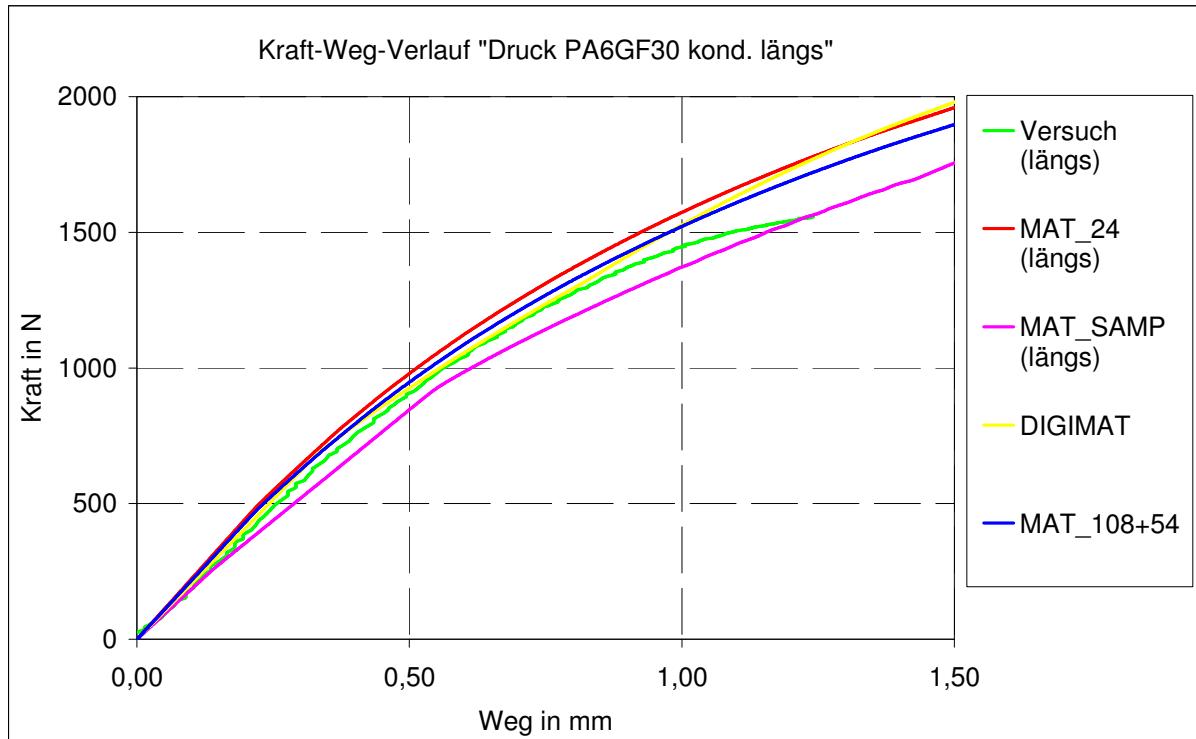


Abb. 4-25 Vergleich der Berechnungsmethoden (Druckversuche PA6GF30 kond. längs)

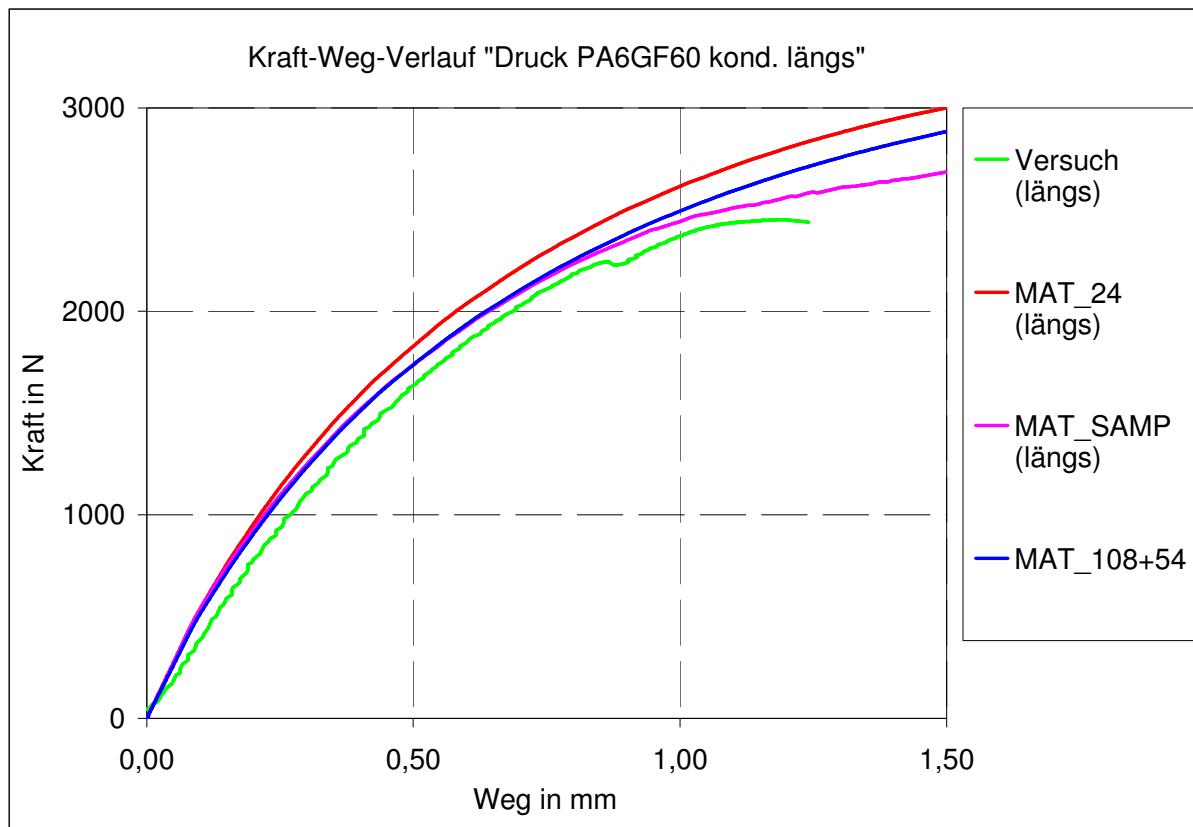


Abb. 4-26 Vergleich der Berechnungsmethoden (Druckversuche PA6GF60 kond. längs)

#### 4.5.2. Berechnung der Schnellzerreißversuche

Hingewiesen wird an dieser Stelle erneut darauf, dass in dem Modell MAT\_24 kein dehnratenabhängiges Versagenskriterium implementiert ist. Daher werden die Berechnungen hier ohne Versagenskriterium durchgeführt. Für die Versuche mit PA6GF60 wird auf die Berechnung mit MAT\_24 verzichtet. In *Digimat* wurde nur für das PA6GF30 ein elasto-viskoplastisches Modell aufgebaut. Da die Methode mittels der Modelle MAT\_108 und MAT\_54 nur eine elasto-plastische Modellierung ermöglicht, kann sie an dieser Stelle nicht sinnvoll eingesetzt werden und wird daher für keinen der beiden Werkstoffe betrachtet. Zum einen wird der Kraft-Weg-Verlauf über die gesamte Probenlänge (Traversenweg) und zum anderen der Kraft-Weg-Verlauf über den parallelen Bereich der Probe (optische Messung) herangezogen (vergl. Abb. 4-3).

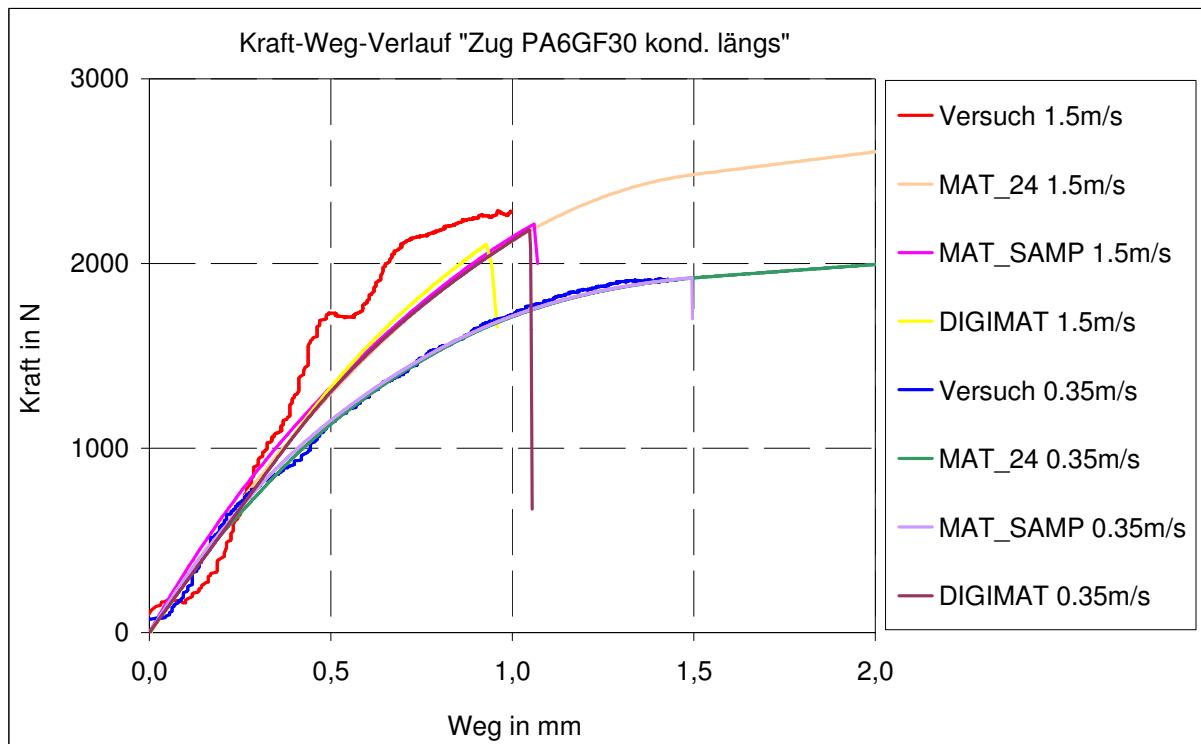


Abb. 4-27 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF30 kond. längs, Auswertung gesamte Probenlänge)

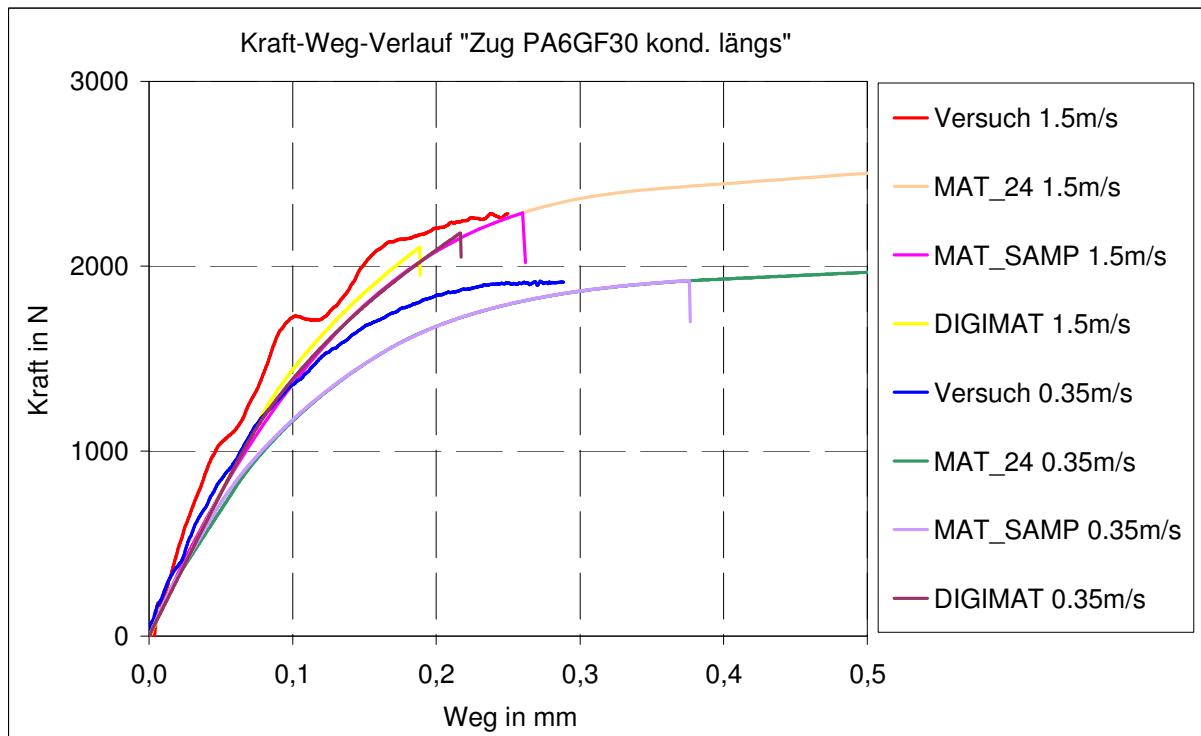


Abb. 4-28 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF30 kond. längs, Auswertung paralleler Bereich der Probe)

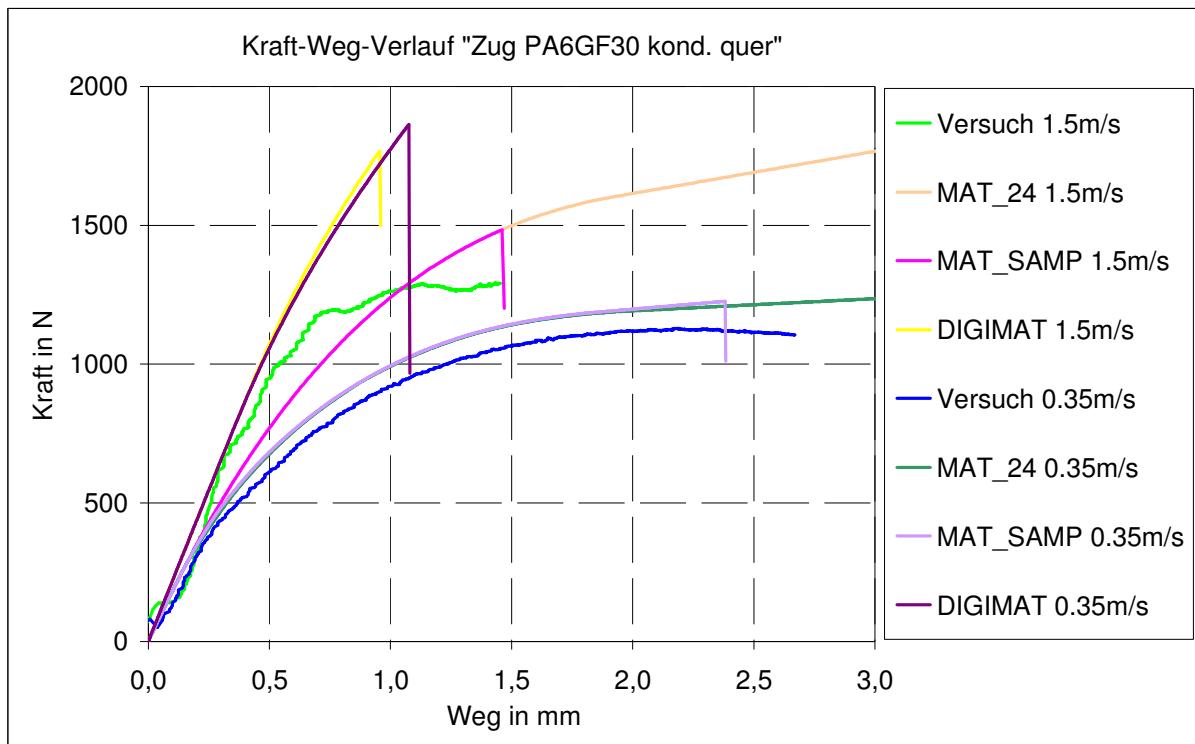


Abb. 4-29 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF30 kond. quer, Auswertung gesamte Probenlänge)

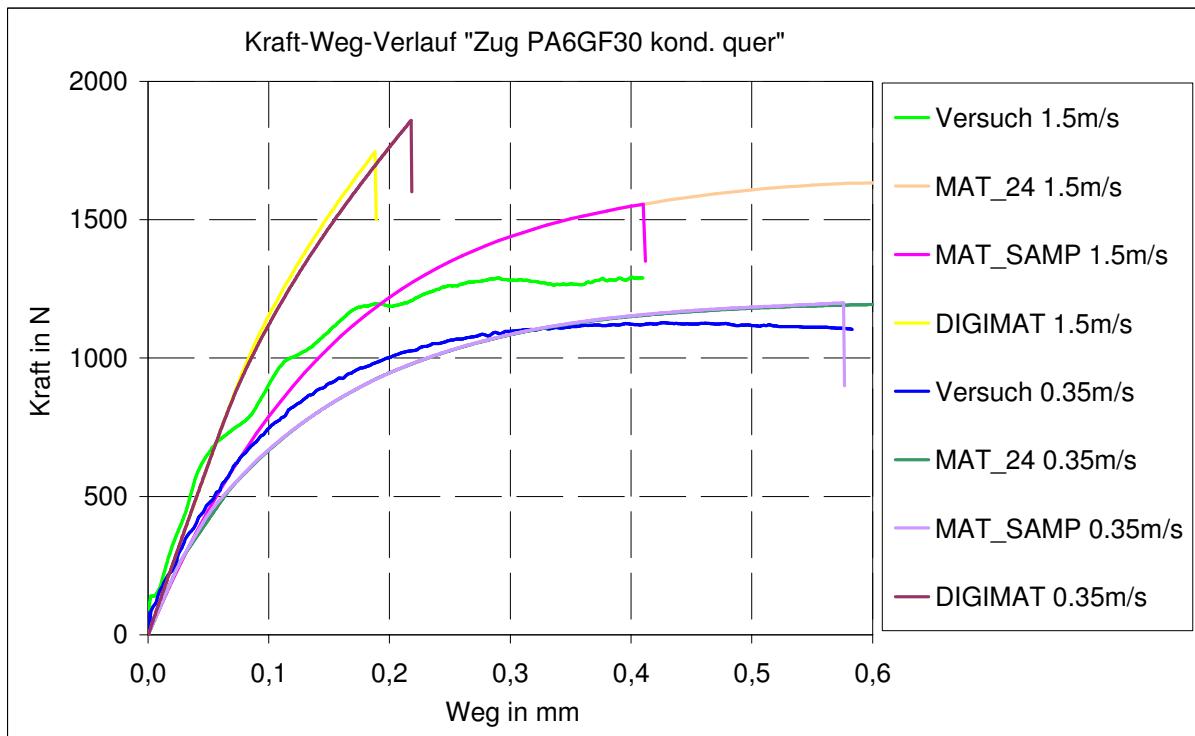


Abb. 4-30 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF30 kond. quer, Auswertung paralleler Bereich der Probe)

Die Berechnungen in *Digimat* zeigen in Querrichtung deutliche Abweichungen.

