

# **Beschreibung des orthotrop visko-elasto- plastischen Verhaltens langglasfaserverstärk- ten Polypropylens**

-

## **Versuchskonzept und FE-Simulation**

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

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

genehmigte

**Dissertation**

von

**Dipl.-Ing. Marc Bosseler**

aus Recklinghausen

Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Martin Maier

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Jörg Seewig

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Paul L. Geiß

Dekan: Prof. Dr.-Ing. Siegfried Ripperger

Tag der Einreichung: 04. März 2009

Tag der mündlichen Prüfung: 28. Mai 2009

Juli 2009

D 386

## Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Ressourcengerechte Produktentwicklung (RPE) der TU Kaiserslautern. Ich möchte mich an dieser Stelle bei der Stiftung Rheinland-Pfalz für Innovation und bei der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen für die Finanzierung bedanken. Des Weiteren war die Erstellung dieser Arbeit erst durch die Unterstützung der BMW AG (München), der Ticon GmbH (Kelsterbach) sowie der Mann & Hummel Group (Ludwigsburg) möglich. Von diesen Industriepartnern wurde ich großzügig mit Probematerial, Materialuntersuchungen sowie interessanten Fachgesprächen unterstützt. Dafür möchte ich mich herzlich bedanken.

Mein Dank gilt zudem Herrn Professor Dr.-Ing. Martin Maier für die Übernahme des Hauptreferats sowie Herrn Professor Dr.-Ing. Jörg Seewig für die Übernahme des Korreferats und ihr Interesse an meiner Arbeit. Bei Herrn Professor Dr.-Ing. Paul Ludwig Geiß bedanke ich mich herzlich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes. Weiterhin möchte ich mich bei Dieter Bockhorn für unzählige Überstunden und seine genialen Konstruktionen im Bereich der Prüftechnik sowie bei Werner Hauth für die Hilfe beim Umgang mit der oft widerspenstigen Prüftechnik bedanken. Dabei habe ich die freundschaftliche Arbeitsatmosphäre immer als äußerst angenehm empfunden. Bei Marieluise Demuth bedanke ich mich herzlich für ihre Unterstützung bei den vielen organisatorischen Dingen, die man an der Uni zu erledigen hat.

Mein besonderer Dank gilt Dr.-Ing. Bernd Kleuter. Mit ihm durfte ich zahlreiche fachliche Diskussionen führen, die mir vor allem auf dem Gebiet der technischen Mechanik entscheidend geholfen haben, die richtige konzeptionelle Richtung für meine Arbeit zu finden und verfolgen zu können. Meinem Bruder Dr.-Ing. Bert Bosseler danke ich für seine wertvollen Tipps und Anregungen bei der strukturellen Aufarbeitung der Arbeit. Außerdem danke ich meinem Studienfreund Alexander Schwarz für seinen immerwährenden telefonischen Support.

Meiner Frau Kaska und meinen Eltern danke ich für die liebevolle Unterstützung, wenn es im Rahmen dieser Arbeit Rückschläge zu verkraften galt.

Kaiserslautern, im Juli 2009

Marc Bosseler





# Inhaltsverzeichnis

<b>KURZDARSTELLUNG</b>	<b>V</b>
<b>ABSTRACT</b>	<b>VII</b>
<b>1. MOTIVATION UND ZIELSETZUNG</b>	<b>1</b>
1.1 FASERVERSTÄRKTE KUNSTSTOFFE IM AUTOMOBILBAU	1
1.2 AUFBAU DER ARBEIT	4
<b>2. MECHANISCHE GRUNDLAGEN</b>	<b>7</b>
2.1 EINFÜHRUNG	7
2.2 ELASTIZITÄT	9
2.2.1 <i>Verzerrungsmaße</i>	9
2.2.2 <i>Anisotropes Materialverhalten</i>	11
2.3 VISKOELASTIZITÄT	13
2.4 PLASTIZITÄT UND VISKOPLASTIZITÄT	17
2.4.1 <i>Plastizitätsmodelle</i>	17
2.4.2 <i>Erweiterte Ansätze für Fließflächen</i>	19
2.5 SCHÄDIGUNG UND MATERIALVERSAGEN	20
2.5.1 <i>Mikromechanische Modelle und Schädigungseffekte</i>	20
2.5.2 <i>Versagensmodellierung</i>	21
<b>3. PROBLEMATERIAL UND PROBEKÖRPER</b>	<b>23</b>
3.1 FASERVERSTÄRKTES POLYPROPYLEN	23
3.2 EIGENSCHAFTEN DER POLYPROPYLEN-MATRIX	24
3.3 EINFLUSS DER FASERLÄNGE UND -KONZENTRATION	24
3.3.1 <i>Grundlagen</i>	24
3.3.2 <i>Festigkeit und Bruchdehnung</i>	26
3.3.3 <i>Schlagzähigkeit und Energieaufnahme</i>	29
3.4 PRÜFKÖRPER FÜR ZUG- UND SCHUBVERSUCHE	30
3.5 PROBEPLATTEN	32
3.6 BAUTEILDEMONSTRATOR	35
3.6.1 <i>Geometrie und Abmessungen</i>	35
3.6.2 <i>Herstellung des Bauteildemonstrators</i>	37
3.6.3 <i>Direktverschraubung des Bauteildemonstrators</i>	38
<b>4. PRÜF- UND MESSEINRICHTUNGEN</b>	<b>43</b>
4.1 HOCHGESCHWINDIGKEITSPRÜFUNG	43
4.1.1 <i>Prüfverfahren</i>	43
4.1.2 <i>Kraftmesssysteme in der Hochgeschwindigkeitsprüfung</i>	46
4.1.3 <i>Wegmesssysteme in der Hochgeschwindigkeitsprüfung</i>	49
4.2 PRÜFMASCHINE UND MESSGERÄTE	50
4.2.1 <i>Servohydraulische Prüfmaschine</i>	50
4.2.2 <i>Messrechner und Software</i>	52

4.2.3	<i>Hochgeschwindigkeitskamera</i>	52
4.2.4	<i>Triggerung und Beleuchtung</i>	53
4.3	<b>DAS VERFAHREN DER GRAUWERTKORRELATION</b>	56
4.3.1	<i>Anwendungsgebiete</i>	56
4.3.2	<i>Probenpräparation</i>	57
4.3.3	<i>Kalibrierung und Messvorgang</i>	57
4.4	<b>AUSWERTUNG MIT DER SOFTWARE ARAMIS</b>	59
4.4.1	<i>Korrelationsalgorithmus</i>	59
4.4.2	<i>Genauigkeit des Verfahrens der Grauwertkorrelation</i>	62
<b>5.</b>	<b>VORUNTERSUCHUNGEN</b>	<b>65</b>
5.1	<b>MOTIVATION UND HERANGEHENSWEISE</b>	65
5.2	<b>UNTERSUCHUNGEN AN PROBEKÖRPERN AUS PROBEPLATTEN</b>	66
5.2.1	<i>Thermoelastische Spannungsanalyse</i>	66
5.2.2	<i>Vergleichsmessungen mit Laser-Extensometer und Setzdehnungsaufnehmer</i>	69
5.2.3	<i>Faservolumengehalt und Faserlängenverteilung</i>	73
5.2.4	<i>Bruchbilder und REM-Aufnahmen</i>	78
5.2.5	<i>Schliffbilder</i>	81
5.2.6	<i>Auswahl der Probekörper</i>	83
5.3	<b>VERSUCHE AN BAUTEILDEMONSTRATOREN</b>	85
5.3.1	<i>Einleitung</i>	85
5.3.2	<i>Versuchsaufbauten</i>	86
5.3.3	<i>Bruchbilder der Bauteildemonstratoren</i>	87
5.3.4	<i>Energieaufnahme der Bauteildemonstratoren</i>	89
5.3.5	<i>TSA-Untersuchungen</i>	94
5.3.6	<i>Gefügeuntersuchungen</i>	96
<b>6.</b>	<b>AUSWERTUNG VON HOCHGESCHWINDIGKEITSVERSUCHEN</b>	<b>101</b>
6.1	<b>GRUNDLEGENDES</b>	101
6.2	<b>ERMITTLUNG DES KRAFT-ZEIT-VERLAUFS</b>	102
6.2.1	<i>Datenerfassung bei hohen Abzugsgeschwindigkeiten</i>	102
6.2.2	<i>Datenerfassung bei niedrigen Abzugsgeschwindigkeiten</i>	103
6.2.3	<i>Auswirkungen der stoßartigen Belastung auf das Messsignal</i>	104
6.2.4	<i>Zeitlicher Auswertebereich des Kraftsignals</i>	107
6.2.5	<i>Integrale Spannungs-Dehnungs-Kurven</i>	108
6.3	<b>ÄÜßERE EINFLUSSGRÖßEN AUF DIE ERMITTLUNG DER DEHNUNGSFELDER</b>	109
6.3.1	<i>Wellenausbreitung in Kunststoffen</i>	109
6.3.2	<i>Bruchbild der Schubprobekörper</i>	111
6.4	<b>ERMITTLUNG DES DEHNUNGS-ZEIT-VERLAUFS</b>	111
6.4.1	<i>Erfassung der Oberflächendehnungen</i>	111
6.4.2	<i>Bestimmung der aktuellen Querschnittsfläche</i>	113
6.4.3	<i>Mittelung der Dehnungen im parallelen Bereich der Probe</i>	115
6.4.4	<i>Lokale Dehnungs-Zeit-Verläufe am Versagensort</i>	117
6.5	<b>DEHNATENABHÄNGIGE SPANNUNGS-DEHNUNGS-DIAGRAMME</b>	121
6.5.1	<i>Spannungs-Dehnungs-Kurve für eine Dehnrage</i>	121

6.5.2	<i>Mittelung der Einzelversuche einer Versuchsgeschwindigkeit</i>	125
6.5.3	<i>Auswertung der Zugversuche bei unterschiedlichen Dehnraten</i>	129
6.5.4	<i>Auswertung der Schubversuche bei unterschiedlichen Dehnraten</i>	135
<b>7.</b>	<b>ERMITTLUNG VON WERKSTOFFKENNWERTEN</b>	<b>137</b>
7.1	GRUNDLEGENDES	137
7.2	BESTIMMUNG DER ANFANGSSTEIFIGKEITEN	138
7.2.1	<i>Einfluss der Auswertemethode</i>	138
7.2.2	<i>Einfluss der Auswertestelle beim Sekantenverfahren</i>	139
7.3	BESTIMMUNG DER QUERDEHNZAHLEN	142
7.3.1	<i>Einfluss der Betrachtungsebene</i>	142
7.3.2	<i>Einfluss der Dehnungsauswertung und der Messtechnik</i>	144
7.3.3	<i>Ergebnisse</i>	146
7.4	VERSAGENSDEHNUNG UND ENERGIEVERZEHR	150
7.4.1	<i>Versagensdehnung</i>	150
7.4.2	<i>Energieverzehr</i>	151
7.5	BESTIMMUNG DER FLIEßGRENZE	152
7.5.1	<i>Be- und Entlastungsversuche mit und ohne Haltezeit</i>	152
7.5.2	<i>Bestimmung der Fließgrenze über elastische Dehngrenzen</i>	157
7.6	ORTHOTROPE MATERIALKENNWERTE	160
7.6.1	<i>Elastischer Bereich</i>	160
7.6.2	<i>Orthotropes Fließkriterium nach Hill</i>	164
7.7	BESCHREIBUNG DES ZEITABHÄNGIGEN MATERIALVERHALTENS	166
7.7.1	<i>Elasto-Plastisches Modell in 1D</i>	166
7.7.2	<i>Visko-Elasto-Plastisches Modell in 1D</i>	167
<b>8.</b>	<b>SIMULATION UND VALIDIERUNG</b>	<b>171</b>
8.1	VERIFIKATION FÜR ORTHOTROPE ELASTO-PLASTIZITÄT	171
8.2	ZUGVERSUCH AN EINER GELOCHTEN ZUGPROBE	172
8.2.1	<i>Unterschiedliche Anwendung des Hill-Kriteriums</i>	172
8.2.2	<i>Validierung für orthotrope Elasto-Plastizität</i>	175
8.3	GRAUWERTKORRELATIONSANALYSE AN BAUTEILDEMONSTRATOREN	180
8.3.1	<i>Hohe Abzugsgeschwindigkeit</i>	180
8.3.2	<i>Niedrige Abzugsgeschwindigkeit</i>	181
8.4	FE-SIMULATION DES BAUTEILDEMONSTRATORS	186
8.4.1	<i>Füllsimulation</i>	186
8.4.2	<i>Mapping der lokalen Faserorientierungen auf das FE-Modell</i>	188
8.4.3	<i>Ergebnisse der Strukturanalyse</i>	189
8.5	VERGLEICH DER MESS- UND SIMULATIONSERGEBNISSE	191
<b>9.</b>	<b>FAZIT UND AUSBLICK</b>	<b>193</b>
<b>10.</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS</b>	<b>I</b>





## Kurzdarstellung

Energieeffizientere Konstruktionen insbesondere in der Automobilindustrie und bei deren Zulieferern erfordern die Substitution schwerer Bauteile aus Stahl und anderen metallischen Werkstoffen durch entsprechende Leichtbauvarianten aus Kunst- bzw. Verbundwerkstoffen. Dieser Trend setzt sich nach der erfolgreichen Einführung von Kunststoffbauteilen im Innenraum von Automobilen auch vermehrt bei sicherheitsrelevanten Konstruktionen z.B. im Motorraum durch. Um die hohen Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der verwendeten Materialien erfüllen zu können, werden überwiegend Faserverbundwerkstoffe eingesetzt. Da im Rahmen der Bauteilentwicklung der Einsatz der Finite-Elemente-Methode (FEM) mittlerweile zum Stand der Technik gehört, müssen auch für Faserverbundwerkstoffe die entsprechenden Materialmodelle auf ihre Anwendbarkeit hin überprüft und gegebenenfalls weiter oder neu entwickelt werden.

In dieser Arbeit wird ein Versuchs- und Auswertekonzept zur Bestimmung der mechanischen Materialkennwerte von langglasfaserverstärktem Polypropylen (PP-LGF) vorgestellt und validiert. Es wird orthotrop visko-elasto-plastisches Materialverhalten des Verbundes angenommen. Zur Ermittlung der Datensätze für die FE-Simulation werden Zug- und Schubversuche bei fünf unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten von quasistatisch bis 10 m/s durchgeführt. Dabei werden mit Hilfe der Grauwertkorrelationsanalyse berührungslos Dehnungsfelder auf der Oberfläche der Probekörper erfasst und später mit Kraft-Zeit-Daten zu Spannungs-Dehnungs-Kurven verrechnet. Das orthotrope Materialverhalten von PP-LGF wird berücksichtigt, indem sowohl Zugversuche an Probekörpern mit vorwiegend in Zugrichtung als auch an solchen mit überwiegend quer dazu orientierten Fasern ausgewertet werden.

Die Dehnratenabhängigkeit des Materials wird über einen visko-elasto-plastischen Ansatz in 1D getrennt für zwei Zugbelastungsrichtungen mathematisch beschrieben und die Parameter über einen Least-Square-Fit unter Verwendung des Levenberg-Marquardt-Verfahrens bestimmt. Im Rahmen eines Vergleichs experimentell ermittelter Verschiebungs- und Dehnungsfelder einer gelochten Zugprobe mit den Ergebnissen einer korrespondierenden FE-Simulation wird ein orthotrop elasto-plastischer Simulationsansatz in 3D validiert. Dabei wird eine Formulierung nach HILL für orthotropes Fließen berücksichtigt. Am Ende der Arbeit wird gezeigt, inwieweit das erfolgreich validierte Modell auf eine komplexere Bauteilgeometrie übertragen werden kann. Es wird deutlich, dass bei sehr komplexen Geometrien die Qualität der Simulationsergebnisse nicht nur vom verwendeten Materialmodell und der Güte der Materialparameter abhängt, sondern zunehmend von der Qualität einer der FEM vorgeschalteten Füllanalyse.



---

## Abstract

The scarcity of raw materials such as oil and natural gas has led the necessity to design more and more energy-efficient constructions. This applies particularly to the automotive industry and its component suppliers. There are two possibilities to meet this obligation. On the one hand, one can develop new forms of drive concepts, e.g. hybrid or electric motors. On the other hand, the reduction of weight can significantly diminish the consumption of fuel. Especially in the aerospace industry every gram less counts. To put this requirement into action traditional materials, e.g. steel and cast iron, are replaced by new lightweight materials. This can be miscellaneous light alloys or one of several fibre reinforced plastics. After the production of plastic devices such as display panels in cars, more and more security-relevant plastic devices appeared.

This report deals with one important material within the group of glass fibre reinforced thermoplastics i.e. long-glass-fibre reinforced polypropylene. Polypropylene with approximately 14% of the worldwide usage of plastics is very cheap and can support companies in cost-saving. This aspect becomes more and more important considering the expansion of global business competition, especially in the automotive industry. With approximately 50%, glass-fibre reinforced polypropylene is the dominant material in the group of glass fibre reinforced thermoplastics. To counteract the demand of shorter development times in the design process the automotive industry and its suppliers count on simulation tools such as the finite-element (FE)-simulation. For this reason the quality of the mathematical material models has to be improved and its parameters have to be identified. After choosing a suitable material model and identifying the corresponding parameters, a verification of both has to follow to assure their reliability. This is typically carried out by comparing measurement with simulation data at distinctive points of the considered geometry. With advanced performance of computer hardware and measurement systems it is possible to measure specimens and more complex geometries at high strain rates by means of high speed cameras and to conduct FE-Simulations in a justifiable time with sufficient accuracy.

Thus the following chapter firstly discusses the basics of continuum mechanics with its well-established mathematical formulations for anisotropic elasticity, plasticity and viscoelasticity and the corresponding rheological models. In chapter three the properties of the matrix material polypropylene are presented with more precise consideration of the strength and failure of the composite material under tensile load depending on the fibre length and volume. Thereafter, the geometry and dimensions of the specimens for tensile and shear tests are presented, together with a test sample which is used as an example for the design of automotive structures via coactions of measuring and simulation techniques. Chapter four deals with the state of the art in high speed testing, the experimental setup and its mode of operation as well as the explanation of different kinds of evaluation software which is used in this work.

Here, the main focus is aimed at the determination and interpretation of displacement and strain fields with the grey scale method. The following paragraph describes different initial examinations of specimens and the test sample. In this context, exposures of fracture surfaces and polished micrograph sections were examined by means of optical and scanning electron microscopy. In this way discontinuities and cracks caused by the injection moulding process are detected. The quality of the specimens and the test sample and their suitability for systematic material testing are finally evaluated by means of thermoelastic stress analysis and a laser extensometer. With these systems a direct optical strain measurement can be accomplished to screen the homogeneity of specimens and parts.

In chapter six an approach for an experimental method is presented for measuring displacement fields of the surface of specimens of long-glass-fibre reinforced polypropylene at high strain rate. A strategy is introduced for reasonable data evaluation to characterise stress strain behaviour under tensile and shear load. Specimens of long-glass-fibre polypropylene with a fibre volume content of 30% and 40% respectively, are tested and analysed. Anisotropy of the material is considered by testing specimens with fibres oriented either in the direction of the tensile load or perpendicular to it. The resulting stress strain curves for the two main directions are used as basis for identifying material properties for an orthotropic constitutive law. Hence the elastic parameters that are collected from stress strain curves are the axial modulus in fibre direction and perpendicular to it, the shear modulus in the fibre plane and the matrix plane and finally the lateral contraction in fibre direction, at right angle to it and in the matrix plane. After having collected the parameters for elasticity, the HILL-criterion is utilised to describe orthotropic plasticity. The different stresses at the yielding points related to the designated directions are used to compute the parameters of the HILL-criterion. Finally, in order to describe the strain-rate dependent behaviour of the material, a one dimensional rheological model with four relaxation terms is utilized to represent the set of curves resulting from tests of specimens at five different strain rates. The viscoelastic parameters are identified by means of a least square approach using the Levenberg-Marquardt algorithm.

In chapter eight, the elastic-plastic orthotropic material model is verified for low strain rates. A specimen with a hole in its middle is exposed to a tensile load until break and simultaneously measured by means of a CCD-camera to obtain the two-dimensional displacement field on its surface. Comparison of the experimental displacements with the displacements of a finite-element model at the same points shows the quality of the material model and its parameters. Finally, in chapter nine, the results of a filling simulation of the test sample is shown and again a comparison of measured and simulated data is presented. This we describe the potential and the limits of current filling-simulation-software in conjunction with a popular finite-element-tool like ABAQUS. To conclude appropriate mathematical characterisation and reliable parameters of long-glass-fibre reinforced polypropylene require stringent experimental and theoretical characterisation. Complete specification of such a complex material is

still very time-consuming and prone to mistakes during the whole sequence of operations. For this reason it is very important to improve the reliability of every single step in product engineering. Hence the performance of a mathematical material model is not only dependent on its formulation but also and particularly on the quality of its material parameters whether they are determined directly from material tests or by means of special optimization software. The best optimization tools can only optimize material parameters reliably if the underlying experimental data is just as reliable.



# 1. Motivation und Zielsetzung

## 1.1 Faserverstärkte Kunststoffe im Automobilbau

Die weltweite Entwicklung des Kunststoffgesamtverbrauchs ist durch ein stetiges Wachstum auf hohem Niveau gekennzeichnet. Dabei liegt das durchschnittliche, jährliche Wachstum bei ca. 5% für den Zeitraum von 1990 bis 2015. Der Anteil an Polypropylen liegt bei ca. 15% der Gesamtmenge, die sich von 86 Mio. Tonnen im Jahr 1990 auf ca. 330 Mio. Tonnen im Jahr 2015 erhöhen wird [1,2]. Die weltweite Verbrauchsmenge der wichtigsten Kunststoffe und deren Einsatzbereiche sind in Abb. 1.1 und Abb. 1.2 dargestellt.

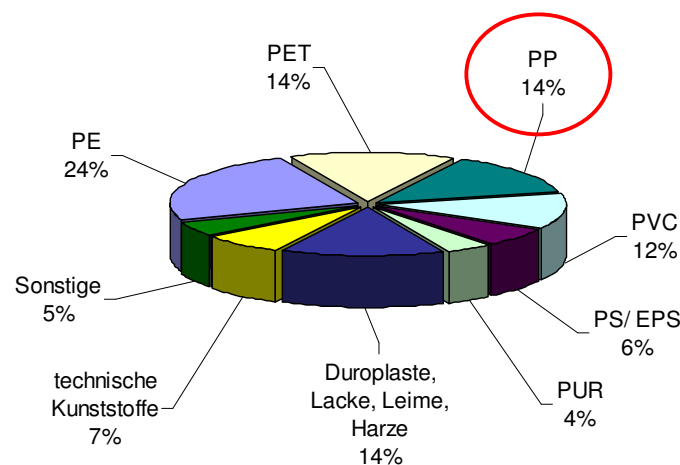


Abb. 1.1: weltweiter Verbrauch an Kunststoffen

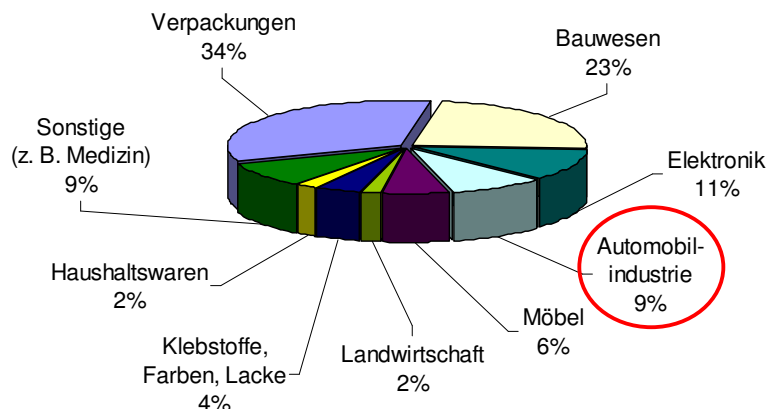


Abb. 1.2: Anteil der wichtigsten Industriezweige am Kunststoffgesamtverbrauch

Durch die kontinuierlich wachsenden Anforderungen des Gesetzgebers im Bereich des Klimaschutzes gewinnen innovative Leichtbaukonzepte vor allem im Automobilbereich eine immer größere Bedeutung. Gleichzeitig steigen die Ansprüche der Endverbraucher bzgl. Fahrkomfort und Wirtschaftlichkeit sowie die gesetzlichen Vorschriften im Bereich des Insassen- und Fußgängerschutzes. Hierdurch sind bis heute die Autos tendenziell eher schwerer geworden (Abb. 1.3). All dies macht es erforderlich, unter dem Aspekt der Energieersparnis Werkstoffe zu entwickeln und zuneh-

mend in allen Bereichen des Automobils zu integrieren, welche ein deutlich verbessertes Leichtbaupotential im Vergleich zu den metallischen Werkstoffen wie Aluminium und vor allem Stahl haben [3,4].

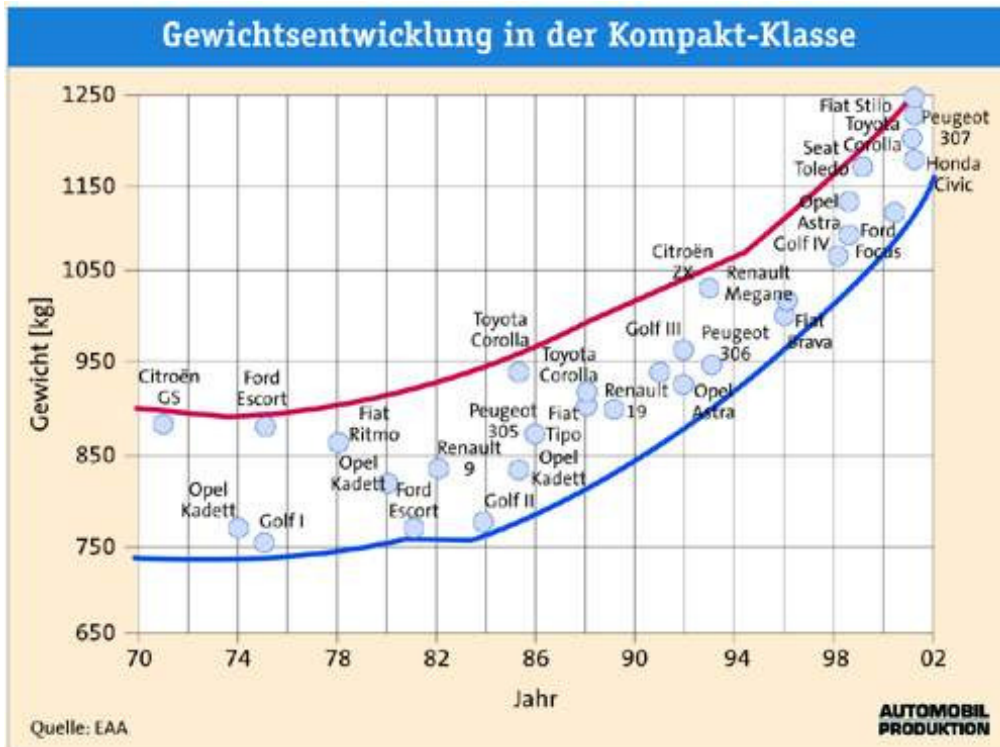


Abb. 1.3: Gewichtsentwicklung im Automobilbereich (europ. Aluminiumverband EAA)

Dabei müssen insbesondere die sicherheitsrelevanten Bauteile aus neuen Materialien dieselben ökonomischen, ökologischen und sicherheitstechnischen Anforderungen erfüllen, wie die durch sie substituierten. Um dem gerecht zu werden sind auf der einen Seite exakte Materialprüfverfahren und auf der anderen Seite die Verwendung zutreffender Materialmodelle innerhalb der FE-Simulation unter Verwendung optimaler Parametersätze erforderlich. Der in dieser Arbeit untersuchte Werkstoff, langglasfaserverstärktes Polypropylen, gehört zu der Gruppe der so genannten neuen Materialien, zumindest was dessen Einsatz im sicherheitsrelevanten Bereich des Automobils betrifft. Die faserverstärkten Thermoplaste haben in den vergangenen 15-20 Jahren enorme Zuwachsraten von z.B. derzeit ca. 8% vorzuweisen [5]. Im Vergleich zu metallischen Werkstoffen zeichnen sich Kunststoffe durch ihre vielseitigen Eigenschaftsmerkmale aus. In diesem Zusammenhang sei beispielhaft die bei vielen Kunststoffen vorhandene Korrosionsbeständigkeit genannt.

Für den Belastungsfall Crash stehen heutzutage vielfach langglasfaserverstärkte Thermoplaste (LFT) wegen ihrer hohen Schlagzähigkeit und ihres Energieabsorptionsverhaltens im Mittelpunkt. Während zu Beginn der Markteinführung im Jahre 1972 vor allem Abdeckungen und Kapselbauteile wie Bodenverkleidungen und Reserveradmulden aus LFT gefertigt wurden [6], kommt dieser Werkstoff mittlerweile aufgrund einer konsequenten Weiterentwicklung der Prozess- und Verarbeitungstechnik auch bei hochbelasteten Strukturbauteilen wie Frontends, Stoßfängern und



Türseitenverkleidungen zum Einsatz [5]. Als Matrixwerkstoff wird in Zeiten massiver Kosteneinsparungen vermehrt auf Polypropylen (PP) zurückgegriffen. Dieser Werkstoff ist aufgrund seiner breiten Anwendungsmöglichkeiten und der in den letzten Jahren weiter entwickelten Möglichkeiten im Eigenschaftsdesign der mit am stärksten verbreitete Massenkunststoff in der globalen Produktion und wird es dem Trend nach auch in Zukunft sein [7]. Bereits im Jahr 2001 betrug der Verbrauch an PP in Westeuropa ca. 7 Millionen Tonnen, wobei ca. die Hälfte (48%) auf Spritzgießanwendungen entfiel. Ebenso liegt der Anteil faserverstärkten Polypropylens am Gesamtaufkommen bei annähernd 50%. Dies zeigt, dass unter den langglasfaserverstärkten Thermoplasten vor allem langglasfaserverstärktes Polypropylen (PP-LGF) gute Chancen hat, Marktanteile gegenüber den etablierten Werkstoffen wie glasmatenverstärkten Thermoplasten (GMT) zu gewinnen. Dabei steht die Qualität wichtiger crashrelevanter mechanischer Eigenschaften in direktem Zusammenhang mit der Faserlänge im Bauteil (Abb. 1.4) [82,8] .

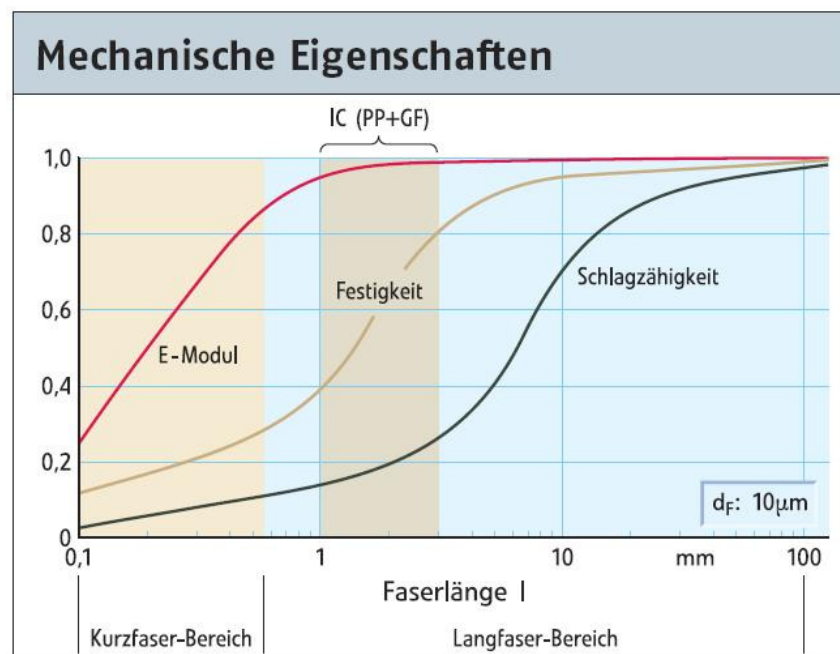


Abb. 1.4: Einfluss der Faserlänge auf mechanische Eigenschaften von PP-LGF 40 [82]

Aufgrund dieser Entwicklungen und der immer größer werdenden Bedeutung der numerischen Simulation in der Bauteilentwicklung, ist es wichtig, bei der Beschreibung von Werkstoffmodellen für Thermoplaste einen ebenso guten Kenntnisstand zu erreichen, wie er schon bei der Modellierung von metallischen Werkstoffen vorhanden ist. Die vorhandenen und zusätzlich in jüngster Zeit entwickelten Stoffmodelle für Thermoplaste sind komplizierter, da Kunststoffe ein komplexeres Materialverhalten aufweisen und es von einer größeren Anzahl an Einflussfaktoren bestimmt wird als das der metallischen Werkstoffe. Das zur Beschreibung von Crashvorgängen maßgebliche zeitabhängige viskose Verhalten wird überlagert von nichtlinearen elastischen und plastischen Verformungsanteilen, die im Falle einer Faserverstärkung zudem anisotrop, also richtungsabhängig, sind.

Während das Crashverhalten unverstärkter Kunststoffe bereits relativ gut beschrieben werden kann und hierzu umfangreiche Arbeiten verfasst wurden [9,10,11] ist bei der Frage der realitätsnahen Beschreibung des Materialverhaltens von langglasfaserverstärktem Polypropylen noch ein immenser Forschungsbedarf vorhanden [12]. Das liegt vor allem am erwähnten komplexen Verhalten von PP-LGF insbesondere unter Crashbelastung und der aufwendigen Mess- und Versuchstechnik, welche zur Erfassung von Materialdaten benötigt wird. Während metallische Strukturen zumeist ein Falt-, Beul- und Bruchversagen aufweisen und die Energie dabei vorwiegend während des Plastifizierungsvorgangs aufgezehrt wird, finden bei faserverstärkten Thermoplasten Kombinationen aus komplexen mikro- und makromechanischen Bruchvorgängen statt. In den letzten Jahren wurden immer leistungsfähigere Kamerasysteme entwickelt, die mittlerweile genügend schnelle Bildraten für die Auswertung von Hochgeschwindigkeitsversuchen liefern. So kann eine ausreichende Menge an Informationen generiert werden, die für eine realitätsnahe Materialbeschreibung auch bei hohen Dehnraten und gleichzeitig geringen Bruchdehnungen eines Werkstoffs erforderlich ist. Die in dieser Arbeit entwickelte und angewandte Versuchsmethodik und Auswertemethodik, mit deren Hilfe aus den experimentellen Ergebnissen Werkstoffparameter für die Simulation langfaserverstärkten Polypropylens abgeleitet werden, sollen ein weiterer Schritt auf dem Weg zum besseren Verständnis des Verhaltens und der Beschreibung langglasfaserverstärkter Kunststoffe sein.

## 1.2 Aufbau der Arbeit

Aufgrund des im vorherigen Abschnitt beschriebenen Wachstumspotentials besonders im Bereich der Strukturbauteile im Automobil, soll in dieser Arbeit das Materialverhalten von PP-LGF 30 und PP-LGF 40 insbesondere unter dem Aspekt der Anisotropie und der Viskosität untersucht werden. Vergleichende Voruntersuchungen werden auch an kurzglasfaserverstärktem PP mit einem Glasfaservolumengehalt von 30% (PP-GF 30) vorgestellt. Dies dient der Ermittlung der Eigenschaftsverbesserungen durch die Substitution von Kurzfasern durch Langfasern. In Kapitel drei werden die grundlegenden kontinuumsmechanischen Theorien zu den werkstoffwissenschaftlichen Phänomenen erläutert, die im Falle langfaserverstärkten Polypropylens dominierend auftreten. Auf eine ausführliche voneinander entkoppelte Untersuchung der Einzelkomponenten eines Verbundes, nämlich der Faser und des Matrixmaterials wird verzichtet. Vielmehr werden die mechanischen Prüfungen und Auswertungen durchgehend am Verbundmaterial durchgeführt. Zu Beginn von Kapitel drei wird zusammenfassend auf das Matrixmaterial des untersuchten Werkstoffs eingegangen und der Einfluss der Faserlänge und -konzentration auf die Festigkeit, die Bruchdehnung sowie die Zähigkeit und Energieaufnahmefähigkeit eines Kunststoff-Faser-Verbundes erläutert. Die späteren Unterkapitel befassen sich mit der Herstellung und der Geometrie der Zug- und Schubprobekörper für die spätere Materialcharakterisierung sowie mit der Herstellung und Konstruktion eines so genannten Bauteildemonstrators aus PP-LGF. Dieser Bauteildemonstrator dient als Anwendungsbeispiel für die Auslegung von mit dem bzw. im Motorraum befestigten Kunststoffbauteilen

aus LFT. Er spiegelt dabei Bauteile wie z.B. Ansaugrohre oder Kühlwasserausgleichsbehälter wider. Dabei stehen der Verschraubungsdom und die oft konstruktiv angebrachten Versteifungsrippen im Mittelpunkt. Am Ende der Arbeit wird anhand dieses Bauteildemonstrators überprüft, inwieweit eine FE-Simulation mit Hilfe der zuvor experimentell ermittelten Materialkennwerte mit objektiven Messungen in Einklang zu bringen ist. Dabei wird neben der FE-Simulation auch auf eine Simulation des Formfüllvorganges des Bauteildemonstrators zurück gegriffen. Eine realitätsnahe Beschreibung der im Bauteil nach dem Spritzgussprozess vorliegenden lokalen Faserorientierungszustände ist eine zwingende Voraussetzung für eine korrekte simulationstechnische Abbildung des mechanischen Verhaltens von LFT-Konstruktionen.

In Kapitel vier wird die in dieser Arbeit angewandte Prüf- und Messtechnik vorgestellt. Dabei wird auf den aktuellen Stand der Hochgeschwindigkeitsprüfung zur Beurteilung des dehnratenabhängigen Verhaltens von Werkstoffproben eingegangen. Die gängigen Prüfstandsaufbauten, Messverfahren und Auswertemethoden werden vorgestellt und hinsichtlich ihrer Verwendbarkeit für LFT-Probekörper beurteilt. Ein wichtiger und daher ausführlicher dargestellter Teil beschreibt die Grauwertkorrelationsanalyse. Es handelt sich dabei um ein berührungsloses Messverfahren, bei dem abhängig von der Messaufgabe mittels einer bzw. zwei Kameras Verschiebungsfelder auf Probekörperoberflächen während einer mechanischen Belastung erfasst werden können. In Kapitel fünf werden Voruntersuchungen an Probeplatten, Probekörpern und Bauteildemonstratoren präsentiert. Diese dienen der Unterstützung bei der Entwicklung eines Versuchskonzeptes, welches den besonderen Eigenschaften von PP-LGF in Bezug auf die Hauptfragestellungen der Anisotropie und der Dehnratenabhängigkeit gerecht werden soll. Zudem soll durch diese Voruntersuchungen sicher gestellt werden, dass das zu untersuchende Probematerial von gleichmäßiger Qualität ist, um aussagekräftige Versuchsergebnisse gewährleisten zu können. Bei der Ausarbeitung von Versuchsreihen ist es grundsätzliches Ziel, die wesentlichen Eigenschaften, wie Elastizität, Plastizität, Anisotropie und Viskosität möglichst direkt und unabhängig voneinander zu erfassen um entsprechende Kennwerte aus Messkurven ermitteln zu können. Allerdings ist eine Überlagerung der unterschiedlichen Effekte je nach Versuchsart häufig nicht zu vermeiden.

Im anschließenden Kapitel sechs wird das resultierende Untersuchungskonzept und dessen Anwendung im Rahmen von Materialuntersuchungen an Zug- und Schubproben zur Ermittlung des anisotropen und geschwindigkeitsabhängigen Verhaltens von PP-LGF sowie die wesentlichen Aspekte, die bei der Durchführung der Versuche und Auswertung der Daten beachtet werden müssen, vorgestellt. Durch eine mehrstufige Auswertestrategie werden dehnratenabhängige Spannungs-Dehnungs-Diagramme für zwei unterschiedliche Faserorientierungen aus Versuchsdaten erstellt, welche Grundlage für die spätere Ermittlung von Materialkennwerten sind. Im weiteren Verlauf der Arbeit wird die Bestimmung von Materialparametern zum einen auf direktem Wege aus Spannungs-Dehnungs-Kurven und zum anderen auf indirektem Wege über eine Parameteridentifikation vorgestellt. Dabei werden die orthotro-

pen Einträge der elastischen Steifigkeitsmatrix, also die richtungsabhängigen E-Moduln, Schubmoduln und Querdehnzahlen, sowie die Fließgrenze, die Versagensdehnung und die dissipierte Energie über einen Geschwindigkeitsbereich von 5 Zehnerpotenzen dargestellt. Anhand eines Vergleichs einer Messung mit einer Simulation eines Lochstabes aus PP-LGF 40 wird eine Validierung der Materialkennwerte für orthotrope Elastizität in Verbindung mit orthotroper Plastizität nach Hill [148] vorgenommen. Schließlich werden in Kapitel acht Ergebnisse aus Messungen an Bauteildemonstratoren dargestellt. Dabei ist die Zielstellung dieser Messungen zum einen die Detektion von konstruktiven Schwachstellen und dabei insbesondere die Bewertung der Ausführung der Versteifungsrippen anhand einer phänomenologischen Betrachtung. Zum anderen dienen sie der Validierung von Simulationsergebnissen auf Basis der in Versuchen ermittelten Kennwerte von PP-LGF 30. Die Arbeit schließt mit einem Fazit und kurzen Ausblick.

## 2. Mechanische Grundlagen

### 2.1 Einführung

In diesem Abschnitt wird auf die wichtigsten Grundgleichungen der Mechanik eingegangen, die zur mathematischen Beschreibung des Materialverhaltens vieler Ingenieurwerkstoffe im Sinne einer Spannungs-Dehnungs-Beziehung heran gezogen werden. Bei dem in dieser Arbeit untersuchten faserverstärkten Polypropylen handelt es sich um ein Material mit einem sehr komplexen mechanischen Verhalten. Viele grundlegende mechanische Eigenschaftsmerkmale, die für sich betrachtet einen großen Einfluss auf die resultierende Gesamtantwort auf äußere Belastungen haben, müssen bei dieser Gruppe von Materialien berücksichtigt werden. Zu den wichtigsten Merkmalen von faserverstärktem Polypropylen gehört, dass es sich nahezu über den gesamten Verformungsbereich hinweg nichtlinear verhält. Nach einer kurzen linear elastischen Verformung schließt sich eine ebenfalls nicht sehr ausgeprägte Phase der viskoelastischen Verformung an, bevor das Material zusätzlich auch plastische Verformungsanteile enthält. Ab einem gewissen Zeitpunkt treten zudem Schädigungseffekte auf, so dass im späteren Verformungsbereich bis zum Versagen des Materials eine Überlagerung von elastischem, viskosem und plastischem Verhalten sowie Schädigung vorliegt [13,14].

Zusätzlich besteht durch die Faserverstärkung eine Richtungsabhängigkeit der Materialkennwerte wie z.B. des Elastizitätsmoduls, die sich dadurch äußert, dass sich das Material bei einer Belastung in Faserrichtung deutlich steifer verhält als senkrecht dazu. Man spricht hierbei von anisotropem Verhalten, welches je nach zugrunde gelegtem Modell mehr oder weniger detailliert beschrieben wird. Das Matrixmaterial, also das Polypropylen reagiert unterschiedlich auf die Art des Belastungszustands, je nachdem ob eine äußere aufgeprägte Last einen Zug- Schub- oder Druckspannungszustand im Material hervorruft. Dies wird in aktuellen Arbeiten vor allem bei der Modellierung der Fließfläche unverstärkter Thermoplaste berücksichtigt [15,16]. Eine weitere wichtige äußere Einflussgröße ist die Temperatur [1,2,11]. Eine Zunahme der Temperatur hat in der Regel eine Abnahme der Festigkeits- und Steifigkeitswerte sowie eine Zunahme der Versagensdehnungen zur Folge. Das Material verhält sich also duktiler. Die genaue Kenntnis der Glasübergangstemperatur des Matrixmaterials ist dabei von besonderer Bedeutung, da sich an diesem Punkt wichtige mechanische Eigenschaftswerte stark verringern [1]. Da in dieser Arbeit keine Temperaturvariation auf der experimentellen Seite durchgeführt wurde, wird auf eine tiefere Betrachtung des Temperatureinflusses im weiteren Verlauf der Arbeit verzichtet. Zur Darstellung und Beschreibung des elastischen, viskoelastischen, viskoplastischen und anisotropen Materialverhaltens existiert eine Fülle an Literatur. Es wird daher hier auf einige wichtige Standardwerke verwiesen, auf deren Grundlage ein großer Teil dieses Kapitels aufgebaut ist [17,18,19,20,14]. Generell stellt sich dem Anwender die Frage, ob er über eine verbesserte Formulierung des Materialverhaltens, also über erweiterte Ansätze bei den Stoffgesetzen, oder über eine verbesserte Ermitt-

lung der in die Stoffgesetze einzusetzenden Materialparameter versuchen soll, eine optimale Annäherung an das reale Werkstoffverhalten zu finden. Beide Wege zu gehen ist für die industrielle Anwendung in den meisten Fällen noch zu zeit- und kostenintensiv, zeigt aber auf der anderen Seite auch, welcher Forschungsbedarf noch existiert.

Unter Berücksichtigung der grundlegenden Bilanzgleichungen, der lokalen Form des ersten Hauptsatzes der Thermodynamik sowie der Einführung der freien Helmholtzschen Energie  $\psi$  lässt sich die sog. reduzierte Form des 2. Hauptsatzes der Thermodynamik angeben als [18]:

$$\rho(\dot{\theta}\eta + \dot{\psi}) - \sigma \cdot d + \frac{1}{\theta} q \cdot \text{grad}\theta \leq 0 \quad (\text{Gl. 2.1})$$

$\theta$ : absolute Temperatur;  $\eta$ : Entropie;  $\rho$ : Dichte;  $\psi$ : Freie Energie;  $q$ : Wärmestrom,  $d$ : Deformationsrate

Die freie Helmholtzsche Energie steht für den Anteil der inneren Energie zur Verrichtung von Arbeit bei konstanter Temperatur. Indem man die freie Helmholtzsche Energie nach den Deformationsmaßen ableitet, erhält man Spannungen. Dies ist bei der Ableitung konstitutiver Beziehungen von Bedeutung. Eine mathematische Darstellung des dreidimensionalen Spannungszustandes ist durch den sogenannten Cauchy-Spannungstensor gegeben:

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 2.2})$$

Die Schubspannungsanteile werden dabei häufig anders bezeichnet, so dass gilt:  $\sigma_{ij} = \tau_{ij}$  ( $i \neq j$ ). Ein allgemeiner dreiachsiger Spannungszustand kann dann wie in Abb. 2.1 an einem Würfel dargestellt werden:

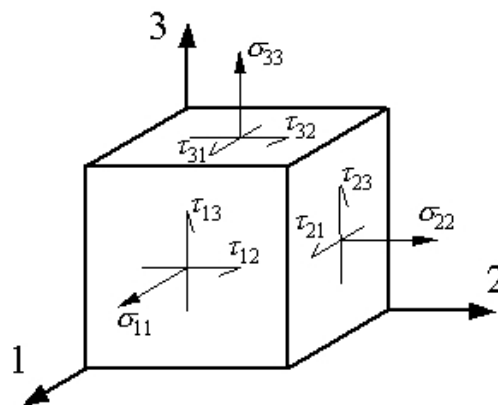


Abb. 2.1: Bezeichnung, Ort und Richtung der Normal- und Schubspannungsanteile in einem orthogonalen KO-System

## 2.2 Elastizität

### 2.2.1 Verzerrungsmaße

Zur Darstellung der räumlichen Verzerrungen an einem Körper wird ein geeignetes Verzerrungsmaß benötigt. Zur Transformation eines Vektors  $dx_i$  aus der Referenzkonfiguration in die aktuelle bzw. Momentankonfiguration benötigt man den sogenannten Deformationsgradienten  $F_{ij}$ :

$$F_{ij} = \frac{\partial x_i}{\partial X_j} \quad (\text{Gl. 2.3})$$

Nach Abspaltung des Anteils der Starrkörperbewegung mit Hilfe einer polaren Zerlegung von  $F$  erhält man den Verzerrungstensor. Aus dem rechten Cauchy-Green'schen Verzerrungstensor

$$C_{ij} = (F^T F)_{ij} \quad (\text{Gl. 2.4})$$

ergibt sich über eine Umformung in den Lagrange-Verzerrungstensor  $E_{ij}$  und der Vernachlässigung der quadratischen Anteile bei kleinen Verzerrungen der Verzerrungstensor der geometrisch linearisierten Elastizitätstheorie [21]:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{ij} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad \text{Gl. (2.5)}$$

Für Normaldehnungen ist  $i = j$  und für Schubverzerrungen gilt  $\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ji} = 0,5\gamma_{ij} = 0,5\gamma_{ji}$  mit  $i \neq j$ . Mit  $\gamma$  sind die Änderungen der rechten Winkel zwischen den Kanten eines Würfels gekennzeichnet. Man spricht dabei auch von Gleitungen. Der Verzerrungstensor der linearisierten Theorie ist demnach symmetrisch ( $\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^t$ ). Oft interessiert den Ingenieur die Lage des Koordinatensystems, in dem die Dehnungen ihre maximalen bzw. minimalen Werte erreichen. Es ergibt sich ein Eigenwertproblem in Form einer kubischen charakteristischen Gleichung, deren Lösung die so genannten Invarianten des Dehnungstensors sind:

$$\lambda^3 - I_1^\varepsilon \lambda^2 + I_2^\varepsilon \lambda - I_3^\varepsilon = 0 \quad (\text{Gl. 2.6})$$

Daraus folgt mit den Eigenwerten  $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ :

$$I_1^\varepsilon = \text{tr}(\boldsymbol{\varepsilon}) = \lambda_1 + \lambda_2 + \lambda_3 \quad (\text{Gl. 2.7})$$

$$I_2^\varepsilon = \frac{1}{2} [tr^2(\varepsilon) - tr(\varepsilon^2)] = \lambda_1 \lambda_2 + \lambda_1 \lambda_3 + \lambda_2 \lambda_3 \quad (\text{Gl. 2.8})$$

$$I_3^\varepsilon = \det(\varepsilon) = \lambda_1 \lambda_2 \lambda_3 \quad (\text{Gl. 2.9})$$

In vielen Fällen ist es sinnvoll, den Verzerrungstensor in einen volumetrischen und einen deviatorischen Anteil aufzuspalten. Dabei beinhaltet der zuerst genannte Anteil lediglich die Volumenaufweitung bzw. Dilatation des Körpers. Der deviatorische Anteil hingegen kennzeichnet die Gestaltänderung eines Körpers. Es bleibt anzumerken, dass die Aufspaltung in einen volumetrischen und einen deviatorischen Anteil auch beim Spannungstensor möglich ist und auch hier zugehörige Hauptachsensysteme mit den entsprechenden Hauptrichtungen und –Spannungen sowohl für den allgemeinen Fall als auch für beide Hauptanteile berechnet werden können. Es sei des Weiteren darauf hingewiesen, dass alle hier vorgestellten Zusammenhänge den grundlegenden Bilanzgleichungen der Mechanik sowie den so genannten Kompatibilitätsbedingungen genügen müssen. Diese besagen, dass ein Körper während und nach einer Deformation infolge einer äußeren Last an keiner Stelle Risse, Klaffungen oder Überlappungen aufweisen darf [17].

Um das mechanische Verhalten eines Festkörpers anschaulich darstellen und beurteilen zu können, muss ein Zusammenhang zwischen den auf einen Körper aufgebrachten äußeren Lasten auf der einen Seite und den resultierenden inneren Kräften auf der anderen Seite hergestellt werden. Über  $E_{ijkl}$ , einen Tensor 4. Stufe, lässt sich eine lineare Abbildung zwischen den 2-stufigen Tensoren  $\sigma_{ij}$  und  $\varepsilon_{kl}$  generieren:

$$\sigma_{ij} = E_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (\text{Gl. 2.10})$$

Bei den Darstellungen der Verzerrungen soll hier noch kurz auf ein im Zusammenhang mit der späteren Auswertung homogener Zugversuche wichtiges Element hingewiesen werden. Die Berechnung der effektiven oder auch wahren Dehnung wird im Falle eines homogenen Zugversuchs über das Verhältnis der aktuellen Dehnung zur aktuellen Probenlänge und nicht zur Ausgangslänge  $l_0$  wie im Falle der nominalen Dehnungen durchgeführt. Es ergibt sich also:

$$\varepsilon_{true} = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} = \ln(1 + \varepsilon_{eng}) \quad (\text{Gl. 2.11})$$



### 2.2.2 Anisotropes Materialverhalten

Wie bereits erwähnt, verhält sich faserverstärktes Polypropylen nicht in alle Richtungen gleich, da an jeder Stelle eines Körpers aus diesem Material unterschiedliche Faserorientierungszustände vorliegen können. Für den allgemeinen Fall der Anisotropie ergibt sich folgende Schreibweise der in (Gl. 2.10) angegebenen Spannungs-Dehnungs-Beziehung. Es wird hier die Darstellung nach der Voigt-Konvention gewählt, in der die symmetrischen Anteile des Spannungs- und Dehnungstensors nur einmal angegeben sind [24]:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & a_{14} & a_{15} & a_{16} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} & a_{24} & a_{25} & a_{26} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} & a_{34} & a_{35} & a_{36} \\ a_{41} & a_{42} & a_{43} & a_{44} & a_{45} & a_{46} \\ a_{51} & a_{52} & a_{53} & a_{54} & a_{55} & a_{56} \\ a_{61} & a_{62} & a_{63} & a_{64} & a_{65} & a_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{33} \\ 2\epsilon_{23} \\ 2\epsilon_{31} \\ 2\epsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 2.12})$$

Unter Berücksichtigung der Symmetrie des Stofftensors ergeben sich 21 unabhängige Elastizitätskonstanten  $a_{ij}$ . Um den Aufwand zur Bestimmung der Materialparameter sowohl auf der Versuchsebene als auch auf rechnerischer Ebene für den elastischen Anteil vertretbar zu halten, lässt sich je nach Bedarf ein vereinfachter Ansatz für  $a_{ij}$  formulieren. Dabei werden unterschiedliche Arten von Kopplungen des Materialverhaltens berücksichtigt oder als vernachlässigbar angesehen. Der bekannteste Effekt ist die sogenannte Querkontraktion. Wird ein Werkstoff gezogen, schnürt er sich in Querrichtung ein, wird er zusammengedrückt, baucht er aus bzw. verbreitert sich:

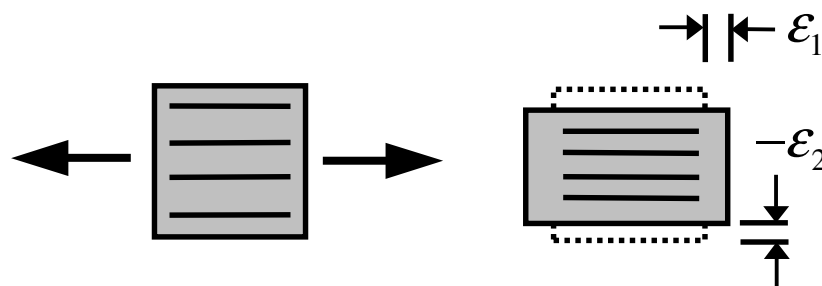


Abb. 2.2: Dehnungs-Querdehnungskopplung

Die diesen Effekt beschreibenden Elastizitätskonstanten sind in der allgemeinen Formulierung des Stofftensors die Einträge  $a_{1..2,2..3}$  für  $i \neq j$ . Des Weiteren gibt es eine Kopplung zwischen Dehnungen und Schiebungen im Material. Die dafür verantwortlichen Terme im elastischen Stofftensor sind  $a_{1..3,4..6}$ .

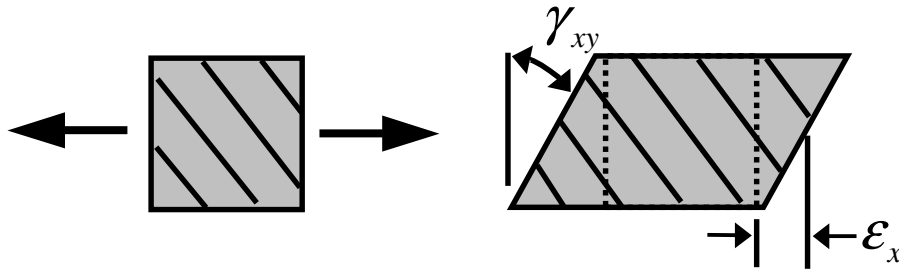


Abb. 2.3: Dehnungs-Schiebungs-Kopplung

Die dritte Kopplung, bei der Schiebungen aus Schiebungen resultieren findet sich in den Einträgen  $a_{4..5,5..6}$  für  $i \neq j$ . Die für faserverstärkte Kunststoffe recht häufig zur Anwendung kommenden Stoffgesetze für lineare Elastizität sind die sog. monokline Anisotropie und die Orthotropie. Die monokline Anisotropie zeichnet sich durch 13 unabhängige Konstanten aus:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & 0 & 0 & a_{16} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} & 0 & 0 & a_{26} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} & 0 & 0 & a_{36} \\ 0 & 0 & 0 & a_{44} & a_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & a_{54} & a_{55} & 0 \\ a_{61} & a_{62} & a_{63} & 0 & 0 & a_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{33} \\ 2\epsilon_{23} \\ 2\epsilon_{31} \\ 2\epsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 2.13})$$

Während bei der monoklinen Anisotropie eine Symmetrieebene im Material angenommen wird, handelt es sich bei der Orthotropie um ein vollständig orthogonal anisotropes Materialverhalten. Es gibt also drei senkrecht aufeinander stehende Vorzugsrichtungen. Dies führt auf 9 verbleibende unabhängige Elastizitätskonstanten:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & 0 & 0 & 0 \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} & 0 & 0 & 0 \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & a_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & a_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & a_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{33} \\ 2\epsilon_{23} \\ 2\epsilon_{31} \\ 2\epsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 2.14})$$

Eine weitere Vereinfachung der anisotropen Eigenschaften führt auf die sogenannte transversale Isotropie welche gegenüber einer Drehung um eine Achse invariant ist. Ein transversal isotropes Material ist z.B. Rundholz. Für den Fall der transversalen Isotropie hat ein Material 5 unabhängige Elastizitätskonstanten [22]. Wird die 12-Ebene als Isotropieebene definiert, ergibt sich folgende Schreibweise:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & 0 & 0 & 0 \\ a_{21} & a_{11} & a_{13} & 0 & 0 & 0 \\ a_{31} & a_{31} & a_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & a_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & a_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(a_{11} - a_{12}) \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 2.15})$$

Für den Fall der linear, isotropen Elastizität lassen sich alle Einträge über den E-Modul und die Querkontraktionszahl bestimmen, so dass die Steifigkeitsmatrix abgebildet werden kann durch:

$$C = \frac{E \cdot \nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{pmatrix} \frac{1-\nu}{\nu} & 1 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & \frac{1-\nu}{\nu} & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & \frac{1-\nu}{\nu} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2\nu} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2\nu} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2\nu} \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 2.16})$$

In den Ingenieurwissenschaften werden die Einträge des Elastizitätstensors oftmals durch Ingenieurkonstanten ausgedrückt um einen direkten Bezug zu aus Versuchen ermittelten Materialkennwerten zu erhalten. Dabei müssen Restriktionen für die Querdehnzahlen beruhend auf der positiv definiten Verzerrungsenergiefunktion beachtet werden. Eine ausführliche Darstellung und Erläuterung elastischen Materialverhaltens unter besonderer Berücksichtigung der Anisotropie findet der Leser in [23,24,25,26].

### 2.3 Viskoelastizität

Unter viskoelastischem Materialverhalten versteht man, dass ein Material auf eine äußere Belastung nicht wie im rein elastischen Fall mit einer sofortigen proportionalen Antwort reagiert, sondern dass sich diese Antwort zeitabhängig einstellt. Wie bei einem elastischen Körper ist die der Belastung folgende Deformation eines viskoelastischen Materials vollständig reversibel. Grundsätzlich unterscheidet man bei der

Beschreibung viskoelastischen Materialverhaltens zwischen der linearen, dem Boltzmann'schen Superpositionsprinzip folgenden, und der nichtlinearen Theorie, die diesem Prinzip nicht entspricht. Zur Beschreibung des eindimensionalen linear viskoelastischen Verhaltens eines Materials werden in der von E.C. Bingham begründeten Modellrheologie geeignete Kombinationen aus Federn für die elastischen Anteile und Dämpfern für die viskosen Eigenschaften verwendet [17,21,27,28]. Ein Federelement wird auch als Hooke'scher Körper, ein Dämpfungselement als Newton'sche Flüssigkeit bezeichnet (Abb. 2.4).

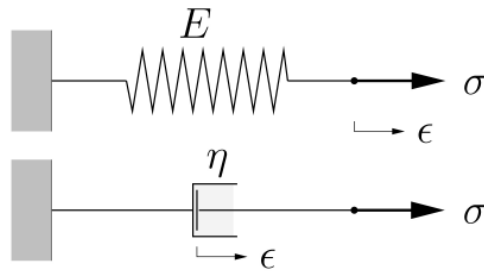


Abb. 2.4: Hooke'sches Federelement und Newton'scher Dämpfer

Die resultierenden Spannungen entsprechen dabei für ein Federelement dem Hooke'schen Gesetz in 1D nach (Gl. 2.10):

$$\sigma = E \varepsilon_{el} \quad (\text{Gl. 2.17})$$

E: Federsteifigkeit

Die Spannungen die bei der Belastung eines Dämpfungselements entstehen sind rein geschwindigkeits- also zeitabhängig:

$$\sigma_v = \eta \dot{\varepsilon}_v \quad (\text{Gl. 2.18})$$

eta: Dämpfungskonstante

Durch die Reihenschaltung einer Feder und eines Dämpfers erhält man ein sogenanntes Maxwell-Element (Abb. 2.5, links). Eine spontane Belastung dieses Elementes mit  $\varepsilon_0 = \text{konst.}$  in einem Relaxationsversuch führt zu einer Spannungsantwort, die abhängig von der spezifischen Relaxationszeit des Dämpfers abnimmt (Abb. 2.5, rechts).

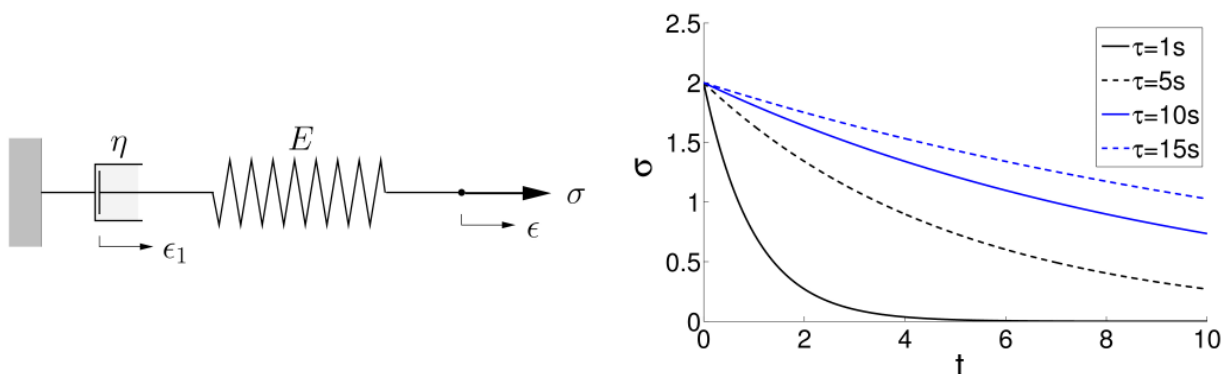


Abb. 2.5: Maxwell-Element, Spannungsverlauf für unterschiedliche Relaxationszeiten

Die Lösung der zugehörigen Differentialgleichung führt dabei auf folgende Relaxationsfunktion:

$$\sigma(t) = \epsilon_0 E \cdot e^{-t/\tau} \tag{Gl. 2.19}$$

$\tau = \eta / E$  : Relaxationszeit

Die Parallelschaltung einer Feder und eines Dämpfers wird als Kelvin-Voigt-Körper bezeichnet. Eine spontane Belastung mit  $\sigma_0 = \text{konst.}$  führt zu zunehmenden Dehnungen. Diese sind von der Relaxationszeit des Dämpfers abhängig (Abb. 2.6).

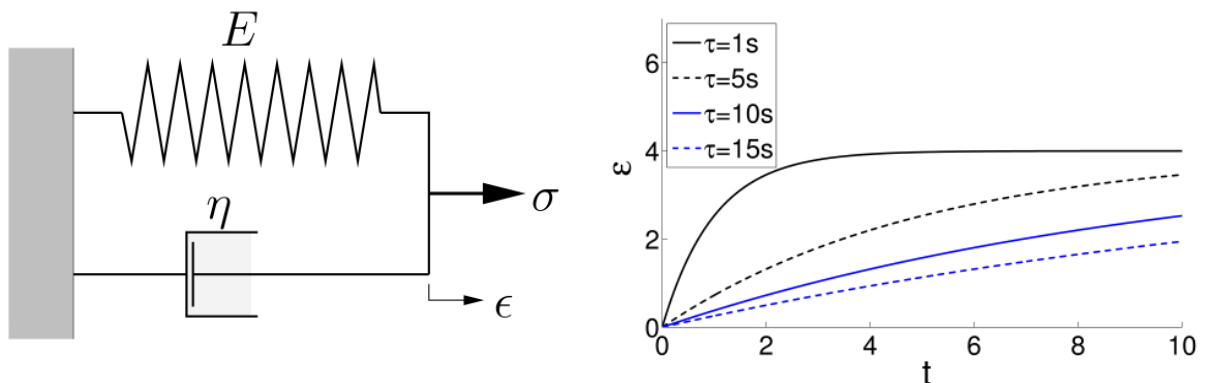


Abb. 2.6: Kelvin-Voigt-Körper, Dehnungsverlauf bei unterschiedlichen Relaxationszeiten

Es folgt für die Kriechfunktion:

$$\epsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E} (1 - e^{-t/\tau}) \tag{Gl. 2.20}$$

Durch eine geeignete Kombination der Grundelemente der Modellrheologie lässt sich das eindimensionale zeitabhängige Materialverhalten mit einer guten Genauigkeit beschreiben. Dabei eignet sich zur allgemeinen Beschreibung des Kriechverhaltens eines viskoelastischen Materials, also der zeitabhängigen Zunahme der Deformation auf eine spontan angreifende äußere Last  $\sigma_0$ , die Kombination aus einem Federelement in Reihe mit einer endlichen Anzahl aus Kelvin-Voigt-Körpern.

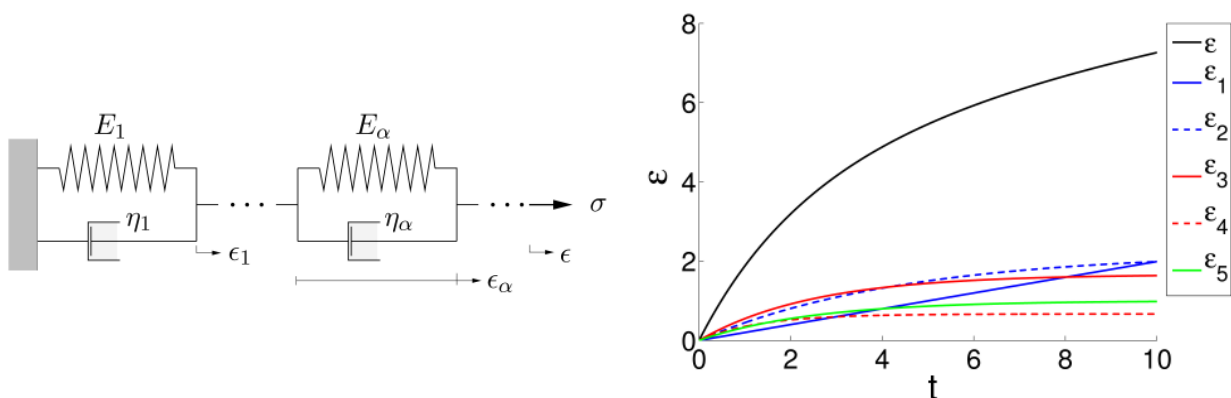


Abb. 2.7: verallgemeinertes Kelvin-Voigt-Modell, Darstellung der resultierenden Dehnung und der Dehnungsanteile einzelner Elemente ( $n=5$ ) beim Kriechversuch

Die allgemeine Kriechfunktion für n Kelvin-Voigt-Elemente ergibt sich zu:

$$\varepsilon(t) = \sigma_0 \sum_{\alpha} \frac{1}{E_{\alpha}} \left[ 1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau_{\alpha}}\right) \right] \quad (\text{Gl. 2.21})$$

$E_{\alpha}$ : E-Modul der K-V-Elemente,  $\tau_{\alpha}$ : Relaxationszeit der K-V-Elemente;  $\eta_{\alpha} = \tau_{\alpha} E_{\alpha}$

Der zweite wesentliche Fall für Viskoelastizität, nämlich die Beschreibung des Relaxationsverhaltens eines Werkstoffs, bei dem die zeitliche Abnahme der Spannungen bzw. Kräfte nach einer spontan aufgetragenen Verformung, beschrieben wird, lässt sich über eine Parallelschaltung einer Feder mit einer endlichen Anzahl von Maxwell-Elementen abbilden (Abb. 2.8).

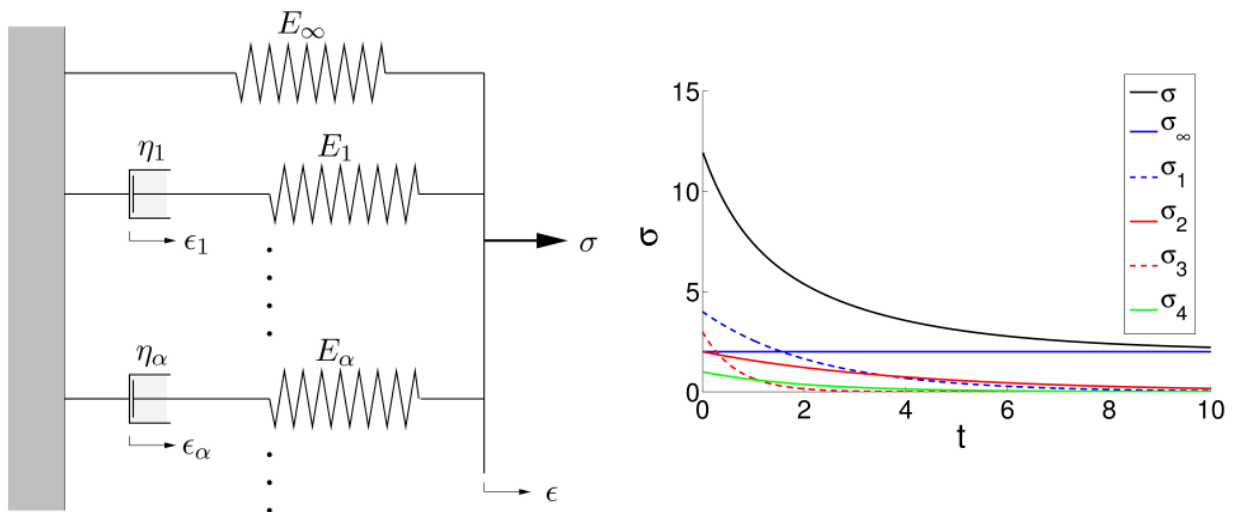


Abb. 2.8: verallgemeinertes Maxwell-Modell, Spannungsverlauf im Relaxationsversuch und Spannungsanteile der einzelnen Elemente (n=5)

Die zugehörige Relaxationsfunktion lautet:

$$E(t) = E_{\infty} + \sum_{\alpha} E_{\alpha} \cdot \left[ 1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau_{\alpha}}\right) \right] \quad (\text{Gl. 2.22})$$

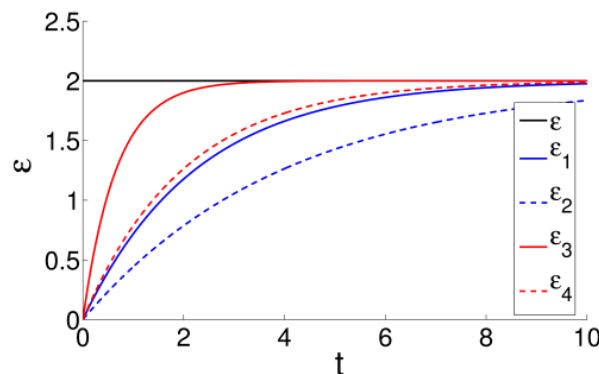


Abb. 2.9: Dehnungsverlauf der einzelnen Dämpfer (n=4) eines verallgemeinerten Maxwell-Modells im Relaxationsversuch

Mit Hilfe dieses rheologischen Modells lässt sich ebenfalls der Dehnungsverlauf der einzelnen Dämpfer im Relaxationsversuch darstellen, während die Gesamtdehnung konstant gehalten wird (Abb. 2.9). Man spricht in diesem Zusammenhang auch von Prony-Reihen zur Abbildung von Relaxationsspektren. Die im späteren Verlauf der Arbeit aus Versuchen bei unterschiedlich hohen Abzugsgeschwindigkeiten und somit Dehnraten bzw. Verzerrungsgeschwindigkeiten erstellten Spannungs-Dehnungs-Diagramme enthalten demnach ein Relaxationsspektrum für die viskosen Spannungen. Mit Hilfe einer Parameteridentifikation für eindimensionale Spannungs-Dehnungskurven werden in Kapitel 7.7.2 die Parameter einer Prony-Reihe mit 4 Maxwell-Elementen ermittelt.

## 2.4 Plastizität und Viskoplastizität

### 2.4.1 Plastizitätsmodelle

Während der elastische Anteil der Verformungen bei vielen Materialmodellen vereinfacht als linear elastisch ohne viskose Spannungsanteile beschrieben wird, enthält der plastische Anteil als vielfach dominierender Verzerrungsterm, vor allem bei duktilen Materialien, Formulierungen für viskose Effekte [29]. Dabei gilt es insbesondere eine geeignete Fließbedingung zu finden, also den Übergang zum plastischen Materialverhalten korrekt zu erfassen und sinnvolle Vereinfachungen mit in die Simulation einzubeziehen. Während für unverstärkte, vereinfacht als homogen und isotrop zu betrachtende Thermoplaste in der aktuellen Forschung eine Reihe neuer Ansätze für die Gestaltung der Fließfläche entwickelt wurden, ist eine direkte Übertragung dieser Berechnungsmodelle auf faserverstärkte Kunststoffe aufgrund der Anisotropie des Werkstoffes nicht möglich.

Da der Verbund aus Fasern und Matrixmaterial andere dominierende Fließ-, Schädigungs- und Versagensmechanismen auf der Mikroebene aufweist, muss der Focus einer Modellbildung auf den Eigenschaften des Verbundmaterials liegen. So wird z.B. der bei unverstärkten Thermoplasten zu berücksichtigende Aspekt der Abhängigkeit elastischer und plastischer Materialkennwerte vom Belastungszustand, also ob sich ein Material unter einem Zug-, Druck- oder Schubspannungszustand befindet, von den anisotropen Eigenschaften eines Kunststoff-Faser-Verbundes überlagert. Als Grenzübergang zur Plastizität gilt die Fließfläche die über das Fließpotential bestimmt wird. Eine häufige Formulierung hierfür ist die von Mises-Fließbedingung:

$$f(J_2, k) = \sqrt{3 \cdot J_2} - k = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} - k = 0 \quad (\text{Gl. 2.23})$$

mit den Deviatorspannungen:

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{\sigma_{mm}}{3} \delta_{ij} \quad (\text{Gl. 2.24})$$

$K$  entspricht dabei der Fließspannung im einachsigen Schubversuch;  $J_2$  der zweiten Invariante des Spannungsdeviators. Damit ist die Fließbedingung nach von Mises unabhängig vom hydrostatischen Druck. Die Fließfläche lässt sich dreidimensional als Zylinder darstellen, dessen Längs-Rotationsachse mit der Hydrostatenachse zusammen fällt. Unter der Annahme einer linearen Abhängigkeit des Fließübergangs vom Spannungszustand, wobei als zu unterscheidende Arten die Zug- und Druckbeanspruchung betrachtet werden, existieren weitere Modelle. Berücksichtigt man die bei vielen Kunststoffen höhere Streckgrenze unter Druckbelastung als unter Zugbelastung lässt sich dies über die Fließfläche nach Drucker-Prager ausdrücken:

$$f(I_1, J_2, \beta, k) = \sqrt{J_2} + I_1 \tan \beta - k = 0 \quad (\text{Gl. 2.25})$$

$\beta$ : Materialparameter

mit der ersten Invariante des Spannungstensors:

$$I_1 = \text{tr}(\boldsymbol{\sigma}) = \sigma_{mm} \quad (\text{Gl. 2.26})$$

Bei beiden Ansätzen liegt eine Verschiebung der Fließfläche in Richtung des Druckquadranten vor. Während zeitabhängige Vorgänge im Bereich elastischer Verformung als viskoelastisch bezeichnet werden, nennt man diese nach Erreichen der Fließgrenze für den plastischen Bereich viskoplastisch. Auch hier wird wiederum zwischen der linearen und der nichtlinearen Viskoplastizität unterschieden [17,30]. Ein rheologisches Modell für linear viskoplastisches Materialverhalten ist der so genannte Bingham-Körper. Dieser besteht aus einer Parallelschaltung eines Reiblements und Newton'schen Dämpfers in Reihe mit einer Hooke'schen Feder (Abb. 2.10).

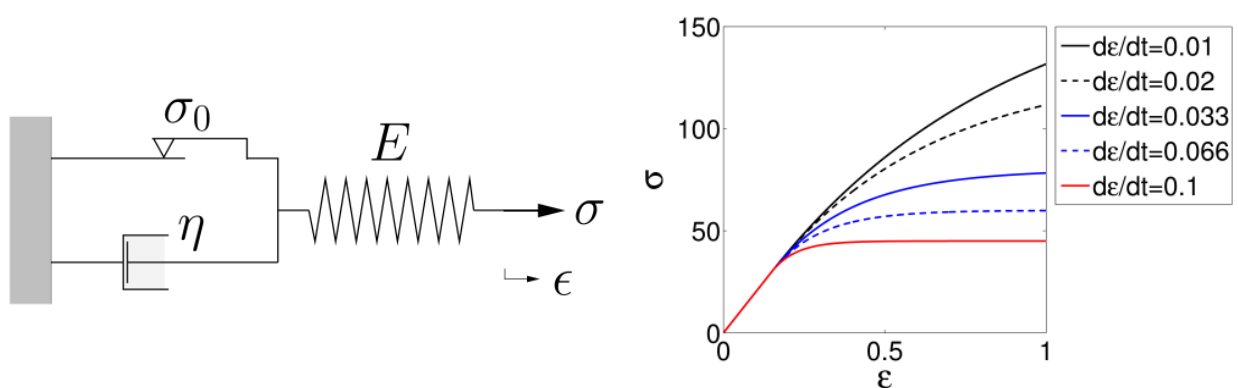


Abb. 2.10: Bingham-Modell, ideale Viskoplastizität, Spannungsverlauf für unterschiedliche Dehnraten

Der Unterschied zur Viskoelastizität besteht darin, dass die im plastischen Bereich zeitabhängig zunehmenden Verformungen irreversibel sind. In den meisten Modellvorstellungen wird dabei Volumenkonstanz für die inelastischen Dehnungen vorausgesetzt.



## 2.4.2 Erweiterte Ansätze für Fließflächen

Zur Beschreibung des Materialverhaltens unter Hochgeschwindigkeitsbelastung wurden in der jüngsten Vergangenheit die bekannten Stoffmodelle vor allem dem Verhalten unverstärkter Thermoplaste weiter angepasst. Dabei wurde ein besonderes Augenmerk auf die verbesserte mathematische Abbildung des Fließkörpers und der Versagensmechanismen gelegt. Da diese Modelle nur bedingt auf faserverstärktes Polypropylen zu übertragen sind, werden hier nur kurz die wichtigsten Aspekte dargestellt. In der Crashsimulation wird der Bereich der elastischen Verformung oftmals als linear elastisch angenommen [9,31]. Es wird davon ausgegangen, dass das Verformungsverhalten und insbesondere die Energieaufnahme deutlich von den plastischen Verformungsanteilen dominiert werden. Dies gilt vor allem dann, wenn z.B. unverstärkte Thermoplaste mit sehr hohen Versagensdehnungen Gegenstand der Untersuchungen sind. Es kann sowohl bei Metallen als auch bei Kunststoffen beobachtet werden, dass das elastische Verhalten nicht durch viskoplastische Verformungsanteile beeinflusst wird [14]. Daher lässt sich der Verzerrungstensor additiv in einen elastischen und einen plastischen Anteil zerlegen. Somit wird für das Verzerrungsmaß angenommen, dass die Gesamtverzerrungen in einem elasto-plastischen Ansatz beschrieben werden können [9,32,31]:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{ges} = \boldsymbol{\varepsilon}_{el} + \boldsymbol{\varepsilon}_{pl} \quad (\text{Gl. 2.27})$$

Die additive Zerlegung der Gesamtverzerrungen in einen elastischen und einen plastischen Anteil ist vielen gängigen Materialformulierungen für kleine Dehnungen gemeinsam. Die größten Unterschiede bestehen in der Modellierung der Fließ- und der Versagensfläche sowie unterschiedlicher Annahmen bezüglich der mikromechanischen Vorgänge während des Verformungs- und Versagensvorgangs. Wie bereits angedeutet, besteht die Erweiterung der beiden gängigen Ansätze für den Fließübergang nach von Mises bzw. Drucker-Prager in einer genaueren Beschreibung der Abhängigkeit desselben vom Spannungszustand. Dabei wird häufig eine Verschiebung der Fließfläche in Richtung des Druckquadranten sowie eine Unterscheidung ihrer geometrischen Gestaltung im Zug- und Druckbereich vorgenommen. Hierbei kommt es zu Abweichungen von der Konvexität [9] bzw. zu einer Nutzung nichtzirkulärer Fließflächen in der Deviatorebene und z.B. hyperbolischer Kurven in der Meridianebene [9,15,16,33]. Ziel dieser Ansätze ist immer, eine genauere Abbildung des Fließübergangs zu gewährleisten.

Zur Bestimmung der Parameter dieser mathematischen Modelle werden allerdings mindestens drei unterschiedliche Arten von Materialprüfungen erforderlich. Es müssen zusätzlich zu standardisierten Zugversuchen, weitere Belastungszustände wie einachsiger Druck, reiner Schub oder ideal biaxialer Zug untersucht werden, um die jeweiligen Fließgrenzen zu messen. Je komplizierter die Gestaltung der Fließfläche wird, desto anfälliger wird deren Ausgestaltung für mögliche Fehler in der Versuchsdurchführung, der Messung oder der Kennwertermittlung aus den Ergebnissen. Eine

Verbesserung der Simulationsergebnisse ist durch eine Erweiterung der Parametrisierung der zugrunde liegenden Werkstoffmodelle demnach nur begrenzt möglich. Zur Berücksichtigung der Dehnratenabhängigkeit bereits im elastischen Bereich lässt sich eine Erhöhung der Fließspannung mit zunehmender Dehnratenrate mit folgendem Ansatz darstellen [10]:

$$\dot{\epsilon}_v = P \left( \frac{\sigma_v}{\sigma_v^0} - 1 \right)^n \quad (\text{Gl. 2.28})$$

wobei  $P$  und  $n$  Materialkonstanten aus quasistatischen und dynamischen Druckversuchen sind. Da die meisten kommerziellen FE-Programme zurzeit innerhalb einer Berechnungsroutine nicht gleichzeitig viskoelastisch und viskoplastisch anisotropes Materialverhalten berücksichtigen können, wird lediglich der plastische Anteil dehnratenabhängig modelliert. Bei gleicher Fließspannung wird der weitere Verlauf der plastischen Spannungs-Dehnungs-Kurve der Dehnratenrate angepasst. Dies geschieht in den meisten Fällen über eine tabellarische Eingabe der schrittweise von den elastischen Anteilen getrennten plastischen Verformungen und zugehörigen Gesamtspannungen bei jeweils einer festen Dehnratenrate. In der Berechnung werden dann die Werte für dazwischen liegende Dehnraten durch eine Interpolationsvorschrift ermittelt. Ein weiterer Ansatz, der auch die Temperatur mit einbezieht, wurde von Bauwens-Crowet und Matsuoka formuliert [34,35,36]. Dabei wird die Abhängigkeit der Streckgrenze von der Dehnratenrate und der Umgebungstemperatur über Energieansätze definiert. Dabei kommt das Zeit-Temperatur-Verschiebungsgesetz zum Tragen, welches besagt, dass einer Streckgrenze bei einer Temperatur  $T$  und einer Dehnratenrate  $d\epsilon/dt$  eine äquivalente Streckgrenze bei einer Temperatur  $T^*$  und Dehnratenrate  $d\epsilon^*/dt$  zugeordnet wird [37]. Weitere Ansätze wie z.B. ein multiplikativer Ansatz von G'Sell berücksichtigen neben der Temperatur und der Dehnratenrate auch ein viskoelastisches Verhalten [38].

## 2.5 Schädigung und Materialversagen

### 2.5.1 Mikromechanische Modelle und Schädigungseffekte

Auf den Aspekt mikromechanischer Prozesse und Schädigungseffekte eines Werkstoffes soll im Rahmen dieses Kapitels nur am Rande eingegangen werden, da zu diesem Thema lediglich phänomenologische Untersuchungen durchgeführt und somit keine entsprechenden Parameter für die Simulation bestimmt wurden. In einem Faserverbundwerkstoff treten bei zunehmender Beanspruchung oder wiederholter Belastung Defekte auf, welche z.B. durch Mikrorisse, Hohlräume oder andere Unregelmäßigkeiten bezogen auf die unbelastete Struktur gekennzeichnet sind. Diese werden in unterschiedlicher Art und Weise in mathematischen Modellen und mikromechanischen Überlegungen berücksichtigt. In [19] werden die durch mikroskopische Defekte bzw. Inhomogenitäten verursachten Einflüsse auf das effektive makroskopische Materialverhalten für den elastischen Bereich anschaulich tabellarisch dargestellt.

Bei der Beschreibung des makroskopischen Fließübergangs eines inhomogenen Materials werden die auf Mikroebene vorliegenden Fließflächen über einen Einflusstensor in konvexe Makrofließflächen überführt. Es wird dabei davon ausgegangen, dass ein Material nur dann mit Sicherheit nicht fließt, wenn an keiner Stelle des Materials die lokale Fließgrenze auf Mikroebene überschritten wird. Näheres dazu findet der Leser wiederum in [19]. In weiteren speziellen Ansätzen wird z.B. eine Unterscheidung zwischen der durch Craze- oder Scherbandbildung hervorgerufenen plastischen Verformungen vorgenommen [39,40] oder es werden bestimmte Energiemengen für die Überwindung der elastischen Bindungskräfte der Molekülketten eines Polymers vorausgesetzt [41,42,43,44]. Die Bildung mikroskopischer Defekte, die zu einer Verschlechterung der makroskopischen Materialeigenschaften führt, wird im Allgemeinen als Schädigung eines Materials bezeichnet. Zur mathematischen Beschreibung der Schädigung eines Materials existieren wiederum einige Modellvorschriften, welche die unterschiedlichen Schädigungsarten, wie z.B. spröde Schädigung, Kriechschädigung etc. charakterisieren sollen. Eine einfache Art der Berücksichtigung der Schädigung besteht in einer zunehmenden Senkung des E-Moduls bei Überschreiten einer zulässigen elastischen Hauptdehnung unter Zug- oder Schubbelastung. Das rheologische Modell lässt sich für diesen Fall gut mit einer Parallelschaltung mehrerer Federelemente entwickeln, welche in Summe den Wert der elastischen Steifigkeit annehmen und während des Schädigungsvorgangs nacheinander versagen.

### 2.5.2 Versagensmodellierung

Im Zusammenhang mit der Beschreibung des Versagens von Materialien ist zunächst zwischen zwei grundsätzlichen Materialverhaltensweisen zu unterscheiden. Während sich die meisten Werkstoffe über einen gewissen Verformungsweg rein elastisch verhalten, kann der Anteil der inelastischen Deformationsreserven erheblich von Material zu Material abweichen. Während ein sprödes Material oft direkt nach Erreichen der Streckgrenze versagt, können einige Werkstoffe Dehnungen von mehreren 100% erreichen bevor sie komplett versagen. Dabei spielt es eine große Rolle, ob das Material im inelastischen Bereich Festigkeitsreserven hat oder eher mit der Verformung weicher wird. Man spricht in diesem Zusammenhang von einem verfestigenden bzw. entfestigenden Materialverhalten. Bei sehr spröden Materialien entspricht die Versagensbedingung bisweilen der Fließbedingung und zwar genau dann, wenn der Beginn einer plastischen Deformation direkt zum Bruch des Materials führt. Genau wie bei den Fließbedingungen existieren einfachere und kompliziertere Versagensmodelle, die mit dem entsprechenden rechnerischen und versuchstechnischen Aufwand angewandt werden können. Da die für einen Faserverbundwerkstoff notwendige Berücksichtigung der Anisotropie nicht Thema dieser Arbeit ist, wird auf detailliertere Ausführungen hierzu an dieser Stelle verzichtet.



### 3. Probematerial und Probekörper

#### 3.1 Faserverstärktes Polypropylen

Durch die steigende Qualität der Simulation von Spritzgießprozessen und Fortschritte bei den FE-Berechnungen lassen sich zunehmend auch sicherheitsrelevante Bauteile statt aus metallischen Werkstoffen vor allem aus kurzfaserverstärkten Thermoplasten zuverlässig konstruieren. Im Falle von langfaserverstärktem Polypropylen (PP-LGF) handelt es sich um ein mehr und mehr nachgefragtes Material. Es wird in vielen Fällen im Spritzgussverfahren verarbeitet. Dieses stellt ein etabliertes Verarbeitungsverfahren dar, das seine Stärke in der Kombination eines günstigen Herstellungspreises bei gleichzeitig zuverlässigen resultierenden Materialeigenschaften hat [45].

Um ein sinnvolles Untersuchungskonzept zu entwickeln und später ein passendes Materialmodell für die numerische Simulation von PP-LGF wählen zu können, das möglichst viele seiner speziellen Eigenschaften abbilden kann, ist eine genaue Kenntnis seiner chemischen, mechanischen und mikromechanischen Eigenschaften erforderlich. Dabei ist es nicht nur wichtig, die Eigenschaften einer resultierenden Verbundstruktur zu kennen, sondern es besteht auch die Notwendigkeit, die speziellen Eigenschaftsgrenzen der einzelnen Komponenten mit in eine Gesamtbetrachtung einzubeziehen. Im Hinblick auf den Trend, kurzfaser- durch langfaserverstärkte Bauteile zu substituieren, ist es wichtig, den Zusammenhang zwischen den Herstellungsparametern der Bauteile, den Verbundeigenschaften zwischen Fasern und Matrix sowie dem Faservolumengehalt und der Faserlänge auf der einen Seite und den daraus resultierenden Materialeigenschaften, wie Festigkeit, Steifigkeit, Viskosität und Schlagzähigkeit auf der anderen Seite zu verstehen.