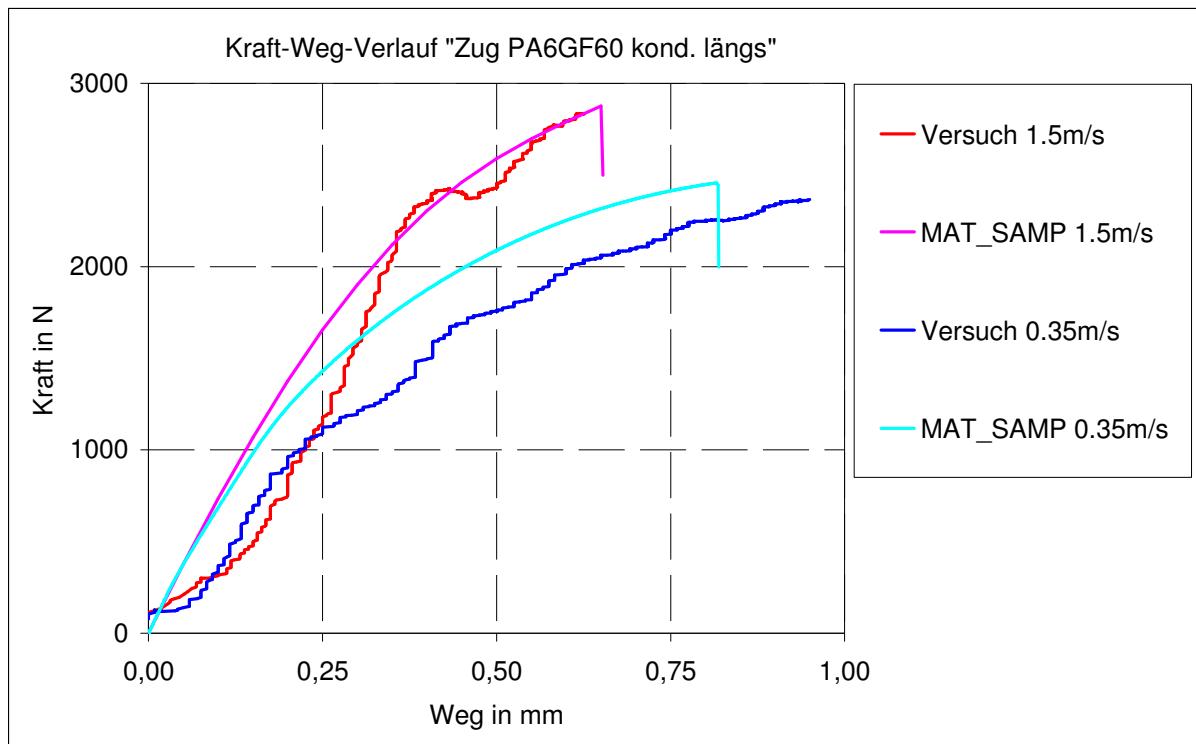


Abb. 4-31 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF60 kond. längs, Auswertung gesamte Probenlänge)

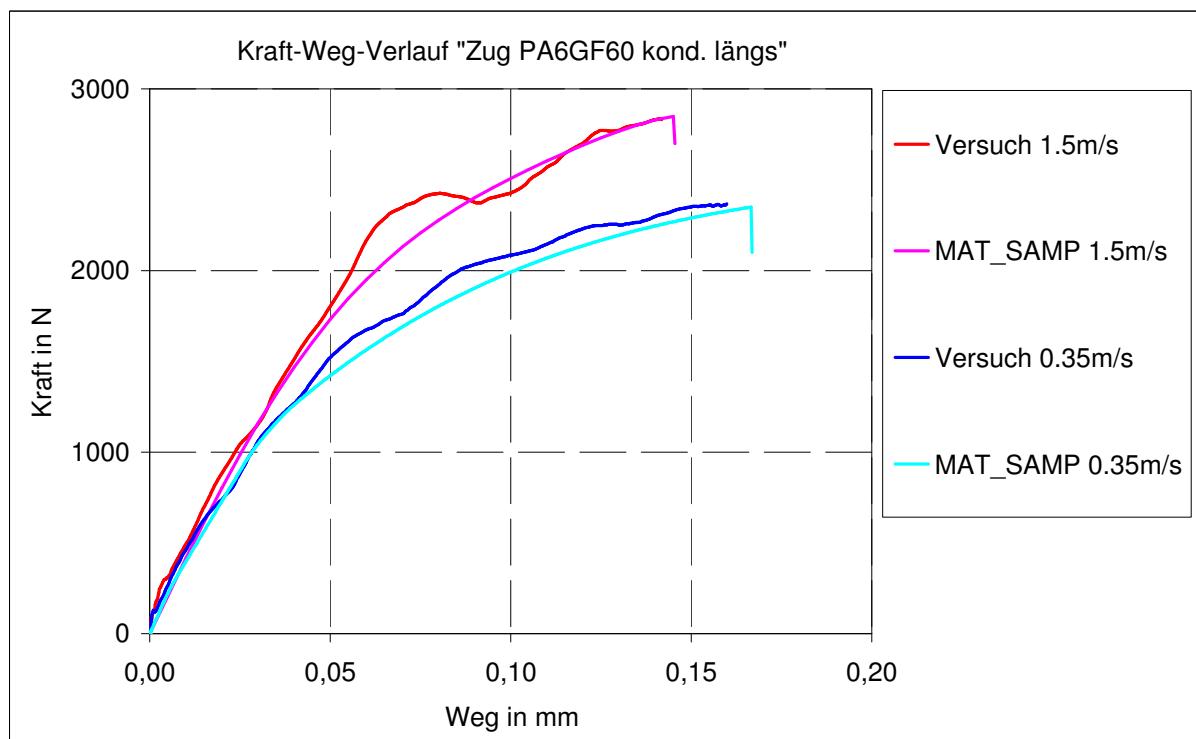


Abb. 4-32 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF60 kond. längs, Auswertung paralleler Bereich der Probe)

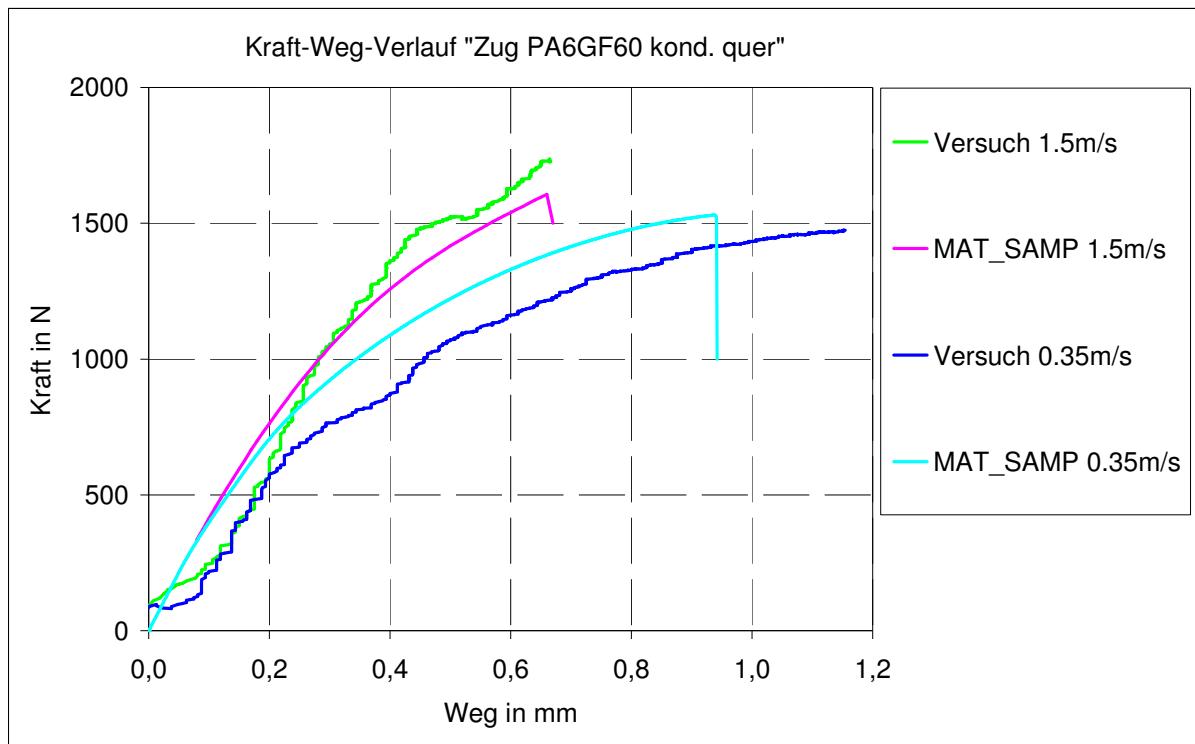


Abb. 4-33 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF60 kond. quer, Auswertung gesamte Probenlänge)

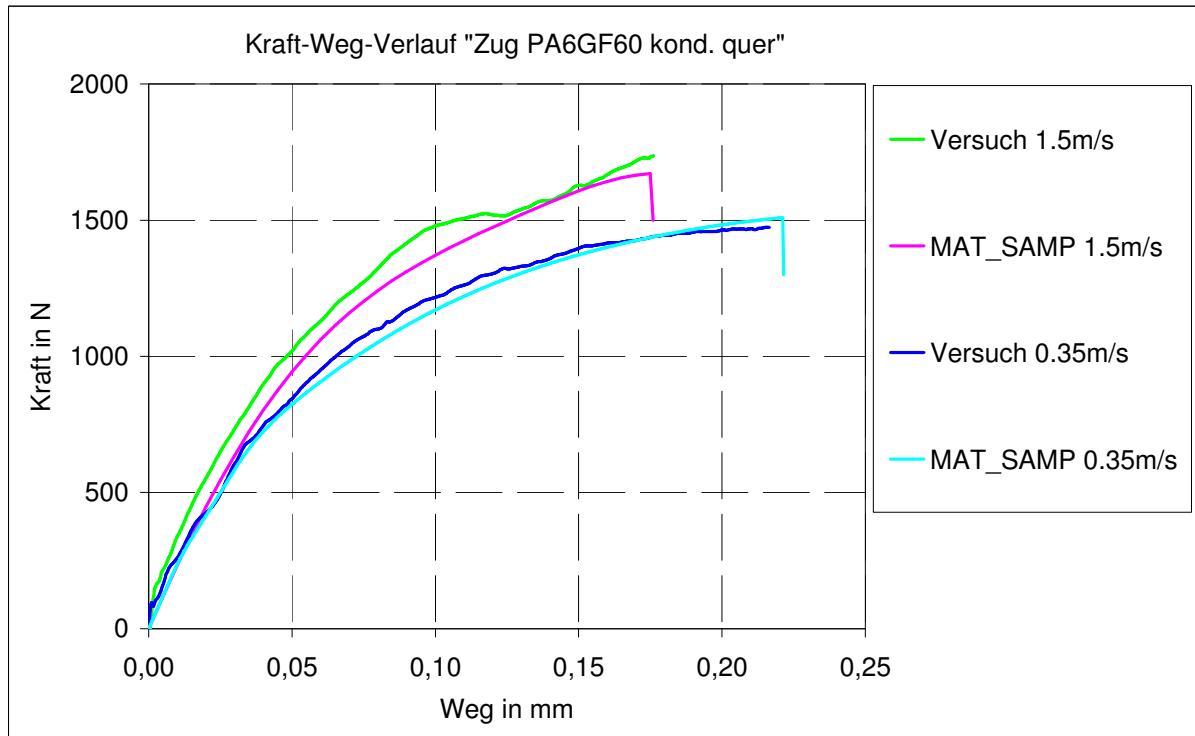


Abb. 4-34 Vergleich der Berechnungsmethoden (Zugversuche PA6GF60 kond. quer, Auswertung paralleler Bereich der Probe)

Deutlich wird an den Berechnungen der Schnellzerreisversuche die Notwendigkeit,

das dehnratenabhängige Versagensverhalten stabil abbilden zu können.

#### 4.5.3. Zusammenfassung

Die Güte der isotropen Ansätze gilt nur für die hier betrachteten Konfigurationen. Die letztendliche Anwendung mit gemittelten Modellen wird bei Bauteilen mit mehr oder minder ausgeprägten Faserorientierungen entsprechend abweichende Berechnungsergebnisse liefern. Die phänomenologischen Ansätze haben allerdings, zumindest was den Modellaufbau bzw. die Anpassung der Eigenschaften mittels tabellierter Fließkurven angeht, deutliche Vorteile gezeigt. Dies gilt ebenso für die Anpassung der Versagenskriterien. Die in *Digimat* zur Verfügung stehenden Parametermodelle lassen sich nicht in vergleichbarer Güte anpassen, sind dafür im Anschluss aber direkt anisotrop nutzbar. Bei den elasto-viskoplastischen Modellen in *Digimat* sind erhebliche Abweichungen speziell quer zur Faserorientierung aufgetreten. Eine abschließende Validierung bzw. Bewertung der verschiedenen z.T. eigens erarbeiteten Methoden wird in Kapitel 5. vorgenommen.

## 5. Validierung der Rechenmethoden

Um die aufgebauten Rechenmodelle miteinander vergleichen zu können, werden weitere Versuche an Probekörpern durchgeführt. Diese werden als FE-Modelle abgebildet und als Grundlage für die Validierung der ausgearbeiteten Methoden herangezogen.

### 5.1. Einführung und Methodik

Durchgeführt werden zwei verschiedene Ansätze der Validierung. Zunächst soll ein definiert überlagerter Spannungszustand bei hohen Dehnraten erzeugt werden, um die verschiedenen Ansätze diesbezüglich miteinander vergleichen zu können und die jeweiligen Grenzen der Methoden zu identifizieren. Hierzu wird die Erzeugung einer Biegebelastung an einem homogenen und einfach aufgebauten Probekörper als zielführend angesehen. Eine reine Biegebelastung erzeugt über den Querschnitt sowohl Zug- als auch Druckspannungen. Der zweite Ansatz der Validierung hat zum Ziel, eine möglichst bauteilspezifische Charakteristik widerzuspiegeln. Der Probekörper sollte demnach direkt im Spritzgussverfahren hergestellt sein und eine komplexe dünnwandige Geometrie sowie lokal unterschiedliche Faserorientierungen aufweisen. Folgend sind die benötigten Eigenschaften der Probekörper und Werkstoffe sowie die benötigten Versuchspараметer aufgeführt:

- Im Hinblick auf die geplanten Zielanwendungen liegt die mittlere Wandstärke der Probekörper bei 2mm.
- Nach Vorgaben der Werkstoffcharakterisierung werden sowohl konditionierte als auch getrocknete Probekörper beider Fasergehalte untersucht.
- Probekörper mit lokal unterschiedlichen Faserorientierungen sowie mit Bindebzw. Fließnähten werden untersucht.
- Sowohl quasi-statische als auch dynamische Versuche, die genügend hohe Dehnraten erzeugen, werden durchgeführt.
- Verschiedene Belastungszustände werden erzeugt.

Zur Erfüllung dieser Vorgaben werden zum einen dynamische Drei-Punkt-Biegever-

suche an Rechteckproben, die ebenfalls aus den hochorientierten Platten (PA6GF30 und PA6GF60 jeweils trocken und konditioniert) entnommen werden, durchgeführt. Herangezogen wird hierfür das von *4a-engineering* entwickelte *Impetus* Pendelschlag-Prüfsystem, an dem Werkstoffe bei hohen Dehnraten unter Biegebelastung geprüft werden können (Kapitel 5.2.). Des Weiteren werden quasi-statische Dreipunkt-Biegeversuche an einem direkt spritzgegossenen Kunststoff-Kastenträger (PA6GF30 trocken und konditioniert) durchgeführt (Kapitel 5.3.). Für beide Varianten wird darauf geachtet, dass die Versuchsaufbauten möglichst genau bzw. frei von dritten Einflussfaktoren sind, damit die Rechenmodelle im Anschluss möglichst präzise validiert werden können. Die Probekörper und Versuche werden im Detail beschrieben, und im Anschluss werden die Ergebnisse und die entsprechenden Simulationen diskutiert.

## 5.2. Pendelschlagversuche

Das *Impetus* Pendelprüfsystem (s. Abb. 5-1) wurde von *4a-engineering* mit dem Ziel entwickelt, Werkstoffe kostengünstig und realitätsnah zu charakterisieren und entsprechende Materialmodelle erstellen zu können. Entgegen [Norm96-5] werden hier Dehnrateneinflüsse unter Biegebelastung untersucht.

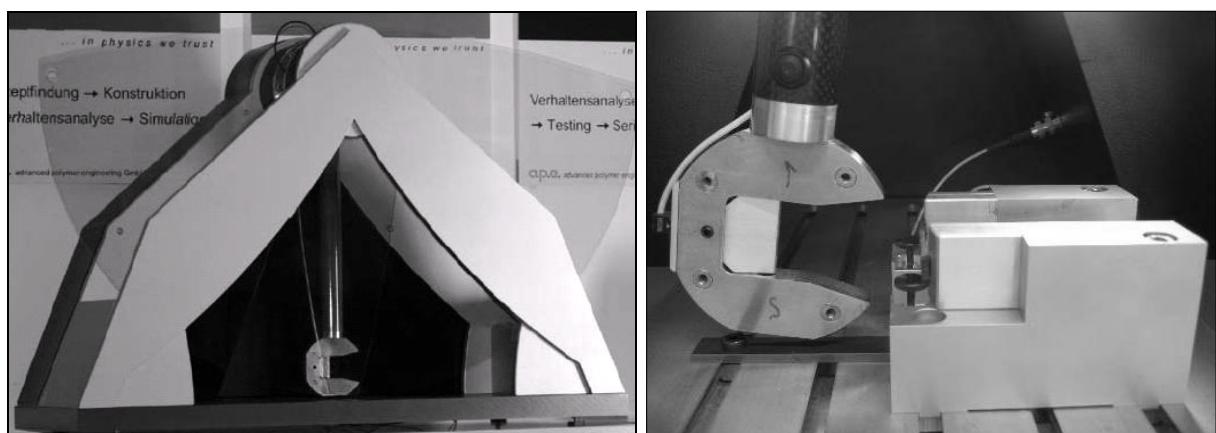


Abb. 5-1 *Impetus* Pendelschlag-Prüfanlage

Die Kraft-Weg-Kurven der einzelnen Versuche werden zur Validierung der zuvor aufgebauten Materialmodelle bzw. Rechenmethoden herangezogen und diese evtl. weiter angepasst. Es wird ein definiert überlagerter Spannungszustand bei unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten realisiert. Die Untersuchungen erfolgen zusätzlich in Abhängigkeit der Faserorientierung und der Konditionierung. Undefiniert mitt-

lere oder verdrehte Faserorientierungen werden durch diese Versuchsreihen nicht abgedeckt. Dennoch wird auf ein breites Spektrum der relevanten Phänomene für kurzfaser verstärkte thermoplastische Kunststoffe eingegangen.

### 5.2.1. Versuchsaufbau und Konfiguration

Das Pendelprüfsystem hat folgendes Funktionsprinzip. Eine angehobene Masse hat einen potentiellen Energieinhalt. Dieser wird durch die freie Drehung der Masse in kinetische Energie umgewandelt. Im Punkt der maximalen kinetischen Energie (gleich der minimalen potentiellen Energie der Masse), wird die schlagartige Beanspruchung des zu prüfenden Körpers realisiert.