Die Anforderungen an einen Faserverbundwerkstoff steigen mit der weiter fortschreitenden Entwicklung hin zur Substitution von Aluminium- und Stahlbauteilen durch GFK-Bauteile [46]. Dabei muss zwischen zwei Zielstellungen abgewogen werden. Zum einen muss die Verarbeitung des Materials und die Fertigung kontinuierlich und kontrollierbar sein, was eher für Kurzfasern spricht, die günstigere Fließeigenschaften als Langfaser-PP-Schmelzen haben. Zum Anderen müssen bestimmte Steifigkeits- und Festigkeitswerte erreicht werden. Hier liegt der Vorteil in den meisten Fällen bei den Langfaserverbunden. In jedem Fall ist bei der Herstellung von Granulaten darauf zu achten, dass die Fasern möglichst eine gleiche Länge haben, um nachvollziehbare mechanische Werkstoffkennwerte zu erhalten [62]. Mit Blick auf die Weiterentwicklung der Füllsimulation faserverstärkter Bauteile ist schließlich anzumerken, dass der Füllprozess eines Werkzeuges mit Kurzfasermaterial heutzutage besser beherrschbar ist, als der mit Langfasermaterial.

## 3.2 Eigenschaften der Polypropylen-Matrix

Während früher aufgrund einer höheren Temperaturbeständigkeit mehrheitlich duroplastische Werkstoffe als Matrixwerkstoffe verwendet wurden [47], sind in den letzten Jahren aufgrund der universellen Einsetzbarkeit bei brauchbaren Eigenschaftsmerkmalen die Thermoplaste in den Vordergrund gerückt. Hierbei sind insbesondere oberhalb der Glasübergangstemperatur  $T_G$  die teilkristallinen Thermoplaste gegenüber den amorphen im Vorteil. Dies ist darin begründet, dass bis zur Kristallinschmelztemperatur die Festigkeitseigenschaften eines teilkristallinen Werkstoffes sehr viel stabiler sind, als die eines amorphen, bei dem ein deutlicher Abfall oberhalb von  $T_G$  fest zu stellen ist [47]. Das für technische Anwendungen interessante Polypropylen wird nach dem Verfahren der Polymerisation unter Aufspaltung der C-Doppelbindung der Monomere und anschließender Verknüpfung zu Makromolekülen hergestellt und hat eine isotaktische Kettenanordnung bei einer gleichzeitig teilkristallinen Anordnung der Moleküle. Das syndiotaktische Polypropylen wird heutzutage nur noch für einige spezielle Produkte und Anwendungen produziert. Neben dem sehr günstigen Herstellungspreis von Polypropylen liegt ein weiterer Vorteil in den vielseitigen Möglichkeiten, die thermischen und mechanischen Eigenschaften durch chemische Manipulation oder Zugabe von Füllstoffen zu beeinflussen [48]. Es ist möglich, Werkstoffe herzustellen, welche die im Crash maßgebenden Materialeigenschaften wie z.B. die Biegesteifigkeit und Schlagzähigkeit in einer den Anforderungen angepassten Form kombinieren können. So ist ein Polypropylen als Homopolymer mit Glasfasern sehr biegesteif, dabei aber weniger duktil, während es als heterophasiges Copolymer mit Talkumverstärkung als sehr zäher Werkstoff ausgebildet werden kann. Um die gesamte Produktpalette, die der variable Werkstoff Polypropylen bietet, herstellen zu können, müssen variable und angepasste Polymerisationsverfahren zur Verfügung stehen. Weitere wichtige Aspekte zum Aufbau, zur Struktur und zum mechanischen Verhalten von Polypropylen und zu den Eigenschaften vieler anderer Thermoplaste findet der Leser in [1, 2,49, ,50, ,51,52, 53,54,55].

## 3.3 Einfluss der Faserlänge und -konzentration

### 3.3.1 Grundlagen

Die zweite Hauptkomponente des Faser-Kunststoff-Verbundes ist die Verstärkungs-faser. Die Fasern innerhalb eines Verbundes werden dabei aus den unterschiedlichsten Materialien hergestellt. Am häufigsten kommen Fasern aus Kohlenstoff, Keramik, Synthese, Bor und natürlichen Materialien wie z.B. Flachs oder Sisal zum Einsatz [56]. Das in dieser Arbeit untersuchte Material ist glasfaserverstärkt. Glasfasern sind im Gegensatz zu Kohlenstoff- und Synthesefasern dreidimensional vernetzt und weisen ein isotropes Verhalten auf. Die relativ hohen Festigkeitswerte von Glasfasern sind bedingt durch kovalente Bindungen zwischen den Silizium- und den Sauerstoffatomen. Glasfasern sind auch aufgrund des niedrigen Preises im Vergleich zu anderen Fasermaterialien der technisch dominierende Faserverstärkungstoff. Die Werte für die Bruchdehnung liegen zwischen 2,8 und 5%. Die dabei sehr niedrige Querkzug-

bruchdehnung von ca. 0,25% der Glasfasern ist kritisch zu sehen, da sie Einbrüche in den Spannungs-Dehnungs-Kurven verursachen kann [62]. Sowohl Festigkeits- als auch Steifigkeitskenngrößen von Glasfasern sind um das 20- bis 30-fache höher als bei den meisten Matrixwerkstoffen. Die Glasfasern werden als Lang- und Kurzfasern verwendet und haben dabei eine Länge von ca. 5 bzw. 0,1 bis 0,5 Millimeter, wobei im internationalen Segment am häufigsten die Kurzglasfaser zum Einsatz kommt [57]. Bei glasfaserverstärktem Polypropylen handelt es sich also sowohl hinsichtlich des Matrixwerkstoffe als auch hinsichtlich der Verstärkungsfasern um einen preisgünstigen Werkstoff mit einem sehr weiten Einsatzbereich und ausgewogenen Eigenschaftsspektrum [58]. Bevor etwas ausführlicher auf die speziellen Auswirkungen der Faserlänge und –Konzentration auf die mechanischen Eigenschaften faserverstärkten Polypropylens eingegangen wird, sollen noch die Begriffe der resultierenden Faserspannung und der kritischen Faserlänge erläutert werden [59,60,61]. Mit der folgenden Beziehung wird die, durch eine an der Stirnseite ( $x=0$ ) der Faser angreifende Kraft hervorgerufene Faserspannung  $\sigma_F$  unter der Annahme perfekter Haftung zwischen Fasern und Matrix beschrieben:

$$\sigma_F = \frac{F(x=0)}{A_F} + \frac{\pi * d_F}{A_F} * \int_0^x \tau_x dx \quad (\text{Gl. 3.1})$$

$\sigma_F$ : Faserspannung, F: an der Stirnseite angreifende Kraft,  $A_F$ : Faserquerschnitt,  $d_F$ : Faserdurchmesser,  $\tau$ : Schubspannung in der Grenzfläche

Ein wichtiger Parameter, der das mechanische Verhalten glasfaserverstärkten Polypropylens beeinflusst, ist die Länge der Glasfasern und deren Konzentration innerhalb des Faser-Matrix-Verbundes [62]. Um die maximalen Festigkeitswerte der Fasern innerhalb des Verbundes ausnutzen zu können, müssen die Fasern eine Mindestlänge, die sogenannte kritische Faserlänge aufweisen (Abb. 3.1).

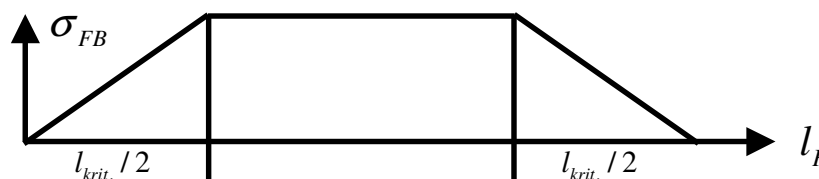


Abb. 3.1: Normalspannungsverteilung in der Faser

Die kritische Faserlänge ist keine absolute Größe sondern definiert als das Verhältnis aus dem Produkt von Faserbruchfestigkeit  $\sigma_{FB}$  und Faserdurchmesser  $d_F$  zur zweifachen Matrixschubfestigkeit  $\tau_B$ :

$$l_{krit} = \frac{\sigma_{FB} * d_F}{\tau_B * 2} \quad (\text{Gl. 3.2})$$

Bei Überschreiten der kritischen Faserlänge im Bauteil wird der Bruchmechanismus nicht durch den Pull-Out-Mechanismus dominiert. Das heißt, die Fasern werden bei

starker Belastung nicht aus der Probe heraus gezogen, wie es oft bei kurzfaserverstärkten Kunststoffen der Fall ist. Vielmehr müssen die Fasern aufgrund ihrer stärkeren Anbindung an die Matrix mit zerstört werden. Somit ist mehr Energie erforderlich, ein Bauteil mechanisch zu zerstören, wenn die kritische Faserlänge überschritten wird. Abhängig ist die kritische Faserlänge vom Basiswerkstoff und von der Benetzung der Faser durch die Matrix. Als Beispiele für kritische Faserlängen verschiedener Matrixmaterialien werden in der Literatur für PP ca. 1,3 mm und für PA ca. 0,8 mm angegeben. Neben der kritischen Faserlänge ist der wichtigste Aspekt für die Eigenschaften eines Faserverbundes dessen lokale Faserausrichtung. Es besteht ein großer Unterschied zwischen dem mechanischen Verhalten einer Struktur, bei der die aufgeprägte Belastung parallel oder im anderen Fall senkrecht zur Faserausrichtung vorliegt. Zwischenzustände, wie etwa eine Krafrichtung auf einer 45° zur Faser liegenden Wirkungslinie ergeben entsprechende Zwischenwerte für ein Eigenschaftsmerkmal wie z.B. den E-Modul oder die Festigkeit. Zur Beschreibung der anisotropen Eigenschaften eines Faserverbundes liegen unterschiedliche anerkannte Theorien, Schichtaufbaumodelle und Vereinfachungen vor, auf die an dieser Stelle verwiesen wird [69,63].

### 3.3.2 Festigkeit und Bruchdehnung

Um beurteilen zu können, welche Faserlänge bei welcher Konzentration für eine gewünschte Konstruktion und deren Verhalten unter Crashbelastung optimal ist, muss die Abhängigkeit der wichtigsten Kennwerte wie Festigkeit, Bruchdehnung und Schlagzähigkeit von Faserlänge und -konzentration bekannt sein. Aus diesem Grunde sind auf den folgenden Seiten diese Zusammenhänge in Kürze dargestellt. Zur Vertiefung wird auf einschlägige Literatur und Untersuchungsreihen verwiesen [56,62,64,65,66,67,68,69].

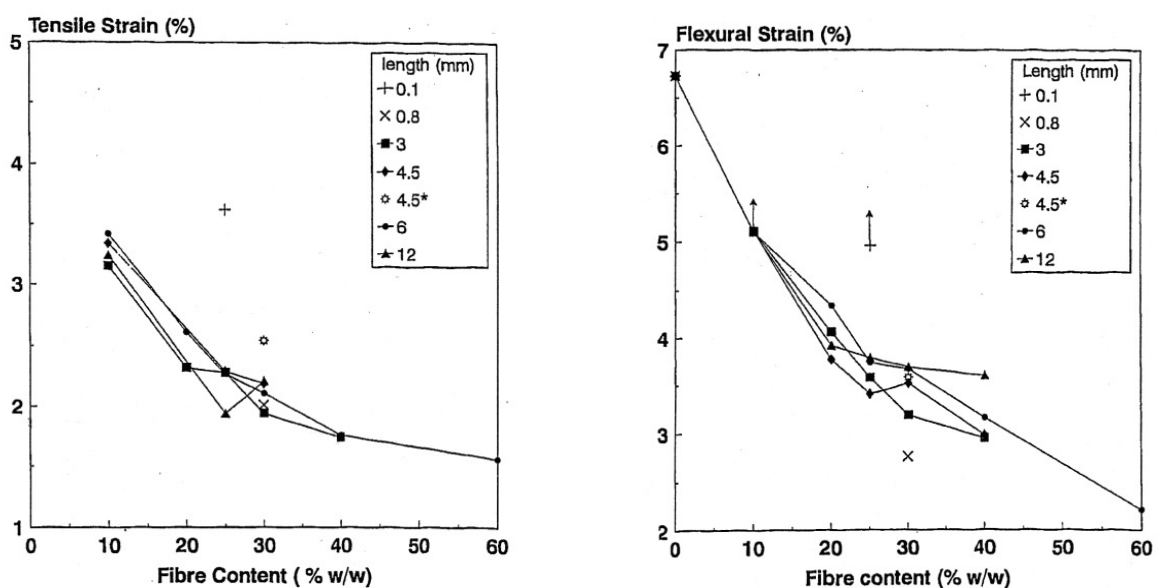


Abb. 3.2: Versagensdehnung unter Zug- (links) und unter Biegebeanspruchung (rechts) bei zunehmendem Faservolumengehalt [64]



In Abb. 3.2 erkennt man eine deutliche Abnahme der Zug- und Biegebruchdehnung im quasistatischen Versuch mit zunehmendem Glasfaservolumengehalt. Dabei spielt die Faserlänge zunächst eine untergeordnete Rolle. Dies wird auch in Abb. 3.3 deutlich, da dort die Bruchdehnung für den jeweiligen Faservolumenanteil auf einem ähnlichen Niveau verharrt. Dabei ist anzumerken, dass die Verbunde mit 10% Faservolumengehalt Bruchdehnungen von mehr als 5% aufweisen. Des Weiteren verbessern längere Fasern den Spannungstransfer von der Matrix zur Faser, was zu einer höheren Wahrscheinlichkeit des Faserversagens führt. Es kann zusammenfassend gesagt werden, dass bei einem hohen Faservolumengehalt das Versagen des Verbundes vom Versagen der Glasfasern dominiert wird, während bei niedrigen Faservolumengehalten dies nur für lange Fasern gilt. Bei kurzen Fasern bestimmt das Matrixmaterial in den meisten Fällen das Versagen.

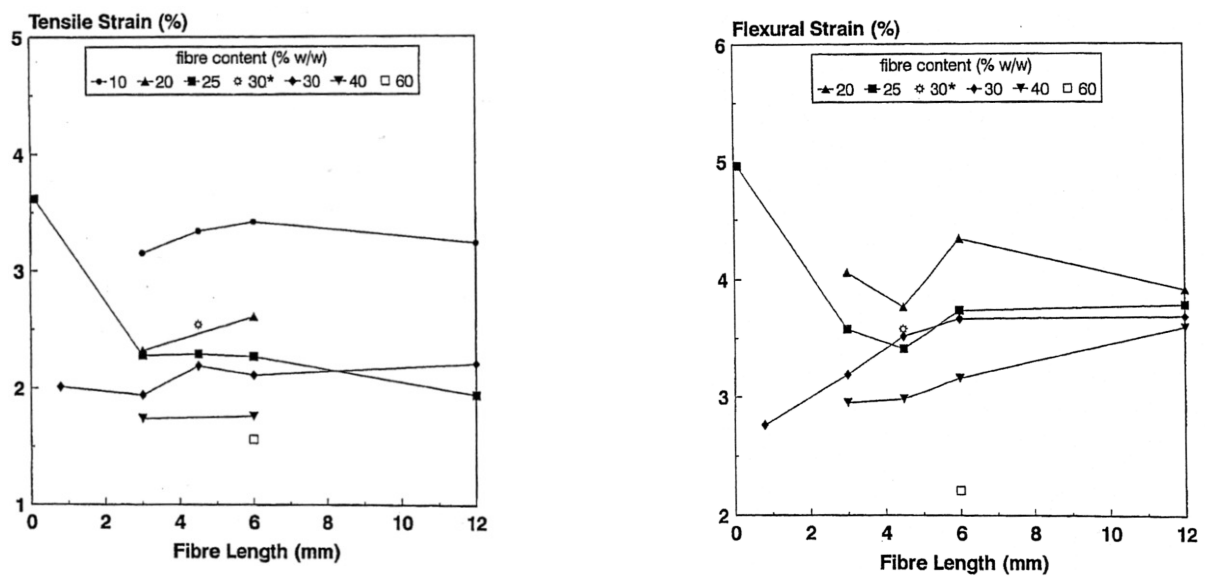


Abb. 3.3: Versagensdehnung unter Zug- (links) und unter Biegebeanspruchung (rechts) bei zunehmender Faserlänge [64]

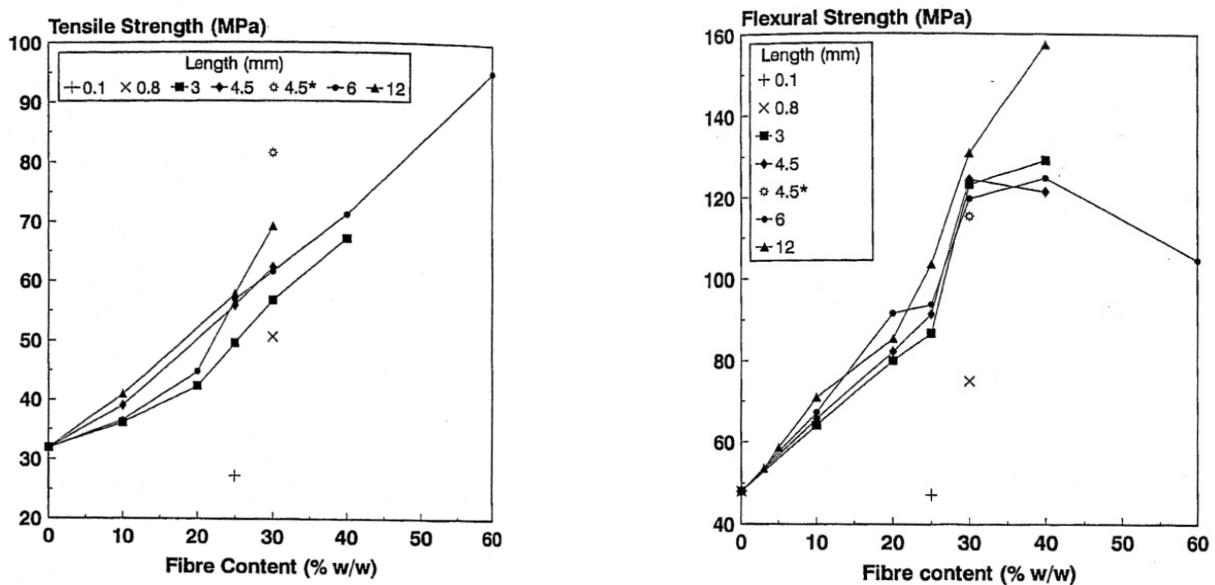


Abb. 3.4: Festigkeit des Faserverbundes unter Zug- (links) und unter Biegebeanspruchung (rechts) bei zunehmendem Faservolumengehalt [64]

Was das Zusammenwirken der Faserlänge und -konzentration in Bezug auf die Zug- und Biegefestigkeit betrifft, ist in Abb. 3.4 ein nahezu linearer Zusammenhang zwischen dem Faservolumengehalt und steigenden Festigkeitswerten zu erkennen. Der Einfluss der Faserlänge tritt vor allem bei einem Faservolumengehalt von 25% sowohl für die Zug- als auch die Biegefestigkeit in den Vordergrund. Bei anderen Faservolumengehalten ist mit zunehmender Faserlänge keine eindeutige Festigkeitssteigerung zu erkennen. Dies gilt insbesondere für die Zugfestigkeitswerte (Abb. 3.5).

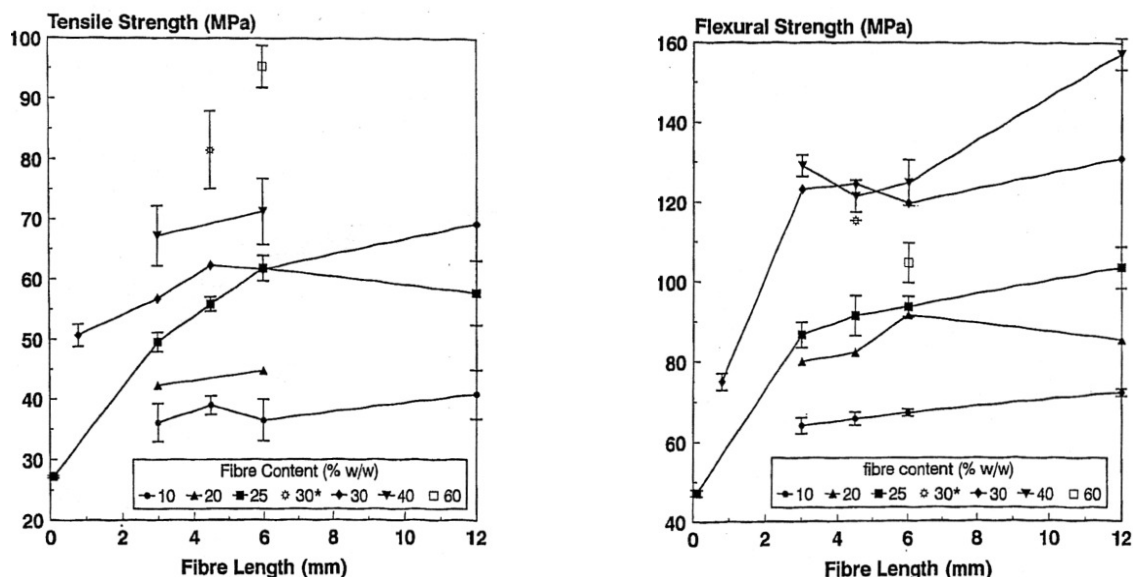


Abb. 3.5: Festigkeit des Faserverbundes unter Zug- (links) und unter Biegebeanspruchung (rechts) bei zunehmender Faserlänge [64]

Ein mit den experimentellen Ergebnissen für die Zugfestigkeit gut übereinstimmendes Berechnungsmodell ist das sogenannte Kelly-Tyson-Modell [70,71]. In diesem Modell wird davon ausgegangen, dass der Einfluss einer zunehmenden Faserlänge mit dem Faservolumengehalt steigt. Das bedeutet, dass z.B. bei einem Faservolumengehalt von 10% lediglich eine Verdoppelung der Zugfestigkeit bei einer Erhöhung der Faserlänge von 1 auf 10 mm, eintritt, während bei einem Gehalt von 40% gut eine Vervielfachung angenommen wird. Es ergibt sich eine gute Übereinstimmung mit den Messergebnissen [64]. Folgend ist die Kelly-Tyson Gleichung dargestellt:

$$\sigma_{uc} = \sum_i \left[ \frac{\tau L_i V_i}{D} \right] + \sum_j \left[ \sigma_{ff} V_j \left( 1 - \frac{L_c}{2L_j} \right) \right] + (1 - V_f) \sigma_{um} \quad (\text{Gl. 3.3})$$

$\sigma_{uc}$ : Zugfestigkeit des Verbunds,  $\tau$ : Grenzflächenfestigkeit,  $V_{ij}$ : Faservolumenanteil an Fasern der Länge  $L_{ij}$ ,  $\sigma_{ff}$ : Festigkeit der Fasern,  $\sigma_{um}$ : Festigkeit der Matrix bei der Faserversagensdehnung,  $L_c$ : kritische Faserlänge,  $D$ : Durchmesser der Fasern

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die Festigkeitseigenschaften linear mit dem Faservolumengehalt ansteigen. Die Zugfestigkeit steigt ebenfalls mit der Faserlänge. Ab einer Länge von ca. 10 mm ist allerdings keine weitere Festigkeitssteige-

nung des Verbundes durch noch längere Fasern mehr zu erkennen. Zuverlässige Vorhersagen über Festigkeit und Bruchdehnung von faserverstärktem Polypropylen erfordern Kenntnisse über die Faserorientierung und den Abbau der Faserlänge im Verarbeitungsprozess.

### 3.3.3 Schlagzähigkeit und Energieaufnahme

Neben der Zug- und Biegefestigkeit eines Materials ist es wichtig, weitere spezifische Materialeigenschaften, die insbesondere unter speziellen Einsatzbedingungen betrachtet werden müssen, zu charakterisieren. Für den Einsatz eines Sicherheitsbauteils im Automobilbereich ist dabei eine der vordergründigen Fragestellungen die Zähigkeit und Energieaufnahmefähigkeit unter Crashbelastung, also unter dem Einfluss hoher Dehnraten. An dieser Stelle wird wiederum auf Ergebnisse zu diesem Thema hingewiesen, die in einschlägiger Literatur ausführlich beschrieben sind [62,65,68]. Dabei wurde die Schlagzähigkeit langglasfaserverstärkten Polypropylens abhängig vom Faservolumengehalt, der Faserlänge und von der Temperatur ermittelt und bewertet [72,73]. Im späteren Verlauf dieser Arbeit wird die Energieaufnahme unterschiedlicher Geometrievarianten eines in Kapitel 3.6 vorgestellten Bauteildemonstrators im Stirnabzug- und seitlichen Abzugversuch dargestellt. Auf die Darstellung des Einflusses der Temperatur auf die Energieaufnahme wird an dieser Stelle verzichtet, da im Rahmen der Untersuchungen in dieser Arbeit keine Temperaturvariation durchgeführt wurde. Zudem ist kein signifikanter Einfluss der Temperatur auf die Werte für die Schlagzähigkeit zu erwarten [65]. Ähnlich wie bei den Untersuchungen zum Steifigkeits- und Festigkeitsverhalten ist auch bei der Schlagzähigkeit ein nahezu linearer Anstieg mit dem Faservolumengehalt zu erkennen (Abb. 3.6), wobei längere Fasern einen schnelleren Anstieg dieser Eigenschaft als kürzere Fasern zur Folge haben.

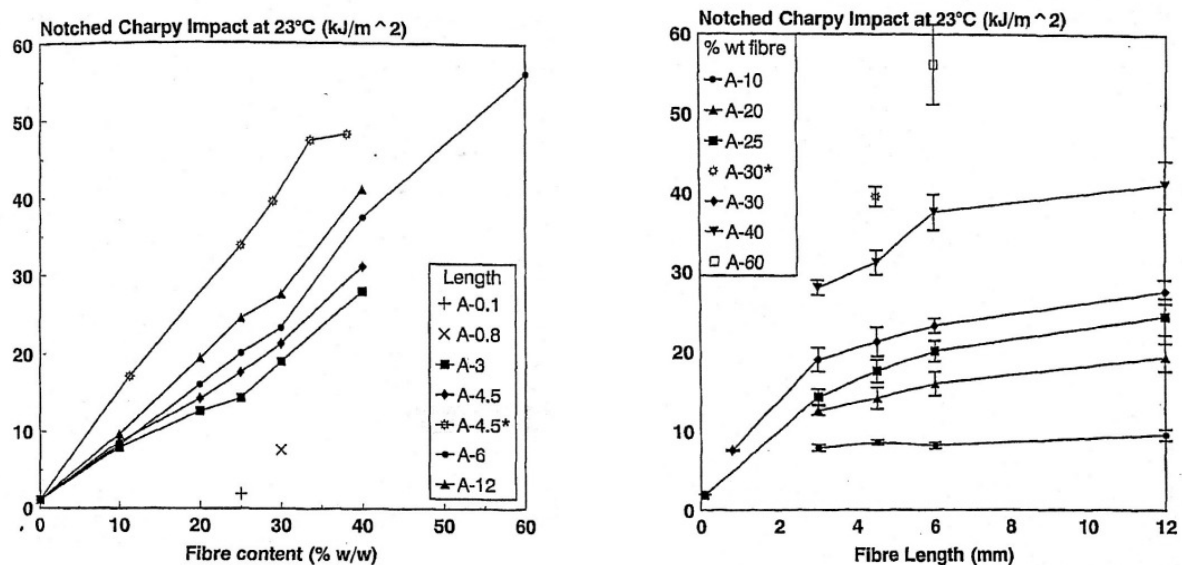


Abb. 3.6: Charpy-Schlagzähigkeit in Abhängigkeit vom Faservolumengehalt (links) und von der Faserlänge (rechts)

Es bildet sich jedoch ein Plateau beim Zähigkeitsanstieg bei Faserlängen um 6 mm. Durch die Zugabe geeigneter Füllstoffe lässt sich die Zähigkeit des Faserverbundes ebenfalls steigern. Mit einem einfachen Modell, das die dissipierte Energie in Abhängigkeit des Versagens der nicht mehr haftenden Fasern berücksichtigt, sind für den vorliegenden Anwendungsfall ausreichend genaue Übereinstimmungen mit den experimentellen Daten erreichbar [65].

### 3.4 Prüfkörper für Zug- und Schubversuche

Mindestens ebenso wichtig wie die sorgfältige Auswertung von Messdaten ist eine optimale Versuchsplanung und -durchführung [vgl. 74,75]. Dazu gehört auch die Verwendung sorgfältig gefertigter Probekörper die in ihrer Geometrie und Größe dem jeweiligen späteren Auswerteaspekt gerecht werden müssen. Im Falle der Hochgeschwindigkeitsprüfung sollten die Probekörper klein sein um nicht durch eine zu hohe Massenträgheit die Ergebnisse zu verfälschen [76,98]. Des Weiteren ist die Probeform so zu wählen, dass eine homogene Spannungs- und Dehnungsverteilung in Probekörpermitte sowie das Auftreten einer möglichst konstanten Dehnrates gewährleistet ist.

Probekörper werden entweder durch spanende Verarbeitung aus spritzgegossenen Probepplatten hergestellt oder direkt im Spritzgussverfahren gefertigt. Beim Plattenmaterial ergibt sich die Möglichkeit, Materialeigenschaften abhängig von der Faserorientierung zu ermitteln. Die Ermittlung von Standardwerkstoffkennwerten erfolgt zumeist an direkt spritzgegossenen Proben, bei denen die Faserorientierung vorwiegend in Zugrichtung vorliegt. Die folgende Darstellung zeigt eine Probekörpergeometrie die ursprünglich für Schnellzugversuche an unverstärkten Thermoplasten entwickelt wurde [9,102,103,31,77].

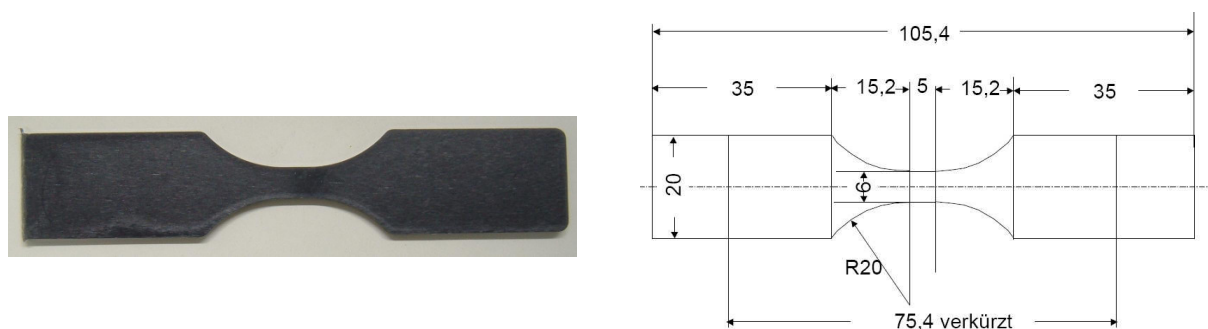


Abb. 3.7: Abmessungen der Zugprobe, Probekörper (links), Skizze (rechts)

Diese Probeform hat sich bei in diesem Bereich noch fehlender Normung für Probekörper als gut geeignet für Untersuchungen an unverstärkten Kunststoffen bei hohen Dehnrates erwiesen [9,102,79,80] und wurde daher auch für die in dieser Arbeit durchgeführten Versuche an faserverstärktem Material ausgewählt. Eine Überprüfung der Spannungsverteilung innerhalb des Prüfkörpers mit einer linear elastischen, isotropen Berechnung zeigt Abb. 3.8.

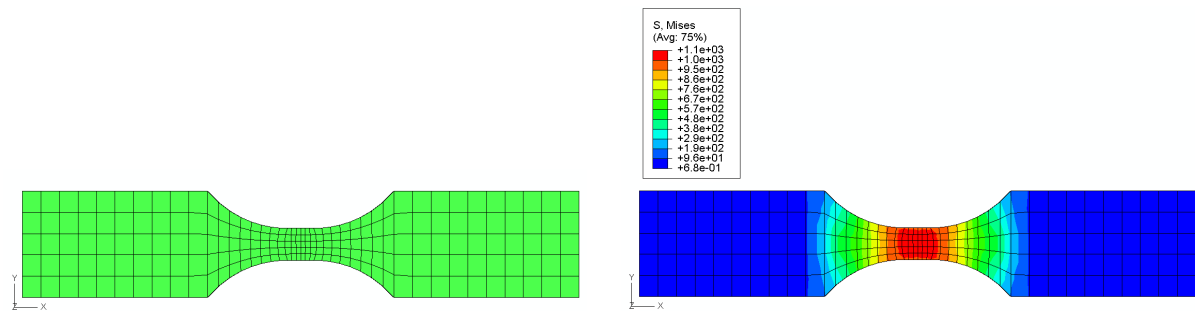


Abb. 3.8: FE-Modell der Zugprobe (links) und Verteilung der von-Mises-Spannungen bei quasistatischer Belastung (rechts)

Die Forderung nach einem homogenen Spannungszustand über einen relativ kleinen parallelen Auswertebereich ist damit erfüllt. Ebenso wie im Falle der Probekörper für Hochgeschwindigkeitszugversuche gibt es noch keine genormte Probekörpergeometrie für Schubversuche. Eine häufig verwendete Probeform, die für Versuche bei quasistatischer Belastung entwickelt wurde, ist die sogenannte Arcan-Schubprobe [79,80] (Abb. 3.9). Auch bei hohen und unterschiedlichen Dehnraten wurden bei unverstärkten Materialien in anderen Arbeiten gute Ergebnisse erzielt [78,79,80]. Auf dem Bild links ist ein aufgrund von ungünstigen Bruchbildern der ursprünglichen Probeform nachträglich modifizierter Probekörper dargestellt. Es wurde der normalerweise deutlich ausgerundete Übergang von der linken zur rechten Probekörperhälfte nachträglich mit einer Ein-Millimeter Fräse angekerbt. Hierdurch soll ein Abscheren entlang der Probekörpermittellinie erzwungen werden. Mehr zur Problematik bei der Durchführung von Schubversuchen ist in Kapitel 6.3.2 dargestellt. Die Dicke der Schubproben beträgt 2,5 mm.

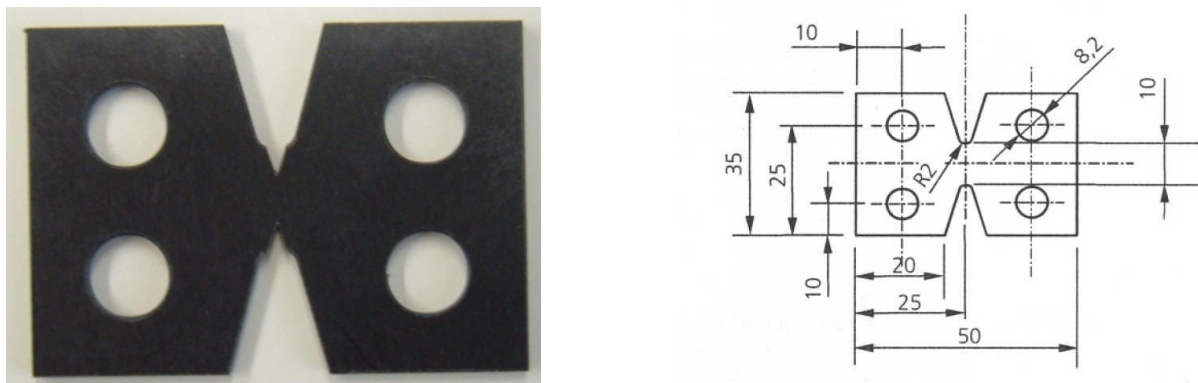


Abb. 3.9: Abmessungen des Arcan-Schubprobekörpers, Probekörper (links), Skizze (rechts)

Auch für die Arcan-Schubprobe wurde eine linear elastische FE-Analyse durchgeführt um grob die Verwendbarkeit zu überprüfen (Abb. 3.10). Während es im Falle der spritzgegossenen Zugprobekörper wie angesprochen nur eine Hauptfaserrichtung gibt, und zwar in Probekörperlängsrichtung, ist es bei den aus Spritzgussplatten hergestellten Probekörpern möglich, zwei oder mehrere Hauptfaserrichtungen abhängig von der Entnahmeposition zu realisieren. In dieser Arbeit wurden die Proben so entnommen, dass die meisten Fasern zum einen in Probekörperlängsrichtung und

zum anderen in einem Winkel von  $90^\circ$  dazu ausgerichtet sind. Daraus ergeben sich in Versuchen die beiden Faserrichtungen „längs“ und „quer“ zur Belastungsrichtung.

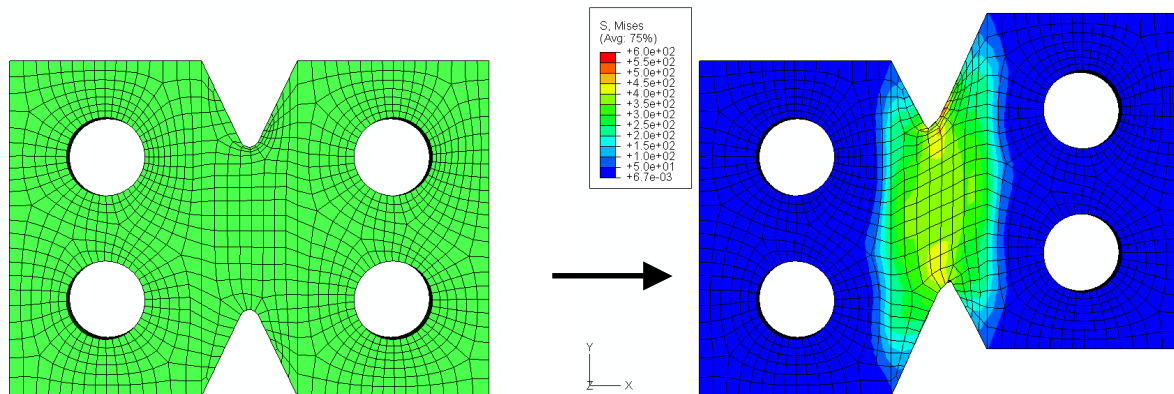


Abb. 3.10: FE-Modell der Arcan-Schubprobe (links) und Verteilung der von-Mises-Spannungen bei quasistatischer Belastung (rechts)

### 3.5 Probepplatten

Sowohl die Zug- als auch die Schubprobekörper aus PP-LGF wurden mit einer CNC-Fräse aus spritzgegossenen Probepplatten heraus präpariert. CNC ist die Abkürzung für Computerized Numerical Control und bedeutet Computerunterstützte Numerische Maschinensteuerung.

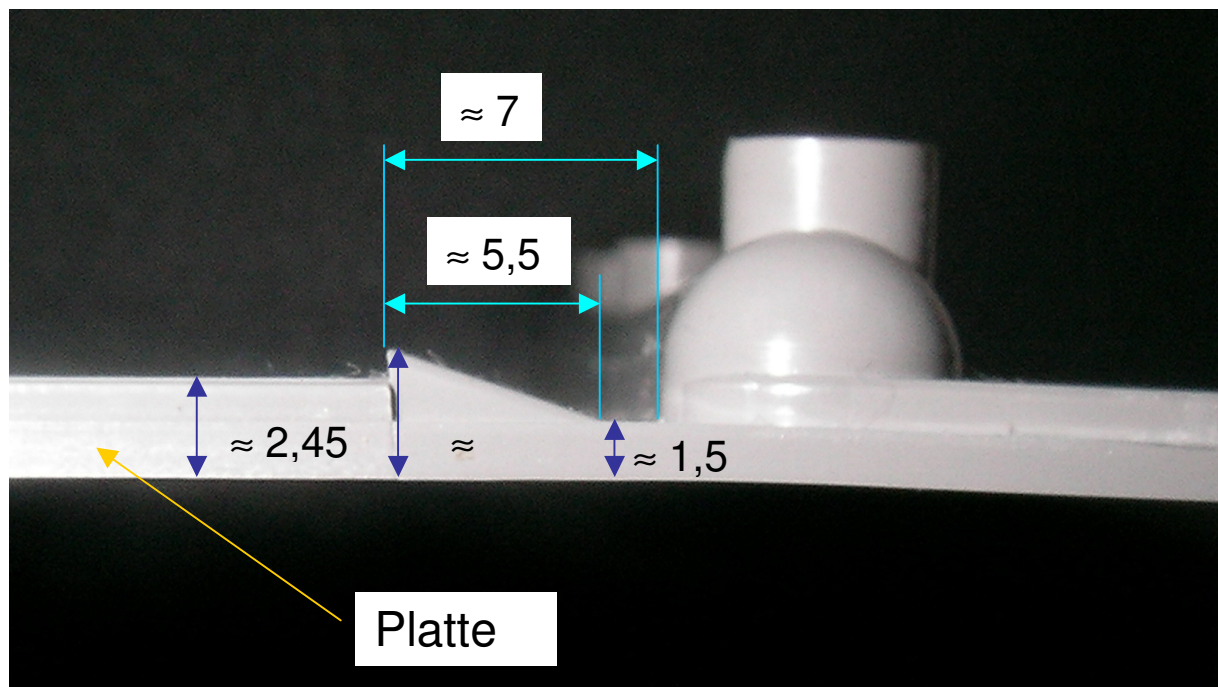


Abb. 3.11: Seitenansicht des Filmangusses der Daimler-Platten

Zwei unterschiedliche Plattengeometrien kamen im Rahmen der Untersuchungen zum Einsatz. Zunächst wurden  $200 \times 300 \times 2,45$  mm große Platten bei der Fa. Daimler Chrysler und später  $140 \times 200 \times 3,5$  mm große Platten bei der Fa. BMW hergestellt. Alle Probepplatten wurden über drei in einen Filmanguß übergehende Anspritz-

punkte an der Plattenstirnseite abgespritzt (Abb. 3.11). Die Zug- und Schubprobekörper aus PP-LGF 40 wurden aus Probplatten der Fa. Daimler Chrysler (Abb. 3.12, Abb. 3.13), die Probekörper aus PP-LGF 30 aus Platten der Fa. BMW hergestellt (Abb. 3.14).

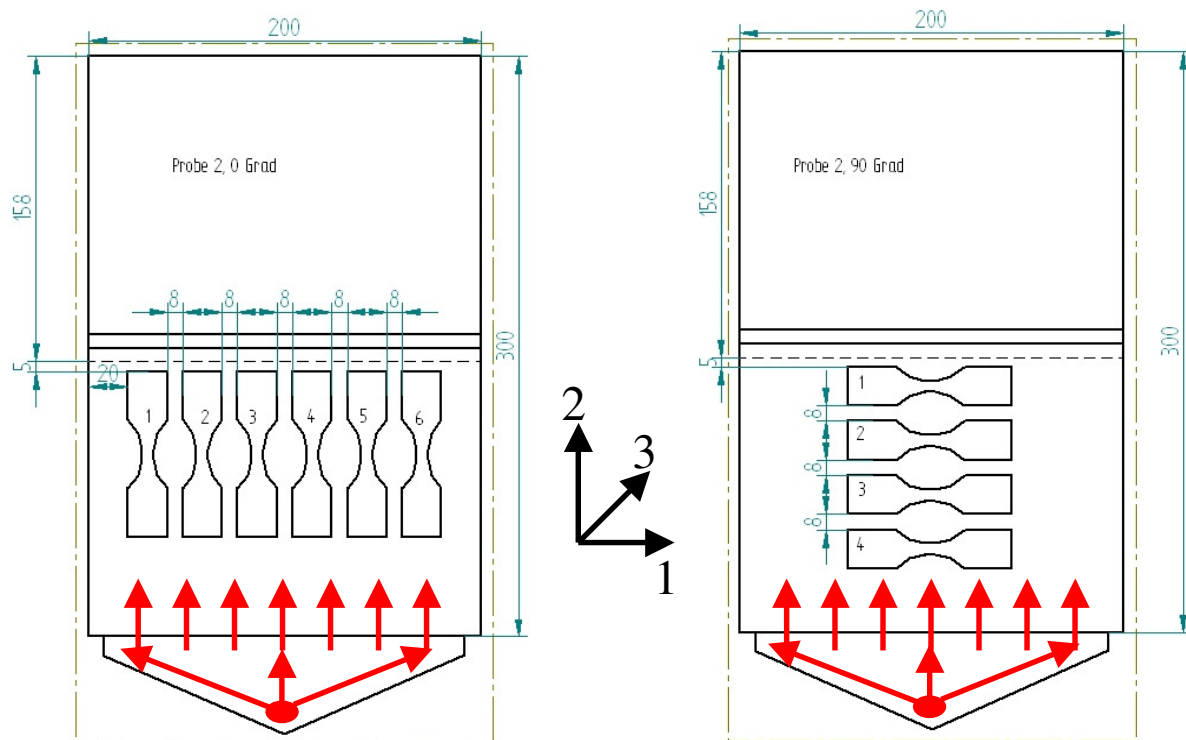


Abb. 3.12: Entnahmeplan für Zugproben (PP-LGF 40 Celstran) in Faserlängsrichtung (links) und quer (rechts), Daimler-Platte

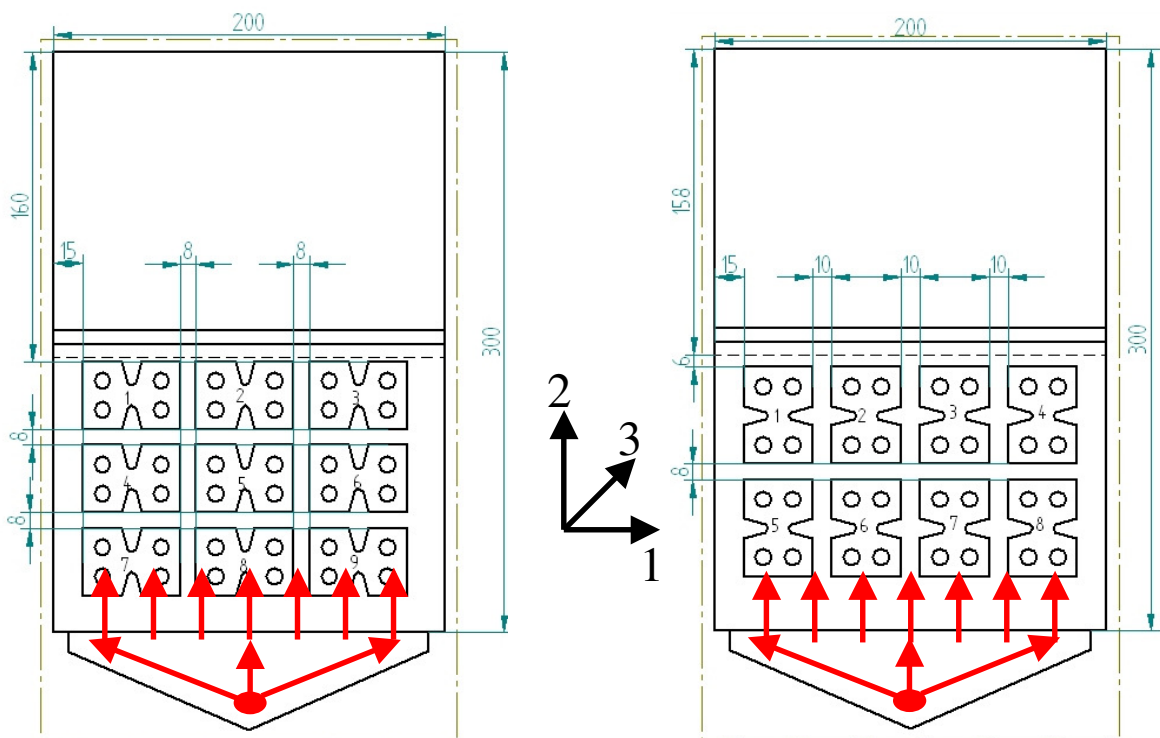


Abb. 3.13: Entnahmeplan für Schubproben (PP-LGF 40 Celstran) in Faserlängsrichtung (links) und quer (rechts), Daimler-Platte

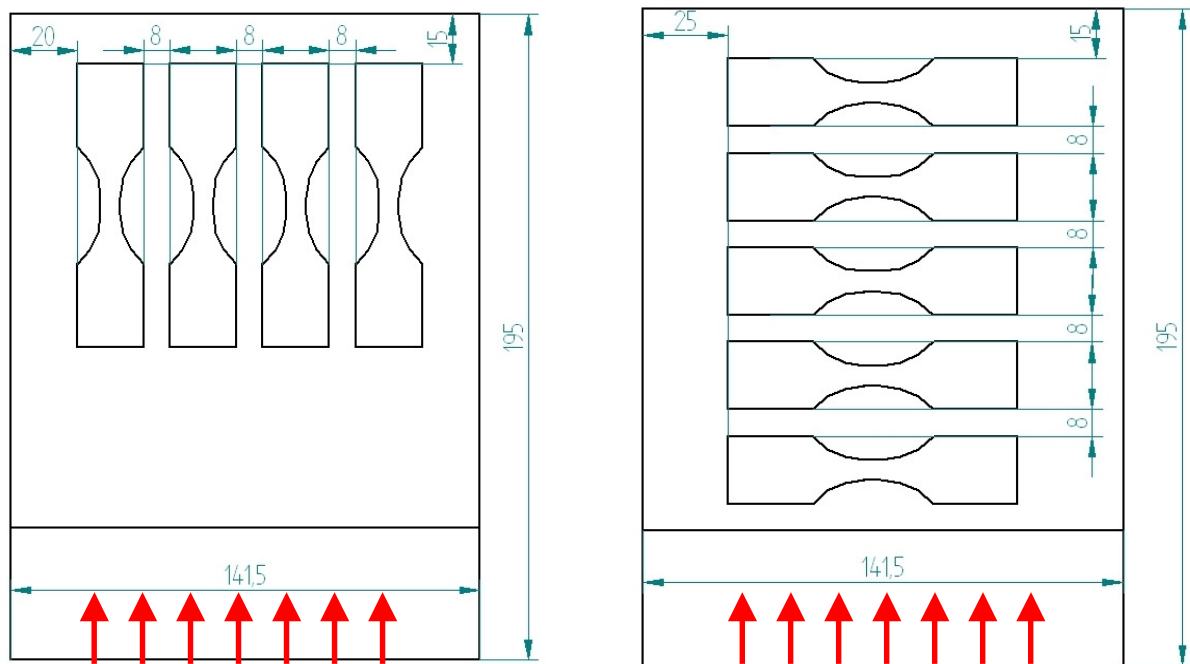


Abb. 3.14: Entnahmeplan für Zugproben (PP-LGF 30 Celstran) in Faserlängsrichtung (links) und quer (rechts), BMW-Platte

Die Entnahmestellen der Probekörper wurden, wie bereits angesprochen, so gewählt, dass eine möglichst eindeutige Hauptfaserrichtung in Längs- bzw. Querrichtung der Probekörper gewährleistet war. Bei den Schnittplänen der Zug- und Schubproben aus Daimler-Platten fällt auf, dass die Probeplatte eine Bindenaht in der Mitte hat. Aufgrund von Verwirbelungen im unteren, angußernen Bereich wurden die Probekörper aus der angußnahen Probeplattenhälfte entnommen. Da es sich bei langfaserverstärktem Polypropylen um einen zäheren Werkstoff als das entsprechende Kurzfasermaterial handelt, wirken sich Engstellen beim Einspritzvorgang der Schmelze ungünstig auf die spätere Homogenität eines Bauteils aus. Besonders bei der Herstellung der Platten aus PP-LGF 40 hatte die in Abb. 3.11 erkennbare Schikane im Werkzeug einen negativen Einfluss auf die verbleibende Faserlänge in der Platte. Vereinfachend werden Probekörper mit einer näherungsweise Hauptfaserorientierungsrichtung parallel bzw. quer zur Belastungsrichtung als „Längs-“ und „Quer“-Probekörper bezeichnet. Ebenso werden die Materialkennwerte des Verbundes als in Faserrichtung bzw. quer dazu angesehen obwohl die absolute Orientierung je nach Entnahmestelle mehr oder weniger von diesem Idealzustand abweicht.

Bei der Herstellung von Probeplatten oder anderen Bauteilen aus LFT benötigt der Fabrikant langjährige Erfahrung im Umgang mit einem Werkstoff um das richtige Zusammenspiel zwischen den allgemeinen Verarbeitungsparametern wie z.B. dem Nachdruck und der Temperierung und der Werkzeuggeometrie zu beherrschen. Bei der Wahl eines Punktangusses ist zudem zu beachten, dass die Gefahr des Einfrierens besteht, was im weiteren Herstellungsprozess zu einem Nachdruckproblem führen kann. Beim Erkalten zieht sich das Material zusammen und führt zu Vakuolen bzw. Lunkern wenn das nachkommende Material nicht mit genügend Druck zuge-



führt wird. Die Verarbeitungsparameter bei der Herstellung der Probeplatten aus PP-LGF 30 bei BMW sind Tab. 3.1 zu entnehmen.

	<b>PP-LGF 30 0403 P10/10</b>
Werkzeugtemperatur [°C]	70
Massetemperatur (Düse) [°C]	255
Einspritzzeit [s]	1,4
Nachdruck [bar]	55
Zykluszeit [s]	58,5

Tab. 3.1: Verarbeitungsparameter bei der Herstellung von Probeplatten aus PP-LGF 30 bei der Fa. BMW

Im Rahmen von Vorversuchen wurde mit Hilfe der lokalen Verteilung der E-Module, die aus Messungen mit einem Laser-Extensometer gewonnen wurden, sowie mit Ergebnissen einer thermoelastischen Spannungsanalyse (TSA) die Qualität des Faserorientierungszustandes in den Probeplatten beurteilt. Hierauf wird in Kapitel 5 näher eingegangen.

### 3.6 Bauteildemonstrator

#### 3.6.1 Geometrie und Abmessungen

Neben den Werkstoffuntersuchungen zur Ermittlung von Materialkennwerten ist es Ziel der Arbeit, die so ermittelten Kennwerte in einer Simulationsrechnung an einer komplexen und repräsentativen Geometrie zu validieren. Hierzu wurde ein sogenannter Bauteildemonstrator konzipiert, der charakteristische Elemente der im Automobilbereich anzutreffenden Bauteile aus PP-LGF enthält und gleichzeitig mit vertretbarem Aufwand geprüft werden kann. Es wurden drei unterschiedliche Basisgeometrien angefertigt, die die derzeit gängigen Umsetzungsformen entsprechender Bauteile widerspiegeln (Abb. 3.15).



Abb. 3.15: Bauteildemonstrator ohne Rippe, mit 45°-Rippe und mit 60°-Rippe

In Abb. 3.16, Abb. 3.17 und Abb. 3.18 sind ein unverrippter sowie ein mit vier 45°-Rippen und ein mit vier 60°-Rippen versehener Bauteildemonstrator in der Draufsicht und Vorderansicht dargestellt. Der Verschraubungsdom und das Befestigungselement der Kunststoffdirektverschraubung stellen dabei eine häufig verwendete Verbindungsart im Motorraum dar.

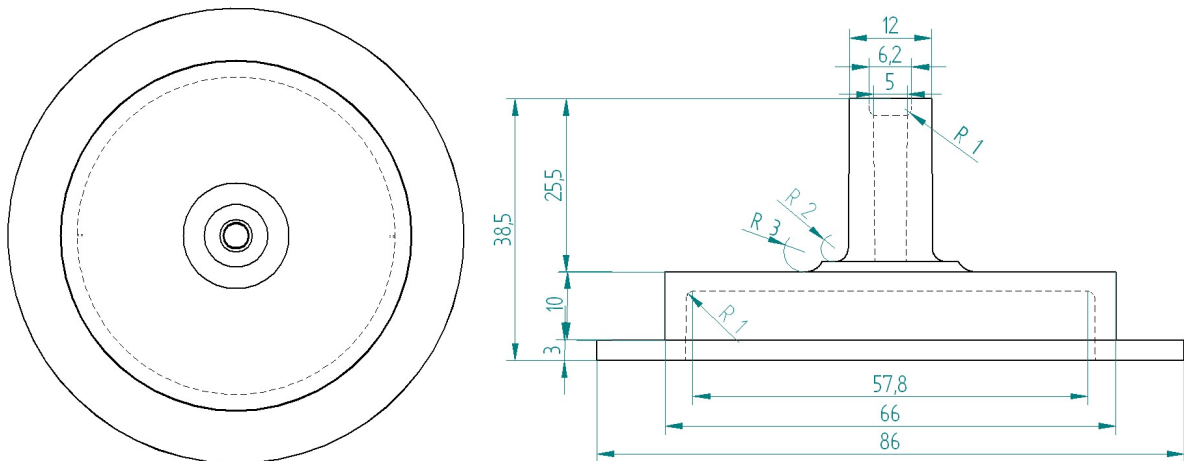


Abb. 3.16: Bauteildemonstrator in unverrippter Ausführung

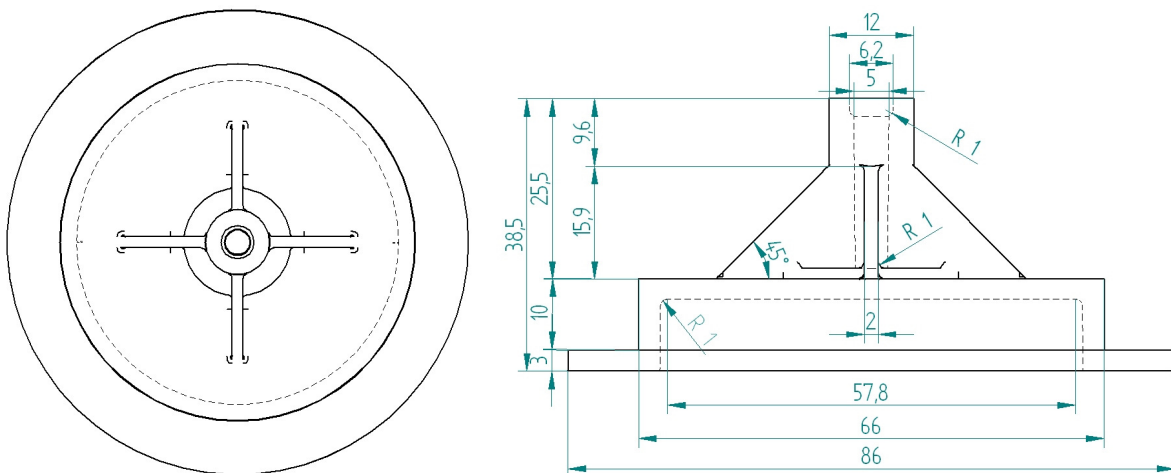


Abb. 3.17: Befestigungsdemonstrator mit 45°-Rippen

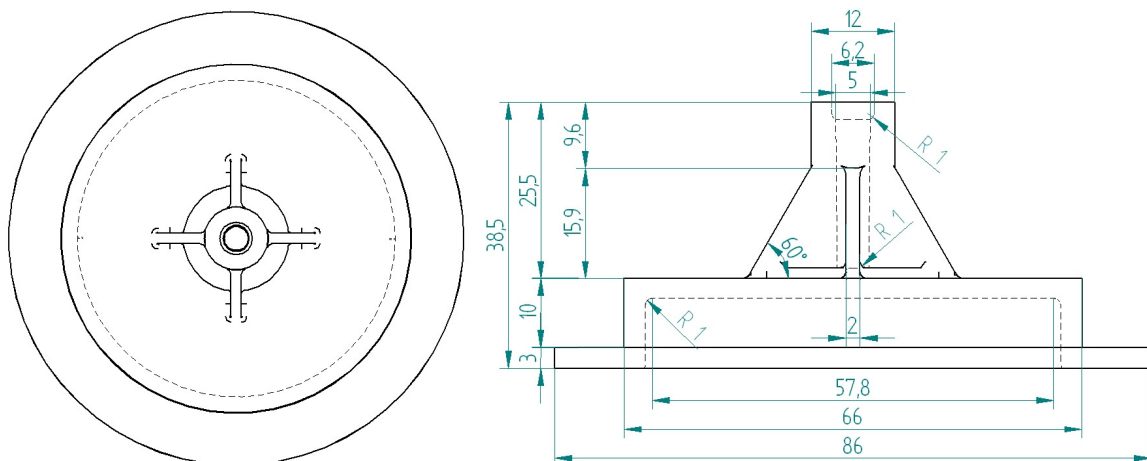


Abb. 3.18: Befestigungsdemonstrator mit 60°-Rippen

Abb. 3.19 zeigt ein Kunststoffansaugrohr aus PA6-GF 30 der Fa. Mann & Hummel aus Ludwigsburg. Man erkennt gut die an unterschiedlichen Positionen des Bauteils angebrachten Verschraubungsdome. Über diese wird das Bauteil mit dem Motorraum mittels Direktverschraubungen verbunden.

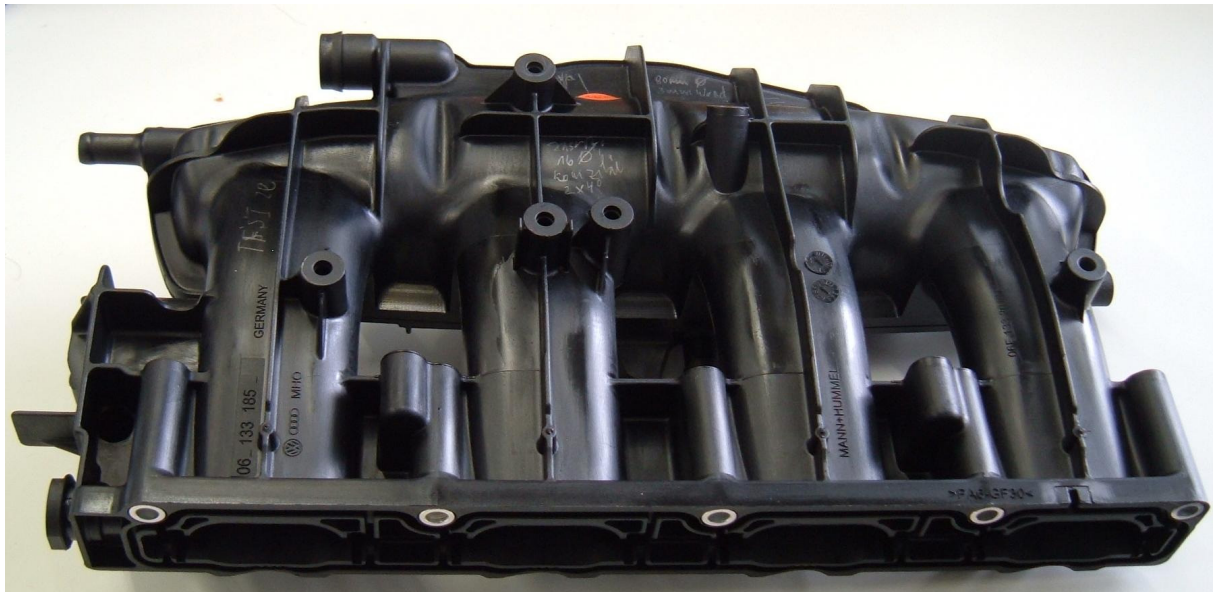


Abb. 3.19: Kunststoffansaugrohr, PA6-GF 30, Mann & Hummel, Ludwigsburg

### 3.6.2 Herstellung des Bauteildemonstrators

Einen großen Einfluss auf die spätere Qualität und Funktionstüchtigkeit eines Kunststoff-Spritzgussbauteils haben insbesondere dessen Herstellungs- und Verarbeitungsprozess. Genauso wie die Frage, welches Spritzgussverfahren dabei zur Anwendung kommt, zählen Produktionsparameter wie das Bauteilvolumen, die Stückzahl und in erheblichem Maße die Zykluszeit zu den entscheidenden Einflussgrößen [81]. Dabei spielen neue Technologien im Spritzgießen eine immer wichtigere Rolle. Während im herkömmlichen Spritzgussprozess Langglasfasergranulate über eine Halbzeugstufe bis zum Bauteil verarbeitet werden, kann beim direkten Spritzgussprozess - dem sogenannten Direktcompoundieren - die Halbzeugstufe umgangen werden [82,83,84] und (Abb. 3.20).

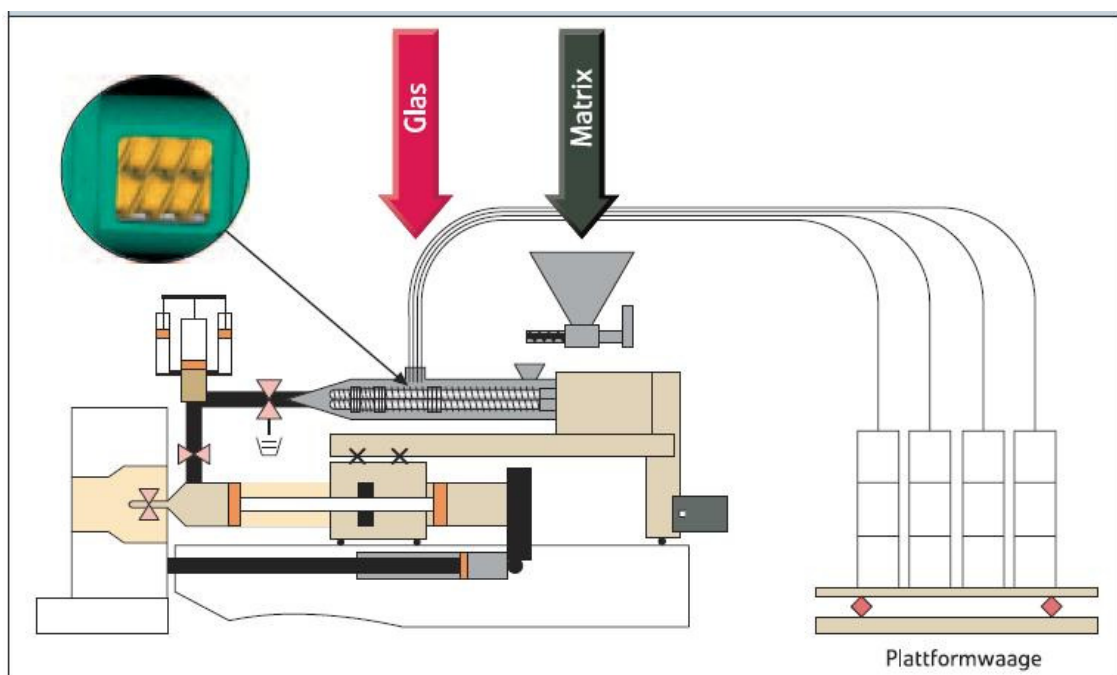


Abb. 3.20: Spritzgießcompounder [82]

Bei diesem Ein-Stufen-Prozess wird der Matrixwerkstoff in einem Doppelschneckenextruder aufgeschmolzen und mit den Glasfasern vermischt. Danach wird das Material direkt von einem so genannten Shot-Pot-Spritzaggregat in das Werkzeug eingespritzt. Besonders bei hohen Stückzahlen macht sich das Verfahren des Direktcompoundierens bezahlt. Ein ungewollter Nebeneffekt während des Verarbeitungsprozesses liegt im Abbau der Faserlängen in den Plastifiziereinheiten, welcher durch mechanische und Temperatureinflüsse zustande kommt. Die resultierende Faserlänge und deren gleichmäßige Verteilung innerhalb eines Bauteils ist im Gegensatz zum Faservolumenanteil eine schwer zu kontrollierende Größe. Bei ungünstigen Verarbeitungsparametern und schlechter Wahl der Füllwerkzeuge kann die Längendegradation zum Teil unkontrolliert stattfinden und zu Faserlängen im Bauteil von weniger als 20% der Ausgangslänge führen [5]. Weitere Informationen zum produktionsbedingten Faserabbau und zur Faserlängendegradation findet der Leser in [85,86,87,88,89,90,91]. Aufgrund der unterschiedlichen Eingangsparameter bei der Herstellung der Bauteile und dem daraus resultierenden Eigenschaftsabbau ergibt sich eine große Streubreite der mechanischen Eigenschaften faserverstärkter Bauteile. Auf die bei der Herstellung des Bauteildemonstrators auftretenden Schwierigkeiten wie z.B. Faserdegradation und Lunkerbildung wird in Kapitel 5 dieser Arbeit näher eingegangen. Die Verarbeitungsparameter für Befestigungsdemonstratoren aus PP-LGF 30 der Fa. Mann & Hummel sind Tab. 3.2 zu entnehmen.

	<b>PP-LGF 30 0403 P10/10</b>
Werkzeugtemperatur [°C]	30
Massetemperatur (Düse) [°C]	260
Einspritzzeit [s]	2,12
Nachdruck [bar]	60
Zykluszeit [s]	37
Kühlzeit [s]	18

Tab. 3.2: Verarbeitungsparameter bei der Herstellung von Probeplatten aus PP-LGF 30 bei der Fa. BMW

### 3.6.3 Direktverschraubung des Bauteildemonstrators

Da Bauteile, die durch den Bauteildemonstrator repräsentiert werden, im Regelfall fest mit dem Motorraum verbunden werden müssen, ist eine Untersuchung eines Bauteils ohne die entsprechende Berücksichtigung des Verbindungselementes unvollständig. Daher wurde in dieser Arbeit beispielhaft eine der am häufigsten angewandten und kostengünstigsten Verbindungsformen - die Kunststoff-Direktverschraubung - gewählt und zur Kraftübertragung bei Stirnzugversuchen an Bauteildemonstratoren verwendet. Dabei wird eine hochfeste Schraube mit speziellen Gewindeeigenschaften direkt in den Tubus des Demonstrators eingeschraubt. Zunächst wird die Schraube drehwinkelgesteuert bei hoher Drehzahl vorgeschraubt. Anschließend wird sie drehmomentgesteuert bis zum maßgebenden Anzugsmoment festgeschraubt. Dieser Verschraubungsvorgang unterliegt mehreren äußeren Ein-

flüssen und ist in seinem Ergebnis wiederum eine der zahlreichen Einflussgrößen auf die Eigenschaften einer Direktverschraubung in Kunststoff [92]. Neben dem Verschraubungsvorgang spielen die konstruktive Auslegung der Verbindung, die Auswahl des Schraubenwerkstoffs und die des Verbindungspartners sowie der spätere Einsatzbereich der Verbindung eine wesentliche Rolle. Verfahrensgrößen wie Eindrehmoment, Anziehmoment und Überdrehmoment sowie die Schrauberdrehzahl während des Einschraubvorganges werden entweder Tabellenblättern der Hersteller entnommen oder zuvor in Vorversuchen festgelegt. Im Regelfall wird zunächst das Überdrehmoment  $M_{\ddot{U}}$ , also das maximale Schraubmoment vor dem Versagen des Gewindes mittels einiger Wiederholversuche bestimmt. Nachdem im nächsten Schritt das Eindrehmoment  $M_E$  als Summe aus Gewindeformmoment und Gewindefreibmoment berechnet wurde, kann das maßgebende Anzugsmoment  $M_A$  abgeschätzt werden (Gl. 3.4). Es entspricht ca. der Summe aus dem Eindrehmoment und einem Drittel bis der Hälfte der Differenz aus Überdrehmoment und Eindrehmoment.

$$M_A = M_E + \frac{1}{3} \dots \frac{1}{2} (M_{\ddot{U}} - M_E) \quad (\text{Gl. 3.4})$$

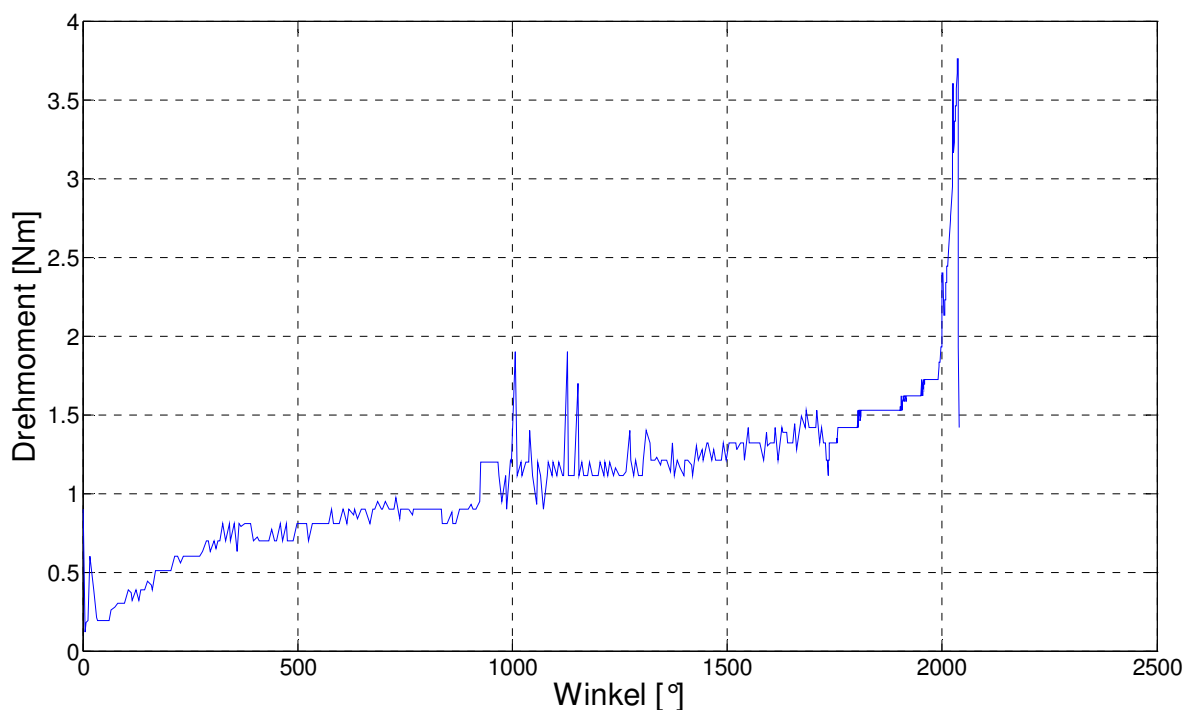


Abb. 3.21: Verschraubungskennlinie, Schraube: Delta PT 60, vergüteter Stahl, Tubus: Celstran PP-LGF 30 0403 P10/10

Abb. 3.21 und Abb. 3.22 zeigen die Verschraubungskennlinien für die Verschraubung einer Ejoy-Delta-PT-Schraube in Bauteildemonstratoren aus PP-LGF-30 bzw. PP-GF-30, einem Vergleichs-Kurzfasermaterial. In Tab. 3.3 sind die maßgebenden Kenngrößen, die sich aus Abb. 3.21 und Abb. 3.22 ablesen lassen dargestellt. Die Wahl der Schraube hängt dabei vom Zusammenspiel der Schraube mit dem Material

des Tubus sowie von der vom Konstrukteur gewählten Auslegung der Verbindung ab.

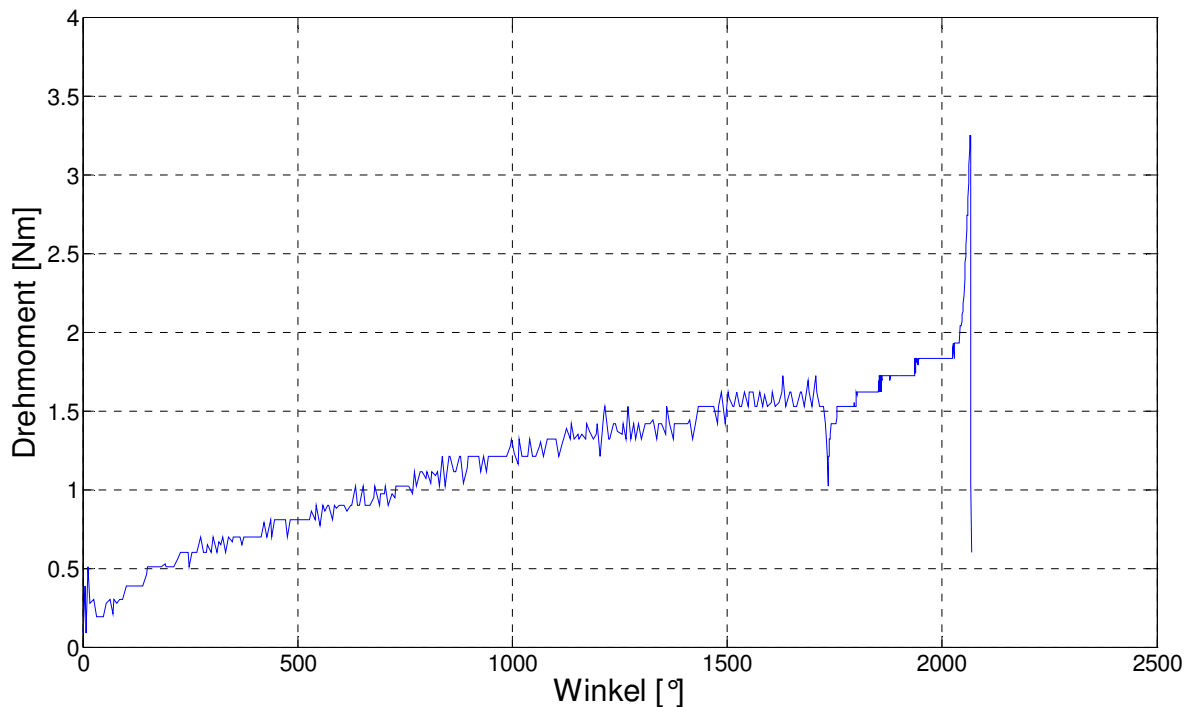


Abb. 3.22: Verschraubungskennlinie, Schraube: Delta PT 60, vergüteter Stahl, Tubus: Hostacom PP-GF 30 G3 R11

	$M_E$ [Nm]	$M_{\bar{U}}$ [Nm]	$M_A$ [Nm]	$F_V$ [kN]
Celstran PP-LGF 30	1,5	6,17	3,7	0,37
Hostacom PP-GF 30	1,52	5,33	3,2	12

$M_E$ : Eindrehmoment,  $M_{\bar{U}}$ : Überdrehmoment,  $M_A$ : Anzugsmoment,  $F_V$ : Vorspannkraft

Tab. 3.3: Verschraubungskenngrößen, Delta-PT-Schraube in Bauteildemonstrator aus PP-LGF 30 und PP-GF 30

Die Ejoy-Delta-PT-Schraube hat ein spezielles Gewinde mit etwas flacherer Gewindesteigung um ungewünschte Effekte, wie ein zu starkes Erhitzen des Tubus und die daraus folgende übermäßige Relaxation der Vorspannkraft zu verringern. Die Vorspannkraft wird oft auch als qualitätsbestimmende Kenngröße einer Schraubverbindung bezeichnet, die allerdings nur mit größerem Aufwand während des Verschraubungsvorgangs erfasst werden kann. Daher wird meist drehmomentgesteuert montiert. Die Einschraubtiefe bzw. -länge  $l_E$  ergibt sich aus der Gewindesteigung  $P$  und dem Einschraubwinkel  $\zeta$  zu:

$$l_E = P \cdot \frac{\zeta [^\circ]}{360^\circ} \quad (\text{Gl. 3.5})$$

Es wird sowohl bei Bauteildemonstratoren aus Langfaser- als auch aus Kurzfasermaterial eine Einschraubtiefe von ca. 12 mm erreicht. Die Gewindesteigung einer vergüteten Delta PT 60 –Schraube der Fa. Ejot beträgt dabei 2,14 mm. Weiterführende Informationen zur Verschraubungstechnik findet der Leser in [92,93,94]. Die Untersuchung von Bauteilen aus Kurzfasermaterial dient der Abschätzung der Verbesserung bzw. Veränderung crashrelevanter Materialeigenschaften durch die Faserlänge. Zudem kann durch einen Vergleich mit Kurzfaser-PP die grundsätzliche Eignung einer Bauteilgeometrie für Langfasermaterial abgeschätzt werden. Mehr dazu findet der Leser in Kapitel 5.3.





## 4. Prüf- und Messeinrichtungen

### 4.1 Hochgeschwindigkeitsprüfung

#### 4.1.1 Prüfverfahren

Bei der Hochgeschwindigkeitsprüfung kommen abhängig von den räumlichen, finanziellen und wissenschaftlichen Randbedingungen unterschiedliche Prüfsysteme zum Einsatz. Während für den quasistatischen Einsatz vorwiegend Universalprüfmaschinen und servohydraulische Maschinen verwendet werden, gibt es im Hochgeschwindigkeitsbereich mehrere technische Umsetzungen um hohe Prüfgeschwindigkeiten und damit entsprechend hohe Dehnraten im Zug-, Druck-, und Schubversuch zu erreichen. Generell haben die Messtechnik und die Prüfmethodik bei Hochgeschwindigkeitsversuchen einen größeren Einfluss auf die Ergebnisse als bei quasistatischen Untersuchungen. Im Folgenden werden gängige Prüfaufbauten und Messsysteme vorgestellt wie sie heutzutage zur Bestimmung der zeitlichen Kraft- und Wegverläufe Anwendung finden. Dazu gehören das so genannte Split-Hopkinson-Verfahren, Fallgewichtsanlagen sowie die Prüfung mittels einer servohydraulischen Prüfmaschine. Die eher selten angewandten Prüfmethoden wie z.B. eine treibladungspulvergetriebene Schnellzerreißmaschine, mit der Abzugsgeschwindigkeiten von bis zu 60 m/s erreicht werden können, werden in [95,96,97] beschrieben und sind eher als Sonderprüfaufbauten zu betrachten. Da bei Kunststoffen wesentlich kleinere Maximalkräfte auftreten, sind derartige Anlagen für diesen Anwendungsfall meist deutlich überdimensioniert.

Für sehr hohe Prüfgeschwindigkeiten zwischen 2 m/s und 200 m/s, was bei einer Einspannlänge von z.B. 20 mm Dehnraten zwischen  $100 \text{ s}^{-1}$  und  $10.000 \text{ s}^{-1}$  entspricht, eignet sich das so genannte Split-Hopkinson Verfahren [98,99,100](Abb. 4.1). Bei diesem Prüfverfahren wird der Amboss am Ende eines sogenannten Input-Stabes mit einem Projektil aus einer Gaskanone beschossen. Die dadurch initiierte Stoßwelle wird auf den Input-Stab übertragen, der durch seine Horizontalbewegung den Probekörper ruckartig zerreißt.

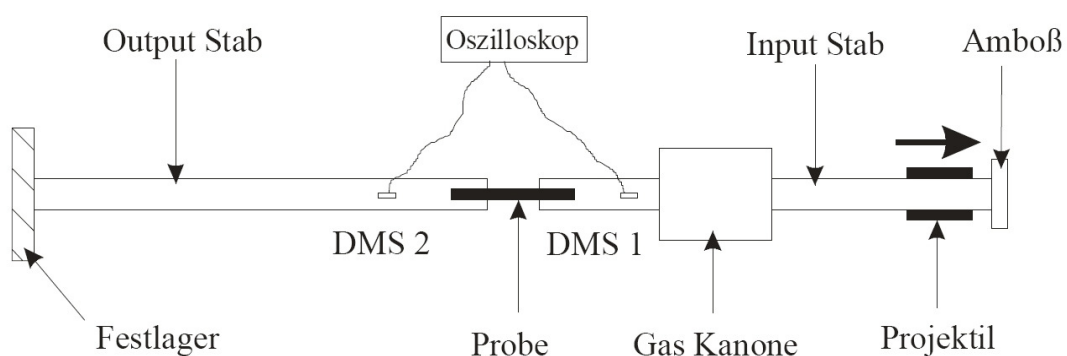


Abb. 4.1: schematische Darstellung des Split-Hopkinson-Prüfaufbaus [100]

Über eine Zeitintegration der in Dehnmessstreifen (DMS) 1 bestimmten Dehngeschwindigkeiten aus der reflektierten Welle errechnet sich die Dehnung der Probe. Die in DMS 2 gemessene transmittierte Welle wird zur Spannungsberechnung innerhalb der Probe heran gezogen. Ein weiterer gängiger Versuchsaufbau zur Erzielung hoher Prüfgeschwindigkeiten und somit Dehnraten ist der Fallturm (Abb. 4.2). Es gibt unterschiedliche Größenordnungen von Fallgewichtsanlagen welche sich vor allem durch die Fallhöhe und Massen der Fallgewichte unterscheiden. Für experimentelle Untersuchungen des Crash- und Energieabsorptionsverhaltens von Werkstoffen und Strukturbauteilen verfügt das Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) in Kaiserslautern über einen Fallturm [101]. Mittels Seilwinde und Transportschlitten wird ein Fallgewicht auf die erforderliche Fallhöhe gebracht und durch einen Pneumatikzylinder ausgeklinkt. Unmittelbar vor dem Aufprall wird mit Hilfe einer Lichtschranke die Abzugsgeschwindigkeit ermittelt. Bei einer Fallhöhe von 15 m werden Werte von bis zu 16 m/s erreicht. Die Probenverformung wird mit einem Lasersystem über den vom Transportschlitten zurückgelegten Weg gemessen. Für die Kraft- und Beschleunigungsmessung werden piezoelektrische Aufnehmer verwendet. Zur Messwertaufzeichnung dient ein PC mit Transientenrekorderkarte, deren Abtastfrequenz bis zu 300 kHz pro Kanal beträgt. Die bei Impaktorversuchen anfallende Crashenergie auf einer derartigen Anlage beträgt bis zu 3000 Joule, die maximal übertragbare Kraft liegt bei 400 kN. Die Probekörper- bzw. Bauteilabmessungen sollten dabei 300 x 300 x 200 mm nicht überschreiten.

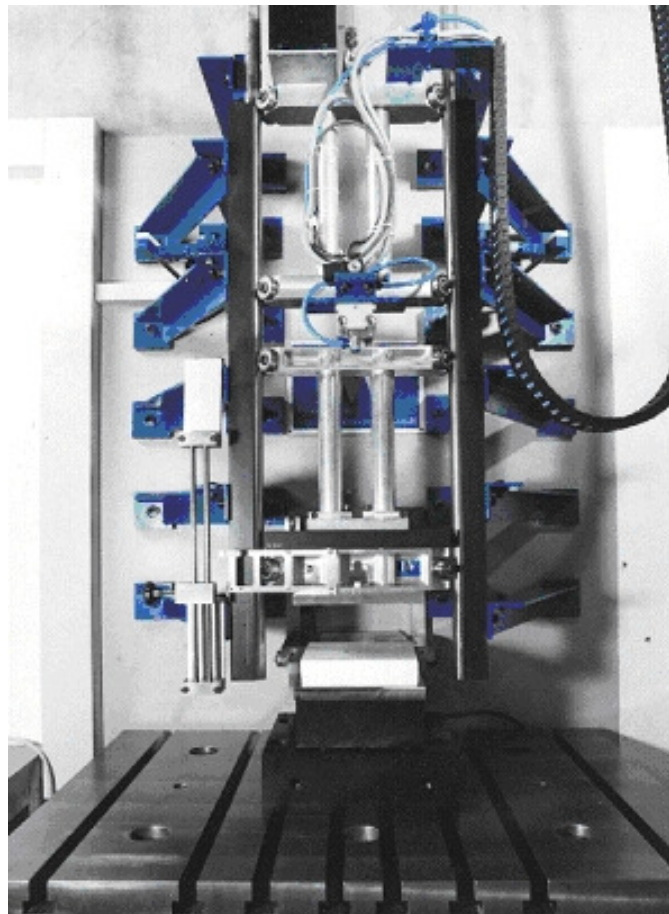


Abb. 4.2: Fallgewichtsanlage [101]

Eines der für die Hochgeschwindigkeitsprüfung von Kunststoffen am weitesten verbreiteten Prüfverfahren, welches auch im Rahmen dieser Arbeit angewandt wurde, ist die Prüfung mittels einer servohydraulischen Prüfmaschine [95,102,103,104]. Bei Hochgeschwindigkeitsversuchen wird in den meisten Fällen eine bestimmte Beschleunigungsstrecke benötigt um den Abzugskolben der Prüfmaschine auf die gewünschte Geschwindigkeit zu bringen. Diese sogenannte Vorlaufstrecke variiert je nach Prüfgeschwindigkeit zwischen ca. 20 mm und bis zu 180 mm (Abb. 4.3). Sie wird als Vorlauf bezeichnet, da die eigentliche Prüfung erst mit dem Ankoppeln des Kolbens an die Zugstange und damit den Prüfkörper beginnt.

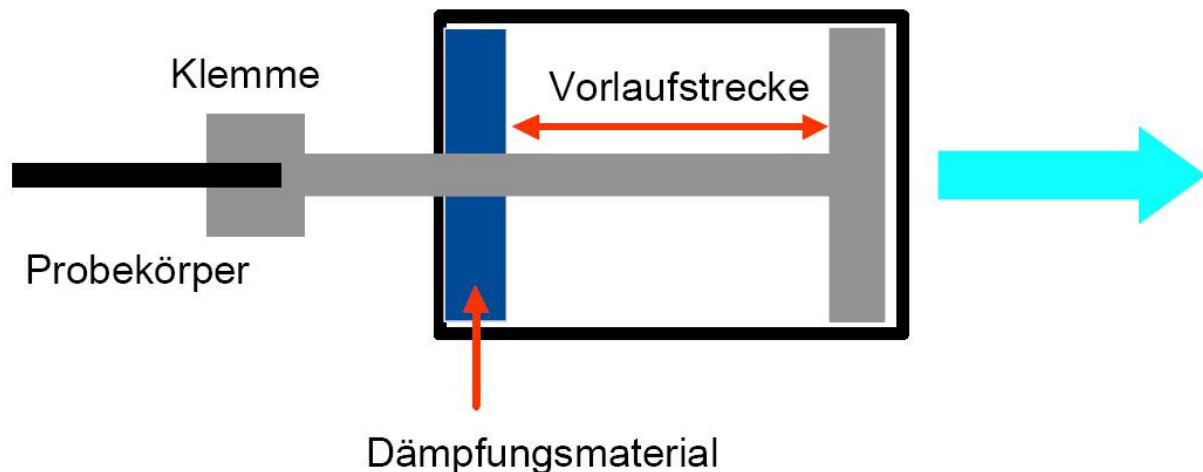


Abb. 4.3: Prinzipskizze Schnellzugversuche [103]

Durch das Auftreffen der im Kolben geführten Stange auf das untere Widerlager der Vorrichtung wird der Kraftschluss erzielt und die Probe belastet. Die Messung der Kraft erfolgt über einen piezo-elektrischen Kraftaufnehmer, die Kolbenwegmessung über einen induktiven Wegaufnehmer. Durch den Beschleunigungsvorgang bei hohen Geschwindigkeiten findet eine Überlagerung der Reaktionskräfte des Materials mit Trägheitskräften der Probe und der beschleunigten Halterungen statt. Hierdurch werden die durch viskose Effekte entstehenden Steifigkeitszunahmen des Materials je nach Prüfgeschwindigkeit mehr oder weniger überzeichnet sowie der qualitative Verlauf der Kraft-Weg-Kurve verfälscht. Um die auftretenden Schwingungen in ihrer Amplitude zu verringern wird ein ca. 1-2 mm dickes kreisrundes Dämpfungskissen an den Anschlag gelegt. Hierfür kommen unterschiedliche Materialien in Frage, wobei sich Leder und gummiartige Materialien wie Nitrilbutadien bewährt haben [102]. In letzter Zeit wurden Spannzeuge entwickelt, die die beim herkömmlichen Prüfaufbau mit Zugstange auftretenden Schwingungen weitgehend eliminieren sollen (Abb. 4.4). Links ist das in dieser Arbeit für Hochgeschwindigkeitszugversuche verwendete Spannzeug mit Zugstange dargestellt während in Bildmitte eine Keilkonstruktion zu sehen ist, die eine gleichmäßigere und direktere Kraftübertragung auf die Probe gewährleistet, da ein nachträgliches seitliches Hin- und Herkippen ab dem Zeitpunkt des Kraftschlusses vermieden wird. Die dritte Vorrichtung, die auf der rechten Bildseite dargestellt ist, enthält über den Kolbenweg gesteuerte Spannbacken, welche

erst bei Erreichen einer vorgegebenen Kolbenposition innerhalb von 5 Mikrosekunden zuschnappen und auf diesem Wege eine übermäßige Schwingungsüberlagerung infolge von Ausrichtungsprozessen vermeiden sollen.

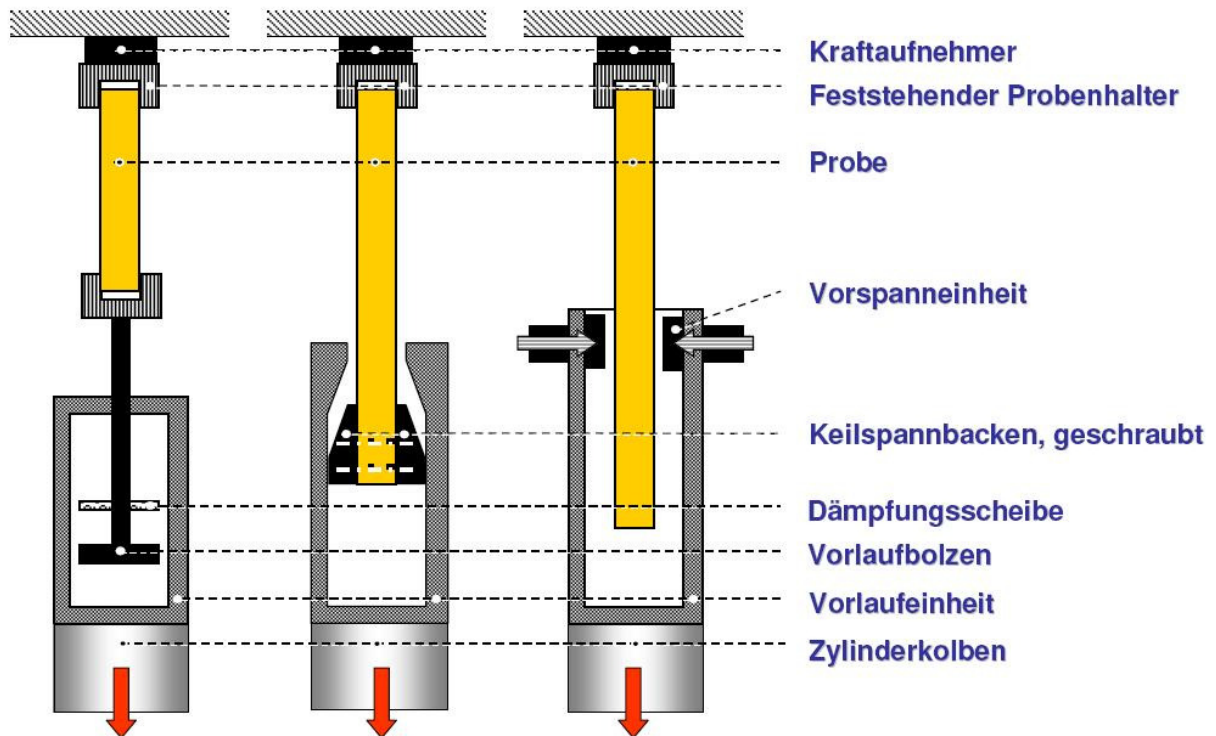


Abb. 4.4: Spannvorrichtung für Hochgeschwindigkeitszugversuche [105]

Da die Versuchsgeschwindigkeit ab Prüfgeschwindigkeiten von 1 m/s nicht mehr exakt mit einem Servoventil nachgeregelt werden kann, muss ein größeres Proportional-Wege-Ventil zugeschaltet werden. Um eine Kolbengeschwindigkeit von 10 m/s zu erreichen, beträgt der notwendige Volumenstrom bis zu 80%. Die richtigen Abzugsgeschwindigkeiten können nur durch vorheriges schrittweises Einstellen der Proportionalventile eingerichtet werden und müssen vor jeder Versuchsserie erneut kontrolliert werden, da auch die Temperaturschwankungen des Öls unterschiedliche Viskositäten und damit letztendlich unterschiedliche Abzugsgeschwindigkeiten mit sich bringen können. Näheres über die Funktionsweise von Hydraulikaggregaten sowie deren Regelung und Steuerung findet der Leser in [106,107].

#### 4.1.2 Kraftmesssysteme in der Hochgeschwindigkeitsprüfung

In der Hochgeschwindigkeitsprüfung lassen sich vielfach dieselben Messverfahren zur Anwendung bringen wie in der quasistatischen Materialprüfung. Da allerdings die Prüfmethodik und die Messtechnik bei zunehmender Prüfgeschwindigkeit einen wachsenden Einfluss auf die Versuchsergebnisse haben, muss die Messtechnik den Versuchsparametern, wie z.B. der Prüfgeschwindigkeit und dem grundsätzlichen Werkstoffverhalten entsprechend angepasst werden [108]. Generell nimmt die Beeinflussung der Messergebnisse durch unterschiedliche Faktoren mit der Entfernung des Messsystems vom Ort des Probekörpers zu. Damit verbunden ist eine zuneh-

mende Unsicherheit bei den Ergebnissen. Hierzu gehören die in die Prüfmaschine integrierten und meist auch durch Herstellersoftware unterstützten Aufzeichnungen des Kraft- und Wegsignals. Zur Messung von Kräften kommen unterschiedliche Messsysteme zur Anwendung. Dabei erfolgt eine Messung üblicherweise über einen kapazitiven Aufnehmer, über Dehnmessstreifen (DMS) oder über Piezokristalle. Der Name „kapazitiver Aufnehmer rührt daher, dass der Proportionalitätsfaktor  $C$  in (Gl. 4.1) auch als Kapazität bezeichnet wird. Er stellt das Verhältnis zwischen der Ladung  $Q$  und der Spannung  $U$  in einem Kondensator dar.

$$Q = C \cdot U \quad (\text{Gl. 4.1})$$

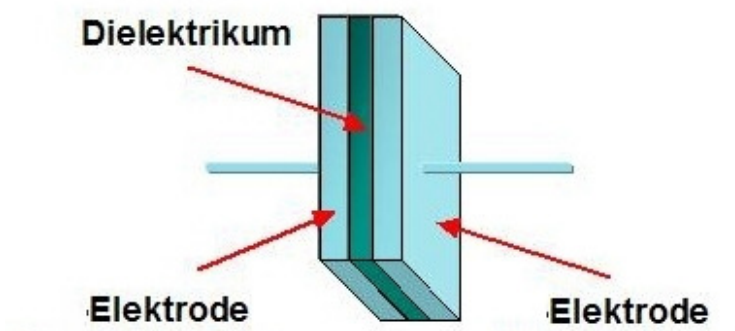


Abb. 4.5: Prinzipdarstellung eines Kondensators

Die Kapazität  $C$  ist im einfachsten Fall eines Plattenkondensators abhängig von der Elektrodenfläche  $A$ , dem Abstand  $d$  zwischen den Platten und der Dielektrizitätskonstanten  $\varepsilon$ :

$$C = \varepsilon \cdot \frac{A}{d} \quad (\text{Gl. 4.2})$$

Über eine Änderung des Abstandes durch eine äußere Krafteinwirkung ändert sich somit das Messsignal. Da die Kapazitätsänderung der Aufnehmer im allgemeinen einen nichtlinearen Charakter hat wird meist eine Linearisierung über einen nachgeschalteten Messverstärker mit entsprechender Kennlinie vorgenommen. Die prinzipielle Eignung der kapazitiven Aufnehmer für sehr schnell ablaufende Vorgänge ist jedoch aufgrund der hohen Empfindlichkeit der Kondensatoren auf zyklische Versuche bei hohen Frequenzen beschränkt. Bei einer Kraftmessung mittels DMS werden diese infolge einer aufgebrachten Kraft gedehnt, was zu einer relativen Widerstandsänderung des Materials führt [109]. Dieser wird als Piezo-Widerstandseffekt der Metalle bezeichnet und wurde bereits 1856 von Lord Kelvin entdeckt. Folgende Gleichung beschreibt den Zusammenhang zwischen der Dehnung des DMS und der relativen Widerstandsänderung:

$$\frac{\Delta R}{R_0} = \varepsilon \cdot k \quad (\text{Gl. 4.3})$$

Der in dieser Gleichung enthaltene Proportionalitätsfaktor, der auch k-Faktor genannt wird muss experimentell bestimmt werden. Dies wird meist von den Herstellern übernommen, wobei der resultierende k-Faktor später in den Produktinformationen der Hersteller angegeben wird. Folgend ist ein DMS schematisch dargestellt [110].

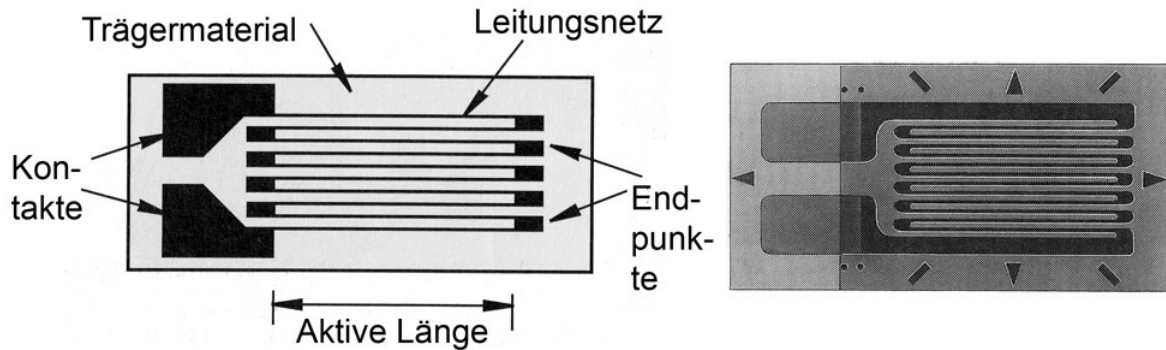


Abb. 4.6: Schematische Darstellung eines Dehnmessstreifens

Dehnmessstreifen bestehen normalerweise aus einer Kupfer-Nickel-Legierung, die in einem netzartigen Muster auf ein Trägermaterial, z.B. Polyimid, aufgetragen wird. Dehnmessstreifen sind zwischen 5 und 15 Millimeter lang und haben an beiden Enden des Netzes breitere Flächen, an die Leitungen zu den Messgeräten angelötet werden können. Mit Hilfe einer sogenannten Wheatstoneschen Brückenschaltung und einem geeigneten Messverstärker wird eine Ausgangsspannung erzeugt, welche der einwirkenden Kraft proportional ist.

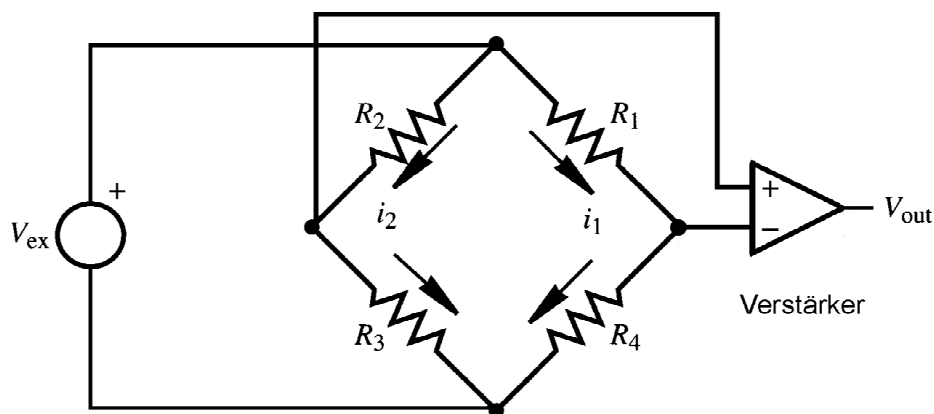


Abb. 4.7: Schaltkreis der dynamischen Wheatstoneschen Brückenschaltung [110].

Die Adaption der Schaltung, die bei zeitlich veränderlichen Dehnungen verwendet wird ist die dynamische, nicht ausgeglichene Wheatstone Brückenschaltung (Abb. 4.7).  $R_2$  und  $R_3$  sind Präzisionswiderstände,  $R_1$  repräsentiert den Dehnmessstreifen und  $R_4$  ein Potentiometer in Form eines variablen Widerstands. Vor der Messung wird die Schaltung so kalibriert, dass keine Ausgangsspannung vorliegt. Wird der Widerstand von  $R_1$  aufgrund einer Dehnungsbelastung verändert, verändert sich entsprechend auch die Ausgangsspannung  $V_{out}$ , welche direkt auf die Größe der Dehnung des DMS schließen lässt. Für eine Kraftmessung mittels DMS wird ein Dehnmessstreifen auf die Oberfläche des zu belastenden Bereiches der Kraftmessdose

aufgebracht. Im Falle einer Belastung dieser Installation durch eine äußere Kraftweinsteinwirkung verändert sich der Widerstand des Dehnmessstreifens. Durch Messen der Ausgangsspannung können nach erfolgter Kalibrierung die übertragenden Kraftwerte gemessen werden.

Die Messung der Kraft über piezoelektrische Messwertaufnehmer schließlich zählt zu den indirekten Messverfahren. Bei Belastung geben piezoelektrische Aufnehmer eine dieser Einwirkung proportionale elektrische Ladung ab welche mittels eines Ladungsverstärkers in eine Spannung zur Weiterverarbeitung umgewandelt wird [109,111,112]. Während z.B. der keramische Stoff Bariumtitanat im Gegensatz zu Quarz, dem klassischen Vertreter der Kristalle, eine höhere Empfindlichkeit und somit eine höhere Messauflösung hat, besitzt er jedoch den Nachteil der sogenannten Pyroelektrizität, einer Beeinflussung der elektrischen Ladung durch Temperaturwechsel. Aufgrund einiger anderer hier nicht näher beschriebenen Nachteile des Bariumtitanats werden in der Hochgeschwindigkeitsprüfung meist Quarze eingesetzt. Durch eine kontrollierte Anordnung mehrerer Quarzelemente innerhalb eines Messwertaufnehmers lassen sich die gewünschten Messgrößen generieren, welche auf drei grundlegenden piezoelektrischen Effekten beruhen; und zwar dem Longitudinalleffekt, dem Transversaleffekt und Schubeffekt. Aufgrund der kleinen Messwege im Bereich von Mikrometern und ihrer hohen Federsteifigkeit sind piezoelektrische Aufnehmer besonders zur Messung in der Hochgeschwindigkeitsprüfung geeignet.

### **4.1.3 Wegmesssysteme in der Hochgeschwindigkeitsprüfung**

Ein standardisiertes Verfahren zur Messung von Wegen innerhalb der Materialprüfung ist die induktive Wegmessung auf Basis des Differentialtransformatorprinzips. Derartige Messsysteme werden oftmals seitens der Hersteller in die Prüfmaschinen integriert. Man verwendet häufig den Begriff LVDT, was der Abkürzung des englischen Ausdrucks „Linear Variable Differential Transformer“ entspricht. Aufgrund der hohen Genauigkeit, der guten Reproduzierbarkeit und der Robustheit von Messungen nach dem LVDT-Prinzip ist dieses Messverfahren am weitesten verbreitet. Zudem bietet es ein sehr hohes Auflösungsvermögen und eine geringe Querachsenempfindlichkeit. Genauer zur prinzipiellen Funktionsweise und zum mechanischen Aufbau findet der interessierte Leser in [109,111,112,113,114]. Über den so gemessenen Kolbenweg lässt sich bezogen auf die Einspannlänge auch die integrale Dehnung eines Probekörpers bezogen auf seine Ursprungslänge bestimmen. Man spricht in diesem Zusammenhang von nominellen oder auch technischen Dehnungen. Eine Möglichkeit der Bestimmung lokaler Dehnungen direkt auf der Probekörperoberfläche besteht durch die Applikation von Dehnmessstreifen an der gewünschten Stelle. Eine lokale Ermittlung der Dehnungen kann im Hinblick auf die tatsächliche Materialanstrengung im Bereich des späteren Versagens der Probe und für die Ermittlung des dort maßgeblichen Dehnratenverlaufs sinnvoll sein. Im Falle großer plastischer Verzerrungen der Probe liefert nur eine lokale Messung im Bereich der Einschnürung und des späteren Versagens der Probe nachvollziehbare

Ergebnisse für die Spannungsberechnung. Der Vorteil einer Dehnungsmessung mit DMS gegenüber anderen Verfahren liegt in der sehr hohen Genauigkeit, die den meisten anderen Verfahren überlegen ist. Dieser Vorteil wird jedoch im Falle umfangreicher Versuchsserien durch einen sehr großen zeitlichen Aufwand bei der Applikation von DMS für jeden einzelnen Versuch und den eingeschränkten Messbereich von maximal 10% Dehnungen relativiert [108].

Ein zurzeit insbesondere im Hochgeschwindigkeitsbereich weit verbreitetes Verfahren zur Verschiebungs- und Dehnungsmessung ist die Messung mittels der Grauwertkorrelationsanalyse. Dabei handelt es sich um ein berührungsloses optisches Messverfahren. Im Zuge der Versuchsvorbereitung wird mit handelsüblichem Acryllack ein stochastisches Muster von Grauwerten auf die Probekörper aufgetragen, welches während der gesamten Versuchsdauer entweder mit einer oder im Falle einer 3D-Messung von zwei Kamera verfolgt wird. Aus der Differenz der einzelnen Bilder ergeben sich die lokalen Verschiebungsfelder, aus denen wiederum die lokalen Dehnungsfelder berechnet werden können. Die komfortable Handhabung, die Objektivität der Messung durch die Entkoppelung von der Prüfmaschine sowie die recht hohe Auflösung der Dehnungsmessung, die bei ca. 0.1% liegt, machen dieses System zu vielseitig anwendbaren Messverfahren. Eine genaue Beschreibung der Grauwertkorrelationsanalyse folgt im weiteren Verlauf der Arbeit, da mit diesem Verfahren sowohl die lokalen Dehnungs-Zeit-Verläufe von Probekörpern in 2D als auch in 3D der zuvor beschriebenen Bauteildemonstratoren bestimmt wurden.

## 4.2 Prüfmaschine und Messgeräte

### 4.2.1 Servohydraulische Prüfmaschine

Die meisten im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten mechanischen Materialprüfungen wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine der Fa. Zwick/Roell Amsler durchgeführt. Die Maschine erreicht eine Kolbenabzugsgeschwindigkeit von bis zu 20 m/s und damit je nach Probenform Dehnraten von bis zu  $700 \text{ s}^{-1}$ . Die Kraftmessung erfolgt über einen Piezoquarz, der für Zugkräfte bis zu 20 kN ausgelegt ist. Die Wegmessung wird nominell über den Kolbenweg bzw. direkt mit Hilfe einer Hochgeschwindigkeitskamera in Kombination mit dem Verfahren der Grauwertkorrelation (Softwaresystem ARAMIS) durchgeführt. Der Versuchsaufbau für Schnellzugversuche ist in Abb. 4.8 dargestellt. Innerhalb des Untersuchungsprogramms wurden neben Schnellzugversuchen auch Schubversuche an Arcan-Schubproben sowie Stirnzugversuche und seitliche Abzugsversuche an Bauteildemonstratoren durchgeführt. Um ein Rutschen der Probestäbe während der Versuche zu vermeiden, wurden die Spannbacken mit einer Riffelung versehen. Die Probenhalterungen für Zug- und Schubversuche sind in Abb. 4.9 dargestellt.



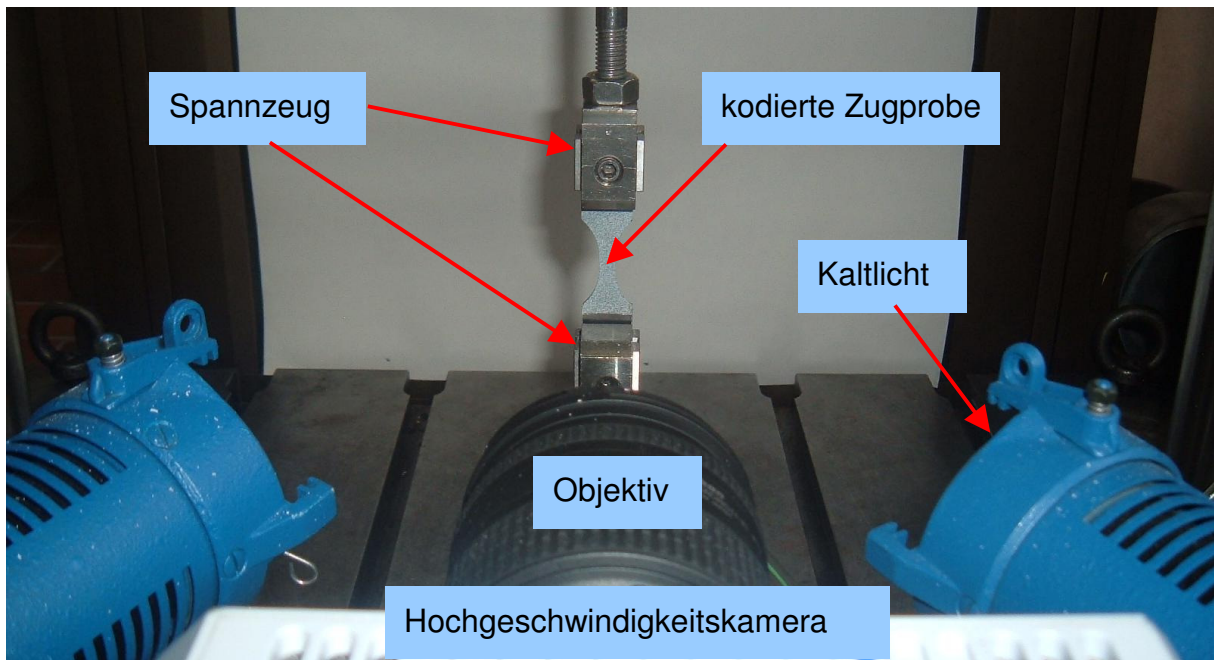


Abb. 4.8: Versuchsaufbau für Schnellzugversuche an Flachzugproben

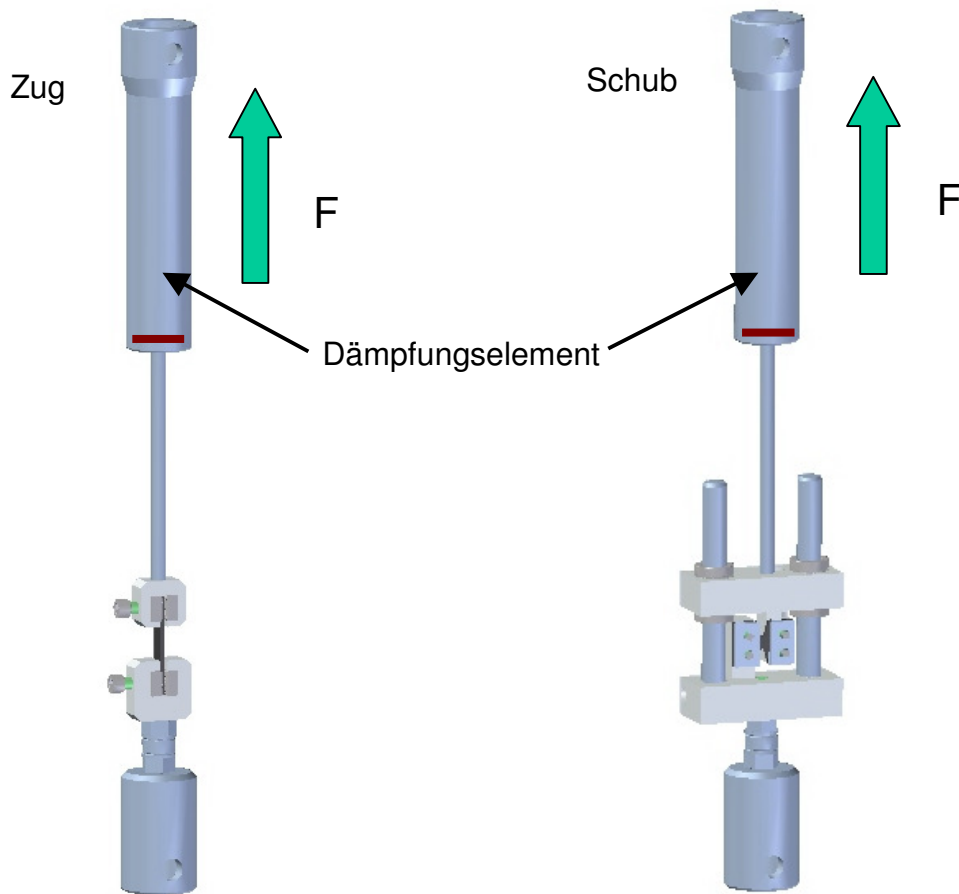


Abb. 4.9: Einspannvorrichtungen für Zugversuche (links) und Schubversuche (rechts), Abzugsgeschwindigkeiten  $10^{-4} - 10$  m/s

### 4.2.2 Messrechner und Software

Für die Steuerung und Regelung der Versuche auf der einen Seite als auch für die Messung und digitale Erfassung des Kraft- und Wegsignals auf der anderen Seite existieren zwei unterschiedliche Systeme. Für alle Messungen, also sowohl Zug- und Schubversuche als auch Versuche an Bauteildemonstratoren, wird je nach Versuchsgeschwindigkeit der entsprechende Aufbau und das entsprechende Datenerfassungssystem verwendet. Für Versuche bei Kolbenabzugsgeschwindigkeiten zwischen  $10^{-4}$  bis  $10^{-2}$  m/s wird eine Kraftmessdose nach dem DMS-Prinzip verwendet. Die dazugehörige Steuer- und Regelungssoftware nennt sich Hydro-Win und ist eine Entwicklung der Fa. Zwick bzw. Roell/Amsler. Über ein BNC-Kabel werden die Daten vom Messrechner an einen AD-Wandler weiter geleitet und mittels der Software DIADEM während des Versuchs angezeigt und aufgezeichnet. DIADEM simuliert dabei mit Hilfe einer grafischen Benutzeroberfläche die messtechnische Hardware für die Erfassung experimenteller Daten.

Die Daten lassen sich in einem nächsten Schritt in eine Excel-Tabelle exportieren und weiter verarbeiten. Bei Versuchsgeschwindigkeiten von 0,1 bis 10 m/s wird die Kraft mittels Piezoquarz gemessen und über einen Ladungsverstärker an den Messrechner übertragen. Die Kraft-, Weg- und Zeitinformationen lassen sich aus der in diesem Messsystem verwendeten zweiten Software mit dem Namen Speed-Win direkt als ASCII-Datei abspeichern und exportieren. Die Aufnahmefrequenz ist bei der Software DIADEM auf 1000 Hz beschränkt, was für den Geschwindigkeitsbereich von  $10^{-4}$  bis  $10^{-2}$  eine ausreichende Anzahl an Messwerten liefert. Die Aufnahmefrequenz der Speed-Win-Software ist abhängig vom Messintervall und liegt bei Messintervallen bis zu einer Länge von 20 Millisekunden bei 1 MHz. Bei größeren Messintervallen reduziert sie sich auf 200 kHz. Die Einschränkungen resultieren aus der endlichen Kapazität des Transientenrekorders, in dem die Daten zunächst vor der Weiterleitung an den Messrechner zwischengespeichert werden müssen. Eine ausführliche Darstellung von Kraft-Zeit- bzw. Kraft-Weg-Diagrammen aus Messungen mit der Hydro-Win- und der Speed-Win-Software findet der Leser bei den Erläuterungen der Versuchsergebnisse in Kapitel 6.

### 4.2.3 Hochgeschwindigkeitskamera

Seit einigen Jahren werden in der Materialprüfung auch Hochgeschwindigkeitskameras in Kombination mit dem Verfahren der Grauwertkorrelation eingesetzt, wie sie bisher meist nur zur reinen Erfassung von schnellen Bewegungsvorgängen, z.B. im militärischen Bereich, insbesondere der Ballistik zum Einsatz kamen. Die in Abb. 4.10 dargestellte Hochgeschwindigkeitskamera erlaubt hinsichtlich ihrer technischen Leistungsmerkmale die Bestimmung des zeitlichen Verlaufs von Oberflächendehnungen mit einer ausreichenden Anzahl an Stützstellen für Abzugsgeschwindigkeiten von bis zu 10 m/s.



Abb. 4.10: Hochgeschwindigkeitskamera [115]

Die wichtigsten Einflussgrößen bei der bildhaften Erfassung eines Versuchs sind die Bildschirmauflösung und die Bildrate. Mit steigender Bildrate nimmt die maximal mögliche Auflösung in Pixel ab. Die in dieser Arbeit verwendeten Kombinationen aus Bildrate und Bildschirmauflösung sind in Tab. 4.1 angegeben. Sie sind abhängig von der gewählten Abzugsgeschwindigkeit während eines Versuchs.

V [m/s]	10 <sup>-4</sup>	10 <sup>-3</sup>	10 <sup>-2</sup>	10 <sup>-1</sup>	10 <sup>-0,5</sup>	10 <sup>0</sup>	10 <sup>0,5</sup>	10 <sup>1</sup>
fps	50	125	1000	6000	2x10 <sup>4</sup>	5x10 <sup>4</sup>	10 <sup>5</sup>	1,5x10 <sup>5</sup>
pixel	3x10 <sup>4</sup>	3x10 <sup>4</sup>	3x10 <sup>4</sup>	3x10 <sup>4</sup>	3x10 <sup>4</sup>	3x10 <sup>4</sup>	10 <sup>4</sup>	6000

Tab. 4.1: Bildrate (fps) und Bildschirmauflösung (pixel) bei vorgegebener Versuchsgeschwindigkeit

#### 4.2.4 Triggerung und Beleuchtung

Die Kamera wird über eine Firewire-Schnittstelle an ein Laptop angeschlossen und erhält über einen TTL-Trigger das Signal zum Starten einer Filmsequenz. Die reine Signallaufzeit vom Eingang des Signals bis zur kompletten Erfassung des ersten Bildes liegt im Nanosekundenbereich. Hinzu kommt die gewählte Belichtungszeit. Diese beträgt im Regelfall einige Mikrosekunden. Auf die genauen Zusammenhänge der Signallaufzeiten und die Auswirkungen auf die Bildauswahl im Rahmen der Versuchsdatenauswertung wird in Kapitel 6 näher eingegangen. Der Schaltplan für den internen Signalweg des TTL-Triggers ist in Abb. 4.11 dargestellt.

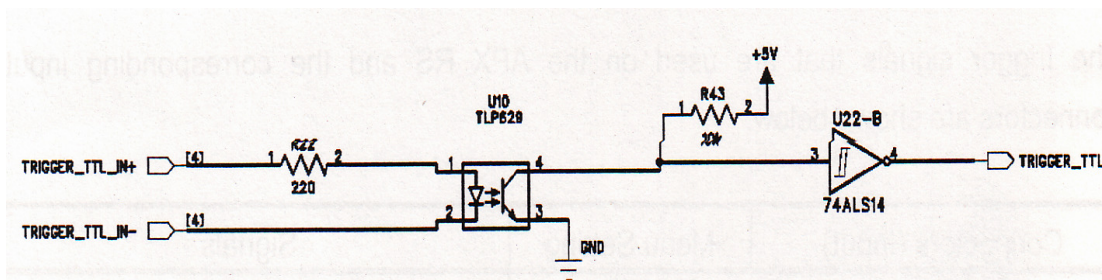


Abb. 4.11: Schaltplan für den internen Signallaufweg des Triggersignals in der HG-Kamera



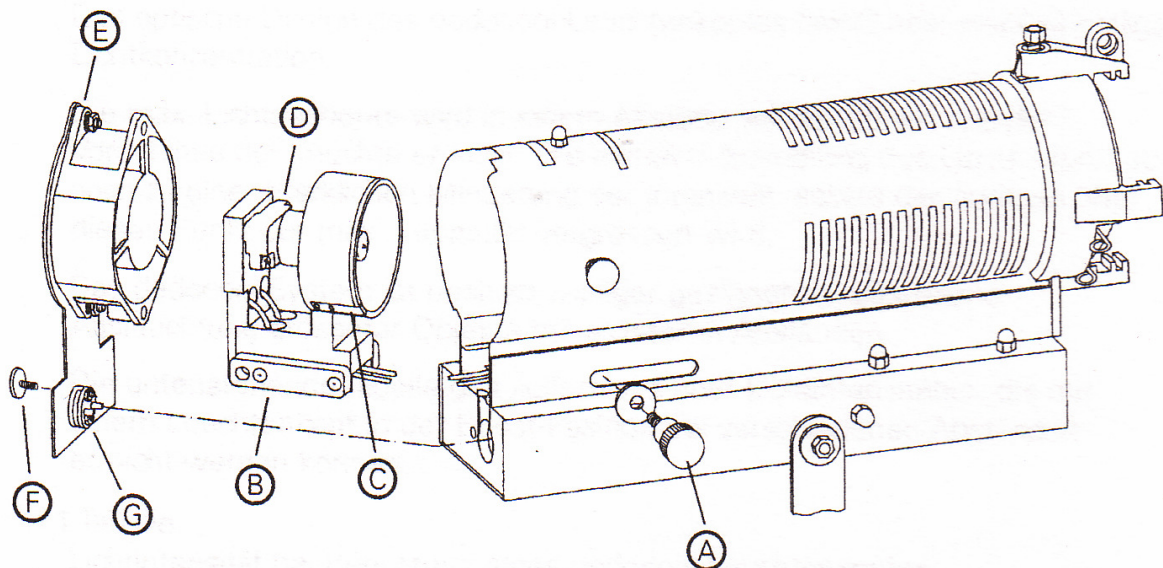
Abb. 4.12: Anschlüsse der HG-Kamera

Bei der Durchführung von Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen ist es wichtig, eine Synchronisierung der Aufzeichnung von Kraft-Daten und den gleichzeitig aufgenommenen Bildern zu gewährleisten. Zu diesem Zwecke wurde eine Triggerbox (Abb. 4.13) verwendet, die einen Spannungswert von  $\pm 5$  Volt, ein sogenanntes TTL-Triggersignal, ausgibt, sobald von der Prüfmaschine ein vorher festgelegter Spannungswert an die Triggerbox weiter geleitet wird. Dieser entspricht dem gewünschten Kraftwert bei der eine synchrone Bildaufzeichnung gestartet werden soll. Es hat sich in Vorversuchen heraus gestellt, dass eine Kraftschwelle von ca. 50 N handhabbar ist um ein verlässliches, nicht durch Messrauschen hervorgerufenenes Triggersignal zu generieren. Das erzeugte Triggersignal wird an die Kamera weiter geleitet, die daraufhin mit einer geringen zeitlichen Verzögerung mit den Bildaufnahmen beginnt.



Abb. 4.13: Triggerbox für SchnellzerreiBversuche

Da die Versuche bei der höchsten Abzugsgeschwindigkeit von 10 m/s nur ca. 0,1 Millisekunden dauern, und mit der höchstmöglichen Bildaufnahme­frequenz bei noch vertretbarer Auflösung gearbeitet werden muss, ergeben sich maximale Belichtungszeiten von weniger als 10 Mikrosekunden. Um ausreichend scharfe Bilder für die spätere Dehnungsauswertung zu erhalten sollte die Belichtungszeit wiederum nicht mehr als die halbe zeitliche Differenz zwischen zwei Bildaufnahmen betragen. Um bei diesen sehr geringen Belichtungszeiten von dann weniger als fünf Mikrosekunden eine ausreichende Lichtintensität zu gewährleisten und eine gleichzeitige übermäßige Erwärmung der Probekörper zu vermeiden, wurden so genannte Kaltlichtspots für die Probenausleuchtung verwendet (Abb. 4.14).



A: Fokussierknopf, B: Lampenschlitten, C: Lampen- Haltefeder, D: Sockel, E: Rückdeckel  
F: Rückdeckelhalteschraube, G: Kontakte für hintere Kühlventilatoren

Abb. 4.14: Dedocool Kaltlichtspot in Komponentendarstellung [116]

Diese Art der Beleuchtung ist besonders für kleinere Objekte bei einer gezielten Ausleuchtung und kurzen Belichtungszeiten geeignet. Durch die sehr starke Bündelung des Lichtes ist eine gleichmäßige Ausleuchtung größerer Objekte bei gleichzeitig erhöhten Abständen der Lampen nicht gut zu realisieren. Der große Vorteil des Kaltlichtes ist eine stark verminderte Wärmestrahlung auf das Objekt bei gleichzeitig hoher Lichtintensität. Durch die Verwendung einer Kombination aus hitzereflektierenden Filtern, einem hitzedurchlässigen Spiegel und zweier Kühlventilatoren lassen sich die Objekttemperaturen auch nach längerer Beleuchtungsdauer stabil unter 60° Celsius halten. Eine nur Sekunden andauernde Beleuchtung verursacht keine signifikante Erwärmung der Probekörper. In Tab. 4.2 sind abhängig vom Abstand der Leuchten zur Projektionsfläche, Angaben über die zu erwartende Lichtintensität, den Durchmesser der ausgeleuchteten Fläche und die zu erwartende Objekttemperatur bei lang anhaltender Beleuchtung angegeben [116]. Bei den in dieser Arbeit durchgeführten Versuchen betrug die Vorlaufzeit mit aktivierter Beleuchtung nur ca. 5 Sekunden. Die Erwärmung der Probe betrug dabei maximal 1 Kelvin.

Abstand <sup>(1)</sup>	20 cm	30 cm	40 cm	50 cm
Lux x 10 <sup>6</sup>	2,39	1,13	0,58	0,37
bel. d [cm]	6,5	7	9	12
Objekttemp. [°C] <sup>(2)</sup>	59	42	35	31

(1) Zwischen Frontlinse der Lampe und dem Objekt  
(2) Ca. Temperatur nach längerer Beleuchtungsdauer

Tab. 4.2: Auswirkungen des Leuchtenabstandes auf die Lichtintensität

## 4.3 Das Verfahren der Grauwertkorrelation

### 4.3.1 Anwendungsgebiete

Beim Verfahren der Grauwertkorrelation (Abb. 4.15) handelt es sich um ein optisches berührungsloses Feldmessverfahren. Dabei wird der zu erfassende Bereich eines Prüflings oder eines Bauteils mit einer oder mehreren CCD-Kameras während einer thermischen und/oder mechanischen Beanspruchung aufgezeichnet und später mit speziellen Algorithmen hinsichtlich der Oberflächenverschiebungen ausgewertet.

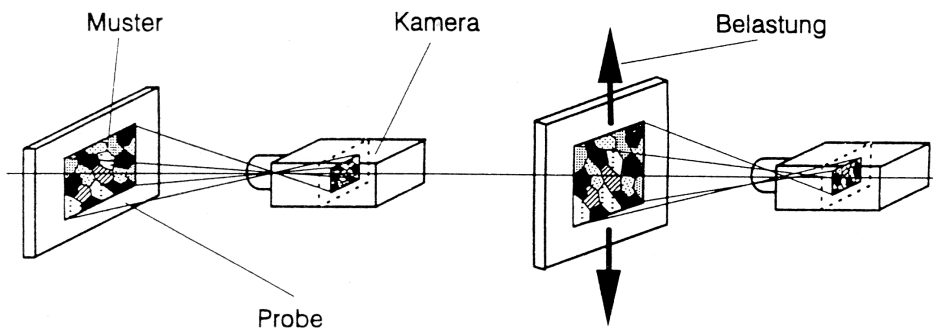


Abb. 4.15: Verfahren der Grauwertkorrelation

Die Einsatzgebiete des Messverfahrens sind aufgrund seiner Flexibilität und Robustheit sowie seines breiten Anwendungsspektrums breit gefächert. Dabei steht die Ermittlung von Materialkennwerten sowie die Strukturoptimierung innerhalb der Bauteilauslegung im Vordergrund [117]. Mit Hilfe zusätzlicher Werkzeuge und Software wie z.B. externer Triggerung bzw. entsprechender Auswerteprogramme kann das Messverfahren zu messtechnischen Aufgaben bei quasistatischer, zyklischer und hochdynamischer Belastung heran gezogen werden. Dabei ist die Messung sowohl sehr kleiner als auch großer Objektoberflächen und damit Erfassung von kleinen bis großen Verschiebungs- und Dehnungsfeldern möglich. Es können Dehnungen von ca. 0,05% bis hin zu mehreren 100% gemessen werden. Die Ortsauflösung der gemessenen Parameter ist dabei abhängig von der Pixelanzahl des gemessenen Bildausschnittes. Das bedeutet, dass der absolute Fehler einer Messung in Millimeter proportional zur Größe des Bildausschnittes anwächst (siehe auch Kapitel 4.4.2). Die zeitliche Auflösung ist durch die maximale Bildwiederholrate der verwendeten Kameras und der zugehörigen Schnittstellen zum Auswertesystem begrenzt. Bei Hochgeschwindigkeitsmessungen wird üblicherweise eine Zwischenspeicherung der Daten

im internen Speicher der Kameras vorgenommen, bevor sie an das Auswertesystem weiter geleitet werden.

### 4.3.2 Probenpräparation

Die zu untersuchenden Probekörper bzw. Bauteile werden zunächst abhängig von der Oberflächenbeschaffenheit bzw. der Materialverträglichkeit mit einem weißen Lack oder einem weißen Entwicklerspray grundiert. Anschließend wird ein schwarzer Lack abhängig von der Probengröße sehr fein – bei kleinen Proben – oder eher grober – bei größeren Objekten – aufgesprüht, so dass im gesamten späteren Untersuchungsbereich ein gleichmäßiges stochastisches Muster aus Grauwerten zu erkennen ist (Abb. 4.16).



Abb. 4.16: eingespannte, kodierte Probekörper aus faserverstärktem Polypropylen, Zugprobekörper (links), Bauteildemonstrator (rechts)

Es ist darauf zu achten, dass die Kodierung kontrastreich genug ist, um bei den während eines Versuchs vorliegenden Lichtverhältnissen möglichst alle 255 Helligkeitsstufen eines vollständigen Grauwertespektrums in ähnlicher Häufigkeit und gleichmäßiger Verteilung im Bildbereich zu haben. Um ein Abblättern der Kodierung während des Versuchs zu verhindern, ist bei Bedarf eine Vorbehandlung der Probenoberfläche z.B. mit einem feinkörnigen Sandpapier durchzuführen. Die Auflösung und Güte einer Messung hängt entscheidend von der Qualität der Kodierung ab. Sie ist als Informationsträger dafür mitverantwortlich, dass Pixel im Referenzbild eindeutig den entsprechenden Pixeln im Bild eines verformten Zustands zugeordnet werden können [118].

### 4.3.3 Kalibrierung und Messvorgang

Einen ähnlichen Stellenwert wie die Güte der Kodierung hat die Qualität der Kalibrierung der Kameras. Während man für 2D-Messungen keine gesonderte Kalibrierung durchführen muss, ist für 3D-Messungen bei jeder Veränderung der Einstellungen

der Kameraobjektive oder der Kameras zueinander eine Kalibrierung erforderlich [119]. Dabei gibt es die Möglichkeit eine Kalibrierung mit einem Kalibrierkreuz oder einer Kalibrierplatte vorzunehmen. An dieser Stelle wird lediglich auf den Kalibriervorgang mit Hilfe einer Kalibrierplatte eingegangen, da die Kalibrierkreuze für größere Objekte verwendet werden. Abhängig vom Messvolumen bietet der Hersteller ein gestaffeltes Paket an Kalibrierplatten an (Abb. 4.17, links).

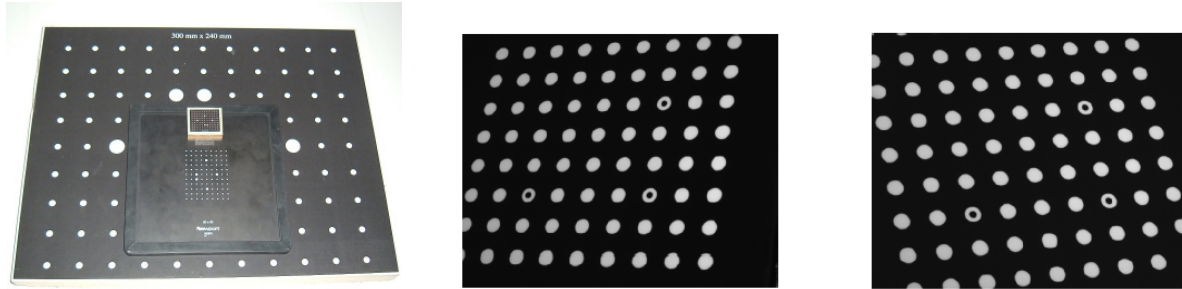


Abb. 4.17: links: Kalibrierplatten, rechts: Aufnahmen der Kalibrierplatte mit linker bzw. rechter Kamera

Die Auswahl der Objektive wird ebenfalls vom Messvolumen bestimmt. Dabei werden kleinere Objekte eher mit Objektiven mit größeren Brennweiten und größere Objekte mit entsprechend kleineren Brennweiten gemessen. Um die Kalibrierung durchzuführen werden zunächst der Abstand der Kamerasensoren vom Messobjekt, die Größe der Kalibrierplatte und die Brennweite der Objektive als feste Eingangsgrößen angegeben. Nach dem Durchlaufen einer Kalibrierungsroutine, die im Wesentlichen darin besteht, das Kalibrierobjekt in unterschiedlichen Lagen mit jeweils einer Kamera und gleichzeitig mit beiden Kameras aufzunehmen und dabei auf eine korrekte Belichtung zu achten, werden Orientierung und Abstand der Kameras und die Objektivparameter wie Brennweite und Verzeichnungen bis zu höheren Ordnungen berechnet. Der Winkel zwischen den Kameras sollte dabei größer als  $20^\circ$  sein und die resultierende Kalibrierabweichung kleiner als 0,04 Pixel, um später aussagekräftige Messergebnisse zu erhalten [120].

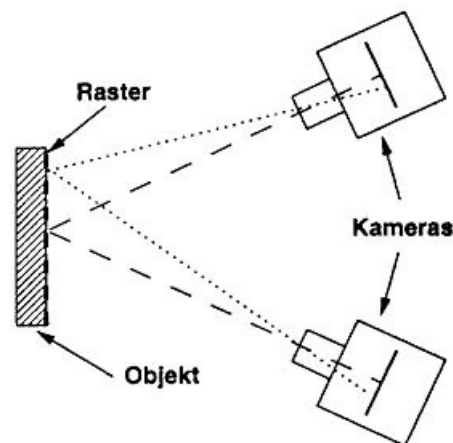


Abb. 4.18: Kamera-Anordnung für eine 3D-Messung



Um die Qualität einer Kalibrierung zu überprüfen ist es naheliegend, zwei Bilder eines unbewegten Objektes zu machen und die „Pseudodehnungen“ zu berechnen. Liegen die Maximalwerte der Dehnungen unterhalb von 0,05% ist davon auszugehen, dass die nachfolgende Messung ein stabiles Ergebnis liefert. Während einer Messung wird die Kodierung auf der Oberfläche des Probekörpers der Deformation folgend, in den unterschiedlichen Lastzuständen fotografiert. Mit Hilfe der digitalen Bildverarbeitung werden in den Bildern des Ausgangszustandes Facetten – das sind Bereiche gleicher Grauwertverteilung - definiert, die in jedem weiteren Bild eindeutig zugeordnet werden können. Über photogrammetrische Algorithmen erhält man für jeden Zeitschritt bzw. Belastungszustand die 3D-Koordinaten aller Facetten des kodierten Bereichs auf der Bauteiloberfläche woraus sich die dreidimensionalen Verschiebungsfelder, die 2D-Dehnungsfelder sowie die Kontur des Bauteils flächenhaft berechnen lassen.

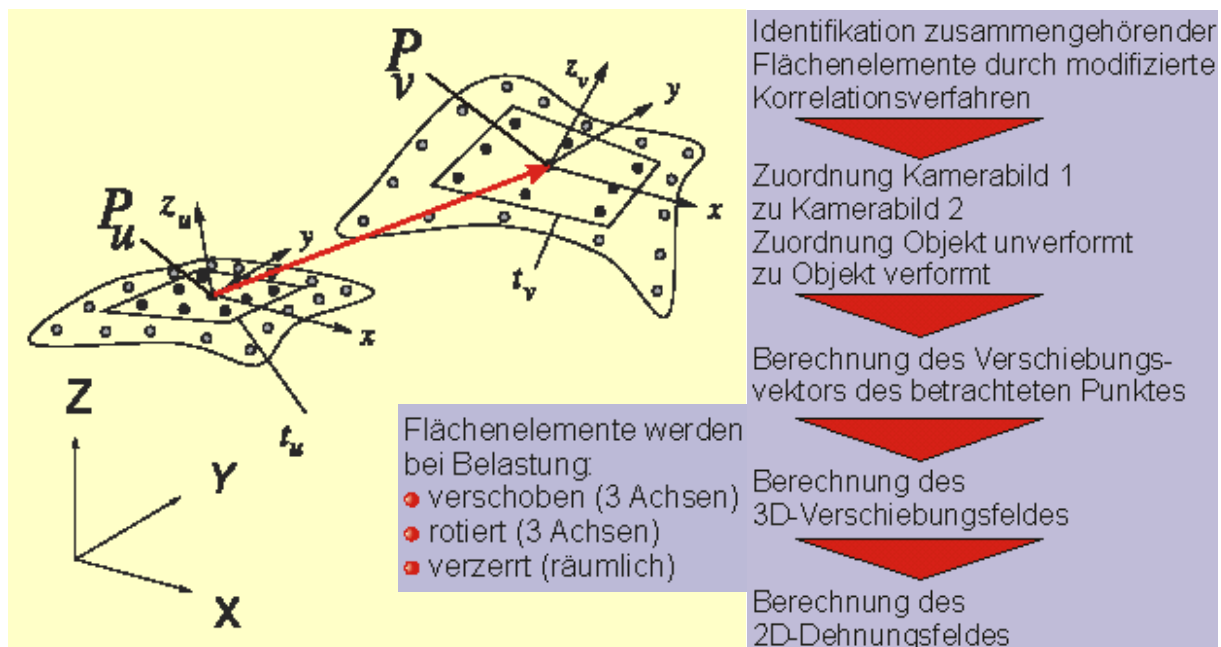


Abb. 4.19: zusammenfassende Darstellung des Messvorgangs beim Verfahren der Grauwertkorrelation [121]

## 4.4 Auswertung mit der Software ARAMIS

### 4.4.1 Korrelationsalgorithmus

Wie in Kapitel 4.3 beschrieben, beruht die Berechnung der Verschiebungs- und Dehnungsfelder auf der Probekörper- bzw. Bauteiloberfläche auf einem Vergleich der verformten Zustände mit dem Referenzzustand vor der ersten Belastung (Abb.4.20). Dabei wird ein Korrelationsalgorithmus angewendet, der auf der Analyse des Grauwertmusters  $g(x, y)$  kleiner Facetten basiert [122]. Im ersten Bild (unverformter Zustand = Referenzbild) wird ein Startpunkt definiert, dieser Punkt muss dann im zweiten Bild (verformter Zustand = Zielbild) ebenfalls als Startpunkt definiert werden.

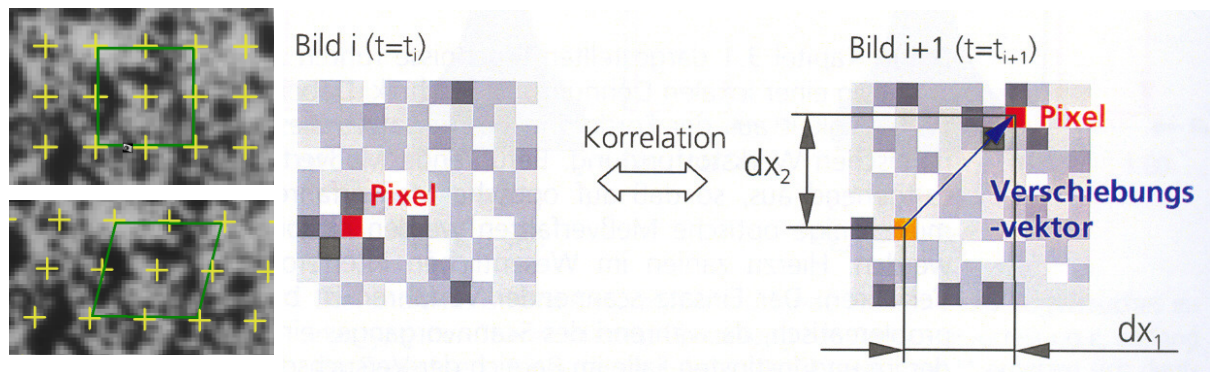


Abb.4.20: unverformte und verformte Facette einer Kodierung (links), Prinzip der Grauwertkorrelation (rechts)

Für die Grauwerte an diesen beiden Punkten gilt dann im zweidimensionalen Fall [122]:

$$g_1(x, y) = g_2(x, y) \quad (\text{Gl. 4.4})$$

Die Transformation der Pixel der Facette aus dem Referenzbild erfolgt über:

$$x_t = a_1 + a_2x + a_3y + a_4xy \quad (\text{Gl. 4.5})$$

$$y_t = a_5 + a_6x + a_7y + a_8xy \quad (\text{Gl. 4.6})$$

Die Werte  $a_1$  und  $a_5$  beschreiben die Translation des Facettenmittelpunktes. Die Rotation und Deformation der Facette wird über die sechs anderen Parameter berechnet. Zur Kompensation einer ungleichmäßigen Lichtintensitätsverteilung während der Bildaufnahmen, wird zusätzlich eine lineare radiometrische Transformation durchgeführt:

$$g_1(x, y) = b_1 + b_2g_2(x, y) \quad (\text{Gl. 4.7})$$

Über eine Minimierung der Fehlerquadratsumme der Abweichungen der zugeordneten Grauwerte werden die zehn unbekannt Parameter der geometrischen und radiometrischen Transformation berechnet. Dies gewährleistet eine optimale Zuordnung der im aktuellen Zustand gemessenen Grauwerte zu den entsprechenden im Referenzzustand.

Zur Anwendung dieses Verfahrens bei 3D-Messungen müssen die Bilder durch eine geeignete Umrechnungsvorschrift auf eine zweidimensionale Bildebene projiziert werden. Ein gängige Methode hierfür ist die Zentralprojektion. Da sie der Abbildung durch das menschliche Auge entspricht, entsteht bei der Zentralprojektion ein natürlicher Bildeindruck. Die Projektionsstrahlen gehen von einem gemeinsamen Projektionszentrum aus. Parallele Geraden des Raumes schneiden sich im Bild in einem gemeinsamen Fluchtpunkt. Durch Zentralprojektion wird der funktionale Zusammenhang zwischen den Bildkoordinaten, Kamerabildern und Objektkoordinaten der im

Raum zu messenden Punkte ermittelt. Aus zwei homologen Bildpunkten wird ein Objektpunkt errechnet. Mathematisch gesehen sind Zentralprojektionen kollineare Abbildungen. Durch Bündelausgleichsrechnung können Objektkoordinaten, Bildlagen und Kameraparameter berechnet werden.

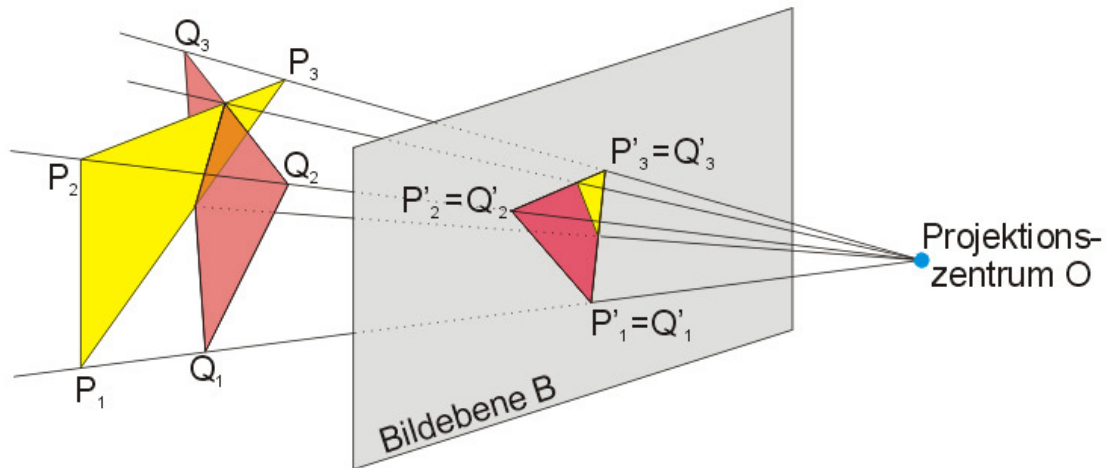


Abb. 4.21: Geometrisches Modell der Zentralprojektion [123]

Abbildung Abb. 4.21 zeigt den Zusammenhang, wie bei der Zentralprojektion ein Objektpunkt in ein Kamerabild eingebunden wird. Der Objektpunkt P wird durch ein Projektionszentrum O auf die Bildebene des Kamerabildes projiziert. Das Projektionszentrum kann als Lochblende des Kameraobjektivs mit beliebig kleiner Öffnung betrachtet werden. Um hohe Genauigkeiten bei der Zentralprojektion zu erreichen, muss das Modell mit zusätzlichen Parametern für systematische Bildfehler erweitert werden, die hauptsächlich durch eine Verschiebung des Bildhauptpunktes und durch Verzeichnungen der Objektivs entstehen. Die Reduzierung des 3D-Problems im Objektraum auf den ebenen Fall erfolgt über die Bestimmung der Tangentialebene für jeden Objektpunkt unter Verwendung der Konturinformation. Anschließend werden die 3D-Punktumgebungen in die Tangentialebene transformiert und wiederum über eine Koordinatentransformation in den 2D-Raum überführt. Durch die Transformation einer solchen projizierten Punktumgebung aus der Tangentialebene des Referenzzustands in die Tangentialebene des verformten Zustands kann auf den Deformationsgradienten F und damit auf den Verzerrungszustand der Oberfläche geschlossen werden [120,122,124,125]. Um eine direkte Ausgabe der Horizontal- und Vertikaldehnungen zu gewährleisten, wird der Deformationsgradient F in eine reine Rotationsmatrix und einen reinen Streckungstensor aufgeteilt. Wählt man für die Zerlegung den rechten Streckungstensor U lassen sich die Horizontal- und Vertikaldehnungen wie folgt aus diesem bestimmen [120]:

$$U = \begin{pmatrix} U_{11} & U_{12} \\ U_{21} & U_{22} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 + \varepsilon_x & \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{xy} & 1 + \varepsilon_y \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 4.8})$$

Um von einem Koordinatensystem unabhängige Verzerrungskomponenten zu erhalten, werden die Hauptstreckungen über folgenden Ansatz berechnet:

$$\lambda_{1,2} = 1 + \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2}\right)^2 - (\varepsilon_x \cdot \varepsilon_y - \varepsilon_{xy}^2)} \quad (\text{Gl. 4.9})$$

#### 4.4.2 Genauigkeit des Verfahrens der Grauwertkorrelation

Beim Grauwertkorrelationsverfahren werden die Verformungen und Dehnungen der Messobjekte nur auf der Oberfläche gemessen. Daher lassen sich in der Regel vor allem ebene und schwach gekrümmte Bauteile gut untersuchen. 2D-Messungen sind unkomplizierter als 3D-Messungen, da lediglich unterschiedliche Verformungszustände miteinander verglichen werden und nicht zusätzlich in jedem Berechnungsschritt das linke mit dem rechten Kamerabild und die Gültigkeit und Qualität der vor den Versuchen durchgeführten Kalibrierung. Sobald die Messobjekte komplexere geometrische Strukturen aufweisen und z.B. starke Krümmungen oder Rippen haben, ist ein lückenloses, flächenhaftes Deformations- und damit Dehnungsbild nicht mehr zu berechnen. Gründe dafür sind die fehlende optische Zugänglichkeit der gesamten Oberfläche für beide Kameras sowie die begrenzte Tiefenschärfe und das davon abhängige Messvolumen. Nach Herstellerangaben ist das Grauwertkorrelationsverfahren mit einem inneren Fehler von 0,01 Pixeln behaftet [122]. Daraus ergibt sich bei der Bestimmung des Dehnungsfeldes ein Gesamtfehler, der abhängig ist von der Größe der Facetten und von ihrem zur Dehnungsmessung verwendeten Abstand. Verwendet man z.B. Facetten von 20 Pixeln Größe und bestimmt die Dehnungen über Facetten die nur eine Bezugsfacette zwischen sich haben, ergibt sich ein prozentualer Fehler bei der Dehnungsmessung in Höhe von:

$$\frac{2 \cdot 0,01 \text{ pixel}}{40 \text{ pixel}} = 0,005 \triangleq 0,5\% \quad (\text{Gl.4.10})$$

Zur Erhöhung der Messgenauigkeit müssen größere Facetten gewählt bzw. der zur Dehnungsmessung verwendete Bezugsabstand vergrößert werden. Durch diese Maßnahmen verringert sich allerdings die Ortsauflösung. Eine Verringerung des Messfehlers lässt sich demnach nur über eine geringere Ortsauflösung gewährleisten und umgekehrt. Diese Tatsache erfordert bei der Versuchsdurchführung eine genaue Planung und Vorstellung vom relevanten Aspekt einer Deformationsmessung. Ein weiterer Fehler, der vor allem bei 2D-Messungen auftritt, entsteht durch eine Rotation oder Translation des Objektes aus der ursprünglichen Messebene hinaus. Während sich rein translatorische Verschiebungen der Kamera oder des Messobjektes durch telezentrische Objektive ausgleichen lassen, ist der Fehler der durch Rotation des Probekörpers entsteht, bei der Auswertung zu berücksichtigen. Dieser lässt

sich durch Trigonometrie bestimmen und liegt z.B. bei einer Objektgröße von 40 mm, die im Abstand von 500 mm gemessen wird, in einer Größenordnung von 0,2% für die Dehnungsmessung. Dabei wird eine Verdrehung der Probekörperenebene angesetzt, die zu Maximalverschiebungen aus der Bildebene heraus von ca. 1 mm führt.



## 5. Voruntersuchungen

### 5.1 Motivation und Herangehensweise

Um bei der späteren Versuchsdurchführung sicher stellen zu können, dass sowohl für die Faserlängs- als auch -querrichtung Proben gleichmäßiger Faserorientierungszustände vorliegen, ist es wichtig die Probeplattenherstellung daraufhin zu überwachen. Die Wahl der richtigen Anzugpunkte und Prozessparameter beim Abspritzen der Probeplatten ist dabei wesentlich. Eine Überprüfung der Faserorientierung und -verteilung innerhalb der Probeplatte ist dabei einerseits durch eine Füllsimulation schon vor der Herstellung und andererseits über begleitende Untersuchungen an bereits fertiggestellten Probeplatten möglich. In diesem Kapitel werden Voruntersuchungen an Probeplatten und Bauteildemonstratoren aus PP-LGF vorgestellt. Dabei kommen zusätzlich zu den üblichen mikroskopischen Gefügeuntersuchungen das Verfahren der thermoelastischen Spannungsanalyse (TSA) sowie Messungen mit einem Laserextensometer zur Anwendung. Dabei ist anzumerken, dass es sich bei den in den folgenden Unterkapiteln dargestellten Untersuchungsergebnissen mehrheitlich um die Resultate einzelner, stichprobenartig durchgeführter Tests handelt. Sie sind demnach nicht repräsentativ für die Gesamtheit der entsprechenden Probekörper.

Ziel der Untersuchungen ist es, sich einen Überblick über die Qualität der aus Probeplatten heraus präparierten Probekörper sowie der Bauteildemonstratoren zu verschaffen. Um Materialkennwerte unter Berücksichtigung der Anisotropie bestimmen zu können, müssen Probekörper aus Probeplatten herangezogen werden, da aus Versuchen an direkt abgespritzten Probestäben lediglich Kennwerte des Verbundes in Faserrichtung ermittelt werden können. Zudem muss überlegt werden, welche Materialkennwerte sich aus welchen Versuchen ergeben und in welchem Umfang dabei die Anisotropie des Materials berücksichtigt werden soll. Dabei spielt es z.B. in Bezug auf die Messung von Querdehnzahlen sowohl eine Rolle, ob man eine längs oder quer entnommene Probe prüft, als auch, ob man die Breit- oder Schmalseite optisch erfasst. Fest steht, dass der Aufwand für die experimentelle Ermittlung von Materialdaten mit der Komplexität des Materialverhaltens und des in der Simulation angewandten Werkstoffmodells zunimmt.

Wie bereits angesprochen ist langglasfaserverstärktes Polypropylen hinsichtlich seiner rheologischen und mechanischen Eigenschaften sehr kompliziert zu beschreiben. Es zeichnet sich dadurch aus, dass nahezu alle gängigen Phänomene aus der Materialtheorie berücksichtigt werden müssen, um sein Verhalten unter mechanischer und/oder thermischer Beanspruchung korrekt wieder zu geben. Da ein vorrangiges Ziel heutzutage in der Bestimmung von realen, exakten Materialkennwerten für die Verwendung in einer FE-Simulation liegt, muss festgelegt werden, welche Versuche welche Materialparameter für ein zugrunde liegendes Werkstoffmodell liefern können und wie dabei der Kosten-Nutzen-Aufwand ist. Dabei müssen bei allen Ver-

suchsarten möglichst homogene Spannungs-Dehnungs-Zustände im Messbereich vorliegen [126] und bei der Interpretation der Ergebnisse folgende Eigenschaften der Thermoplaste berücksichtigt werden [9,14,126,127]:

- Thermoplaste verhalten sich im elastischen Bereich nichtlinear (Hyperelastizität).
- Sie sind gekennzeichnet durch viskose Eigenschaften über fast den gesamten Verformungsbereich (Viskoelastizität, Viskoplastizität).
- Sie verhalten sich anisotrop bezogen auf den Belastungszustand (Zug, Druck und Schub) sowohl im elastischen als auch im plastischen Bereich.
- Es treten große Streuungen der Kennwerte bei hohen Dehnraten auf.
- Die Versagensdehnung ist abhängig von der Dehnrate.

Der Materialprüfer muss nun aufbauend auf einem geeigneten Versuchskonzept die für eine vollständige Materialcharakterisierung erforderlichen Kennwerte ermitteln [14]. Aufgrund der Vielzahl an Materialkennwerten, die für ein faserverstärktes Thermoplast bestimmt werden müssen, um alle bauteilrelevanten Eigenschaften beschreiben zu können, steigt der Aufwand für Versuchsreihen im Vergleich zu z.B. metallischen Werkstoffen deutlich an. Aus Zeit- und Kostengründen werden daher in den meisten Fällen nicht alle Phänomene im Detail betrachtet, sondern es wird auf vereinheitlichende Darstellungen des Materialverhaltens zurückgegriffen.

## 5.2 Untersuchungen an Probekörpern aus Probepplatten

### 5.2.1 Thermoelastische Spannungsanalyse

Bei der thermoelastischen Spannungsanalyse handelt es sich um ein berührungsloses Messverfahren mit dessen Hilfe Oberflächendehnungen oder -spannungen auch an komplexen Bauteilen gemessen werden können [128]. Die bei Festkörpern mit einer Änderung des Belastungszustandes einhergehende Temperaturänderung lässt sich unter bestimmten Voraussetzungen bei homogenen, isotropen Materialien als die hierzu proportionale Änderung der Summe der Hauptspannungen bzw. -dehnungen interpretieren [129]. Man spricht dabei auch vom sogenannten Kelvin-Effekt [130]. Da es sich bei der Messung um ein integrierendes Verfahren handelt, ist eine zyklische Belastung des Probekörpers erforderlich. Um die mechanischen Grundgleichungen zu erfüllen, muss zudem eine nahezu adiabate Temperaturänderung gegeben sein. Dies wird am ehesten über eine ausreichend hohe Belastungsfrequenz erreicht. Mittels einer hochauflösenden Infrarotkamera wird das thermoelastische Signal vollflächig aufgezeichnet und softwaregesteuert je nach Kalibrierungsart in die Änderung der Hauptdehnungen oder Hauptspannungen uminterpretiert. Der thermoelastische Effekt ist in Abb. 5.1 dargestellt. Eine TSA-Kamera und der nichtlineare Zusammenhang zwischen der Temperatur und dem resultierenden Messsignal zeigt Abb. 5.2. Ein großer Vorteil der TSA ist, dass sie in der Lage ist, in kurzer Zeit den an der Oberfläche eines Probekörpers wirkenden mechanischen Beanspruchungszustand flächenhaft mit einer hohen Auflösung zu erfassen. Hierdurch lässt



sich z.B. die Homogenität von Werkstoffproben oder der Faserorientierungsgrad in Ihnen abschätzen. Bei faserverstärkten Kunststoffen ist zu berücksichtigen, dass die TSA das Verhalten der Hauptfaserschichten indirekt über die oberflächennahen Schichten erfasst, da nur innerhalb der faserarmen Randschicht ein isotropes Materialverhalten vorliegt [131]. Eine weiterführende Beschreibung der Funktionsweise der thermoelastischen Spannungsanalyse und ihrer Anwendungsgebiete findet der Leser in [132,133,134,135,136].

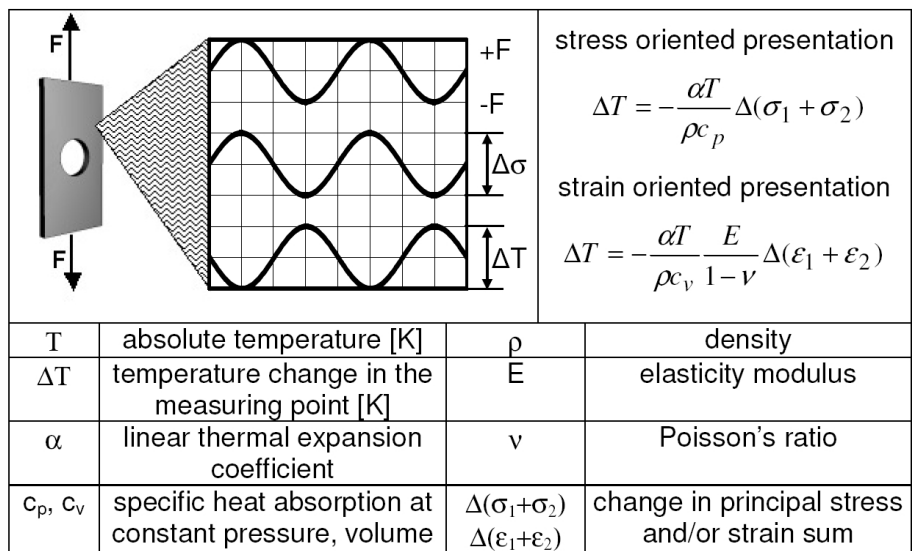


Abb. 5.1: Thermoelastischer Effekt [137]

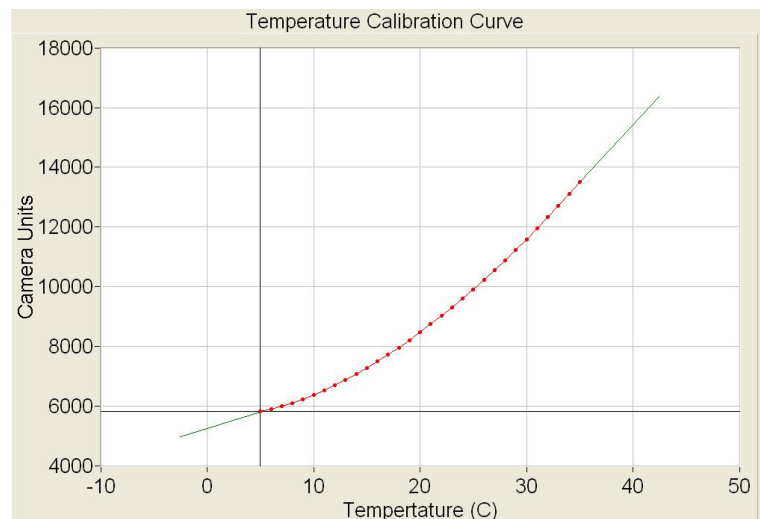


Abb. 5.2: TSA-Kamera (links), Kalibrierkurve (rechts)

In Abb. 5.3 ist das Ergebnis einer TSA-Untersuchung an einer Probeplatte aus PP-LGF 30 dargestellt. Es wurden wie abgebildet 5 rechteckige Probestäbe so aus den Stellen der Probeplatten heraus präpariert, dass in guter Annäherung eine Faserorientierung in Probenlängsrichtung vorlag. Vorher wurde die Probeplatte geröntgt und das Röntgenbild eingescannt, so dass die genauen Entnahmestellen nachvollziehbar sind. Die Proben wurden mit einer Frequenz von 5 Hz im linear elastischen Zugschwellbereich angeregt. In der Legende ist farblich die Höhe des resultierenden

TSA-Signals zu erkennen. Das TSA-Signal wurde auf die Summe der Hauptdehnungen kalibriert, so dass eine höhere Dehnung in Probenlängsrichtung ein höheres Messsignal liefert.

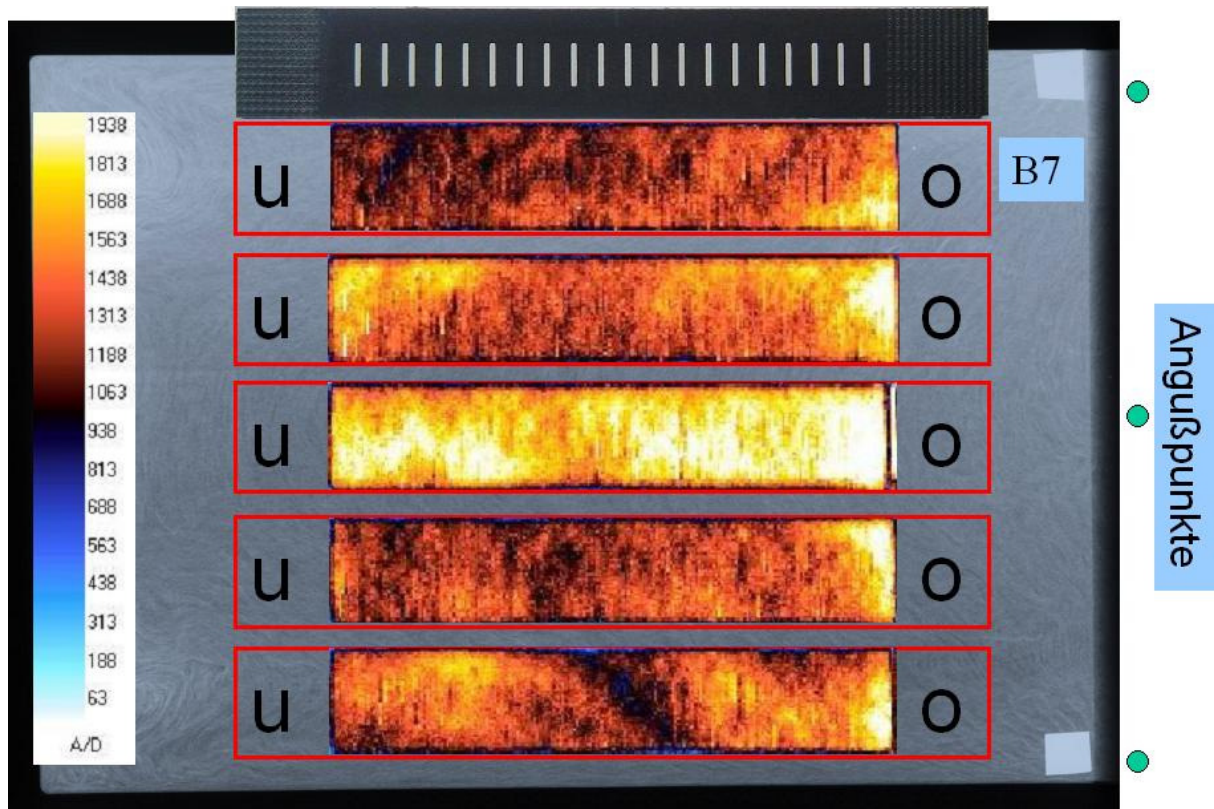


Abb. 5.3: Untersuchung der Homogenität einer Probeplatte aus PP-LGF 30 mit der TSA, Längsorientierung der Fasern innerhalb der Probestäbe

Unter der Annahme, dass eine optimale Längsausrichtung der Fasern die geringsten Längsdehnungen bei zyklischer Zugbelastung zulassen, kann über die relative Höhe des TSA-Signals auf den Faserorientierungszustand geschlossen werden. Man sieht deutlich, dass alle Probekörper eine recht große Bandbreite des Signalwertes vorweisen. Es fällt auf, dass bei allen Proben die höchsten Werte an den mit „O“ gekennzeichneten oberen Probekörperenden zu erkennen sind und die mittlere Probe diejenige ist, welche insgesamt die höchste Dehnung erfährt und somit die weichste Probe mit der größten Abweichung der Fasern von einer eindeutigen Längsorientierung sein sollte. Das Ergebnis der gleichen Untersuchung an quer zur Anspritzrichtung entnommenen Proben ist in Abb. 5.4 dargestellt. Auch hier sind die Proben recht inhomogen, wobei besonders die Signalüberhöhung an der vom Angriffspunkt aus gesehenen zweiten Probe auffällt. Bei dieser Probe ist unter Zugbelastung ein Versagen in diesem Bereich zu erwarten. Um eine zuverlässige Aussage über die Qualität der Proben in Abhängigkeit von ihrem Entnahmeort treffen zu können, sollte zur statistischen Absicherung eine größere Anzahl an gleichartigen Wiederholversuchen durchgeführt werden. Dies konnte aufgrund des sehr großen Aufwandes in dieser Arbeit nicht geleistet werden. Stattdessen wurden die Ergebnisse der TSA-Untersuchung mittels einer Bestimmung der lokalen E-Moduln von Probestäben ü-

berprüft. Diese Vergleichsmessungen wurden sowohl mit einem Laserextensometer als auch mit einem Setzdehnungsaufnehmer durchgeführt.

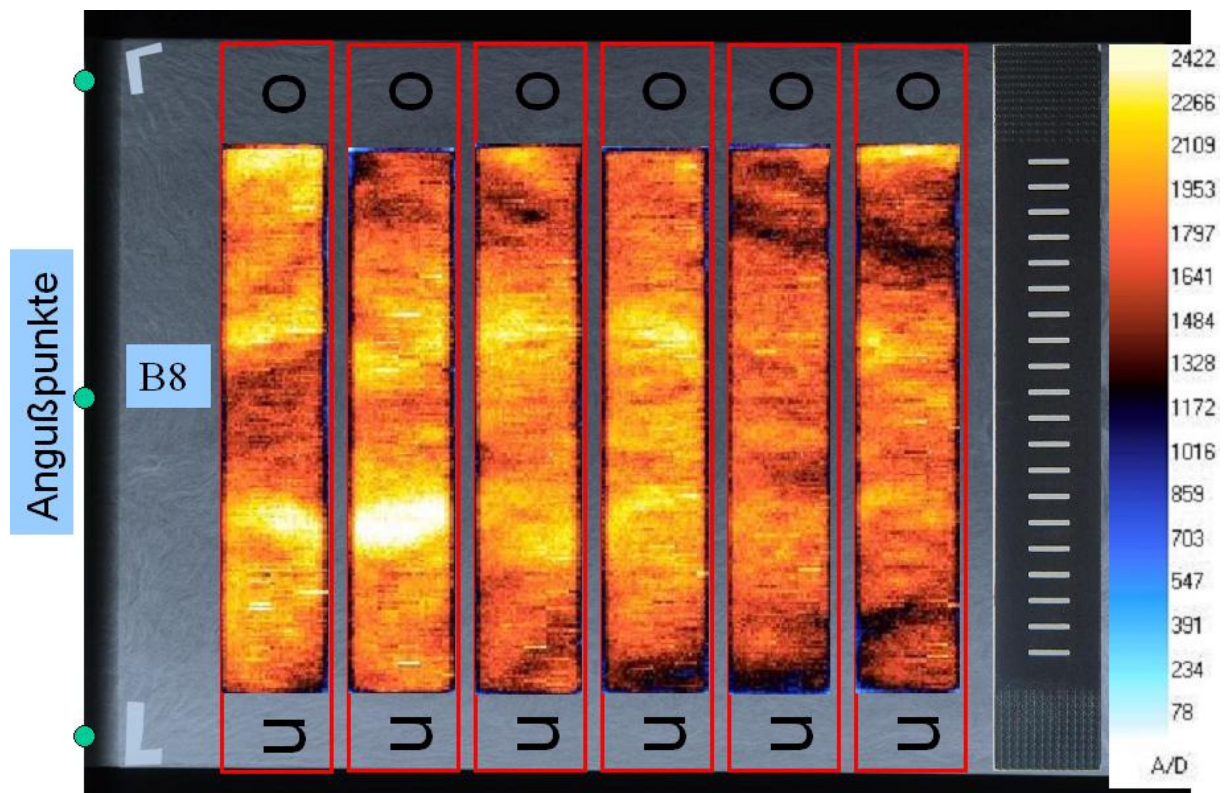


Abb. 5.4: Untersuchung der Homogenität einer Probepalette aus PP-LGF 30 mit der TSA, Querorientierung der Fasern innerhalb der Probestäbe

### 5.2.2 Vergleichsmessungen mit Laser-Extensometer und Setzdehnungsaufnehmer

Im Folgenden werden Vergleichsmessungen an Rechteckproben aus PP-LGF 30, die mit einem Laserextensometer durchgeführt wurden, vorgestellt. Einen für diese Messungen präparierten Probekörper kann man in Abb. 5.3 und Abb. 5.4 neben den mit der TSA gemessenen Proben sehen. Im Abstand von fünf Millimetern werden weiße Kodierstreifen aufgebracht, die im Vergleich zur mattschwarzen Oberfläche des Kunststoffes ein deutlich höheres Reflexionsverhalten gegenüber einem Laser aufweisen. Bei Messungen mit dem Laser-Extensometer handelt es sich um ein Zeitmessverfahren bei dem anhand der zeitlichen Änderungen der Laserlaufzeiten zwischen Sende- und Empfängermodul die Abstandsänderungen der Kodierstreifen zueinander bestimmt werden [138]. Hieraus lassen sich sowohl für einsinnige Zugversuche wie auch für dynamische Versuche linienhaft auf einer Länge von 50 mm orts aufgelöst Dehnungen sowie Materialparameter, wie z.B. die lokale Dämpfung in einer Zone, bestimmen [139]. Abb. 5.5 zeigt eine Prinzipskizze des Messaufbaus. Der Laserstrahl wird dabei immer parallel zur Horizontalen auf die Probe gelenkt. Dies wird erreicht, indem man den Laserstrahl durch ein rotierendes Ablenkelement schickt. Zum Vergleich mit den Ergebnissen der TSA-Messungen werden die Probe-

körper längs und quer zur Abspritzrichtung entnommen und bis 0,4% Dehnung belastet. Daraufhin wird der E-Modul zwischen 0,05 und 0,25% Dehnung nach DIN in allen Zonen bestimmt [140] und als Balkendiagramm passend zur Lage der Entnahmestellen der Probekörper auf dem Röntgenbild eingefügt.

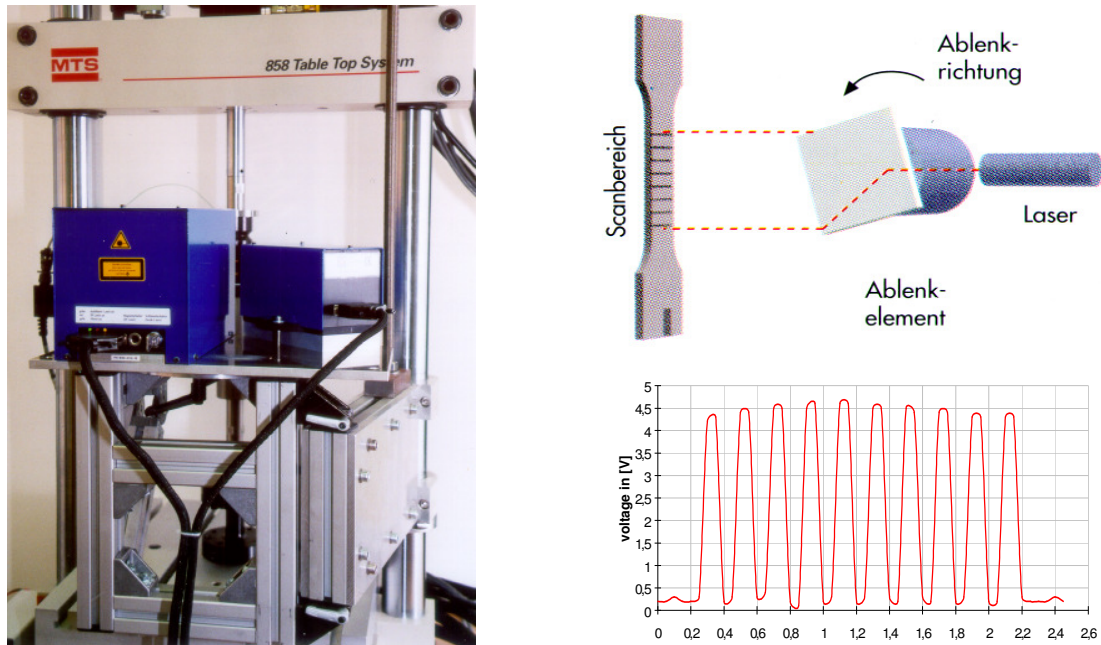


Abb. 5.5: Laserextensometer, Parallelführung des Lasers, Prinzip der Zeitmessung

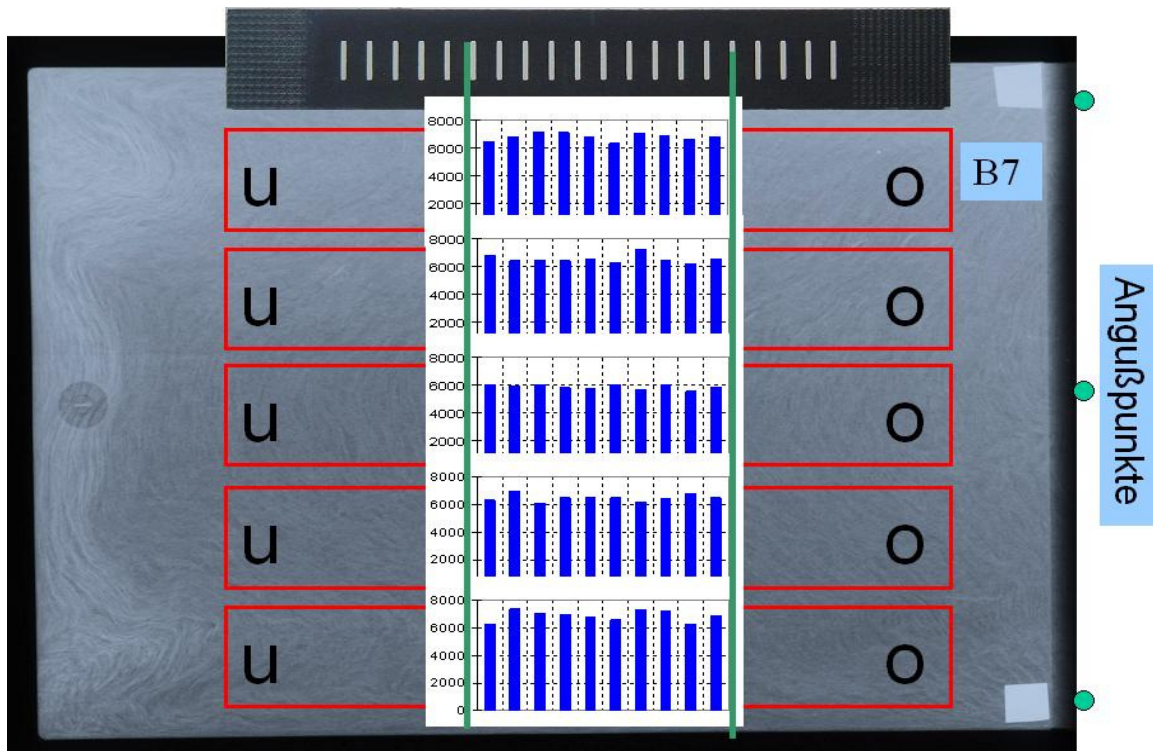


Abb. 5.6: Verteilung der E-Moduln, Probeplatte aus PP-LGF 30, Proben längs entnommen

Daraus ergibt sich eine E-Modul-Verteilung über die Probeplatte, anhand derer wiederum auf deren Homogenität geschlossen werden kann. Es zeigt sich, dass, wie auch bei den Messungen mit der TSA, die mittlere Probe der längs entnommenen

Proben sowie die zweite Probe der Querproben die schwächsten Zonen aufweisen. Ansonsten ergibt sich über die gesamte Probepalette verteilt ein recht homogenes Bild (Abb. 5.6, Abb. 5.7).

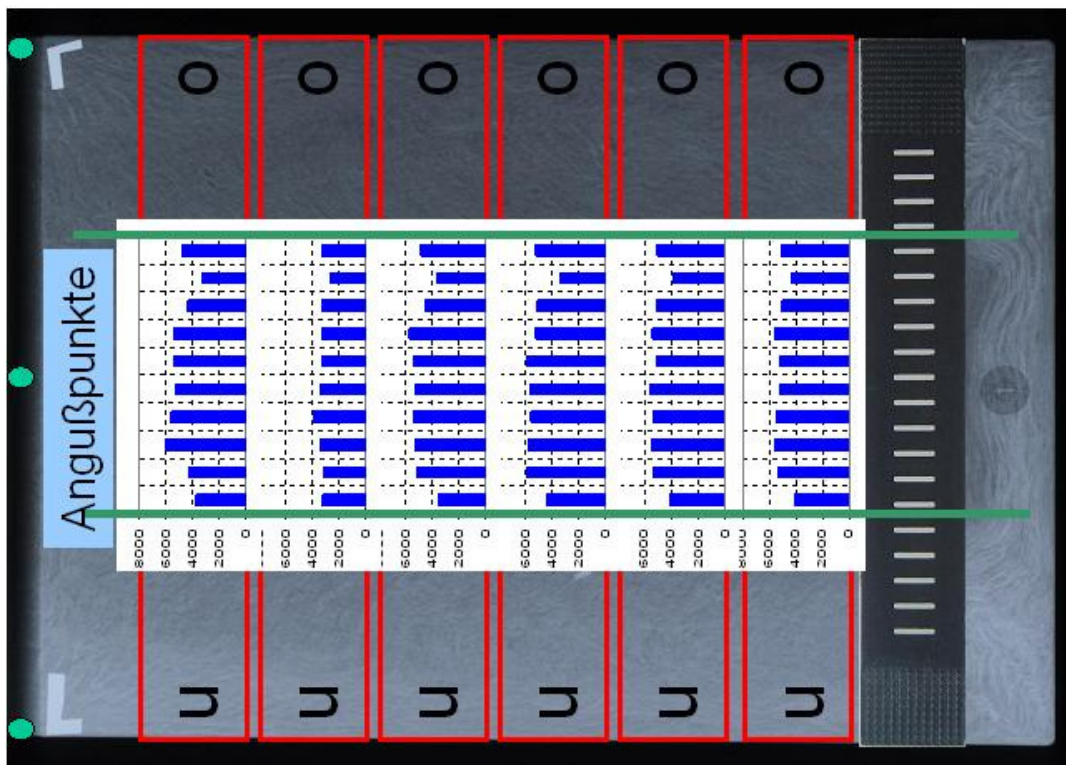


Abb. 5.7: Verteilung der E-Moduln, Probepalette aus PP-LGF 30, Proben quer entnommen

Die Ergebnisse der E-Modul-Messung von PP-LGF 30 mit Werten von ca. 6600 MPa entsprechen in etwa denen der Materialdatenblätter des Herstellers. Dies ist insofern verwunderlich, als dass Probekörper aus Probepaletten für gewöhnlich Steifigkeitswerte in Faserrichtung aufweisen, die deutlich unterhalb derer direkt abgespritzter Probekörper liegen. Dies ist mit dem unterschiedlichen Schichtaufbau zu erklären. Eine direkt abgespritzte Probe hat eine nahezu unidirektionale Schicht mit vorwiegend in Zugrichtung orientierten Fasern. Der aus Probepaletten präparierte Probekörper hingegen hat einen Drei-Schichtaufbau mit einer quer zur Abzugsrichtung orientierten Mittelschicht. Da ursprünglich auch Probekörper aus PP-LGF 40 aus BMW-Platten hergestellt werden sollten, um beide Materialien bezogen auf ihren unterschiedlichen Faservolumengehalt direkt vergleichen zu können, wurden die lokalen E-Modul-Messungen auch an Probepaletten von BMW aus PP-LGF 40 durchgeführt. Anhand der Proben L3 und L4 zeigt sich, dass die Werte für den E-Modul im Gegensatz zu denen von PP-LGF 30 deutlich unter den Referenzdaten des Herstellers liegen (Abb. 5.8). Dieser gibt einen Zug-E-Modul von 8.900 MPa an. Da für beide Materialien dieselbe Werkzeugform genutzt wurde und die vom Hersteller empfohlenen Verarbeitungsparameter eingehalten wurden, liegt eine mögliche naheliegende Begründung für die unterschiedlichen relativen Materialqualitäten im unterschiedlichen Faservolumengehalt. Da LFT eine schwierig zu verarbeitende Schmelze liefert, kann der zusätzliche Faservolumenanteil von 10% des PP-LGF 40 zu einer vermehrten

lokalen Faseranhäufung, zusätzlichen Lunkern, sich anders gestaltender und eventuell stärkerer Faserdegradation sowie zu anderen, unerwarteten Faserorientierungszuständen führen.