Die Proben werden mit einer Breite von 5mm gefräst (s. Abb. 5-3). In der Länge wird ein Überhang von 5mm für die drei Versuchsreihen berücksichtigt. Die Lagerungen und der Impaktor haben einen Durchmesser von 4mm und werden vor jedem Versuch mit Schmiermitteln behandelt, um die Reibeinflüsse zu senken. Schematisch ist der Versuchsaufbau in Abb. 5-2 dargestellt.

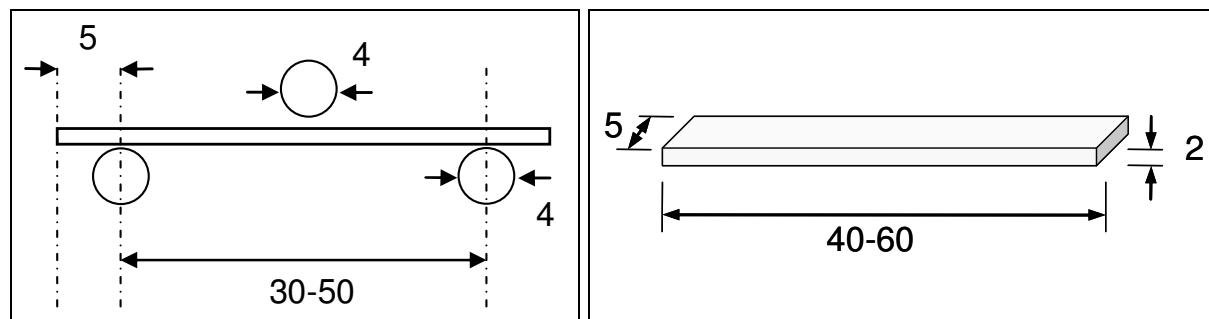


Abb. 5-2 Schematischer Versuchsaufbau

Abb. 5-3 Probengeometrie

Zusätzlich zur Pendelgeschwindigkeit hängt die resultierende Dehnrate im Biegefall vom Lagerabstand ab. Mit kleiner werdendem Abstand steigt die Dehnrate. Daher werden die Lagerabstände in drei Abständen 30mm, 40mm und 50mm in Kombination mit unterschiedlichen Anfangshöhen des Pendels variiert. Die nominale Dehnrate in den Randbereichen (Zug- und Druckrandfaser) der Probe unterhalb des Impaktors unter Annahme der linearen Elastizität folgt für kleine Verformungen aus:

$$\dot{\varepsilon}_{\text{Rand}} = \frac{6 \cdot v \cdot h}{L^2} \quad (\text{Gl. 5-1})$$

$L$  ist der Lagerabstand,  $h$  die Probendicke und  $v$  die Geschwindigkeit. Die Herleitung dieser Beziehung ist z.B. [Grel05] zu entnehmen. Angemerkt sei, dass sich die Dehnrate relativ zum Biegemoment über die Probendicke abbildet. Bei reiner Biegung ist die Dehnung und somit auch die Dehnrate der neutralen Faser also gleich null.

Die Versuchsparameter sind:

- kurzzeitdynamische Drei-Punkt-Biegung
- drei Geschwindigkeiten (1m/s, 2,5m/s und 4m/s) mit drei verschiedenen Lagerabständen (50mm, 40mm und 30mm)
- hohe Biegedehnratenvarianz

In Tabelle 5-1 sind die nominalen Dehnraten in den Randbereichen der Proben zum Beginn der Versuche aufgeführt.

Lagerabstand [mm]	Versuchsgeschwindigkeit [mm/s]	nominale Dehnrate [1/s]
50	1000	4,8
40	2500	18,75
30	4000	53,33

Tab. 5-1 Übersicht nominale Dehnraten der Biegeversuche

Die Biegeproben werden ebenfalls aus den hochorientierten Platten entnommen und somit der Einfluss der Entnahmerichtungen „längs“ und „quer“ untersucht. Zur Validierung der isotropen Modelle werden also die entsprechend der Zugversuche aufgebauten Modelle herangezogen. Gemittelte Modelle können hier nicht verwendet werden. Weiterhin ist ein elasto-viskoplastischer Rechenansatz notwendig. Tabelle 5-2 veranschaulicht den Versuchsplan. Gefiltert werden die Versuchsdaten mit einem Tiefpassfilter.

Biegeversuche bei Raumtemperatur (Anzahl auswertbarer Wiederholungen)			Geschwindigkeit			
				1,0 m/s	2,5 m/s	4,0 m/s
Werkstoff (Fasergehalt) / Konditionierungszustand / Faserorientierung	PA6GF30	trocken (0,09%)	längs	5	5	5
			quer	5	4	5
	PA6GF60	konditioniert (2,44% nach DIN 1110)	längs	5	5	4
			quer	5	5	4
	PA6GF60	trocken (0,06%)	längs	5	5	5
			quer	4	5	5
		konditioniert (1,26% nach DIN 1110)	längs	4	5	5
			quer	5	5	5

Tab. 5-2 Übersicht Biegeversuche

Alle Versuche weisen eine geringe Streuung auf. Beispielhaft wird dies an der Konfiguration PA6GF60 kond. in Abb. 5-4 dargestellt.

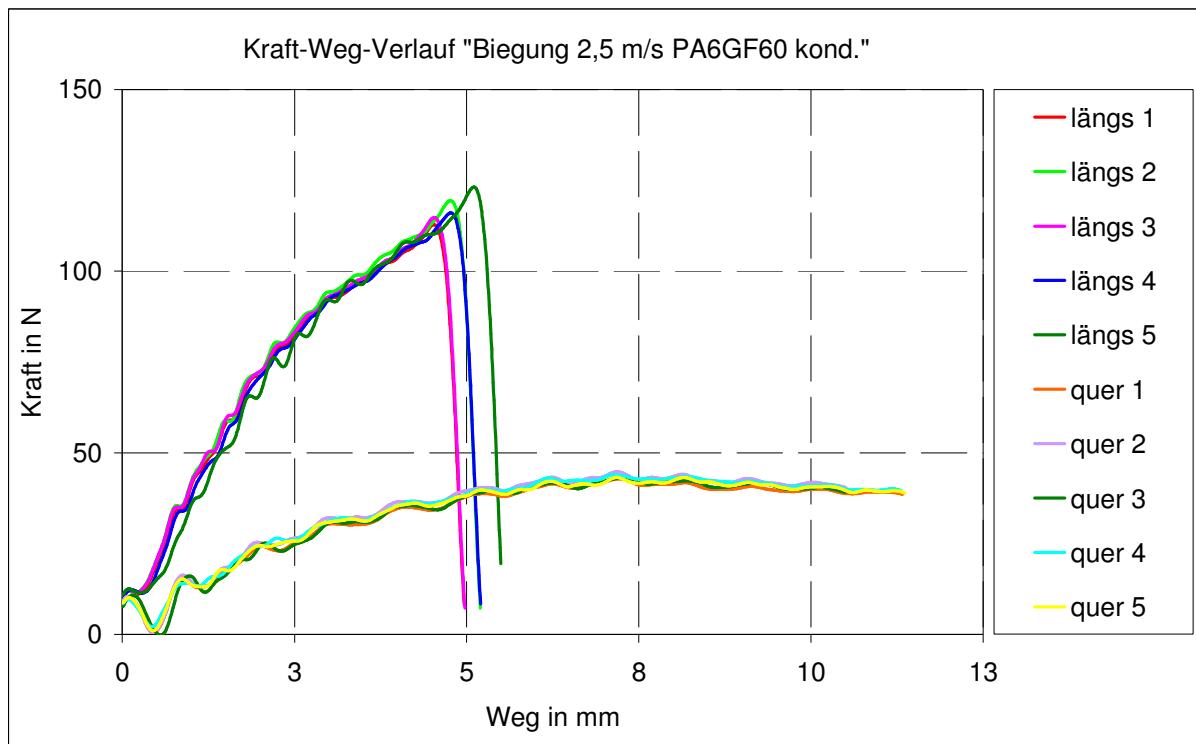


Abb. 5-4 Kraft-Weg-Verlauf Biegung 2,5 m/s (PA6GF60 kond.)

### 5.2.2. FE-Modellierung

Abgebildet wird der Versuch als Ersatzmodell. Die Kreisbewegung wird aufgrund des großen Radius des Pendels im Vergleich zur relevanten Wegstrecke bei der Belastung der Probe vernachlässigt. Pendel und Auflager werden als „Rigid“ (ideal steif) mit Schalenelementen modelliert. Das Gewicht des Pendels wird dabei über die Dichte im Rigid-Materialmodell (s. [Live09] „MAT\_RIGID“) gesteuert. Die Probekörper werden mit Schalenelementen mit einfach integriertem Ansatz und fünf Integrationspunkten über der Wandstärke abgebildet. Der Kontakt wird über einen „Penalty-Algorithmus“ definiert (s. [Live09] „contact\_automatic“). Für die Coulomb'sche Reibung wird aufgrund der eingesetzten Schmiermittel ein entsprechend niedriger Wert definiert, der im Rahmen dieser Arbeit aber nicht experimentell verifiziert wurde.

### 5.2.3. Vergleich Versuch – Simulation

Im weiteren Verlauf werden repräsentative Mittelwertkurven für den Vergleich mit den Berechnungen herangezogen. Zur Anwendung kommen an dieser Stelle sinngemäß nur elasto-viskoplastische Berechnungsmodelle. Hingewiesen wird erneut darauf, dass diese in *Digimat* lediglich für das PA6GF30 aufgebaut wurden.

Bei der Versuchsreihe mit der geringsten Pendelgeschwindigkeit von 1m/s und einem Lagerabstand von 50mm kommt es bei ausnahmslos allen Versuchen zu einer Plastifizierung der Proben ohne Bruch.



Abb. 5-5 Geprüfte Biegeprobe bei 1m/s

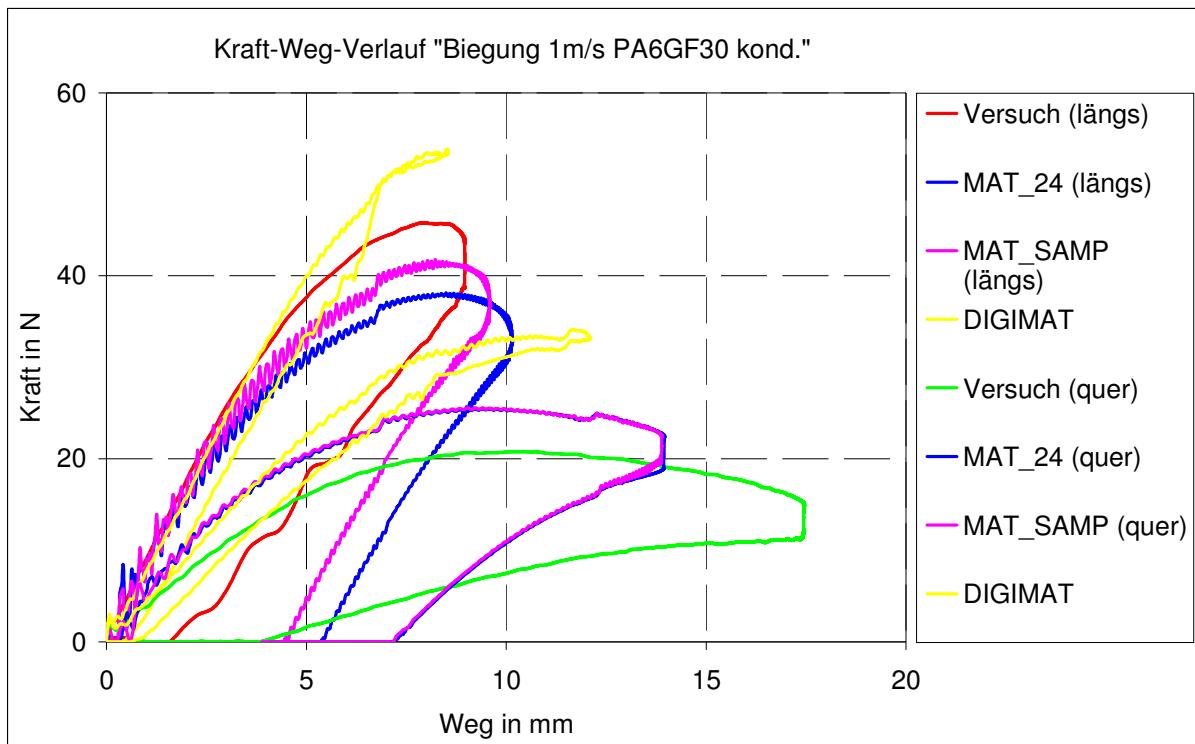


Abb. 5-6 Biegeversuch *Impetus* 1m/s (PA6GF30 kond. längs und quer)

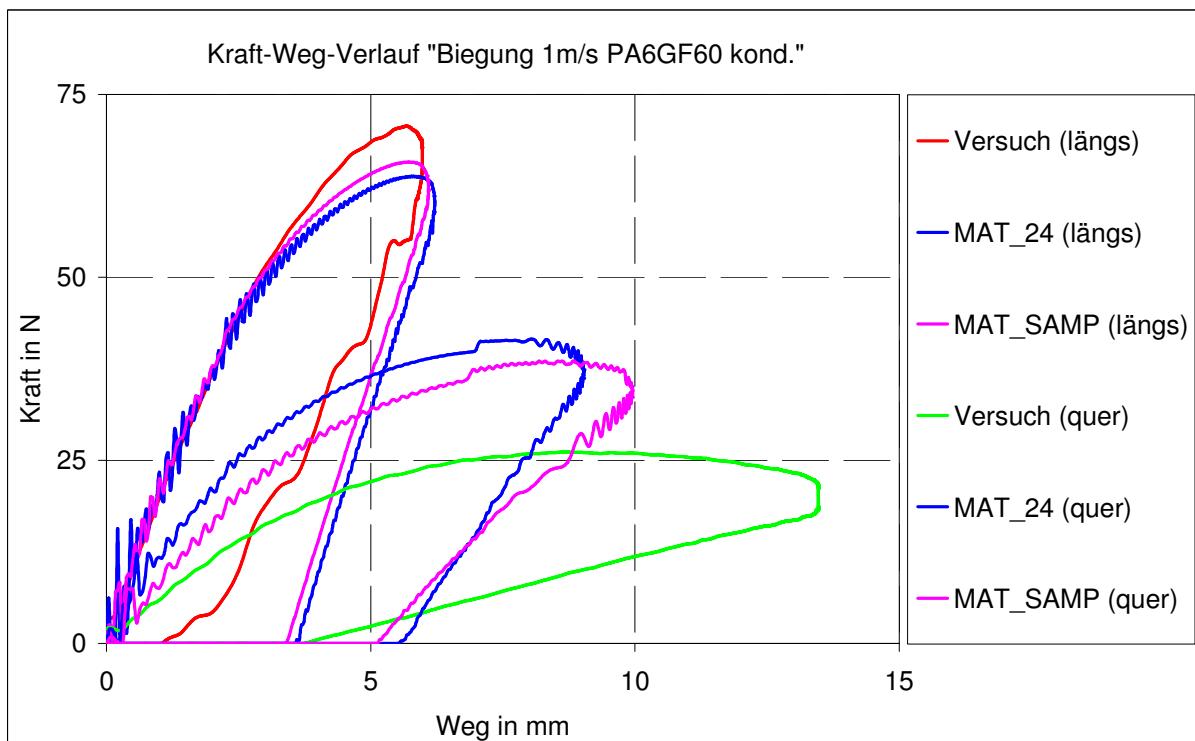


Abb. 5-7 Biegeversuch *Impetus* 1m/s (PA6GF60 kond. längs und quer)

Bei den Versuchen mit 2,5m/s Pendelgeschwindigkeit und 40mm Lagerabstand kommen alle Proben zum Bruch. Deutlich erkennbar sind die dabei auftretenden interla-

minaren Effekte.

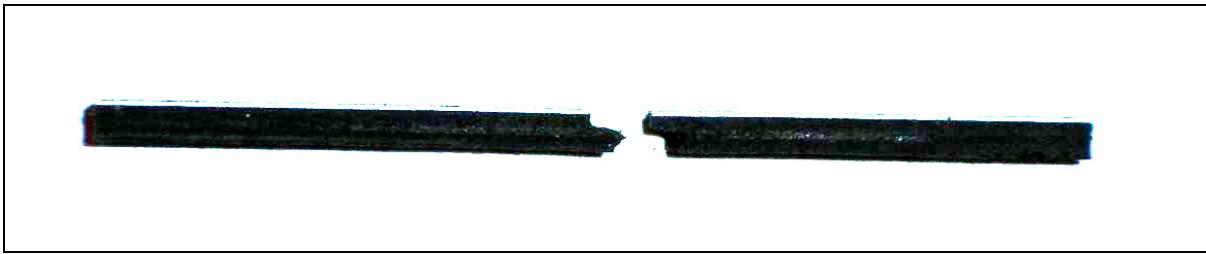


Abb. 5-8 Geprüfte Biegeprobe bei 2,5m/s

Angemerkt sei für die Betrachtung der Berechnungsergebnisse, dass in den MAT\_24 Materialkarten nur eine dehnratenumabhängige Vergleichsdehnung definiert werden kann. Hier erfolgte die Anpassung auf eine gemittelte Dehnrate, so dass teilweise erhebliche Abweichungen resultieren.