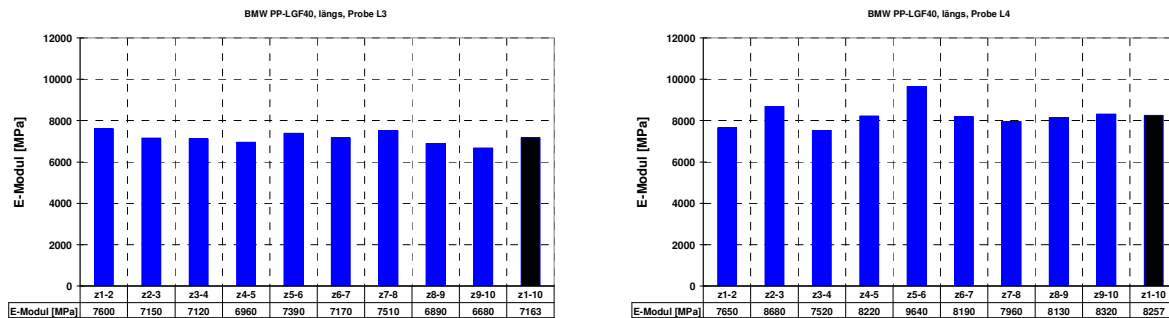


Abb. 5.8: Schwankungen der lokalen E-Moduln bei PP-LGF 40 (BMW-Platte), Proben L3 und L4

Eine Faserlängenverteilungsanalyse der untersuchten Probekörper ist in Kapitel 5.2.3 beschrieben. Im Anschluss an die Messungen mit dem Laserextensometer wurden die Ergebnisse an denselben Proben aus PP-LGF 40 zusätzlich mit einem Setzdehnungsaufnehmer an einer Universalprüfmaschine überprüft. Die Werte der Dehnungen wurden ebenfalls bezogen auf eine Ursprungslänge in Probekörpermitte von 50 mm ermittelt (Abb. 5.9). Im Gegensatz zu den Messungen mit dem Laserextensometer, die bei 0,4 % Dehnung gestoppt wurden, wurden diese Proben bis zum Versagen gezogen, um das Material auch auf Abweichungen von anderen Standardkennwerten der Datenblätter, wie z.B. die Bruchdehnung, hin überprüfen zu können.

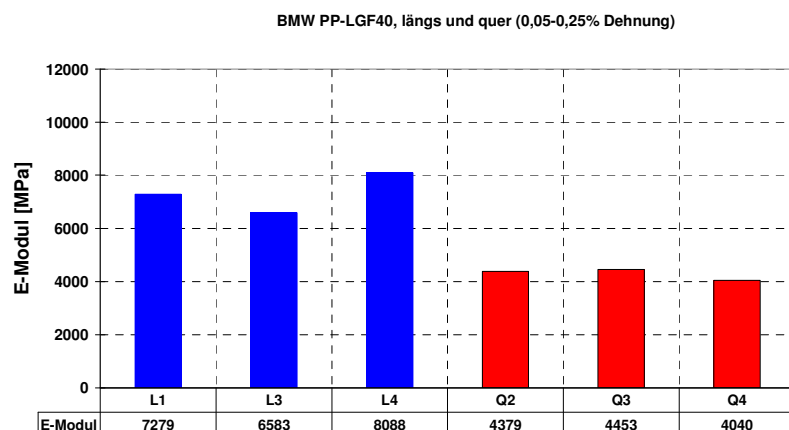
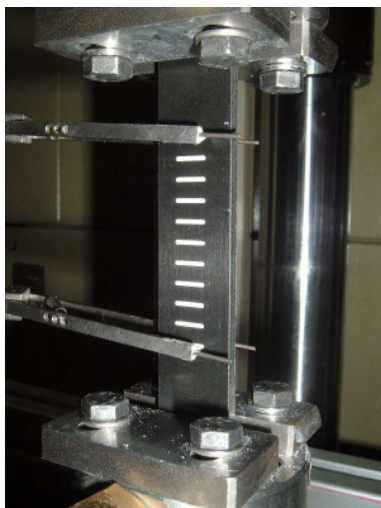


Abb. 5.9: PP-LGF 40 (BMW), längs und quer, E-Moduln aus Messungen mit Setzdehnungsaufnehmer, blau: Faserlage längs, rot: Faserlage quer

Es zeigt sich, dass die Werte für die E-Moduln in etwa den integralen Werten der Messungen mit dem Laserextensometer entsprechen, also deutlich unter dem Wert des Herstellers liegen. Ebenso werden die Werte der Datenblätter für die Bruchdehnung von 1,9% und die Bruchfestigkeit von 109 MPa nicht erreicht (Abb. 5.10).

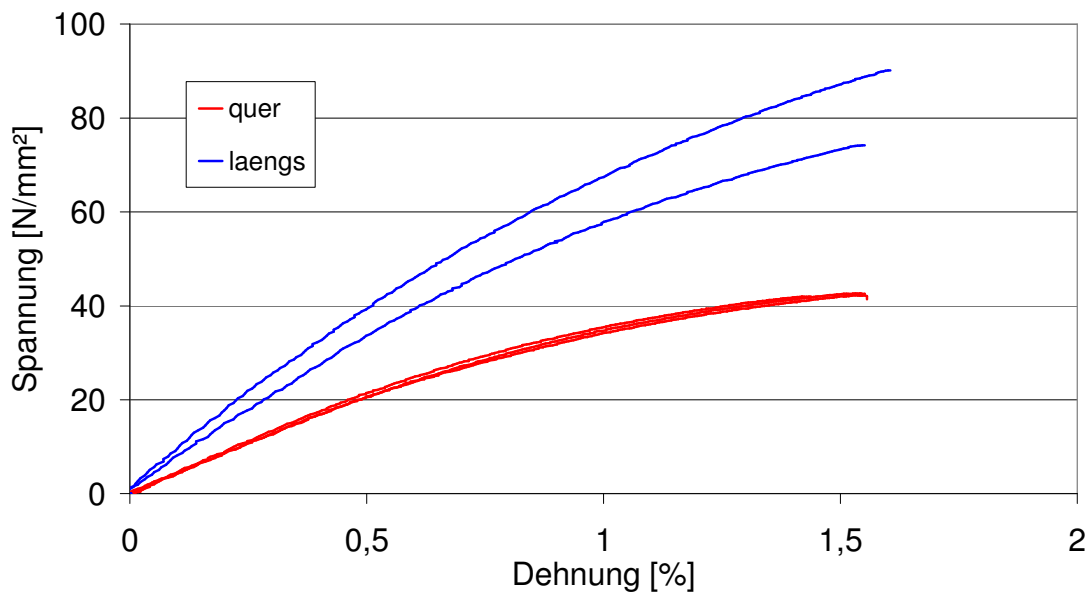


Abb. 5.10: Spannungs-Dehnungs-Kurven aus quasistatischen Zugversuchen, Universalprüfmaschine mit Setzdehnungsaufnehmer, PP-LGF 40 (BMW-Platte)

Mit Hilfe der zuvor genannten Verfahren lässt sich also die Qualität der Probekörper hinsichtlich der Faserverteilung und generellen Vergleichbarkeit mit anderen Materialien abschätzen. Eine zusätzliche Füllsimulation der Probeplatten, z.B. mit dem Programmsystem Moldflow kann eine Prozessoptimierung zusätzlich unterstützen. Leider konnte zu diesem Zeitpunkt der Untersuchung nicht auf eine derartige Software zurückgegriffen werden. Da die Aussagekraft von Füllanalysen mit LFT zum jetzigen Zeitpunkt im Vergleich zu den schon weitgehend beherrschbaren Kurzfaserverwerkstoffen begrenzt, weil noch unzuverlässig ist, kann allerdings eine ideal aufeinander abgestimmte Herstellung von Probeplatten aus PP-LGF mit zwei unterschiedlichen Faservolumengehalten auch mit vorbereitenden Füllsimulationen nicht garantiert werden. Aufgrund dieser Erkenntnisse wird, was PP-LGF 40 betrifft, im weiteren Verlauf der Arbeit auf Untersuchungsergebnisse an Probekörpern aus Daimler-Platten zurückgegriffen. Dies gilt insbesondere für die Ergebnisse mechanischer Prüfungen. Die für Interpretationszwecke nützlichen Ergebnisse der mikroskopischen Untersuchungen an Proben aus PP-LGF 40 aus BMW-Platten werden in diesem Kapitel weiterhin dargestellt.

### 5.2.3 Faservolumengehalt und Faserlängenverteilung

Zur Beurteilung der Verarbeitungsqualität der Flachzugproben und der Bauteildemonstratoren wurden bei der Ticona GmbH in Kelsterbach Untersuchungen zur Bestimmung des Fasergehalts und der Faserlängenverteilung durchgeführt. Der Fasergehalt wurde dabei massebezogen durch Berechnung des Verhältnisses aus Glührückstand zum Ausgangsgewicht der Probe ermittelt. Abb. 5.11 zeigt den Verschlungsrückstand zweier Zugprobekörper aus PP-LGF 30 bzw. PP-LGF 40 und eines Rechteckprobekörpers aus PP-LGF 40. Die Qualität der Proben aus PP-LGF 40 ist hinsichtlich der Faserorientierung in der Mantelschicht und des optischen Ge-

sambildes von besserer Qualität. Der Zusammenhalt der Faserstruktur ist aufgrund des geringeren Faservolumengehaltes bei PP-LGF 30 erwartungsgemäß schlechter ausgeprägt und lässt daher keine vergleichenden Rückschlüsse auf die allgemeine Verarbeitungsqualität der Probekörper zu.

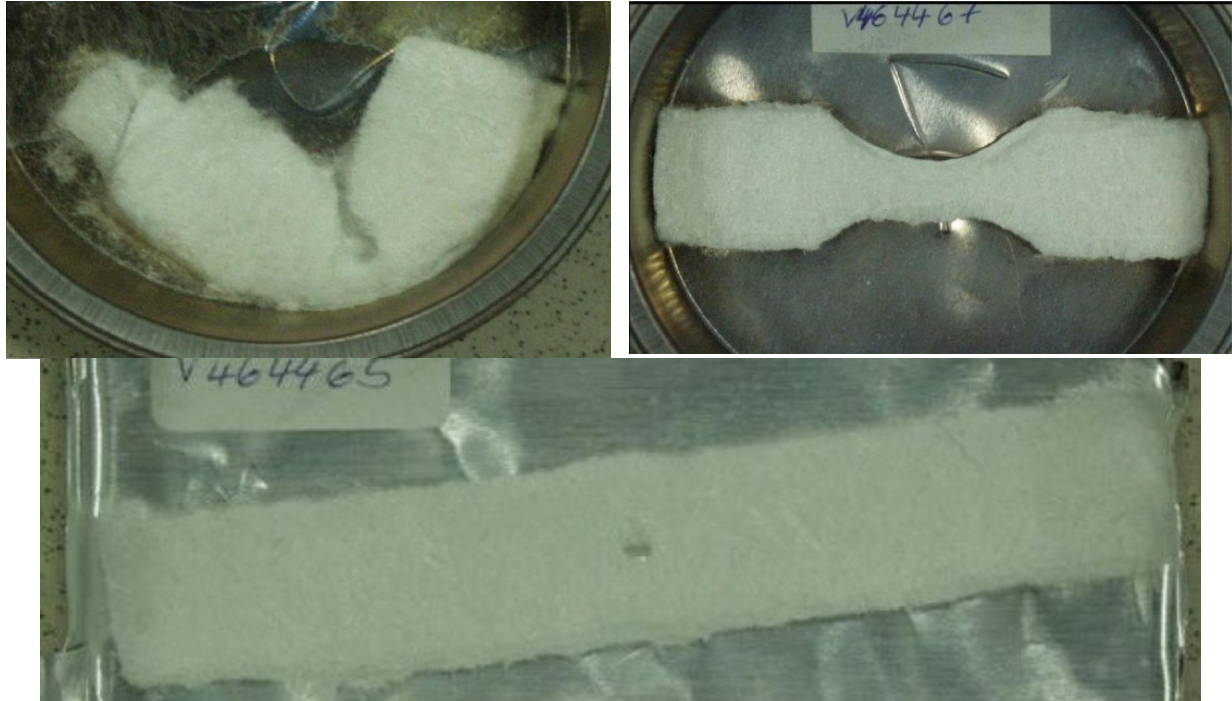


Abb. 5.11: Veraschungsrückstand, Zugprobekörper, PP-LGF 30 BMW (links oben), PP-LGF 40 BMW (rechts oben), PP-LGF 40 DC (unten)

Ein genaueres Bild über die während des Herstellungsprozesses erfolgte Faserdegradation der Zugprobekörper aus PP-LGF 30 und PP-LGF 40 liefert eine nach Faserlängengruppen geordnete Verteilungsfunktion der Fasern. Dabei unterscheidet man zwischen der anzahlgemittelten und gewichtsgemittelten Häufigkeit der Fasern:

$$H_n = n_i / \sum n_i \quad ; \quad H_w = n_i L_i / \sum n_i L_i \quad (\text{Gl.5.1})$$

i: Faserlängengruppe; n: Anzahl der Fasern einer Klasse; L: Einzelwerte der Faserlängen;  $H_n$ : Anzahlgemittelte Häufigkeit;  $H_w$ : Gewichtsgemittelte Häufigkeit

In Abb. 5.12 und Abb. 5.13 ist die anzahlgemittelte Häufigkeit und der summierte prozentuale Anteil der Fasern aufsteigender Längengruppen eines einzelnen Zugprobekörpers aus PP-LGF 30 bzw. PP-LGF 40 dargestellt. Dabei ist zu beachten, dass in diesem Fall Probekörper aus voneinander abweichend hergestellten Probekörpern unterschiedlicher Geometrie verglichen werden (BMW- und DC-Platte). Bei Langfaserwerkstoffen stellt eine Klassenbreite von 200 - 300  $\mu\text{m}$  einen befriedigenden Kompromiss zwischen der Forderung nach Stetigkeit der Verteilung und einer ausreichenden Auflösung dar.



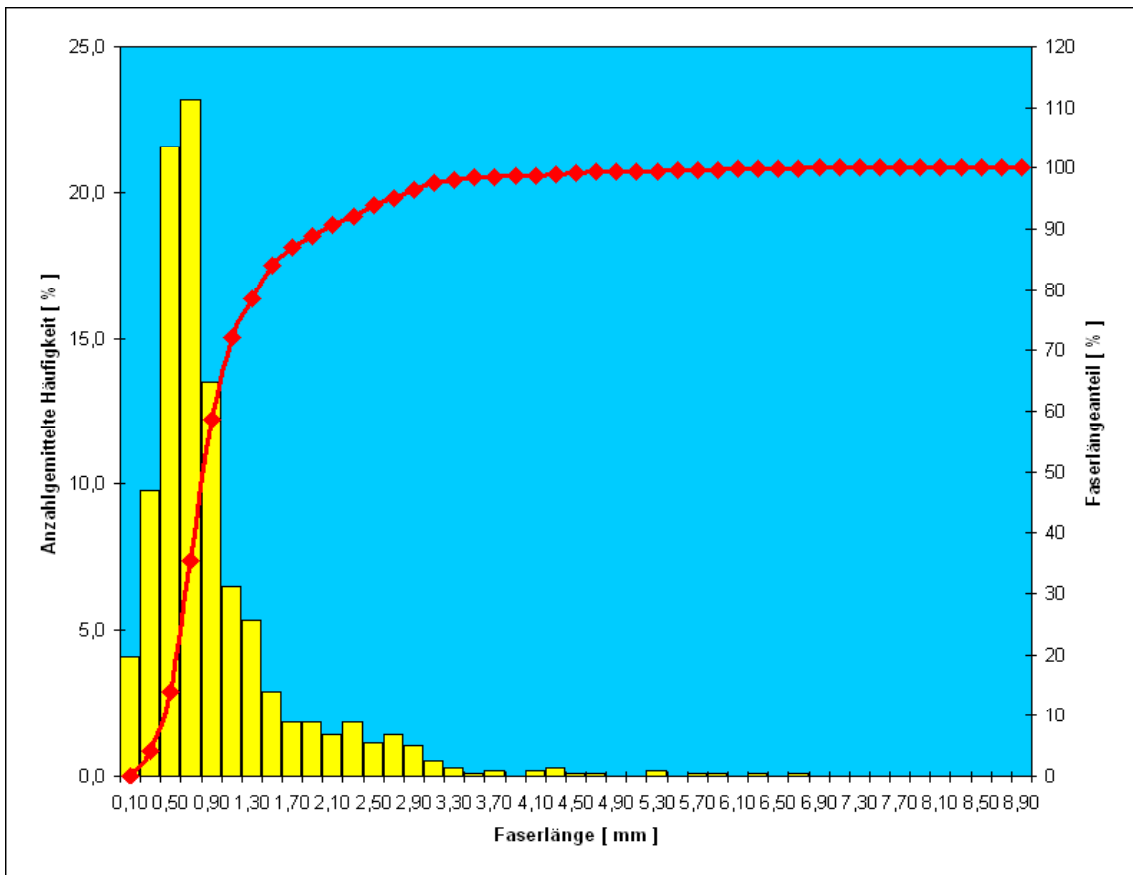


Abb. 5.12: Anzahlgemittelte Häufigkeit der Faserlängen, Probekörper aus PP-LGF 30

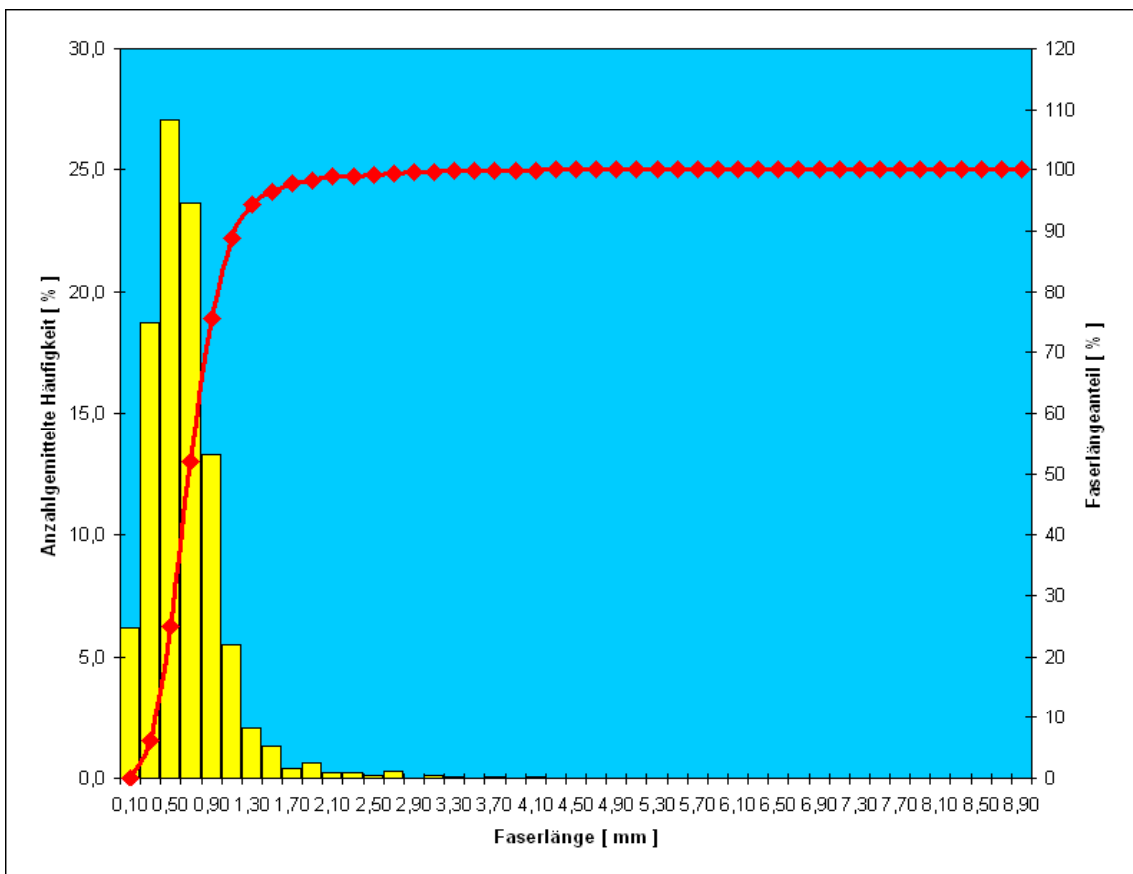


Abb. 5.13: Anzahlgemittelte Häufigkeit der Faserlängen, Probekörper aus PP-LGF 40

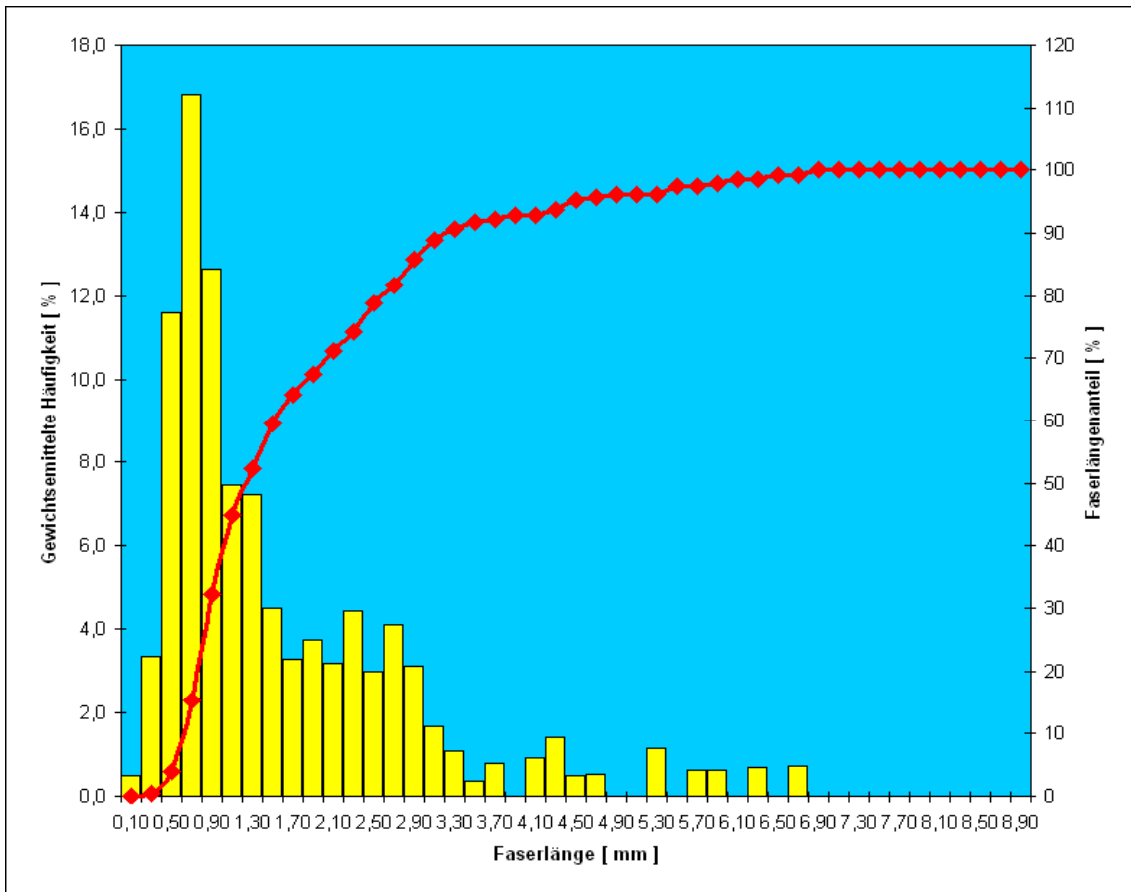


Abb. 5.14: Gewichtsmittelte Häufigkeit der Faserlängen, Probekörper aus PP-LGF 30

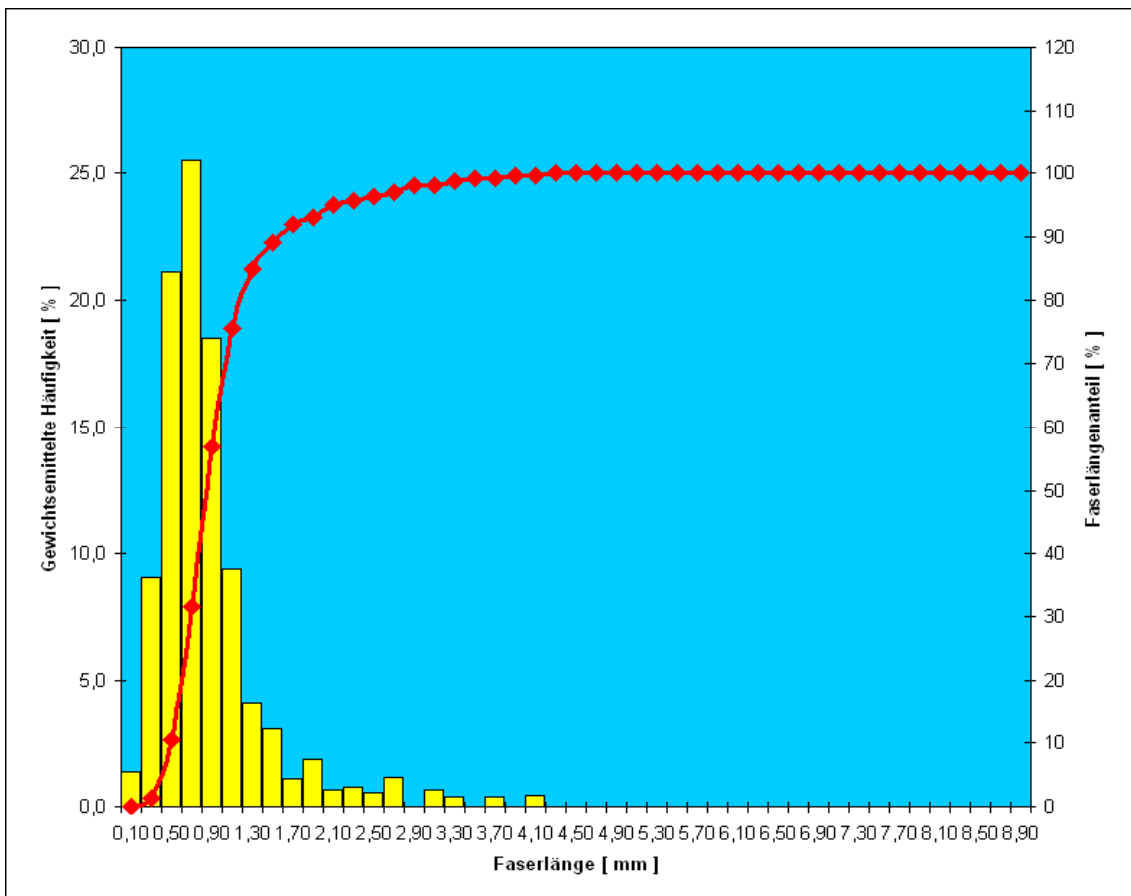


Abb. 5.15: Gewichtsmittelte Häufigkeit der Faserlängen, Probekörper aus PP-LGF 40

Eine weitere Kenngröße ist die mittlere Faserlänge. Sie ergibt sich zu:

$$L_n = \sum n_i L_i / \sum n_i \quad ; \quad L_w = \sum n_i L_i^2 / \sum n_i L_i \quad (\text{Gl. 5.2})$$

$L_n$ : Anzahlgemittelte Faserlänge;  $L_w$ : Gewichtsgemittelte Faserlänge

Bei der gewichtsgemittelten Häufigkeit und der gewichtsgemittelten Faserlänge werden die längeren Fasern gegenüber den anzahlgemittelten Größen stärker gewichtet. Die gewichtsgemittelten Werte (Abb. 5.14 und Abb. 5.15) werden bevorzugt zur Werkstoffbewertung herangezogen. Als Maß für die Breite der Verteilung kann zusätzlich das Verhältnis aus gewichtsgemittelter zur anzahlgemittelten Faserlänge  $L_w/L_n$  heran gezogen werden. Abschließend kann die Höhe der Faserdegradation durch die sogenannte Bruchzahl je Ausgangsfaser sowie die prozentuale Anzahl von Fasern unterhalb einer bestimmten Faserlängenklasse beschrieben werden. Diese entspricht oft der kritischen Faserlänge.

$$H_{FB} = L_0 / L_n - 1 \quad (\text{Gl. 5.3})$$

$L_0$ : Faserausgangslänge;  $H_{FB}$ : Bruchzahl je Ausgangsfaser

In Tabelle Tab. 5.1 sind die wichtigsten Kennwerte betreffend der Faserlängenverteilung für eine PP-LGF 30-Probe und eine PP-LGF 40-Probe zusammengefasst.

	PP-LGF 30	PP-LGF 40 (DC)
Gewichtsgemittelte Faserlänge [mm]	1,637	0,876
Anzahlgemittelte Faserlänge [mm]	0,938	0,639
Gewichtsgemittelte Faserlänge $L < 1,3$ mm [%]	59,57	89,03
Bruchzahl je Ausgangsfaser $H_{FB}$	9,656	14,657
$L_w/L_n$	1,745	1,372

Tab. 5.1: Statistische Kenngrößen zur Faserlängenverteilung

Es ist sowohl in den Abbildungen zur prozentualen Häufigkeit der einzelnen Faserlängenklassen also auch in der Tabelle ein deutlicher Unterschied zwischen der Höhe des Faserabbaus bei PP-LGF 30 und PP-LGF 40 fest zu stellen. Während die Anzahlgemittelte Faserlänge beim PP-LGF 30 nur knapp 50% höher ist als die des PP-LGF 40 ist der gewichtsbezogene Wert fast doppelt so hoch. Auch der verbleibende Anteil an Fasern, die größer als 1,3 mm sind, also der bei PP-LGF kritischen Faserlänge, ist bei PP-LGF 30 mit über 40 % deutlich höher als die knapp 11% beim PP-LGF 40. Die später in Kapitel 6 präsentierten Ergebnisse könnten ihre Ursache in dieser ungleichen resultierenden Faserlängenverteilung haben. Der eigentliche Vorteil eines erhöhten Faservolumengehalts, der im Regelfall höhere Werte für Steifigkeit und Festigkeit bei LFT bedingt, wird somit relativiert.

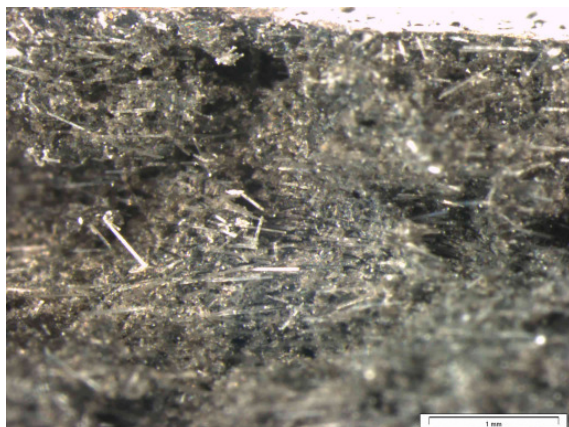
Zu Eingangsuntersuchungen bei Spritzgussbauteilen gehören im Regelfall auch Wägungen und Messungen des Verzugs von Bauteilen, um bei Lieferungen größerer Stückzahlen die Prozessstabilität nachweisen und sicher stellen zu können, dass das betreffende Material den Herstellerangaben entspricht. Der Verzug entspricht dabei, bezogen auf die in dieser Arbeit verwendeten Probeplatten, dem maximalen Abstand einer Stelle der Unterseite der Probeplatte von einer ebenen Auflagefläche. Wägungen und Verzugsmessungen der Probeplatten für PP-LGF 30 und PP-LGF 40 ergaben folgendes Ergebnis:

Hersteller	Gewicht [g]	Verzug [mm]
BMW PP-LGF 30	$120,4 \pm 1,2$	$\pm 0,5$
BMW PP-LGF 40	$121,5 \pm 1,5$	$\pm 0,5$
DC PP-LGF 40	$217,4 \pm 1,0$	$\pm 3,0$

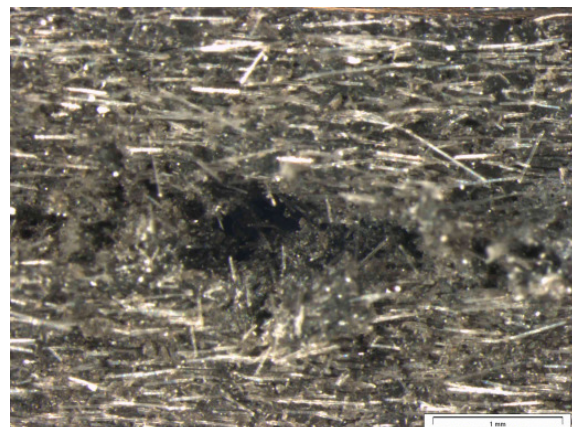
Tab. 5.2: Ergebnisse der Wägungen und Verzugsmessungen an Probeplatten aus PP-LGF

#### 5.2.4 Bruchbilder und REM-Aufnahmen

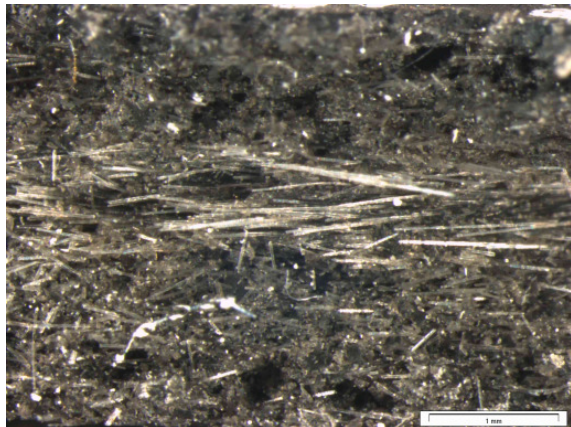
Um sich einen Eindruck von der lokalen Faserorientierung in Probekörpern und Bauteilen verschaffen zu können, welche bei Kunststofffaserverbunden häufig die Ursache für den Schädigungsverlauf und das spätere Versagensbild sind, können gezielte mikroskopische Gefügeuntersuchungen durchgeführt werden. Auf Basis der Ergebnisse können oft Erklärungsansätze für Abweichungen der Versuchsergebnisse von theoretischen Modellen abgeleitet werden. Im Falle von PP-LGF ist es sinnvoll, die Bruchflächen der Probekörper hinsichtlich der lokalen Faser-Matrix-Haftung zu überprüfen und mit Hilfe von Schliffbildern die Faserorientierung in den einzelnen Schichten und deren Ausprägung zu analysieren. Am Lehrstuhl für Werkstoffkunde der Universität Kaiserslautern wurden Lichtmikroskop-Aufnahmen an Bruchflächen (Abb. 5.16) und Schliffen (siehe Kapitel 5.2.5) durchgeführt. Zusätzlich wurden bei der Fa. Mann & Hummel Detailaufnahmen der Bruchflächen mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) gemacht (Abb. 5.17). Um Aufladungseffekte bei der Untersuchung zu vermeiden werden bei diesem Verfahren die Bruchflächen mit einer feinen Goldschicht versehen [141].



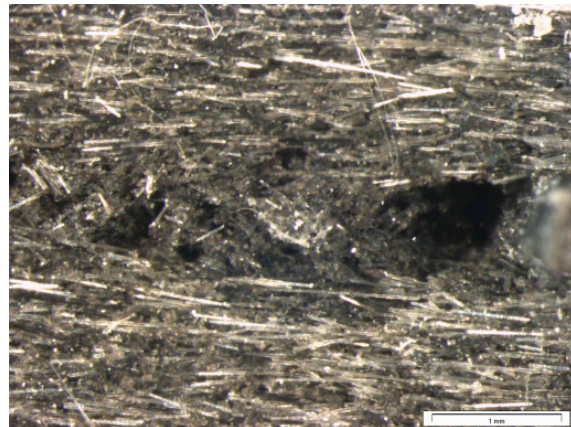
PP-LGF 30 längs (BMW)



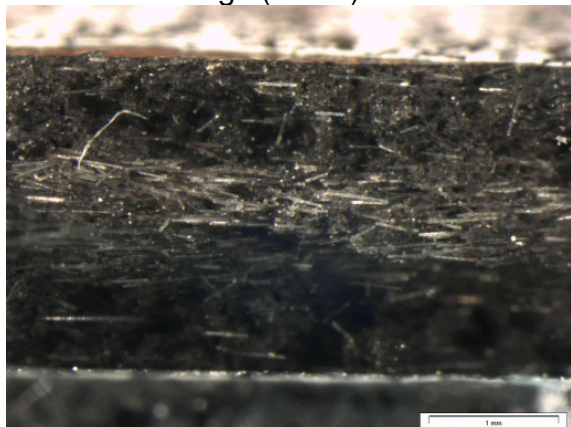
PP-LGF 30 quer (BMW)



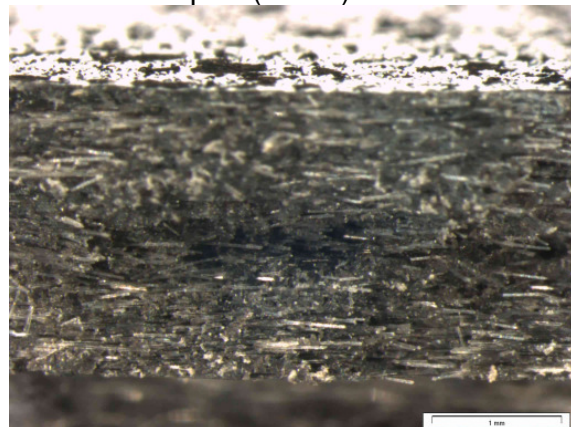
PP-LGF 40 längs (BMW)



PP-LGF 40 quer (BMW)



PP-LGF 40 längs (DC)

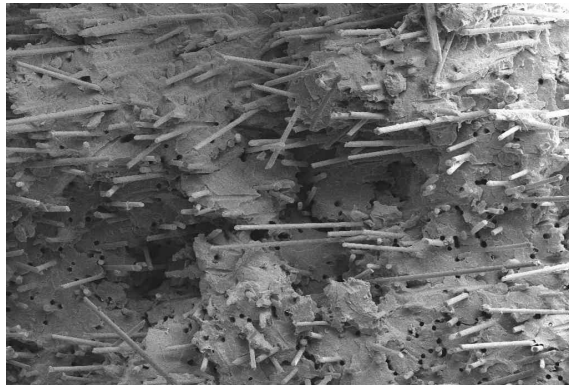


PP-LGF 40 quer (DC)

Abb. 5.16: Mikroskopaufnahmen der gesamten Bruchfläche, Zugproben aus PP-LGF 30 und PP-LGF 40

Bei den Lichtmikroskopaufnahmen wurde ein Leitz-Lichtmikroskop in Verbindung mit einer Olympos-Kamera und –Software im Auflichtverfahren verwendet. Ein weit verbreitetes Modell für den lagenweisen Schichtaufbau von Faserkunststoffverbunden in Plattengeometrien ist das Drei-Schichtmodell bei dem eine quer zur Fließrichtung orientierte Mittelschicht oben und unten von einer in Fließrichtung orientierten Schicht umgeben ist. Eine für die mechanischen Kennwerte wenig relevante Randschicht, in der die Fasern regellos orientiert sind, begrenzt den Schichtaufbau [53,69].

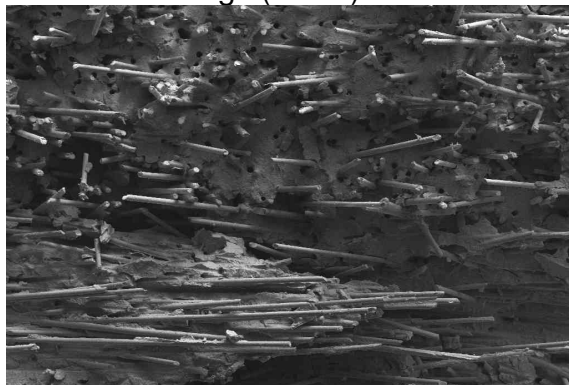
Die Probekörper, an denen die Untersuchungen der Bruchflächen durchgeführt wurden, sind zuvor bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/s im Zugversuch geprüft worden. Anhand der Bruchflächen der Probekörper aus PP-LGF 30 und PP-LGF 40 ist bereits deutlich ein Drei-Schichtaufbau zu erkennen. Lediglich bei der Längsprobe aus PP-LGF 30 ist die Querausrichtung der Fasern in der Mittelschicht weniger ausgeprägt als beim PP-LGF 40. Wichtig für die Widerstandsfähigkeit der Glasfasern während der Verarbeitung und für eine gute Faser-Matrix-Haftung ist die Verwendung einer auf das jeweilige Matrix-Material abgestimmten Schlichte [56]. In den mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) erstellten Detailaufnahmen sind Teilbereiche der Bruchflächen dargestellt.



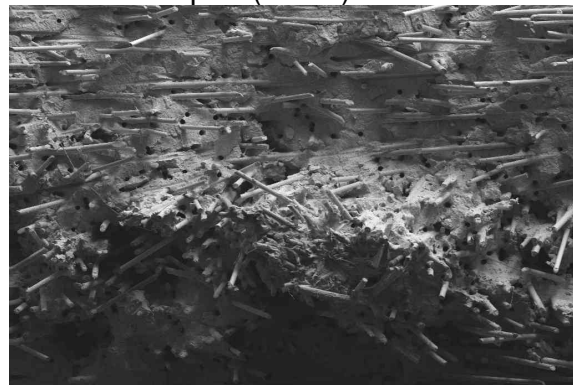
PP-LGF 30 längs (BMW)



PP-LGF 30 quer (BMW)



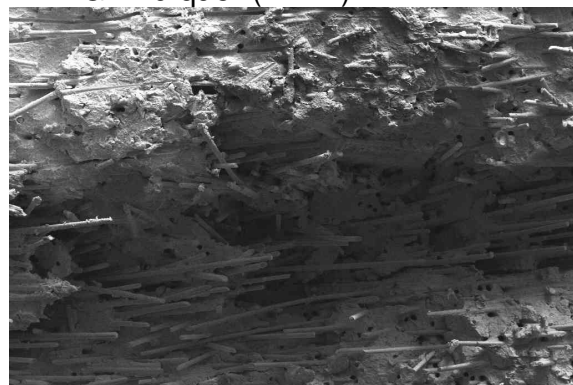
PP-LGF 40 längs (BMW)



PP-LGF 40 quer (BMW)



PP-LGF 40 längs (DC)



PP-LGF 40 quer (DC)

Abb. 5.17: Detailaufnahmen der Bruchfläche, Zugproben aus PP-LGF 30 und PP-LGF 40, 200-fache Vergrößerung, REM

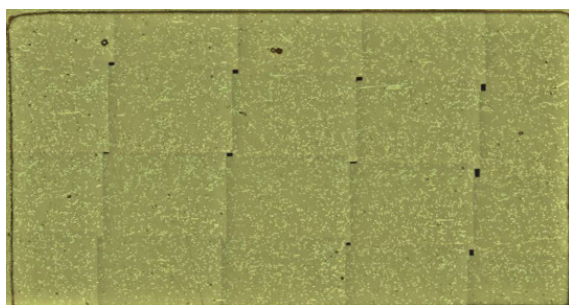
Die Länge der heraus stehenden Fasern und der sehr geringe Anteil an Matrixmaterial, der nach dem Bruch diese Fasern noch umgibt, deutet auf eine wenig ausgeprägte Faser-Matrix-Haftung hin. Hierdurch wird als Schädigungs- und späterer Versagensmechanismus der Faserauszug begünstigt. Um einen genaueren Einblick auf den Orientierungsgrad der Fasern in den einzelnen Schichten der Probekörper zu bekommen, werden im folgenden Abschnitt Mikroskopaufnahmen an präparierten Querschnittsflächen, so genannte Schliffbilder betrachtet.

### 5.2.5 Schliffbilder

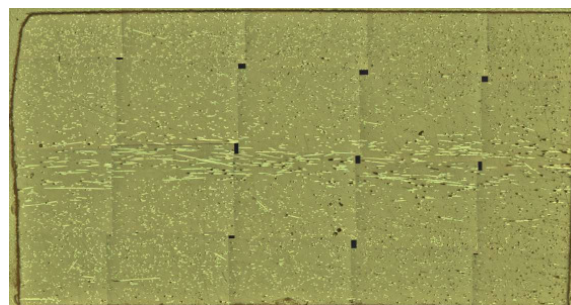
Zur Vorbereitung der Querschnittsflächen wurden die Prüflinge zunächst in Epoxidharz eingebettet, dann mit SiC-Schleifpapier schrittweise bis zu einem Körnungsgrad von 4000 und schließlich mit Diamantpaste der Körnung 1  $\mu\text{m}/\text{Mol}$  glatt poliert. Die Probenquerschnitte wurden daraufhin abschnittsweise mit einer 50-fachen Vergrößerung aufgenommen und wieder zu einem Gesamtbild des Querschnittes zusammengesetzt. Die folgenden Abbildungen zeigen das Präparat mit den eingebetteten Probenquerschnitten und die zusammengesetzten Mikroskopaufnahmen der unterschiedlichen Materialien.



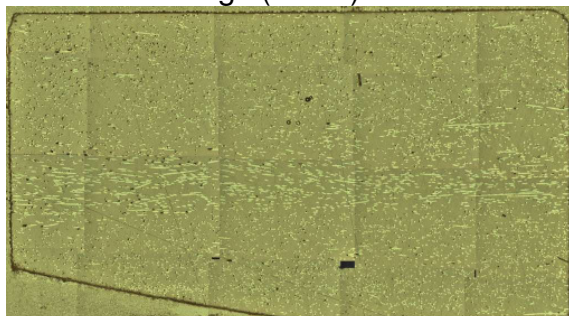
Abb. 5.18: eingebettete Zugproben aus PP-LGF



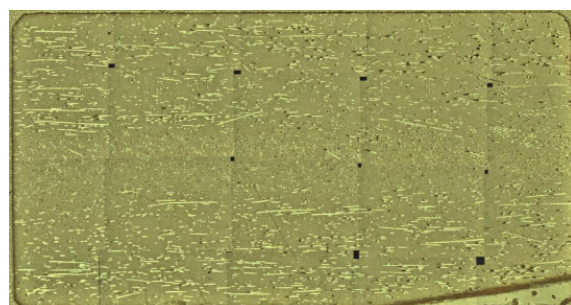
PP-LGF 30 längs (BMW)



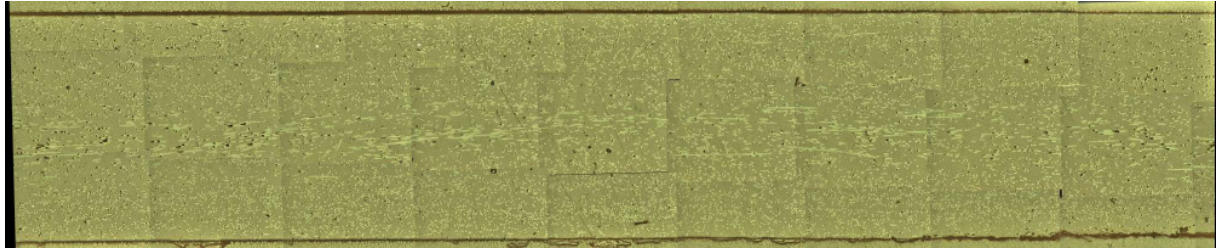
PP-LGF 30 quer (BMW)



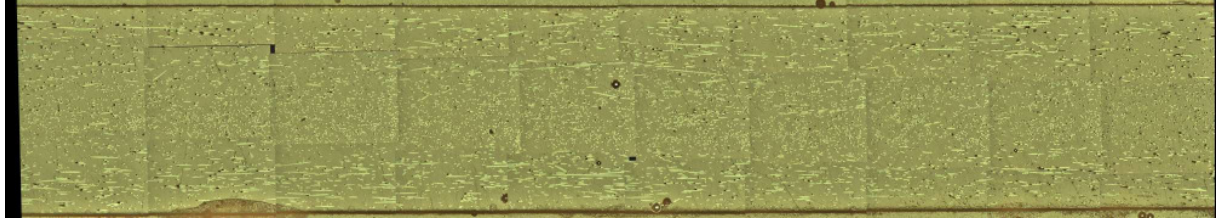
PP-LGF 40 längs (BMW)



PP-LGF 40 quer (BMW)



PP-LGF 40 längs (DC)



PP-LGF 40 quer (DC)

Abb. 5.19: Schliffbilder des Querschnitts, Zugproben aus PP-LGF 30 und PP-LGF 40, 50-fache Vergrößerung, REM

Die kleinen schwarzen, rechteckigen Aussparungen sind eine Folge des Zusammensetzens der Einzelbilder. Die Gefügestruktur der Proben aus PP-LGF 40 zeigt das erwartete Bild des Drei-Schicht-Aufbaus. Bei den in Fließrichtung entnommenen Proben erkennt man in der oberen und unteren Schicht überwiegend kleine, kreisförmige Schnittflächen der Fasern, was auf eine ausgeprägte Längsorientierung der Fasern in diesem Bereich hin deutet. In der Mittelschicht sind jeweils eine größere Anzahl an linienförmigen Faserstrukturen zu erkennen, was einer Querstellung der Fasern in diesem Bereich entspricht. Bei den quer entnommenen Proben aus PP-LGF 40 gestalten sich die drei Hauptschichten entsprechend entgegengesetzt. Die Mittelschicht zeigt punktförmige und die Randschichten linienhafte Faserstrukturen.

Beim PP-LGF 30 hingegen ist die Anordnung der Fasern in den Schichten sehr untypisch. Während die Fasern in der längs entnommenen Probe über den gesamten Querschnitt eine Längsorientierung aufweisen, bietet sich bei der quer entnommenen Probe ein Bild, welches eher zu einer längs entnommenen passen würde. Zwar sind in der oberen und unteren Randschicht einige quer liegende Fasern zu erkennen, insgesamt ist aber lediglich die auch etwas dünner ausgeprägte Mittelschicht durch eine deutliche Querorientierung der Fasern gekennzeichnet. Dieses Bild liefert eine weitere mögliche Erklärung für die in Kapitel 7 dargestellten unterschiedlich großen Abweichungen der Steifigkeits- und Festigkeitswerte von PP-LGF 30 und PP-LGF 40 von den Herstellerangaben. Während PP-LGF 40 im Vergleich zu direkt abgespritzten Probekörpern, wie sie in der Standardzugprüfung verwendet werden, einen geringeren Orientierungsgrad bezogen auf den Querschnitt in Längsrichtung hat und somit deutlich geringere Kennwerte aufweist, haben die PP-LGF 30-Proben eine durchgehende Orientierung und somit Steifigkeits- und Festigkeitswerte im Bereich der Materialdatenblätter. Zum Vergleich mit den längs und quer aus Probepplatten entnommen Probekörpern, ist in Abb. 5.20 das Schliffbild eines direkt spritzgegossenen



nen Probestabes aus PP-LGF 40, wie er in der Standardmaterialprüfung eingesetzt wird, dargestellt.

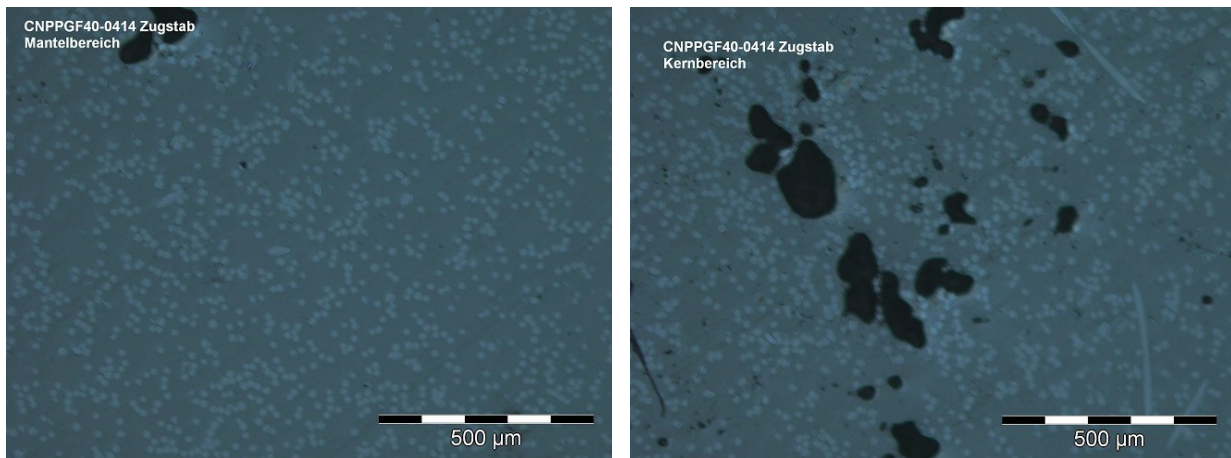


Abb. 5.20: Schliffbild, direkt spritzgegossene Probe, PP-LGF 40, Mantelbereich (links), Kernbereich (rechts), Ticona GmbH Kelsterbach

Der auf dem linken Bild zu sehende Mantelbereich der Probe weist eine deutliche Orientierung in Probenlängsrichtung auf und einen kleinen Lunker in der oberen Ecke. Der Kernbereich der Probe ist durch eine größere Anzahl an Fehlstellen gekennzeichnet. Die größten Lunker erreichen einen Durchmesser von ca. 150 Mikrometer. Die Orientierung der Fasern ist, wie bei einer direkt spritzgegossenen Probe zu erwarten, auch im Kernbereich überwiegend in Längsrichtung. Die recht hohe Anzahl an Fehlstellen bei der Verwendung von Langfasermaterial zeigt sich auch bzw. besonders infolge des Herstellungsprozesses komplexer Bauteilstrukturen wie z.B. dem in dieser Arbeit untersuchten Bauteildemonstrator.

### 5.2.6 Auswahl der Probekörper

Bei der Auswahl der Probekörper steht man vor der Wahl, Probekörper nur an einer bestimmten Stelle zu entnehmen um die Streuungen der Messergebnisse möglichst gering zu halten, oder aber die Probeplatte wie ein Spritzgussbauteil zu behandeln und über die Berücksichtigung mehrerer Entnahmestellen ein die ganze Platte repräsentierendes Ergebnis zu erhalten. In dieser Arbeit wird aufgrund der besseren Eignung für systematische Versuchsserien und des geringeren Materialaufwandes der zweite Ansatz verfolgt. Bei Versuchsserien wurde daher darauf geachtet, dass bei jedem festgelegten Satz an Versuchsparametern eine festgelegte Anzahl an Probekörpern jeder Entnahmestelle geprüft wurde. Der im späteren Verlauf der Arbeit vorgestellte Ansatz einer lokalen Betrachtung der späteren Bruchzone zur Bestimmung von Spannungs-Dehnungs-Kurven erfordert aufgrund des eingeschränkten Auswertfeldes das Auftreten des Versagens im parallelen Bereich der Probekörper. Die Alternative, direkt abgespritzte Probekörper zu verwenden wurde verworfen, da sich mit dieser Methode keine Proben mit quer liegenden Fasern herstellen lassen und zudem der geforderte Bruch des Probekörpers im mittleren parallelen Messbereich nur bei einer Minderzahl direkt spritzgegossener Proben erzwungen werden kann. Es

treten in diesem Falle Spannungsspitzen kurz unterhalb des Übergangs vom parallelen Bereich in die Schulter auf, welche dazu führten, dass fast 80 % der Versuche in genau diesem Bereich brachen und nicht für eine weitere Auswertung verwendet werden konnten. Eine Lokalisierung der Spannungsspitzen wurde mit der thermoelastischen Spannungsanalyse bei einer Belastungsfrequenz von 5 Hz im linear elastischen Bereich durchgeführt (Abb. 5.21).

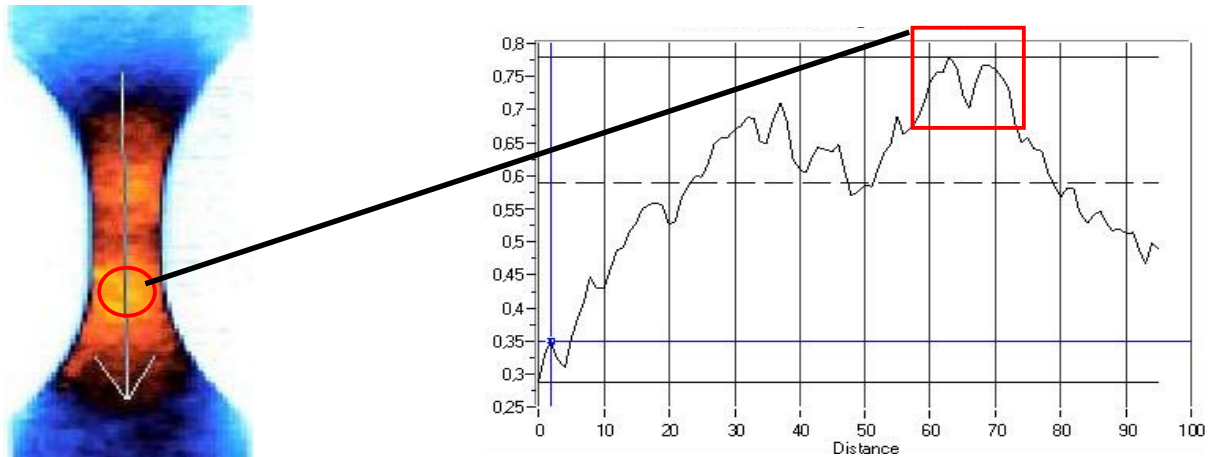


Abb. 5.21: TSA-Analyse eines direkt spritzgegossenen Zugprobekörpers, PP-LGF 30, längs

Man erkennt gut die Überhöhung des Signals außerhalb des parallelen Bereichs am Beginn der Schulterung. Im Vergleich dazu ist in eine aus einer Platte heraus gefräste Probe aus demselben Material zu sehen. Hier verteilen sich die höchsten Werte des Signals über den gesamten parallelen Bereich, was die Wahrscheinlichkeit des Versagens dort erhöht. Der insgesamt höhere Wert des TSA-Signals an der direkt abgespritzten Probe ist in der 1 mm geringeren Probekörperdicke bei gleicher maximaler Zugkraft begründet. Zusätzlich zu den in Kapitel 3.4 erwähnten Kriterien kommt ein so hergestellter Probekörper demnach aufgrund der außerhalb des parallelen Bereichs zu vermutenden Dehnungsspitzen nicht in Frage. Kennwertbestimmungen an langfaserverstärkten Materialien sollten demnach an aus Platten heraus präparierten Probekörpern durchgeführt werden.

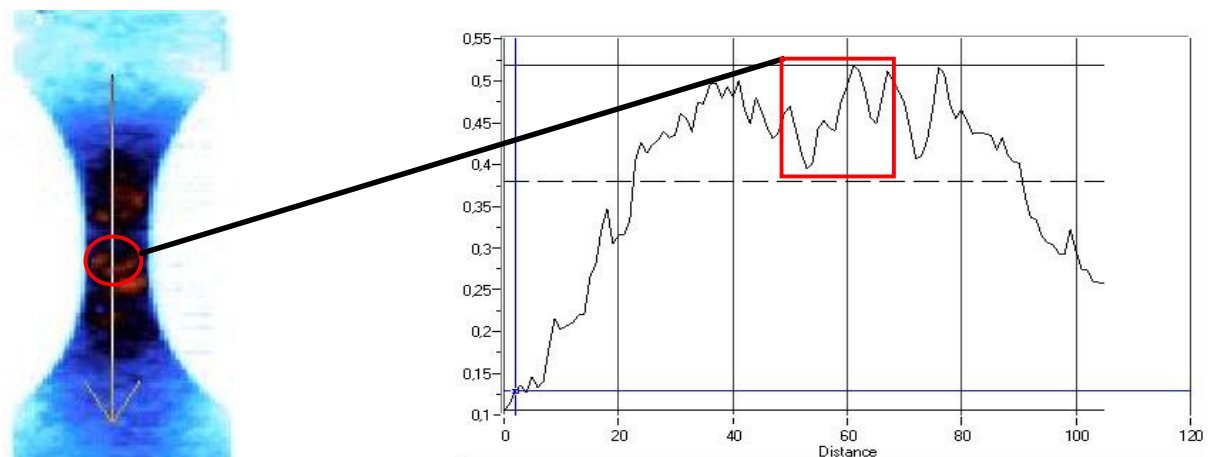


Abb. 5.22: TSA-Analyse eines aus einer Probepatte entnommenen Zugprobekörpers, PP-LGF 30, längs

Eine Entnahme der Probekörper aus Probepplatten derselben Geometrie war unter dem Aspekt des direkten Vergleichs der beiden Faservolumenanteile untereinander in dieser Arbeit nicht möglich, da wie zuvor beschrieben die bei BMW hergestellten Platten aus PP-LGF 30 und PP-LGF 40 unterschiedliche Streuungen der Materialkennwerte aufweisen. Aus diesem Grund wird die gesamte Charakterisierung von PP-LGF 40 anhand von Versuchen an Probekörpern aus Daimler-Probepplatten durchgeführt. Im weiteren Verlauf der Arbeit geht es daher um die möglichst genaue Charakterisierung eines der beiden Werkstoffe bzw. jedes einzelnen Werkstoffs für sich alleine. Dies wird aufbauend auf einem systematischen Versuchskonzept durch die Ermittlung der für eine möglichst vollständige Materialbeschreibung erforderlichen mechanischen Kennwerte angestrebt.

## 5.3 Versuche an Bauteildemonstratoren

### 5.3.1 Einleitung

In ähnlicher Weise wie an den Probepplatten und Probestäben wurde auch an den Bauteildemonstratoren eine Eingangsuntersuchung in Form einer Wägung und Verzugsmessung durchgeführt. Es wurden alle drei Geometrievarianten des Demonstrators aus PP-LGF 30 abgewogen (Tab. 5.3).

Geometrie	Gewicht [g]	Verzug [mm]
Unverrippt	$29 \pm 0,2$	$\pm 1$ mm
45°-Rippen	$30 \pm 0,2$	$\pm 1$ mm
60°-Rippen	$29 \pm 0,2$	$\pm 1$ mm

Tab. 5.3: Ergebnisse der Wägungen und Verzugsmessungen an Bauteildemonstratoren aus PP-LGF 30

Als Messwert für den Verzug wurde ähnlich wie bei den Probepplatten der maximale Abstand der untersten Ebene beim Aufliegen des Demonstrators auf einer ebenen Fläche verwendet. Neben der Analyse von Bruchbildern und Gefügeuntersuchungen wurden Stirnzugversuche ohne begleitende optische Erfassung der Oberflächenverschiebungen durchgeführt um aus Kraft-Weg-Diagrammen die während des Versuchs dissipierte Energie zu ermitteln. Dabei soll der Effekt der Rippen auf die Energieaufnahme bestimmt werden und Rückschlüsse auf eventuelle übermäßige Kerbwirkungen und vorzeitiges energiearmes Versagen an den Rippenenden getroffen werden. Zur weiteren Unterstützung der Beurteilung der Geometrie der Demonstratoren wurde eine Untersuchung mit der TSA durchgeführt. Schließlich wurden Schlibilder an einem Schnitt senkrecht durch die Rippe eines Demonstrators mit 45°-Rippen erstellt, um die Verarbeitungsqualität zu überprüfen. Ziel der Voruntersuchungen ist es, sicher zu stellen, dass der gewählte Bauteildemonstrator einen ersten konstruktiven Entwurf eines realen Bauteils wider spiegelt und einer durchschnittlichen Qualität eines Spritzgußbauteils aus langfaserverstärktem Kunststoff entspricht.

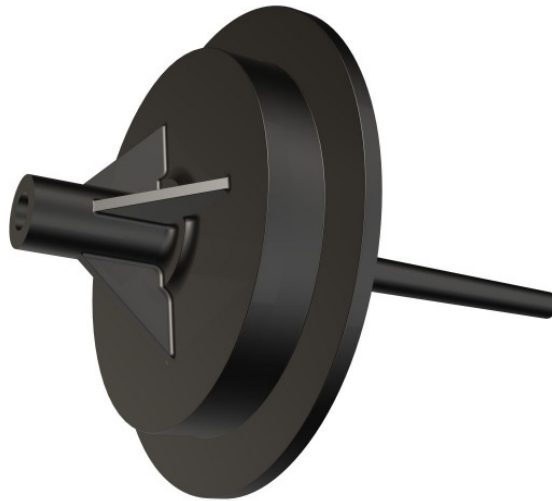


Abb. 5.23: 45°-Demonstrator mit Stangenanguß

Der Demonstrator wurde mit einem Stangenanguß unten mittig unter dem Tubus angefertigt (Abb. 5.23). Der Anguß ist 92 mm lang, beginnt bei einem Durchmesser von 6 mm und geht mit 7,6 mm Durchmesser in das Bauteil über.

### 5.3.2 Versuchsaufbauten

In Abb. 5.24 ist der Versuchsaufbau eines Stirnzugversuchs an einem direkt verschraubten Bauteildemonstrator mit 45°-Rippen dargestellt.

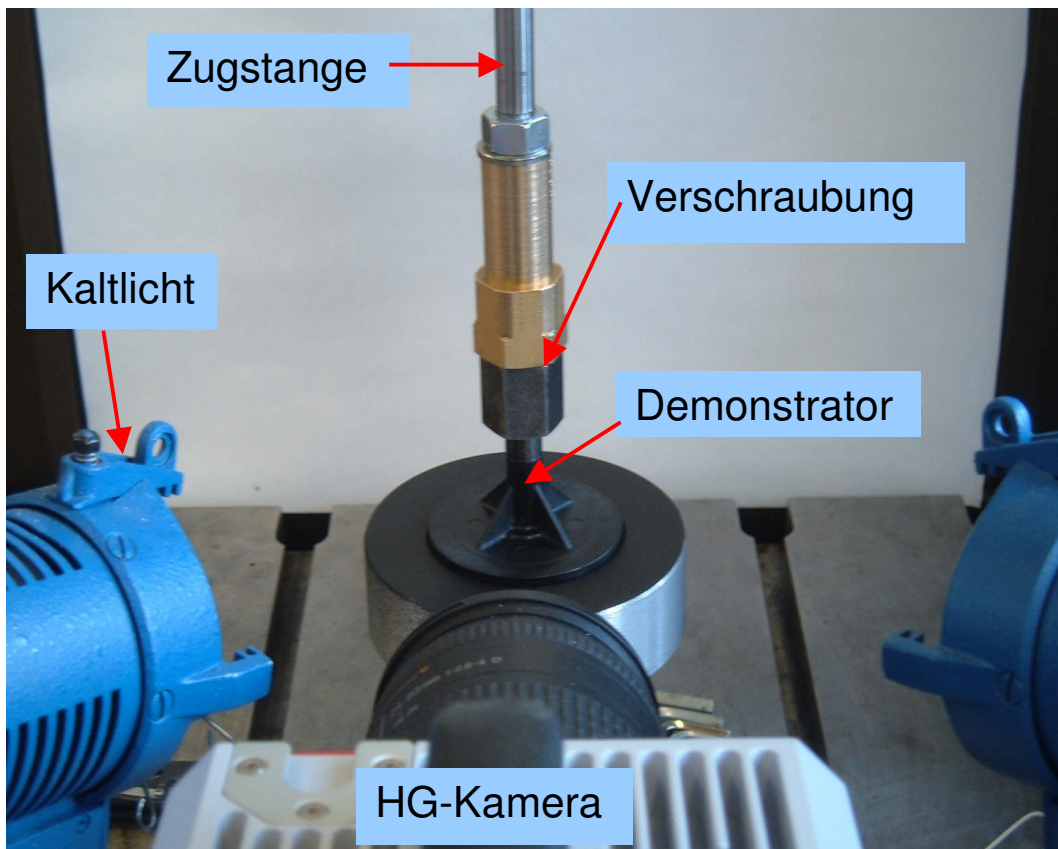


Abb. 5.24: Stirnzugversuch an Bauteildemonstrator, Vorversuche

Dabei wurde der untere kreisförmig umlaufende Rand vollflächig eingespannt und die Kraft senkrecht von oben über eine Zugstange in die Schraube und darüber in den Kunststofftubus eingeleitet. Die Versuche wurden bei Abzugsgeschwindigkeiten von 0,1 mm/s und 1 m/s an Demonstratoren aus PP-LGF 30 und PP-GF-30, einem Kurzfaservergleichsmaterial durchgeführt. Durch den Vergleich des Langfaser- mit dem Kurzfasermaterial wurde in erster Linie die Qualität der Verarbeitung des Langfaserdemonstrators und damit die Verwendbarkeit der Werkzeugform für ein Langfaserbauteil überprüft. Die Verarbeitung einer Langfaser-Thermoplastschmelze stellt heutzutage im Gegensatz zur weitgehend optimierten Verarbeitung des Kurzfasermaterials immer noch eine Herausforderung hinsichtlich der richtigen Anpassung der Verarbeitungsparameter, der Art und Stelle des Anfußes, der Entformbarkeit und der Werkzeugtemperierung dar. Vor allem bei höheren Abzugsgeschwindigkeiten wird hinsichtlich des Energieverzehrs erwartet, dass der Langfaserdemonstrator einen Vorteil gegenüber dem gleichen aus Kurzfasermaterial hat.

### 5.3.3 Bruchbilder der Bauteildemonstratoren

Abb. 5.25 zeigt die resultierenden Bruchbilder der Demonstratoren aus PP-LGF 30 und PP-GF 30 für alle Geometrien bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/s. Unabhängig vom Material erkennt man auf den Bruchbildern den dominierenden Einfluss der Verrippung auf die Gestaltung der Bruchfläche. Bei der 45°-Version des Tubus kann während des Versuchs festgestellt werden, dass sich der Tubus nach einer Phase der nicht genau gerichteten Verformung zunächst über ein Rippenende seitlich nach oben hin abschert. Der Tubus hat nach dem lokalen Versagen an dieser Stelle zwar seine Funktionstüchtigkeit eingebüßt, kann aber bis zum endgültigen Abreißen der gesamten Tubusstruktur einen Teil an Restenergie aufnehmen. Im Gegensatz hierzu scheint die 60°-Verrippung keine signifikante Verbesserung im Vergleich zur unverrippen Version dar zu stellen.



PP-LGF 30, unverrippt



Hostacom PP-GF-30, unverrippt



PP-LGF 30, 45°-Rippe



Hostacom PP-GF-30, 45°-Rippe



PP-LGF 30, 60°-Rippe

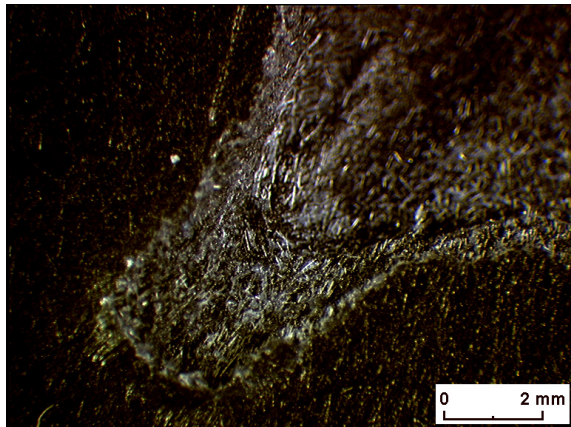


Hostacom PP-GF-30, 60°-Rippe

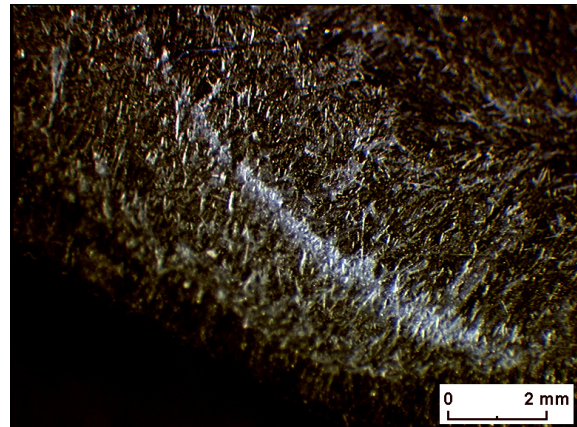
Abb. 5.25: Bruchbilder der Bauteildemonstratoren im Vorversuch,  $v_{\text{Abzug}} = 1 \text{ m/s}$ 

Der gesamte Tubus reißt nach der Entstehung eines ersten Risses an der Unterseite vollständig ab und liefert somit keinerlei weitere Verformungsreserven. Schaut man sich die Bruchflächen des 45°-Demonstators unter dem Mikroskop an, kann man zwei Effekte beobachten (Abb. 5.26). Zum Einen ist sowohl beim Kurz- als auch beim Langfasermaterial ein deutlicher Einfluss von Kerbspannungen an den Rippenenden zu erkennen, so dass sich die Rippen im Ganzen aus dem sie umgebenden Material lösen.

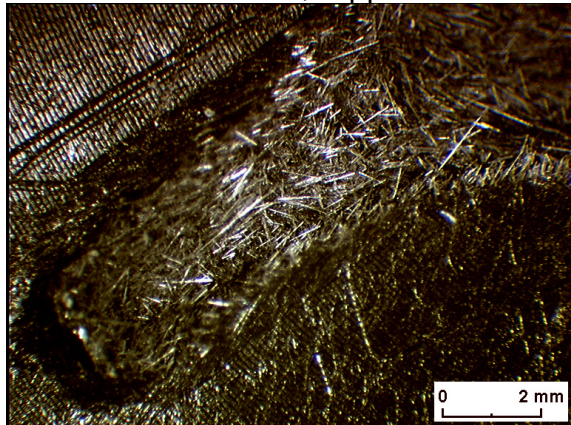
Das zweite zu beobachtende besondere Merkmal liegt in einem abrupten Schichtübergang im Bruchbereich. Im Falle der 45°-verrippten Version aus Kurzfasermaterial sieht man deutlich eine heller gefärbte Linie. Rechts oben von dieser Linie wurde eine komplette Materialschicht zusätzlich aus dem Verbund gerissen. Das Material ist demnach unabhängig von der durch die Rippe verursachten Kerbwirkung anfällig für Delaminationen. Nachdem die Rippenbereiche abweichend vom ersten Entwurf zusätzlich mit einem Radius von 1 mm ausgerundet wurden, konnten die Demonstratoren als erster Entwurf für eine spätere simulationstechnisch unterstützte Optimierung verwendet werden. Es gehört heutzutage zum Stand der Technik, eine Strukturoptimierung auf Basis eines konstruktiven Vorentwurfs mit Hilfe der FE-Simulation durchzuführen.



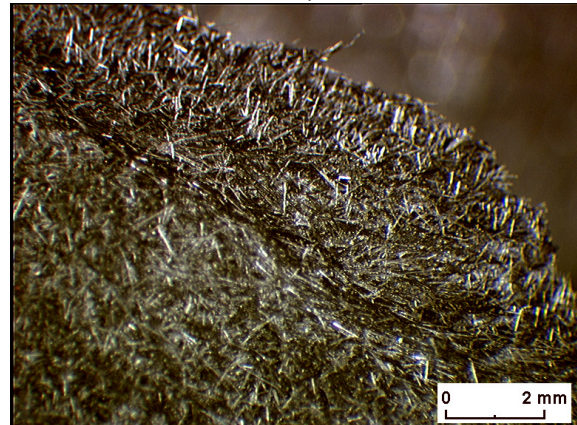
Hostacom PP-GF 30, Rippenendbereich



Hostacom PP-GF 30, Delaminationslinie



PP-LGF 30, Rippenendbereich



PP-LGF 30, Randbereich des Bruchstücks

Abb. 5.26: Mikroskopaufnahmen der Bruchflächen, Demonstratoren aus PP-LGF 30 und PP-GF 30, 45°-Verrippung, 16-fache Vergrößerung

### 5.3.4 Energieaufnahme der Bauteildemonstratoren

Zur Beurteilung der optimalen Konstruktion von Sicherheitsbauteilen im Automobilbereich wird standardmäßig unter anderem die vom Bauteil aufnehmbare Verformungsenergie heran gezogen. Auf der einen Seite ist dabei die Höhe der bis zum Versagen dissipierten Energie interessant. Hierzu wurde der Kraft-Weg-Verlauf aus Stirnzugversuchen und seitlichen Abzugsversuchen an direkt verschraubten Bauteildemonstratoren bestimmt und numerisch integriert. Auf der anderen Seite liefert die Charakteristik der Kraft-Weg-Kurven Informationen über den Einfluss einzelner konstruktiver Elemente einer Gesamtkonstruktion. Im Folgenden sind exemplarisch die resultierenden Kraft-Weg-Diagramme für Stirnzugversuche an Demonstratoren aus PP-LGF 30 sowie diejenigen aus dem Kurzfaservergleichsmaterial PP-GF-30 dargestellt. Die Berechnung der Energieaufnahme erfolgte zum Einen bis zum Kraftmaximum, da ab diesem Zeitpunkt von einer signifikanten Schädigung des Bauteils und einem dem Schädigungsumfang entsprechenden Funktionsverlust ausgegangen werden kann. Zum Anderen wurde beispielhaft die Integration der Kraft-Weg-Linie bis zum Nulldurchgang bei Beginn des typischen Ausschwingverhaltens der Kraft durchgeführt um die gesamte dissipierte Energie beim Zerstörungsvorgang zu erfassen. Dies kann im Zusammenhang mit dem Fußgänger- und Insassenschutz maß-

geblich sein, da hier vor allem die insgesamt in der Pufferzone durch ein Bauteil verzehrte Energie eines Fahrzeugaufpralls einen entscheidenden Einfluss auf die Verletzungsgefahr und Überlebenschance für die Beteiligten haben kann. In Abb. 5.27 und Abb. 5.28 ist der resultierende Kraft-Weg-Verlauf der Stirnzugversuche an Bauteildemonstratoren dargestellt. In Bezug auf die Geometrie der jeweiligen Demonstratoren ergibt sich ein vermuteter Verlauf. Im Falle des unverrippten Demonstrators fällt die Kennlinie nach Erreichen des Kraftmaximums relativ schnell auf Null ab, da keine Versteifungsrippen vorhanden sind, die eine weitere Verformungsreserve beinhalten könnten. Im Gegensatz dazu haben die verrippten Demonstratoren noch diese Verformungsreserve über die verbleibenden, nicht zerstörten Rippen, welche allerdings bei der Kombination aus 60°-Rippe und Kurzfasermaterial wenig bis gar nicht ausgeprägt ist.

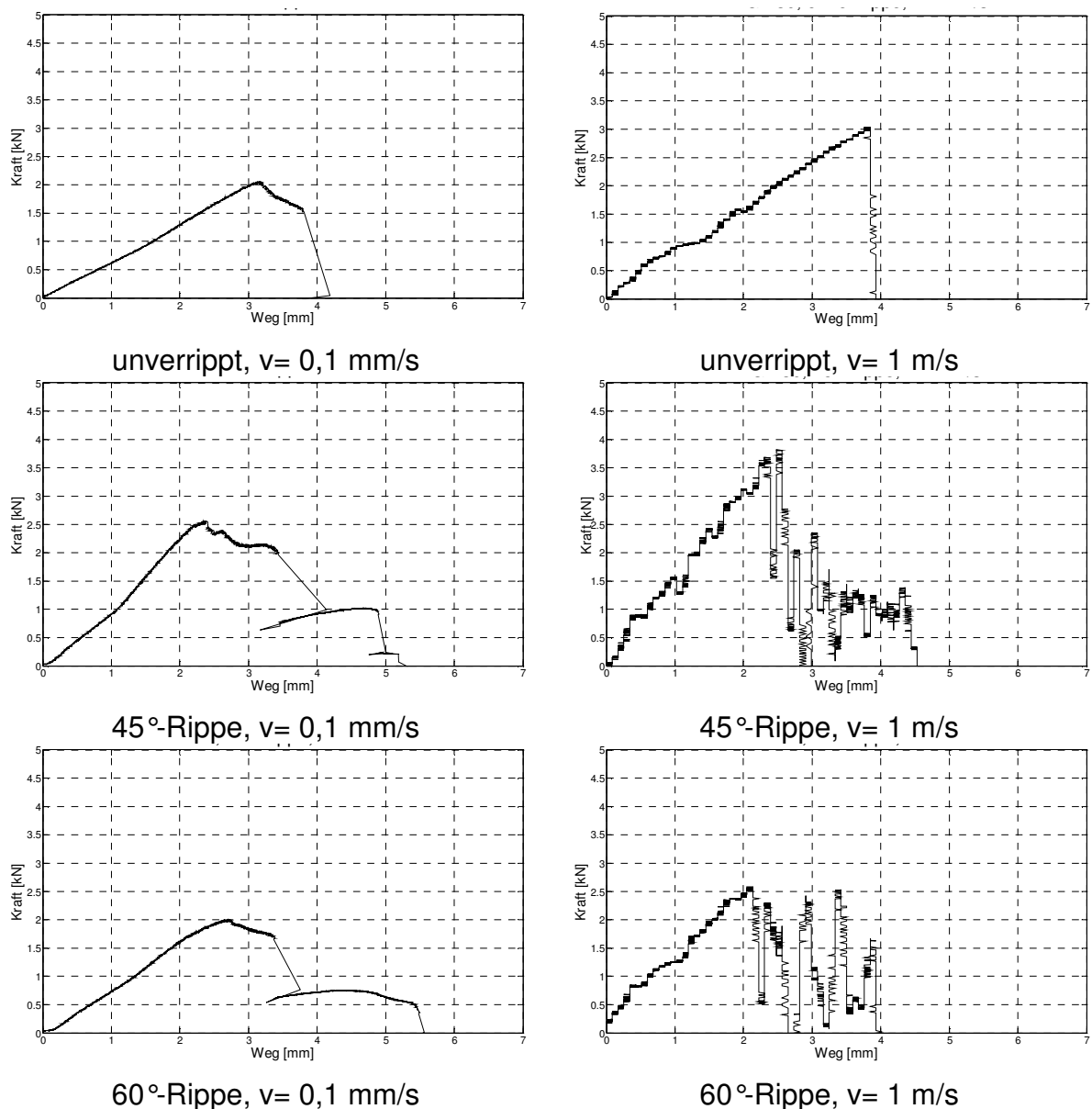


Abb. 5.27: Kraft-Weg-Verlauf, Stirnzugversuch Bauteildemonstrator aus PP-LGF 30,  $v_{\text{Abzug}} = 0,1 \text{ mm/s}$  und  $1 \text{ m/s}$



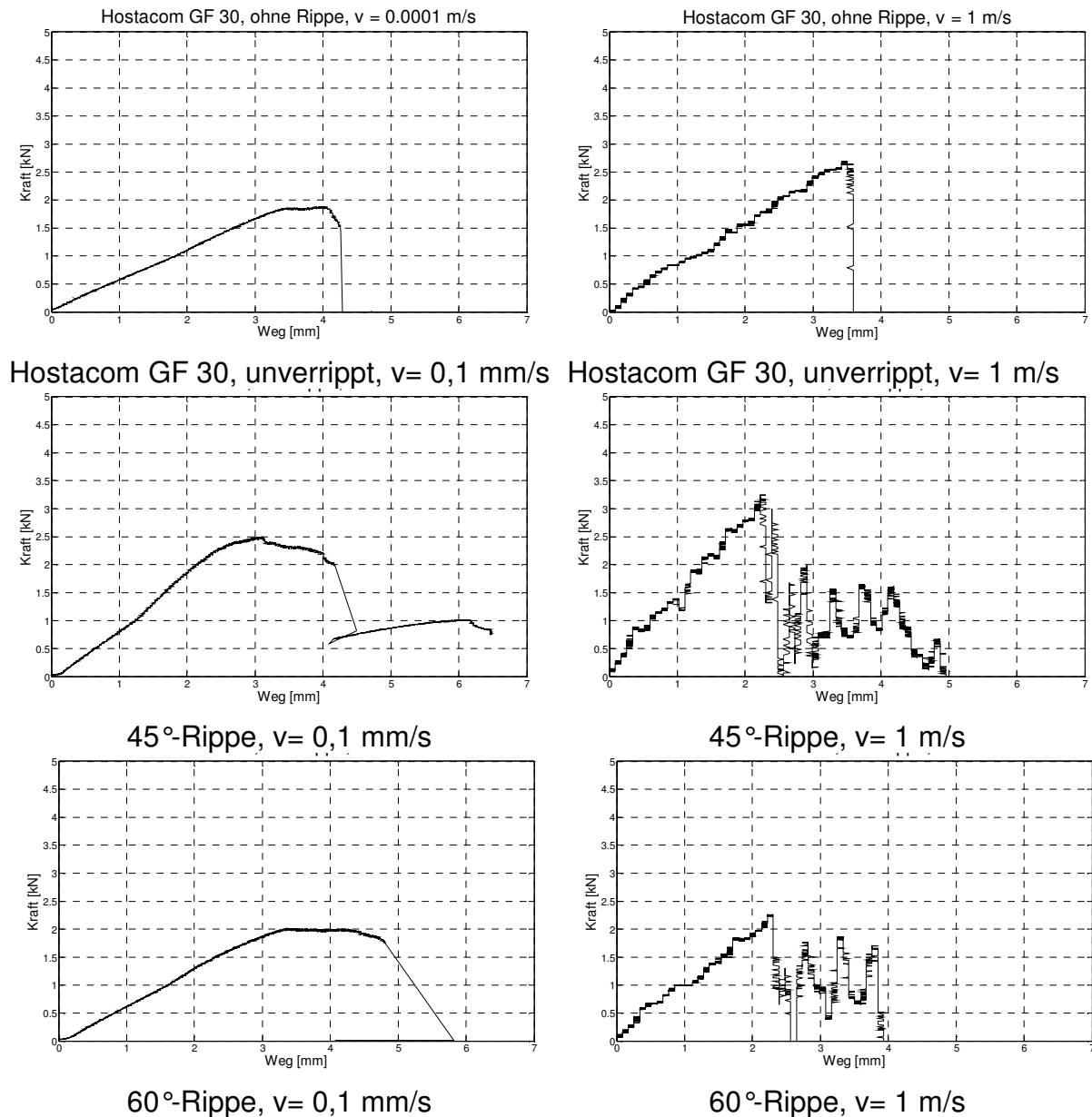


Abb. 5.28: Kraft-Weg-Verlauf, Stirnzugversuch Bauteildemonstrator aus Hostacom PP-GF 30,  $v_{\text{Abzug}} = 0,1 \text{ mm/s}$  und  $1 \text{ m/s}$

Deutlicher als in Kraft-Weg-Diagrammen ist die quantitative Abhängigkeit des Energieverzehrs von der Art der Faserverstärkung, von der Art der Versteifungsrippen und von der Höhe der Abzugsgeschwindigkeit in Abb. 5.29 und Abb. 5.30 zu erkennen. Wie erwähnt wurde der Energieverzehr während des Verformungsvorgangs durch eine numerische Integration der Kraft-Weg-Verläufe bestimmt. Es wurde hierbei das Trapezverfahren angewendet. Es zeigt sich, dass die 60°-Rippe im Stirnzugversuch keinerlei Zugewinn an Energieabsorptionsvermögen im Vergleich zur unverrippten Version liefert. Lediglich bei quasistatischer Abzugsgeschwindigkeit ist im Falle einer Auswertung bis zum Versagen der Probe ein leichter Anstieg zu erkennen.

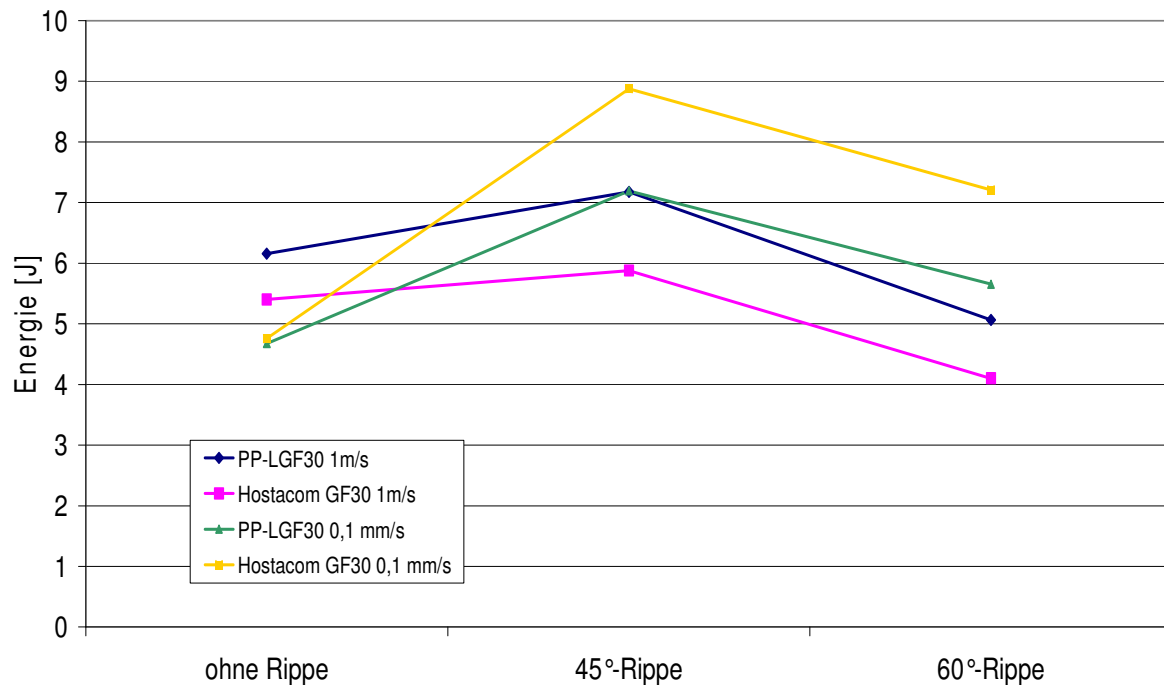


Abb. 5.29: Energieaufnahme, Stirnzugversuch, Auswertung bis zum Versuchsende

Bei der für das Crashverhalten entscheidenden hohen Abzugsgeschwindigkeit und der Auswertung bis zum Kraftmaximum fällt der Energieverzehr allerdings von der unverrippen Version über die 45°-Variante bis zur 60°-Verrippung hin ab. Während bei der langsamen Geschwindigkeit das Kurzfasermaterial Vorteile hat, kann sich das PP-LGF bei der höheren Geschwindigkeit durchsetzen. Es wurden ca. 15-20% höhere Werte für die dissipierte Energie ermittelt. Wie bereits in der Einleitung dieses Kapitels erwähnt handelt es sich um die Auswertung von Einzelversuchen.