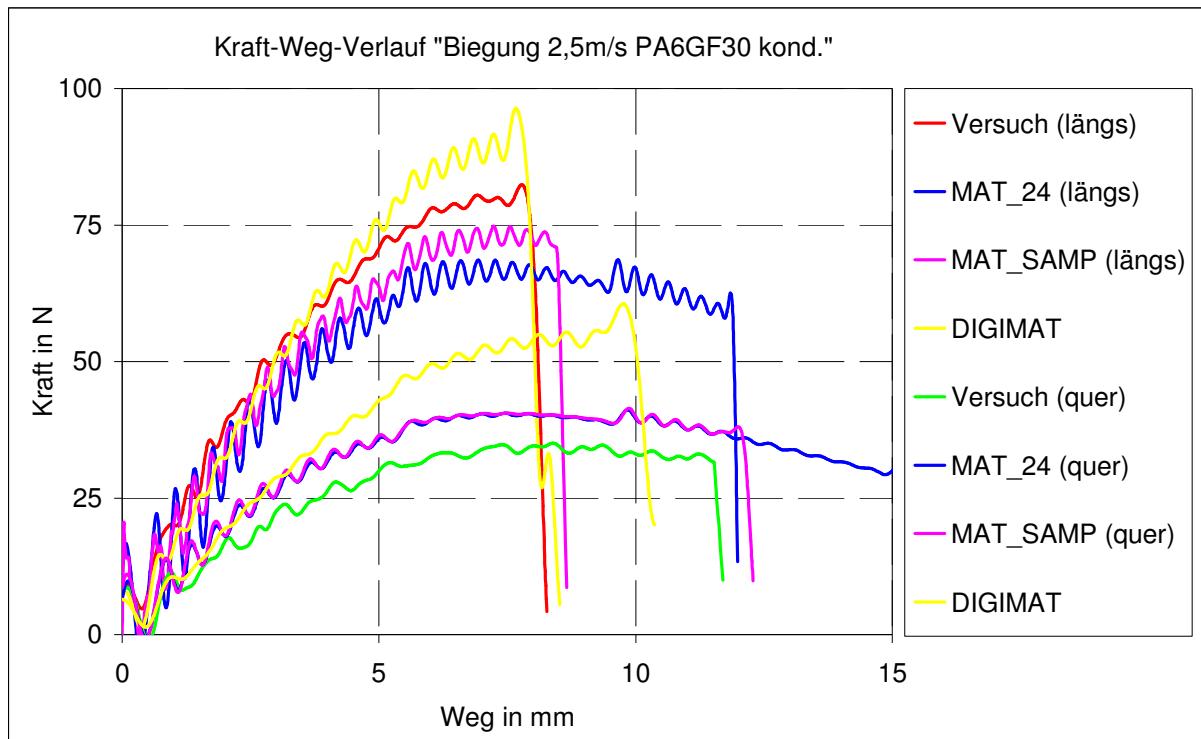


Abb. 5-9 Biegeversuch *Impetus* 2,5m/s (PA6GF30 kond. längs und quer)

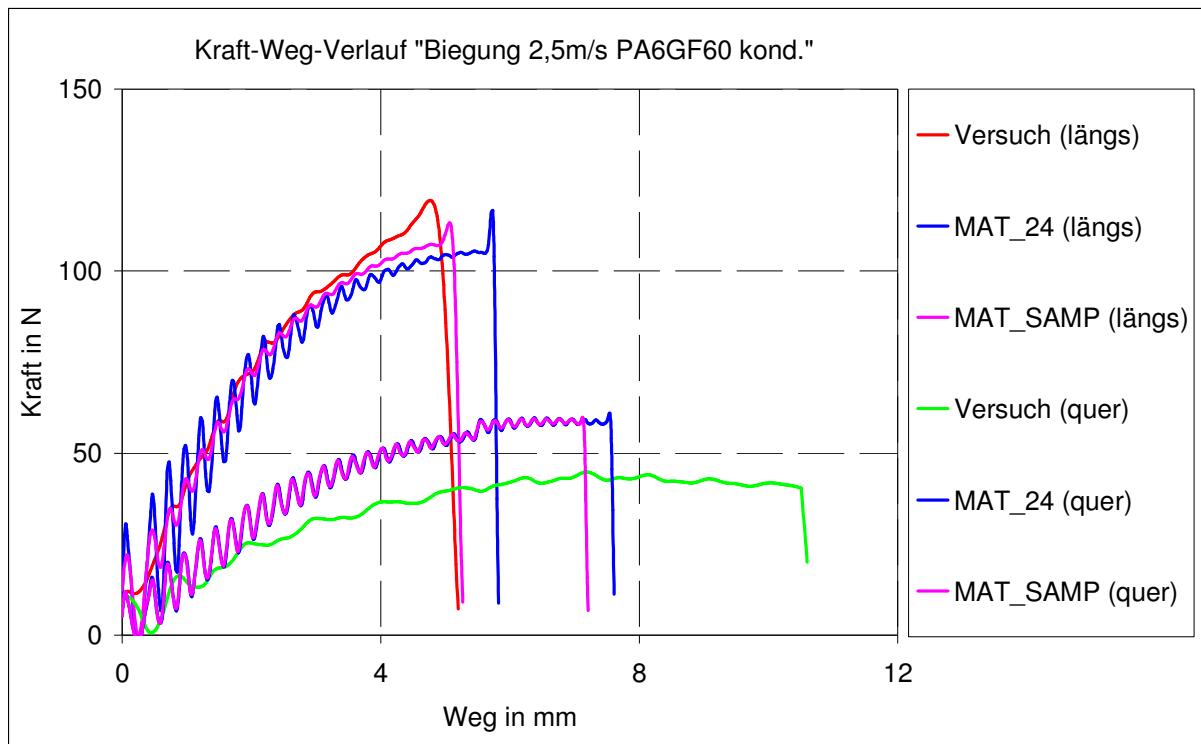


Abb. 5-10 Biegeversuch *Impetus* 2,5m/s (PA6GF60 kond. längs und quer)

Bei den Versuchen mit 4m/s Pendelgeschwindigkeit und 30mm Lagerabstand kommen ebenfalls alle Proben zum Bruch.

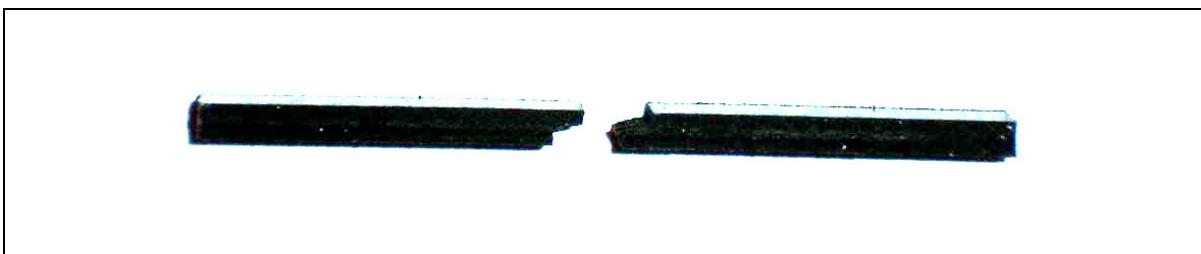


Abb. 5-11 Geprüfte Biegeprobe bei 4m/s

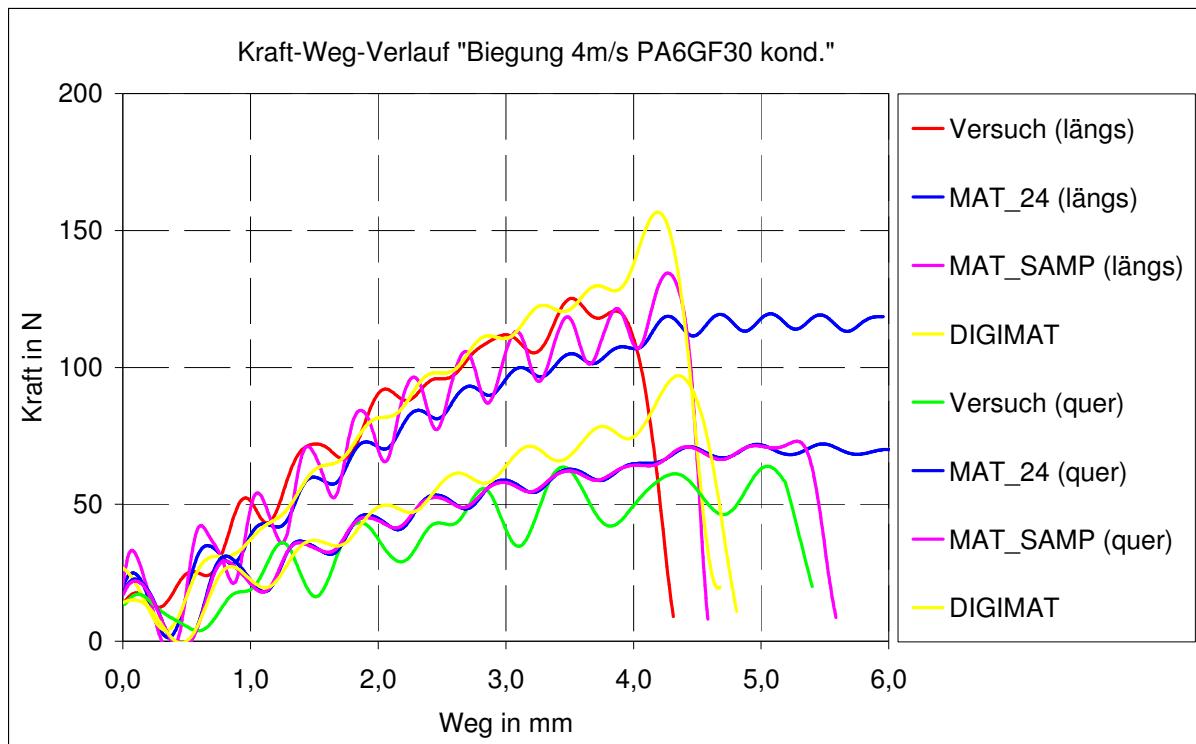


Abb. 5-12 Biegeversuch *Impetus* 4m/s (PA6GF30 kond. längs und quer)

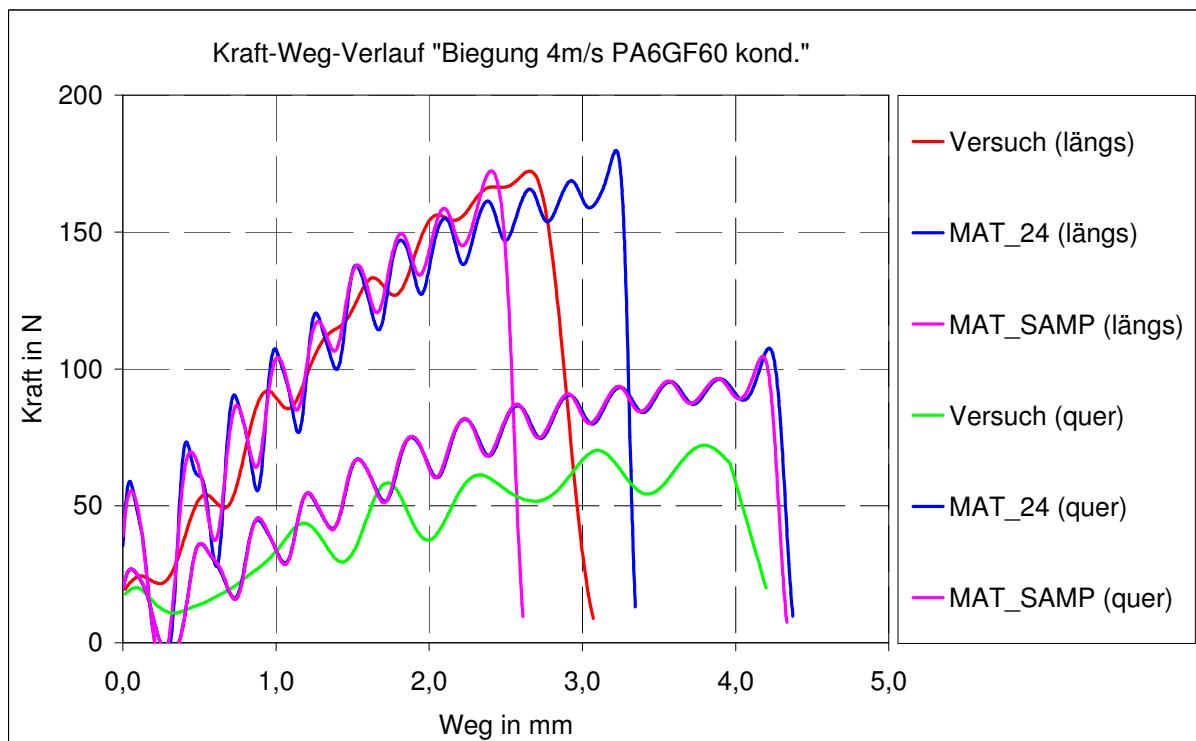


Abb. 5-13 Biegeversuch *Impetus* 4m/s (PA6GF60 kond. längs und quer)

Die Ergebnisse der Berechnungen basieren auf den Modellen, die über die Versuche aus Kapitel 3. angepasst wurden. Auffällig ist die durchgängig zu steife Abbildung der

Versuche der Proben, die quer zur Spritzrichtung aus den Platten entnommen wurden. Erklärt werden kann dies zumindest für die makroskopischen Herangehensweisen damit, dass die Mittelschicht, die bei den Querproben Fasern in Längsrichtung hat, unter Biegebelastung nicht so stark zum Tragen kommt wie z.B. unter Zugbelastung, da sie im Grunde die neutrale Faser darstellt. Da beim Modellaufbau über die Wandstärke verschmiert wurde, wird hier eine maßgebliche Grenze dieser Herangehensweise aufgezeigt. Die Abweichungen in der Abbildung des Versagensverhaltens werden auf die interlaminaren Effekte zurückgeführt, die ebenfalls unter einer Biegebelastung stärker zum Tragen kommen als z.B. unter Zugbelastung. Die Berechnungen wurden mit Schalenelementen durchgeführt. Bei den Ansätzen MAT\_24 und MAT\_SAMP ist eine Abbildung dieser Effekte nicht möglich. In *Digimat* ist die Abbildung schichtweise unterschiedlicher Versagenskriterien für Schalenelemente zwar möglich, aber es ist nur bedingt möglich, die Modelle dementsprechend anzupassen. Im Vergleich zu den Ergebnissen der Berechnungen der Versuche der Charakterisierung zeigen die *Digimat*-Modelle hier speziell in Querrichtung ein durchgängig zu steifes Verhalten.

### 5.3. Kunststoff-Kastenträger

Der Kastenträger wird direkt im Spritzgussverfahren hergestellt und im Anschluss mit Ausnahme der Entfernung des Angusses nicht weiter mechanisch bearbeitet. Für eine *Moldflow*-Spritzgußsimulation stehen die nötigen Parameter zur Verfügung. In Abb. 5-14 ist der Kastenträger als CAD-Modell dargestellt. Markiert und bezeichnet sind die relevanten Zonen, die bei folgenden Erläuterungen von Bedeutung sind.

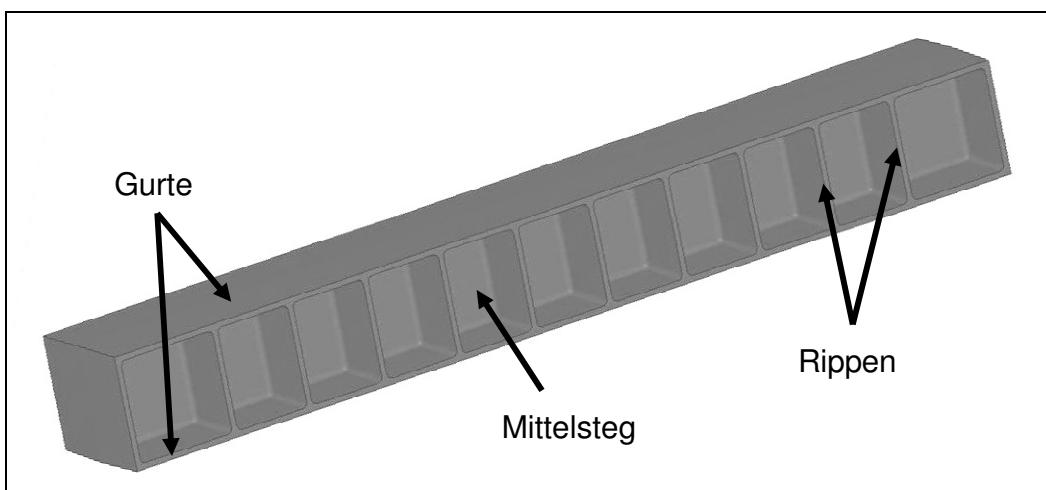


Abb. 5-14 CAD-Modell Kastenträger

Das zweiteilige Spritzgusswerkzeug hat seine Trennung mittig, längs des Kastenträgers. Die Entformschräge liefert eine Wandstärkenabnahme von 2,7mm in der Mitte nach außen auf 2mm. Der Träger wird von einer Seite (vom oberen Gurt) über drei Angüsse gefüllt. Dadurch bildet sich eine prozessbedingte Anisotropie im Bauteil. Durch diese geometrischen und prozessbedingten Eigenschaften liefert der Kastenträger geeignete Voraussetzungen für eine Analyse bezüglich der verschiedenen Rechenansätze.

Die Abb. 5-15 und 5-16 zeigen die Füllsimulation und die Faserorientierungen. Prozessbedingt bilden sich Binde- und Fließnähte, die zunächst als Schwachstellen identifiziert werden.

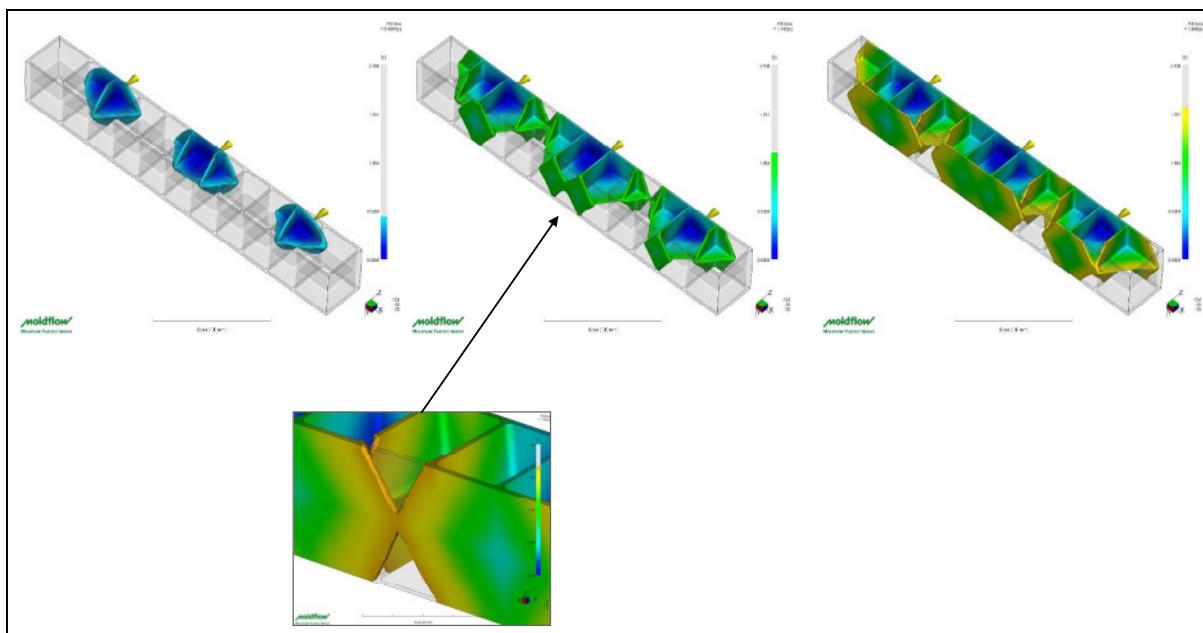


Abb. 5-15 Füllsimulation Kastenträger (*Moldflow*)

Die Spritzgußsimulation liefert bezüglich der Fasern eine Orientierung von ca. 65% im oberen und unteren Gurt in X-Richtung. In den Rippen und dem mittig gelegenen Steg liegt die Orientierung bei ca. 60% in Z-Richtung. In Y-Richtung sind nur wenige Bereiche hoch orientiert.

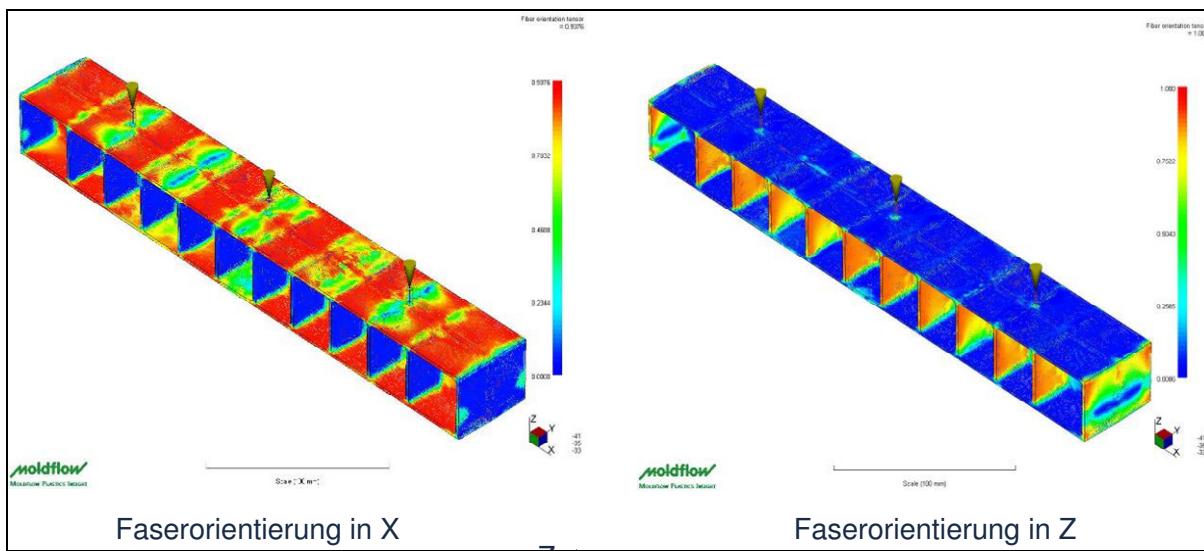


Abb. 5-16 Faserorientierungen Kastenträger (*Moldflow*)

### 5.3.1. Versuchsaufbau und Konfiguration

Die quasi-statischen Drei-Punkt-Biegeversuche werden an einer servo-hydraulischen Versuchsanlage *Zwick 1484* durchgeführt. Abb. 5-17 zeigt schematisch den Versuchsaufbau.

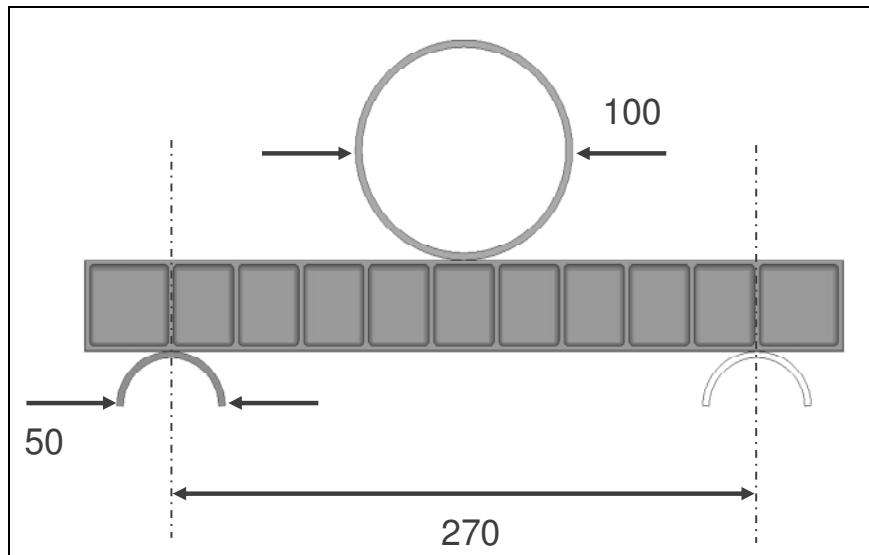


Abb. 5-17 Schematischer Versuchsaufbau Kastenträger

Der Weg wird über den Traversenweg gemessen. Eine genauere Aufnahme der Verschiebung ist an dieser Versuchseinrichtung nicht möglich. Die Steifigkeit des Versuchsaufbaus wird gemessen, und die jeweiligen Versuchsreihen werden dementsprechend angepasst. Der Einfluss liegt allerdings nur im Bereich der Streuung.

Die Parameter der Drei-Punkt-Biegeversuche sind wie folgt:

Versuchsgeschwindigkeit: - quasi-statisch (0,2mm/s)

Werkstoffvarianten: - PA6GF30 konditioniert  
- PA6GF30 trocken

Versuchsaufbauvarianten: - Anguss (s. Abb. 5-14) oben (gemäß Abb. 5-16)  
- Anguss unten (Drehung des Kastenträger um 180° um die Längsachse)  
- Anguss neutral (Drehung des Kastenträgers um 90° um die Längsachse)

In Anlehnung an die Erkenntnisse der *Moldflow*-Simulation und den geometrischen Gegebenheiten wird der Träger also in drei verschiedenen Richtungen bezüglich des Angusses belastet. Tabelle 5-3 veranschaulicht den Versuchsplan.

Drei-Punkt-Biegung Kastenträger quasi-statisch bei Raumtemperatur (Anzahl auswertbarer Wiederholungen)		Versuchsvariante		
		Anguss oben	Anguss unten	Anguss Neutral
Werkstoff (Fasergehalt) / Konditionierungszustand	PA6GF30	trocken (0,09%)	4	4
		konditioniert (2,44% nach DIN 1110)	3	4

Tab. 5-3 Versuchsplan Kastenträger

Die Versuchsergebnisse sind beispielhaft für die konditionierte Konfiguration in Abb. 5-18 aufgeführt. Die Streuung der Versuche ist auffallend gering.

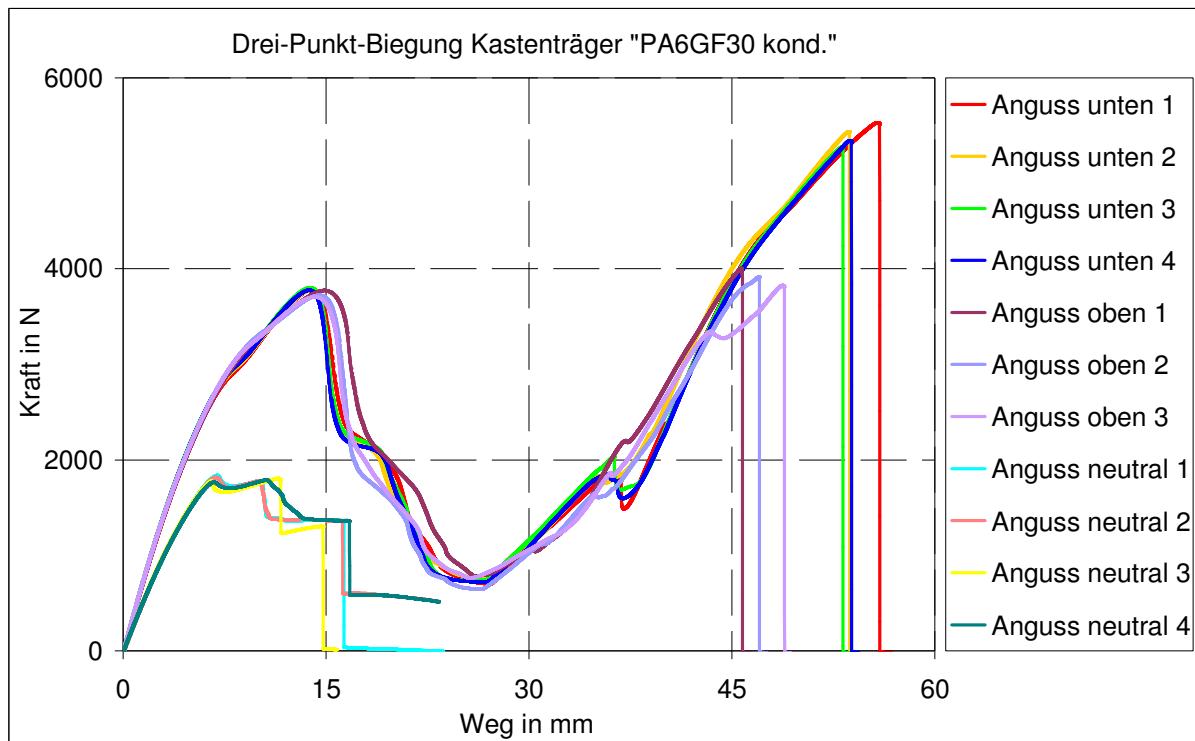


Abb. 5-18 Versuchsergebnisse Drei-Punkt-Biegung Kastenträger (PA6GF30 konditioniert)

Die Varianten „Anguss oben“ und „Anguss unten“ unterscheiden sich nur marginal. Die konditionierten Probekörper verformen sich duktil, und der Versagensfortschritt verläuft langsam. Der Einfluss der Bindenaht, auf der Anguss abgewandten Seite mittig gelegenen, ist auf das Gesamtverhalten nur bei genauer Betrachtung erkennbar. Liegt sie auf der unteren (Zug-)Seite, versagt der untere Gurt, der zum Ende des Versuchs alleinig belastet wird, früher. Liegt sie auf der Druckseite, knickt der obere Gurt früher ein. Dies ist allerdings in der Kraft-Weg-Kurve nur durch einen im Vergleich kleinen früheren Abfall der Kurve während der ersten Steigung zu erkennen. Zum Ende des Versuchs, wenn ebenfalls der untere Gurt alleinig belastet ist, hält dieser länger. Diese Erkenntnisse sind reproduziert aufgetreten. Die getrockneten Probekörper weisen ein sprödes Bruchverhalten auf, was durch ein Versagen unterhalb des Impaktors eingeleitet wird. Bei der Variante „Anguss neutral“ ist das Flächenträgheitsmoment bezogen auf die Belastungsrichtung kleiner, und es zeigt sich bei beiden Konditionierungszuständen ein weniger steifes und weniger festes Verhalten.

### 5.3.2. FE-Modellierung

Abgebildet wird die Geometrie des Kastenträgers mit Schalenelementen. Das Ver-

hältnis von Bauteilgröße und mittlerer Wandstärke lässt diese Vereinfachung zu, auch wenn nur ein zweiachsiger Spannungszustand abgebildet wird und geometriebedingt z.B. „T-Stöße“ und zugehörige Radien evtl. nicht hinreichend wiedergespiegelt werden. Zumindest sollte jedoch mittels variabler PID-Zuweisung die inhomogene Wandstärkenverteilung abgebildet werden (s. Abb. 5-19). Lagerungen und Impaktor werden als starr („MAT\_Rigid“, s. [Live05]) dargestellt.

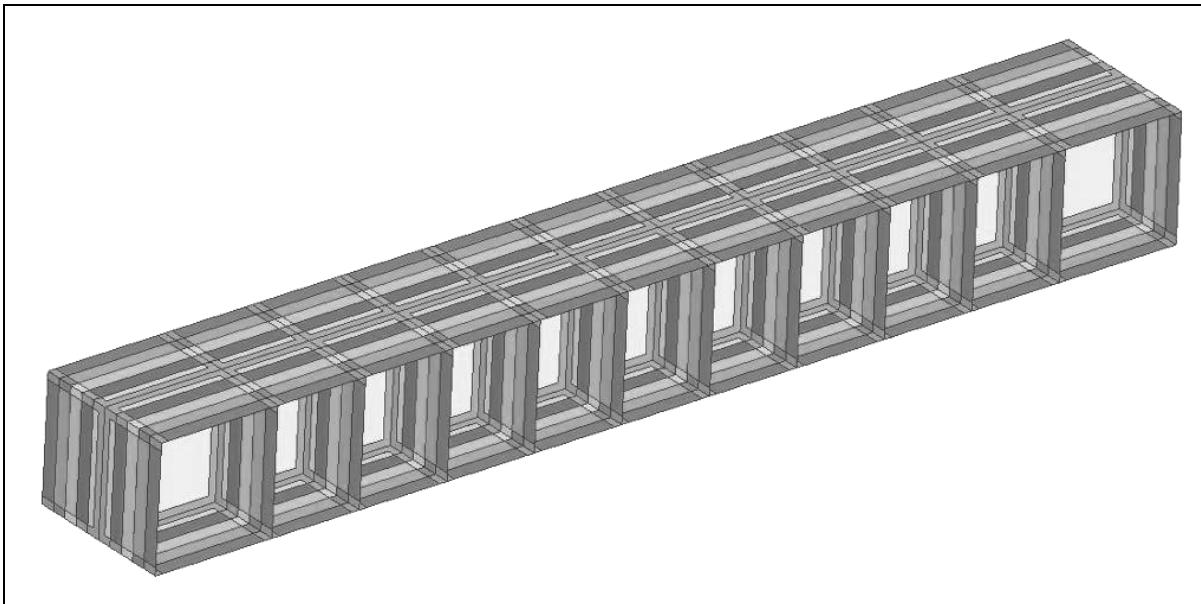


Abb. 5-19 Schalen-FE-Modell Kastenträger mit variabler PID-Vergabe zur Abbildung der variablen Wandstärken

Auch wenn es sich um einen quasi-statischen Versuch handelt, wird dieser mittels expliziter Zeitintegration berechnet, da die Untersuchungen bzw. die Validierung der Materialmodellierung als Basis für Simulationen mit höheren Deformationsgeschwindigkeiten dienen. Genutzt werden also die aufgebauten elasto-plastischen Materialmodelle. Die Versuchs- bzw. Impaktorgeschwindigkeit, die in diesem Fall bei konstant  $2.E^{-4}$ m/s liegt, muss im Hinblick auf akzeptable Rechenzeiten hoch gesetzt werden. Weiterhin sollten Einflüsse von Trägheiten vermieden werden. Erkennbar sind diese beispielsweise durch ein oszillierendes Kraftsignal in der Berechnung. Ein Wert von  $1.E^{-1}$ m/s hat sich für diesen Versuch als zielführend erwiesen. Der Kontakt wird über einen „Penalty-Algorithmus“ (s. [Live09], „contact\_automatic“) gesteuert. Je nach Berechnungsmethode sind die Schalenelemente als einfache oder als mehrschichtige Elemente (s. [Live09] „part\_composite“) dargestellt.  
Die isotropen verschmierten Ansätze MAT\_24 (von Mises) und MAT\_SAMP werden

mittels einschichtiger Schalen mit einfach integriertem Ansatz abgebildet. Vergleichsrechnungen mit vollintegrierten Schalenelementen (s. [Live09] und [Live05]) haben ergeben, dass hier kein Einfluss besteht. An dieser Stelle sei aber angemerkt, dass dies nur für diese Konfiguration gilt und speziell bei Berechnungen mit hoher Geschwindigkeit durch „Hourglass-Effekte“ vollintegrierte Ansätze (s. [Live09] und [Live05]) nötig sein können bzw. bessere Ergebnisse liefern können. Gerechnet wird mit fünf Integrationspunkten über die Elementwandstärke, um die Spannungen über die Wandstärke im Detail abbilden zu können. An dieser Stelle werden gemittelte Modelle aus den aus der Charakterisierung angepassten Modellen „längs“ und „quer“ herangezogen. Dies gilt sowohl für die Fließkurven als auch für die Versagensmodelle. Der Wert für das Versagen in Zugrichtung (in Abhängigkeit des  $q/p$ -Verhältnisses) in MAT\_SAMP entspricht dabei exakt der Vergleichsversagensdehnung in MAT\_24.

Der anisotrope Ansatz nach *Digimat* sieht zunächst vor, die Faserorientierungstensoren aus der Füllsimulation auf das FE-Netz zu übertragen bzw. zu mappen. Da die Schichtstärken aus der 2,5D-Analyse in *Moldflow* im Verhältnis prozentual zueinander beschrieben sind, wird das gleiche mit variablen PIDs versehene Netz verwendet. Die Schichtstärken der einzelnen part\_composite Elemente müssen also für jede PID ermittelt werden. Die Anzahl der Schichten wird dabei auf fünf festgelegt.

Der anisotrope Ansatz mittels der Kombination der Materialmodelle MAT\_108 und MAT\_54 (semi-integrative Methode) erfordert ebenfalls zunächst die Betrachtung der Füllsimulation. Bereiche mit hoher Orientierung werden mit entsprechend skalierten Hill-Konstanten bzw. Versagenswerten abgebildet. Aus den Zugversuchen ist das Verhalten bei einer Orientierung von ca. 75% längs zur Spritzrichtung einer hochorientierten Platte bekannt. Dies wurde als jeweiliges Maximum definiert und dementsprechend validiert. Hierbei wurde also die Hill Konstante in Vorzugsrichtung gleich 1 gesetzt und die Querkomponente entsprechend der Versuche modifiziert (hier auf 0,53). Weist nun ein betrachteter Einzelbereich des Kastenträgers, der also eine homogene „AOPT-Konfiguration“ (globale Lage, s. [Live09]) hat, beispielsweise eine Orientierung von 60% auf, so wird hier eine lineare Abhängigkeit postuliert und die Hill-Konstanten in Vorzugs- und in Querrichtung entsprechend runter- bzw. hochskaliert. Auf die gleiche Weise werden die elastischen Parameter des orthotropen Modells und die Versagenswerte des Chang-Chang Kriteriums angepasst. Für den Kastenträger resultieren zwei verschiedene „AOPT-Zonen“ (Zone 1: Mittelsteg; Zone

2: Gurte und Rippen). Der Steg kann durchgehend mit einer 65%-igen Ausrichtung in globaler Z-Richtung abgebildet werden. In der zweiten AOPT-Zone werden Ober- und Untergurt sowie die Rippen mit 60% Ausrichtung und die Außenflächen mit gemittelter Ausrichtung abgebildet. Es ergeben sich somit für dieses Bauteil drei verschiedene Materialmodellssets. Die Wandstärken der part\_composite Schalen ergeben sich gemäß Abb. 4-17.

### 5.3.3. Vergleich Versuch – Simulation

In Abb. 5-20 wird beispielhaft ein visueller Vergleich von Versuch und Simulation (MAT\_108+54) bei 15mm Stempelweg (links) und bei 40mm Stempelweg (rechts) der Variante „Anguss oben PA6GF30 konditioniert“ dargestellt.