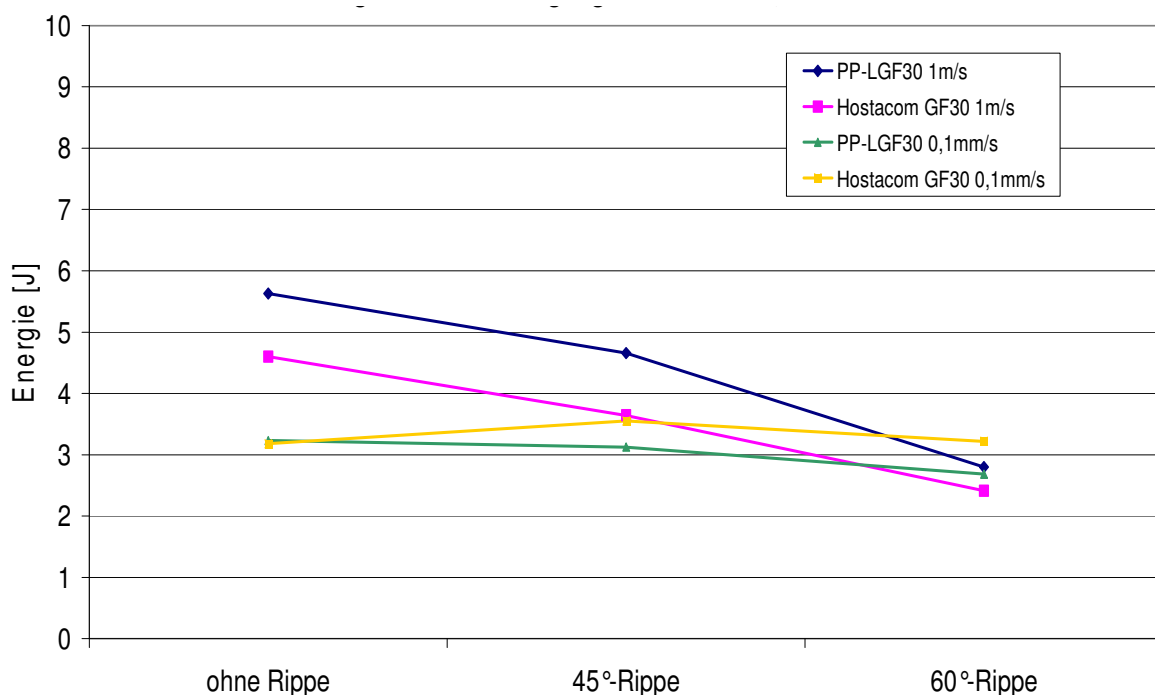


Abb. 5.30: Energieaufnahme, Stirnzugversuch, Auswertung bis zum Kraftmaximum

Um einen zusätzlichen Anhaltspunkt für die Eignung von Versteifungsrippen bei Faserverbundstrukturen unter Crashbelastung zu haben, wurde eine weitere Versuchsanordnung entwickelt. Dabei wird das seitliche Abscheren und die gleichzeitige Biegebelastung des Kunststofftubus durch den in Abb. 5.31 dargestellten Versuchsaufbau nachgeahmt. Oftmals sind die Bauteile im Motorraum eines Automobils über eine Stahl- oder Aluminiumplatte mit dem Motorraum verschraubt. Bei der Versuchsdurchführung wurde im Falle der verrippten Demonstratoren zwischen einem Abzug direkt über die Versteifungsrippe hinweg und einem Abzug mit einer Kraftwirkungslinie zwischen den Rippen unterschieden. Wie in den Stirnzugversuchen liefert die Verrippung vor allem bei einer langsamen Belastungsgeschwindigkeit über die Rippe einen deutlichen Vorteil gegenüber der unverrippten Version. Im Gegensatz zur 60°-Versteifung kann die 45°-Version auch bei den Versuchen zwischen den Rippen und bei hohen Geschwindigkeiten gut mit der unverrippten Variante mithalten. Wiederum liegt der Vorteil bei hohen Geschwindigkeiten beim Langfasermaterial, während im quasistatischen Fall die Kurzfaserversion mit 45°-Rippe am besten abschneidet (Abb. 5.32). Aufgrund dieser Erkenntnisse lässt sich vermuten, dass insbesondere der Bauteildemonstrator mit 45°-Verrippung eine sinnvolle Basis für weitere Optimierungsschritte im Hinblick auf ein reales Bauteil liefert. Mit Hilfe von Messungen lassen sich Berechnungsmodelle und deren Parameter validieren. Über mit einem validierten Modell durchgeführte Simulationsrechnungen können daraufhin im Rahmen einer Strukturoptimierung konstruktive Hinweise für ein größeres Bauteil aus FVK gewonnen werden.

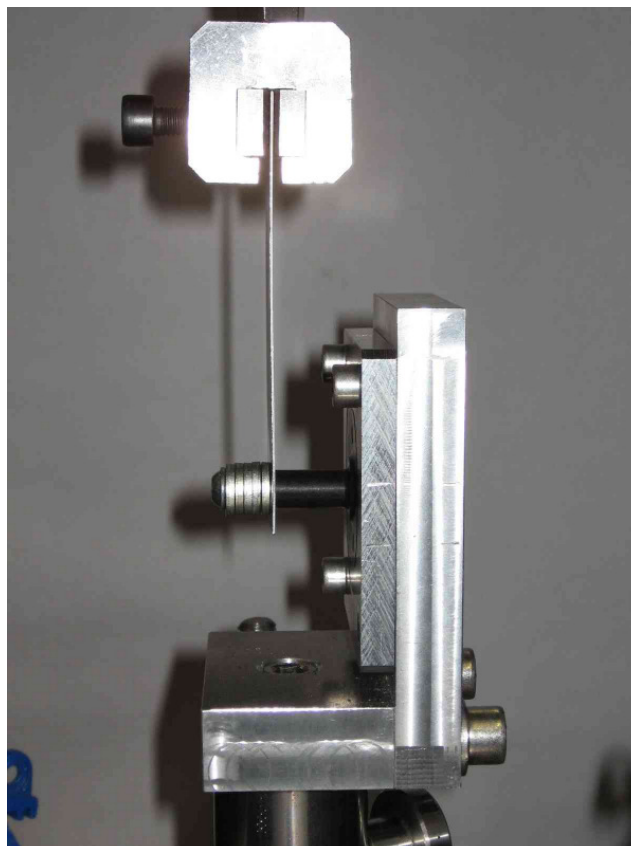


Abb. 5.31: Versuchsaufbau, seitlicher Abzugsversuch an Demonstrator

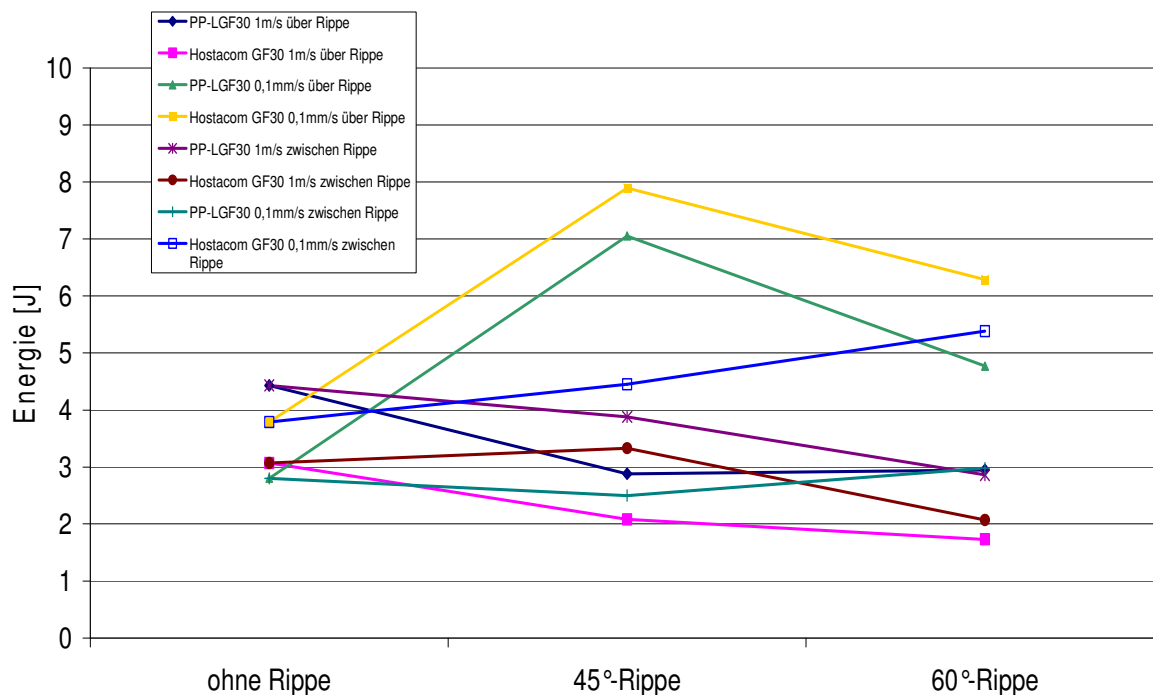


Abb. 5.32: Energieaufnahme, seitlicher Abzugsversuch, Auswertung bis zum Kraftmaximum

### 5.3.5 TSA-Untersuchungen

Die vorbereitenden Messungen an Bauteildemonstratoren mit der thermoelastischen Spannungsanalyse haben einen ähnlichen Hintergrund wie die Untersuchungen der Probplatten. Es wurde die Intensitätsverteilung des TSA-Signals an der Oberfläche gemessen, um Rückschlüsse auf die Homogenität des Demonstrators ziehen zu können und eventuelle konstruktiv bedingte lokale Dehnungsüberhöhungen zu detektieren. Der Bauteildemonstrator wird hierzu zyklisch und weggesteuert bei einer Frequenz von 20 Hz im linear elastischen Zugschwellbereich belastet. Die obere Last beträgt 0,45 mm, die untere 0,15 mm. Die dadurch hervorgerufene absolute Temperaturschwankung am unteren Randbereich des Tubus liegt bei ca. 0,15 °Celsius (Abb. 5.33). Aus allen TSA-Bildern wurde der Verlauf des TSA-Signals ca. 2 cm vom unteren Tubusrand bis kurz über Rippenhöhe entnommen und über die Anzahl der Pixel des TSA-Bildes dargestellt. Bei den verrippten Versionen wurde zusätzlich eine Linie über die Rippe hinweg gelegt und ebenfalls das TSA-Signal gemessen (Abb. 5.34 und Abb. 5.35). Man erkennt deutlich, dass die unverrippte Version des Demonstrators ein höheres Messsignal mit einem Spitzenwert von ca. 20.000 Einheiten am unteren Tubusbereich hervorruft als zwischen den Rippen der verrippten Variante. Die Dämpfung des Signals in diesem Bereich ist bei der 45°-Version am größten. Das Signal wird hier auf ca. 7000 abgesenkt, während es bei der 60°-Version noch einen Wert von knapp über 10.000 erreicht. Der Einfluss der Rippen auf lokale Dehnungsüberhöhungen ist ebenfalls sehr deutlich zu erkennen. Das mit Abstand höchste Signal ist am Rippenauslauf auszumachen. Es erreicht bei beiden verrippten Varianten ca. 15.000.

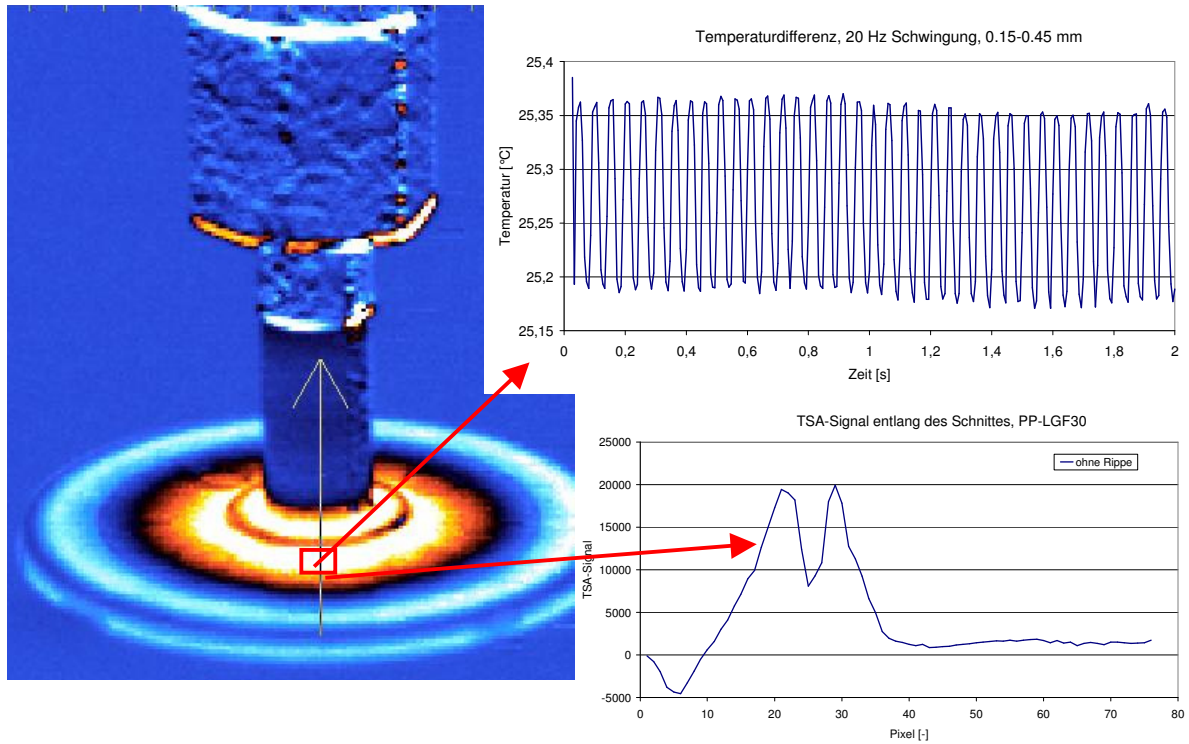


Abb. 5.33: TSA-Messung an unverripptem Demonstrator, zyklische Belastung, 20 Hz

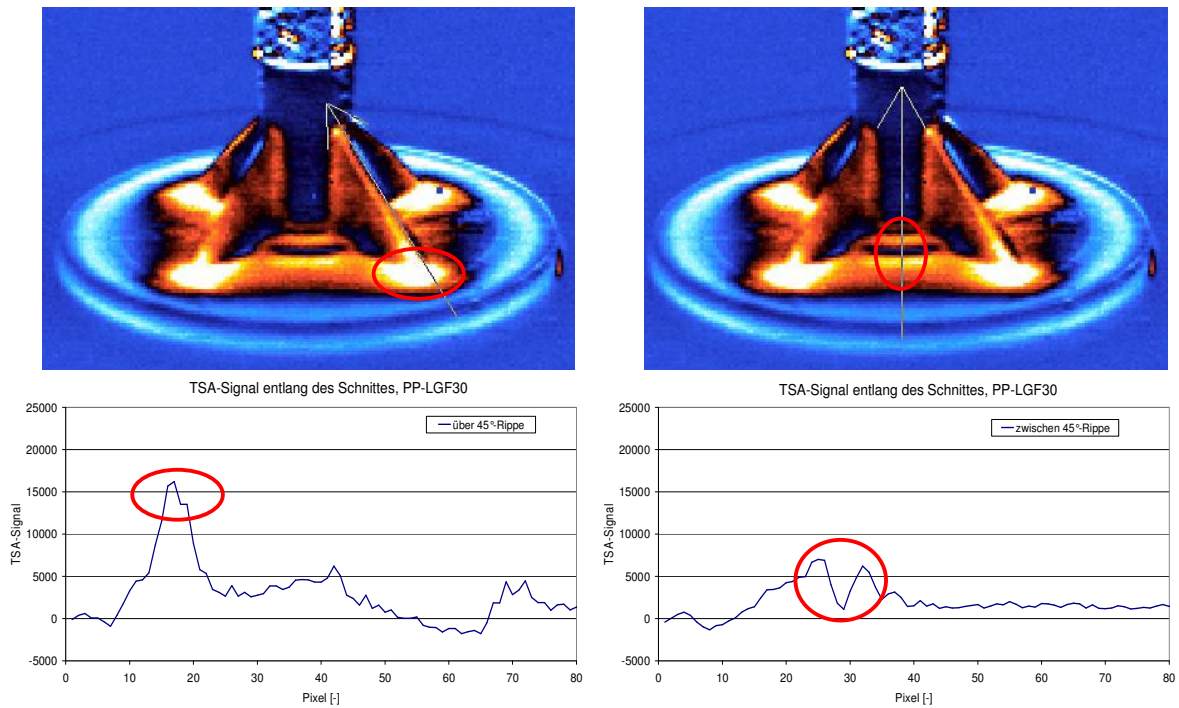


Abb. 5.34: TSA-Messung an Demonstrator mit 45°-Rippe, zyklische Belastung, 20 Hz, Messung auf der Rippe (links) und zwischen den Rippen (rechts).

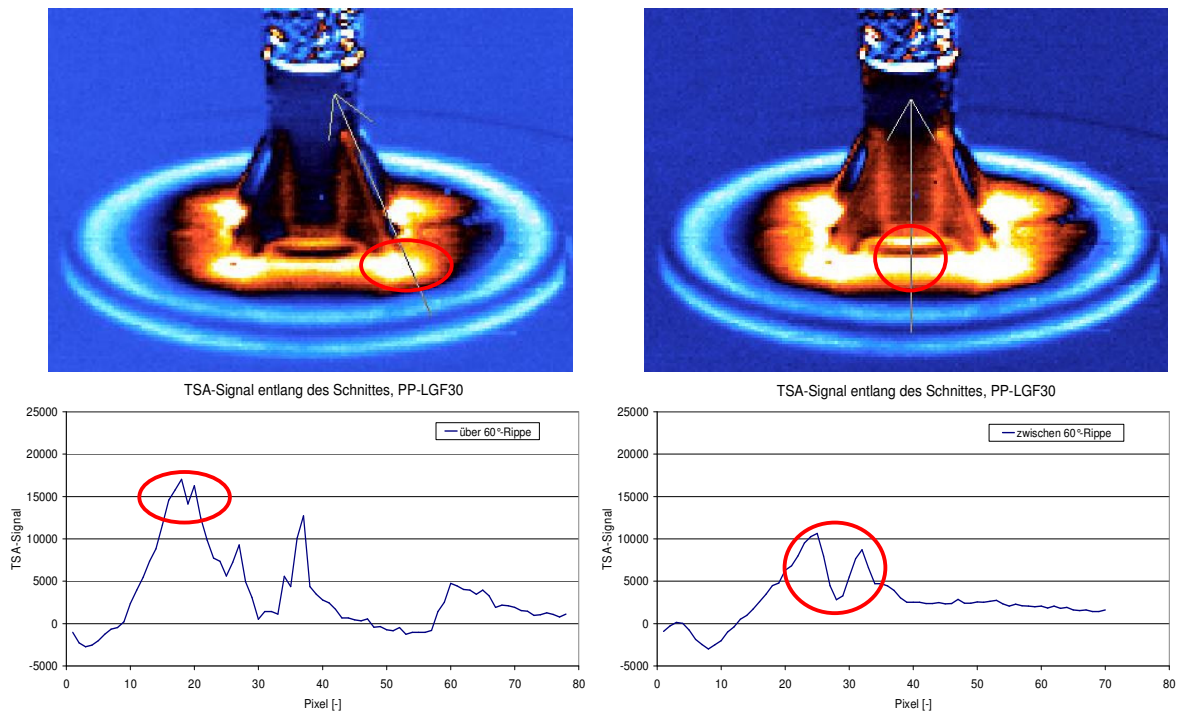


Abb. 5.35: TSA-Messung an Demonstrator mit 60°-Rippe, zyklische Belastung, 20 Hz, Messung auf der Rippe (links) und zwischen den Rippen (rechts)

Damit liegt der Wert zwar weit über dem Wert zwischen den Rippen am Tubusfuß aber dennoch fast 5000 Einheiten unterhalb des Maximalwertes des unverrippten Demonstrators. Daraus kann man schließen, dass sich eine Verrippung im Hinblick auf die lokalen Materialbeanspruchungen lohnt, wobei die 45°-Version aufgrund des niedrigeren Wertes zwischen den Rippen der 60°-Variante vorzuziehen ist. Dies deckt sich mit den Erkenntnissen aus den Kraft-Weg-Diagrammen und der zugehörigen Auswertung des Energieverzehrs im Stirnzug- bzw. seitlichen Zugversuch. Da die Höhe des TSA-Signals umlaufend ein identisches Bild ergibt, kann davon ausgegangen werden, dass während des Füllprozesses ein gleichmäßiger Formfüllvorgang in radialer Richtung statt findet. In welcher Größenordnung allerdings für LFT typische, lokale Inhomogenitäten in Form von Lunkern oder Faserbündelungen vorliegen, lässt sich erst mit Hilfe von Gefügeuntersuchungen feststellen. Diese wurden exemplarisch an einem Kurzglasfaser- und einem Langglasfaserdemonstrator durchgeführt und werden im folgenden Kapitel vorgestellt.

### 5.3.6 Gefügeuntersuchungen

In Abb. 5.36 ist der Faseranteil nach Veraschung des unverrippten und des mit 45°-Rippen versehenen Bauteildemonstrators aus PP-LGF 30 dargestellt. Dieser wurde in gleicher Weise wie im Falle der Zugprobekörper bestimmt. Der unverrippte Demonstrator hat einen Faservolumengehalt von 29,95%, der verrippte einen von 29,74%. Damit liegt der Faservolumengehalt bei beiden Varianten sehr nahe an den geforderten 30%. Auf den ersten Blick sind keine Bereiche zu erkennen, die eine überproportionale Faseranhäufung oder Lücken aufweisen.

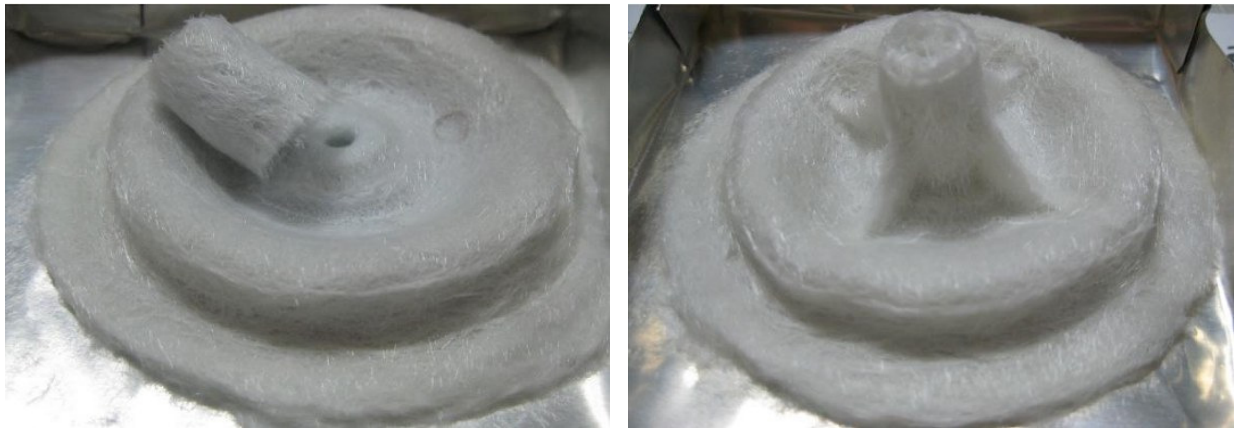


Abb. 5.36: Faservolumengehalt in Bauteildemonstratoren, PP-LGF 30, unverrippt (links), 45°-Verrippung (rechts)

Zum Vergleich dazu ist in Abb. 5.37 das Ergebnis einer Veraschung an Demonstratoren aus dem Kurzfasermaterial PP-GF 30 von Hostacom dargestellt. Wie bei den Langfaservarianten liegt der Faservolumengehalt mit 29,58 bzw. 29,61% im Bereich der angegebenen 30%. Eine Aussage über die Gleichmäßigkeit der Faserdistribution innerhalb des Demonstrators lässt sich anhand von Veraschungsergebnissen von Kurzfaserteilen nicht treffen, da die Fasern nicht in der Weise miteinander verwoben sind, dass sie wie beim Langfasermaterial ein bleibendes Fasergerüst ausbilden. Um die genaue Faserdistribution und Verarbeitungsqualität beurteilen zu können und Aussagen über die lokalen Faserorientierungszustände an markanten Stellen machen zu können, wurden an den Bauteildemonstratoren ebenfalls Schliffbilder gemacht (Abb. 5.38).

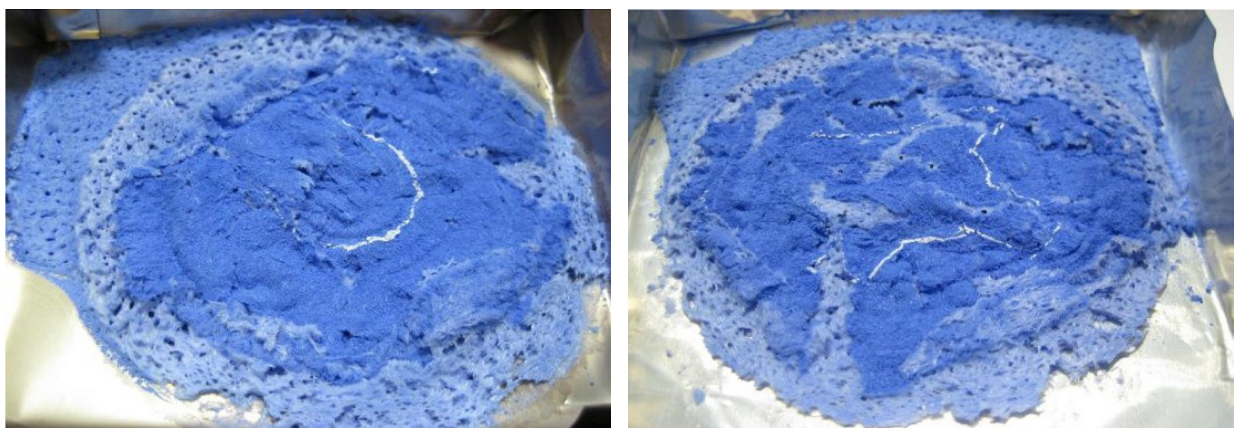


Abb. 5.37: Faservolumengehalt in Bauteildemonstratoren, PP-GF 30, unverrippt (links), 45°-Verrippung (rechts)

Für die Aufnahmen kam wiederum ein Leitz-Lichtmikroskop mit Olympos-Kamera und -software zum Einsatz. Es wurde aus dem Demonstrator mit 45°-Rippen ein etwa 45° großes Teilstück heraus geschnitten und der Bereich in der Mitte der Rippe für Mikroskopaufnahmen präpariert. Zum Vergleich wurde wiederum die Kurzfaservariante aus Hostacom PP-GF 30 mit der Version aus Celstran PP-LGF 30 verglichen.

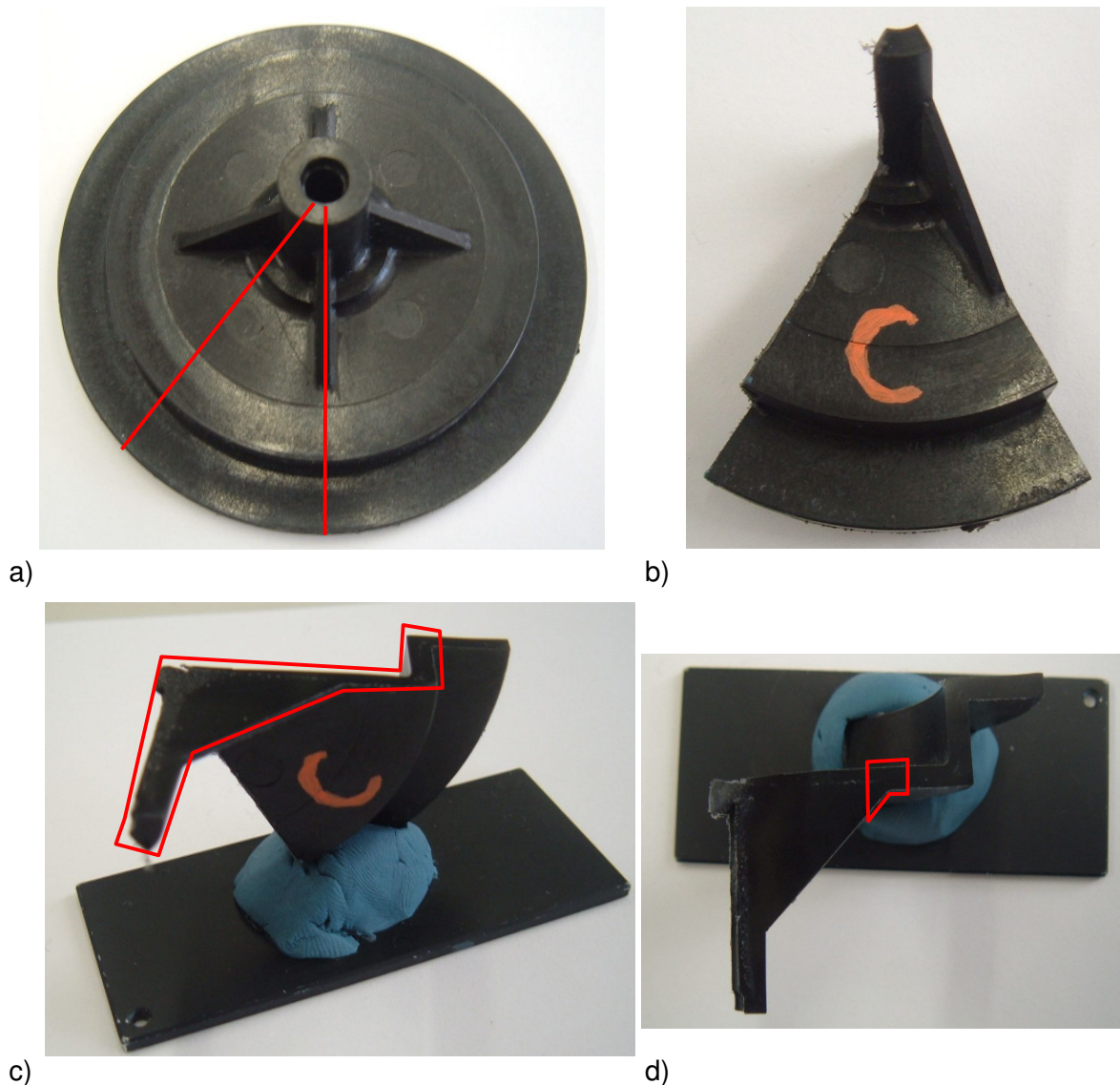


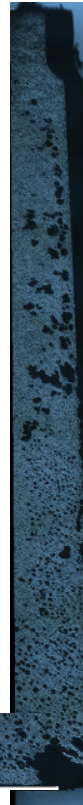
Abb. 5.38: Vorbereitungen für und Lage der Schlibbilder an Bauteildemonstrator mit 45°-Rippen: a) Schnittkanten, b) heraus geschnittenes Teilstück, c) präparierter Bereich, d) Übergang der Rippe in flachen Teil (Bereich für Detailaufnahme)

Die Präparation erfolgte wie bei den Schlibbildern der Zugprobekörper schrittweise über Schleifpapier und Diamantpaste immer feinerer Körnung. Detailaufnahmen wurden im markierten Bereich von c) und d) gemacht. Es wurde der 45°-Demonstrator ausgewählt, da er im Vergleich zu den beiden anderen Varianten die besten Resultate aus den bisherigen Vorversuchen hinsichtlich seiner Eignung als Bauteildemonstrator vorweisen kann. Man erkennt bei der Langfaserversion eine deutliche Lunkerspur sowohl unterhalb der Rippe als auch im Schnittbereich des Tubus (Abb. 5.39). Die Kurzfaservariante weist am Tubus ebenfalls größere Bereiche mit Vakuolen auf. Im Gegensatz dazu ist deren Vorkommen unterhalb der Rippe nur punktuell. Mit Hilfe dieses Bildes lässt sich das insgesamt nur wenig bessere Abschneiden des Langfaser-PP in den Stirnzugversuchen erklären. Die Dehnungs- und somit auch Spannungskonzentration am Rippenauslaufbereich kann nicht durch eine homogene untere Schicht mitgetragen werden, sondern führt zu einer Aufweitung der Lunker



durch Mikrorissbildung an den Seitenflächen und schließlich zur Delamination größerer, flächiger Bereiche. Derselbe Effekt tritt zwar auch beim Kurzfasermaterial auf, jedoch lässt sich vermuten, dass auf die eigene Materialbeanspruchbarkeit bezogen das Kurzfaser-PP besser ausgereizt werden kann.

Celstran PP-LGF 30

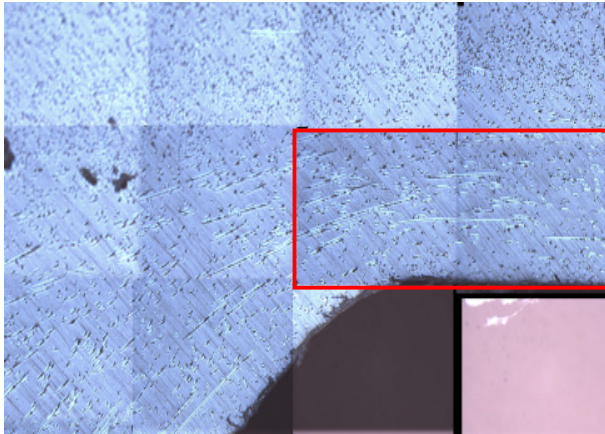


Hostacom PP-GF 30

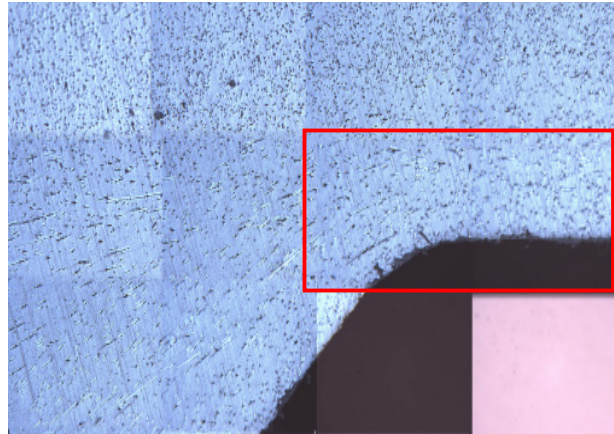


Abb. 5.39: Mikroskopaufnahmen der Schnittfläche aus Abb. 5.38 c), Bereich unter der Rippe (horizontal), Tubusbereich (vertikal) der Langfaser- und Kurzfaservariante (links bzw. rechts), 16-fache Vergrößerung

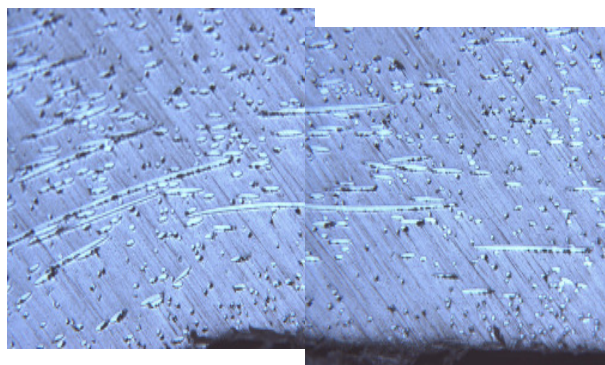
Die Lunkerbildung ist ein Resultat der schlechteren Verarbeitbarkeit des PP-LGF im Vergleich zum Kurzfaser-PP. Die zähflüssigere Masse und die ungeordnete Faserdegradation führt zu lokalen Faseranhäufungen und Einfrierstellen sowie einem schwerer zu kontrollierenden Nachdruckverhalten des Stangenangusses [5]. Wichtig für die weitere Beurteilung der Qualität ist die Kenntnis der Faserorientierungszustände insbesondere an den hochbelasteten Stellen. Hierzu wurde der Übergang der Rippen in den waagerechten Bereich als hochbelastete Stelle näher betrachtet (Abb. 5.40). Besonders in den Detailaufnahmen erkennt man deutlich eine Faserorientierung tangential zu den Rippenrändern. Dies gilt für den gesamten Übergang vom waagerechten in den Rippenbereich. Gleichzeitig verlaufen sowohl bei der Kurzfaservariante als auch der Langfaservariante Fasern senkrecht und diagonal zu dieser Richtung. Mit Hilfe optischer Auswerteverfahren der Ellipsenformen lässt sich aus Schliffbildern bereichsweise der lokale Orientierungstensor ermitteln [45,69]. Um die gesamte Geometrie dreidimensional zu erfassen, müssten allerdings alle signifikanten Stellen in mehreren Schnitten ausgewertet werden.



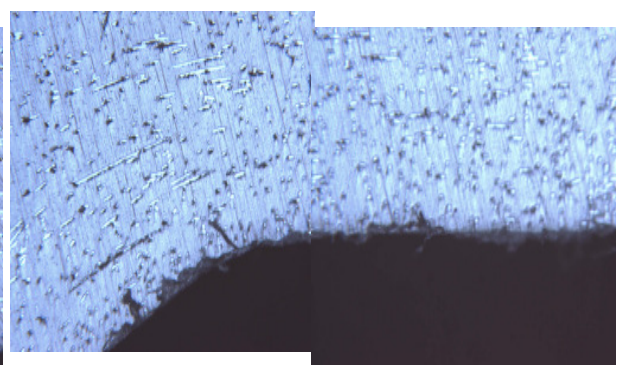
Celstran PP-LGF 30



Hostacom PP-GF 30



Celstran PP-LGF 30, Detail



Hostacom PP-GF 30, Detail

Abb. 5.40: Mikroskopaufnahmen des Rippenauslaufbereiches aus Abb. 5.38 d), 50-fache Vergrößerung

Aufgrund dieses sehr hohen experimentellen Aufwandes wird zur Bestimmung des Faserorientierungszustandes in Spritzgussbauteilen wie bereits angedeutet mehr und mehr auf Füllsimulationsrechnungen zurückgegriffen. Als Fazit der Voruntersuchungen an Bauteildemonstratoren lässt sich sagen, dass der Formfüllvorgang des Demonstratorwerkzeugs vor allem bei LFT weiteres Optimierungspotential hat, insbesondere was die Vermeidung von Lunkern und Fehlstellen betrifft.

## 6. Auswertung von Hochgeschwindigkeitsversuchen

### 6.1 Grundlegendes

Die wachsenden Anforderungen an die Crashesicherheit von Bauteilen, insbesondere der Sicherheitsbauteile machen auf der experimentellen Seite den Einsatz von Hochgeschwindigkeitskameras zur Ermittlung des geschwindigkeitsabhängigen Werkstoff- und Bauteilverhaltens notwendig [142,9,104,31,102]. Hiermit können dehnratenabhängige Materialkennwerte für die FE-Simulation direkt oder indirekt ermittelt und diese wiederum anhand einer realen Bauteiluntersuchung überprüft werden. Nachfolgend wird die Vorgehensweise bei der Werkstoff- und Bauteiluntersuchung vorgestellt.

Das Deformations- und Bruchverhalten von Kunststoffen und somit auch von Faser-Kunststoffverbunden ist unter anderem abhängig von der Belastungsgeschwindigkeit und somit der Dehnrate. Die dehnratenabhängigen Kennwerte werden in dieser Arbeit unter Verwendung einer Hochgeschwindigkeitskamera in mehreren Schritten aus Schnellzug- und Schubversuchen ermittelt. Es wird der Kraft-Zeit-Verlauf und mittels des Verfahrens der Grauwertkorrelation der lokale Dehnungs-Zeit-Verlauf am Ort des späteren Versagens und gemittelt im parallelen Bereich der Probe erfasst. Diese Daten werden in Spannungs-Dehnungs-Kurven überführt. Bei der flächenhaften Deformations- und Dehnungsanalyse von Flachzugproben bzw. Schubproben ist eine 2D-Betrachtung dann ausreichend wenn man von einer ideal lotrechten Belastung und Verformung innerhalb einer Tiefenebene ausgeht. Durch Mittelwertbildung der Wiederholversuche werden die relevanten Spannungs-Dehnungs-Diagramme bei einer Prüfgeschwindigkeit und entsprechender Dehnrate ermittelt. Durch Variation der Prüfgeschwindigkeit erhält man die Dehnratenabhängigkeit der Spannungs-Dehnungsbeziehung in Form einer Kurvenschar. Dabei werden zwei Hauptfaserrichtungen in den Probekörpern berücksichtigt. Zum einen werden Datensätze aus Zugversuchen mit längs zur Abzugsrichtung orientierten Fasern, zum anderen mit Fasern quer dazu bestimmt. Eine Untersuchung des Verhaltens unter Druckbelastung wurde in dieser Arbeit nicht durchgeführt. Dies hat im weiteren Verlauf z.B. zur Folge, dass zur Beschreibung des plastischen Verhaltens vereinfacht die von-Mises-Fließbedingung verwendet wird.

An die Bestimmung der Spannungs-Dehnungs-Kurven schließt sich eine direkte und indirekte Ermittlung von Materialparametern für ein zugrundegelegtes Stoffgesetz in der FE-Simulation an. Die Größenordnung der Verformungen von langfaserverstärktem Polypropylen liegt bei unter 3% und damit im Bereich geometrisch kleiner Verzerrungen. Einschnürungseffekte, wie sie bei unverstärkten Thermoplasten sehr deutlich und dominierend auftreten, sind vernachlässigbar. Bei der Vermessung von Bauteilen hingegen sind in der Regel zwei Kameras erforderlich, da die mehraxialen Spannungs- und Dehnungszustände dreidimensional erfasst werden müssen. Dies gilt insbesondere im Hinblick auf die Validierung von FE-Simulationen an komplexeren 3D-Geometrien. Bei der Durchführung von Versuchsreihen und der späteren Da-

tenauswertung müssen zu jeder Zeit mögliche Fehlerquellen klein gehalten und möglichst quantifiziert werden, um die Fehlerkette kontrollierbar und die Ergebnisse interpretierbar zu machen. In den folgenden Kapiteln wird der Weg von der Versuchsdurchführung über die Datenverarbeitung bis hin zur Bestimmung von Materialkennwerten aus Spannungs-Dehnungs-Kurven ausführlich erläutert.

## 6.2 Ermittlung des Kraft-Zeit-Verlaufs

### 6.2.1 Datenerfassung bei hohen Abzugsgeschwindigkeiten

Da die am Ende einer Auswerteroutine zu bestimmenden Spannungs-Dehnungs-Kurven aus der Verrechnung synchroner Spannungs-Zeit- und Dehnungs-Zeit-Verläufe resultieren, müssen zunächst die Kraft-Zeit-Daten, die von der Prüfmaschine aufgezeichnet werden und in die Berechnung mit einfließen, ermittelt werden. Dies geschieht bei Versuchsgeschwindigkeiten von 1 m/s und mehr durch die Messwerterfassung mit Hilfe eines Transientenrekorders und der zugehörigen Software. Die Kapazität des Transientenrekorders liegt bei 20.000 Wertepaaren. Für Messdauern von 20 ms und weniger beträgt die maximale Aufnahmefrequenz 1MHz. Bei einer längeren Versuchsdauer kann mit maximal 200 KHz aufgezeichnet werden. Die Werte werden synchron über ein Piezoelement für das Kraftsignal und vom induktiven Wegaufnehmer nach LVDT-Prinzip an den Rekorder übergeben, dort digitalisiert und abgelegt. Der Datenexport erfolgt im ASCII-Format. Daten dieser Art lassen sich mit den üblichen Mathematikprogrammen wie Excel und Matlab weiter verarbeiten. In Abb. 6.1 ist der komplette resultierende Datensatz eines Zugversuches an einer Flachzugprobe aus PP-LGF-30 bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/s zu sehen.

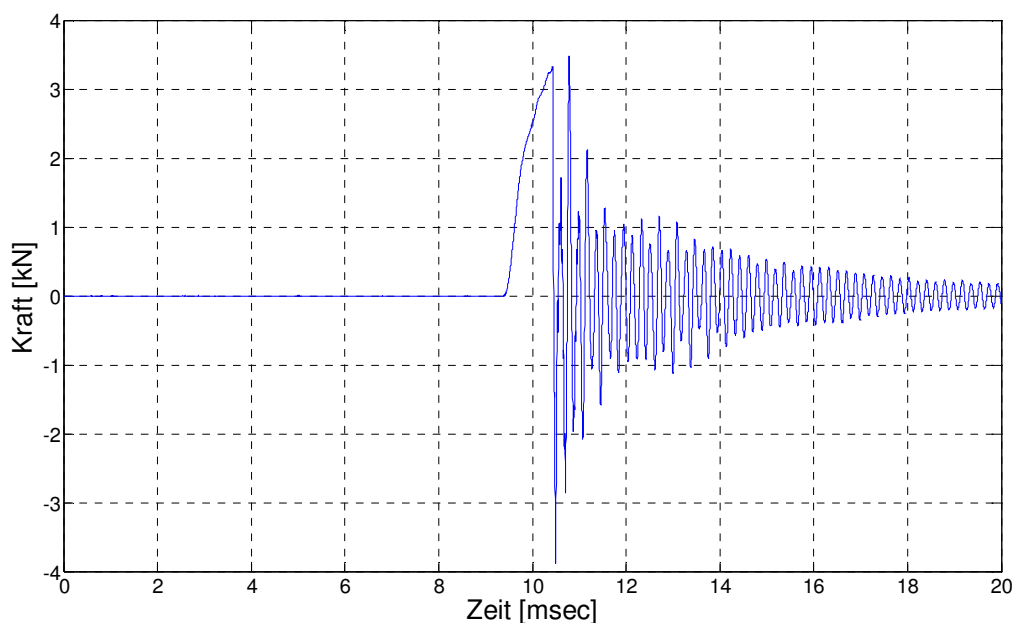


Abb. 6.1: Kraft-Zeit-Verlauf, Zugversuch an PP-LGF 30,  $v = 1$  m/s

### 6.2.2 Datenerfassung bei niedrigen Abzugsgeschwindigkeiten

Die Zugversuche bei langsamen Abzugsgeschwindigkeiten unterhalb von 1 m/s werden mit der Maschinensoftware Hydrowin in Verbindung mit der Mess- und Steuerungssoftware DIADEM durchgeführt. Der einer Kraft- und Wegmessung bei Geschwindigkeiten zwischen  $10^{-4}$  m/s und  $10^{-2}$  m/s zugrunde liegende Schaltplan ist in (Abb. 6.2) dargestellt.

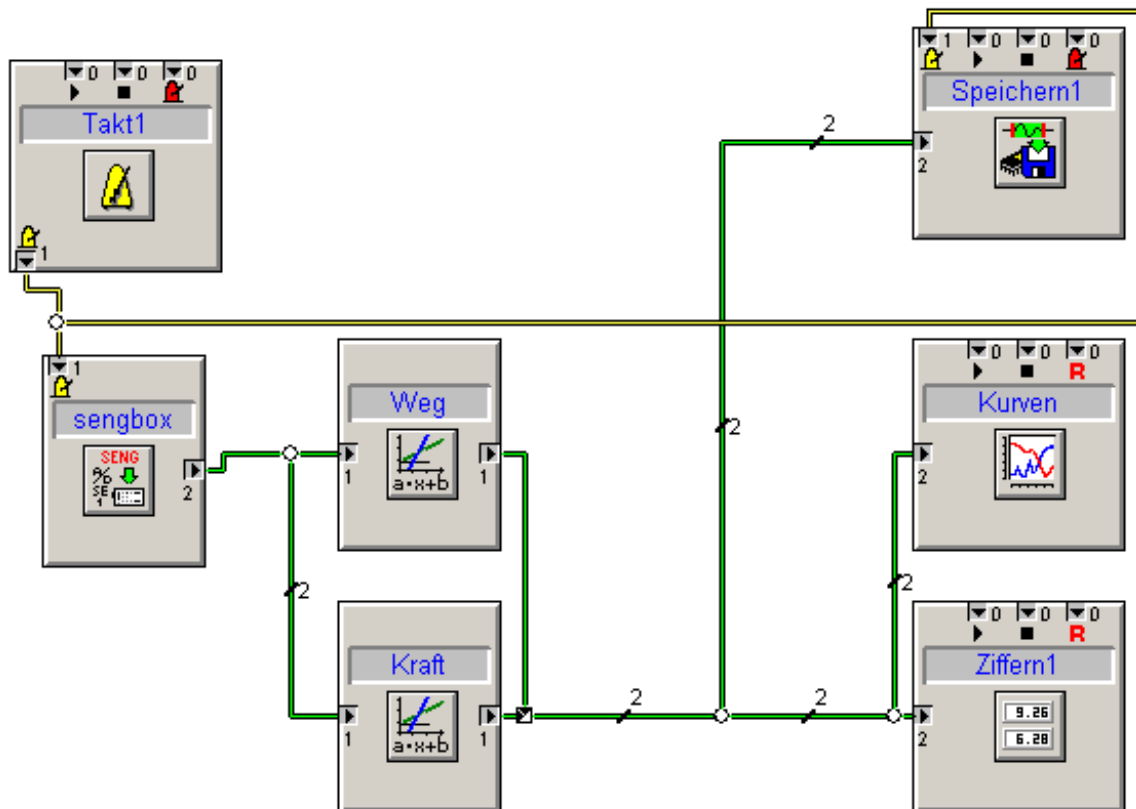


Abb. 6.2: DIADEM-Schaltplan, Erfassung der Kraft- und Wegsignale bei langsamen Abzugsgeschwindigkeiten

Bei dem Programmpaket DIADEM handelt es sich um eine modular aufgebaute Methode zur Erfassung, Kalibrierung und Aufbereitung von Messsignalen. Die über eine BNC-Verbindung in einen A-D-Wandler eingespeisten Signale sind üblicherweise Spannungswerte im Millivoltbereich, welche über einen geeigneten Ladungsverstärker und entsprechend kalibrierte Proportionalitätsfaktoren zu realen Kraft- und Wegdaten umgerechnet und auf dem Bildschirm ausgegeben werden. Ausgehend vom Versuchstaktmodul in welchem die Messfrequenz festgelegt wird, verläuft ein Pfad zum Speichermodul, in dem abhängig von der zu erwartenden Versuchsdauer die Anzahl der aufzuzeichnenden Messwerte eingetragen ist. Die Messfrequenz ist aufgrund der begrenzten Leistungsfähigkeit der Messkarte auf maximal 1000 Hz beschränkt. Bei einer zu erwartenden Versuchsdauer von z.B. 20 Sekunden und einer Messfrequenz von 1000 Hz wird die Anzahl der aufzuzeichnenden Messwerte entsprechend auf mindestens 20.000 eingestellt.

Der zweite Pfad führt in einen A-D-Wandler in dem die aufzuzeichnenden Messwerte wie Kraft und Weg definiert werden. Diese beiden werden in den folgenden direkt

verbundenen Modulen mit den korrekten Proportionalitätsfaktoren und einem evtl. Offset verrechnet um anschließend in die Anzeigemoduln für die Online-Überprüfung am Monitor sowie das Speichermodul weiter geleitet zu werden. Die so aufgezeichneten Daten werden später tabellarisch aufbereitet und in Form eines Excel-Sheets abgespeichert. Diese Daten lassen sich später zur Weiterverarbeitung z.B. in Matlab importieren.

### 6.2.3 Auswirkungen der stoßartigen Belastung auf das Messsignal

Es wurden Zugversuche bei fünf unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten durchgeführt, und zwar bei  $10^{-4}$ ,  $10^{-2}$ ,  $10^0$ ,  $10^{0,5}$  und  $10$  m/s. Dieses Geschwindigkeitsprofil ist darin begründet, dass bei unverstärkten Thermoplasten eine logarithmische Abhängigkeit der Materialkennwerte wie z. B. der Steifigkeit zu beobachten ist [9], welche teilweise auch auf faserverstärktes Material übertragbar ist.

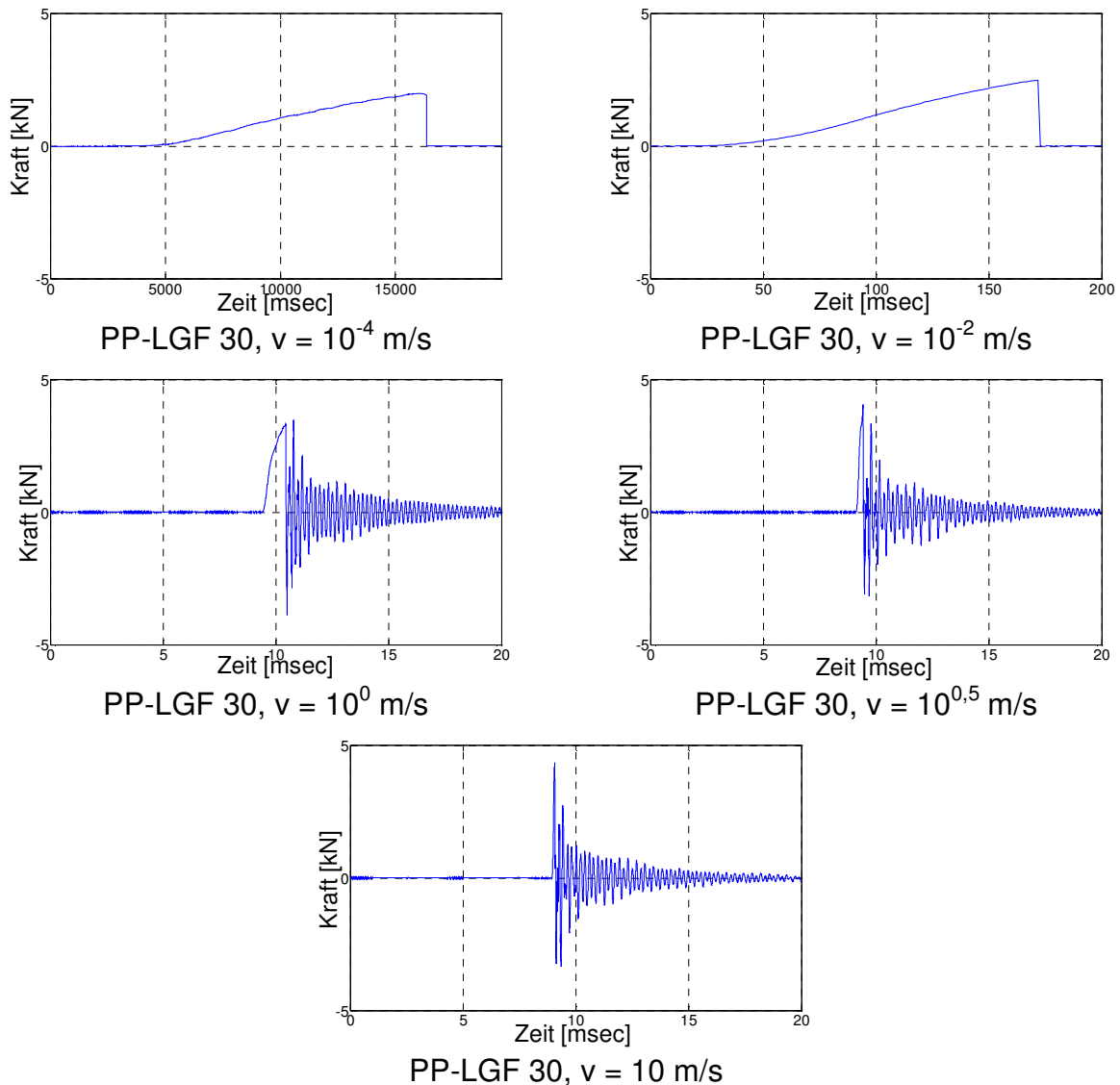


Abb. 6.3: Kraft-Zeit-Verlauf, gesamter Erfassungszeitraum, PP-LGF 30, längs

Des Weiteren nimmt der Einfluss der Dehnrates bei hohen Geschwindigkeiten überproportional zu. In Abb. 6.3 ist der komplette gemessene Kraft-Zeit-Verlauf von Versuchen an PP-LGF 30 für längs orientierte Proben bei allen fünf Versuchsgeschwindigkeiten dargestellt. Zunächst fällt auf, dass bei den beiden langsameren Geschwindigkeiten ein klarer Kurvenverlauf vom leichten Einlaufbereich, während dessen sich die Probe noch minimal in den Spannbacken ausrichtet, bis hin zum Versagen beim Kraftmaximum, zu erkennen ist. Bei den höheren Abzugsgeschwindigkeiten erkennt man auf den ersten Blick nur noch bei 1 m/s den Kraftverlauf bis zum Bruch. Danach folgt, wie bei 3,16 und 10 m/s ein hochfrequentes Ausschlagen des Kolbens mit den entsprechend abnehmenden Spitzenwerten auf der positiven und negativen Kraftskala. Die Schwingung hat für alle Abzugsgeschwindigkeiten eine Frequenz von ca. 5260 Hz, was einer Periodendauer von 0,19 ms entspricht (Abb. 6.4).

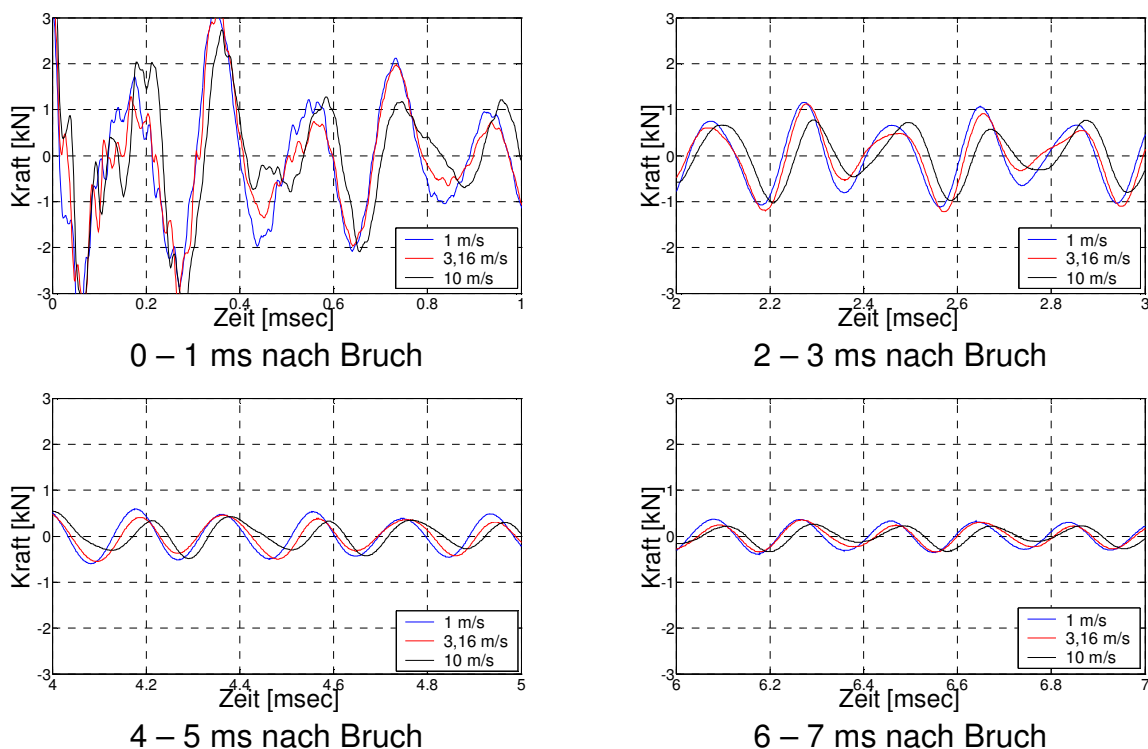


Abb. 6.4: Ausschlagverhalten des Kolbens nach Zugversuchen bei 1 m/s, 3,16 m/s und 10 m/s, Intervalle bis 7 ms nach Bruch

Diese Hauptschwingung wird direkt nach Beginn des Ausschlagvorgangs zusätzlich von einer höherfrequenten Schwingung überlagert. Nach ca. 4 Millisekunden geht sie allerdings wieder in eine harmonische Schwingung mit nahezu gleichmäßiger Amplitude über. Die Schwingung ist das Resultat des Aufpralls der Zugstange auf den Kolben nachdem dieser den Beschleunigungsweg zurück gelegt hat. Ein weiterer wichtiger Aspekt ist der Einfluss von Massenträgheitskräften insbesondere bei Versuchen höherer Abzugsgeschwindigkeit. Um den Einfluss der Beschleunigung auf die resultierenden Zugkräfte und damit Spannungen im Probekörper abzuschätzen wurde eine überschlägige Berechnung mit einem linear elastischen isotropen Materi-

almodell durchgeführt. Es ergeben sich bei einer quasistatischen Berechnung unter Annahme eines Verformungsweges von 1 mm maximale Cauchy-Spannungen in Zugrichtung von  $328 \text{ N/mm}^2$ . Bei einer Abzugsgeschwindigkeit von  $10 \text{ m/s}$  betragen sie etwa  $350 \text{ N/mm}^2$ . Dies entspricht einer Steigerung von gut  $6,6 \%$  (Abb. 6.5).

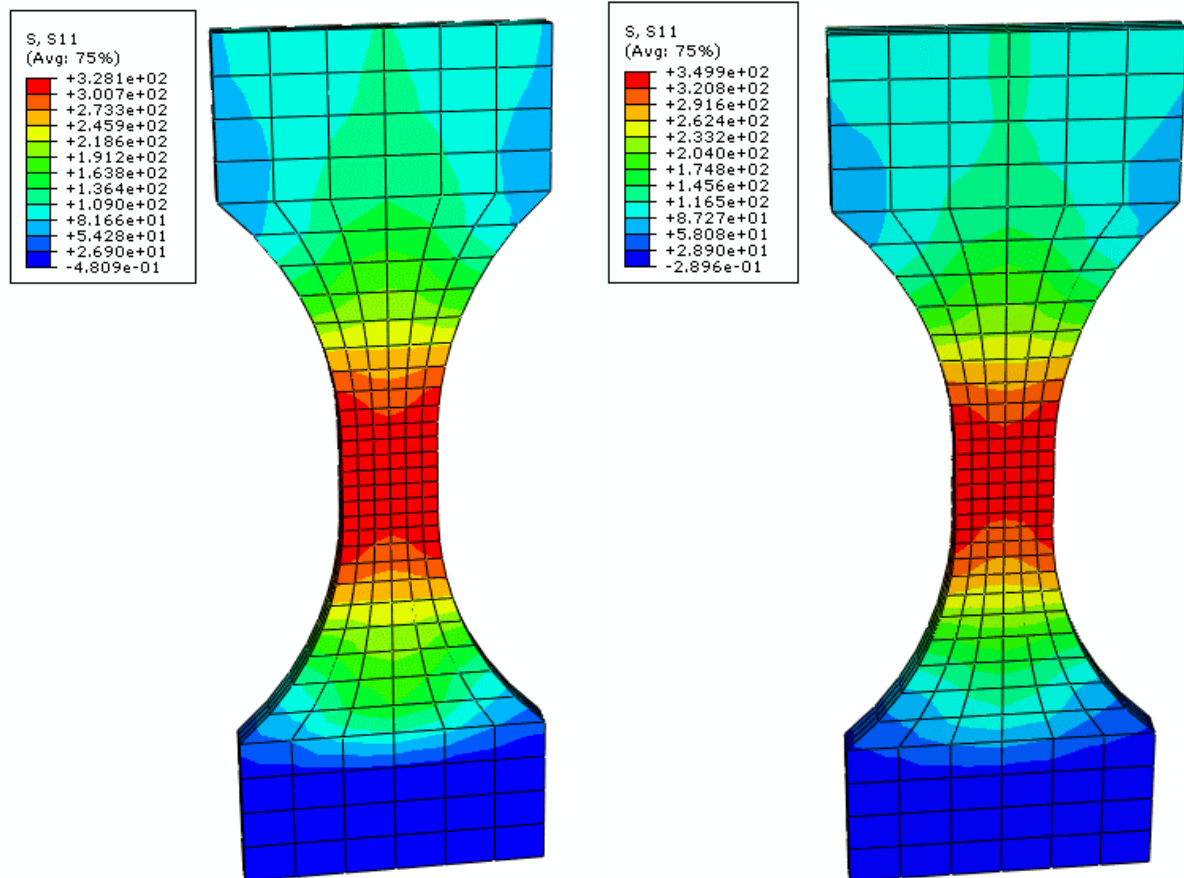
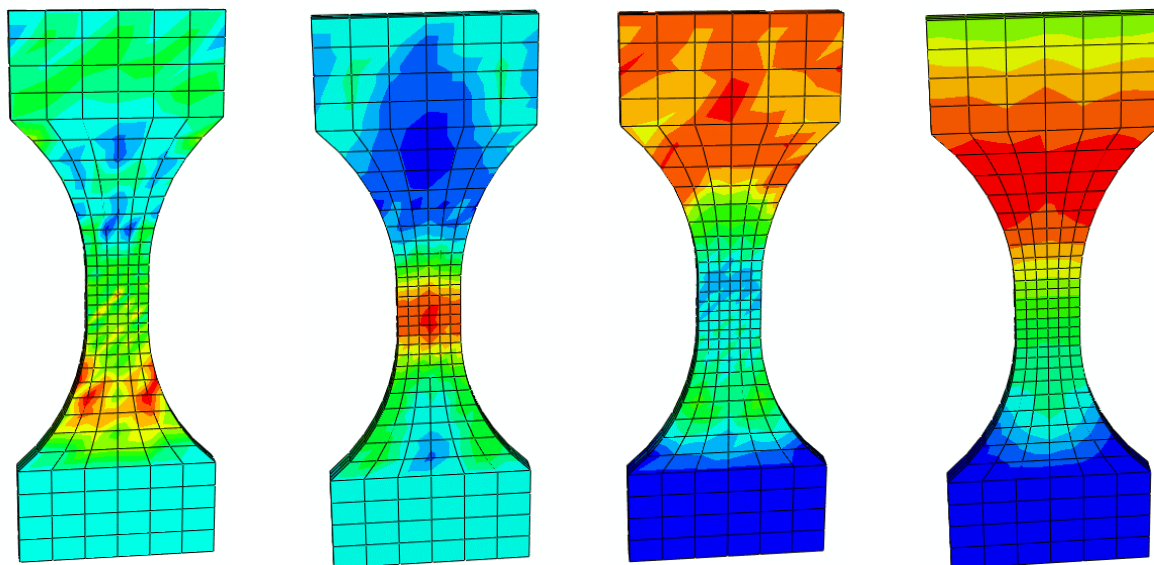


Abb. 6.5: Simulierter Zugversuch, linear elastisches Modell, resultierende Zugspannungen in Probekörpermitte, quasistatisch (links),  $v = 10 \text{ m/s}$  (rechts),  $S_{11}$ : Cauchy-Spannungen in Probekörperlängsrichtung



A,  $v = 10 \text{ m/s}$

A,  $v = 1 \text{ m/s}$

V,  $v = 10 \text{ m/s}$

V,  $v = 1 \text{ m/s}$

Abb. 6.6: Beschleunigungs- (links) und Geschwindigkeitsverteilung (rechts) in der Probe



(Abb. 6.6) zeigt die Verteilung der lokalen Beschleunigungen und Geschwindigkeiten im Probekörper bei simulierten Abzugsgeschwindigkeiten von 10 m/s und 1m/s. Es wird deutlich, dass der Einfluss der Abzugsgeschwindigkeit auf die resultierenden Verteilungen bei 10 m/s im Vergleich zu denen bei 1m/s sehr hoch ist. Die resultierenden Zugspannungen bei 1 m/s liegen auf dem Niveau der quasistatischen Berechnung. Aus diesem Grunde wird der Einfluss der Beschleunigungskräfte im weiteren Verlauf der Arbeit nicht weiter berücksichtigt.

### 6.2.4 Zeitlicher Auswertebereich des Kraftsignals

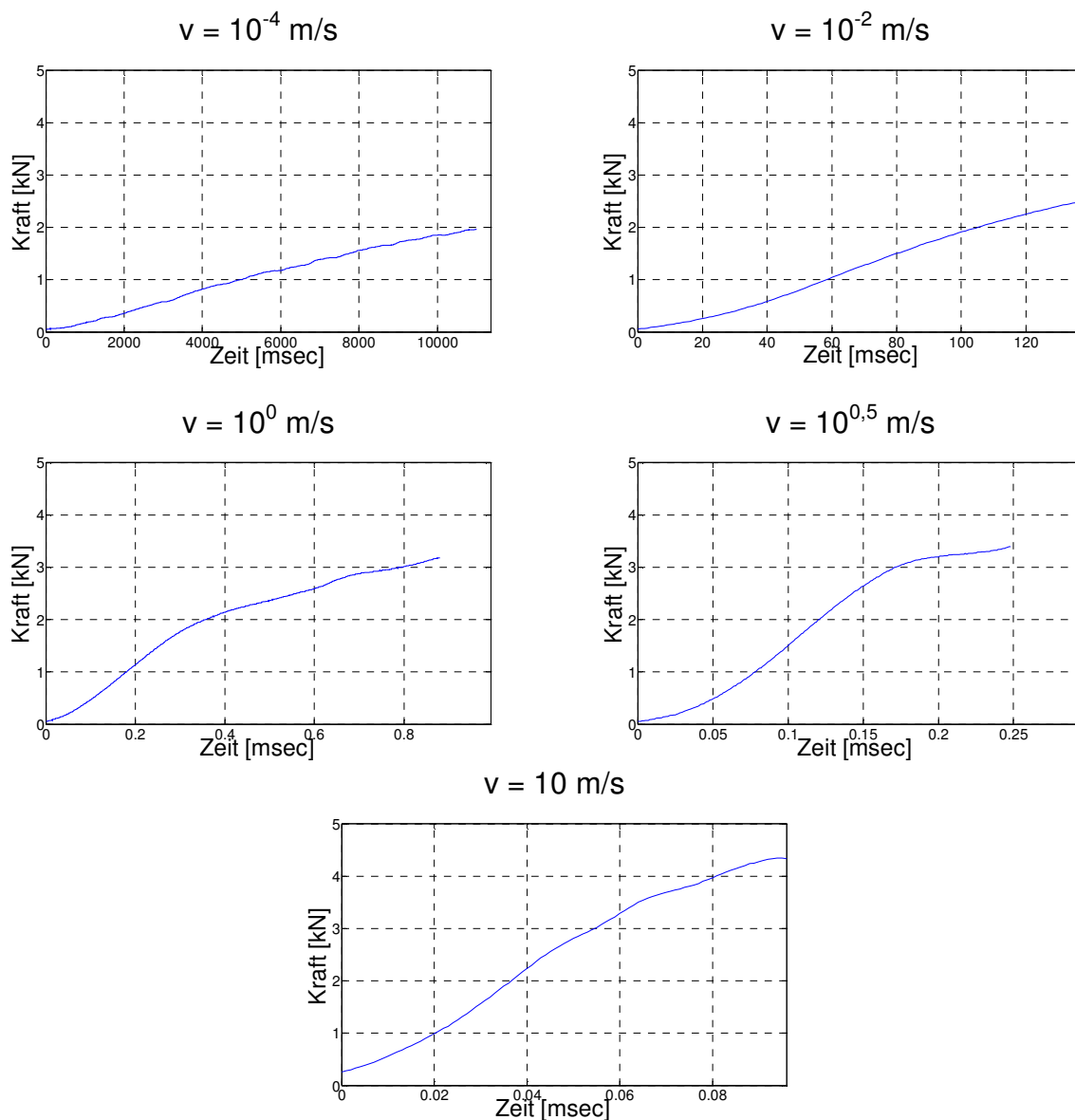


Abb. 6.7: Kraft-Zeit-Linie aus Einzelversuchen bei Versuchsgeschwindigkeiten von  $10^{-4}$  bis 10 m/s, Celstran PP-LGF 30

Wenn man das Kraft-Signal nur während des eigentlichen Deformationsvorgangs der Zugprobe betrachtet, ist eine Überlagerung des Kraftanstiegs resultierend aus der Verformung der Zugprobe mit der Stoßwelle des Aufpralles der Zugstange zu erken-

nen. Während der Einfluss auch bei einer Versuchsgeschwindigkeit von 1 m/s aufgrund der geringeren Aufprallgeschwindigkeit noch klein ist und er bei 10 m/s durch die hohe, schnell aufgebrachte Energiemenge und den nur ca. 0,1 ms dauernden Deformationsprozess ebenfalls in den Hintergrund tritt, ist bei 3,16 m/s der Einfluss dieser Schwingung, in diesem Fall gegen Ende des Versuchs deutlich zu erkennen (Abb. 6.7).

Diese Abzugsgeschwindigkeit ist demnach mit dem größten systematischen Fehler behaftet. Dies gilt allerdings nur für den Kraft-Zeit-Verlauf an sich. Wenn man die zugehörigen Dehnungs-Zeit-Verläufe hinzunimmt und mit den Kraft-Zeit-Verläufen synchronisiert und zu Spannungs-Dehnungs-Diagrammen verrechnet, ergeben sich gut verwertbare Ergebnisse. Der bei allen Geschwindigkeiten mehr oder weniger starke Einfluss eines Einlaufbereiches, in dem die Kraft bis zu einem Wendepunkt progressiv ansteigt ist ein bekanntes Phänomen und wurde ausführlich hinsichtlich der Berechnung des E-Moduls aus integralen Spannungs-Dehnungs-Diagrammen bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten in [95] behandelt.

Für die spätere Berechnung eines „geschwindigkeitsabhängigen“ E-Moduls gibt es keine Norm. Ebenso macht dieser Begriff fälschlicherweise den Eindruck, als gebe es bei unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten unterschiedliche Elastizitätskennwerte. Korrekterweise müssen höhere Werte für die Steigung der Tangenten im Spannungs-Dehnungs-Diagramm über zeitabhängige Effekte, also über Viskoelastizität erklärt werden. Es hat sich im Ingenieurbereich allerdings durchgesetzt, dass diese unterschiedlichen Tangentensteigungen als geschwindigkeits- oder dehnratenabhängiger E-Modul bezeichnet werden. Um den Einlaufbereich des zeitlichen Kraft-Anstiegs in einer einheitlichen Art und Weise zu berücksichtigen wird der Beginn des Kraft-Anstiegs bei 0,05 kN definiert und dem ersten von null abweichenden Dehnungszustand zugeordnet. Damit berücksichtigt man die weitestgehend einheitliche Kurvencharakteristik und die zu Versuchsbeginn zu geringen Absolutwerte der gemessenen Kraft.

### 6.2.5 Integrale Spannungs-Dehnungs-Kurven

Um die Auswirkungen der Kraft-Zeit-Kurven auf nominelle Spannungs-Dehnungs-Diagramme aufzuzeigen, wurden nach [140] die in allen Versuchen linear ansteigenden Weg-Zeit-Verläufe des Kolbens mit den Kraft-Zeit-Verläufen aus (Abb. 6.7) verrechnet. Man erkennt die schlechte Weg-Auflösung bei hohen Abzugsgeschwindigkeiten (Abb. 6.8). Diese resultiert aus dem großen Wegmessbereich, der für den Beschleunigungsvorgang benötigt wird und der daraus resultierenden eingeschränkten Auflösung der Weg- und damit auch Dehnungswerte des LVDT. Um eine objektive Erfassung der Dehnungen und damit verbunden eine zutreffende Ermittlung von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen zu ermöglichen, ist die Verwendung berührungsloser, flächenhafter Messverfahren unumgänglich [9,31,77,127].

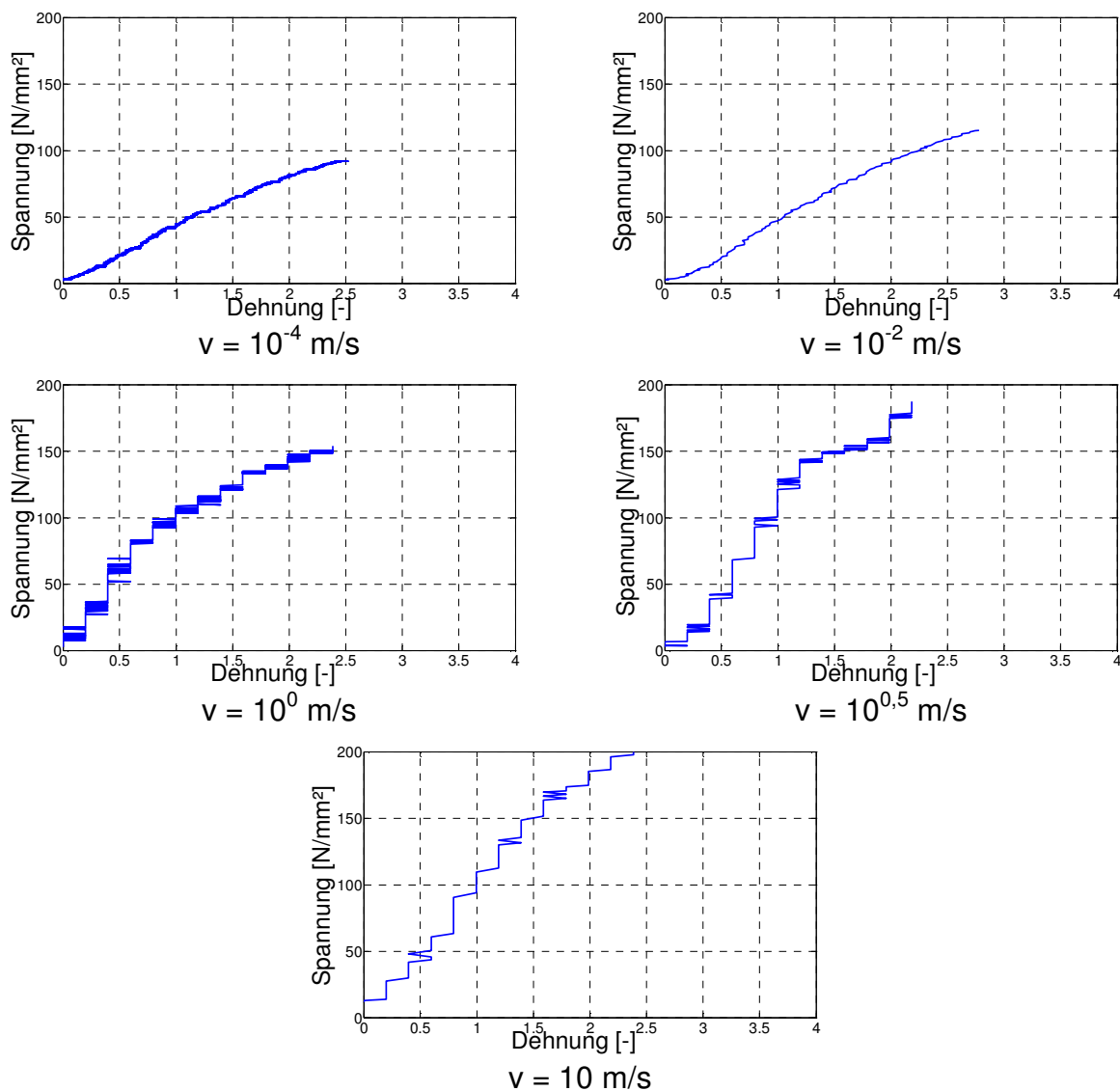


Abb. 6.8: Nominelle Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Einzelversuchen bei Versuchsgeschwindigkeiten von  $10^{-4}$  bis 10 m/s, Celstran PP-LGF 30

Im folgenden Abschnitt werden die äußeren Einflüsse bei Messungen mit dem Verfahren der Grauwertkorrelation erläutert. Die zur Berechnung von dehnratenabhängigen Spannungs-Dehnungs-Diagrammen erforderlichen Dehnungs-Zeit-Verläufe werden mit diesem Verfahren ermittelt. In dieser Arbeit wurde dabei das Softwaresystem ARAMIS der Gesellschaft für optische Messtechnik (GOM), Braunschweig, verwendet.

## 6.3 Äußere Einflussgrößen auf die Ermittlung der Dehnungsfelder

### 6.3.1 Wellenausbreitung in Kunststoffen

Bei der Messung von Verschiebungsfeldern, aus denen sich die entsprechenden Dehnungsfelder und später die zeitlichen, punktuellen oder gemittelten Dehnungsverläufe bestimmen lassen, muss die Kraftwellenausbreitungsgeschwindigkeit im

Probekörper im Hinblick auf die Synchronisierung der Kameradaten mit den Maschinendaten berücksichtigt werden. Die Kamera nimmt, sobald sie ein Triggersignal von der Kraftmessdose empfängt, mit einer geringen Verzögerung im Nanosekundenbereich, die durch Schaltungsverzögerungen und Signallaufzeiten entsteht, den dann optisch zugänglichen Deformationszustand der Probekörperoberfläche auf. Da aber die dieser Deformation entsprechende Kraft zunächst bis zur Kraftmessdose durchdringen muss und dafür eine nicht zu vernachlässigende Zeit benötigt, muss diese vor allem bei Zugversuchen bei Geschwindigkeiten von 1 m/s und mehr berücksichtigt werden. Wird z.B. bei einem Zugversuch mit einer Kolbenabzugsgeschwindigkeit von 10 m/s eine Bildrate von 150.000 Bildern pro Sekunde angesetzt um 10-15 Bilder des Versuches aufnehmen zu können, beträgt der Abstand zwischen den einzelnen Bildern 6,7 Millisekunden. Die Schallgeschwindigkeit, welche der Wellenausbreitungsgeschwindigkeit in der Probe entspricht, beträgt bei isotropen Werkstoffen:

$$c_{\text{Festkörper}} = \sqrt{\frac{E(1-\mu)}{\rho(1-\mu-2\mu^2)}} \quad (\text{Gl. 6.1})$$

c: Wellenausbreitungsgeschwindigkeit, E: E-Modul,  $\mu$ : Poissonzahl,  $\rho$ : Dichte

Im Falle von langfaserverstärktem PP-LGF 30 ergibt sich damit eine Wellenausbreitungsgeschwindigkeit von 2.716 m/s. Während des Wegs von der Probekörpermitte bis zur Kraftmessdose von ca. 40 mm vergehen demnach ungefähr 15 Mikrosekunden. In dieser Zeit hat die Kamera allerdings schon zwei Bilder gemacht und der Zwischenraum zwischen dem zweiten und dem dritten Bild ist knapp 2 Mikrosekunden alt. Um also eine bestmögliche Synchronisation der Kraft mit den Dehnungsbildern zu erhalten muss der entsprechende Zeitversatz berücksichtigt werden. Da die Kamera mit einem internen Speicher ausgestattet ist, der sich in einer Zeitschleife dauerhaft beschreiben lässt, kann auch auf die Bilder zugegriffen werden, die vor dem Eintreffen des Triggersignals aufgezeichnet wurden. Die zu verrechnenden Daten ergeben sich also aus den nach dem dunkelgrauen Bereich gemachten Dehnungsbildern (Abb. 6.9 oben) mit den von Beginn bis vor den hellgrauen Bereich gemessenen Kraftdaten (Abb. 6.9 unten). Die Breite der farbigen Kästchen spiegelt dabei die Laufzeit des Kraftsignals von der Probekörpermitte bis zur Kraftmessdose wider.

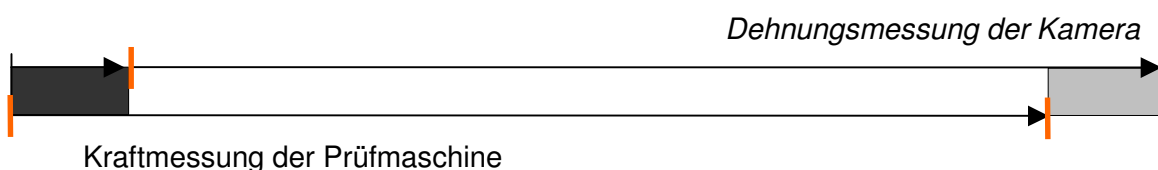


Abb. 6.9: Synchronisierung der Kraft- und Dehnungsdaten

### 6.3.2 Bruchbild der Schubprobekörper

Ohne die Anisotropie durch die Glasfasern und den Einfluss der Geschwindigkeit bei einer ersten Simulation der Probekörper unter Zug- bzw. Schubbelastung zu berücksichtigen, war zunächst, wie in Kapitel 3.1 beschrieben, ein Versagen in Probekörpermitte sowohl bei den Zug- als auch bei den Schubversuchen zu erwarten. Während der Durchführung der Versuche hat sich jedoch heraus gestellt, dass insbesondere die Schubprobekörper vor allem bei hohen Abschergeschwindigkeiten nicht immer bzw. selten das gewünschte Bruchbild erzeugen. Bei den Schubproben trat ein ungewünschtes Bruchbild nahezu bei jedem Versuch auf, wodurch die Verwendung der ursprünglichen Probeform für Scherversuche problematisch erschien.

Im Falle von quer zur Belastungsrichtung liegenden Fasern und gleichzeitig zunehmender Abzugsgeschwindigkeit scherte die Probe nicht wie gewünscht genau in vertikaler Richtung ab, sondern es entstand ein Riss quer zur Abscherichtung der sich kreisförmig ausbreitete, so dass sich ein entsprechender Bruchkörper in der Probenmitte heraus schälte (Abb. 6.10, rechts). Bei einer Belastung parallel zur Faserichtung konnte in den meisten Fällen ein Riss in vertikaler Richtung erzwungen werden (Abb. 6.10, links). Generell können die gemessenen Oberflächendehnungen nur bis zu dem Punkt ausgewertet werden, an dem eine Rissinitiierung quer zur Abscherichtung zu erkennen ist, und somit nicht für eine Bewertung der Versagensdehnungen des Materials herangezogen werden.

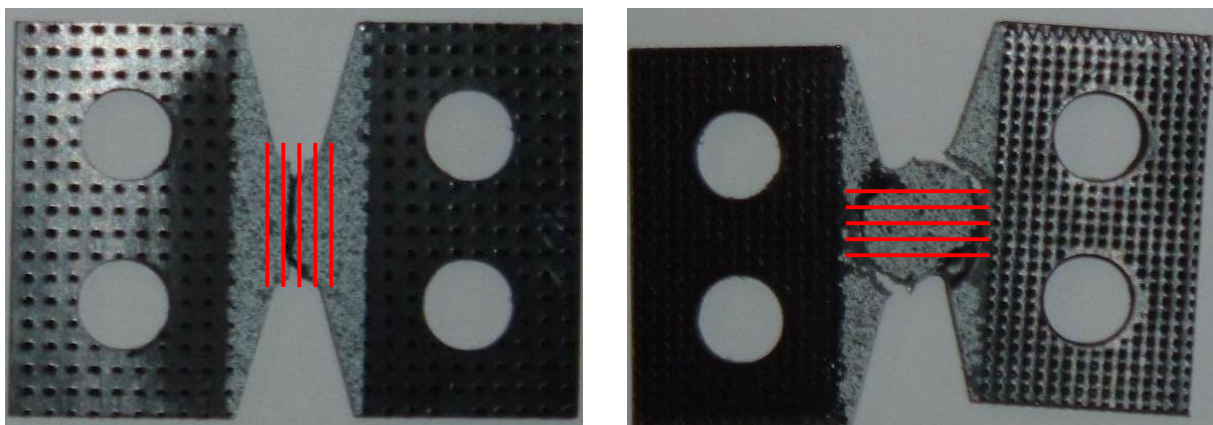


Abb. 6.10: Bruchbilder der Arcan-Schubprobe im Hochgeschwindigkeits-Scherversuch, vertikaler Riss an Probe mit Fasern parallel zur Abscherrichtung (links), kreisförmiges Abschälen bei Faserlage quer dazu (rechts)

## 6.4 Ermittlung des Dehnungs-Zeit-Verlaufs

### 6.4.1 Erfassung der Oberflächendehnungen

Für die spätere Bestimmung des Dehnungs-Zeit-Verlaufs aus Zug- und Schubversuchen müssen abhängig von der Versuchsgeschwindigkeit und den technischen Daten des Kamera-Systems die passenden Einstellungen gefunden werden. So erhält man später bei jeder Versuchsgeschwindigkeit einen sowohl in zeitlicher als auch

geometrischer Hinsicht vergleichbaren Datensatz. Eventuelle Messfehler gehen dann mit einem gleichen prozentualen Anteil in die weiteren Auswerteschritte ein. Einer dieser Auswerteschritte ist die Berechnung der Dehnungs-Zeit-Verläufe, die für die spätere Berechnung von Spannungs-Dehnungs-Kurven benötigt werden. Die Versuchsparameter wie z.B. die Abzugsgeschwindigkeit und Kameraeinstellungen beeinflussen sich dabei gegenseitig. Die wichtigsten optischen Einflussgrößen sind die Bildrate, die Beleuchtung, die Belichtungszeiten, die maximale Bildauflösung und die bei der Ermittlung des Dehnungsfeldes verwendete Facettengröße und -überlappung. Es hat sich gezeigt, dass die Verwendung von 50 Dehnungszuständen je Versuch eine gut zu handhabende Datenmenge darstellt. Zum Einen erhält man damit eine ausreichende Anzahl an Stützstellen für den Dehnungs-Zeit-Verlauf um mittels einer Synchronisation desselben mit dem Kraft-Zeit-Verlauf gut anzunähernde Spannungsdehnungs-Kurven zu generieren. Auf der anderen Seite wird damit berücksichtigt, dass die sehr große Anzahl an Wiederholversuchen keine zu hohen Datenmengen produzieren, die den Aufwand für die weitere Datenauswertung unangemessen ansteigen ließen. Bei einem Versuch mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 1m/s und einer zu erwartenden Bruchdehnung von 3% muss der Kolben sich 1 Millimeter weit nach oben bewegen. Hierfür benötigt er 1 Millisekunde an Zeit. Um diesen Vorgang in 50 Bildern fest zu halten, muss die Bildrate demnach 50.000 Hz betragen. Hieraus ergibt sich technisch bedingt eine maximale Auflösung von 128 x 240 Pixel. Bei der späteren Auswertung mit dem Verfahren der Grauwertkorrelation werden die Facettengrößen schließlich so gewählt, dass das Messrauschen nicht zu groß wird und gleichzeitig eine gute Ortsauflösung erreicht wird. Es hat sich eine Facettengröße von 15 X 15 Pixel bei einer gegenseitigen Überlappung von 11 Pixeln als guter Kompromiss erwiesen. Dabei ist es wichtig zu erwähnen, dass ein Facettenfeld aus vielen kleinen Facetten zwar eine höhere Ortsauflösung und somit die Möglichkeit näher an den Rändern zu messen, liefert, die Messwerte aber stärker streuen. Wählt man größere Facetten gehen die Streuungen merklich zurück, da größere Facetten die gleichen Werte liefern wie eine gleitende Mittelung zwischen z.B. zwei halb so großen Facetten.

Nach der Bildaufnahme werden zunächst grob die Bilder bestimmt, welche den gesamten Versuch beschreiben. Das letzte Bild vor dem Bruch der Probe entspricht dabei dem letzten Bild der Auswertung. Das erste Bild wird nach Kapitel 6.3.1 festgelegt, sofern der Beginn einer stetigen Dehnungszunahme vorliegt. Dies ist auch das Kriterium, nach dem die richtige Synchronisierung des Kraft-Zeit-Verlaufs mit dem Dehnungs-Zeit-Verlauf überprüft werden kann. Wie in Kapitel 6.3.1 beschrieben, wird die Verzögerungszeit durch die Fortpflanzung der Dehnungswelle bis in die Kraftmessdose als Äquivalent für die rückzurechnende Anzahl an Bildern herangezogen. Je höher die Bildrate während der Messung ist, um desto mehr Bilder muss das Anfangsbild auf der Zeitskala verschoben werden. Der nächste Schritt ist die Bestimmung des Auswertebereichs für das Grauwertkorrelationsverfahren. Dabei spielt es zunächst keine Rolle, ob später nur punktuelle oder über eine beliebige im Auswertebereich liegende Fläche gemittelte Dehnungs-Zeit-Verläufe exportiert werden

sollen. In Abb. 6.11 ist links der optisch erfasste Bereich der Proben und rechts, grau markiert, der später hinsichtlich der Verschiebungsfelder ausgewertete Bereich der Flachzugproben dargestellt.



Abb. 6.11: Aufnahme- (links) und Auswertebereich (rechts) der Zugprobekörper,  $v \leq 1$  m/s, Auflösung: 128 x 240 Pixel

#### 6.4.2 Bestimmung der aktuellen Querschnittsfläche

Zur Bestimmung eines wahren Spannungs-Dehnungsdiagramms muss unabhängig von der Auswerteposition, oder der dafür hinzugezogenen Anzahl an Messpunkten, der für jeden Zeitschritt aktuelle Probenquerschnitt  $A(t)$  bestimmt werden. Unter der Annahme des Vorhandenseins eines homogenen Spannungszustands lassen sich die Dehnungen in Zugrichtung und quer dazu in der Messebene direkt aus der Messung übernehmen. Mathematisch ausgedrückt bedeutet das:

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 6.2})$$

Die daraus resultierenden Dehnungen entsprechen:

$$\varepsilon_{ij} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 6.3})$$

wobei für Proben mit Faserlängsorientierung gilt:

$$\varepsilon_{22} \approx \varepsilon_{33} \quad (\text{Gl. 6.4})$$

Für Probekörper bei denen die Faserorientierung quer zur Zugrichtung vorliegt gilt diese Beziehung nicht (siehe Kapitel 6 und [127]). In Zugversuchen, bei denen die Schmalseite der Proben mit Faserquerorientierung aufgenommen wurde, hat sich bestätigt, dass die Querdehnung in Tiefenrichtung aufgrund der fehlenden Behinderung durch Fasern um ca. 66% größer ist als auf der Probenvorderseite, an der die Fasern parallel zur Querkontraktion ausgerichtet sind. Es gilt also für Probekörper mit Faserquerorientierung näherungsweise:

$$1,66 \cdot \varepsilon_{22} \approx \varepsilon_{33} \quad (\text{Gl. 6.5})$$

Die entsprechenden Werte für die Querkontraktion betragen ca. 0,5 auf der Vorderseite und ca. 0,3 auf der Schmalseite der Probe. Dies bestätigt sich auch im Zuge genauerer Untersuchungen, die im weiteren Verlauf der Arbeit vorgestellt werden. Da die Langfaserverstärkung lediglich lokale Maximaldehnungen von 3% zulässt, ist der hier vorgestellte Ansatz ausreichend genau. Bei derartigen Größenordnungen für die Dehnungen ist der Einfluss der sich verändernden Querschnittsfläche auf die berechneten Spannungen gering.

Die Berechnung der zeitlich veränderlichen Querschnittsfläche verläuft in den nachfolgend beschriebenen Schritten:

$$b(t) = b_0 + \Delta b = b_0 + (\varepsilon_{22} \cdot b_0) = b_0 \cdot (\varepsilon_{22} + 1) \quad (\text{Gl. 6.6})$$

$$d(t) = d_0 + \Delta d = d_0 + (\varepsilon_{33} \cdot d_0) = d_0 \cdot (\varepsilon_{33} + 1) \quad (\text{Gl. 6.7})$$

Für Probekörper mit Faserlängsorientierung gilt (Gl. 6.4) und somit:

$$A(t) = b_0 \cdot d_0 \cdot (\varepsilon_{22} + 1)^2 \quad (\text{Gl. 6.8})$$

Unter Vernachlässigung des quadratischen Terms wird daraus:

$$A(t) = A_0 \cdot (1 + 2\varepsilon_{22}) \quad (\text{Gl. 6.9})$$

Für Probekörper mit Faserquerorientierung gilt unter Berücksichtigung von (Gl. 6.5):

$$A(t) = A_0 \cdot (1 + 2,66 \cdot \varepsilon_{22}) \quad (\text{Gl. 6.10})$$



### 6.4.3 Mittelung der Dehnungen im parallelen Bereich der Probe

Mit der Software Aramis wird unter Verwendung des in Kapitel 4.3 beschriebenen Verfahrens der Grauwertkorrelation der Verlauf der Vertikaldehnungen aus den Verschiebungsfeldern flächenhaft ermittelt. Das resultierende Dehnungsfeld ist dabei an den Rändern um eine Facette kleiner, da die Dehnungen an den Knoten einer Facette über deren acht benachbarte Facetten berechnet werden. Es ist demnach nicht möglich, Dehnungen an den Rändern eines Objektes zu bestimmen. Abb. 6.12 zeigt rot markiert den relevanten Auswertebereich, der im Falle einer Dehnungsmittelung in Probekörpermitte betrachtet wurde.

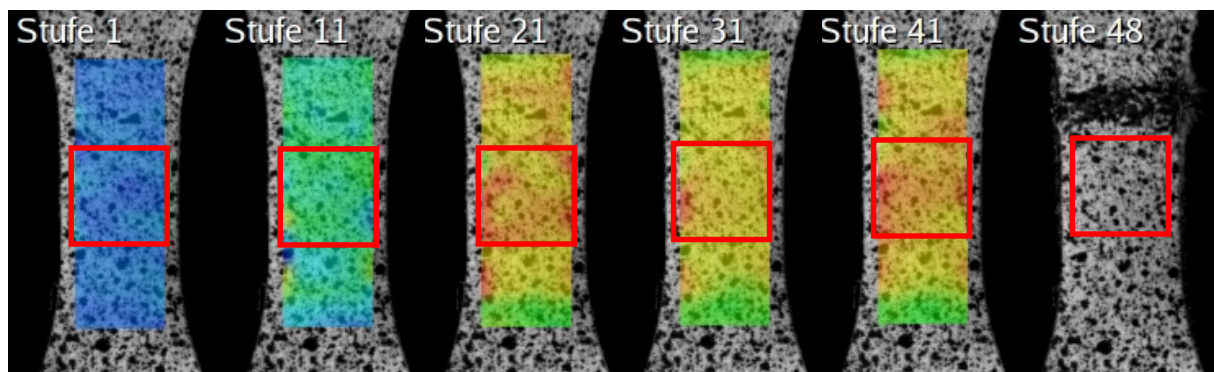


Abb. 6.12: Zugversuch, Dehnungsanalyse mit dem Verfahren der Grauwertkorrelation, Auswertefeld zur Mittelung über parallelen Bereich der Probe

Da die Lage des Auswertefeldes nicht bei jeder Probe genau in der vertikalen Probekörpermitte ist, werden die Dehnungen vom Mittelpunkt des berechneten Dehnungsfeldes aus jeweils zwei Millimeter nach oben und nach unten und horizontal bis zum Rand ausgewertet. Es ergibt sich daraus ein quadratischer Auswertebereich von ca. vier mal vier Millimeter. Hierdurch wird garantiert, dass das Auswertefeld in jedem Fall im fünf mm hohen parallelen Bereich der Probe liegt und kleinere Unterschiede bei der Probekörperlänge, der Einspanntiefe und der vertikalen Kameraausrichtung nicht zu Auswertestellen im geschulterten Bereich führen. Im nächsten Schritt wird für alle Messpunkte das arithmetische Mittel für jeden Zeit- bzw. Lastschritt bestimmt. Daraufhin wird die maximale bzw. minimale Messkurve ermittelt, das heißt es wird der Messpunkt gesucht, für den die Summe der Dehnungen in Längsrichtung über alle Lastschritte maximal bzw. minimal ist. Dieser Messpunkt wird auch hinsichtlich der Querdehnungen ausgewertet. Obwohl hier ein negatives Vorzeichen vorliegt und die Querdehnungen an der Stelle der maximalen Längsdehnungen nicht zwingend zu jedem Zeitpunkt auch maximal sein müssen, wird die zugehörige Messkurve ebenfalls als Verlauf der maximalen Querdehnungen bezeichnet. Gesucht wird also:

$$\max^{(j)} \left( \sum_{i=1}^T \varepsilon_i^{(j)} \right) \quad (\text{Gl. 6.11})$$

j: aktueller Messpunkt, T: Anzahl der Laststufen,  $\varepsilon$ : Dehnung (homogener Spannungszustand)

Bei diesem Auswerteansatz steht die systematische Vorgehensweise im Vordergrund. Es wird dabei nicht berücksichtigt, an welcher Stelle des parallelen Bereichs die Probe bricht bzw. ob sie überhaupt dort bricht oder ein kleines Stück ober- oder unterhalb. Ebenfalls spielt es keine Rolle, wie stark die Abweichungen der minimalen und maximalen lokalen Dehnungswerte innerhalb des Auswertefeldes sind. Man erhält eine konsistente Auswertestrategie und behandelt jeden Probekörper unabhängig von seiner individuellen, im Versuch gezeigten Schadensgeschichte. Die folgenden Abbildungen zeigen den maximalen, den minimalen und den gemittelten Verlauf der Vertikal- und Horizontaldehnungen an Flachzugproben aus PP-LGF 30 mit Faserlängsorientierung bei langsamen ( $10^{-4}$  und  $10^{-2}$  m/s, Abb. 6.13) und bei hohen Abzugsgeschwindigkeiten ( $\geq 10$  m/s, Abb. 6.14). Man erkennt, dass sowohl die in Summe maximalen als auch minimalen Dehnungsverläufe überwiegend oberhalb bzw. unterhalb der arithmetischen Mittelwertkurve liegen. Die Mittelwertkurve weist einen stetigen, meist monoton steigenden Verlauf auf. Zur späteren Verrechnung der Dehnungs-Zeit-Verläufe mit den Kraft-Zeit-Verläufen zu einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm, wird die Anzahl der verrechneten Bilder durch die Bildrate der Kamera während des Versuchs geteilt. Zudem werden die Dehnungswerte erst dann berücksichtigt, wenn eine gleichmäßige Zunahme der Dehnungen zu erkennen ist. Man erhält so synchrone Verläufe der unabhängig voneinander gemessenen Werte für die Kräfte und die Dehnungen.

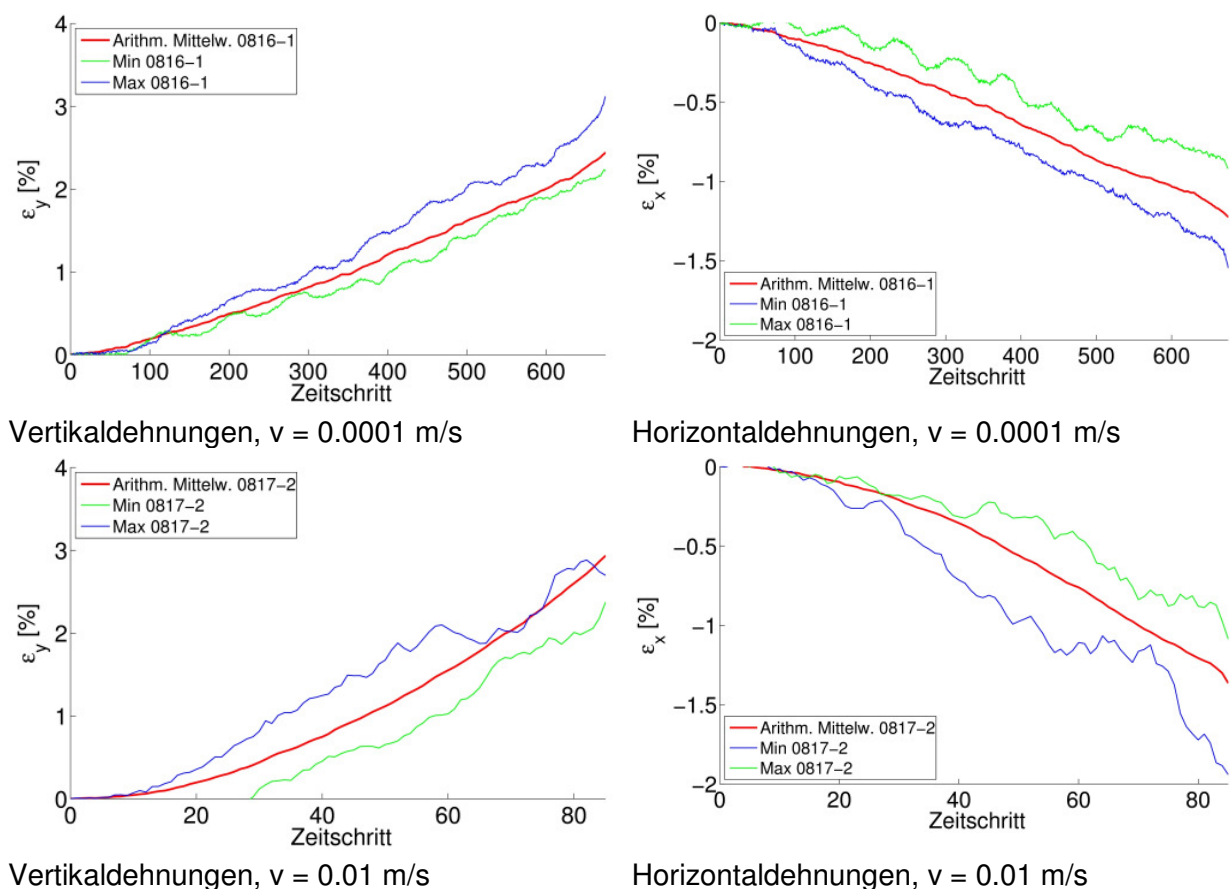


Abb. 6.13: Verlauf der maximalen und minimalen sowie der gemittelten Dehnungen, langsame Abzugsgeschwindigkeiten, PP-LGF 30, Zugversuche in Faserrichtung

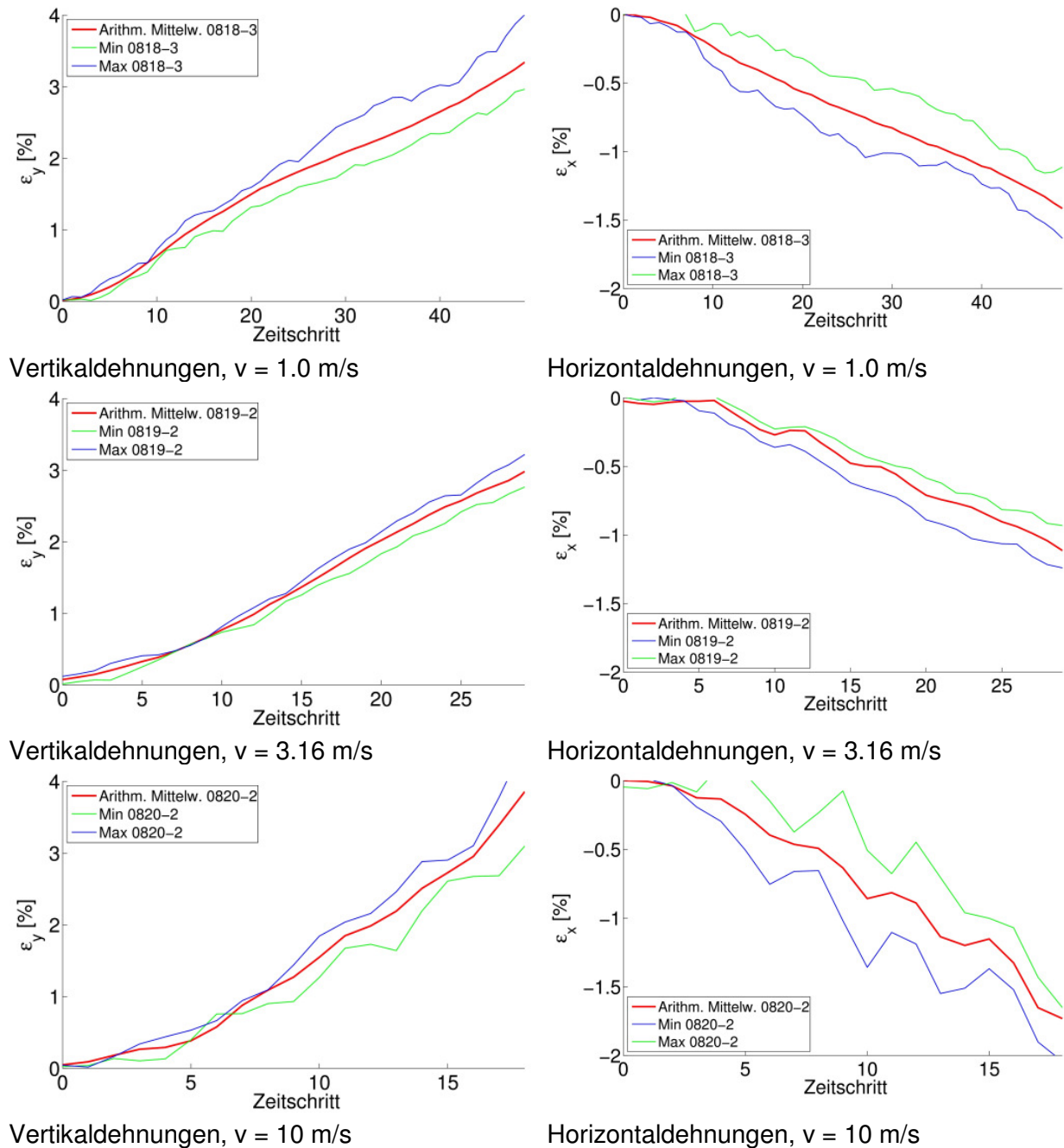


Abb. 6.14: Verlauf der maximalen und minimalen sowie der gemittelten Dehnungen, hohe Abzugsgeschwindigkeiten, PP-LGF 30, Zugversuche in Faserrichtung

#### 6.4.4 Lokale Dehnungs-Zeit-Verläufe am Versagensort

In Abb. 6.15 befindet sich in der Mitte der roten Markierung der punktuelle Auswertebereich für den Fall einer Dehnungsauswertung in der späteren Versagenszone. Die lokale, punktuelle Auswertung unterscheidet sich von der integralen Auswertung und der systematischen Berücksichtigung eines Dehnungsfeldes konstanter Lage und Abmessungen. Bei dieser Auswertestrategie wird jeder Versuch für sich hinsichtlich seines Schadensbildes beurteilt.

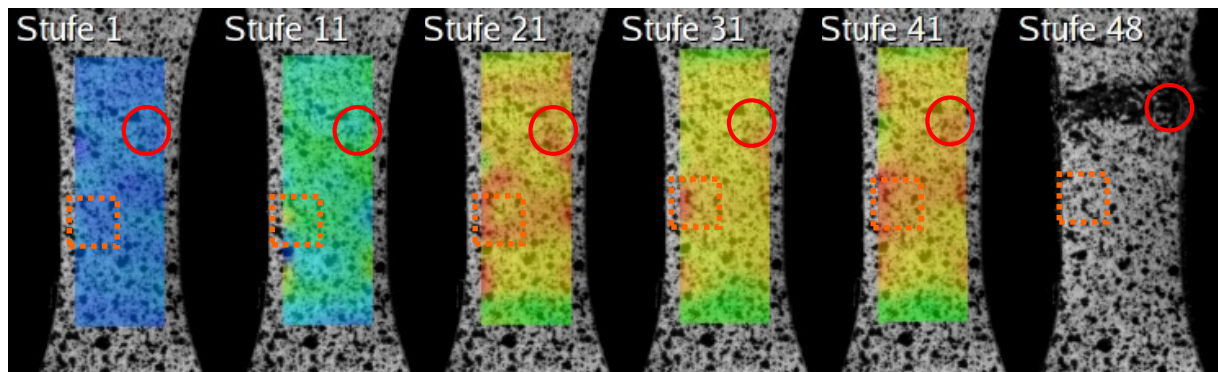


Abb. 6.15: Zugversuch, Dehnungsanalyse mit dem Verfahren der Grauwertkorrelation, Auswertung am späteren Versagensort, PP-LGF 30

Die Inhomogenität des PP-LGF und der oft durch Mikrorisse dominierte Schädigungsverlauf innerhalb der Probekörper verursacht starke Streuungen der Dehnungswerte in allen Zeitschritten über den gesamten Auswertebereich, also auch innerhalb des parallelen Bereichs der Proben. Bei homogenen, isotropen Materialien liegt in diesem Bereich der Probe geometrisch bedingt ein homogener Dehnungszustand vor. Um eine einheitliche und systematisch schlüssige Auswerteposition auf jedem Probekörper am Ort der maximalen Beanspruchung zu finden, besteht die Möglichkeit, immer denjenigen Dehnungsverlauf mit den in Summe höchsten Dehnungen zu wählen. Da allerdings die Probekörper nicht immer auch an diesem Ort versagen, wird stattdessen manuell der Punkt ausgewählt an dem das Versagen der Probe beginnt, also der Ort der Rissinitiierung. Bei der überwiegenden Zahl der Versuche ist der Ort der zum letzten Zeitschritt maximalen Dehnung auch der Versagensort. Abb. 6.15 ist ein gutes Beispiel dafür, dass dies nicht immer der Fall ist. Die roten Bereiche der Probe sind die Bereiche der höchsten Dehnungswerte auf der Oberfläche. Spätestens ab Laststufe 21 ist eine Zone links in der Mitte des Auswertebereichs zu erkennen, welche recht stabil entweder alleine die höchsten oder mit die höchsten Dehnungswerte beinhaltet (gestricheltes Quadrat). Der Bruch findet letztendlich jedoch auf der rechten Seite weiter oben statt. Dort sind die Dehnungen zwar auch teilweise auf einem hohen Niveau, man würde aber den späteren Bruch eher in dem anderen Bereich vermuten.

In

Abb. 6.16 ist der resultierende Dehnungs-Zeit-Verlauf der lokalen Auswertestelle aus Abb. 6.15 dargestellt. Um im späteren Auswerteverlauf Materialkennwerte aus Spannungs-Dehnungs-Kurven ermitteln zu können, ist es wünschenswert, während des Versuchs eine konstante Dehnrates, also einen linearen Anstieg der Dehnung über die Zeit zu gewährleisten. Viele Materialmodelle, vor allem die in kommerziellen Softwarepaketen, verlangen die Eingabe von Daten unter der Annahme konstanter Dehnrates. Eine konstante Dehnrates konnte zwar in einigen Versuchen am Ort des späteren Versagens gemessen werden, allerdings trat, wie in den Abb. 6.13 und Abb. 6.14 zu sehen ist, vielfach ein progressiver Verlauf auf.

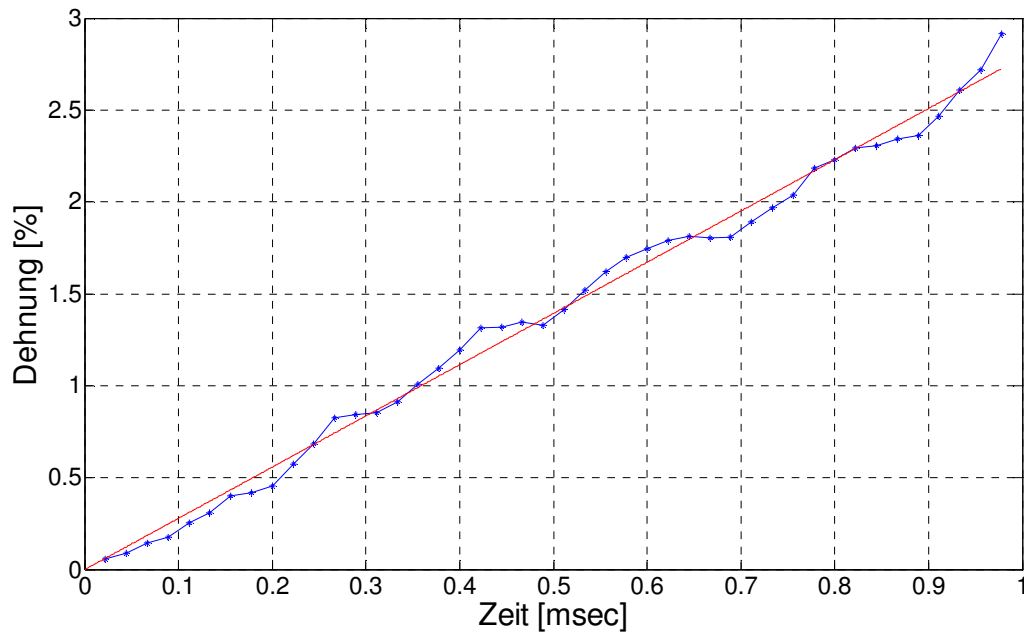
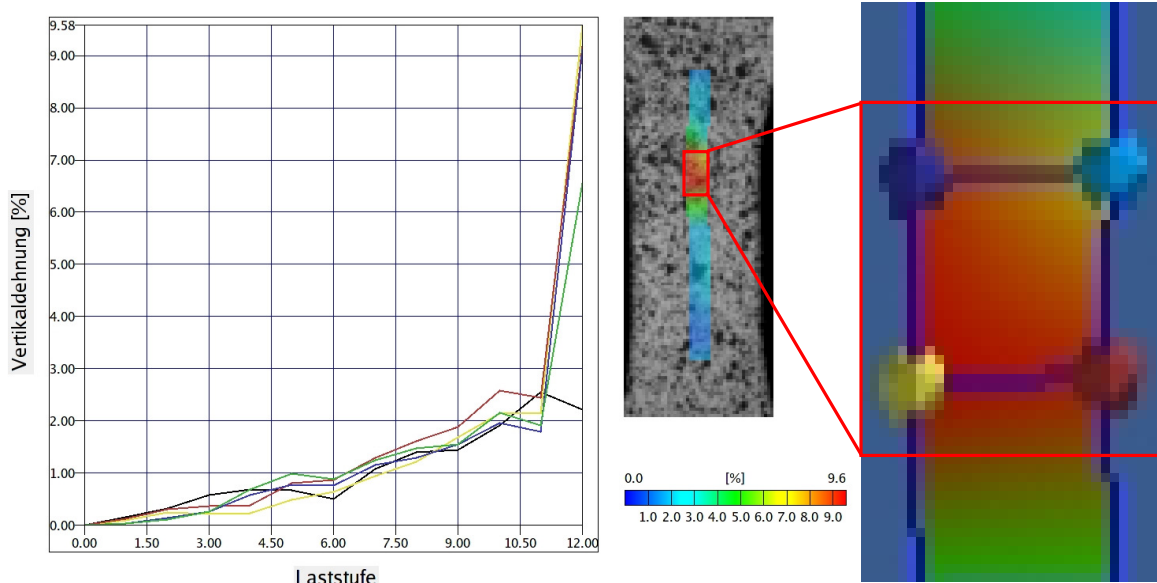


Abb. 6.16: Dehnungs-Zeit-Verlauf, Zugversuch, PP-LGF 30,  $v = 1\text{ m/s}$

Da die Auswertung am späteren Versagensort das Hauptkriterium für die spätere Berechnung von lokalen Spannungs-Dehnungs-Kurven ist, muss der Umstand einer teilweise schwankenden Dehnrate während des Versuchs hingenommen werden. Um die Auswirkungen der Wahl der Auswertestelle auf den Dehnungs-Zeit-Verlauf und somit auf die späteren Spannungs-Dehnungs-Kurven deutlich zu machen, sind in die resultierenden Spannungs-Dehnungs-Kurven einer Dehnungs-auswertung an 4 Stellen der Probe in der Nähe des späteren Bruchs dargestellt. Da die größten Schwankungen bei höheren Versuchsgeschwindigkeiten auftreten, wird beispielhaft die Auswertung eines Zugversuches an PP-LGF 40 bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 10 m/s gewählt.



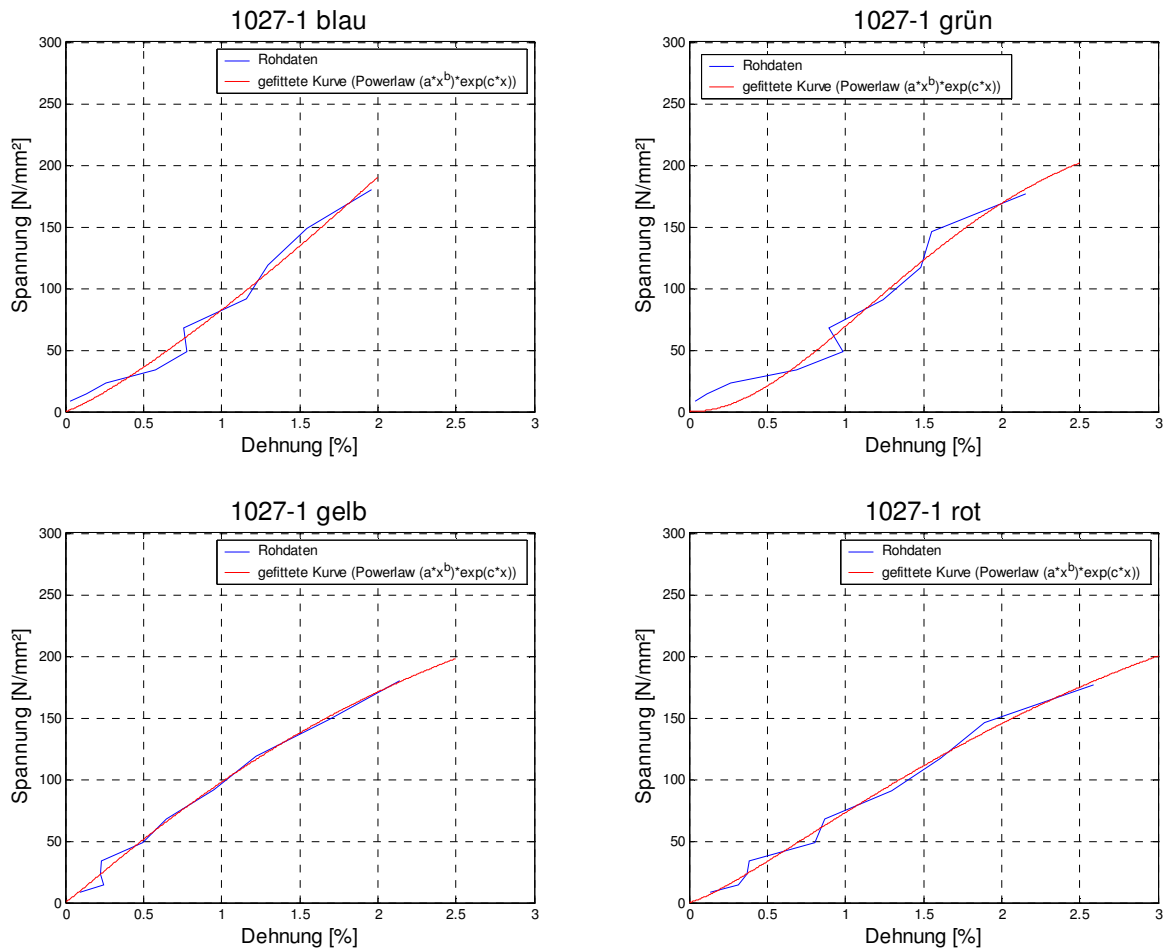


Abb. 6.17: Auswirkungen unterschiedlicher Auswertepositionen auf lokale Spannungs-Dehnungs-Diagramme, PP-LGF 40 , Zugversuch in Faserrichtung,  $v = 10 \text{ m/s}$

Jede Auswertestelle ist mit einer unterschiedlichen Farbmarkierung versehen. Während die Dehnungs-Zeit-Verläufe an allen 4 Stellen ein ähnliches Bild liefern, ist die jeweils in Verbindung mit dem Kraft-Zeit-Verlauf berechnete Spannungs-Dehnungs-Kurve von unterschiedlicher Charakteristik. Die dem nichtlinearen Verhalten eines faserverstärkten Polypropylens am nächsten kommende Kurve ist die am gelben Auswertepunkt. Sie wurde daher für die weiteren Auswerteschritte herangezogen. Man sieht an diesem Beispiel, dass die lokale Auswertung am Versagensort schwer zu automatisieren ist. Eine genaue Beurteilung jedes einzelnen Versuchs ist notwendig um eine einheitliche Versuchscharakteristik für jede Versuchsgeschwindigkeit zu erhalten. Diese Einheitlichkeit lässt sich schwer auf Versuchserien bei unterschiedlichen Geschwindigkeiten erweitern, da hier die Randbedingungen und voneinander abweichenden Auswertesysteme einen zusätzlichen Einfluss haben. Es ist im Allgemeinen vor allem darauf zu achten, dass ein ausgeprägtes Einlaufverhalten in Form eines S-Schlages bei den Kurven vermieden wird und die Kurve einen materialtypischen Verlauf hat. Dies kann nicht bei allen Versuchen im Einzelnen garantiert werden. Über eine Mittelung einer Mindestanzahl von Wiederholversuchen lässt sich dieser ungewünschte Streueffekt vermindern.

In gleicher Art und Weise werden die Dehnungs-Zeit-Verläufe der Schubversuche am Versagensort ermittelt. Wie in Kapitel 6.3.2 gezeigt, war eine Auswertung der Dehnungsfelder bis zum Bruch nicht möglich. Es zeigt sich ebenfalls, dass das resultierende Bild der dehnratenabhängigen Spannungs-Dehnungs-Diagramme im Gegensatz zu denen aus Zugversuchen uneinheitlich ist. Aus diesem Grund wurden die Schubversuche nur an PP-LGF 40 aus Daimler-Platten durchgeführt und punktuell am Versagensort ausgewertet. Eine Tendenz für die Höhe des Schubmoduls in Faserebene lässt sich zumindest für den quasistatischen Bereich abschätzen, so dass die entsprechenden Werte in eine spätere Simulationsrechnung mit einfließen können. In Abb. 6.18 ist ein Scherversuch parallel zur Faserrichtung dargestellt. Man erkennt, dass sich schon frühzeitig eine deutliche Schubspannungsüberhöhung in Probekörpermitte ausbildet. In diesem Bereich schert die Probe, wie zu erwarten, schließlich auch ab.

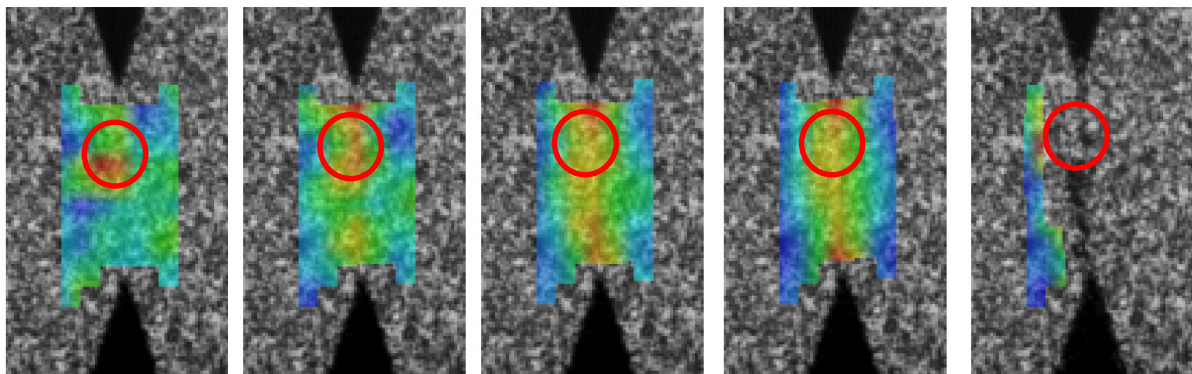


Abb. 6.18: Schubversuch parallel zur Faserrichtung, Dehnungsanalyse mit dem Verfahren der Grauwertkorrelation, Auswertung am späteren Versagensort, Celstran PP-LGF 40

## 6.5 Dehnratenabhängige Spannungs-Dehnungs-Diagramme

### 6.5.1 Spannungs-Dehnungs-Kurve für eine Dehnrade

Die zuvor ermittelten Kraft-Zeit- und Dehnungs-Zeit-Verläufe werden wie bereits angesprochen im nächsten Schritt zu einem Spannungs-Dehnungs-Diagramm verrechnet. Dabei ergeben sich vor allem bei Geschwindigkeiten zwischen 1 m/s bis 10 m/s nicht differenzierbare Verläufe, welche auf die geringere Anzahl an Stützstellen sowie den steigenden Einfluss des stark streuenden dynamischen Spannungsanteils auf die Messwernerfassung zurückzuführen ist. Abb. 6.19 zeigt die synchronen Kurvenverläufe für Kraft und Vertikaldehnung aus einem Schnellzugversuch an PP-LGF 30 bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/s. Hierfür ergibt sich das in Abb. 6.20 dargestellte Spannungs-Dehnungs-Diagramm. Man sieht, dass das reine Verrechnen der Kraft- und Dehnungsdaten einen nicht differenzierbaren Kurvenverlauf ergibt (blaue zackige Kurve). Um später für die Simulation geeignete Materialeingabedaten und Tabellenwerte aus den Spannungs-Dehnungs-Kurven ermitteln zu können müssen stetige Kurvenverläufe für jede Abzugsgeschwindigkeit und somit Dehnrade vorliegen.

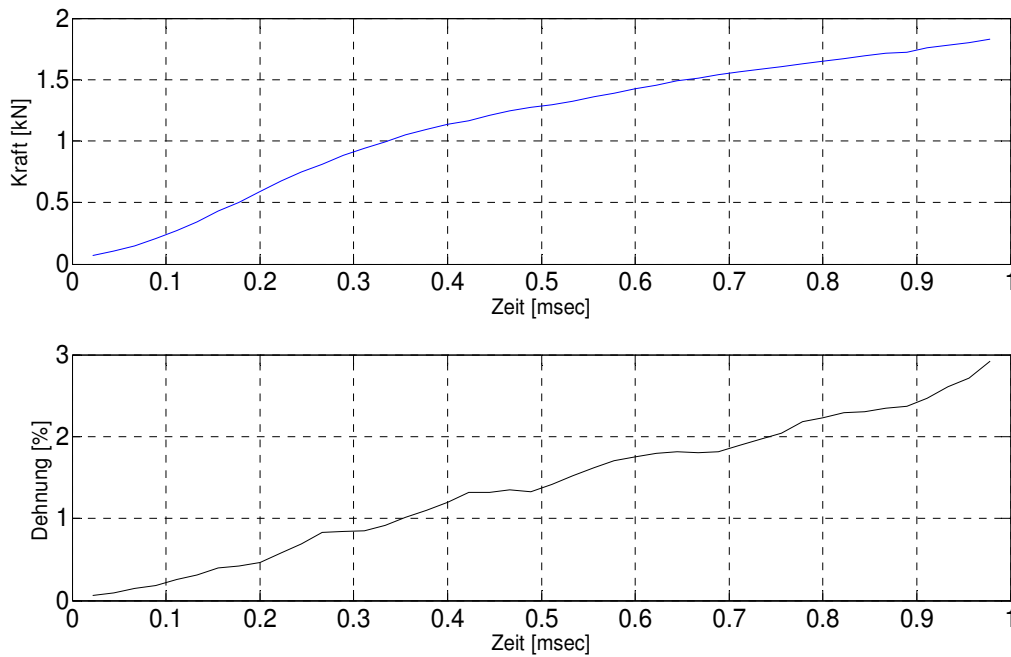


Abb. 6.19: synchrone Kraft-Zeit- und Dehnungs-Zeit-Verläufe, PP-LGF 30,  $v = 1\text{ m/s}$

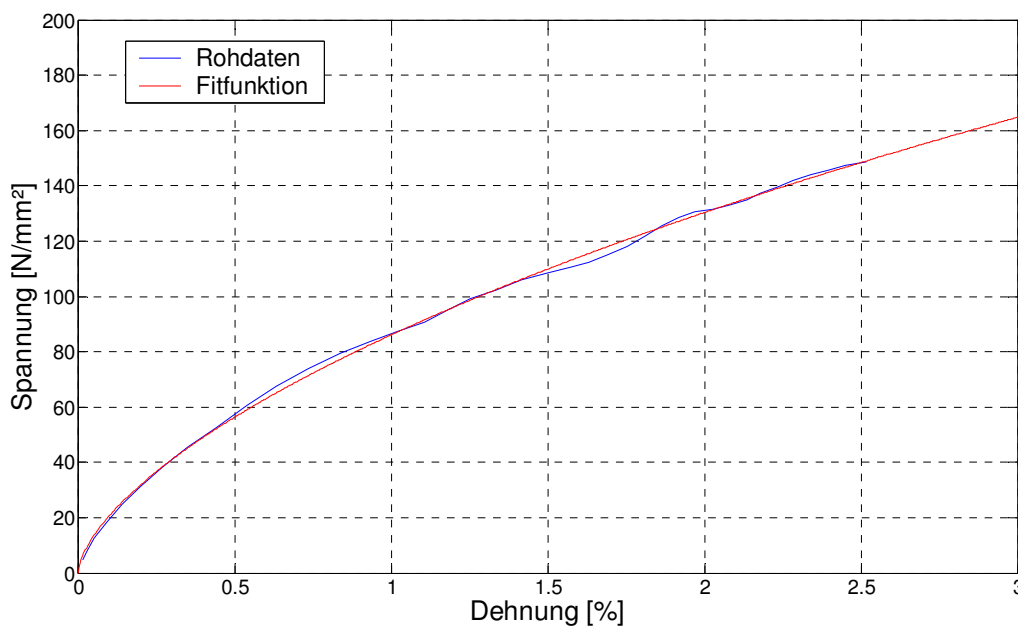


Abb. 6.20: Spannungs-Dehnungs-Kurve, Einzelversuch, PP-LGF 30,  $v = 1\text{ m/s}$ , Zugversuch in Faserrichtung, Auswertung eines quadratischen Dehnungsfeldes in Probekörpermitte

Zur Abbildung des Kurvenverlaufs wird für alle Versuche, sowohl für die längs als auch für die quer entnommenen Probekörper ein dreiparametrischer Power-Law-Ansatz gewählt. Hierbei geht es zunächst nicht um die physikalisch korrekte Beschreibung des eindimensionalen Materialverhaltens, sondern um eine möglichst genaue Abbildung des Kurvenverlauf aus Messdaten. Aus diesem Grund wird jeder Versuch mit einem anderen Parametersatz gefittet. Um die Charakteristik des Kurvenverlaufs bei jedem Versuch beizubehalten, muss auf eine Variation des mathematischen Ansatzes verzichtet werden. Ein in der Literatur vorgeschlagener Polynomansatz maximal 5ten Grades [2] bildet zwar den Kurvenverlauf in ähnlich guter



Qualität ab, ist aber bei sehr un stetigen Kurvenverläufen durch das Auftreten von Wendepunkten in der Fitfunktion unpassend. Während die Spannungs-Dehnungs-Kurven aus gemittelten Dehnungswerten in Probekörpermitte auch ohne Kurvenfit teilweise einen akzeptablen Verlauf bieten, ist dieser im Falle einer Auswertung am späteren Versagensort zwingend erforderlich um Unstetigkeiten zu glätten. Abb. 6.20 und Abb. 6.21 zeigen den Unterschied des Kurvenverlaufs der verrechneten Messwerte und die zugehörige Fitfunktion bei den zwei vorgestellten unterschiedlichen Auswertestrategien.

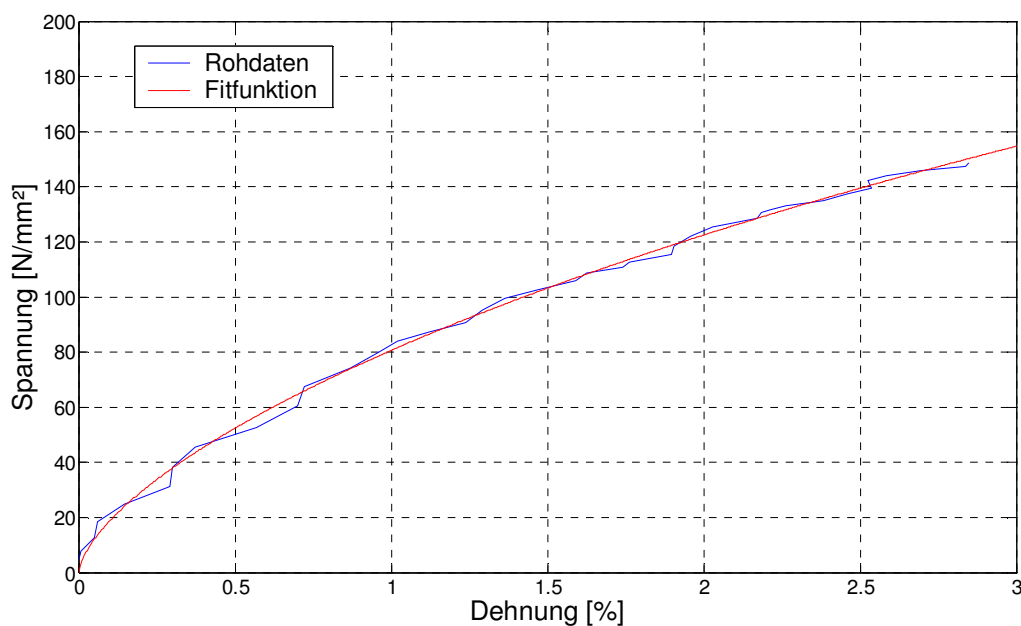


Abb. 6.21: Spannungs-Dehnungs-Kurve, Einzelversuch, PP-LGF 30,  $v = 1\text{ m/s}$ , Zugversuch in Faserrichtung, Auswertung am Versagensort

Der für die Annäherung der Kurvenverläufe aus Einzelversuchen verwendete mathematische Ansatz lautet:

$$\sigma(\varepsilon) = a \cdot \varepsilon^b \cdot \exp(c \cdot \varepsilon) \quad (\text{Gl. 6.12})$$

Bei der Durchführung der Parameteranpassung muss ein besonderes Augenmerk auf die Wahl des Optimierungsverfahrens und des hierbei verwendeten Algorithmus innerhalb der Methode der kleinsten Fehlerquadrate gelegt werden. Die Optimierungsalgorithmen können dabei in verschiedene Klassen eingeteilt werden [143,144,145]. Der in dieser Arbeit für das Kurvenfitting eingesetzte Lösungsalgorithmus ist das Levenberg-Marquardt-Verfahren. Es entspricht einem erweiterten Gauss-Newton-Verfahren mit angehängtem Dämpfungsterm. Hierbei wird der Parametersatz der Zielfunktion schrittweise so angepasst, dass die Summe der Differenzen aus resultierenden Funktionswerten und Messwerten zum Quadrat für den ge-

samten betrachteten Messwertbereich minimiert wird. Der gesuchte Parametersatz ist gegeben durch:

$$\underline{\kappa} = [a, b, c]^T \quad (\text{Gl. 6.13})$$

Die zu minimierende Zielfunktion wird dargestellt durch:

$$f(\underline{\kappa}) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N [\sigma_i(\underline{\kappa}) - \sigma_i^{\text{Mess}}]^2 \rightarrow \min \quad (\text{Gl. 6.14})$$

N: Anzahl der Messwertepaare;  $\kappa$ : Parametersatz,  $\sigma_i$ : simulierte Werte;  $\sigma_i^{\text{Mess}}$ : Messwerte

Als notwendige Bedingung für die Existenz eines lokalen Minimums gilt dabei:

$$\partial_{\underline{\kappa}} f(\underline{\kappa}) = 0 \quad (\text{Gl. 6.15})$$

Unter Verwendung einer gradientenbasierten Methode für das gestellte Minimierungsproblem wird die Ableitung der Zielfunktion nach dem Parametersatz  $\kappa$  folgendermaßen gebildet:

$$\partial_{\underline{\kappa}} f(\underline{\kappa}) = \sum_{i=1}^N [\sigma_i(\underline{\kappa}) - \sigma_i^{\text{Mess}}] \cdot \partial_{\underline{\kappa}} \sigma_i(\underline{\kappa}) \quad (\text{Gl. 6.16})$$

Hierin gilt:

$$\partial_{\underline{\kappa}} \sigma_i(\underline{\kappa}) = \begin{bmatrix} \partial_a \sigma_i(\underline{\kappa}) \\ \partial_b \sigma_i(\underline{\kappa}) \\ \partial_c \sigma_i(\underline{\kappa}) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_i^b \cdot \exp(c \cdot \varepsilon_i) \\ a \cdot \exp(c \cdot \varepsilon_i) \cdot \varepsilon_i^b \cdot \ln(\varepsilon_i) \\ a \cdot \varepsilon_i^{b+1} \cdot \exp(c \cdot \varepsilon_i) \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 6.17})$$

Das generelle Iterationsschema einer gradientenbasierten Optimierungsmethode zum Auffinden der Nullstelle der Ableitung der Zielfunktion lautet:

$$\underline{\kappa}^{j+1} = \underline{\kappa}^j - \underline{H}^j \cdot \partial_{\underline{\kappa}} f(\underline{\kappa}^j) \quad (\text{Gl. 6.18})$$

j: Iterationsschritt;  $\underline{H}$ : Iterationsmatrix

Die zweite Ableitung der Zielfunktion nach dem Parametersatz  $\kappa$  liefert die sogenannte Newton-Iterationsmatrix:

$$\tilde{H}_N = [\partial_{\kappa}^2 f(\kappa)]^{-1} \quad (\text{Gl. 6.19})$$

In der Nähe der Lösung bzw. eines lokalen Minimums wird angenommen, dass die zweiten Ableitungen der Spannungen nach  $\kappa$  vernachlässigbar werden:

$$\partial_{\kappa}^2 \sigma_i(\kappa) \approx 0 \quad (\text{Gl. 6.20})$$

Daraus ergibt sich die Gauss-Newton-Iterations-Matrix:

$$\tilde{H}_{GN} = \left[ \sum_{i=1}^N \partial_{\kappa} \sigma_i(\kappa) \otimes \partial_{\kappa} \sigma_i(\kappa) \right]^{-1} \quad (\text{Gl. 6.21})$$

In der Nähe der Lösung wird bei Anwendung der Gauss-Newton-Iteration quadratische Konvergenz oder zumindest lineare Konvergenz erwartet. Wenn  $\tilde{H}_{GN}$  allerdings schlecht konditioniert ist, also Probleme bei der Konvergenz und/oder der Rechenstabilität auftreten, lässt sich dies über die Hinzunahme eines Dämpfungsterms berücksichtigen. Man spricht vom so genannten Levenberg-Marquardt-Verfahren:

$$\tilde{H}_{LM} = \left[ \left[ \sum_{i=1}^N \partial_{\kappa} \sigma_i(\kappa) \otimes \partial_{\kappa} \sigma_i(\kappa) \right] + \mu I \right]^{-1} \quad (\text{Gl. 6.22})$$

Je instabiler der Iterationsverlauf, desto größer ist der Anteil der Dämpfung. Sobald der Prozess stabil ist, kann die Dämpfung verringert werden und die Werte der Einträge innerhalb der Iterationsmatrix nähern sich denen der Gauss-Newton-Matrix an.

### 6.5.2 Mittelung der Einzelversuche einer Versuchsgeschwindigkeit

Um die Streuungen der Einzelversuche einer Abzugsgeschwindigkeit untereinander auszugleichen, werden in einem weiterführenden Auswerteschritt die gefitteten Spannungs-Dehnungs-Kurven für jeden Geschwindigkeits- bzw. Dehnratenbereich untereinander gemittelt, so dass ein für eine Dehnraten repräsentativer Kurvenverlauf entsteht. Die mit Hilfe des zuvor beschriebenen Verfahrens gefitteten Spannungs-Dehnungs-Kurven werden als Wertepaare in Schritten von Ein-Hundertstel Prozent

Dehnung ausgegeben und es wird das arithmetische Mittel der Spannungen für jeden Dehnungsschritt berechnet.

Da dies nur bis zur Versagensdehnung des Einzelversuchs möglich ist, der die geringste Bruchdehnung erreicht hat, wird die resultierende Mittelwertkurve anschließend mit dem Ansatz aus (Gl. 6.12) bis zum Wert der mittleren Versagensdehnung extrapoliert. Auch hier erweist sich der Power-Law-Ansatz als probates Mittel im Vergleich zu einem ganzrationalen Polynomansatz höherer Ordnung. Im Falle großer Abweichungen der minimalen Werte der Versagensdehnung von der mittleren ist der Verlauf der Extrapolationskurve einer Polynomfunktion äußerst unbefriedigend, da sie unkontrolliert und für das Materialverhalten von PP-LGF untypisch zu höheren oder niedrigeren Funktionswerten hin ausbricht. In Abb. 6.22 und Abb. 6.23 werden die bei jeder Abzugsgeschwindigkeit aus Einzelversuchen gemittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven für parallel zur Faserrichtung und quer dazu entnommene Probekörper dargestellt. Die linken Diagramme resultieren aus einer flächenhaften Auswertung in Probekörpermitte. Bei den rechten Diagrammen bildet eine Auswertung am späteren Versagensort die Grundlage.

Man sieht, wie die Streuungen der Einzelversuche tendenziell mit der Abzugsgeschwindigkeit zunehmen. Vor allem im Falle der Probekörper mit quer zur Zugrichtung orientierten Fasern bei gleichzeitiger Auswertung am späteren Versagensort ist eine gleichmäßige Zunahme der Streuungen mit der Dehnrates festzustellen. Zudem wird ein wachsender Unterschied in der Charakteristik des Kurvenverlaufs deutlich. Dies ist darauf zurückzuführen, dass Zugversuche bei höheren Geschwindigkeiten sowohl auf Seiten der Prüfmaschinen und der Versuchsdurchführung als auch auf Seiten der Auswerteprogramme und der zugehörigen Hardware in Grenzbereiche vordringen, die nicht in der Weise wie z. B. ein quasistatischer Zugversuch beherrschbar sind. Eine flächenhafte Dehnungs-Auswertung im parallelen Bereich des Probekörpers liefert nicht wie erwartet deutlich geringere Streuungen der Einzelversuche.

Der wichtigste Unterschied beider Auswertestrategien liegt in der durch eine Mittelung hervorgerufenen geringeren Bruchdehnung bei identischen Kraft-Zeit-Verläufen. Hierdurch wird vor allem die Steigung der Kurve über den gesamten Verlauf, und damit die resultierenden Werte für die Steifigkeit in allen Bereichen des Materialverhaltens in Richtung höherer Werte beeinflusst. Der Vorteil, den hier eine berührungslose und flächenhafte Messung der Oberflächendehnungen gegenüber einer integralen Messung mittels LVDT hat, lässt sich demnach am besten über eine Berücksichtigung der lokalen, punktuellen Versagensdehnungen ausnutzen, da nur so die lokalen Steifigkeitsunterschiede an der schwächsten Stelle erfasst werden. Auf die Übertragbarkeit lokal ermittelter Materialparameter in die Bauteilsimulation wird in Kapitel 7.1 näher eingegangen.

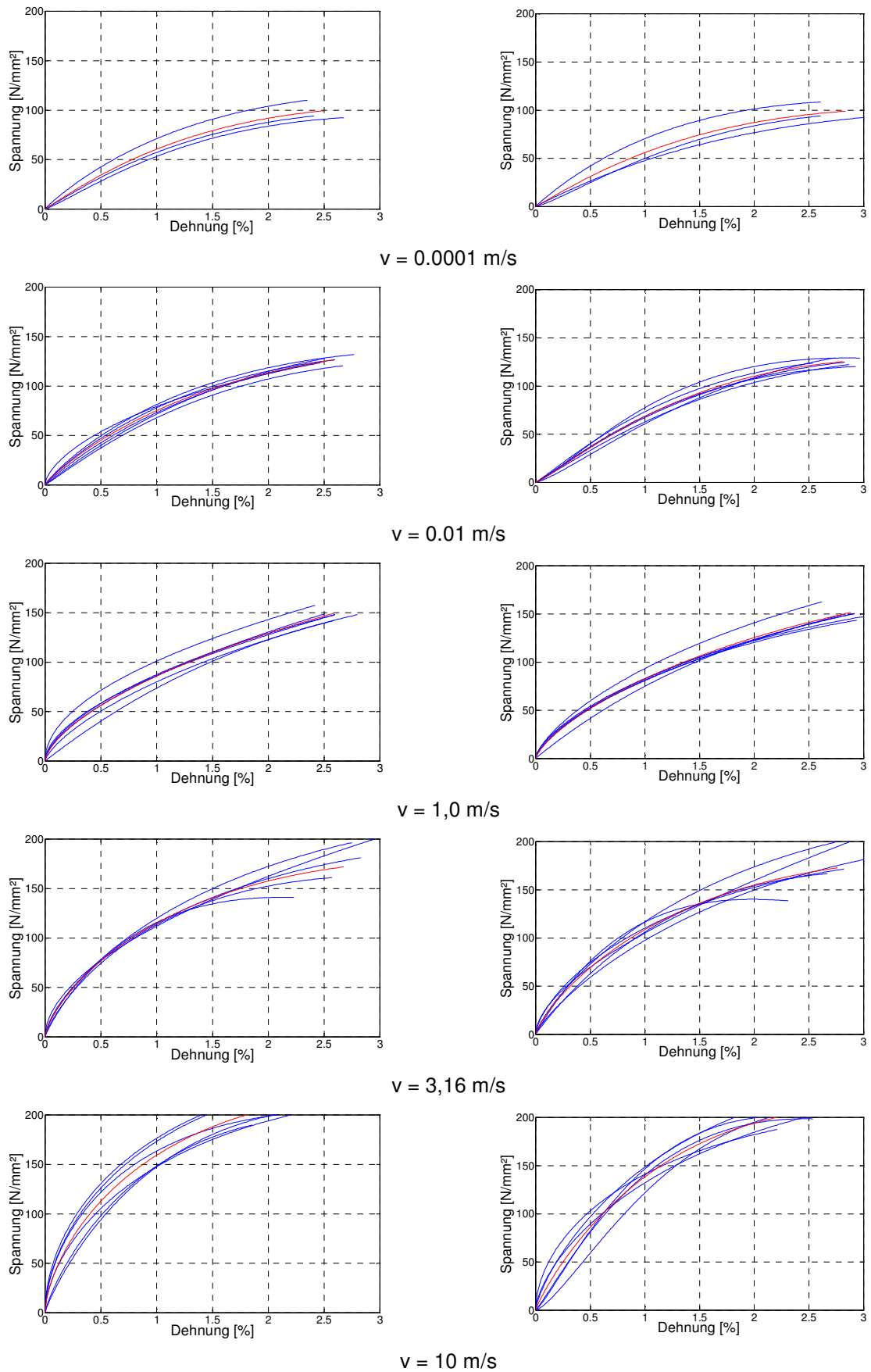


Abb. 6.22: Mittelwertkurven für 5 Dehnratenbereiche, PP-LGF 30, Zugversuche in Faserrichtung, Auswertung eines quadratischen Dehnungsfeldes in Probekörpermitte (linke Seite), Auswertung am Versagensort (rechte Seite)

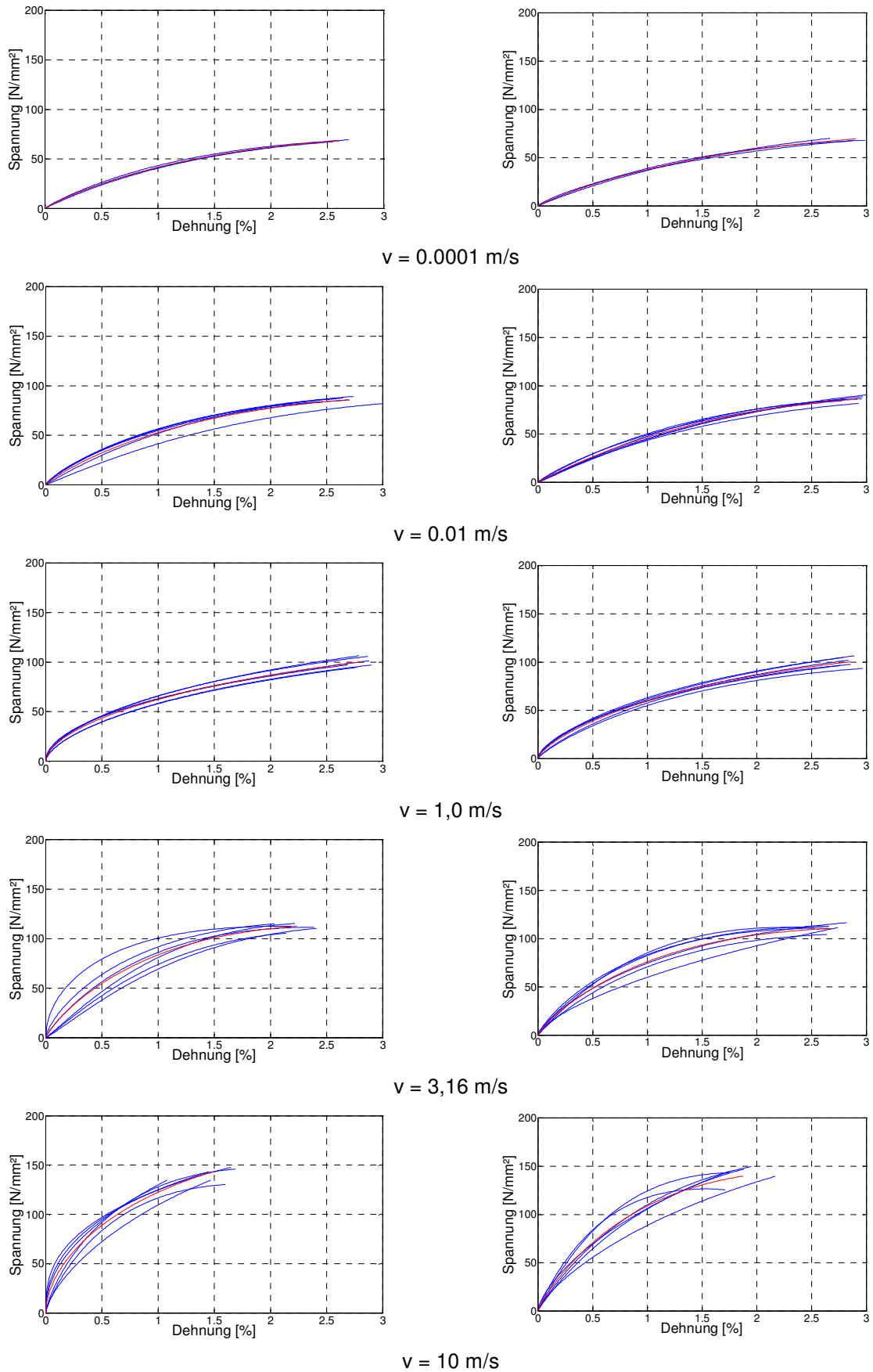


Abb. 6.23: Mittelwertkurven für 5 Dehnratenbereiche, PP-LGF 30, Zugversuche quer zur Faserrichtung, Auswertung eines quadratischen Dehnungsfeldes in Probekörpermitte (linke Seite), Auswertung am Versagensort (rechte Seite)

### 6.5.3 Auswertung der Zugversuche bei unterschiedlichen Dehnraten

Trägt man die Mittelwertkurven der fünf Abzugsgeschwindigkeiten bzw. Dehnraten in einem Diagramm auf, ergibt sich das in den Abb. 6.24 und Abb. 6.25 dargestellte Bild für eine lokale Auswertung am Versagensort. Die dort in den Legenden angegebenen Dehnraten sind Mittelwerte der tatsächlich gemessenen, also wahren Werte für die Dehnraten am Versagensort. Es handelt sich um den über die gesamte Versuchszeit gemittelten Wert der Dehnraten, also den Quotienten aus Bruchdehnung und Versuchsdauer:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon_{br}}{t_{ges}} \quad (\text{Gl. 6.23})$$

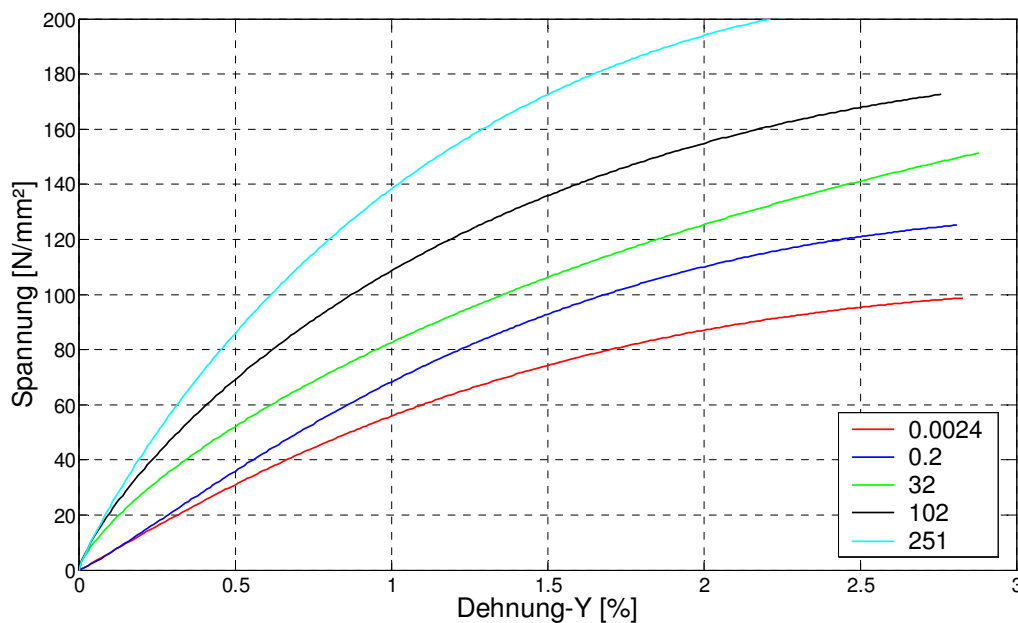


Abb. 6.24: Dehnratenabhängigkeit, Auswertung am Versagensort, einachsiger Zugversuch, PP-LGF 30, Fasern parallel zur Zugrichtung, 5 Dehnratenbereiche

Die technische Dehnraten nach DIN 527-1 [140] entspricht den in Tab. 6.1 angegebenen Werten bei der jeweiligen Abzugsgeschwindigkeit. Man sieht, dass bei einem Vergleich der lokal gemessenen mit den technischen Dehnraten keine eindeutige Tendenz für alle Versuchsgeschwindigkeiten zu erkennen ist.

Abzugsgeschwindigkeit [m/s]	Technische Dehnraten [-]
0,0001	0,0023
0,01	0,23
1	23
3,16	73
10	233

Tab. 6.1: Abzugsgeschwindigkeit, Zugversuche an PP-LGF, zugehörige Dehnraten

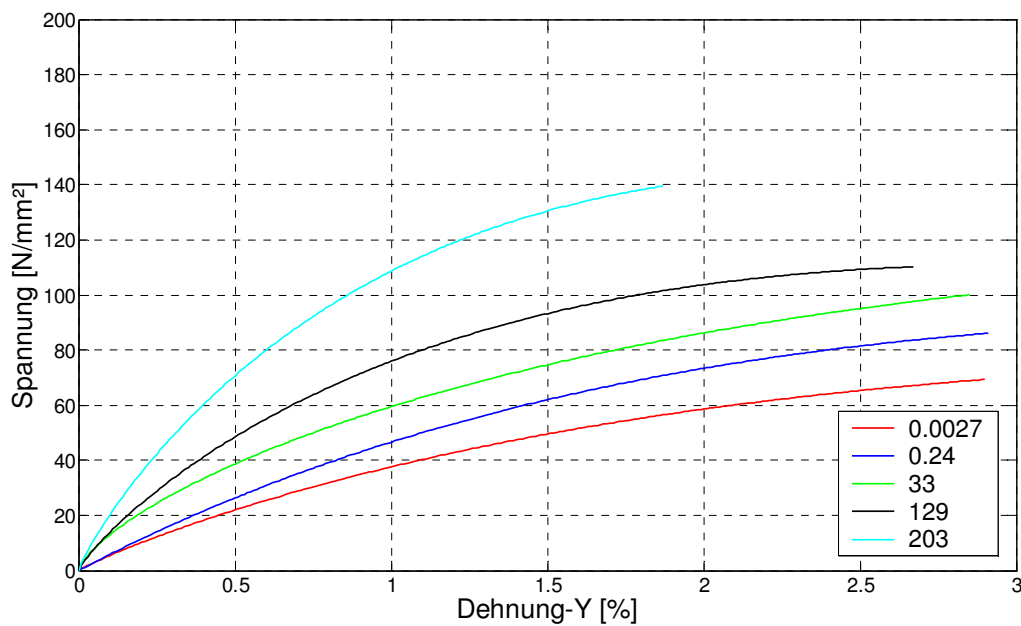


Abb. 6.25: Dehnratenabhängigkeit, Auswertung am Versagensort, einachsiger Zugversuch, PP-LGF 30, Fasern quer zur Zugrichtung, 5 Dehnratenbereiche

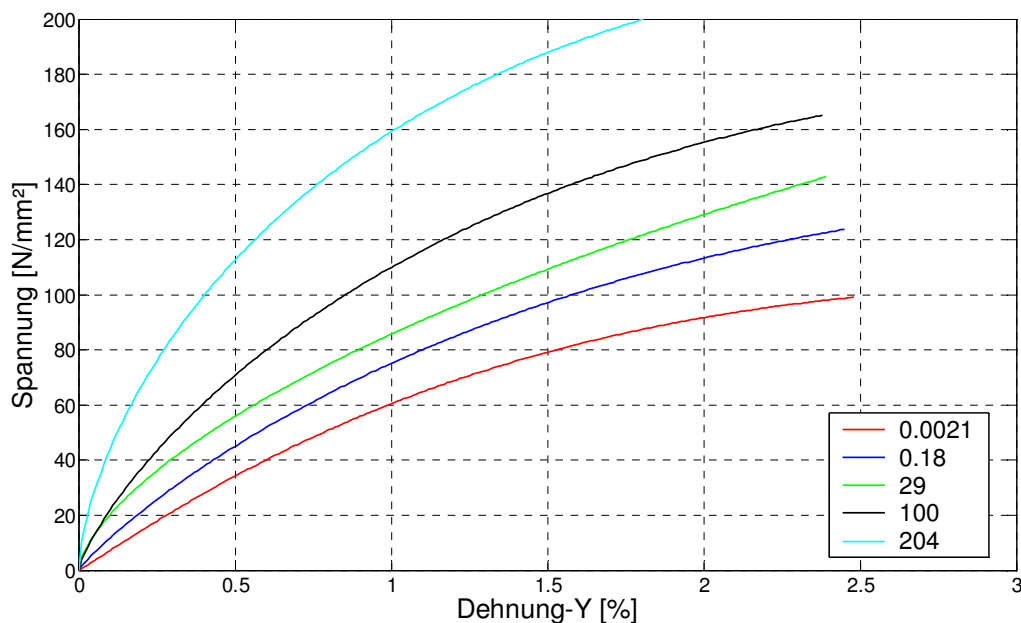


Abb. 6.26: Dehnratenabhängigkeit, gemittelte Dehnung in Probenmitte, einachsiger Zugversuch, PP-LGF 30, Fasern parallel zur Zugrichtung, 5 Dehnratenbereiche

Während die Dehnrates bei den langsamen Abzugsgeschwindigkeiten in beiden Fällen ähnliche Werte ergibt, liegt die lokale Dehnrates am Versagensort bei 1 m/s und 3,16 m/s deutlich über den Werten der technischen Dehnrates. Bei 10 m/s unterscheidet sich das Bild deutlich zwischen den längs und quer zur Faserrichtung entnommenen Proben. Bei Zugversuchen parallel zur Faserrichtung liegt die gemessene Dehnrates im Mittel über dem technischen Wert, bei den quer zur Faser gezogenen Proben lag sie deutlich darunter. Dieser Unterschied ist auch im Falle einer im paral-



lelen Bereich der Proben gemittelten Dehnungsauswertung festzustellen (Abb. 6.26, Abb. 6.27).

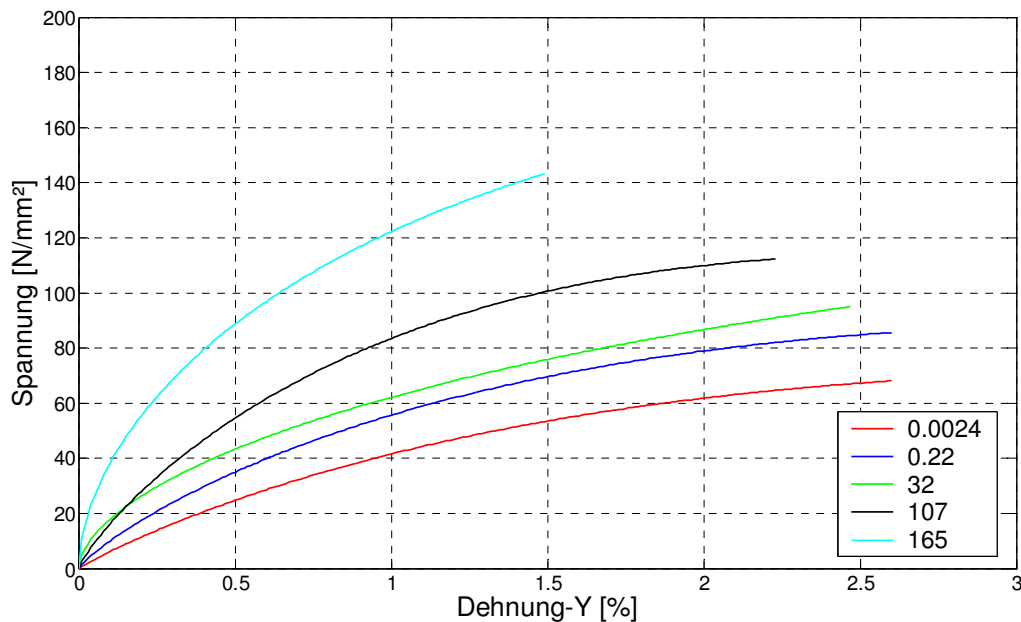


Abb. 6.27: Dehnratenabhängigkeit, gemittelte Dehnung in Probenmitte, einachsiger Zugversuch, PP-LGF 30 , Fasern quer zur Zugrichtung, 5 Dehnratenbereiche

Die Auswertung der Zugversuche an PP-LGF 40 aus Daimler-Platten ergibt hinsichtlich der dehnratenabhängigen Spannungs-Dehnungs-Beziehung ein ähnliches Bild (Abb. 6.28 bis Abb. 6.31). Allerdings ist zu bemerken, dass in Versuchen mit PP-LGF 40 bei allen Versuchsgeschwindigkeiten eine höhere lokale als technische Dehnrate erreicht wird.

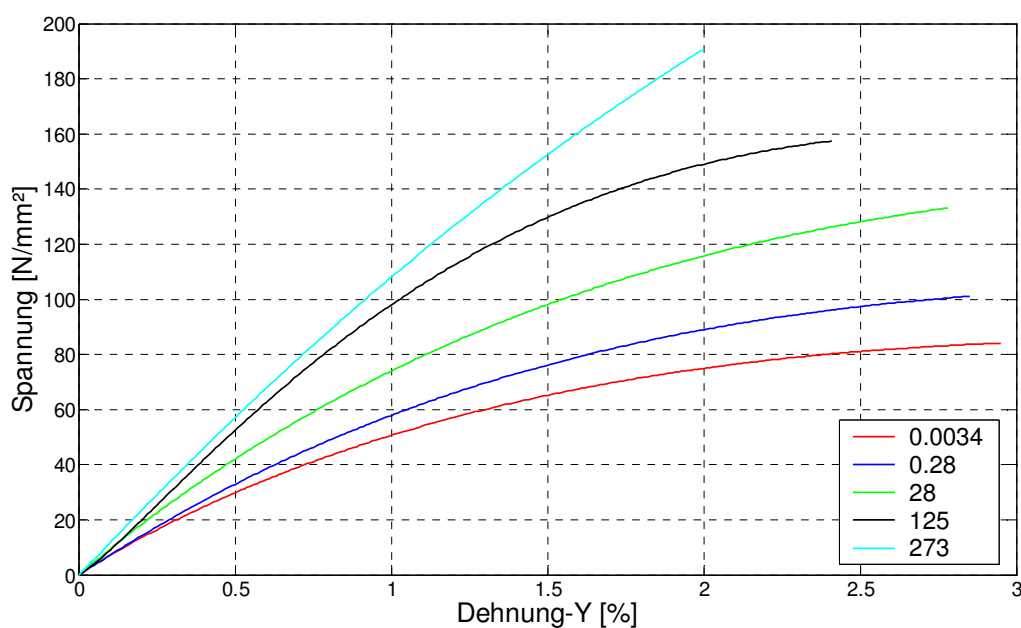


Abb. 6.28: Dehnratenabhängigkeit, Auswertung am Versagensort, einachsiger Zugversuch, PP-LGF 40 , Fasern parallel zur Zugrichtung, 5 Dehnratenbereiche

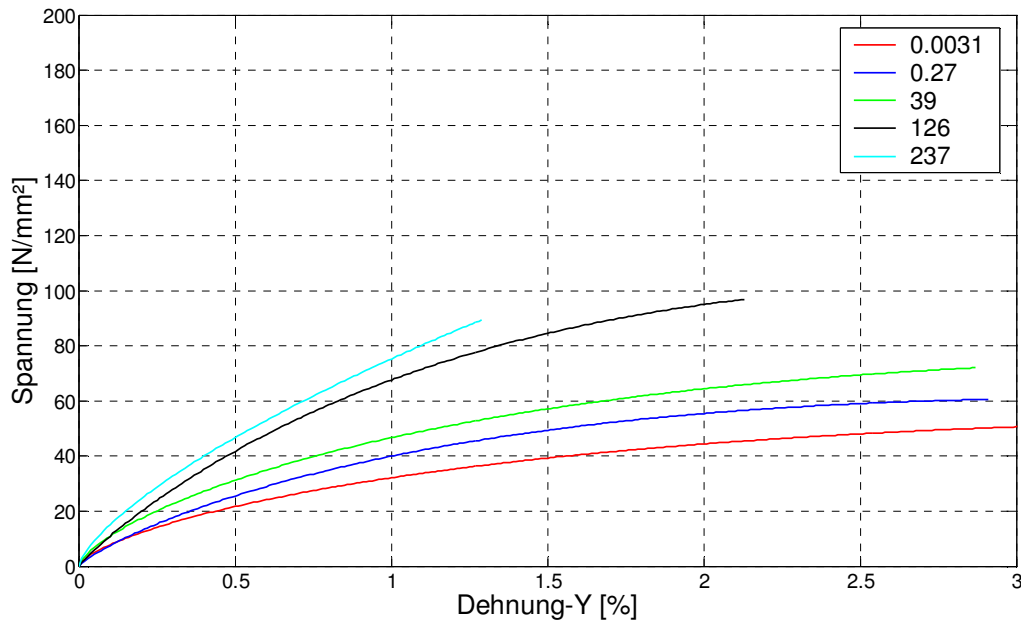


Abb. 6.29: Dehnratenabhängigkeit, Auswertung am Versagensort, einachsiger Zugversuch, PP-LGF 40 , Fasern quer zur Zugrichtung, 5 Dehnratenbereiche

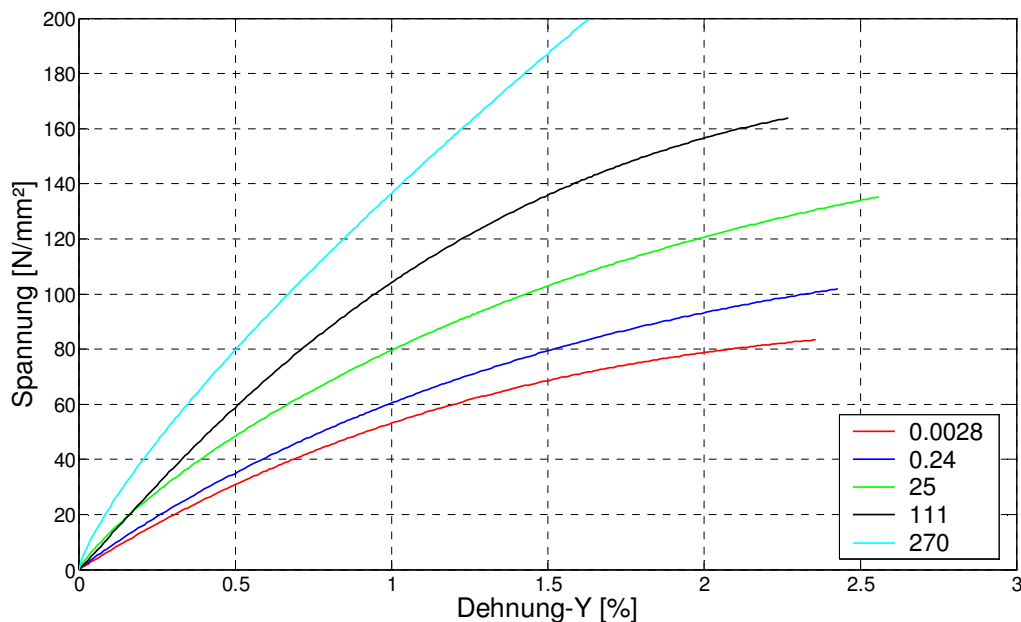


Abb. 6.30: Dehnratenabhängigkeit, gemittelte Dehnung in Probenmitte, einachsiger Zugversuch, PP-LGF 40 , Fasern parallel zur Zugrichtung, 5 Dehnratenbereiche

Bei beiden Materialien und beiden Auswertestrategien liegen die Kurven für höhere Dehnraten deutlich über den Kurven der jeweils bei einer geringeren Dehnraten ermittelten Werte. Der Grund dafür liegt im mit der Abzugsgeschwindigkeit steigenden Anteil viskoser Spannungen. Das Probematerial hat, je schneller die Probe bis zum Bruch belastet wird, weniger Zeit auf Mikroebene zu reagieren. Die kettenförmigen Makromoleküle des Matrixmaterials sind dann nicht mehr in der Lage sich innerhalb der Versuchszeit in Belastungsrichtung auszurichten. Das Material reagiert mit einer Versteifung und zunehmender Versprödung. Da die Versagensdehnung des Ver-

bundmaterials allerdings von den Fasern bestimmt wird, wirkt sich die Versprödung des Polypropylens weniger stark auf die Verformungsfähigkeit des Gesamtmaterials aus. Erst bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 3,16 ist eine Tendenz zu einer Abnahme der Bruchdehnung zu erkennen. Bei 10 m/s ist sie deutlich vorhanden.

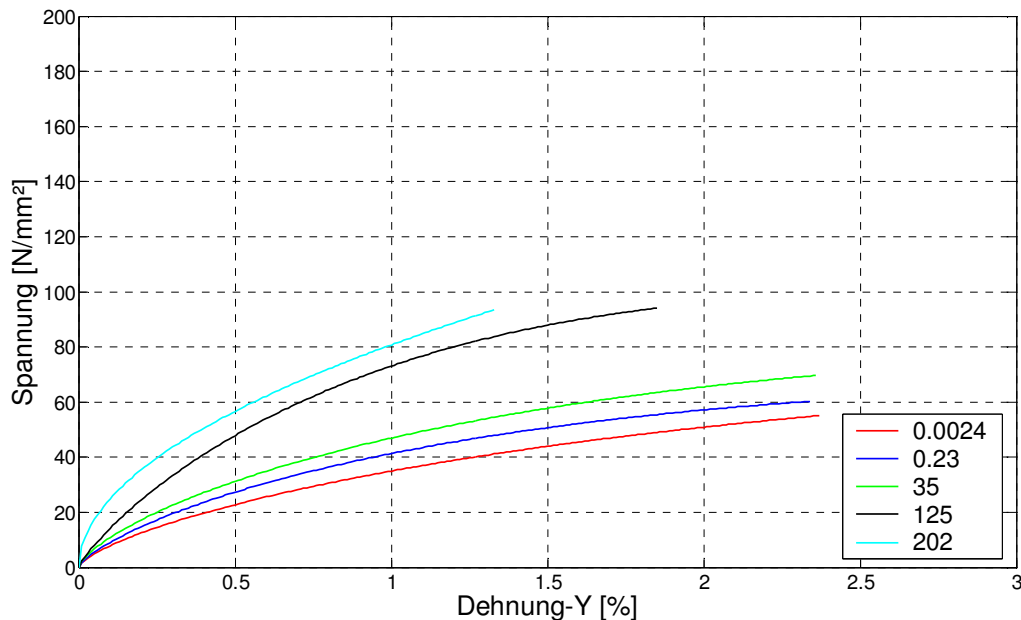


Abb. 6.31: Dehnratenabhängigkeit, gemittelte Dehnung in Probenmitte, einachsiger Zugversuch, PP-LGF 40, Fasern quer zur Zugrichtung, 5 Dehnratenbereiche

Abzugsgeschwindigkeit [m/s]	PP-LGF 30 integral	PP-LGF 30 lokal	PP-LGF 40 integral	PP-LGF 40 lokal
<b>0.0001</b>	-8,7	4,3	20,2	47,8
<b>0.01</b>	-21,7	-13	3,6	21,7
<b>1</b>	26,1	39,1	10,6	21,7
<b>3,16</b>	37	39,7	53,3	71,2
<b>10</b>	-12,4	7,7	16,1	17,2

Tab. 6.2: Prozentuale Abweichung der berührungslos gemessenen von den technischen Dehnraten, 5 Abzugsgeschwindigkeiten, Faserlage in Zugrichtung

Abzugsgeschwindigkeit [m/s]	PP-LGF 30 integral	PP-LGF 30 lokal	PP-LGF 40 integral	PP-LGF 40 lokal
<b>0.0001</b>	4,3	17,4	4,6	34,8
<b>0.01</b>	-4,3	4,3	-1,5	17,4
<b>1</b>	39,1	43,5	51,9	69,6
<b>3,16</b>	46,5	76,7	71,1	72,6
<b>10</b>	-29,2	-12,9	-13,2	1,7

Tab. 6.3: Prozentuale Abweichung der berührungslos gemessenen von den technischen Dehnraten, 5 Abzugsgeschwindigkeiten, Faserlage quer zur Zugrichtung

In Tab. 6.2 und Tab. 6.3 ist die prozentuale Abweichung der lokalen, am Versagensort gemessenen, von der technischen Dehnrates für beide Materialien bei parallel und senkrecht zur Zugrichtung orientierten Fasern dargestellt. Zudem sind die integrale Dehnungsauswertung in Probekörpermitte und diejenige am späteren Versagensort gegenüber gestellt. Es fällt auf, dass bei den beiden langsamsten Abzugsgeschwindigkeiten (quasistatisch und 0.01 m/s) und bei der schnellsten (10 m/s) die Abweichungen vor allem beim PP-LGF 30 in einem Bereich von deutlich unter 30% liegen. Bei den beiden dazwischen liegenden Versuchsgeschwindigkeiten (1 m/s und 3.16 m/s) liegen sie um bis zu 45% darüber und ausschließlich im positiven Bereich. Beim Vergleich der beiden Materialien zeigt sich, dass die Abweichungen von PP-LGF 40 nur in Richtung höherer lokaler Dehnrates tendieren, während sie im Falle von PP-LGF 30 auch bis zu 30% unter den technischen liegen können. Eine mögliche Erklärung für dieses Phänomen könnte in den zwei unterschiedlichen Regelungsarten während der Versuche liegen. Während die langsamen Versuche problemlos nachgeregelt werden konnten, mussten die höheren Abzugsgeschwindigkeiten durch vorher durchgeführte Testläufe der Rampen iterativ bestimmt werden.

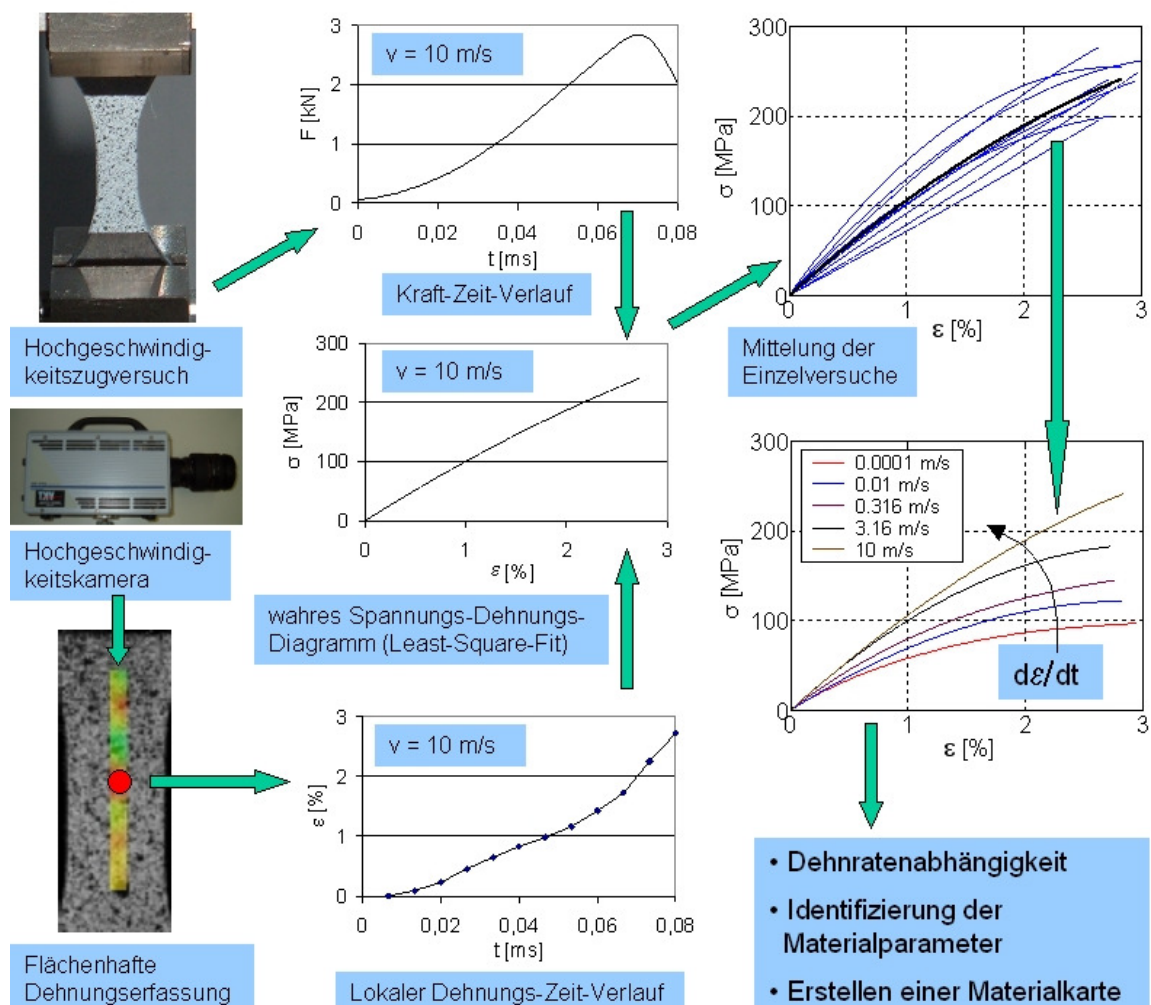


Abb. 6.32: Schematische Darstellung der Ermittlung dehnratenabhängiger Spannungs-Dehnungs-Kurven,  $v = 10 \text{ m/s}$ , PP-LGF 40, Probekörper aus Daimler-Platten

Ein weiterer Erklärungsansatz liegt in der Neigung des Materials zu einer stärkeren lokalen Dehnungsausprägung bei stoßartiger Belastung. Da die Messungen bei der höchsten Abzugsgeschwindigkeit von 10 m/s nur eine Mindestanzahl an Stützstellen für den zeitlichen Dehnungsverlauf ergeben, kann der Wegfall eines Dehnungszustands zu Beginn des Versuchs bzw. kurz nach dem Bruch zu geringeren Werten bei der Abweichung führen. In Abbildung Abb. 6.32 ist die allgemeine im Rahmen dieser Arbeit angewandte Vorgehensweise bei der Ermittlung von dehnratenabhängigen Spannungs-Dehnungs-Kurven aus Zugversuchen dargestellt.