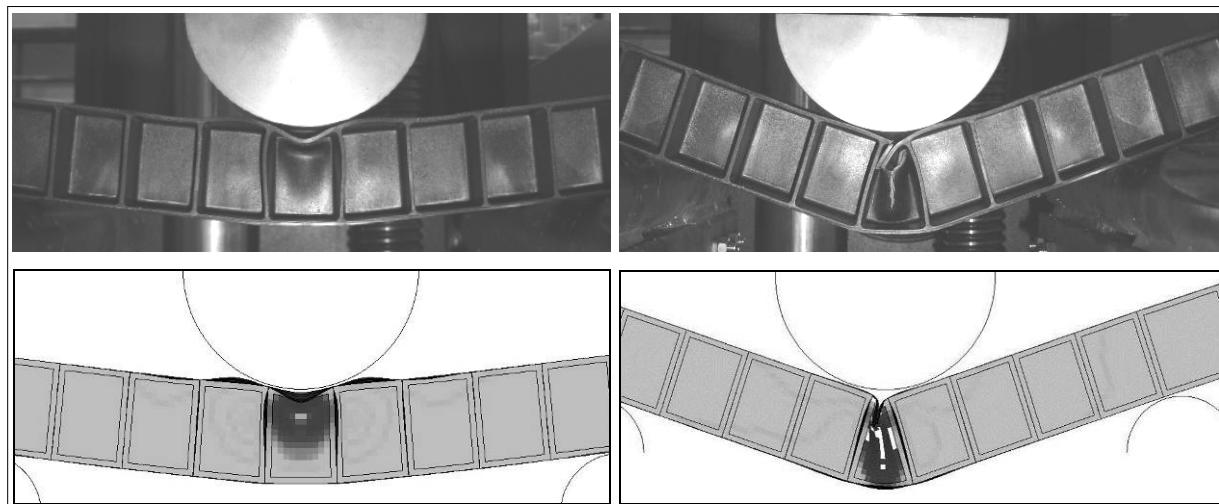


Abb. 5-20 Beispielhafter visueller Vergleich Versuch-Simulation (MAT\_108+54) quasi-statische Dreipunkt-Biegung Kastenträger bei 15mm Stempelweg (links) und bei 40mm Stempelweg (rechts) „Anguss oben PA6GF30 kond.“

Der weitere Verlauf des Versuchs nach dem ersten Peak der Varianten „Anguss oben und unten PA6GF30 kond.“ wird in der Simulation unzureichend abgebildet. Es wird zwar ebenfalls alleinig der untere Gurt belastet, aber ein vergleichbarer weiterer Kraftanstieg wird nicht wiedergegeben. In Abb. 5-21 wird ein Vergleich der Abbildung des ersten Peaks dargestellt. Bei allen anderen Versuchen hat sich ein durchgängiges Versagen ohne Wiederanstieg der Kraft eingestellt, was sich ebenso in den Simulationen gezeigt hat. Die folgenden Diagramme zeigen die Berechnungsergebnisse im Vergleich zu repräsentativen Mittelwertkurven aus den Versuchen.

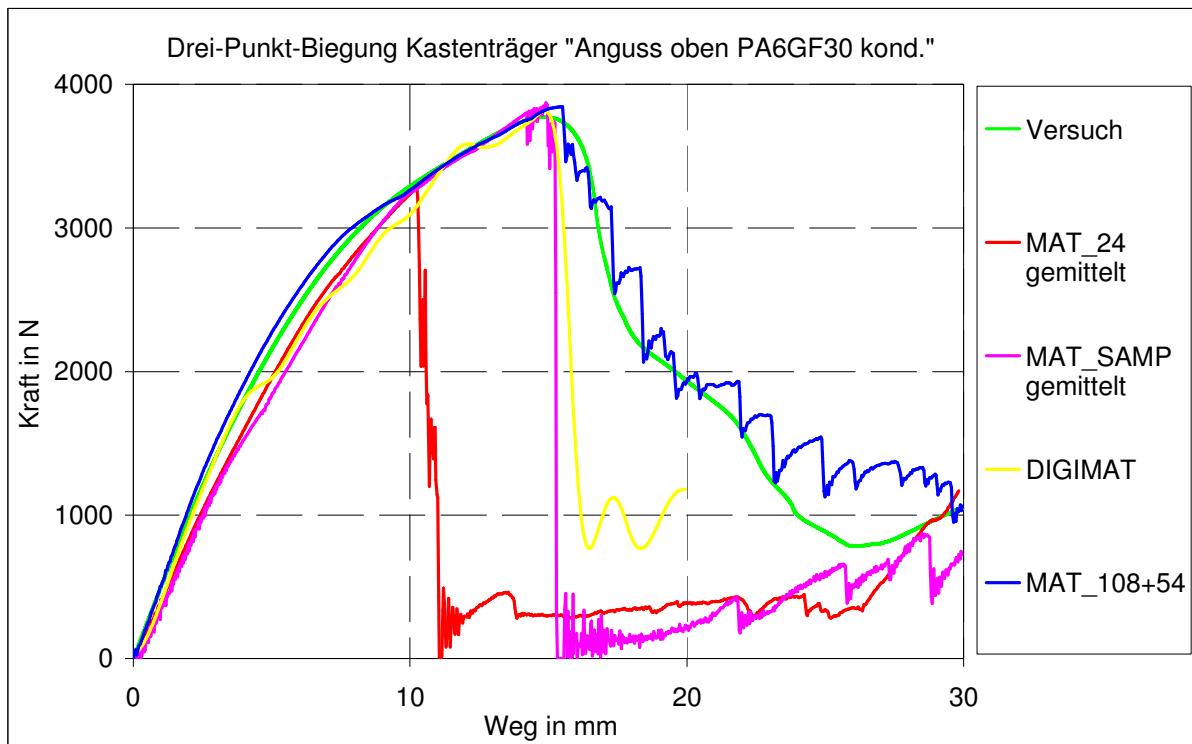


Abb. 5-21 Berechnungsergebnisse der Variante „Anguss oben PA6GF30 kond.“

Das Verhalten bis 1000N kann hier als annähernd elastisch angesehen werden. Auffällig ist, dass die anisotropen Berechnungsmethoden hier deutliche Vorteile gegenüber den verschmierten Modellen aufweisen. Da primär der obere und der untere Gurt, die die beschriebenen Orientierungswerte aufweisen, das Verhalten hier dominieren, ist die Abweichung nachvollziehbar. Im weiteren Verlauf, speziell bei der Abbildung der ersten Versagensvorgänge, zeigen sich die Vorteile der druckabhängigen Modelle. In der Berechnung mit MAT\_24, in dem nur eine Vergleichsversagensdehnung implementiert ist, versagt der obere Gurt, der unter Druckbelastung steht, deutlich zu früh. Da sich die Biegebelastung primär über das Bauteil abbildet und nicht über die einzelnen Wandstärken, treten die bei den Biegeproben beschriebenen Probleme bezüglich des zu steifen Verhaltens in der Berechnung nicht auf.

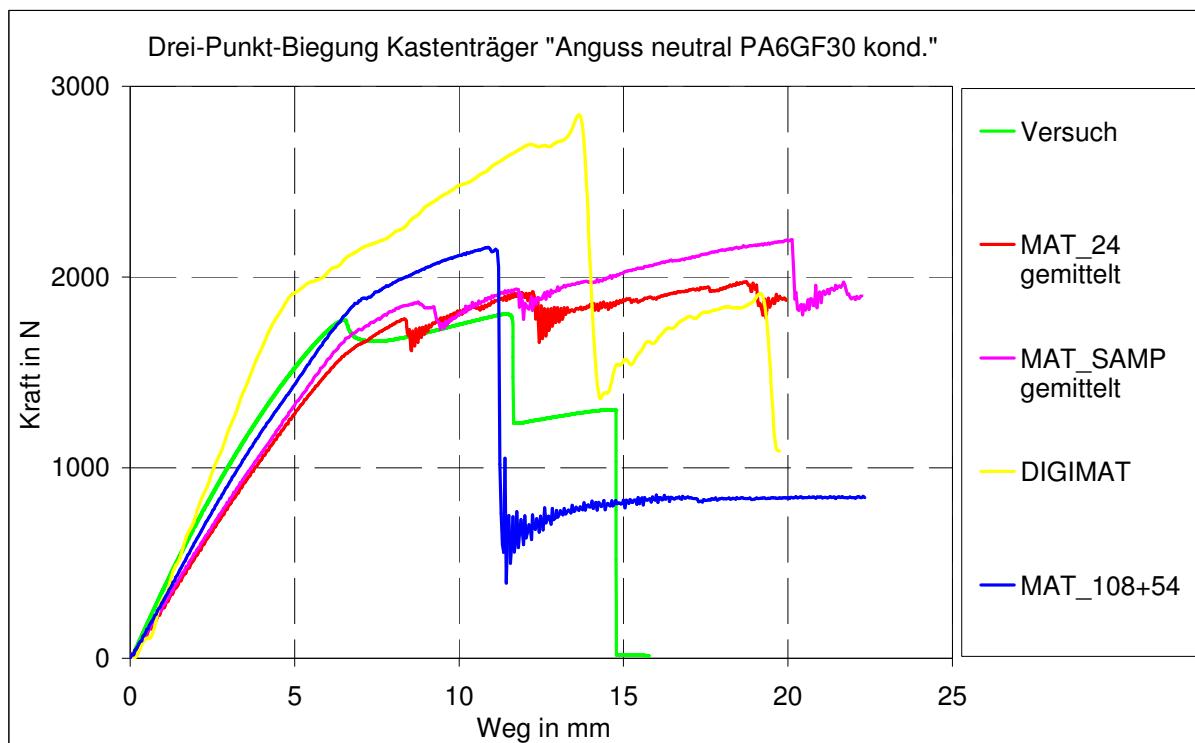


Abb. 5-22 Berechnungsergebnisse der Variante „Anguss neutral PA6GF30 kond.“

Bei der Konfiguration mit dem um  $90^\circ$  verdrehten Kastenträger liefert die Berechnung mit *Digimat* ein deutlich zu steifes und zu festes Ergebnis.

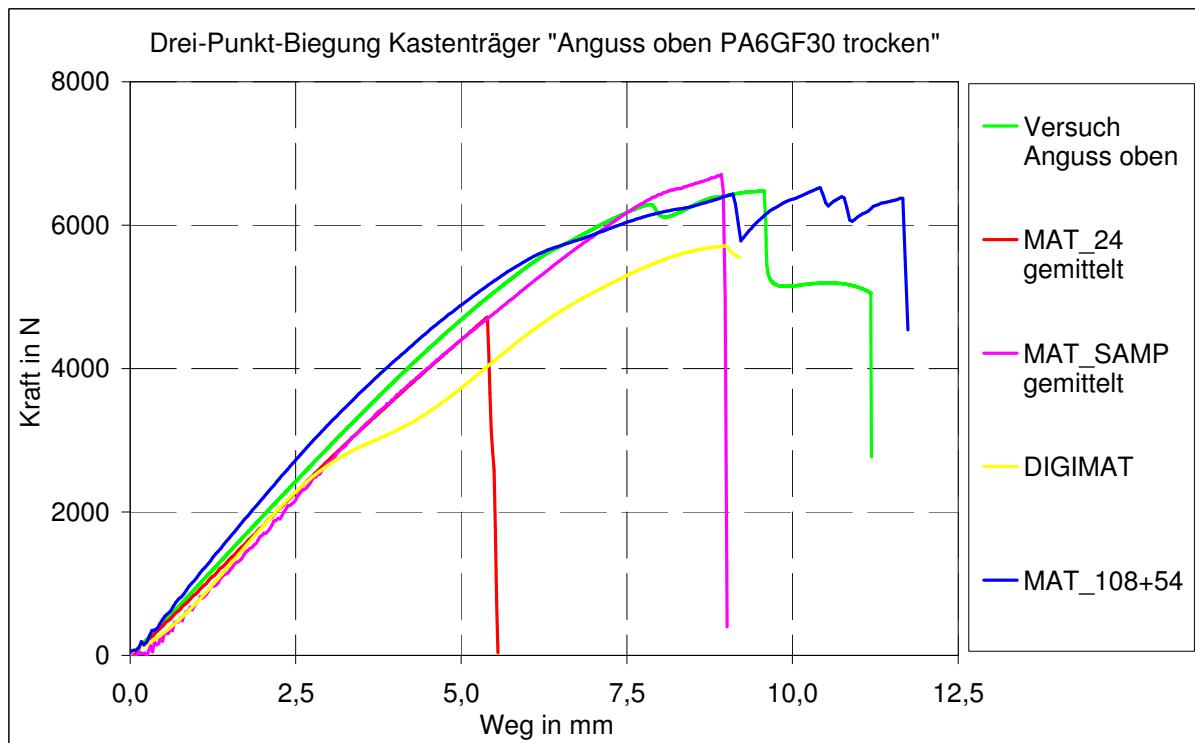


Abb. 5-23 Berechnungsergebnisse der Variante „Anguss oben PA6GF30 trocken“

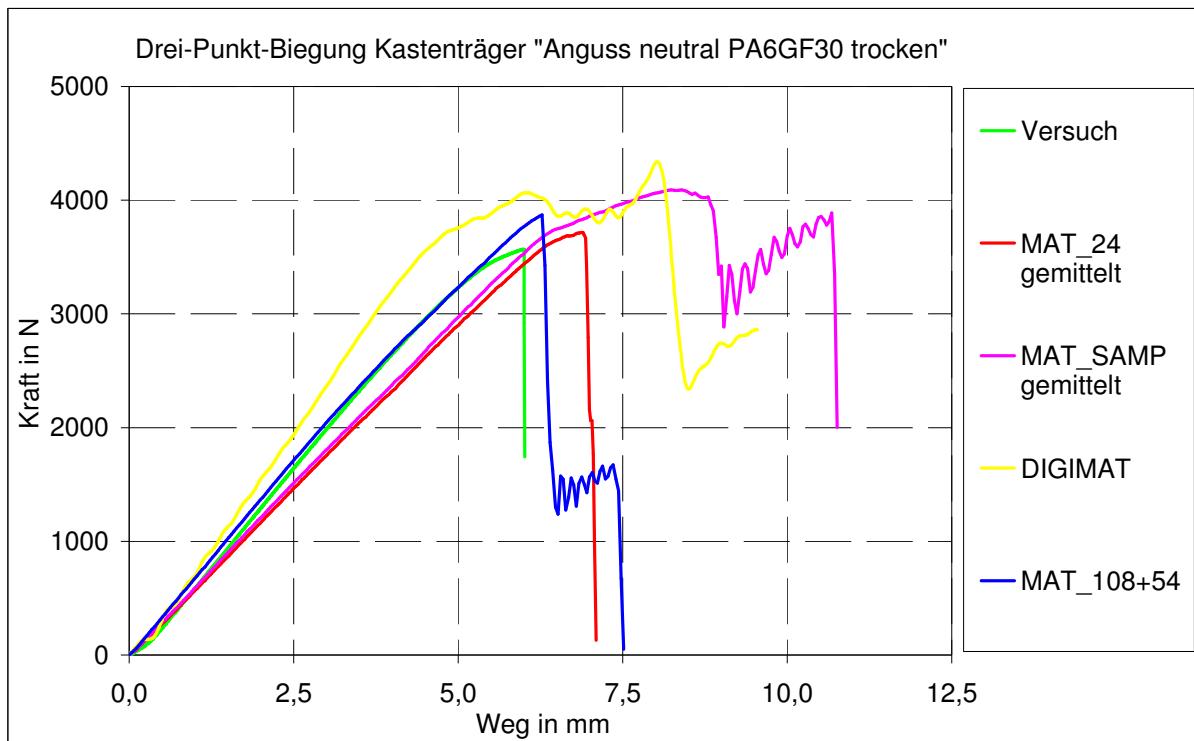


Abb. 5-24 Berechnungsergebnisse der Variante „Anguss neutral PA6GF30 trocken“

Die Berechnungen der Versuche mit getrockneten Probekörpern sind in ihrer Güte mit denen der konditionierten Konfiguration vergleichbar.

#### 5.4. Diskussion der Ergebnisse

Basis für die Diskussion und Bewertung der Berechnungsergebnisse sind die in Abb. 4-2 dargestellten Fragestellungen. Zunächst soll die integrative Berechnungsme thode gesondert betrachtet werden. Folgende Einschränkungen haben sich bei den im Rahmen dieser Arbeit genutzten mikromechanischen Berechnungsmodellen ergeben.

Eine fehlerhafte Spritzgußsimulation führt sinngemäß auch zu einer fehlerhaften integrativen Simulation. Hierbei stellen sich hohe Faserfüllgrade als problematisch dar. Ein aufwendiger Modellaufbau und evtl. hohe Rechenzeiten müssen toleriert werden. Es ist ein Kompromiss nötig zwischen der Modellierung (Elementgröße, Schichtanzahl) und der Abbildungsgenauigkeit. Aufgrund der kürzeren Rechenzeit und der besseren Möglichkeit einen Schichtaufbau abilden zu können, wird die Berechnung mit Schalenelementen empfohlen. Gussbauteile sind mit Volumenelementen aber geometrisch exakter darstellbar (z.B. bei T-Stößen und Radien, etc.). Die Vernetzung bei gleichzeitiger Abbildung eines Schichtaufbaus ist dann aber nur

mit sehr kleinen Elementen möglich. Zu beachten ist hier das Verhältnis der Kantenlängen der Elemente. Die bei entsprechend geforderten Elementqualitäten resultierend hohe Anzahl hätte wiederum eine hohe Rechenzeit zur Folge. Auch hier ist also die Findung eines Kompromisses notwendig. Die Anzahl der Zeitschritte bei der Berechnung ist eingeschränkt. Dadurch wird die Abbildung eines quasi-statischen Lastfalls mit expliziten Verfahren oder ein „langamer Crash“ möglicherweise nur bedingt berechenbar. Eine Option zur Berechnung mit „double precision“ (Überspringen jedes zweiten Zeitschritts, s. [Live09]) steht derzeit nicht zur Verfügung. Teilweise können Konvergenzprobleme auftreten. Die Berechnung ist numerisch nicht so stabil wie bei einer phänomenologischen Herangehensweise. Teilweise führen Versagensvorgänge zu Rechenabbrüchen. „Fliegende Elemente“ können zu Konvergenzproblemen führen. Die mikromechanischen Modelle, hier das Zwei-Phasen-Modell von Faser und Matrix mit Annahme der idealen Haftung, müssen über makroskopische Versuche validiert werden. Das Reverse Engineering (bzw. eine Optimierung) ist nur für eine Phase möglich. Schädigungsvorgänge des Verbunds müssen z.B. über die Parameter der Matrix gesteuert werden. Die Eigenschaften der Fasern und der feste Verbund bleiben dabei also erhalten und die Parameter der Matrix werden manipuliert und haben keine alleinige physikalische Bedeutung für ihr individuelles mechanisches Verhalten mehr. Die Anpassung von visko-plastischen Parametermodellen über Optimierungsalgorithmen ist nur mit einer bestimmten Anzahl von Zielfunktionen mathematisch sinnvoll bzw. möglich. Eine Anpassung ist demnach evtl. nur eingeschränkt möglich. Beispielhaft ist hier eine Anpassung mehrerer Dehnraten verschiedener Orientierungen gleichzeitig, was nur unter Anwendung bestimmter Annahmen möglich ist, zu nennen. So muss hier die Dehnratenabhängigkeit von einer zu anderen Faserorientierungen als Übertragbar angenommen werden, was sich aber als annähernd zulässig herausgestellt hat. Die Annahme der idealen Haftung von Faser und Matrix führt dazu, dass die Rückfederung unzureichend abgebildet wird. Ein Schädigungsmodell ist nur für das elasto-plastische Modell der Matrix verfügbar. Möglich ist hier auch die Anwendung eines progressiven Versagensmodells, was aber eine sehr aufwendige Modellanpassung nach sich zieht. Die Definition einer Druckabhängigkeit (Drucker/Prager-Modell) ist nur für das Modell der Matrix und dies nur für die Abbildung elasto-plastischer Phänomene verfügbar.