#### 6.5.4 Auswertung der Schubversuche bei unterschiedlichen Dehnraten

Die Auswertung der Schubversuche ergab im Gegensatz zu den Zugversuchen ein weniger geordnetes Bild in Bezug auf die Kurvenverläufe bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit. In Abb. 6.33 und Abb. 6.34 ist die Scherspannung über den Schub für 7 Abzugsgeschwindigkeiten von  $10^{-4}$  bis 1 m/s dargestellt. Wie bei den Zugversuchen sind die Fasern in einen Fall in Kolbenabzugsrichtung und im anderen Fall quer dazu orientiert. Zunächst ist anzumerken, dass eine Auswertung für Abzugsgeschwindigkeiten von mehr als 1 m/s aufgrund der Massenträgheitseffekte nicht möglich war. Die Einspannvorrichtung für Scherversuche ist aufgrund der erforderlichen Parallelführung deutlich schwerer als die Spannbacken für Zugversuche. Während in Abb. 6.34 zumindest die äußeren Grenzen durch die Kurven bei quasistatischer Belastung und bei der höchsten Versuchsgeschwindigkeit gebildet werden und nur die dazwischen liegenden Kurven ein ungeordnetes Bild liefern, ist bei der Versuchsreihe in Abb. 6.33 keine sinnvolle Entwicklung der Spannungs-Dehnungs-Beziehung mit zunehmender Abzugsgeschwindigkeit zu erkennen.

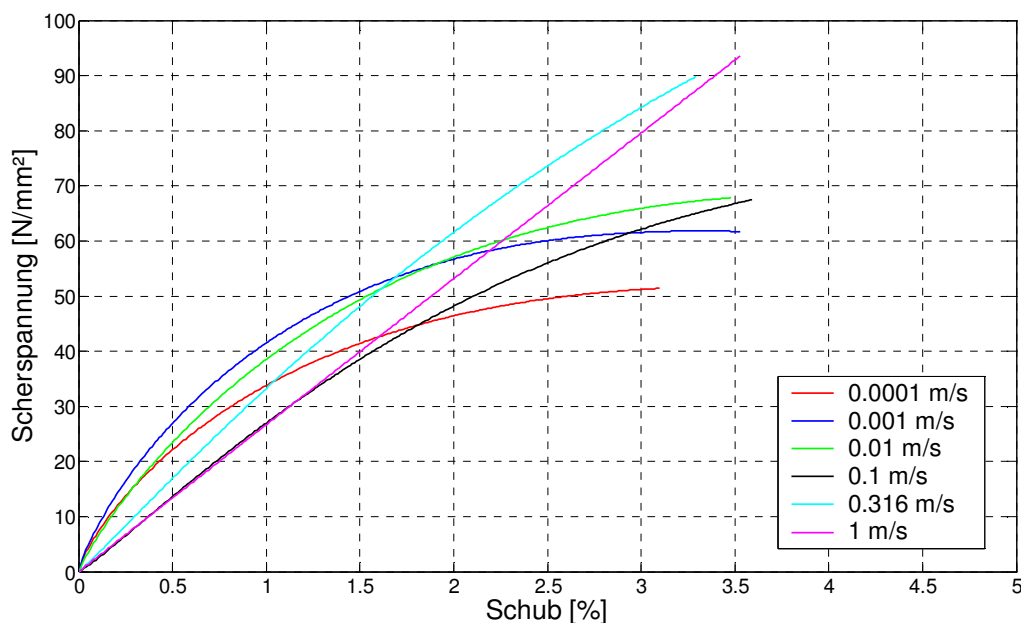


Abb. 6.33: Dehnratenabhängigkeit, Auswertung am Versagensort, Scherversuch, PP-LGF 40, Fasern quer zur Zugrichtung, 7 Abzugsgeschwindigkeiten

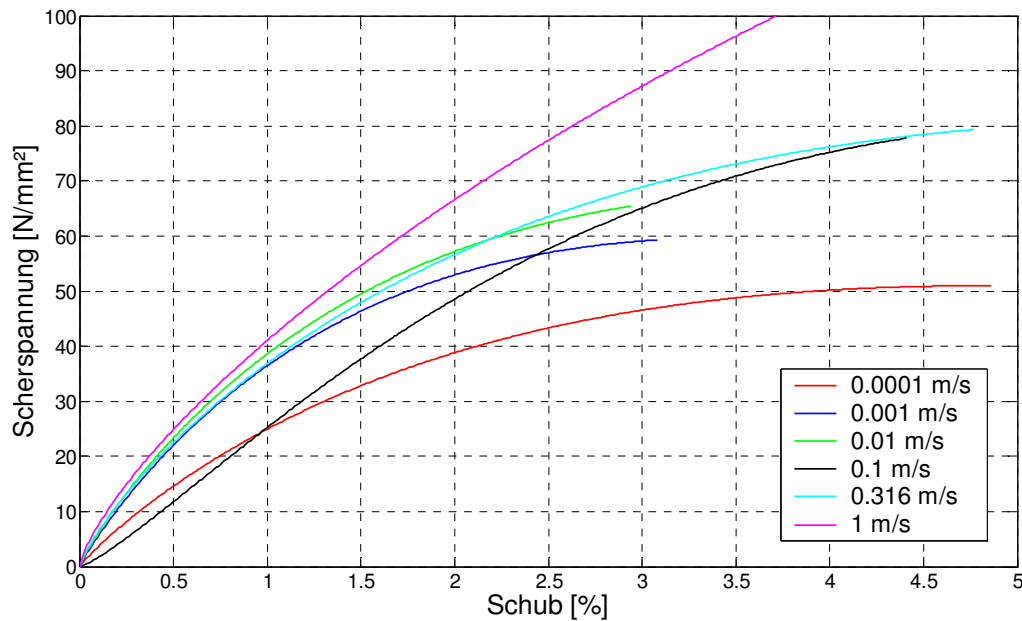


Abb. 6.34: Dehnratenabhängigkeit, Auswertung am Versagensort, Scherversuch, PP-LGF 40, Fasern parallel zur Zugrichtung, 7 Abzugsgeschwindigkeiten

Eine Berücksichtigung und Quantifizierung der viskosen Spannungsanteile bei Scherversuchen ist daher aus diesen Messdaten nicht möglich. Um im weiteren Verlauf dieser Arbeit ein orthotrop elasto-plastisches Materialmodell mit Kennwerten beliefern zu können, wird auf die quasistatischen Daten für den Schubmodul zurückgegriffen. Ein Vergleich der Kurven für die Längs- und Querorientierung der Fasern während des Scherversuchs ist in Abb. 6.35 dargestellt. Aus diesen Kurven wird im weiteren Verlauf der Arbeit der Schubmodul in Faserebene ermittelt. Ein transversal orthotropes Materialmodell setzt voraus, dass der Schubmodul bei Scherung in Faserebene unabhängig von der Scherung parallel oder senkrecht zu den Fasern ist.

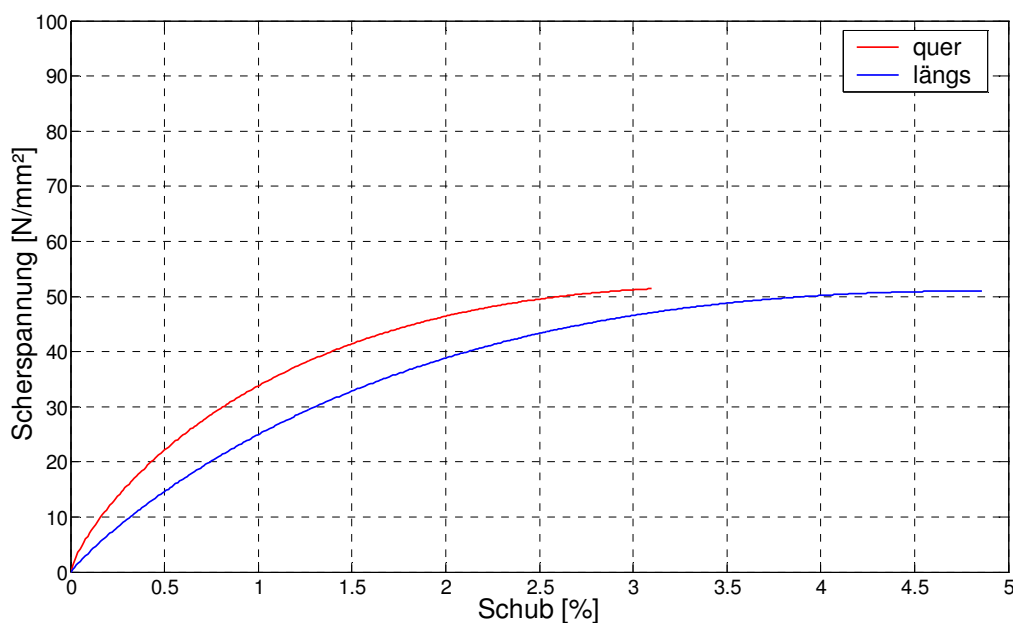


Abb. 6.35: Vergleich der Schub-Scherspannungsbeziehung für längs und quer zur Abzugsrichtung liegende Fasern, quasistatisch

## 7. Ermittlung von Werkstoffkennwerten

### 7.1 Grundlegendes

Die Ermittlung von Werkstoffkennwerten stellt eine große Herausforderung an den Werkstoffwissenschaftler dar. Nur wenige Materialparameter lassen sich direkt aus Spannungs-Dehnungs-Kurven über einfache Auswerterroutinen ermitteln. In der Normung werden für einige Kenngrößen wie z.B. den E-Modul [140] und die Schlagzähigkeit [72] eines Materials Versuchsarten und -bedingungen festgelegt, mit bzw. unter denen ein verlässlicher Wert für eine spätere mathematische Beschreibung ermittelt werden kann. Da sich die meisten Materialien, wie auch faserverstärktes Polypropylen weitaus komplexer verhalten und wesentlich mehr Werkstoffparameter für eine realitätsnahe Beschreibung benötigt werden, muss auf nicht genormte, den anerkannten Regeln der Technik entsprechende Materialuntersuchungen und Auswertemethoden zurück gegriffen werden. Auf diese Art und Weise lassen sich auch Parameter zur Beschreibung anisotropen, viskoelastischen und viskoplastischen Materialverhaltens ableiten.

Im Gegensatz zur Ermittlung von Spannungs-Dehnungs-Kurven auf integralem Wege über den Kolbenweg und den zugehörigen Kraft-Verläufen wird heutzutage vermehrt auf eine lokale Auswertung mittels optischer Messsysteme zurückgegriffen [9,77]. Vor allem bei duktilen Materialien sind Einschnürungen und die resultierenden inhomogenen Dehnungsfelder mittels eines integralen Messsystems nicht zu erfassen. Im Falle eines eher spröden Materials wie langglasfaserverstärktem Polypropylen wird die lokale, punktuelle Auswertung unter dem Aspekt der Inhomogenität der Dehnungsfelder durchgeführt. Ziel ist es dabei, durch eine gezielte Auswertung am Ort des späteren Versagens die schwächste Zone, und somit den Bereich der größten Materialanstrengung zu berücksichtigen. Eine punktuelle Auswertung an einem vorher festgelegten Ort wie z.B. in der Mitte der Probekörper ist in diesem Zusammenhang nicht zielführend, da durch Materialinhomogenitäten signifikante lokale Dehnungsunterschiede vorliegen können und der Ort des späteren Versagens im gesamten parallelen Bereich der Probe und in Einzelfällen auch im Bereich der Schulter liegen kann. Auf der anderen Seite ist die Bewertung eines Materials nur an seiner schwächsten Stelle insofern kritisch, als dass ein Bauteil im Bereich der geometrisch bedingten Spannungsspitzen nicht auch zwingend die lokal ungünstigsten Materialinhomogenitäten aufweist. Dies spricht wiederum für eine Mittelung aller lokalen Dehnungsverläufe im parallelen Bereich der Probe. Im Folgenden werden beide Ansätze zur Kennwertermittlung verfolgt, um einen Eindruck von den lokalen Abweichungen der Kennwerte zu bekommen. Die im weiteren Verlauf der Arbeit durchgeführten Simulationsrechnungen werden allerdings mit den aus gemittelten Dehnungsverläufen abgeleiteten Materialkennwerten durchgeführt. Dies entspricht eher einem ingenieurmäßigen Ansatz und damit dem Stand der Technik.

Eine Ableitung von Kennwerten aus mehreren gemittelten Einzelversuchen stellt bereits eine gute Grundlage für deren Weitergabe an Simulationsrechnungen dar, jedoch ist der Einfluss von Streuungen im weitesten Sinne, also in der Beschaffenheit und Qualität der Probekörper und der Versuchsbedingungen sehr groß. Eine Ermittlung von Materialparametern mit Hilfe von Optimierungsalgorithmen, in die mehrere Probeformen und Versuchsarten einfließen ist im Allgemeinen besser geeignet, die negativen Auswirkungen von Streuungen zu minimieren. Man spricht im Zusammenhang mit diesen Verfahren von Parameteridentifikationsroutinen. Durch einen Vergleich von experimentell ermittelten mit simulierten Verschiebungsfeldern auf der Probekörperoberfläche können iterativ die Parameter eines der Simulation zugrunde liegenden Stoffmodells bestimmt werden. In der Literatur wird dieses Verfahren ausführlich erläutert [143,146,147].

Im Rahmen dieser Arbeit wird zunächst eine direkte Ableitung von Materialkennwerten aus lokalen Spannungs-Dehnungs-Kurven durchgeführt. Hierbei wird der Ansatz verfolgt, einen Tangenten- bzw. Sekantenmodul für zwei ausgewiesene Faserorientierungsrichtungen, das Verhältnis der Quer- zu den Längsdehnungen für drei Betrachtungsebenen, sowie Werte für die Schubmoduln und die Bruchdehnungen zu ermitteln und damit zunächst für den elastischen Bereich ein transversal isotropes Werkstoffmodell zu beschreiben. Aufbauend darauf werden über die Trennung der plastischen von den elastischen Anteilen Fließgrenzen ermittelt. Da das untersuchte Material keine ausgeprägte Fließgrenze hat, wird der Fließbeginn zunächst über den Schnittpunkt der elastischen Geraden mit der Spannungs-Dehnungs-Kurve bestimmt. Über ein orthotropes Fließkriterium nach Hill [14,148,149,150] wird die Anisotropie auch für den plastischen Bereich berücksichtigt. In einem letzten Schritt werden die viskosen Spannungsanteile über eine Prony-Reihe mit vier Relaxationstermen bestimmt. Dabei kommt wiederum die Methode der kleinsten Fehlerquadrate unter Verwendung des Levenberg-Marquardt-Algorithmus zur Anwendung.

## **7.2 Bestimmung der Anfangssteifigkeiten**

### **7.2.1 Einfluss der Auswertemethode**

Die Bestimmung der Steigung im Anfangsbereich aller Spannungs-Dehnungs-Kurven aus Kapitel 6.5.3, welche im quasistatischen Falle dem E-Modul entspricht, wird mit Hilfe des Differenzenquotienten durchgeführt. Da die Kurvenverläufe auf Basis stark streuender Messwerte ermittelt worden sind, wird im Folgenden der Einfluss der alternativen Verwendung einer Tangentensteigung an der Stelle des mittleren Dehnungswertes des Sekantenverfahrens nach [140] auf die Steigungen und somit Materialsteifigkeiten erläutert. Nach [140] wird bei Kunststoffen der E-Modul durch den Quotienten der Differenz der Spannungswerte bei 0,05% und 0,25% Dehnung und der entsprechenden Dehnungswerte bestimmt. Wertet man die bei höheren Dehnraten ermittelten Kurven in gleicher Weise aus, erhält man mit den Werten der Steigungen auch den zusätzlichen viskosen Anteil des elastischen Bereichs. In Abbil-



dung Abb. 7.1 ist der Unterschied der resultierenden Werte für die Anfangssteifigkeiten im viskoelastischen Bereich der Kurven zwischen einer Auswertung nach [140] und der Verwendung einer Tangentensteigung bei 0,15% Dehnung dargestellt.

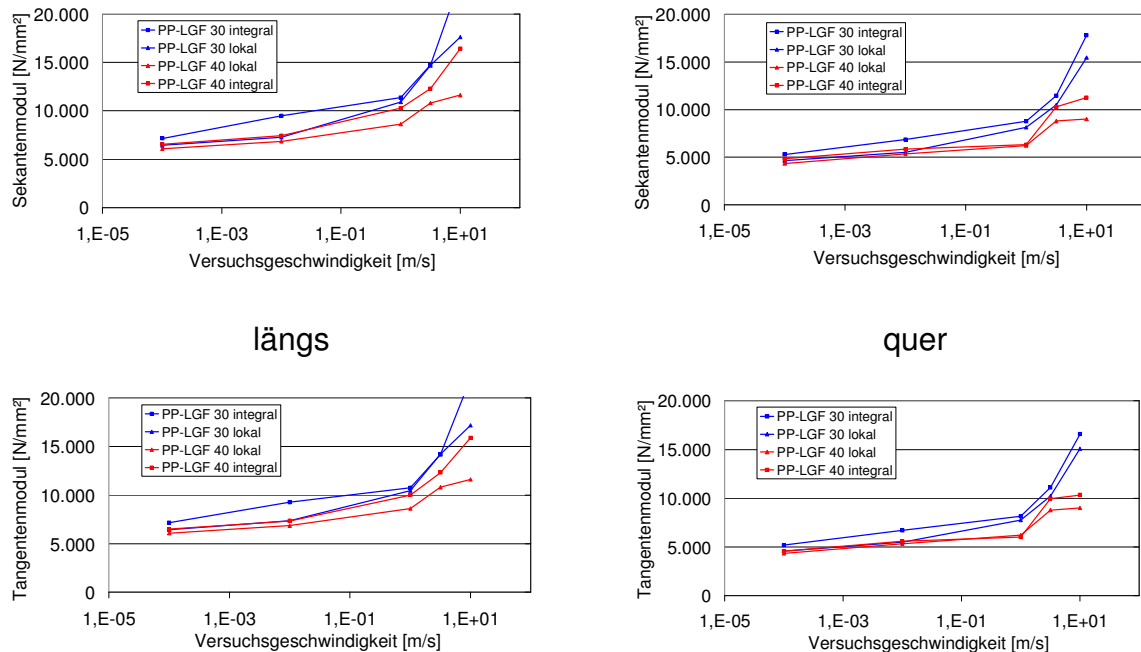


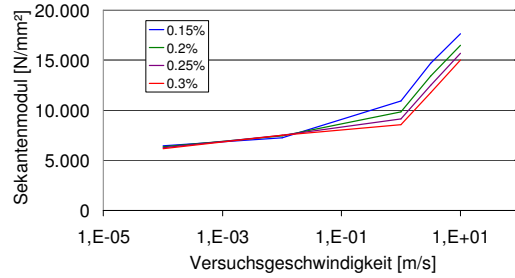
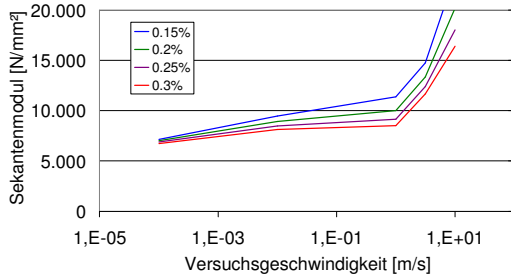
Abb. 7.1: Veränderung der Anfangssteifigkeit bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, Faserorientierung in Zugrichtung (links), Faserorientierung quer zur Zugrichtung (rechts), Auswertung nach DIN (oben), Berechnung der Tangente bei 0,15% Dehnung (unten)

Dabei sind jeweils beide Materialien, also PP-LGF 30 und PP-LGF 40 sowohl basierend auf einer lokalen Auswertung am Versagensort als auch unter Berücksichtigung einer Mittelung der Dehnungswerte in Probekörpermitte für eine Faserorientierungsrichtung während des Versuchs in einem Diagramm zu sehen. Es ist nur ein geringer Unterschied zwischen den Ergebnissen nach DIN und der entsprechenden Tangentensteigungen zu erkennen. Aus diesem Grunde wird im weiteren Verlauf das Sekantenverfahren nach [140] berücksichtigt.

## 7.2.2 Einfluss der Auswertestelle beim Sekantenverfahren

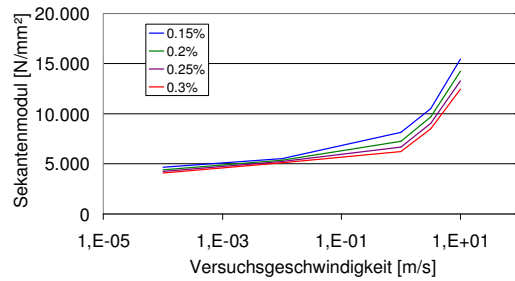
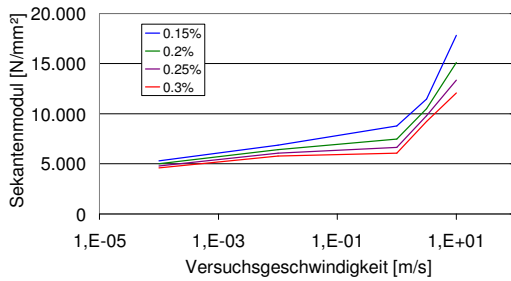
Um den Einfluss der Verschiebung der Auswertung in Richtung höherer Dehnungswerte auf die Steifigkeiten sowohl für die lokale als auch die gemittelten Auswertungen beziffern zu können, wurde in Abb. 7.2 das Resultat einer Verschiebung bis hin zu 0,3% Dehnung als Mittelwert der Sekantenbestimmung dargestellt. Es ist fest zu stellen, dass der daraus resultierende Unterschied der Steifigkeiten mit zunehmender Abzugsgeschwindigkeit wächst. Dabei fällt auf, dass im Falle der Auswertung an mit gemittelten Dehnungen bestimmten Kurven bereits bei niedrigen Abzugsgeschwindigkeiten eine Fächerbildung entsteht, während dies bei einer lokalen Auswertung erst ab einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/s sichtbar ist. Eine Ausnahme bildet dabei PP-LGF 40 mit quer zur Abzugsrichtung liegenden Fasern. Da sich die qualita-

tiven Verläufe der Kurven nur unwesentlich unterscheiden wird die Bestimmung der weiter zu verwendenden Werte für E-Modul und Anfangssteifigkeiten bei höheren Dehnraten nach [140] vorgenommen.



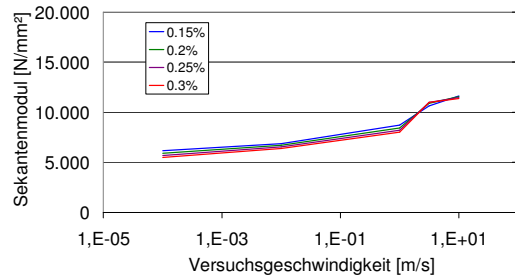
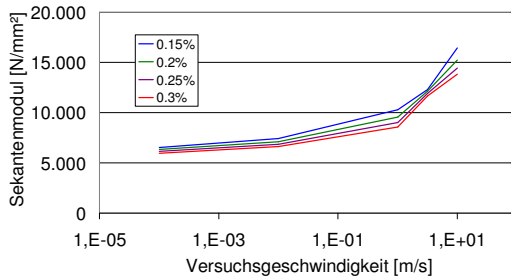
PP-LGF 30 mittel längs

PP-LGF 30 lokal längs



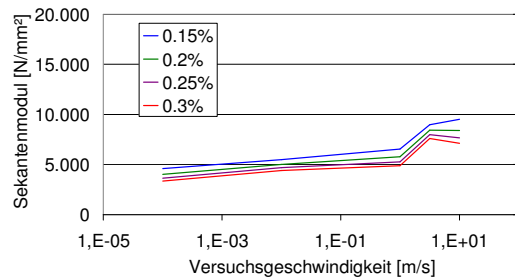
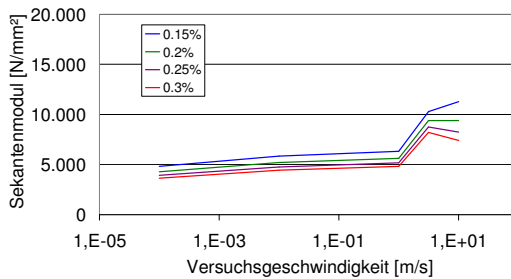
PP-LGF 30 mittel quer

PP-LGF 30 lokal quer



PP-LGF 40 mittel längs

PP-LGF 40 lokal längs



PP-LGF 40 mittel quer

PP-LGF 40 lokal quer

Abb. 7.2: Einfluss der  $\epsilon$ -Auswerteposition auf die Sekantensteigung

Unter diesem Aspekt ist in Abb. 7.3 der Vergleich der Steifigkeiten in Bezug auf die Hauptfaserorientierung für die lokale und integrale Auswertung bei PP-LGF 30 und PP-LGF 40 dargestellt.

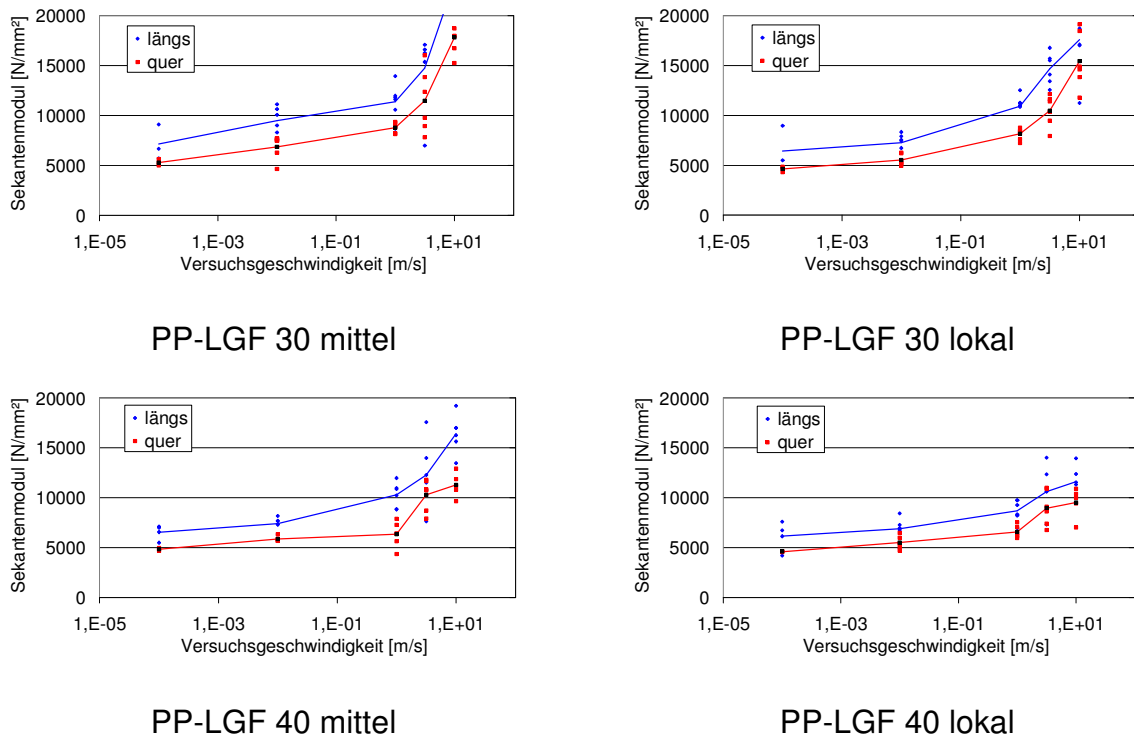


Abb. 7.3: Entwicklung der Anfangssteifigkeit mit zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, PP-LGF 30 (oben) und PP-LGF 40 (unten)

Wie zu erwarten nehmen die Steifigkeitswerte mit zunehmender Geschwindigkeit deutlich zu. Dabei liegen sie in Faserrichtung zwischen 20 und 35% über denen quer dazu. Während die Kurvenverläufe für PP-LGF 30 sowohl für die Längs- als auch die Querorientierung der Fasern stetig sind, ist beim PP-LGF 40 vor allem für die Querorientierung ein sprunghafter Anstieg der Sekantensteigung bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/s hin zum Wert bei 3,16 m/s sichtbar. Des Weiteren fällt auf, dass die Steifigkeitswerte von PP-LGF 40 bei nahezu allen Geschwindigkeiten und für beide Faserorientierungsrichtungen entweder lediglich auf dem Niveau von PP-LGF 30 liegen oder knapp darunter. Eine mögliche Erklärung liegt in der in Kapitel 5.2.3 beschriebenen unterschiedlichen Faserdegradation während des Herstellungsprozesses der Zugprobekörper. Während beim PP-LGF 30 noch ein Anteil von gut 40% an Fasern oberhalb der kritischen Faserlänge vorliegt, ist dieser im Falle von PP-LGF 40 auf fast 10% gesunken. Das Material kann bei einer derartigen Größenordnung des Faserabbaus nicht mehr als vollwertiges Langfasermaterial bezeichnet werden.

Im Rahmen einer Diplomarbeit, die zusammen von der Ticona GmbH und der Hochschule Darmstadt betreut wurde, ist der Einfluss des Faservolumengehaltes und der Probekörperdicke auf die resultierenden Schichtdicken des Dreischichtmodells sowie die Höhe und Richtungsabhängigkeit des E-Moduls untersucht worden [151]. Dabei

stellte sich heraus, dass eine Zunahme der Probekörperdicke bei aus Probeplatten entnommenen Proben eine Abnahme der E-Moduln für Zugversuche in Faserrichtung und eine Zunahme für Zugversuche quer dazu zur Folge hat. Dieses Phänomen tritt unabhängig vom Faservolumengehalt auf. Eine Zunahme des Faservolumengehaltes bewirkt allerdings zusätzlich eine Zunahme der Mittelschichtdicke. Dadurch ergibt sich im Regelfall eine Abnahme des E-Moduls in Hauptfaserrichtung und eine Zunahme quer dazu. Es wirken sich also zwei unterschiedliche Effekte gegenteilig auf die E-Moduln in Faserrichtung und quer dazu aus. Aus diesem Grunde lassen sich die geringer ausfallenden Werte für PP-LGF 40 im Vergleich zu PP-LGF 30 nicht eindeutig erklären. Die Vielfalt an anderen einflussnehmenden Parametern, wie z.B. der Verarbeitungsparameter und der unterschiedlichen Chargen und deren Rezeptur ist zudem zu erwähnen.

## 7.3 Bestimmung der Querdehnzahlen

### 7.3.1 Einfluss der Betrachtungsebene

In Kapitel 6.4.3 ist der Verlauf der maximalen, minimalen und gemittelten Dehnungen eines Einzelversuchs auf der Breitseite der Probekörper dargestellt. Aus dem Quotienten der horizontalen und vertikalen Dehnungsanteile lässt sich bei quasistatischer Abzugsgeschwindigkeit im elastischen Bereich die Querdehnzahl für eine Betrachtungsebene eines orthotropen Materials bestimmen. Dabei wird vereinfacht der Probekörper als unidirektionale Schicht betrachtet. Das bedeutet, dass für die spätere Modellbildung nur ein Parameter für die Hauptfaserorientierung ermittelt wird und nicht auch für die regellos orientierten vernachlässigbaren Randschichten und die meist quer dazu orientierte Mittelschicht eines Dreischichtmodells.

Auch bei dieser vereinfachten Betrachtungsweise ist zur Bestimmung aller Parameter für linear elastische Orthotropie ein großer Versuchs- und Auswerteaufwand zu berücksichtigen. In Abb. 7.4 und Abb. 7.5 ist der Verlauf der Vertikal- und Horizontaldehnungen über die Zeit für alle fünf Abzugsgeschwindigkeiten dargestellt. Dabei wurde wie in Kapitel 6.4.3 ein Dehnungsfeld von 4 mm Höhe bis zum Probenrand ausgewertet und das arithmetische Mittel der Dehnungswerte aller Punkte des Messrasters gebildet. Während in Kapitel 6.4.3 der Verlauf der Dehnungen auf der Breitseite der Probe gezeigt wird, werden an dieser Stelle die Dehnungsverläufe auf der Schmalseite von Probekörpern aus PP-LGF 40 dargestellt. Die Vorgehensweise bei der Bestimmung der Querdehnzahlen ist in beiden Fällen identisch. Es wird wiederum sowohl anhand der lokalen Verläufe der Quer- und Längsdehnungen auf der Probenoberfläche als auch anhand der daraus gemittelten Werte die Querdehnzahl bestimmt.

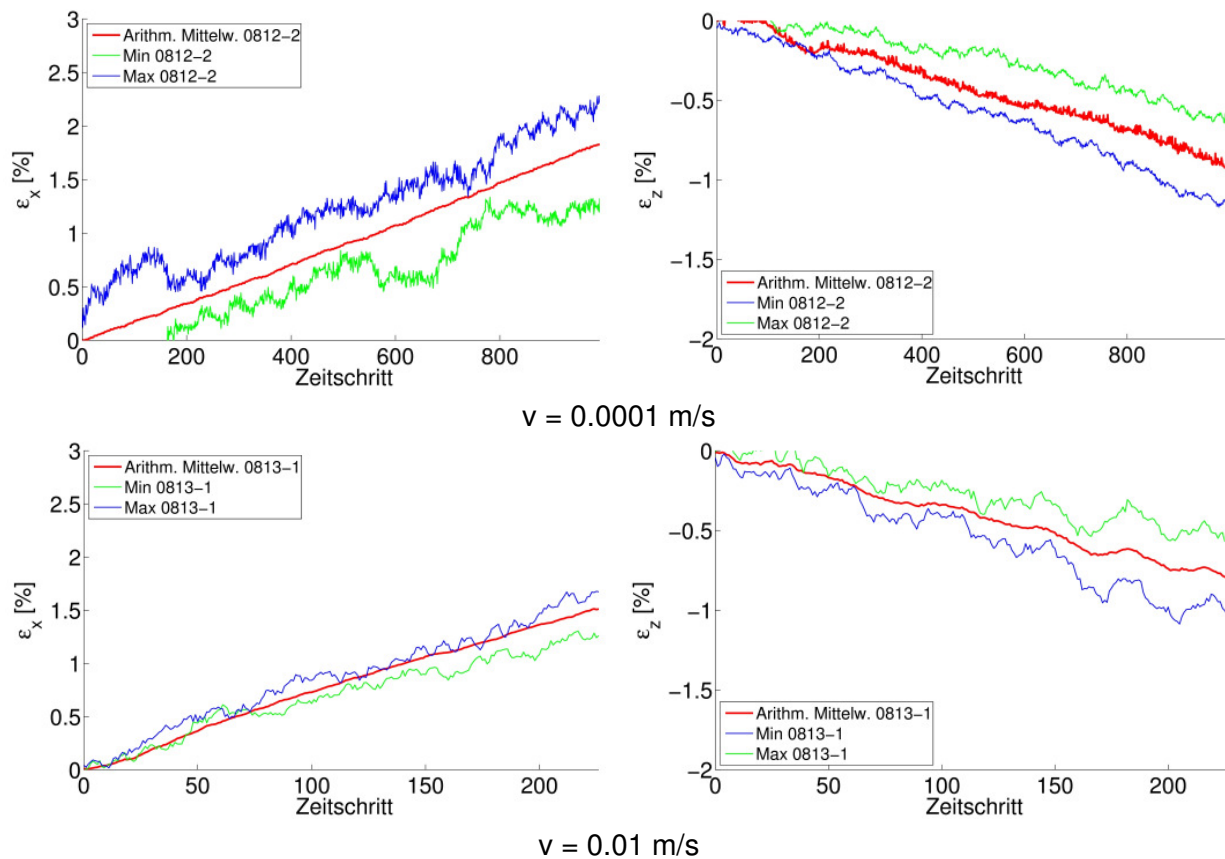
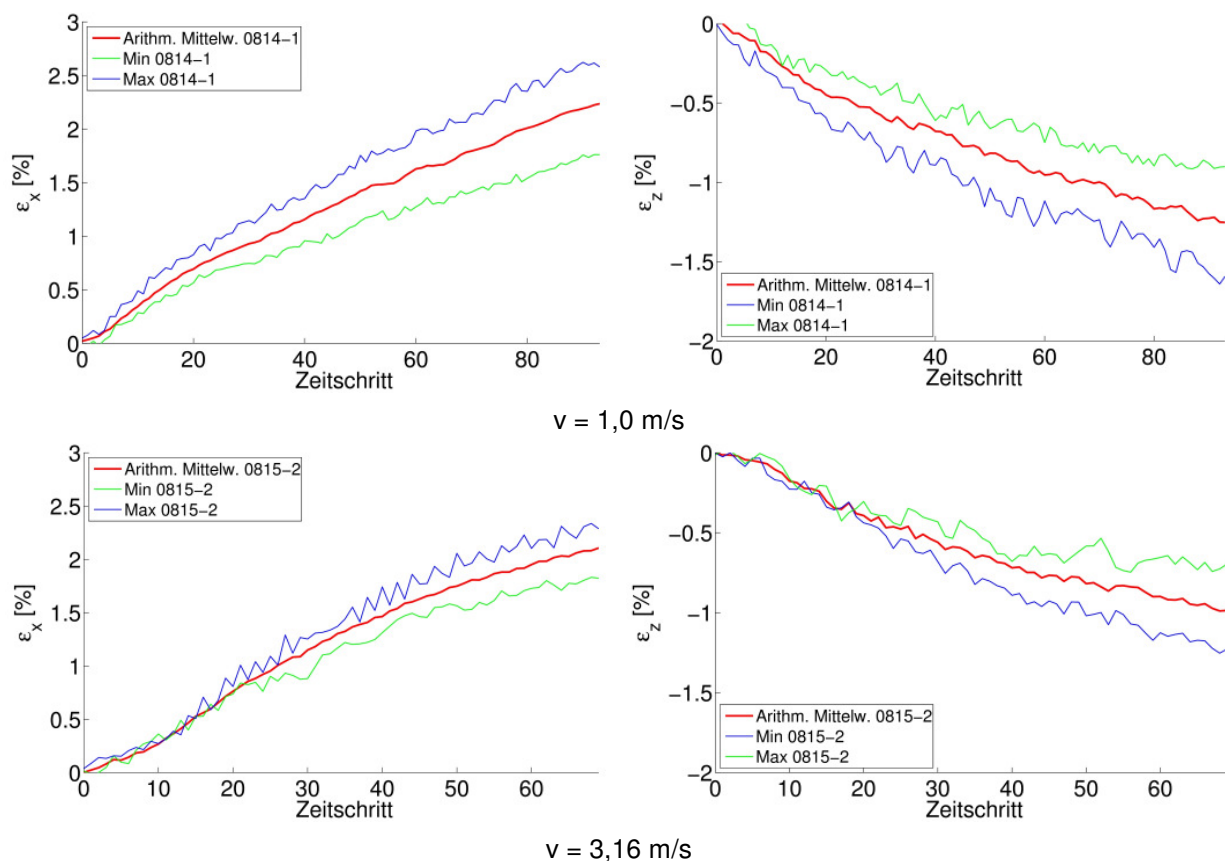


Abb. 7.4: Verlauf der maximalen und minimalen sowie der gemittelten Dehnungen, langsame Abzugsgeschwindigkeiten, PP-LGF 40, Zugversuche quer zur Faserrichtung, Betrachtung der Schmalseite der Probe



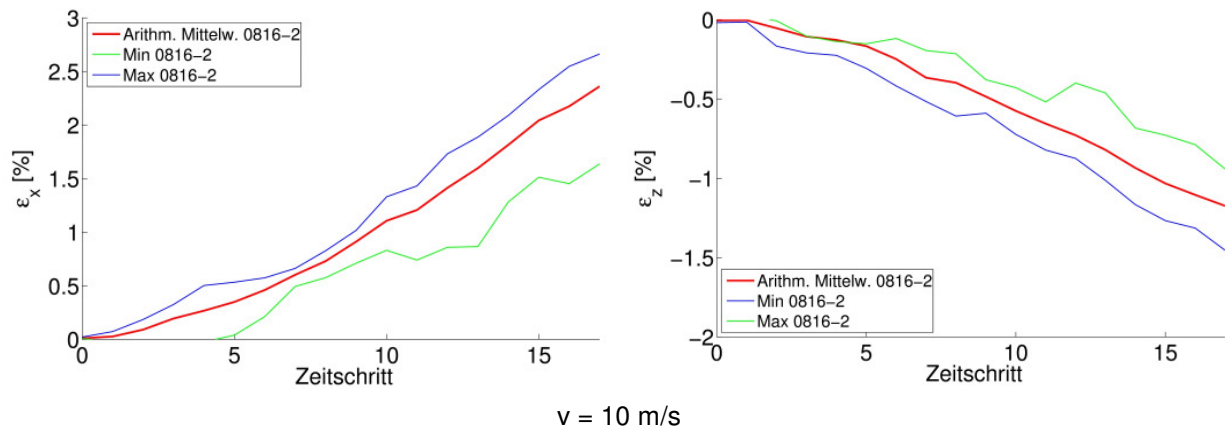
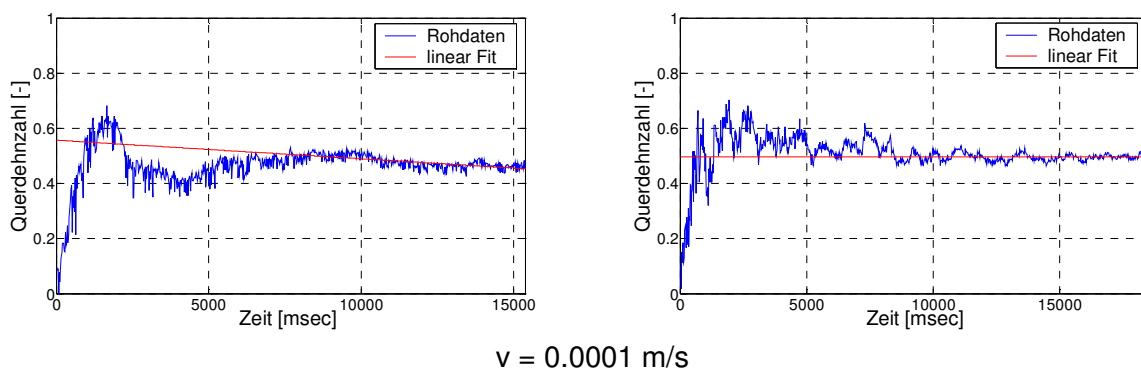


Abb. 7.5: Verlauf der maximalen und minimalen sowie der gemittelten Dehnungen, hohe Abzugsgeschwindigkeiten, PP-LGF 40, Zugversuche quer zur Faserrichtung, Betrachtung der Schmalseite der Probe

Betrachtet man die Streubreite der Dehnungs-Zeit-Verläufe der einzelnen Punkte des Auswerterrasters, erkennt man zum Einen eine in etwa gleich große Abweichung der betragsmäßig maximalen und minimalen Kurvenverläufe von den gemittelten Werten. Auf der anderen Seite nimmt der Abstand zwischen der minimalen und maximalen Kurve nicht mit der Dehnrates zu. An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass der eigentlich nur für den elastischen Bereich definierte Begriff „Querdehnzahl“ im weiteren Verlauf der Arbeit auch die Verhältnisse der Horizontal- und Vertikaldehnungen bei höheren Dehnrates und im bereits plastischen Bereich beschreiben soll.

### 7.3.2 Einfluss der Dehnungsauswertung und der Messtechnik

Um aus den vertikalen und horizontalen Dehnungs-Zeit-Verläufen die Querdehnzahl der betrachteten Ebene zu ermitteln, muss das betragsmäßige Ergebnis des Quotienten aus Horizontal- und Vertikaldehnungen im elastischen Bereich bestimmt werden. Hier zeigt sich ein mess- und auswertetechnisches Problem. Die Streuungen der Dehnungsmessungen für die einzelnen Richtungen im elastischen Bereich führen aufgrund der in Kapitel 4.4.2 beschriebenen Messungenauigkeiten zu nicht verwertbaren Ergebnissen zu Versuchsbeginn. Erst nach ca. 20% der Versuchsdauer und entsprechend ca. 0,5% erfolgter Vertikaldehnung des Materials stabilisieren sich die Verläufe für die Querdehnzahl (Abb. 7.6, Abb. 7.7).



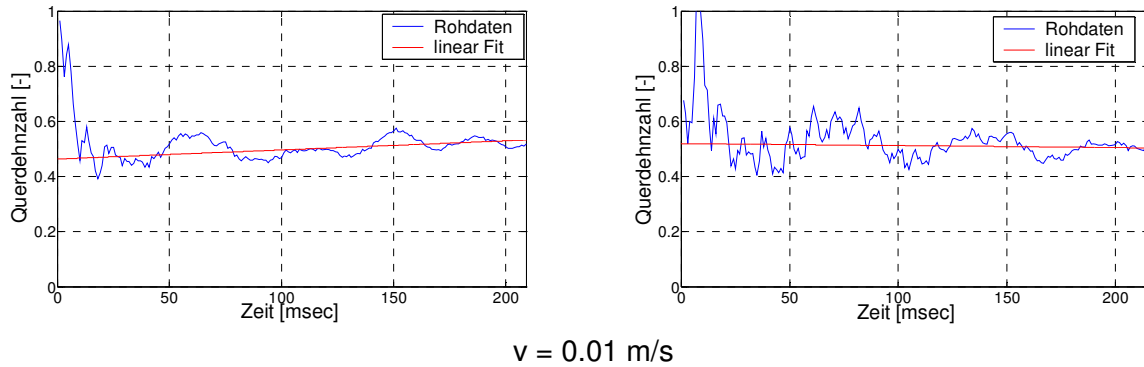


Abb. 7.6: Zeitlicher Verlauf der Querdehnzahl bei langsamen Abzugsgeschwindigkeiten, PP-LGF 40, Zugversuche quer zur Faserrichtung, Betrachtung der Schmalseite der Probe, links: flächige Auswertung in Probekörpermitte, rechts: lokale Auswertung am Versagensort

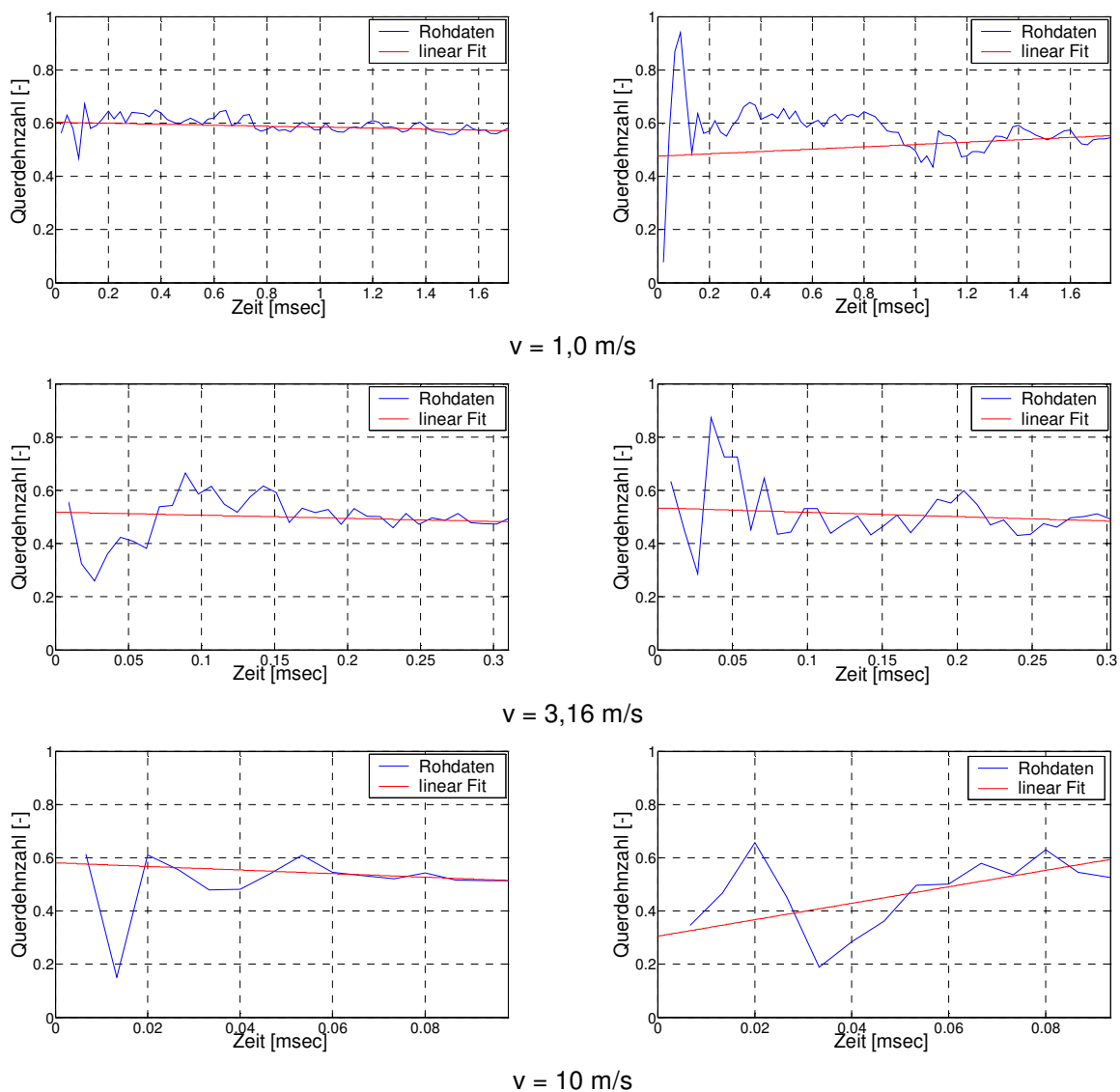


Abb. 7.7: Zeitlicher Verlauf der Querdehnzahl bei hohen Abzugsgeschwindigkeiten, PP-LGF 40, Zugversuche quer zur Faserrichtung, Betrachtung der Schmalseite der Probe, links: flächige Auswertung in Probekörpermitte, rechts: lokale Auswertung am Versagensort

Ab diesem Punkt ist allerdings eine Überlagerung der elastischen Verformungsanteile durch beginnende Plastizität und Schädigung immer ausgeprägter. Da die Ergebnisse im Bereich von unter 0,5% Dehnung bei allen fünf Abzugsgeschwindigkeiten sowohl im Falle einer lokalen Auswertung am Versagensort als auch im Falle einer flächenhaften Mittelung der Werte in Probenmitte nicht verwertbar sind, wird auf den Mittelwert einer Ausgleichsgeraden für den zweiten zeitlichen Abschnitt des Versuchs zurückgegriffen. Es wird davon ausgegangen, dass die so ermittelten Werte ein für die spätere Simulation zutreffendes Abbild der realen Querkontraktionen der einzelnen Eigenschaftsebenen des Materials widerspiegeln. Ein Indiz dafür ist der nach spätestens 30% der Versuchsdauer bei fast allen Abzugsgeschwindigkeiten nahezu konstante Verlauf der verrechneten Messkurven.

### 7.3.3 Ergebnisse

In Abb. 7.8 ist die Abhängigkeit der Querdehnzahl auf der Breitseite der Probe von PP-LGF 30 und 40 von der Versuchsgeschwindigkeit für Zug in Faserrichtung dargestellt. Dabei wurden wiederum die integrale Auswertung eines Messfeldes in Probenmitte und die lokale Auswertung am Versagensort berücksichtigt.

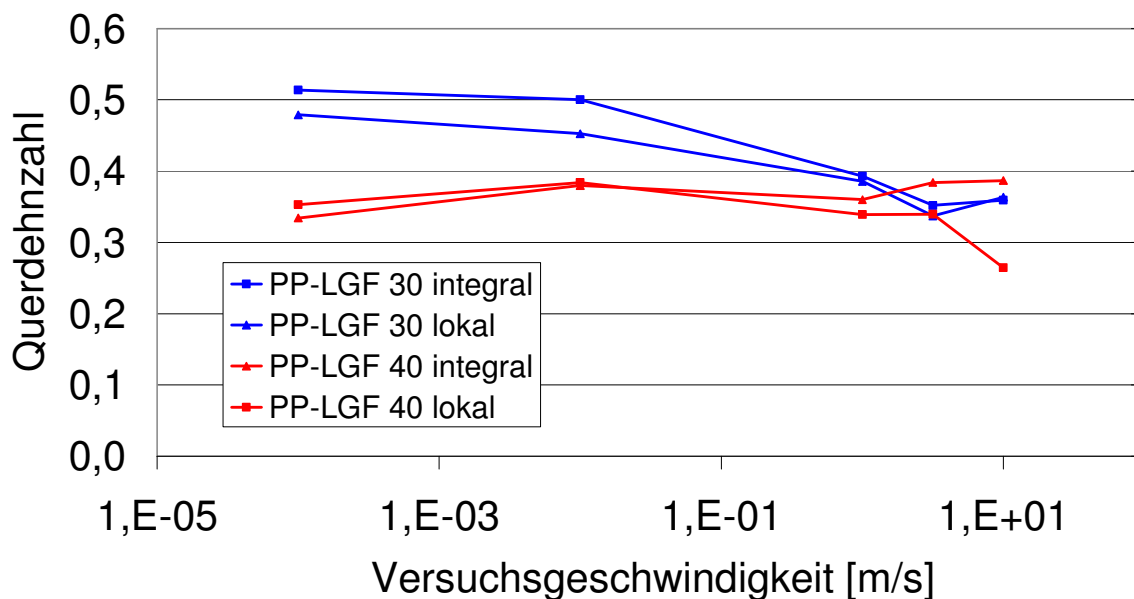


Abb. 7.8: Veränderung der Querdehnzahl bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, Auswertung auf der Breitseite der Probe, Faserorientierung in Zugrichtung

Der Wert der Querdehnzahl schwankt im Falle von PP-LGF 40 bis auf einen starken Abfall auf 0,26 bei 10 m/s (lokale Auswertung) für das gesamte Geschwindigkeitsspektrum zwischen 0,3 und 0,4. Es ist kein eindeutiger Trend hin zu höheren oder niedrigeren Werten mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit zu erkennen. Beim PP-LGF 30 hingegen nimmt der Wert für die Querdehnzahl von ca. 0,5 im quasistatischen Bereich auf Werte um 0,35 bei den beiden höchsten Geschwindigkeiten ab. Dies könnte seine Ursache im höheren Einfluss des Matrixmaterials auf die Querdehnung haben. Im Gegensatz zu PP-LGF 40, dessen Verhalten bereits im quasista-



tischen Bereich vom hohen Faservolumengehalt dominiert wird, ist beim PP-LGF 30 im plastischen Bereich die auch bei unverstärkten Thermoplasten oft zu beobachtende Volumenkonstanz vorhanden. Bei hohen Abzugsgeschwindigkeiten kann sich der Verbund nicht schnell genug den erzwungenen Vertikalverformungen anpassen und es entstehen im Inneren der Probekörper vermehrt Schädigungseffekte in Form eines Loslösens der Fasern von der Matrix.

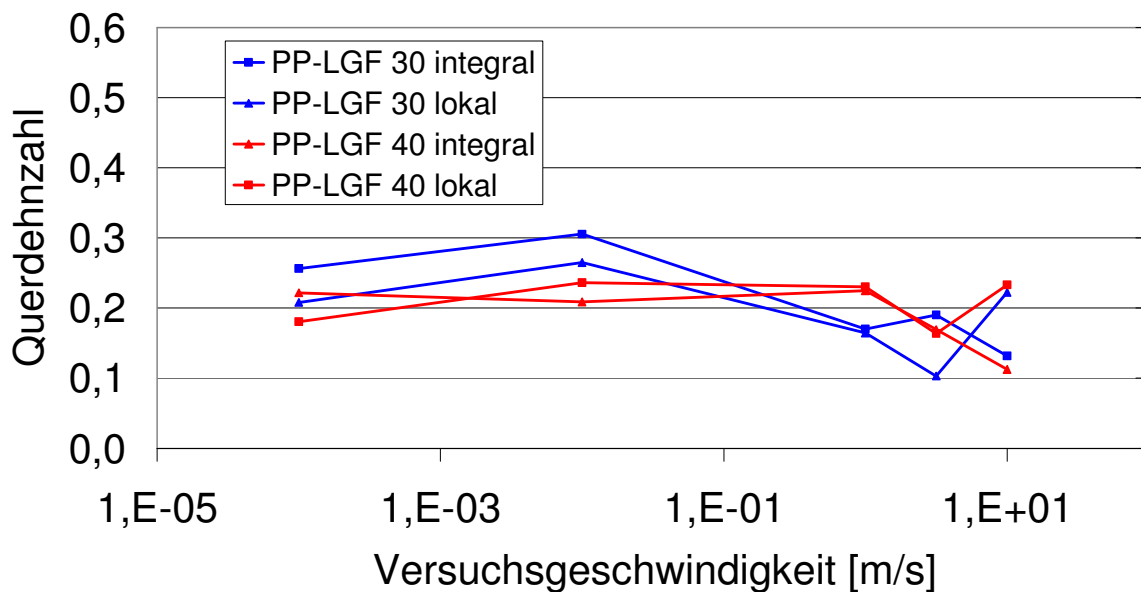


Abb. 7.9: Veränderung der Querdehnzahl bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, Auswertung auf der Breitseite der Probe, Faserorientierung quer zur Zugrichtung

Die dadurch verursachten Luftpinschlüsse bedingen ein Ausbleiben der Volumenkonstanz. Im Falle von Zug quer zur Faserrichtung und der Betrachtung der Breitseite der Probekörper ist der Verlauf bei PP-LGF 40 wiederum über den betrachteten Geschwindigkeitsbereich stabiler. Beginnend bei Werten um 0,2, die nur leicht auf ca. 0,23 bei 1 m/s zunehmen, folgt ein Abfall auf 0,16 bei 3,16 m/s, um dann uneinheitlich je nach Auswertart Werte von 0,12 bzw. 0,23 für Abzugsgeschwindigkeiten von 10 m/s zu erreichen (Abb. 7.9). PP-LGF 30 liefert ein uneinheitlicheres Bild. Zunächst nimmt die Querdehnzahl im Falle einer integralen Auswertung von 0,25 auf 0,3 zu, um dann zwischen Werten von 0,1 und 0,2 zu schwanken. Dabei ist bei hohen Geschwindigkeiten von 3,16 und 10 m/s ein deutlicher Unterschied zwischen den Ergebnissen der lokalen und integralen Auswertung zu erkennen.

Allerdings ist die Abweichung der lokal am Versagensort gemessenen von den flächenhaft ermittelten Werten in wenigen Fällen so signifikant, dass das Material infolge der Auswertemethode unterschiedlich beurteilt werden müsste. Dies ist insbesondere auch darin begründet, dass die Abweichungen, wenn sie deutlich vorhanden sind, keinerlei Trend entwickeln, also die Richtung ihrer Abweichung bei höheren Geschwindigkeiten bestätigen. Wie angedeutet macht es bei der Bestimmung der Querdehnzahlen an faserverstärkten Thermoplasten einen Unterschied, ob man bei

einem quer zur Faserrichtung durchgeführten Zugversuch die Breit- oder Schmalseite der Probe betrachtet. Dies wurde für den quasistatischen Fall bereits von anderer Seite durch Messergebnisse bestätigt [127]. Bei parallel zur Zugrichtung orientierten Fasern, sind die Abweichungen der Messungen auf der Breit- bzw. der Schmalseite gering (Abb. 7.10). Dies gilt für den gesamten Geschwindigkeitsbereich. In Abb. 7.11 erkennt man am Beispiel von PP-LGF 40, wie der im quasistatischen Bereich noch vorhandene Unterschied zwischen ca. 0,25 bei Messungen auf der Schmalseite und 0,34 bei Messungen auf der Breitseite bei den beiden höchsten Geschwindigkeiten nicht mehr einheitlich ist. Im Mittel liegen die resultierenden Querdehnzahlen für beide Betrachtungsweisen dann bei ungefähr 0,32.

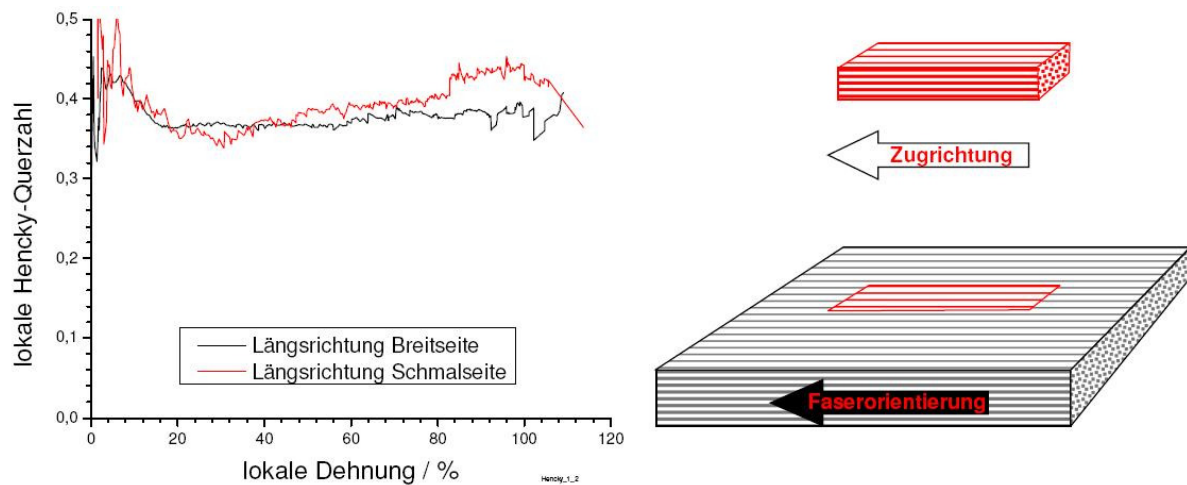


Abb. 7.10: Querdehnzahl bei faserverstärkten Kunststoffproben bei Zug in Faserrichtung [127]

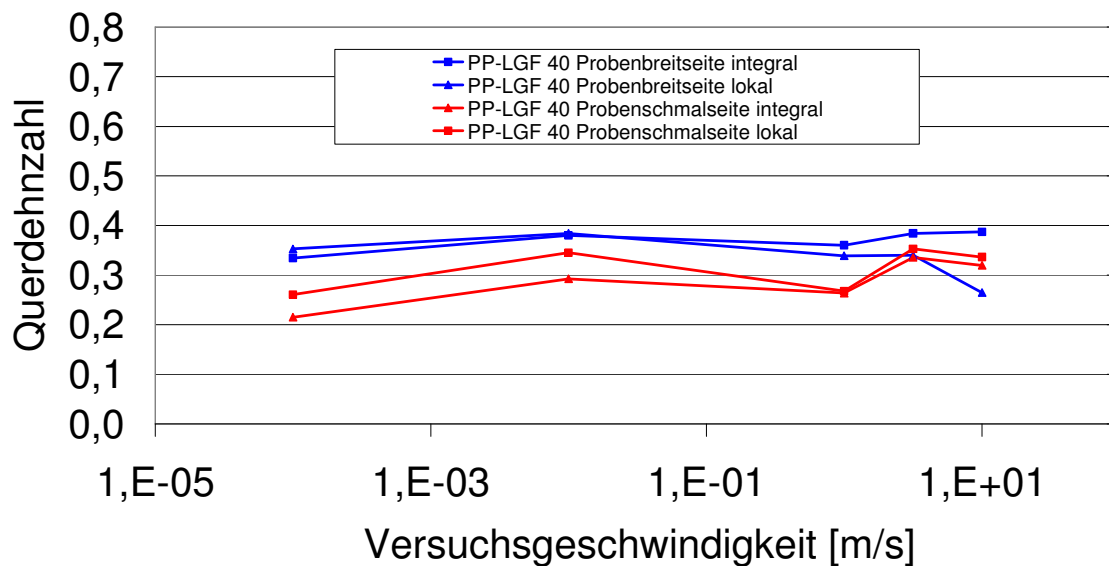


Abb. 7.11: Veränderung der Querdehnzahl bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, Vergleich der Auswertung auf der Breitseite der Probe mit der Schmalseite, Faserorientierung in Zugrichtung

Im Vergleich dazu ist für das gesamte Geschwindigkeitsspektrum ein deutlicher Unterschied der Querdehnzahlen auf der Breit- und Schmalseite für Probekörper mit quer zur Zugrichtung angeordneten Fasern zu erkennen (Abb. 7.12 und Abb. 7.13). Hier wiederum am Beispiel des PP-LGF 40 dargestellt, sieht man, dass sowohl auf der Breit- als auch der Schmalseite durchgehend ein relativ fester Wert für die Querdehnzahl gemessen wurde. Auf der Breitseite behindern die quer liegenden Fasern die Querkontraktion, so dass der Wert knapp über 0,2 verharrt. Die Messung auf der Schmalseite liefert die Querkontraktion des Materials innerhalb der Isotropieebene. Hier haben die Fasern den geringsten Einfluss auf die Querkontraktion des Verbundmaterials. Hierin liegen die recht hohen Werte von über 0,5 für den gesamten Geschwindigkeitsbereich begründet.

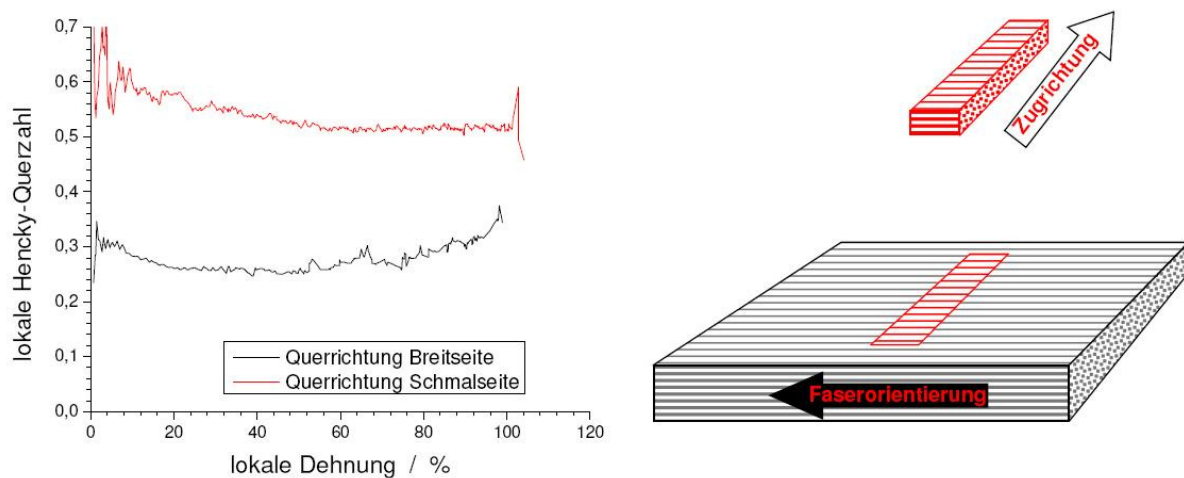


Abb. 7.12: Querdehnzahl bei faserverstärkten Kunststoffproben bei Zug quer zur Faserrichtung [127]

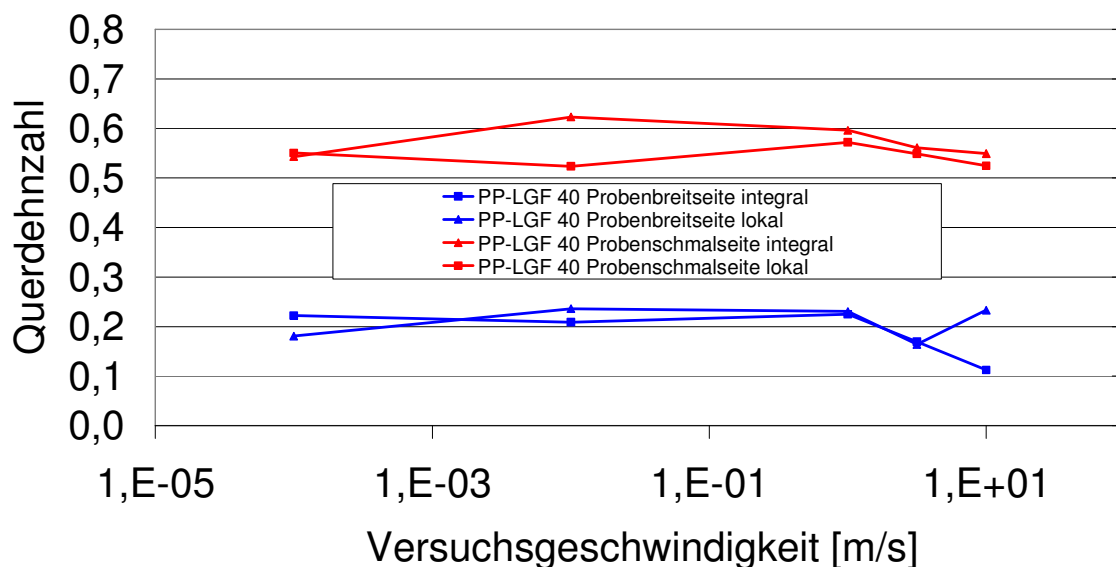


Abb. 7.13: Veränderung der Querdehnzahl bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, Vergleich der Auswertung auf der Breitseite der Probe mit der Schmalseite, Faserorientierung quer zur Zugrichtung

## 7.4 Versagensdehnung und Energieverzehr

### 7.4.1 Versagensdehnung

Die Betrachtung der Versagensdehnung bei zunehmender Dehnrage liefert sowohl für die längs als auch für die quer zur Abzugsrichtung orientierten Probekörper eine vermutete Tendenz. Mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit sind Umlagerungen der Fasern innerhalb der Matrix und auch der Moleküle des Matrixmaterials immer weniger möglich. Dadurch kann sich das Material schlechter der mechanischen Belastung anpassen und die im quasistatischen Belastungsfall vorhandene Versagensdehnung nicht mehr erreichen. Die Folge davon ist ein Versprödungseffekt, der unverstärkte Thermoplaste betreffend bereits ausführlich in der Literatur beschrieben ist [1,2,9]. Aus den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuchsreihen ergab sich das in den Abbildungen Abb. 7.14 und Abb. 7.15 dargestellte Ergebnis für die Bruchdehnung von PP-LGF 30 und PP-LGF 40.

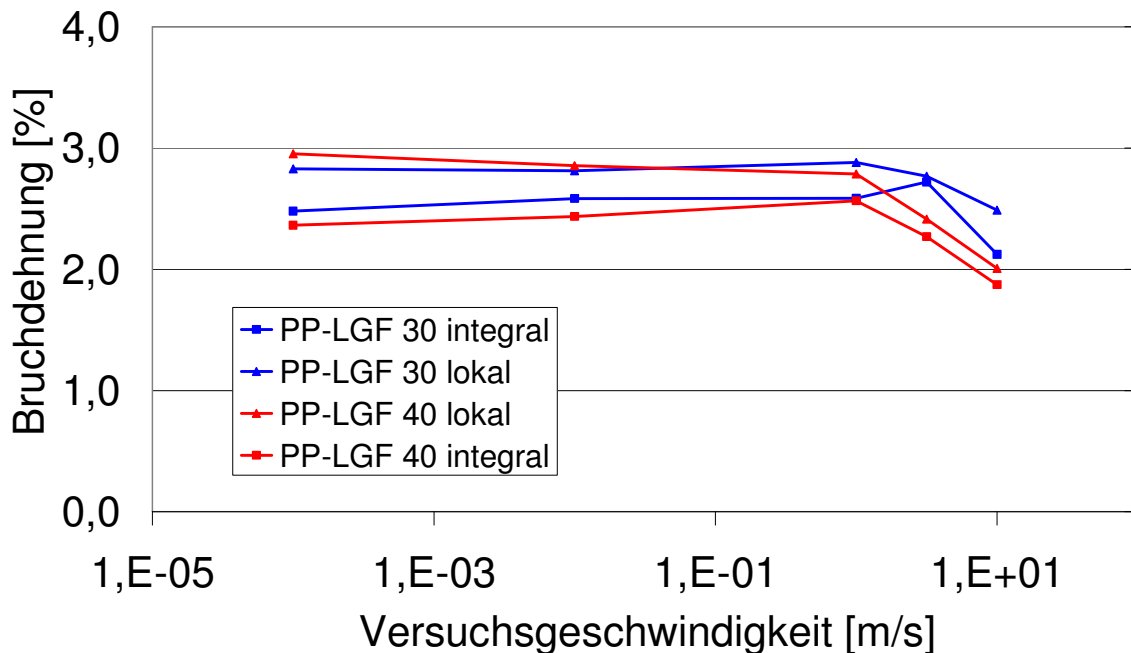


Abb. 7.14: Veränderung der Bruchdehnung bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, Faserorientierung in Zugrichtung

Bei beiden Materialien sieht man, dass der Zahlenwert sowohl für längs als auch quer orientierte Fasern bis zu einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/s je nach Auswertart einen relativ konstanten Verlauf zwischen 2,3% (PP-LGF 40, integral) und ca. 3% (PP-LGF 40, lokal) annimmt. Bei PP-LGF 30 ergeben sich Zwischenwerte. Bei den beiden höheren Versuchsgeschwindigkeiten fällt die Bruchdehnung deutlich ab. Dieser Effekt ist bei den Probekörpern mit quer zur Abzugsrichtung orientierten Fasern wesentlich ausgeprägter. Der niedrigste mittlere Wert für die Bruchdehnung wird für den Fall einer integralen Auswertung des PP-LGF 40 bei 10 m/s mit einem Wert von ca. 1,2% Bruchdehnung erreicht. Der stärkste auf die Bruchdehnung im quasistatischen Fall bezogene Abfall ist bei der lokalen Betrachtung von PP-LGF 40

zu beobachten. Hier büßt das Material mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit mehr als 50% seiner ursprünglichen Versagensdehnungen ein. Insgesamt ist die Geschwindigkeitsabhängigkeit beim PP-LGF 40 etwas stärker ausgeprägt. Dieser deutliche Abfall der Bruchdehnungen ist von großer Wichtigkeit für die Auslegung von Bauteilen aus PP-LGF und im Hinblick auf eine vermehrte Anwendung im Bereich der passiven Sicherheit sorgfältig zu beachten.

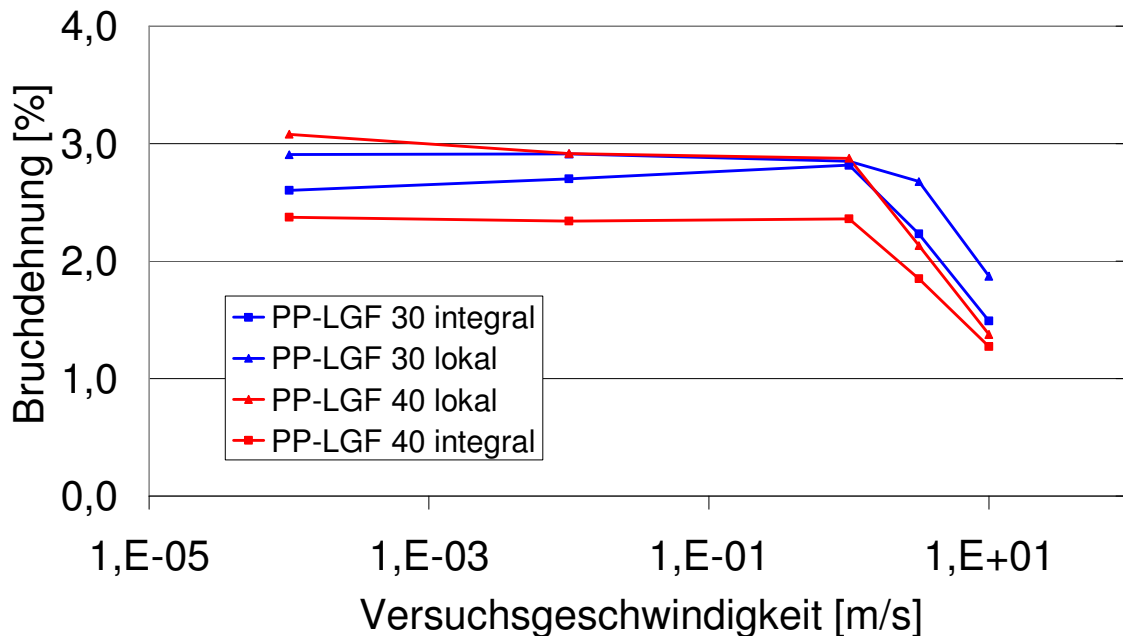


Abb. 7.15: Veränderung der Bruchdehnung bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, Faserorientierung quer zur Zugrichtung

#### 7.4.2 Energieverzehr

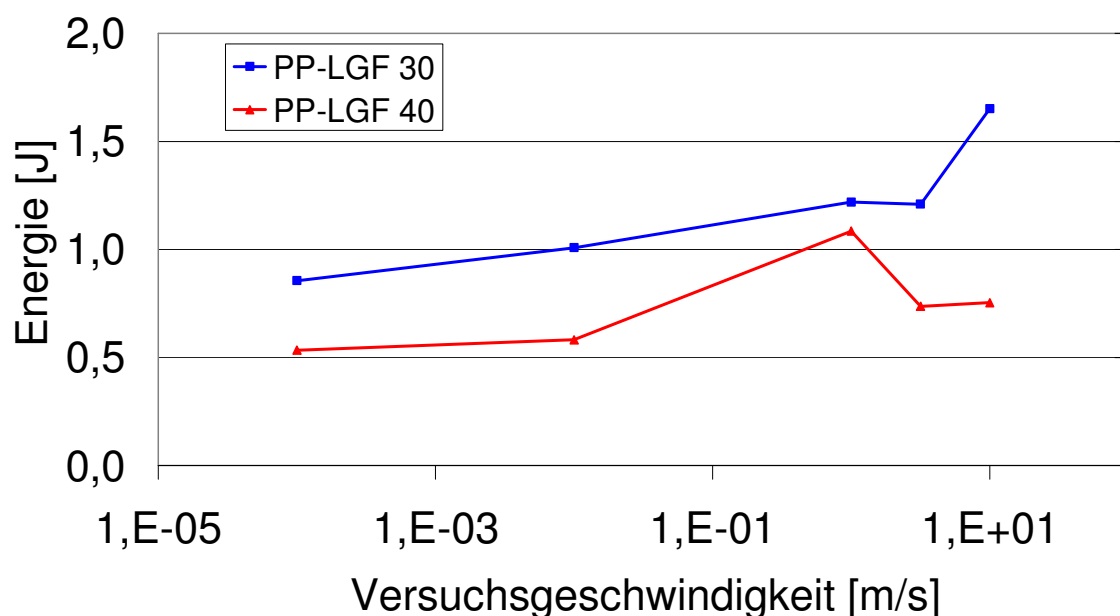


Abb. 7.16: Veränderung der während eines Zugversuchs dissipierten Energie bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, Faserorientierung in Zugrichtung

Die Auswirkungen der mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit abnehmenden Versagensdehnung lassen sich auch bei einer Betrachtung der während eines Zugversuchs dissipierten Energie erkennen (Abb. 7.16 und Abb. 7.17). Bei der Integration des Kraft-Weg-Verlaufes wirkt sich vor allem beim PP-LGF 40 der Abfall der Versagensdehnung negativ auf die Verformungsarbeit vor Versagen des Materials aus. Während beim PP-LGF 30 der Wert für die bis zum Versagen dissipierte Energie bei 10 m/s Abzugsgeschwindigkeit sowohl für die Faserlängs- als auch -querorientierung höher als bei 1 m/s ist, nimmt er im Falle von PP-LGF 40 ab.

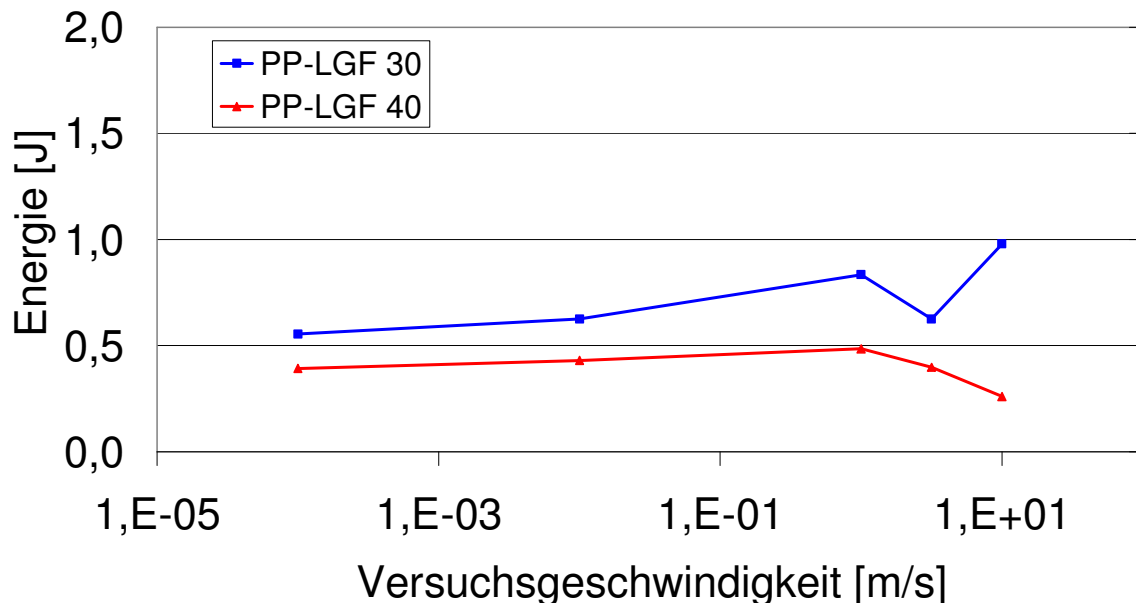


Abb. 7.17: Veränderung während eines Zugversuchs dissipierten Energie bei zunehmender Abzugsgeschwindigkeit, Faserorientierung quer zur Zugrichtung

## 7.5 Bestimmung der Fließgrenze

### 7.5.1 Be- und Entlastungsversuche mit und ohne Haltezeit

Eine Abschätzung des Fließbeginns eines Materials lässt sich versuchs- und auswertetechnisch auf unterschiedliche Arten durchführen. Auf der einen Seite können in einem ersten Schritt Be- und Entlastungsversuche sowie Halteversuche auf bestimmten Belastungsniveaus mit anschließendem Zurückfahren einen Anhaltspunkt für den Fließbeginn und den bei unterschiedlichen Belastungsniveaus erreichten plastischen Anteil liefern. Dabei ist zu beachten, dass mit der Höhe der Belastung der Schädigungsanteil, der den plastischen Anteil überlagert, zunimmt. Dies gilt insbesondere, je näher man der materialspezifischen Bruchlast kommt. Diese Art von Versuchen kann sowohl weg- als auch kraftgesteuert durchgeführt werden. Ziel ist es dabei, den Wert für die Spannung zu bestimmen, der noch keine bzw. sehr geringe irreversible Verformungsanteile im Material verursacht. Im Folgenden sind Zeit-Weg, Kraft-Zeit und Kraft-Weg-Verläufe aus Be- und Entlastungsversuchen unterschiedlicher Art an PP-LGF 30 dargestellt, die zur Abschätzung des Fließbeginns herangezogen wurden. Abb. 7.18 zeigt die Zeit-Weg-Verläufe und somit die Versuchsrand-

bedingungen der Be- und Entlastungsversuche an homogenen Zugproben aus PP-LGF 30. Die Probekörper werden dabei weggesteuert vier unterschiedlichen Belastungsstufen bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,005 mm/s ausgesetzt und bei Erreichen des Maximalweges direkt wieder entlastet. Durch die langsame Abzugsgeschwindigkeit soll eine Überlagerung der resultierenden Kräfte durch viskose Anteile reduziert werden, wobei jeweils eine Abschätzung der plastischen Verformungsanteile bezogen auf eine durchgehende Belastung bis zum Versagen erfolgen soll.

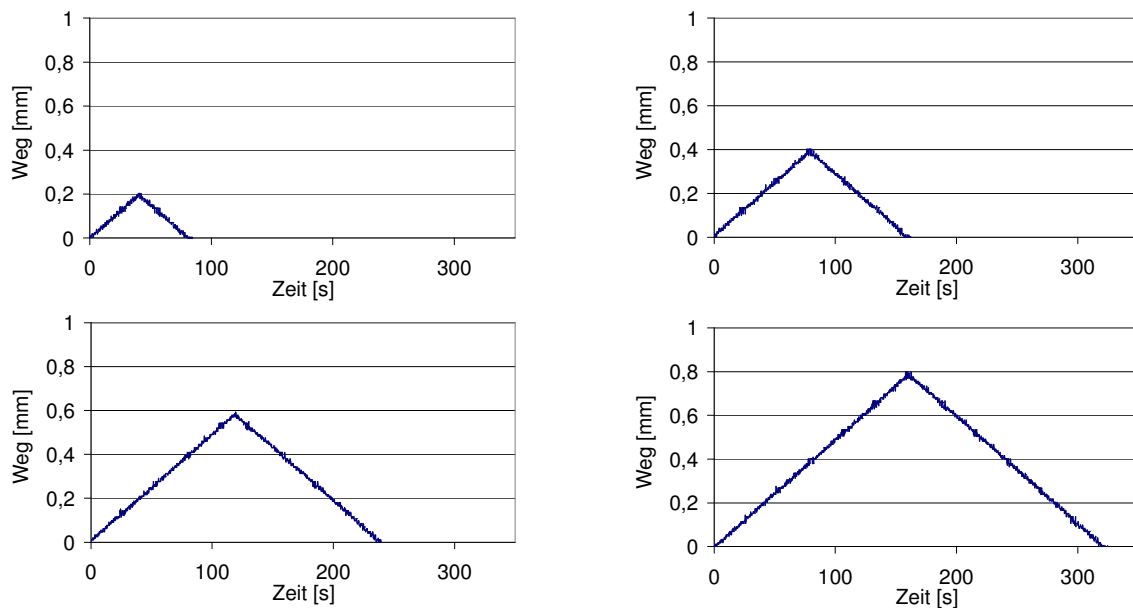


Abb. 7.18: Zeit-Weg-Verlauf, Be- und Entlastungsversuche, Belastungsstufen von 0,2 – 0,4 mm Kolbenweg, Faserorientierung parallel und senkrecht zur Abzugsrichtung

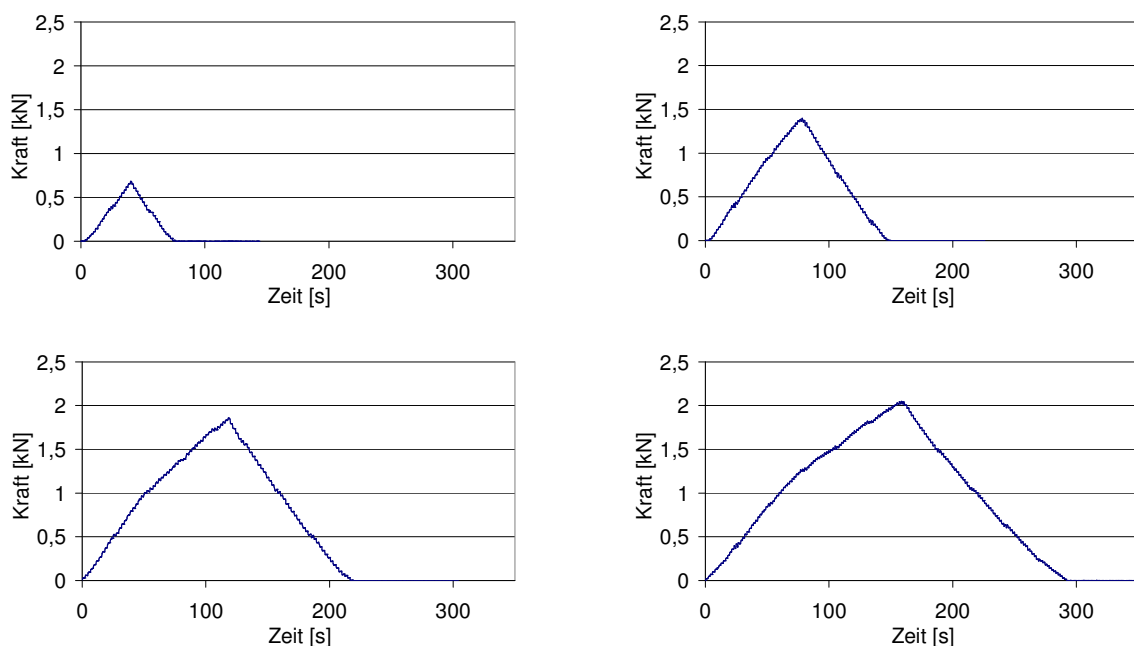


Abb. 7.19: Kraft-Zeit-Verlauf, Be- und Entlastungsversuche, Belastungsstufen von 0,2 – 0,8 mm Kolbenweg, Faserorientierung parallel zur Abzugsrichtung

Aus diesem Grunde wird für jeden Versuch eine zuvor unbelastete Probe verwendet. Der infolge der Belastung auftretende Kraft-Zeit-Verlauf bei Probekörpern mit parallel zur Abzugsrichtung orientierten Fasern bei allen 4 Belastungsstufen ist in Abb. 7.19 dargestellt. Die maximalen Wege lagen zwischen 0,2 und 0,8 mm Kolbenweg. Anhand des Kraft-Zeit-Verlaufes lässt sich bei konstanter Abzugsgeschwindigkeit bereits grob abschätzen, wo der Beginn nichtlinearen Materialverhaltens liegt. Während die Verformung bis 0,2 mm noch durchgehend linear ist, erkennt man spätestens ab einer Kraft von ca. 1 kN den Beginn degressiven Kurvenverhaltens. Inwieweit es sich dabei um nichtlinear elastisches, plastisches oder schädigungsbehaftetes Verhalten handelt bzw. wie groß die einzelnen Anteile jeweils sind, ist anhand dieser Darstellung nicht erkennbar. Betrachtet man im nächsten Schritt die Kraft-Weg-Verläufe bei allen 4 Belastungsstufen zum Einen für die Faserrichtung parallel und zum Anderen senkrecht zur Abzugsrichtung (Abb. 7.20 und Abb. 7.21), erkennt man, dass ab einem maximalen Belastungsweg von 0,4 mm ein bleibender Verformungsanteil nach dem Zurückfahren vorhanden ist. Dieser steigt bei den Längsproben auf ca. 0,15 mm bei 0,8 mm Maximalweg und bei Querproben auf ca. 0,1 mm an. Da eine Belastung von 0,8 mm in der Nähe des Weges von ca. 1 mm bei Versagen der Proben liegt, ist ein signifikanter Schädigungsanteil in den Proben zu vermuten. Dies gilt insbesondere unter dem Aspekt, dass die Längsproben eine größere bleibende Verformung haben als die Querproben. Da die Fasern einen äußerst geringen plastischen Verformungsanteil unter Zugbelastung erreichen, würde man bei einer Belastung quer zu ihnen größere durch die Matrix verursachte irreversible Verformungen erwarten.