Zum Vergleich zwischen isotropen und anisotropen integrativen Ansätzen dient

Tabelle 5-4.

	von Mises, isotrop/gemittelt (Referenz „Stand der Technik“)	integrativ, anisotrop (Referenz „Stand der Forschung“)
Vorteile	<ul style="list-style-type: none"> <li>• stabile und schnelle Berechnung</li> <li>• Verfügbarkeit der Modelle und des Know-How's</li> <li>• Abbildung der (Visko)Plastizität über „Load-Curves“</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Berücksichtigung der Faserorientierung</li> </ul>
Nachteile	<ul style="list-style-type: none"> <li>• keine Berücksichtigung der Faserorientierung</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• aufwendiger Modellaufbau</li> <li>• teilweise instabile, langsame Simulation</li> <li>• Verfügbarkeit der Software, der Modelle und des Know-How's</li> <li>• Einschränkungen bei den mikromechanischen (Parameter-)Modellen (z.B. bei hohen Faserfüllgraden oder der Abbildung von Viskoplastizität)</li> </ul>

Tab. 5-4 Vergleich isotrope und anisotrope mikromechanische Methoden

Die genutzten Rechenmethoden werden im Folgenden in Bezug auf den nötigen Aufwand der Charakterisierung, Modellierung und Simulation sowie in Bezug auf die Güte in der Abbildung der geprüften Lastfälle miteinander verglichen. Der Aufwand ist an dieser Stelle aus zeitlicher und finanzieller Sicht zu sehen. So sind beispielsweise für anisotrope Simulationen im Vergleich weitere Softwarelizenzen (Spritzgußsimulation sowie evtl. Mapping und integratives Tool) nötig. Hierbei muss natürlich auch der zusätzliche zeitliche Aufwand für die entsprechende Anwendung beachtet werden. Parameter wie diese werden im Rahmen dieser Arbeit nicht ausgewertet. In Tabelle 5-5 werden die Methoden subjektiv in Relation miteinander verglichen. Der Vergleich bezieht sich auf die hier behandelten Anwendungen. Es soll keine Validierung der genutzten Materialmodelle, Versuchseinrichtungen oder Software im Allgemeinen sein.

Vergleich der Rechenmethoden	Aufwand Charakterisierung	Aufwand Modellierung	Aufwand Rechenzeit	Abbildung Elasto-Plastizität	Abbildung Elasto-Visko-plastizität	Abbildung Versagen
MAT_24 gemittelt	o	++	++	-	-	--
SAMP gemittelt	-	+	o	o	o	+
MAT_108+54	o	-	o	++	k.A.	+
Integrative Simulation	o	--	--	++	-	+

--	Aufwand sehr hoch bzw. Abbildung sehr schlecht
-	Aufwand hoch bzw. Abbildung schlecht
o	Aufwand neutral bzw. Abbildung neutral
+	Aufwand niedrig bzw. Abbildung gut
++	Aufwand sehr niedrig bzw. Abbildung sehr gut

Tab. 5-5 Bewertung der Rechenmethoden

Als problematisch hat sich die Vernachlässigung viskoelastischer Phänomene herausgestellt. Da aber schon die Anpassung der elasto-viskoplastischen Modelle z.T. nur mit Einschränkungen möglich war, sind bei der Anpassung von Modellen mit weiteren Parametern ebenfalls Einschränkungen zu erwarten. Beispielhaft sei hier die eingeschränkte Anzahl möglicher Variablen bei der numerischen Optimierung zur Methode des Reverse Engineering genannt. Abschließend sei angemerkt, dass die allgemeinen Einflussfaktoren zur Güte von FE-Modellen zu berücksichtigen sind. Beispielhaft seien hier die Art der Elemente (Schalen oder Volumenelemente und deren Formulierung) sowie die Elementgröße und -form genannt. Hier sind speziell in der industriellen Anwendung generell Kompromisse bezüglich des Aufwands zum Modellaufbau und der Rechenzeit zu finden.

## 6. Zusammenfassung und Ausblick

Untersucht wurden die mechanischen Eigenschaften kurzfaserverstärkter thermoplastischer Kunststoffe unter Berücksichtigung der Weiterverarbeitung zur statischen und crashrelevanten Festigkeitsanalyse. Die numerischen Simulationen wurden sowohl mit rein phänomenologischen als auch mit integrativen mikromechanischen Methoden unter der Verwendung der Methode der finiten Elemente mit ausschließlich expliziten Zeitintegrationsverfahren durchgeführt. Aufgebaut und in Bezug auf verschiedene Versuche miteinander verglichen wurden zwei isotrope und zwei anisotrope Rechenmethoden mit jeweils elasto-plastischen und elasto-viskoplastischen Ansätzen. Bei den anisotropen Ansätzen werden die prozessbedingten Eigenschaften in Bezug auf lokal unterschiedliche Faserorientierungen in der Berechnung berücksichtigt, wohingegen die isotropen Ansätze dies über eine Verschmierung bzw. Mittelung vernachlässigen. Als Anmerkung zur integrativen Simulation sei erwähnt, dass hier z.T. ebenfalls bestimmte Phänomene verschmiert werden müssen. Genannt seien hier die Abbildung von Schädigungseffekten wie Faserbrüche oder Faserausrisse über die Parameter des Modells der Matrix, die Abbildung viskoelastischer Eigenschaften über das viskoplastische Modell der Matrix oder die Beschränkung auf wenige Schichten im Material aus Gründen der Reduktion der Rechenzeit. Zudem sei erwähnt, dass im industriellen Entwicklungsprozess immer mit Änderungen in der Bauteil- und Angussgeometrie auch in der späten Phase der Entwicklung zu rechnen ist. Anpassungen des Packages im Gesamtfahrzeug oder unvorhersehbare Probleme im Spritzgussprozess seien hier beispielhaft genannt. Somit ist auch mit Änderungen der Faserorientierung im Bauteil zu rechnen, was eine Auslegung diesbezüglich schwierig macht. Letztendlich müssen also immer gewisse Sicherheiten berücksichtigt werden, wodurch die Nutzung integrativer Methoden und der damit verbundene Aufwand oft ihre Rechtfertigung verlieren. Die integrative Simulation ist also weiterhin Gegenstand intensiver Weiterentwicklungen. Daher wird sie im Rahmen dieser Arbeit auch als „Stand der Forschung“ bezeichnet. In der industriellen Anwendung werden nach wie vor isotrope Ansätze genutzt. Als Rechtfertigung hierfür seien die deutlich einfachere Handhabung bzw. der geringere Aufwand zum Modellaufbau, die numerische Stabilität und die deutlich kürzere Rechenzeit genannt. Zudem ist das Know-How zur Anwendung integrativer Metho-

den zumeist nicht vorhanden. Im Rahmen dieser Arbeit wurde nachgewiesen, dass die Nutzung von Versagensmodellen in Abhängigkeit des hydrostatischen Drucks inklusive Dehnratenabhängigkeit zu deutlich besseren Ergebnissen als mit den üblichen von Mises Modellen führt, auch wenn diese ebenfalls gemittelt sind. In der industriellen Anwendung ist dies also eine attraktive Alternative.

Eine nötige Arbeit zur Erweiterung der semi-integrativen Methode ist die Implementierung einer Dehnratenabhängigkeit. Hierzu sind erste Ansätze in [Vogl11] beschrieben („SAMP anisotrop“). Zusätzlich ist auch die Entwicklung einer vereinfachten Methode des Mappings denkbar. Als Idee dafür sei genannt, die Vier-Knoten-Elemente des Strukturnetzes über ein Skript an den kürzesten Diagonalen zu teilen und dieses Netz, was dann ausschließlich mit Drei-Knoten-Elementen versehen ist, zur Spritzgußsimulation zu verwenden. Die Tensorinformationen zweier Dreiecks-Elemente werden dann über ein weiteres Skript wieder gemittelt auf das jeweilige Vier-Knoten-Element zurück übertragen. Die Modelle könnten in definierten prozentualen Abständen bezüglich der Faserorientierung unter Annahme eines linearen Verlaufs vom Längs- zum Querverhalten also von ca. 75% hin zu ca. 25% Orientierung aufgebaut werden. Die Elemente werden dementsprechend in prozentuale Gruppen der globalen Orientierung je nach AOPT-Konfiguration eingeteilt. Die MID-Zuweisung erfolgt dann in Abhängigkeit der prozentualen Ausrichtung der Fasern und der AOPT-Konfiguration.

Als Zusammenfassung werden folgende Punkte aufgeführt, die im Rahmen dieser Arbeit zur Berechnung kurzfaserverstärkter thermoplastischer Kunststoffbauteile als maßgeblich eingestuft werden:

- Der Werkstoffzustand bezüglich der Konditionierung und der Umgebungstemperatur in der Anwendung muss definiert bzw. bekannt sein, um das mechanische Verhalten abilden zu können. Die Berechnung verschiedener Szenarien ist notwendig.
- Eine gleichzeitige Abbildung aller Phänomene ist mit großem Aufwand bezüglich der Modellierung, der Rechenzeit, der Rechenvarianten und der vorhergehenden Charakterisierung verbunden.
- Integrative Rechenmethoden zur Abbildung von viskoplastischen Phäno-

menen sind hier z.T. fehlerbehaftet. Die Anpassung der Parametermodelle ist nicht für alle Konfigurationen optimal möglich.

- Eine fehlerhafte Spritzgußsimulation führt zu einer fehlerhaften integrativen Struktursimulation. Hohe Faserfüllgrade sind hier problematisch.
- Einfache Bauteilgeometrien sind auch mit „Hand-Mapping-Methoden“ (semi integrative Methode) abbildbar (MAT\_108+MAT\_54, hier nur elasto-plastisch).
- Isotrope verschmierte Rechenmethoden sind bei Bauteilen mit geringen Vorezugsorientierungen ausreichend, wenn die Zug-Druck-Schub-Asymmetrie und die Dehnratenabhängigkeit im Versagensverhalten berücksichtigt werden (z.B. mit MAT\_SAMP). Auch für grobe Auslegungen oder wenn die Angussgeometrie und die Spritzgussparameter nicht bekannt sind, ist diese Methode eine Alternative.

## Literaturverzeichnis

- [AA94] ALTBACH, J.; ALTBACH, H.: Einführung in die Kontinuumsmechanik; *Teubner Verlag*, Stuttgart 1994
- [AIF98] N.N.  
Verfahrensoptimierung bei der Verarbeitung von diskontinuierlich langfaserverstärkten Thermoplasten; AiF-Vorhaben Nr. 10836 N, *Deutsches Kunststoff Institut DKI*, Darmstadt 1998
- [AIF06] N.N.  
Mechanische Charakterisierung thermoplastischer Kunststoffe für die Crash-Simulation; *Forschungsvereinigung Automobiltechnik e. V. – FAT*, AiF-Vorhaben Nr. 13427 N/1, *Ernst-Mach-Institut EMI*, Freiburg 2006
- [Arca73] ARCAN, M.: A new method for the analysis of mechanical properties of composite materials; 3rd international congress on experimental mechanics, Los Angeles, USA 1973
- [AT87] ADVANI, S.G.; TUCKER, C.L.: The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composites; *Journal of Rheology* 31 (1987) 8, S. 751-784
- [Auto10] N.N.  
Manual *Moldflow*, Autodesk Inc.; San Rafael, CA, USA 2010
- [Bath02] BATHE, K.-J.: Finite-Elemente-Methoden; *Springer Verlag*, Berlin 2002
- [Beck07] BECKER, F.; KRAATZ, A., MONEKE, M.: Determination of the mechanical properties of oriented short fiber reinforced thermoplastics under different stress states; *LS-Dyna Anwenderforum*, Frankenthal 2007
- [Beck09] BECKER, F.: Entwicklung einer Beschreibungsmethodik für das

- mechanische Verhalten unverstärkter Thermoplaste bei hohen Deformationsgeschwindigkeiten; Dissertation, *Universität Halle-Wittenberg*, 2009
- [Bett01] BETTEN, J.: Kontinuumsmechanik; *Springer Verlag*, Berlin 2001
- [Bott98] BOTTEMER, L.; BINSACK, R.: Polyamide, Kunststoff-Handbuch: Technische Thermoplaste; *Hanser Verlag*, München 1998
- [Bran05] BRANDT, M.: CAE-Methoden für die verbesserte Auslegung thermoplastischer Spritzgussbauteile; Dissertation, *RWTH Aachen*, 2005
- [Carh10] N.N.  
„Safety Companion 2010“, Broschüre der *Carhs training GmbH*, Alzenau 2010
- [Chen88] CHEN, W.F.; HAN, D.J.: Plasticity for Structural Engineers; *Springer Verlag*, Berlin 1988
- [CS57] COWPER, G. R.; SYMONDS, P. S.: Strain-Hardening and Strain-Rate Effects in the Impact Loading of Cantilever Beams; Brown University Department of Applied Mathematics, Technical Report 28 (1957)
- [Dogh00] DOGHRI, I.: Mechanics of deformable solids; *Springer Verlag*, Berlin 2000
- [Doi81] DOI, M.: Molecular dynamics and rheological properties of concentrated solutions of rodlike polymers in isotropic and liquid crystalline phases; *Journal of Polymer Science: Polymer Physics* 19 (1981) 2, S. 229-243
- [Domi05] DOMININGHAUS, H.: Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften; *Springer Verlag*, Berlin 2005
- [Dubo06] DU BOIS, P.; FEUCHT, M.; HAUFE, A.; KOLLING, S.: A Generalized

- Damage and Failure Formulation for SAMP; 5. *LS-Dyna*  
Anwenderforum, Ulm 2006
- [ECB06] N.N.  
Tagungsband *EuroCarBody 2006*; Vortrag *L&L Products*, Bad Nauheim 2006
- [Erha08] EHARD, G.: Konstruieren mit Kunststoffen; *Hanser Verlag*, München 2008
- [Ehre81] EHRENSTEIN, G. W.: Glasfaserverstärkte Kunststoffe; *Expert Verlag*, Grafenau 1981
- [Ehre03] EHRENSTEIN, G. W.; AMESÖDER, S.; FERNÁNDEZ DÍAZ, L.; NIEMANN, H.; DEVENTER, R.: Werkstoff- und prozessoptimierte Herstellung flächiger Kunststoff-Kunststoff und Kunststoff-Metall-Verbundbauteile; „Robuste, verkürzte Prozessketten für flächige Leichtbauteile“; Tagungsband zum Berichts- und Industriekolloquium 2003 des *SFB 396*, Bamberg 2003
- [Ehre06] EHRENSTEIN, G. W.: Faserverbund-Kunststoffe; *Hanser Verlag*, München 2006
- [Eshe57] ESCHELBY, J.D.: The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems; Proceedings of the Royal Society A 241 (1957), S. 376-396
- [Exst10] N.N.  
Manual *Digimat; e-Xstream engineering*, Louvain-la-Neuve, Belgien 2010
- [Flei05] FLEISCHHAUER, M.; SCHÜRMANN, H.: Qualifizierung und Erprobung eines thermoplastischen Matrixsystems für Strukturauteile in der Verkehrstechnik; 11. Nationales Symposium *SAMPE Deutschland*, Darmstadt 2005

- [FT84] FOLGAR, F.; TUCKER, C.L.: Orientation behavior of fibers in concentrated suspensions; *Journal of Reinforced Plastics Composites* 3 (1984), S. 98-119
- [Gada93] GADALA-MARIA, F.; PARSI, F.: Measurement of fiber orientation in short-fiber composites using digital image processing; *Polymer Composites* 14 (1993), S. 126-131
- [GJ79] G'SELL, C.; JONAS, J.: Determination of the plastic behavior of solid polymers at constant true strain rate; *Journal of Materials Science* 14 (1979) 3, S. 583–591
- [Glas08] GLASER, S.; WÜST, A.; AUMER, B.: Integrative Simulation, Berechnung der Festigkeit von hoch belasteten Bauteilen aus faserverstärkten Polymeren; *Kunststoffe* (2008), Hanser Verlag, München 2008
- [Grel05] GRELLMANN, W.; SEIDLER, S.: Kunststoffprüfung, *Hanser Verlag*, München 2005
- [Gros07] GROSS, D.; SEELIG, T.: Bruchmechanik, *Springer Verlag*, Berlin 2007
- [Grot99] GROTE, F.: Schaumstoffe mit CT charakterisieren; *Kunststoffe* 89 (1999), S. 110, *Hanser Verlag*, München 1999
- [Hand63] HAND, G.L.: A theory of anisotropic fluids; *Journal of Fluid Mechanics* 13 (1962), S. 33-46
- [Hegl84] HEGLER, R.P.: Faserorientierung beim Verarbeiten kurzfaserverstärkter Thermoplaste; *Kunststoffe* 74 (1984), S. 271-277, *Hanser Verlag*, München 1984
- [Herm67] HERMANS, J.J.: The elastic properties of fiber reinforced materials when fibers are aligned; *Proceedings of the Koninklijke Akademie van Wetenschappen B* 70 (1967), S. 1-9
- [Hill64] HILL, R.: Theory of mechanical properties of fibre-strengthened

- materials: I. Elastic behaviour; *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 12 (1964) 4, S. 199-212
- [HK76] HALPIN, J.C.; KARDOS, J.L.: The Halpin-Tsai equations: A review; *Polymer Engineering and Science* 16 (1976) 5, S. 344-352
- [Hobe05] HOBEIKA, S.: Materialcharakterisierung anhand lokaler Spannungs-Dehnungs-Kurven; *10. Problemseminar "Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen"*, 2005
- [Halp69] HALPIN, J.C.: Stiffness and expansion estimates for oriented short fiber composites; *Journal of Composite Materials* (1969) 3, S. 732-734
- [JC85] JOHNSON, G. R.; COOK, W. H.: Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressure; *International Journal of Engineering Fracture Mechanics* 21 (1985), S. 31-48
- [Joha04] JOHANNABER, F.; MICHAELI, W.: Handbuch Spritzgießen; *Hanser Verlag*, München 2004
- [Jung02] JUNGINGER, M.: Charakterisierung und Modellierung unverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen; Dissertation, *Universität der Bundeswehr München*, herausgegeben vom *Ernst-Mach-Institut* Freiburg 2002
- [Kast08] KASTNER, J.; SALABERGER, D.; ZITZENBACHER, G.; STADLBAUER, W.; FREYTAG, R.: Determination of diameter, length and three-dimensional distribution of fibres in short glass-fibre reinforced injection moulded parts by  $\mu$ -computed tomography, Proceedings 24th annual meeting polymer processing society, Salerno, Italy, 2008
- [Kenn95] KENNEDY, P.: Flow analysis of injection molds; *Hanser Verlag*, München 1995
- [Koha95] KOHAN, I.; MELVIN, I.: Nylon Plastics Handbook; *Hanser Verlag*,

München 1995

- [Klei05] KLEIN, B.: FEM; Vieweg Verlag, Wiesbaden 2005
- [Koll05] KOLLING, S.; HAUFE, A.; FEUCHT, M.; DU BOIS, P.: SAMP-1 A Semi-Analytical Model for Polymers; 4. *LS-Dyna* Anwenderforum, Bamberg 2005
- [Kriv07] KRIVACHY, R.: Charakterisierung und Modellierung kurzfaserverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen; Dissertation, *Universität der Bundeswehr München*, herausgegeben vom *Ernst-Mach-Institut* Freiburg 2007
- [Kupp10] KUPPINGER, J.; WAFZIG, F.; HENNING, F.; WEIDENMANN, K.; KORDICK, M.; ELSNER, P.: Einfluss von Glasfaserlänge und Glasfasergehalt auf die mechanischen Eigenschaften von langglasfaserverstärktem Polyurethan; *Kunststofftechnik* 5 (2010), S. 205-227, Hanser Verlag, München 2010
- [LD86] LIPSCOMB, G.G.; DENN, M.M.: Fiber Orientation in Complex Flow; *Paper presented to the Polymer Processing Society*, Montreal 1986
- [Live05] N.N.  
LIVERMORE SOFTWARE TECHNOLOGY CORPORATION; HALLQUIST, JOHN O.: *LS-Dyna* Theory Manual; Livermore, CA, USA 2005
- [Live09] N.N.  
LIVERMORE SOFTWARE TECHNOLOGY CORPORATION: *LS-Dyna* Keyword User's Manual Version 971; Livermore, CA, USA 2009
- [Mlek97] MLEKUSCH, B.A.: Kurzfaser verstärkte Thermoplaste – Charakterisierung und Messung der Faserorientierung, thermoelastische Eigenschaften sowie Schwindung und Verzug; Dissertation, *Montanuniversität Leoben*, Österreich, 1997

- [MT73] MORI, T.; TANAKA, K.: Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions; *Acta metallurgica* 21 (1973) 5, S. 571-574
- [Neit04] NEITZEL, M.; MITSCHANG, P.: Handbuch Verbundwerkstoffe; *Hanser Verlag*, München 2004
- [NMF10] N.N.  
„Hybridtechniken in der Kunststoffverarbeitung“, Broschüre des Kompetenzzentrum *Neue Materialien Fürth GmbH*, Fürth 2010
- [Norm82] N.N.  
DIN 53399: Schubversuch an ebenen Probekörpern; Deutsches Institut für Normungen, Berlin November 1982
- [Norm90-2] N.N.  
Norm ASTM D 638: Standard test for tensile properties of plastics; November 1990
- [Norm90-3] N.N.  
Norm ASTM D 3039: Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials; November 1990
- [Norm96-1] N.N.  
DIN EN ISO 527-1: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften, Teil 1: Allgemeine Grundsätze; Deutsches Institut für Normungen, Berlin Februar 1996
- [Norm96-2] N.N.  
DIN EN ISO 6721: Kunststoffe - Bestimmung dynamischer Eigenschaften; Deutsches Institut für Normungen, Berlin Februar 1996
- [Norm96-3] N.N.  
DIN EN ISO 604: Bestimmung von Druckeigenschaften; Deutsches

Institut für Normungen, Berlin Dezember 1996

[Norm96-4] N.N.

DIN EN ISO 604: Kunststoffe – Herstellung von Probekörpern durch mechanische Bearbeitung; Deutsches Institut für Normungen, Berlin Dezember 1996

[Norm96-5] N.N.

DIN EN ISO 178: Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften; Deutsches Institut für Normungen, Berlin Dezember 1996

[Norm97-1] N.N.

DIN EN ISO 527-4: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften, Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe; Deutsches Institut für Normungen, Berlin April 1997

[Norm97-2] N.N.

DIN EN ISO 1110: Polyamide – Beschleunigte Konditionierung von Probekörpern; Deutsches Institut für Normungen, Berlin November 1997

[Pier06]

PIERARD, O.: Micromechanics of inclusion-reinforced composites in elasto-plasticity and elasto-viscoplasticity, modelling and computation; Dissertation, *Université Catholique de Louvain*, Belgien, 2006

[Pfla01]

PFLAMM-JONAS, T.: Auslegung und Dimensionierung von kurzfaserverstärkten Spritzgußbauteilen; Dissertation, *TU-Darmstadt*, 2001

[Pour95]

POURDEYHIMI, B.; RAMANATHAN, R.: Image analysis method for estimating 2-D fibre orientation and fibre length in discontinuous fibre reinforced composites; *Polymer Composites* 3 (1995), S. 277-287

- [Reit08] REITHOFER, P.; FRITZ, M.; WIMMER, T.: Kurzfaserverstärkte Kunststoffbauteile, Einfluss der prozessbedingten Faserorientierung auf die Strukturdynamik; 7. *LS-Dyna Anwenderforum*, Bamberg 2008
- [Roth04] ROTH, S.; KÜSTER, B.; SURA, H.: 2,5D oder 3D?; *Kunststoffe* 94 (2004), S. 65-67, *Hanser Verlag*, München 2004
- [Rust09] RUST, W.: Nichtlineare Finite-Element-Berechnungen; *Vieweg Verlag*, Wiesbaden 2009
- [Seml98] SEMMLER, E.: Simulation des mechanischen und thermomechanischen Verhaltens faserverstärkter thermoplastischer Preßbauteile; Dissertation, *RWTH Aachen*, 1998
- [Schu05] SCHUMACHER, A.: Optimierung mechanischer Strukturen, Grundlagen und industrielle Anwendungen; *Springer Verlag*, Berlin 2005
- [Schü05] SCHÜRMANN, H.: Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden; *Springer Verlag*, Berlin 2005
- [Schw93] SCHWARZ, P.: Einfluss der Faserlänge und der Faserorientierung auf die Elastizität und die Wärmeausdehnung von Kurzfaserbundwerkstoffen; Dissertation, *VDI Verlag Fortschritt-Berichte*, Düsseldorf 1993
- [Schw97] SCHWARZ, O.: Kunststoffkunde; *Vogel Verlag*, Würzburg 1997
- [Schw09] SCHWARZ, H. R.; KÖCKLER, N.: Numerische Mathematik, *Teubner Verlag*, Stuttgart 2009
- [Simo93] SIMO, J.C.; HUGHES, T.J-R.: Elastoplasticity and Viscoplasticity: Computational Aspects; *Springer Verlag*, Berlin 1993
- [Stev96] STEVENSON, J.: Innovations in Polymer Processing: Moulding; *Hanser Verlag*, München 1996

- [Tan06] TAN, J.C.; ELLIOT, J.A.; CLYNE, T.W.: Analysis of Tomography Images of Bonded Fibre Networks to Measure Distribution of Fibre Segment Length and Fibre Orientation, *Advanced Engineering Materials* 8/6, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2006, S. 495-500
- [Tuck89] TUCKER, C.L: Fundamentals of computer modeling for polymer processing; *Hanser Verlag*, München 1989
- [Tuck92] TUCKER, C.L.; BAY, R.S.: Fiber orientation in simple injection moldings. Part II: Experimental results; *Polymer Composites* 13 (1992), S. 332-342
- [Turc94] TURCOVSKY, G.: The effects of shear on fiber filled materials during injection molding; *Annu. Tech. Conf. - Soc. Plast. Eng.* (1994), S. 796-800
- [TW84] TANDON, G.P.; WENG, G.J.: The effect of aspect ratio of inclusions on the elastic properties of unidirectional aligned composites; *Polymer Composites* 5 (1984) 4, S. 327-333
- [Vogl07] VOGLER, M.; KOLLING, S.; HAUFE, A.: A Constitutive Model for Plastics with Piecewise Linear Yield Surface and Damage; 6. *LS-Dyna Anwenderforum*, Frankenthal 2007
- [Vogl11] VOGLER, M.; SCHÖPFER, J., KOLLING, S.; ROLFES, R.: A novel transversely-isotropic 3D elastic-viscoplastic constitutive law for modeling fiber matrix composites; 8. European *LS-Dyna Conference*, Strasbourg, Frankreich 2011
- [Will73] WILLIAMS, J.G.: Stress analysis of polymers; *Longman group limited*, New York, USA 1973
- [Wrig01] WRIGGERS, P.: Nichtlineare Finite-Element-Methoden; *Springer Verlag*, Berlin 2001
- [Yagu95] YAGUCHI, H.; HOJO, H.; LEE, D.G.; KIM, E.G.: Measurement of planar

orientation of fibers for reinforced thermoplastics using image processing; *Int. Polymer Processing 10* (1995), S. 262-269

Die Inhalte folgender Veröffentlichungen sind in der Arbeit enthalten, ohne im Verlauf explizit gekennzeichnet zu sein:

- [Koll10] KOLLING, S.; SCHÖPFER, J.; BECKER, F.: Material Models of Plastics for Crash Simulation - Research State of the Art; *Carhs Automotive CAE Grand Challenge*, Hanau 2010
- [Beck10] BECKER, F.; SCHÖPFER, J.; KOLLING, S.; MAIER, M.: Charakterisierung und Modellierung von kurzfaserverstärkten Kunststoffen - Teil 1: Charakterisierung und Parametrisierung; 9. *LS-Dyna Anwenderforum*, Bamberg 2010
- [Schö10] SCHÖPFER, J.; BECKER, F.; KOLLING, S.; MAIER, M.: Charakterisierung und Modellierung von kurzfaserverstärkten Kunststoffen - Teil 2: Simulationsmethoden in *LS-Dyna*; 9. *LS-Dyna Anwenderforum*, Bamberg 2010

# Symbolverzeichnis

## Lateinische Symbole

$\underline{A}$	Orientierungstensor
$A_{\text{aktuell}}$	aktuelle Querschnittsfläche
$\underline{A}_{\text{Eshelby}}$	Dehnungskonzentrationstensor (Eshelby)
$\underline{A}^{MT}$	Dehnungskonzentrationstensor (Mori/Tanaka)
$A_{ij}$	Komponenten der Scheibensteifigkeitsmatrix (Laminattheorie)
$A_0$	Ausgangszustand der Querschnittsfläche
$A_0$	Werkstoffparameter (Johnson/Cook, Cowper/Symmonds)
$a_{ij}$	Komponenten des Orientierungstensors
$a_{ijkl}$	Komponenten des Orientierungstensors vierter Stufe
$a_0, a_1, a_2$	Werkstoffparameter des SAMP-Modells
$B_i$	skalare Kennwerte der transversalen Isotropie (Advani/Tucker)
$B_{ij}$	Komponenten der Koppelsteifigkeitsmatrix (Laminattheorie)
$B_0$	Werkstoffparameter (Johnson/Cook, Cowper/Symmonds)
$b$	Breite
$C$	Elastizitätsmatrix
$C$	Werkstoffparameter (Johnson/Cook)
$\underline{C}$	Steifigkeitstensor
$\underline{C}_F$	Steifigkeitstensor der Fasern (Eshelby)
$C_I$	Faserinteraktionskoeffizient
$C_{ijkl}$	Komponenten des Steifigkeitstensors
$\underline{C}^{(M)}$	Steifigkeitstensor der Matrix (Eshelby)
$C_{ijkl}^{(M)}$	Komponenten des Steifigkeitstensors der Matrix (Eshelby)
$D$	Schädigungsparameter

$D$	Dicke
$D_{ij}$	Komponenten der Plattensteifigkeitsmatrix (Laminattheorie)
$E_D$	E-Modul des geschädigten Materials
$E_F$	E-Modul der Fasern
$E_i$	E-Modul (ggf. richtungsabhängig)
$\underline{E}^{sh}$	Eshelby-Tensor
$E_{ijkl}^{sh}$	Komponenten des Eshelby-Tensors
$E_M$	E-Modul der Matrix
$E_0$	E-Modul des ungeschädigten Materials
$F$	Kraft
$F, G, H, L,$ $M, N$	Koeffizienten der Vergleichsspannung nach Hill
$f$	Fließfläche
$G_F$	Schubmodul der Fasern
$G_{ij}$	Schubmodul (ggf. richtungsabhängig)
$G_M$	Schubmodul der Matrix
$g$	plastisches Potential
$h$	Werkstoffparameter (G'Sell/Jonas)
$h$	Höhe
$\underline{I}$	Einheitstensor
$I_1, I_2, I_3$	Invarianten des Spannungstensors
$J_1, J_2, J_3$	Invarianten des Spannungsdeviators
$K$	Dämpfungsmatrix
$K$	Werkstoffparameter (G'Sell/Jonas)
$K_M$	Kompressionsmodul der Matrix
$k$	Werkstoffparameter
$L, l$	Länge

---

$l_{pB}$	Länge des parallelen Bereichs der Zugprobe
$l_0$	Anfangslänge
$M$	Massenmatrix
$M$	Momentenkomponente
$m$	Werkstoffparameter
$m_{Verbund}$	Masse des Verbunds
$m_F$	Masse der Fasern
$N$	Normalspannungskomponente
$P$	Lastvektor
$P$	Orientierungswahrscheinlichkeit
$p$	Faserorientierungsvektor
$p_i$	Komponenten des Faserorientierungsvektors
$p$	hydrostatischer Druck
$p$	Werkstoffparameter (Cowper/Symmonds)
$\overline{Q}_{ij}$	Komponenten der Nachgiebigkeitsmatrix (Laminattheorie)
$Q_{ij}$	Komponenten der Nachgiebigkeitsmatrix (Laminattheorie)
$q$	von Mises Vergleichsspannung
$R_{ij}$	Spannungsverhältnisse der Vergleichsspannung nach Hill
$\underline{S}$	Nachgiebigkeitstensor
$S_{ij}$	Komponenten des Spannungsdeviators
$S_{ijkl}$	Komponenten des Nachgiebigkeitstensors
$\underline{S}^{(M)}$	Nachgiebigkeitstensor der Matrix (Eshelby)
$t$	Wandstärke
$t$	Zeit
$u$	Verschiebungsvektor
$\dot{u}$	Geschwindigkeitsvektor
$\ddot{u}$	Beschleunigungsvektor

$\dot{u}_i, \dot{u}_j$	Vektoren der Strömungsgeschwindigkeiten
$v_M$	Maschinengeschwindigkeit
$v$	Geschwindigkeit
$X_1, X_2, X_3$	Richtungen im kartesischen Koordinatensystem
$X_I, X_{II}, X_{III}$	Richtungen im Hauptspannungsraum
$x_i, x_j$	Koordinatenvektoren
$z$	Dickenkoordinate (Laminattheorie)

### Griechische Symbole

$\beta$	Werkstoffparameter (Reibungswinkel Drucker/Prager)
$\delta_{ij}$	Kronecker-Delta
$\varepsilon$	Dehnung, Dehnungskomponente
$\varepsilon_b$	Dehnung in Breitenrichtung
$\varepsilon_{c_{ii}}$	Druckdehnung (richtungsabhängig)
$\varepsilon_d$	Dehnung in Dickenrichtung
$\varepsilon^{el}$	elastische Dehnung
$\underline{\varepsilon}^{(F)}$	Dehnungstensor der Fasern (Eshelby)
$\varepsilon^{ges}$	Gesamtdehnung
$\varepsilon_l$	Dehnung in Längsrichtung
$\underline{\varepsilon}^{(M)}$	Dehnungstensor der Matrix (Eshelby)
$\varepsilon_n$	logarithmische Dehnung nach Henky
$\varepsilon^{pl}$	plastische Dehnung
$\underline{\varepsilon}$	Verzerrungstensor
$\varepsilon_{ii}, \varepsilon_{ij}$	Komponenten des Verzerrungstensors (Dehnungen)
$\varepsilon_{ij}^C$	Komponenten des Verzerrungstensors (Eshelby)
$\varepsilon_{ij}^T$	Komponenten des Transformationsdehnungstensors (Eshelby)
$\varepsilon_{t_{ii}}$	Zugdehnung (richtungsabhängig)

---

$\mathcal{E}_{vol}$	Kugeltensor
$\mathcal{E}_v$	Werkstoffparameter (G'Sell/Jonas)
$\mathcal{E}_{pl}^{n_0}$	plastische Grenzdehnung (Johnson/Cook, Cowper/Symmonds)
$\dot{\epsilon}$	Dehnrate
$\dot{\epsilon}_{Rand}$	Dehnrate im Randbereich der Biegeprobe
$\dot{\epsilon}_t$	technische Dehnrate
$\dot{\epsilon}_{vp}$	viskoplastische Dehnrate
$\dot{\epsilon}_0$	Normierungsdehnrate
$\xi$	Parameter des mikromechanischen Modells nach Halpin/Tsai
$\varphi_F$	Faservolumenanteil
$\gamma$	Gleitung
$\gamma_{ij}$	Komponenten des Verzerrungstensors (Gleitungen)
$\dot{\gamma}_{ij}$	Tensor der Verzerrungsgeschwindigkeiten
$\kappa$	Verschiebungskomponente
$d\lambda$	Lagrange-Multiplikator
$\lambda$	Geometriefaktor
$\eta$	Viskosität
$\xi$	Parameter des mikromechanischen Modells nach Halpin/Tsai
$\phi$	Kugelkoordinate
$\nu_{ij}$	Querkontraktion (ggf. richtungsabhängig)
$\nu_F$	Querkontraktion der Fasern
$\nu_M$	Querkontraktion der Matrix
$\rho_F$	Dichte der Fasern
$\rho_M$	Dichte der Matrix
$\sigma$	Spannung
$\underline{\sigma}$	Spannungstensor
$\sigma_c$	Druckspannung

$\sigma_{c \max_{ii}}$	maximale Druckspannung (richtungsabhängig)
$\sigma_{Hill}$	Fließspannung nach Hill
$\sigma_{ii}, \sigma_{ij}$	Komponenten des Spannungstensors
$\sigma_{ij}^{(I)}$	Komponenten des Spannungstensors des Einschlusses (Eshelby)
$\sigma_{ij}^{(M)}$	Komponenten des Spannungstensors der Matrix (Eshelby)
$\sigma_m$	mittlere Normalspannung
$\sigma_{\max_{12}}$	maximale Schubspannung
$\sigma_s$	Schubspannung
$\sigma_t$	Zugspannung
$\sigma_{t \max_{ii}}$	maximale Zugspannung (richtungsabhängig)
$\sigma_{vm}$	von Mises Vergleichsspannung
$\sigma_w$	wahre Spannung
$\sigma_Y$	Fließspannung
$\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}$	Hauptspannungen
$\tau$	Schubspannung
$\tau_Y$	Schubfließspannung
$\psi$	Fasermassenanteil
$\psi$	Orientierungsverteilungsdichtefunktion
$\omega_{ij}$	Wirbeltensor
$\theta$	Kugelkoordinate
$\theta$	Winkel Faserorientierungsvektor (Laminattheorie)

## Abkürzungsverzeichnis

AiF	Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen
AOPT	Richtungsparameter orthotroper Materialmodelle in <i>LS-Dyna</i>
CAD	Computer Aided Design
CAE	Computer Aided Engineering
CNC	Computerized Numerical Control
DKI	Deutsches Kunststoff-Institut
ECE-R	Economic Commission for Europe - Rules
Euro-NCAP	European New Car Assessment Program
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Element Method
FMVSS	Federal Motor Vehicle Safety Standard
Gew.-%	Gewichtsprozent
GF	(Kurz-)Glasfaser
kond.	konditioniert
MID	Material Identification Number in <i>LS-Dyna</i>
PA	Polyamid
PID	Part Identification Number in <i>LS-Dyna</i>
PVT	Pressure-Volume-Temperature
q.-s.	quasi-statisch
REM	Raster-Elektronen-Mikroskop
RT	Raumtemperatur
RVE	Representative Volume Element
SAMP	Semi Analytical Model for Polymers
UD	unidirektional
US-NCAP	United States New Car Assessment Program
2,5D	zweieinhalbdimensional
3D	dreidimensional