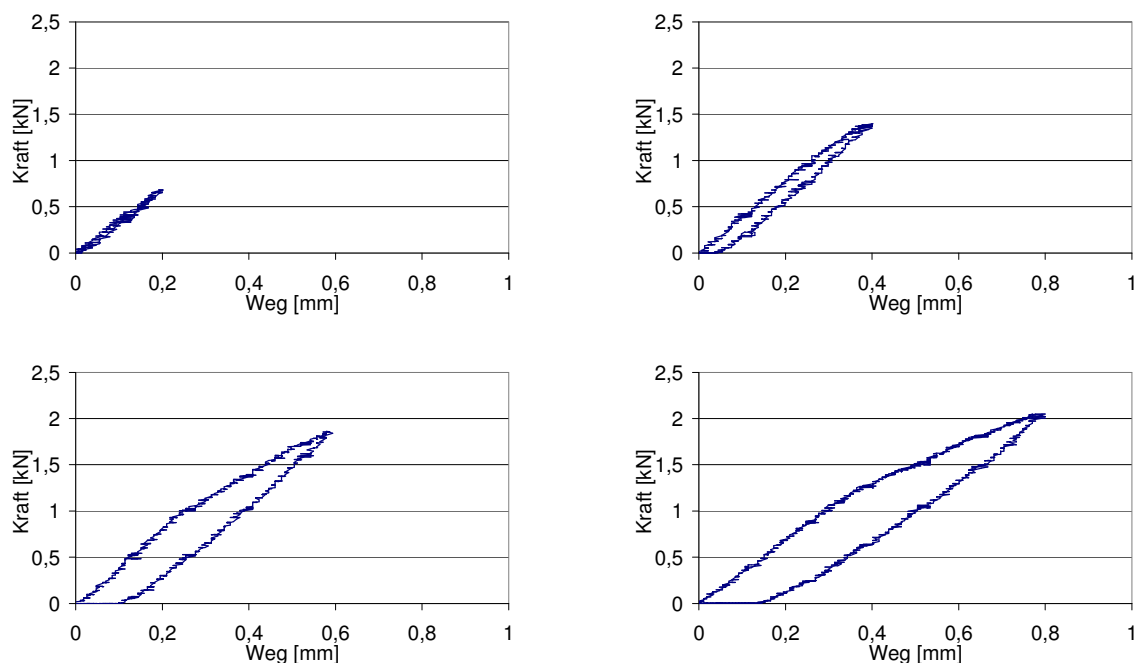


Abb. 7.20: Kraft-Weg-Verlauf, Be- und Entlastungsversuche, Belastungsstufen von 0,2 – 0,8 mm Kolbenweg, Faserorientierung parallel zur Abzugsrichtung



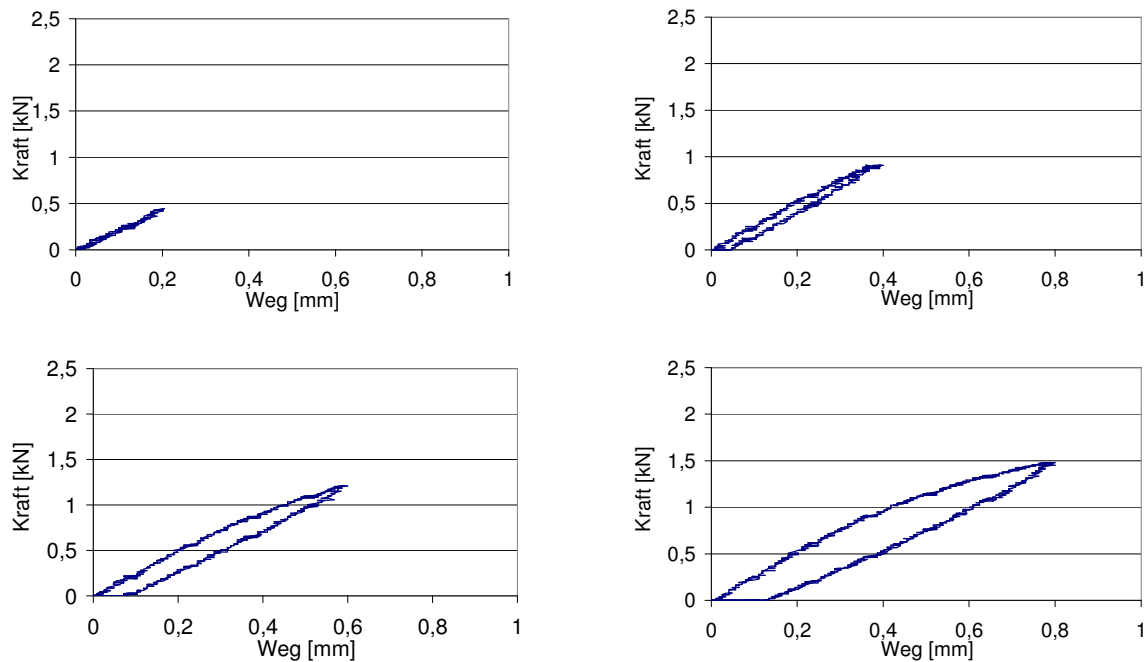


Abb. 7.21: Kraft-Weg-Verlauf, Be- und Entlastungsversuche, Belastungsstufen von 0,2 – 0,8 mm Kolbenweg, Faserorientierung quer zur Abzugsrichtung

Nimmt man allerdings als dominierenden Schädigungsmechanismus für in Zugrichtung eingebettete Fasern den Faserauszug an, ließe sich darauf ein größerer bleibender Verformungsanteil begründen. Die im Falle von Proben mit quer zur Zugrichtung orientierten Fasern auftretende leicht geringere Bruchdehnung vor allem bei hohen Geschwindigkeiten unterstützt diese Vermutung. Für diese Versuchsart ist anzumerken, dass das Zurückfahren des Weges auf null nicht zu negativen Kräften führen konnte, da die Probekörper über eine Zugstange wie im Falle der Hochgeschwindigkeitszugversuche belastet wurden. Aus diesem Grunde wurde eine weitere Versuchsserie mit einem Spannzeug durchgeführt, das auch Druckkräfte aufnehmen kann. Auf Basis dieser neuen Versuchsrandbedingungen besteht eine weitere mögliche Versuchsart in der Abschätzung des plastischen Anteils aus mehrstufigen Belastungsversuchen mit Haltezeit.

Hierbei werden die viskosen Anteile nur über die Haltezeiten heraus gefiltert und nicht während der Be- und Entlastungsphase. Diese erfolgen bei dieser Versuchsanordnung mit 0,1 mm/s Abzugsgeschwindigkeit, also vergleichbar mit der langsamsten Geschwindigkeit der bis zum Bruch der Proben durchgeführten Zugversuche. In Abb. 7.22 sind zwei unterschiedliche Arten von 2-stufigen Relaxationsversuchen an homogenen Zugproben aus PP-LGF 30 dargestellt. Es wurde dieselbe Probeform wie für Hochgeschwindigkeitstests verwendet. Bei der ersten Versuchsform wird zunächst ein integraler Verformungsweg von 0,35 mm mit anschließender Haltezeit von 50 Sekunden auf die Probe aufgebracht. Daraufhin wird die Probe 20 Sekunden lang auf 0,1 mm Weg entlastet, um dann 50 Sekunden lang bis auf einen Verformungsweg von 0,7 mm, also nur knapp 30% unter den beim Versagen der Probe ermittel-

ten Kolbenweg, belastet zu werden. Abschließend wird die Probe wiederum bis auf 0,1 mm entlastet und dort 50 Sekunden lang gehalten.

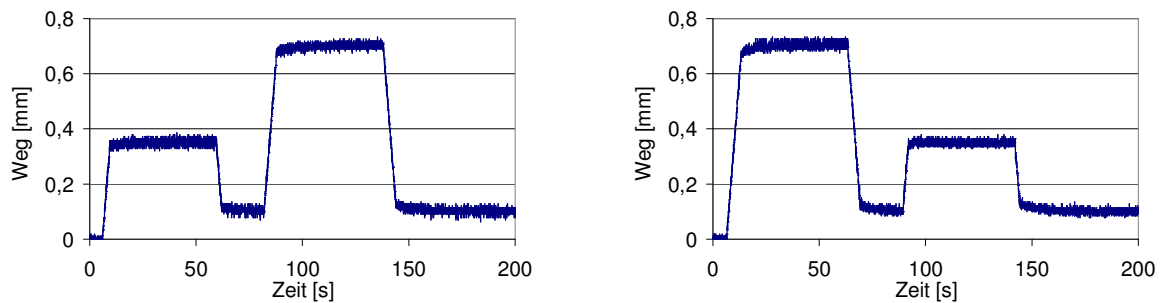
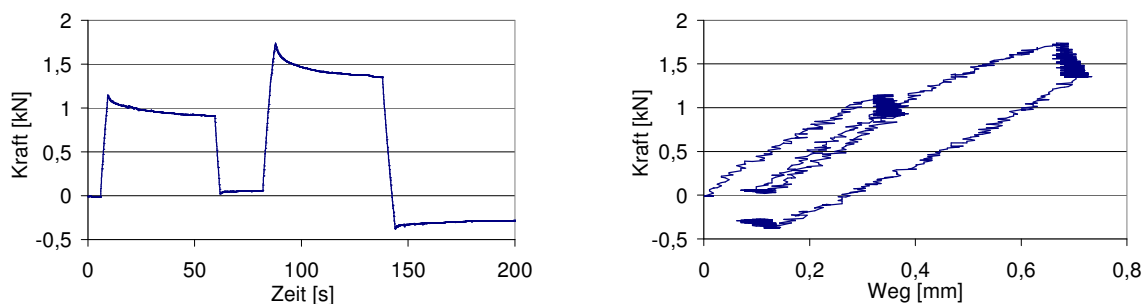


Abb. 7.22: 2-stufiger Relaxationsversuch mit Haltezeiten, oben: Versuchsart 1, unten: Versuchsart 2

Bei der zweiten Versuchsart sind die beiden Belastungsstufen in ihrer Höhe vertauscht. Abb. 7.23 und Abb. 7.24 zeigen die resultierenden Kraft-Zeit- und Kraft-Weg-Verläufe für Fasern parallel bzw. senkrecht zur Abzugsrichtung. Man sieht, dass beim Zurückfahren von 0,7 auf 0,1 mm Belastungsweg eine Druckkraft auf den Probekörper entsteht. Geht man davon aus, dass viskoelastische Effekte während der 50-sekündigen Haltezeit weitgehend aus der Probe eliminiert wurden, sind derartige Vorzeichenänderungen auf durch die maximale Zugbelastung verursachte bleibende, also plastische Verformungen zurück zu führen.

Die Bestimmung der genauen Größenordnung des plastischen Anteils der resultierenden Verformungen bezogen auf bis zum Bruch belastete Proben ist mit diesen Messungen allerdings nicht ohne Weiteres möglich, da sowohl eine erzwungene konstante Belastung mit einer Kraft als auch mit einem Verformungsweg ein unerwünschtes Rutschen in der Einspannung mit sich bringen. Bei Materialien ohne ausgeprägte Streckgrenze behilft man sich daher oft einer anderen Methode. Man bestimmt den Schnittpunkt der Spannungs-Dehnungs-Kurve des Materials mit der linear elastischen Geraden unter der Bedingung, dass diese die X-Achse bei einem festgelegten Dehnungswert ebenfalls schneidet. Das Wertepaar aus dieser festgelegten Dehnung und der zugehörigen Spannung wird als Grenze des rein elastischen Bereichs im Spannungs-Dehnungs-Diagramm definiert.



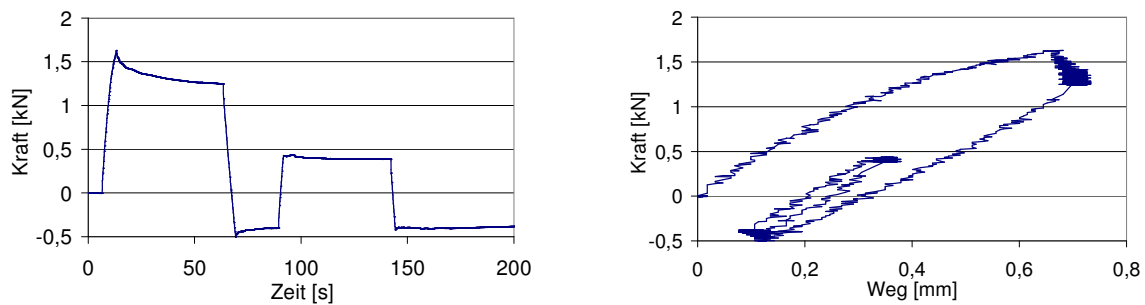


Abb. 7.23: Kraft-Zeit-Verläufe (links) und Kraft-Weg-Verläufe (rechts) für Versuchsart 1 (oben) und Versuchsart 2 (unten), Fasern parallel zur Zugrichtung

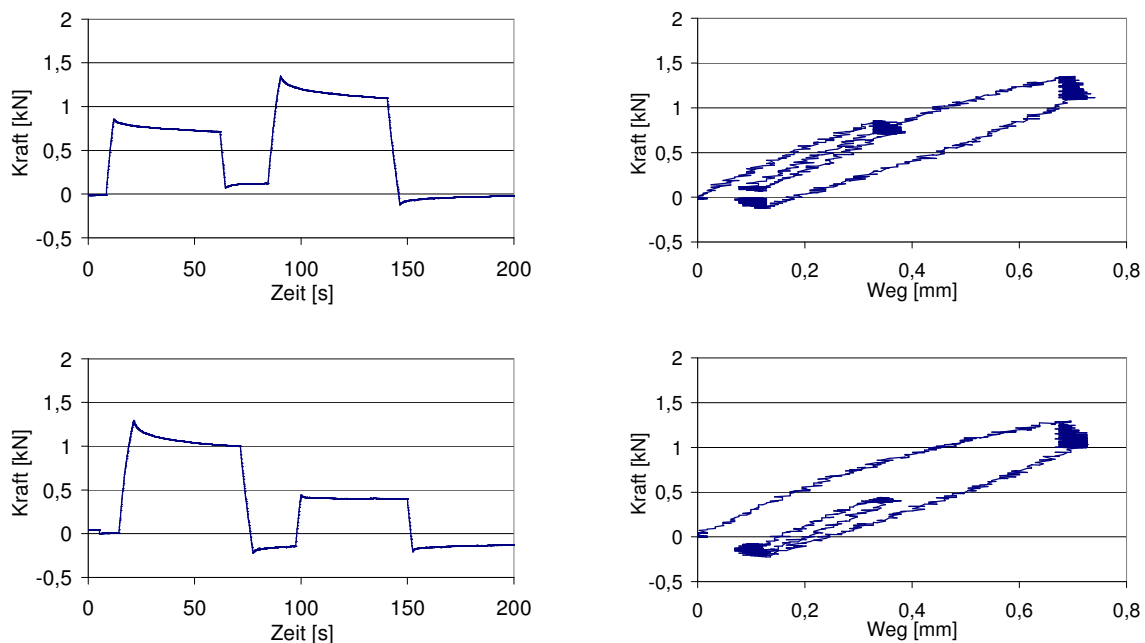


Abb. 7.24: Kraft-Zeit-Verläufe (links) und Kraft-Weg-Verläufe (rechts) für Versuchsart 1 (oben) und Versuchsart 2 (unten), Fasern quer zur Zugrichtung

### 7.5.2 Bestimmung der Fließgrenze über elastische Dehngrenzen

Eine weitere Möglichkeit der Bestimmung des Fließbeginns von Materialien mit schwach ausgeprägten Streckgrenzen ist die Verwendung einer sogenannten Ersatzstreckgrenze [152,153,154]. Es wird ein geringer Dehnbetrag festgelegt, von dem aus der Schnittpunkt der Steigung des linear verlaufenden E-Moduls mit der Spannungs-Dehnungs-Kurve bestimmt wird. Dieser Schnittpunkt gilt dann als Übergang vom rein elastischen zum elasto-plastischen Materialverhalten. Bei Metallen wird hierfür meist ein Dehnbetrag von 0,2% angenommen. Da das in dieser Arbeit untersuchte PP-LGF einen wenig ausgeprägten linear elastischen Bereich aufweist und die Ersatzstreckgrenzen  $R_p 0,1$  und  $R_p 0,2$  insbesondere bei den aus Zugversuchen resultierenden Spannungs-Dehnungs-Diagrammen sehr weit im plastischen Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurven liegen, ist es sinnvoll, den Dehnbetrag zur Bestimmung einer Ersatzstreckgrenze kleiner zu wählen. Aus diesem Grunde

wurde die tatsächlich für die spätere Simulation verwendete Streckgrenze mit Hilfe einer vom Ursprung ausgehenden Gerade ermittelt. Die zu Beginn steiler als die elastische Sekante verlaufenden Kurven legen die Bestimmung des Fließbeginns in dieser Art und Weise nahe. In Abb. 7.25 und Abb. 7.26 sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven aus quasistatischen Zugversuchen von PP-LGF 30 und PP-LGF 40 und die zugehörigen Streckgrenzen dargestellt. Dabei wird wiederum sowohl eine integrale Dehnungsauswertung in Probekörpermitte als auch eine lokale Auswertung am Versagensort berücksichtigt. Zur Bestimmung des Schubmoduls wurden Schubversuche in der Faserebene durchgeführt. Der Schubmodul für die Matrixebene, also der Ebene im Material, in der die Fasern durch ihre dazu orthogonale Ausrichtung nur einen geringen Einfluss auf die Scherfestigkeit haben, wird über den E-Modul quer zur Faserrichtung und die Querdehnzahl in der Matrixebene bestimmt (Gl. 7.5).

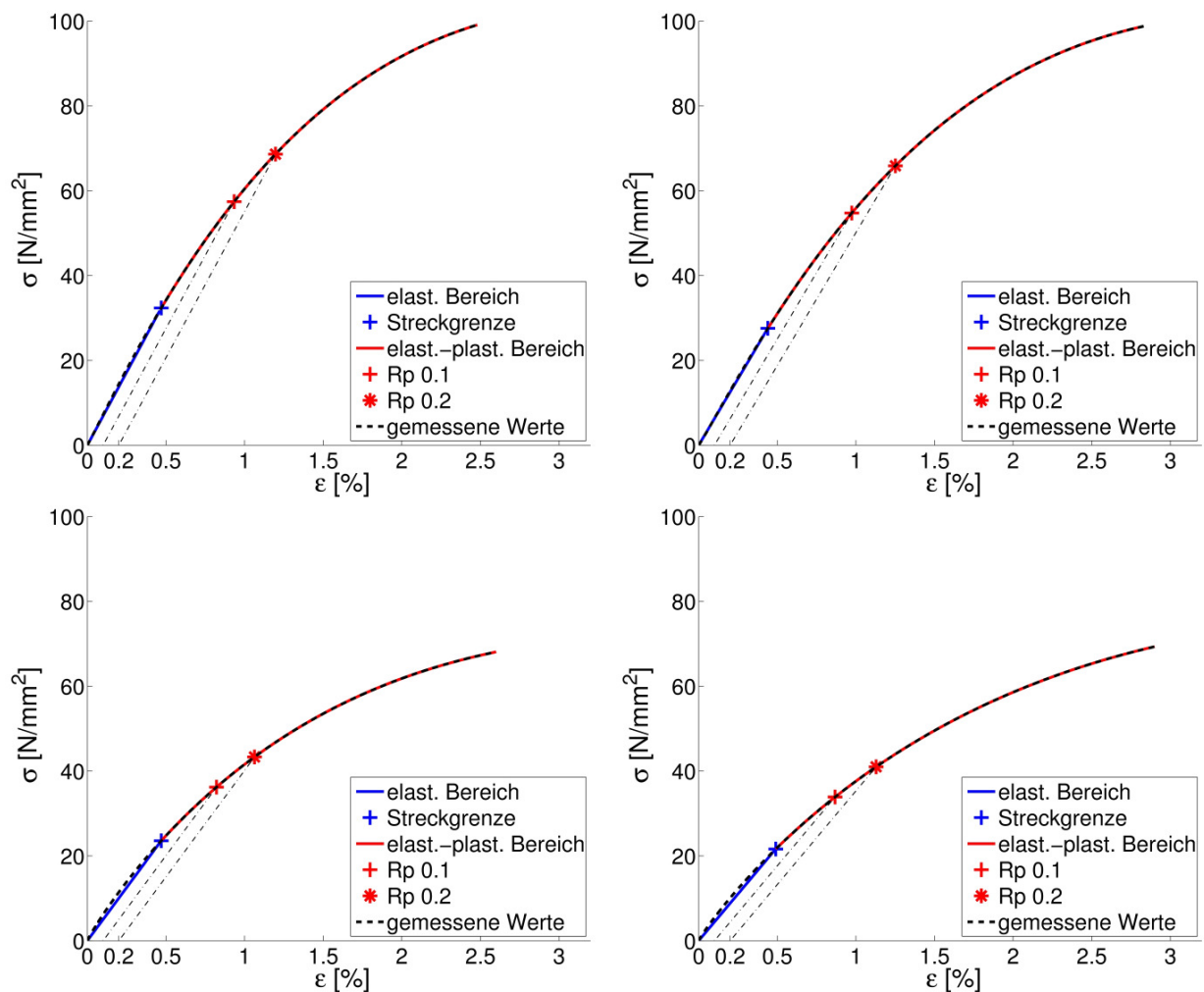


Abb. 7.25: Elastischer und plastischer Bereich der Spannungs-Dehnungs-Beziehung, Darstellung der Streckgrenze und der Ersatzstreckgrenzen Rp 0,1 und Rp 0,2, PP-LGF 30, Faserorientierung in Belastungsrichtung (oben) und quer dazu (unten), integrale Auswertung (links), lokale Auswertung (rechts)

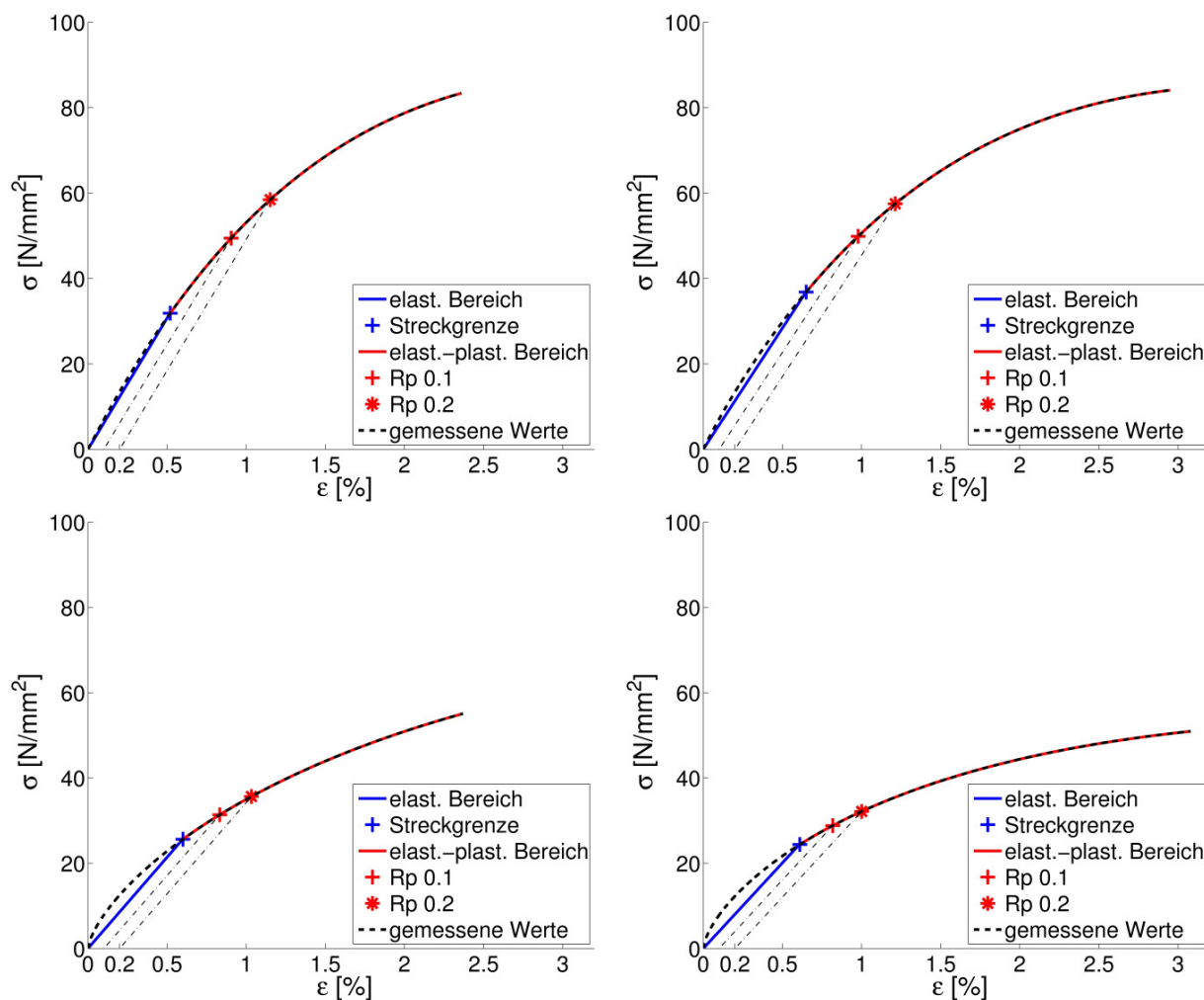


Abb. 7.26: Spannungs-Dehnungs-Beziehung, Darstellung der Streckgrenze und der Ersatzstreckgrenzen Rp 0,1 und Rp 0,2, PP-LGF 40, Faserorientierung in Belastungsrichtung (oben) und quer dazu (unten), integrale Auswertung (links), lokale Auswertung (rechts)

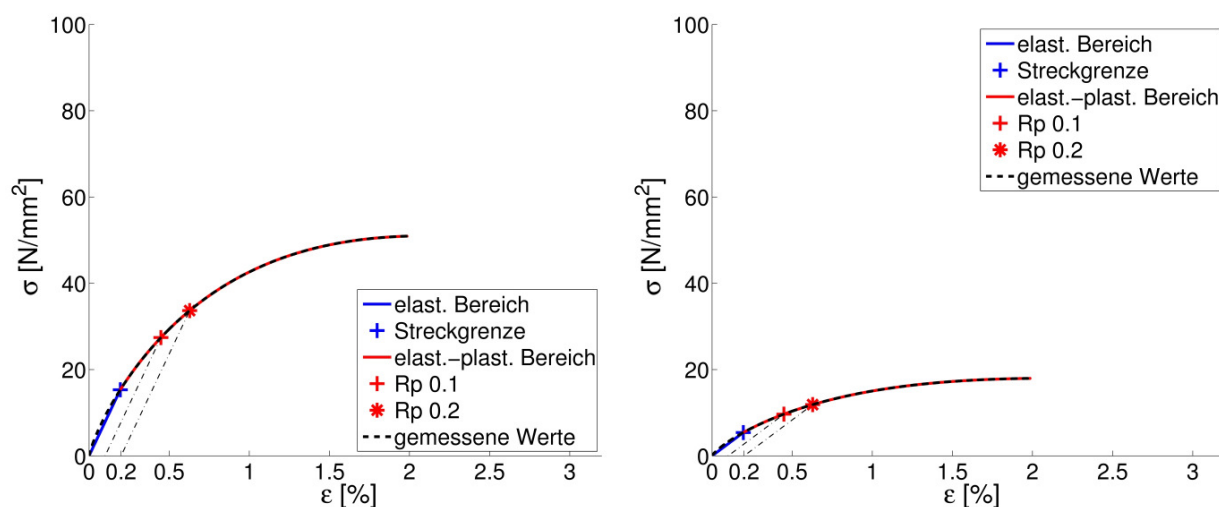


Abb. 7.27: Scherspannungs-Dehnungs-Beziehung, Darstellung der Streckgrenze und der Ersatzstreckgrenzen Rp 0,1 und Rp 0,2, PP-LGF 40, lokale Auswertung, Belastung in Faserebene (links) und in Matrixebene (rechts)

Der elasto-plastische Bereich wird zwecks grafischer Darstellung aufgrund fehlender Messdaten proportional zum Verhältnis der Schubmoduln in Faser- und Matrixebene fortgeführt. Dies ist eine starke Vereinfachung, die aber aufgrund der bei allen Versuchen auftretenden ähnlichen Kurvencharakteristik vertretbar erscheint. In Abb. 7.27 sind die Scherspannungs-Dehnungs-Kurven für Schub in Faser- und in Matrixebene von PP-LGF 40 sowie die zugehörigen Streckgrenzen dargestellt. In den folgenden Tabellen ist der Fließbeginn in Abhängigkeit vom zugrunde gelegten bleibenden Dehnbetrag und der Faserorientierung im zugehörigen Versuch angegeben.

	PP-LGF30	PP-LGF 40
Streckgrenze, $\epsilon_{\text{plast.}} = 0\%$ [N/mm <sup>2</sup> ]	3235	3187
Ersatzstreckgrenze, $\epsilon_{\text{plast.}} = 0,1\%$ [N/mm <sup>2</sup> ]	5742	4944
Ersatzstreckgrenze, $\epsilon_{\text{plast.}} = 0,2\%$ [N/mm <sup>2</sup> ]	6862	5844

Tab. 7.1: Fließspannungen von PP-LGF 30 und PP-LGF 40 im quasistatischen Zugversuch, Faserorientierung in Zugrichtung, Bestimmung des zugrunde liegenden E-Moduls nach DIN 527-1, Fließbeginn bei 0%, 0,1 % und 0,2% plastischer Dehnung

	PP-LGF30	PP-LGF 40
Streckgrenze, $\epsilon_{\text{plast.}} = 0\%$ [N/mm <sup>2</sup> ]	2357	2562
Ersatzstreckgrenze, $\epsilon_{\text{plast.}} = 0,1\%$ [N/mm <sup>2</sup> ]	3621	3134
Ersatzstreckgrenze, $\epsilon_{\text{plast.}} = 0,2\%$ [N/mm <sup>2</sup> ]	4332	3565

Tab. 7.2: Fließspannungen von PP-LGF 30 und PP-LGF 40 im quasistatischen Zugversuch, Faserorientierung quer zur Zugrichtung, Bestimmung des zugrunde liegenden E-Moduls nach DIN 527-1, Fließbeginn bei 0%, 0,1 % und 0,2% plastischer Dehnung

	Faserebene	Matrixebene
Streckgrenze, $\epsilon_{\text{plast.}} = 0\%$ [N/mm <sup>2</sup> ]	1531	540
Ersatzstreckgrenze, $\epsilon_{\text{plast.}} = 0,1\%$ [N/mm <sup>2</sup> ]	2742	967
Ersatzstreckgrenze, $\epsilon_{\text{plast.}} = 0,2\%$ [N/mm <sup>2</sup> ]	3367	1187

Tab. 7.3: Fließspannungen von PP-LGF 40 im quasistatischen Scherversuch, Scherung in Faserebene und in Matrixebene, Bestimmung des zugrunde liegenden G-Moduls vergleichbar zu DIN 527-1, Fließbeginn bei 0%, 0,1 % und 0,2% plastischer Dehnung

## 7.6 Orthotrope Materialkennwerte

### 7.6.1 Elastischer Bereich

Bei langfaserverstärkten Thermoplasten liegt mit der Einschränkung der Berücksichtigung einer zusätzlichen Querdehnzahl in guter Näherung transversal isotropes Materialverhalten vor [48]. Aufbauend auf der Eingabematrix des Programmsystems ABAQUS für transversal isotropes elastisches Materialverhalten wird in diesem Kapitel die Bestimmung der Kennwerte aus den zuvor beschriebenen Versuchsergebnissen für den elastischen Bereich erläutert. Hierzu werden die richtungsabhängigen E-Moduln und Querdehnzahlen ermittelt. Man erhält aus Zugversuchen vier der fünf

unabhängigen Elastizitätskonstanten. Diese sind der E-Modul für Zug in Faserlängsrichtung und der E-Modul für Zug quer zur Faserrichtung. Hinzu kommen zwei der drei Querdehnzahlen. Dabei sind zwei grundsätzliche Fälle bei ihrer Ermittlung zu unterscheiden. Zum Einen muss die Querdehnung in der Isotropieebene bestimmt werden, da diese sich nicht über einen der anderen experimentell ermittelten Parameter bestimmen lässt. Zum Anderen benötigt man zusätzlich eine der Querdehnungen in Faserebene. Zur Bestimmung der Querkontraktion in der Isotropieebene müssen, wie zuvor erwähnt, Zugversuche an Proben mit quer zur Abzugsrichtung orientierten Fasern auf deren Schmalseite betrachtet werden (127). Aus Schubversuchen ergibt sich der Schubmodul für Scherung in der Faserebene. Durch Umrechnung der Ingenieurkennwerte in die entsprechenden Komponenten des Elastizitätstensors erhält man die vollständige Materialbeschreibung für transversal isotrope Elastizität. Insgesamt erhält man 7 unterschiedliche Zahlenwerte für elastische Kenngrößen, von denen wie angesprochen 5 unabhängig voneinander sind. Dabei ist zu beachten, dass folgende Beziehung zwischen den Querkontraktionen in Faserrichtung und derjenigen senkrecht dazu besteht:

$$\nu_{12}(\nu_{21}) = \frac{\nu_{21} \cdot E_{11}}{E_{22}} \quad (\text{Gl. 7.1})$$

$E_{22}$  = E-Modul in Faserrichtung;  $E_{11}$  = E-Modul senkrecht zur Faserrichtung;  $\nu_{12}$  = Querkontraktion in Faserrichtung;  $\nu_{21}$  = Querkontraktion senkrecht zur Faserrichtung

Da beide Kennwerte direkt aus Versuchen gemessen wurden, kann so überprüft werden, inwieweit das transversal isotrope Materialmodell auf das betrachtete Material zutrifft bzw. wie gut die Messungen und die daraus erfolgte Bestimmung der Querdehnzahl kalibriert sind. Während im Falle von PP-LGF 40 eine Berechnung beider Querdehnzahlen aus den jeweils anderen eine gute Übereinstimmung mit dem jeweiligen Messergebnis erzielt, weicht beim PP-LGF 30 das jeweilige Ergebnis deutlich von dem entsprechenden Messwert ab. Aus diesem Grunde wurde weder die Querkontraktion in Faserrichtung noch diejenige quer dazu als fester Wert angenommen. Vielmehr wurde eine Neuberechnung auf Basis einer Abschätzung der Höhe der Abweichungen von Erwartungswerten der Querkontraktion in Faserrichtung und derjenigen quer dazu durchgeführt. Dabei geht der Messwert der Querkontraktion in Faserrichtung mit 2-facher Gewichtung im Verhältnis zu derjenigen quer dazu in die Neuberechnung ein:

$$\nu_{12}^{Neu} = \frac{2 \cdot \nu_{12} + \nu_{12}(\nu_{21})}{3} \quad (\text{Gl. 7.2})$$

Der neue Wert für die Querkontraktion senkrecht zur Faserrichtung ergibt sich durch Einsetzen des zuvor berechneten Wertes für die Querkontraktion in Faserrichtung in (Gl. 7.1).

$$\nu_{21}^{Neu} = \nu_{21}(\nu_{12}^{Neu}) \quad (\text{Gl. 7.3})$$

Im Falle der Schubversuche wurden in 6.5.4 zwei Versuchsarten für Scherung in Faserebene vorgestellt. Die daraus resultierenden Spannungs-Dehnungs-Kurven weichen insbesondere im elastischen Bereich deutlich voneinander ab. Da für transversale Isotropie und Orthotropie der Schubmodul für die betrachteten Versuchsarten identisch ist, wird das arithmetische Mittel der beiden Schubmoduln für weitere Berechnungen angesetzt:

$$G_{12,neu} = (G_{12} + G_{21}) / 2 \quad (\text{Gl. 7.4})$$

$G_{12}$  = Schubmodul in Faserebene

Der nicht in Versuchen gemessene Schubmodul in der Matrixebene ergibt sich aus folgender Beziehung:

$$G_{13} = E_{11} / 2 \cdot (1 + \nu_{13}) \quad (\text{Gl. 7.5})$$

$G_{13}$  = Schubmodul in der Isotropie- bzw. Matrixebene

Die ausführliche Darstellung der Spannungs-Dehnungs-Beziehung für orthotrope Elastizität unter Berücksichtigung der direkt aus Werkstoffuntersuchungen ermittelten E-Moduln, Querdehnzahlen und Schubmoduln lautet:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_{11}} & \frac{-\nu_{21}}{E_{22}} & \frac{-\nu_{31}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & \frac{-\nu_{32}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{13}}{E_{11}} & \frac{-\nu_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{Gl. 7.6})$$

$\nu_{13}$  = Querkontraktion in der Isotropie- bzw. Matrixebene

Da in dieser Arbeit die 2-Richtung als Hauptfaserorientierungsrichtung definiert ist, gilt, dass  $E_{11} = E_{33}$  und  $G_{12} = G_{23}$  ist, sowie dass die Nachgiebigkeitsmatrix in Gl. 7.6 symmetrisch wird.



Für den dadurch entstehenden Fall transversaler Isotropie müssen zudem bestimmte Stabilitätskriterien eingehalten werden [33,24,155]. Diese lauten wie folgt:

$$E_{11}, E_{22}, G_{13}, G_{12} > 0 \quad (\text{Gl. 7.7})$$

$$|\nu_{13}| < 1 \quad (\text{Gl. 7.8})$$

$$|\nu_{12}| < (E_{11} / E_{22})^{0,5} \quad (\text{Gl. 7.9})$$

$$|\nu_{21}| < (E_{22} / E_{11})^{0,5} \quad (\text{Gl. 7.10})$$

$$1 - \nu_{13}^2 - 2\nu_{21}\nu_{12} - 2\nu_{13}\nu_{21}\nu_{12} > 0 \quad (\text{Gl. 7.11})$$

Da im Rahmen dieser Arbeit eine Messung des Schubmoduls aus PP-LGF 30-Probematerial nicht durchgeführt wurde, wird zur Abschätzung seines Schubmoduls in Faserebene eine Abminderung auf Basis des Verhältnisses der Eingabewerte für Schub-Moduln von PP-LGF 30 und PP-LGF 40, wie sie in Materialdatenbanken vorliegen durchgeführt. Daraus ergibt sich ein Wert für den Schubmodul von PP-LGF 30 in Höhe von 75% des Wertes von PP-LGF 40. Die resultierenden 7 zahlenmäßig unterschiedlichen Materialkennwerte für transversal isotrope Elastizität von PP-LGF 30 und PP-LGF 40 sind in folgender Tabelle dargestellt:

	<b>PP-LGF 30</b>	<b>PP-LGF 40</b>
E-Modul in Faserrichtung: $E_{22}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	6889	6142
E-Modul quer zur Faserrichtung: $E_{11}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	5020	4279
Schubmodul in Faserebene: $G_{12}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	2950	3933
Schubmodul in Matrixebene: $G_{13}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	1681	1387
Querkontraktion in Faserrichtung: $\nu_{12}$ [-]	0,295	0,233
Querkontraktion quer zur Faserrichtung: $\nu_{21}$ [-]	0,406	0,334
Querkontraktion in Matrixebene: $\nu_{13}$ [-]	0,493	0,543

Tab. 7.4: Materialkennwerte von PP-LGF, transversal isotrope Elastizität

Man sieht, dass sich die Kennwerte der beiden in dieser Arbeit untersuchten Langfasermaterialien in Teilen deutlich voneinander unterscheiden. Während die Abweichungen der Moduln zwischen 10 und 30% betragen, liegen die Werte für die Querdehnzahl in Matrixebene beim PP-LGF 30 ca. 10% niedriger. Im Falle der beiden anderen Querkontraktionszahlen liegt der Wert von PP-LGF 40 jeweils gut 15% unter dem von PP-LGF 30. Auffallend sind, wie bereits angesprochen, die niedrigeren Werte für die beiden E-Moduln von PP-LGF 40. Es sei an dieser Stelle nochmals an-

gemerkt, dass es sich bei der Anwendung der angegebenen Kennwerte nur um ein annähernd transversal isotropes Modell handelt, da es statt fünf, sechs voneinander unabhängige, weil gemessene Kennwerte gibt.

### 7.6.2 Orthotropes Fließkriterium nach Hill

Während im vorhergehenden Kapitel die leicht modifizierte transversale Isotropie für den elastischen Bereich beschrieben wurde, soll hier das orthotrope Fließkriterium von Hill [14,17,148,156] kurz in der Theorie dargestellt und anschließend unter Verwendung der Versuchsergebnisse an PP-LGF 40 angewandt werden. Es stellt einen Sonderfall der anisotropen Fließbedingung nach Edelman und Drucker dar [157,158] und ist eine Generalisierung der von Mises'schen Fließbedingung zur Abbildung orthotropen Fließens. Die allgemeine quadratische Fließfunktion lautet dabei:

$$\frac{1}{2} C_{ijkl} \sigma_{ij} \sigma_{kl} = 1 \quad (\text{Gl. 7.12})$$

Die auf Orthotropie umformulierte Fließbedingung ergibt sich zu:

$$F(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + G(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + 2L\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{23}^2 + 2N\sigma_{13}^2 = 1 \quad (\text{Gl. 7.13})$$

Die Skalare F,G,H,L,M und N beschreiben den Zustand der orthotropen Verfestigung. Man erhält sie über eine Bestimmung der Zug- und Schubfließspannungen aus experimentell ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven. Es ergibt sich folgende Abhängigkeit der Hill-Parameter von den richtungsabhängigen Fließspannungen:

$$F + H = 1/\sigma_{F_{11}}^2 \quad (\text{Gl. 7.14})$$

$$F + G = 1/\sigma_{F_{22}}^2 \quad (\text{Gl. 7.15})$$

$$G + H = 1/\sigma_{F_{33}}^2 \quad (\text{Gl. 7.16})$$

$$L = 1/2\sigma_{F_{12}}^2 \quad (\text{Gl. 7.17})$$

$$M = 1/2\sigma_{F_{23}}^2 \quad (\text{Gl. 7.18})$$

$$N = 1/2\sigma_{F_{13}}^2 \quad (\text{Gl. 7.19})$$

Als Eingabewerte für kommerzielle FE-Programme werden im Allgemeinen nicht die soeben angegebenen Hill-Parameter verlangt, sondern die Verhältnisse der orthotropen Fließspannungen für alle Hauptrichtungen bzw. alle drei Scherebenen. Dabei wird die Fließspannung für Zugbelastung in einer der drei Raumrichtungen als Referenzwert betrachtet. In dieser Arbeit werden die Verhältnisse der Spannungen bei  $R_p 0,2$  als Bezugsgröße betrachtet, um eine bessere Abbildung des gesamten Verlaufs der plastischen Dehnungen zu gewährleisten. Es liegt nicht für alle Raumrichtungen ein zueinander proportionaler Verlauf der jeweiligen Spannungs-Dehnungs-Kurve ausgehend von der Streckgrenze vor. Diese Tatsache wird über die Wahl von  $R_p 0,2$  als Basiswert für die Berechnung der Hill-Parameter abgemindert. Eine Verwendung der Fließkurven für Schub in der Faser- oder Matrixebene als Bezugsgröße für die Hill-Parameter erscheint aufgrund der größeren Unsicherheiten auf der experimentellen Seite und der damit einhergehenden weniger zuverlässigen Versuchsergebnisse ungeeignet und wird daher in dieser Arbeit nicht weiter untersucht. Es werden also als Bezugsgröße für die Hill-Parameter vergleichend die Spannungswerte der Ersatzstreckgrenze für Zug quer und längs zur Faserrichtung angenommen. In den folgenden Tabellen sind jeweils die resultierenden Eingabeparameter von PP-LGF 40 für das Hill-Kriterium in ABAQUS angegeben. Aufgrund der Existenz einer Isotropieebene ergeben sich nur 4 statt 6 unterschiedliche Parameter.

$R_{\parallel}$	1,645
$R_{\perp}$	1
$R_{F;}$	1,636
$R_M$	0,577

Tab. 7.5: Eingabewerte für das Hill-Kriterium in ABAQUS, Referenzspannung:  $R_{p0,2}$  für Zug quer zur Faserrichtung, PP-LGF 40

$R_{\parallel}$	1
$R_{\perp}$	0.61
$R_{F;}$	0,998
$R_M$	0,352

Tab. 7.6: Eingabewerte für das Hill-Kriterium in ABAQUS, Referenzspannung:  $R_{p0,2}$  für Zug in Faserrichtung, PP-LGF 40

$R_{\parallel}$  = Verhältnis der Ersatzstreckgrenzen für Zug/Druck in Faserrichtung;  $R_{\perp}$  = Verhältnis der Ersatzstreckgrenzen für Zug/Druck quer zur Faserrichtung;  $R_{F;}$  = Verhältnis der Ersatzstreckgrenzen für Schub in Faserebene;  $R_M$  = Verhältnis der Ersatzstreckgrenzen für Schub in Matrixebene

Die bis hierhin ermittelten Materialkennwerte dienen als Datengrundlage für die Simulation orthotrop elasto-plastischen Materialverhaltens. Im weiteren Verlauf der Arbeit werden Simulationsergebnisse an einer gelochten Zugprobe und an der 45°-Variante des Bauteildemonstrators zu Validierungszwecken vorgestellt. Da eine Erweiterung der orthotropen Elasto-Plastizität auf orthotrope Visko-Elasto-Plastizität in 3D im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt wurde, wird der Aspekt der Viskosität, also der Dehnratenabhängigkeit des Materials, im Folgenden mittels einer Parameteridentifikation für eindimensionale Stoffmodelle untersucht.

## 7.7 Beschreibung des zeitabhängigen Materialverhaltens

### 7.7.1 Elasto-Plastisches Modell in 1D

Zur Quantifizierung der viskosen Spannungen, welche infolge einer steigenden Abzugsgeschwindigkeit und damit Dehnraten innerhalb des Materials vorhanden sind, wird wiederum die Methode der kleinsten Fehlerquadrate (Gl. 6.14) unter Anwendung des Levenberg-Marquardt-Verfahrens (Gl. 6.22) genutzt. Dabei werden in einem ersten Identifikationsschritt die Materialparameter für isotrope Verfestigung an 1D-Versuchskurven bestimmt. Der zuvor ermittelte E-Modul und die Streckgrenze gehen dabei als feste Größen ein. Im zweiten Schritt werden die Viskositäten und zugehörigen Relaxationszeiten einer Prony-Reihe mit 4 Maxwell-Elementen innerhalb eines Optimierungsdurchgangs bestimmt. Die elasto-plastischen Parameter werden dabei entsprechend der vorhergehenden Ergebnisse fest gehalten. Unter Annahme einer konstanten, positiven Dehnraten gilt für die nichtlineare Verfestigungsgleichung:

$$\sigma(\varepsilon_{pl}) = y_0 + H \cdot \varepsilon_{pl} \cdot \sqrt{2/3} + (y_\infty - y_0) \cdot [1 - \exp(-\omega \cdot \varepsilon_{pl} \cdot \sqrt{2/3})] \quad (\text{Gl. 7.20})$$

$y_0$  = Fließgrenze;  $y_\infty$  = Sättigungsverfestigung ; H = linearer Verfestigungsmodul;  $\omega$  = exponentieller Verfestigungsmodul

In der folgenden Tabelle sind die resultierenden Materialparameter für 1D-Elastoplastizität mit nichtlinearer Verfestigung am Beispiel der quasistatischen Messkurven von PP-LGF 30 und 40 für die lokale Auswertung der Zugversuche in Faserrichtung angegeben.

	E-Modul [N/mm <sup>2</sup> ]	$Y_0$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$y_\infty$ [N/mm <sup>2</sup> ]	H	$\omega$
PP-LGF 30	6.267	27,56	87,12	887	415
PP-LGF 40	5.676	36,83	72,00	875	362

Tab. 7.7: Materialparameter für Elasto-Plastizität mit isotroper, nichtlinearer Verfestigung, Identifikation an lokal ermittelten Messkurven

In Abb. 7.28 erkennt man, dass der gewählte elasto-plastische Ansatz eine gute Übereinstimmung der Messdaten mit der simulierten Kurve gewährleistet.

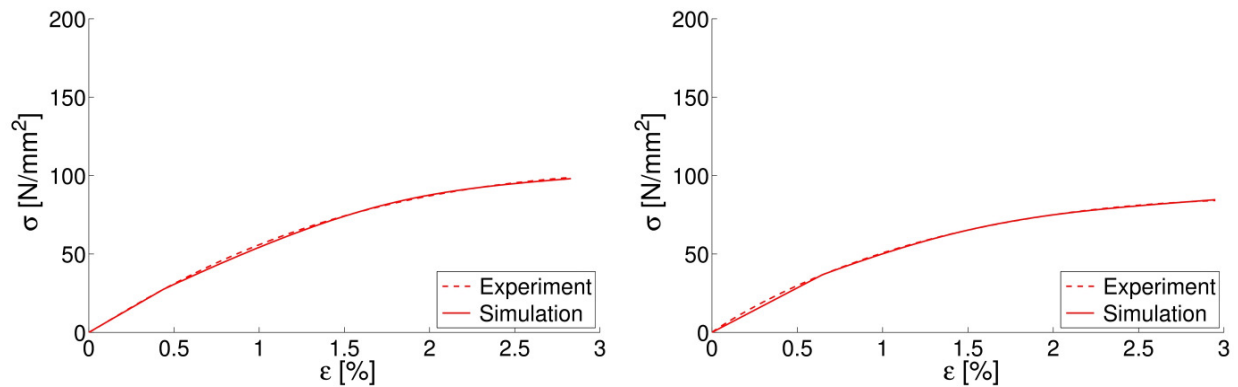


Abb. 7.28: Vergleich quasistatischer Messwerte mit elasto-plastischer Simulationskurve, Zugbelastung in Faserrichtung, lokale Auswertung, PP-LGF 30 (links) und PP-LGF 40 (rechts).

### 7.7.2 Visko-Elasto-Plastisches Modell in 1D

Aufbauend auf den Ergebnissen der Identifikation der Verfestigungsparameter werden auf Basis einer Prony-Reihe mit 4 Relaxationsmoduln die viskosen Spannungsanteile der Messkurven bei höheren Dehnraten angenähert [21]. Dabei setzen sich die resultierenden Spannungen für den gesamten Verformungsbereich aus der Summe der elastischen und der viskosen Anteile zusammen:

$$\sigma_{ges} = \sigma_{el} + \sigma_v \quad (\text{Gl. 7.21})$$

Abhängig von der wiederum als über die Versuchsdauer konstant angenommenen Dehnrates ergeben sich die viskosen Spannungsanteile einer Versuchskurve aus den Parametern der vier Relaxationsmoduln. Diese sind für alle simulierten Kurven gleich, da alle Messkurven innerhalb des Optimierungsvorgangs berücksichtigt wurden. Es ergibt sich somit folgende Vorschrift für die viskosen Spannungsanteile:

$$\sigma_v(t) = \dot{\epsilon} \cdot \sum_{i=1}^4 \eta_i \cdot [1 - \exp(-t / \tau_i)] \quad (\text{Gl. 7.22})$$

$\dot{\epsilon}$  = Dehnrates des einer Messkurve zugrunde liegenden Versuchs;  $\eta_i$  = Viskosität des i-ten Dämpfers,  $\tau_i$  = Relaxationszeit des i-ten Dämpfers

Da bei der Bestimmung der Dehnrates bei 3,16 und 10 m/s Abzugsgeschwindigkeit unvermeidliche Messungenauigkeiten und Streuungen auftraten, konnten in einigen Fällen mit den in Kapitel 7 angegebenen Messwerten der Dehnrates bei hohen Geschwindigkeiten keine zufriedenstellenden Ergebnisse für die Annäherung der simulierten Kurven erzielt werden. Aus diesem Grunde wurden die beiden höchsten Dehnrates auf der Grundlage des Mittelwertes der Abweichungen der drei langsameren lokal gemessenen Dehnrates von der technischen Dehnrates bestimmt:

$$\xi = \frac{1}{6} \cdot \sum_{i=1}^6 \frac{\dot{\epsilon}_{mess}}{\dot{\epsilon}_{tech}} \quad (\text{Gl. 7.23})$$

$\xi$  = Abweichungsfaktor der Dehnraten;  $\dot{\epsilon}_{mess}$  = lokal gemessene Dehnraten;  $\dot{\epsilon}_{tech}$  = technische Dehnraten

Dabei wurden jeweils die Dehnraten der Längs- und Querrichtung für die Bestimmung des Faktors eines Materials für die lokale bzw. gemittelte Auswertung herangezogen. Es ergeben sich demnach insgesamt vier Abweichungsfaktoren. Diese und die daraus resultierenden Dehnraten für die beiden hohen Abzugsgeschwindigkeiten sind in Tab. 7.8 dargestellt.

	PP-LGF 30, lok.	PP-LGF 30, int.	PP-LGF 40, lok.	PP-LGF 40, int.
$\xi$	1,153	1,058	1,355	1,152
$\dot{\epsilon}$ (3,16 m/s)	84,197	77,23	98,92	84,11
$\dot{\epsilon}$ (10 m/s)	268,74	246,50	315,73	268,45

Tab. 7.8: gemittelte Abweichungsfaktoren der drei kleineren Dehnraten, resultierende Dehnraten für hohe Abzugsgeschwindigkeiten, Zugversuche längs und quer

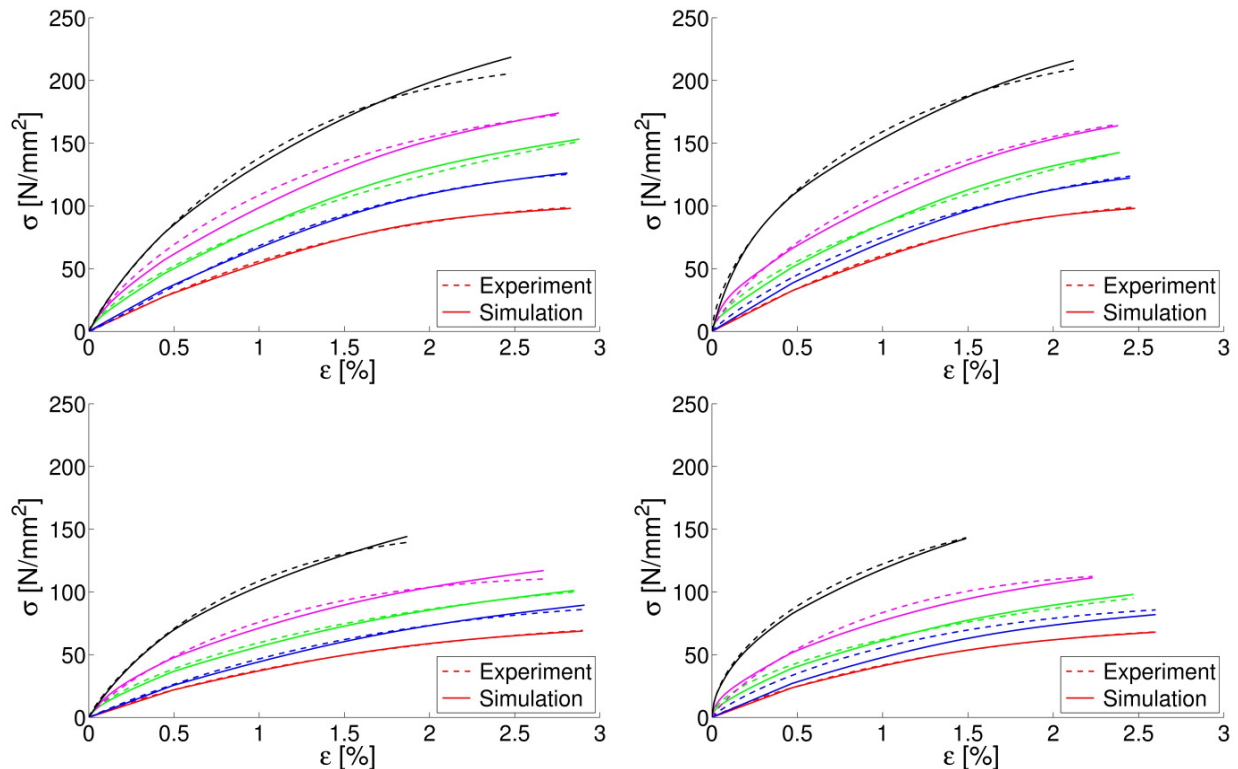


Abb. 7.29: Vergleich gemessener und simulierter Dehnratenspektren, PP-LGF 30, Fasern in Zugrichtung (oben), Fasern quer zur Zugrichtung (unten), lokale Auswertung am Versagensort (links), gemittelte Dehnung in Probenmitte (rechts)

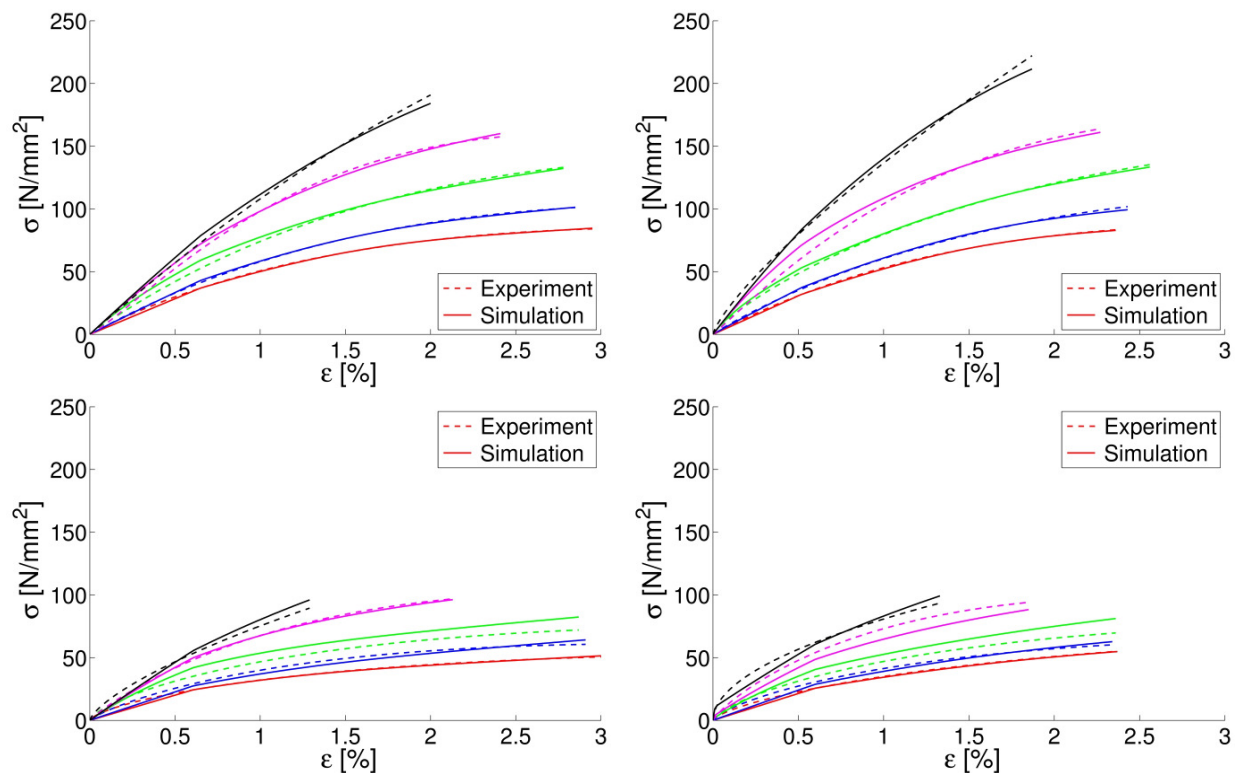


Abb. 7.30: Vergleich gemessener und simulierter Dehnratenspektren, PP-LGF 40, Fasern in Zugrichtung (oben), Fasern quer zur Zugrichtung (unten), lokale Auswertung am Versagensort (links), gemittelte Dehnung in Probenmitte (rechts)

In Abb. 7.29 und Abb. 7.30 werden die gemessenen und die mit vier Relaxationsmoduln angenäherten Kurvenscharen eines Dehnratenspektrums der beiden Materialien dargestellt. Dabei wird wiederum wie in Kapitel 6 zwischen der Orientierung der Fasern zur Zugrichtung und der lokalen bzw. in Probekörpermitte gemittelten Dehnungsauswertung unterschieden. Die zugehörigen Parameter der Relaxationsmoduln sind in Tab. 7.9 zusammengefasst. Vor allem für die Messkurven der Zugversuche in Faserrichtung ergibt sich sowohl für PP-LGF 30 als auch PP-LGF 40 eine gute Übereinstimmung der experimentellen und simulierten Kurvenscharen.

	$\eta_1$	$\tau_1$	$\eta_2$	$\tau_2$	$\eta_3$	$\tau_3$	$\eta_4$	$\tau_4$
30_laengs_lokal	279	0,217	15,75	0,176	0,322	0,00011	0,158	0,000011
30_laengs_integral	279	0,223	15,79	0,177	0,259	0,000006	0,204	0,000096
30_quer_lokal	2227	3,69	1727	15,22	0,226	0,000085	0,149	0,000011
30_quer_integral	118	0,154	0,232	0,00005	0,112	0,000004	0,040	0,0000003
40_laengs_lokal	274	0,528	11,39	0,0171	7,35	0,209	0,561	0,000097
40_laengs_integral	273	0,529	15,03	0,0187	7,009	0,2045	0,582	0,000057
40_quer_lokal	274	0,5707	5,24	0,232	0,446	0,000086	0,00001	0,01008
40_quer_integral	51,80	0,089	0,327	0,00008	0,036	0,0000002	0,00001	0,00135

Tab. 7.9: Parametersätze der Relaxationsmoduln

Bei den Messkurven von PP-LGF 40 für Zugversuche quer zur Faserrichtung fällt auf, dass der Abstand zwischen der bei 1 m/s und 3,16 m/s Abzugsgeschwindigkeit gemessenen Kurven sehr groß im Vergleich zu den anderen Kurven untereinander ist. Da alle Kurven gleichzeitig mit in die Optimierung der Relaxationsparameter einfließen, kann dieser Abstand nicht perfekt abgebildet werden. Man erkennt, dass vor allem die simulierten Kurven dieser beiden Geschwindigkeiten dazu tendieren, sich zwischen die Messkurven zu legen. Besonders deutlich wird dies bei den Messkurven, die mit gemittelten Dehnungswerten bestimmt wurden. Da die viskosen Spannungen sowohl auf den elastischen als auch den elasto-plastischen Bereich der Kurven addiert werden, trennen sich die simulierten Kurven bei optimaler Bestimmung der Parameter bereits früh im elastischen Bereich. Dies ist allerdings wiederum von der Qualität der Messwerte abhängig. Es ergeben sich teilweise für die viskosen Parameter Ergebnisse, die zu Simulationskurven führen, welche im elastischen Bereich übereinander liegen. Insgesamt lässt sich sagen, dass der hier vorgestellte Ansatz eine Möglichkeit bietet, die zeitabhängigen Vorgänge in PP-LGF für einsinnige Zugbelastung mit einer guten Genauigkeit zu quantifizieren.



## 8. Simulation und Validierung

### 8.1 Verifikation für orthotrope Elasto-Plastizität

Zur Überprüfung der grundsätzlichen Anwendbarkeit des orthotrop elasto-plastischen Werkstoffmodells unter Berücksichtigung des Hill-Kriteriums werden an einelementigen Beispielen die aus homogenen Spannungszuständen resultierenden Spannungs-Dehnungs-Verläufe ermittelt und mit den entsprechenden an PP-LGF 40 ermittelten Versuchskurven verglichen. Auf diese Art und Weise können grobe Fehler bei den Eingabewerten und den Modellvorstellungen vermieden werden. Im Folgenden werden die an einelementigen Simulationen ermittelten Spannungs-Dehnungskurven für reinen Zug in Faserrichtung und quer dazu sowie für reinen Schub in der Faser- und Matrixebene mit den entsprechenden Versuchskurven verglichen. Dabei dient, wie in Kapitel 7.6.2 bereits erwähnt, der experimentell ermittelte Spannungs-Dehnungsverlauf für quasistatischen Zug quer oder längs zur Faserrichtung als Datengrundlage für den Beginn der Plastizität und den weiteren Zuwachs der plastischen Verformungsanteile mit zunehmender Belastung. Es zeigt sich, dass die Simulationskurve für Zug quer und längs in Abhängigkeit der gewählten Referenzkurve nach Hill mit der Versuchskurve im plastischen Bereich zusammenfällt.

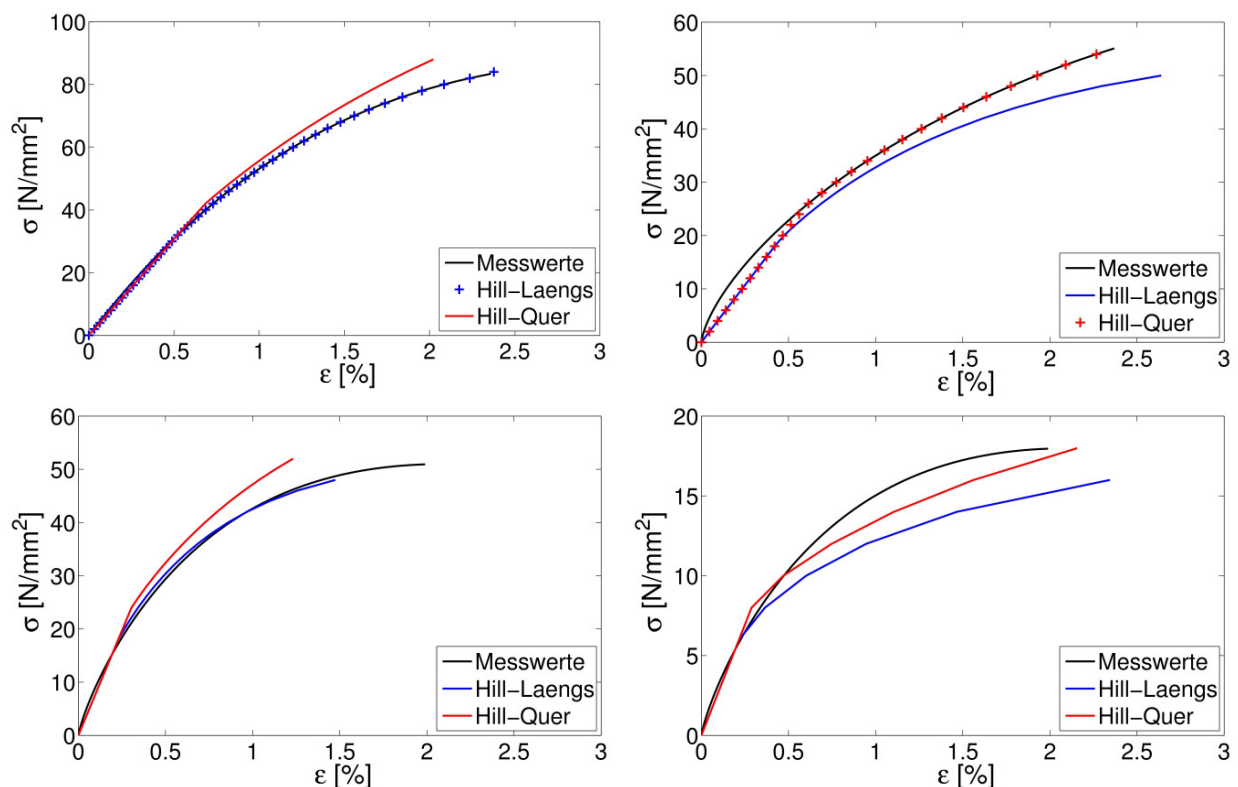


Abb. 8.1: Verifikation der Eingabewerte für die vier Grundbelastungsarten Zug längs (oben links) und quer (oben rechts) sowie Schub in Faser- und Matrixebene (unten links bzw. rechts), Referenzkurve für orthotrope Plastizität nach Hill: Zugversuch längs (blau) und quer (rot)

Dies ist insofern erwartungsgemäß, da die jeweiligen Abschnitte der Versuchskurven als Eingabewerte für die Simulation dienen. Man erkennt bei allen vier Belastungszuständen den zu höheren Dehnungswerten versetzten Übergang in den plastischen Bereich, sobald das Hill-Kriterium auf die Längszugkurven bezogen wurde. Aus diesem Grunde lassen sich hiermit Messkurven mit höheren Versagensdehnungen und gleichzeitig geringeren elastischen Anteilen besser abbilden als mit den auf Querszugkurven bezogenen Eingabewerten. Eine bessere Eignung einer der beiden Referenzkurven des Hill-Kriteriums für die Simulation von komplexeren Geometrien lässt sich anhand der einelementigen Verifikation nicht feststellen. Für den Schubbelastungsfall erscheinen die Längszugkurven passender, da sie für Schub in Faserebene eine bessere Übereinstimmung vorweisen können und zwei der drei Schubkomponenten in Faserebene vorliegen. Im Falle axialen Zugs verlaufen zwei der drei orthogonalen Raumrichtungen quer zur Faserrichtung, was wiederum für eine Verwendung der Querszugkurve als Bezugskurve spricht. Im nächsten Kapitel wird die Simulation eines Zugversuchs an einer gelochten Zugprobe mit quer und längs zur Zugrichtung liegenden Fasern vorgestellt, wobei wiederum eine Variation des Hill-Kriteriums mit in die Betrachtung eingeht.

## **8.2 Zugversuch an einer gelochten Zugprobe**

### **8.2.1 Unterschiedliche Anwendung des Hill-Kriteriums**

Zur Validierung der im vorhergehenden Kapitel verifizierten Materialkennwerte für orthotrope Elasto-Plastizität wurden quasistatische Zugversuche an gelochten Rechteckstreifen aus PP-LGF 40 durchgeführt. Die Einspannlänge beträgt 60 mm, die Breite 25 mm, die Dicke 2,4 mm und der Lochdurchmesser 10 mm. Es werden die Verschiebungsfelder auf der Probekörperoberfläche mit dem Verfahren der Grauwertkorrelationsanalyse bestimmt und mit Ergebnissen einer FE-Simulation mit dem Programmsystem ABAQUS verglichen. Eine gleichzeitige Berücksichtigung orthotroper Elasto-Plastizität und Viskoelastizität ist mit den kommerziell verfügbaren Werkstoffmodellen nicht möglich. Eine Implementierung eines selbst entwickelten Stoffmodells in ABAQUS wurde in dieser Arbeit nicht vorgenommen. Zunächst wird auf den folgenden Seiten der qualitative Unterschied der Simulationsergebnisse infolge der unterschiedlichen Anwendung des Hill-Kriteriums für orthotrope Plastizität aufgezeigt. Das FE-Modell der gelochten Zugprobe wurde mit 18730 Elementen vom Typ C3D8I diskretisiert. Es handelt sich dabei um Hexaeder-Elemente mit linearen Ansatzfunktionen und im Gegensatz zu Standardverschiebungselementen verbessertem Krümmungsverhalten [33]. Wie bei den einelementigen Beispielen wurde der gesamte Bereich des plastischen Fließens über Proportionalitätsfaktoren bezogen auf eine Referenzkurve abgeleitet. In Abb. 8.2 bis Abb. 8.6 ist die Verteilung der von-Mises-Spannungen, der Gesamtverzerrungen und der plastischen Dehnungsanteile für Zug in Faserrichtung und quer dazu dargestellt. Dabei wird insbesondere der resultierende Anteil der plastischen Verzerrungen an den Gesamtverformungen qualitativ in Abhängigkeit von der Referenzkurve des Hill-Kriteriums verglichen.

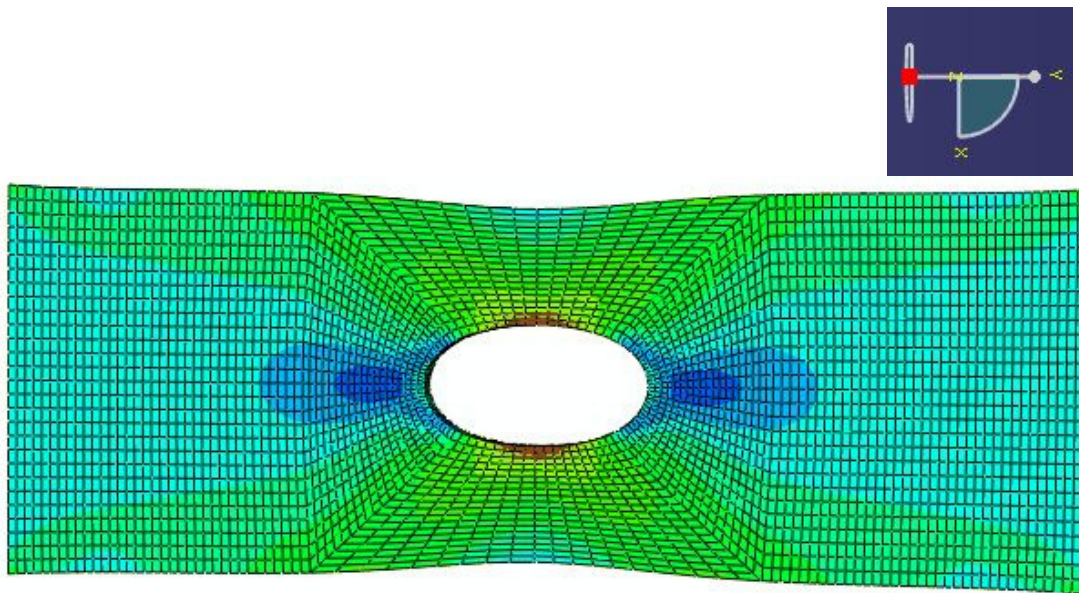


Abb. 8.2: Zugversuch in Faserrichtung, 2 kN Zugkraft, Verlauf der Vergleichs-Spannungen

Der Vergleich der qualitativen Verläufe der Vergleichs-Spannungen ergab nur sehr geringe Unterschiede in Bezug auf eine unterschiedliche Anwendung des Hill-Kriteriums. Bei den Verläufen der Gesamtverzerrungen in die drei Raumrichtungen eines orthogonalen Koordinatensystems sind die Abweichungen ebenfalls insgesamt sehr gering, wobei die Simulation des Zugversuchs quer zur Faserrichtung etwas sensitiver auf eine unterschiedliche Verwendung der plastischen Referenzkurve beim Hill-Kriterium reagiert (vgl. Abb. 8.3 und Abb. 8.4).

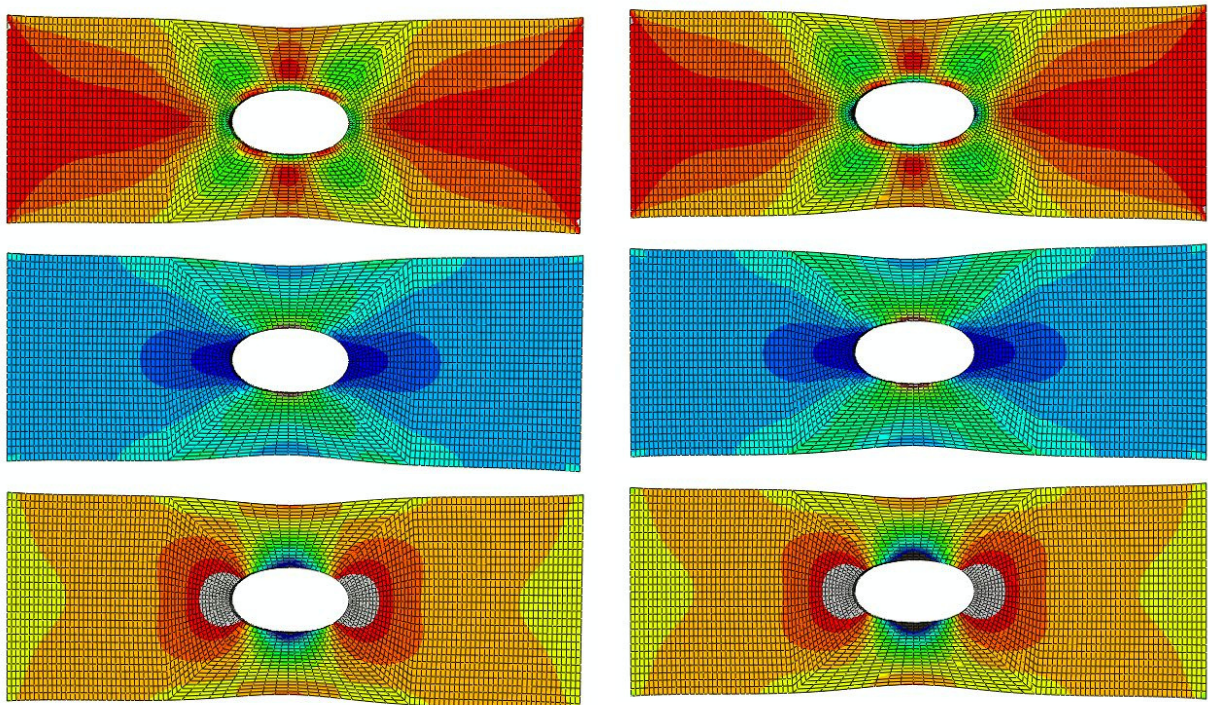


Abb. 8.3: Zugversuch in Faserrichtung, 2 kN Zugkraft, Gesamtverzerrungen in X-, Y- und Z-Richtung (von oben nach unten), Hill-Kriterium mit Querrichtung als Bezugsrichtung (links), Faserrichtung als Bezugsrichtung (rechts)

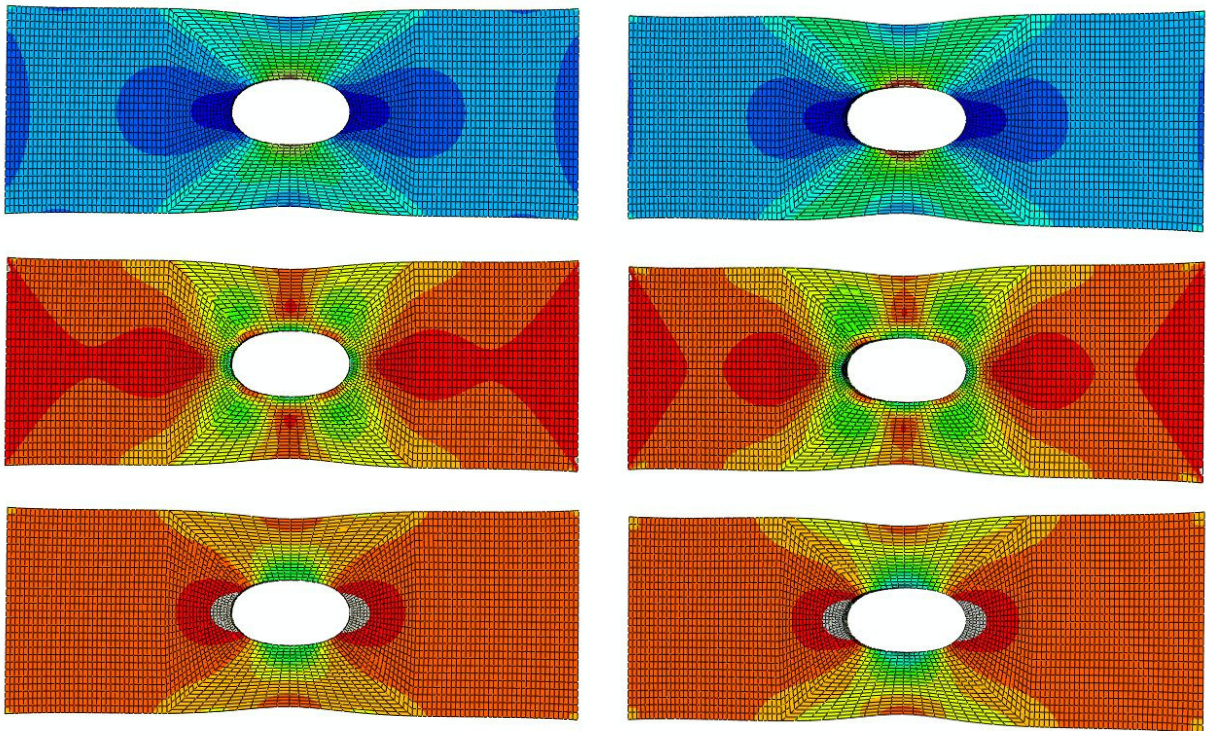


Abb. 8.4: Zugversuch quer zur Faserrichtung, 1,4 kN Zugkraft, Gesamtverzerrungen in X-, Y- und Z-Richtung (von oben nach unten), Hill-Kriterium mit Querrichtung als Bezugsrichtung (links), Faserrichtung als Bezugsrichtung (rechts)

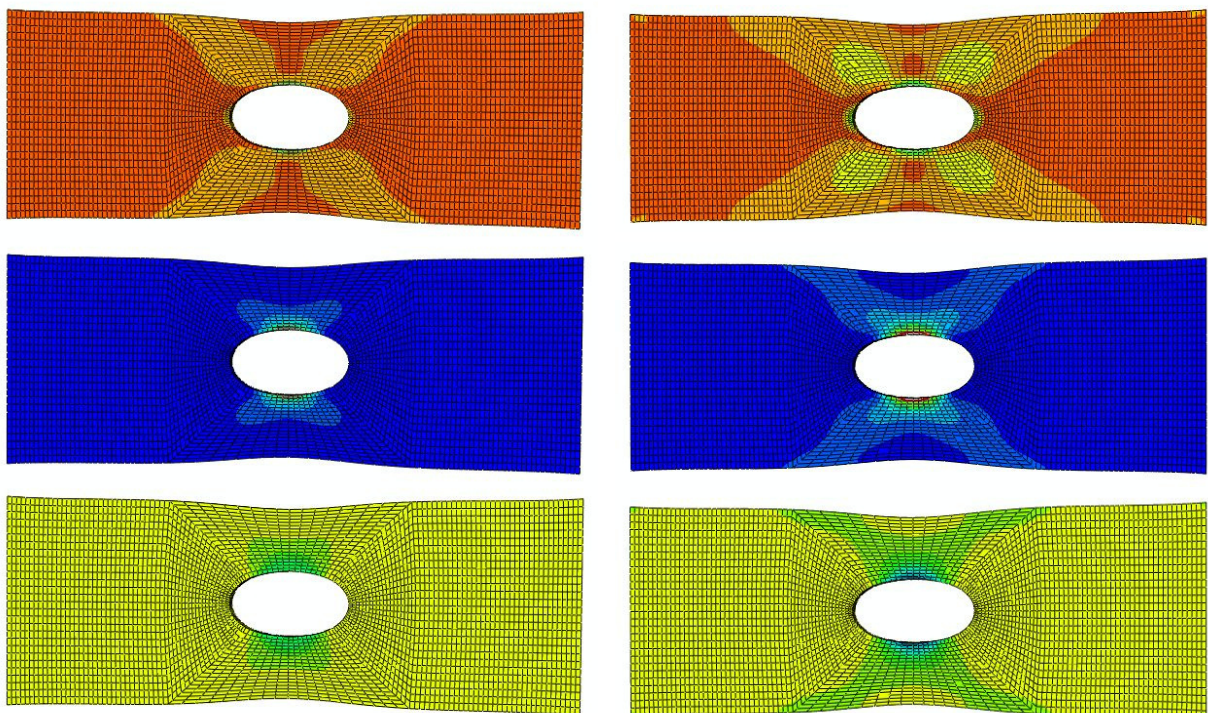


Abb. 8.5: Zugversuch in Faserrichtung, 2 kN Zugkraft, plastischer Verzerrungsanteil in X-, Y- und Z-Richtung (von oben nach unten), Hill-Kriterium mit Querrichtung als Bezugsrichtung (links), Faserrichtung als Bezugsrichtung (rechts)

Den größten Einfluss hat eine unterschiedliche Anwendung des Hill-Kriteriums auf die resultierenden plastischen Verformungen beim höchsten Lastschritt. Hier zeigt sich, dass eine Berücksichtigung der plastischen Verzerrungsanteile aus Zugversuchen in Faserrichtung wesentlich größere bleibende Verformungsanteile zur Folge hat (vgl. Abb. 8.5 und Abb. 8.6). Dies ist aufgrund der zuvor erläuterten Verifikationsergebnisse erwartungsgemäß.

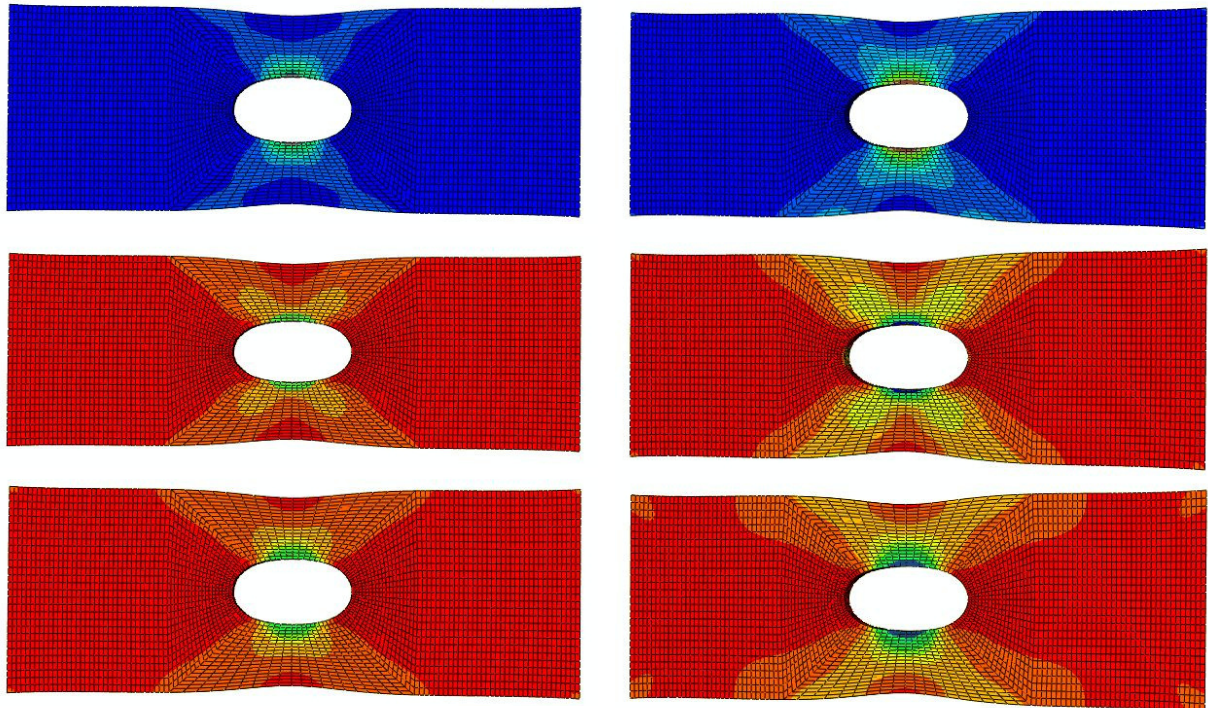


Abb. 8.6: Zugversuch quer zur Faserrichtung, 1,4 kN Zugkraft, plastischer Verzerrungsanteil in X-, Y- und Z-Richtung (von oben nach unten), Hill-Kriterium mit Querrichtung als Bezugsrichtung (links), Faserrichtung als Bezugsrichtung (rechts)

### 8.2.2 Validierung für orthotrope Elasto-Plastizität

Zur Beurteilung der Anwendbarkeit eines Werkstoffmodells innerhalb der FEM und der Qualität der dabei verwendeten Materialkennwerte wird im Regelfall eine Validierung an einer Geometrie durchgeführt, die zuvor nicht für die Ermittlung der Materialdaten verwendet wurde. An dieser Stelle werden die Verläufe der Horizontal- und Vertikalverschiebungen an ausgewählten Messknoten der Lochprobe aus PP-LGF 40 mit denen der entsprechenden FE-Simulation verglichen. Dabei werden die Randbedingungen in der Simulation möglichst genau an die Versuchsrandbedingungen angepasst. Da im Rahmen dieser Validierung die zeitabhängigen Anteile des Materialverhaltens nicht aktiviert werden, kann die Kraft in der Simulation linear bis zum Kraftmaximum aufgebracht werden. Kleinere bei der Messung auftretende Nichtlinearitäten werden vernachlässigt. Beim Zugversuch in Faserrichtung wurde eine Maximalkraft von 2 kN, quer dazu von 1,4 kN aufgebracht. Dies entspricht gut 80% der Bruchlast und liegt im Schädigungsbereich des Materials. Nur so können allerdings Aussagen über die Qualität der Simulation der plastischen Verformungen getroffen werden. Um die Messergebnisse mit denen der Simulation vergleichen zu

können, wird das Messraster der Grauwertanalyse linear mittels Triangulation auf das FE-Netz der Probekörperoberfläche interpoliert [147]. In Abb. 8.7 ist der Zugprobekörper mit dem zugehörigen Facettenfeld und das FE-Netz der Simulation dargestellt. Während beim Facettenfeld der Messung keine lokale Anpassung der Facettenform oder -größe möglich ist, konnte beim entsprechenden FE-Modell eine feinere Diskretisierung im Bereich des Loches vorgenommen werden.

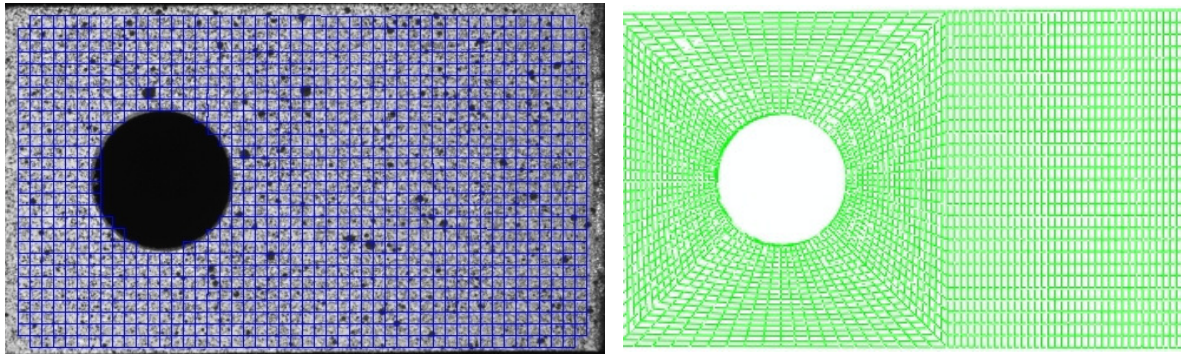


Abb. 8.7: Facettenfeld (links) und FE-Netz einer gelochten Zugprobe aus PP-LGF 40

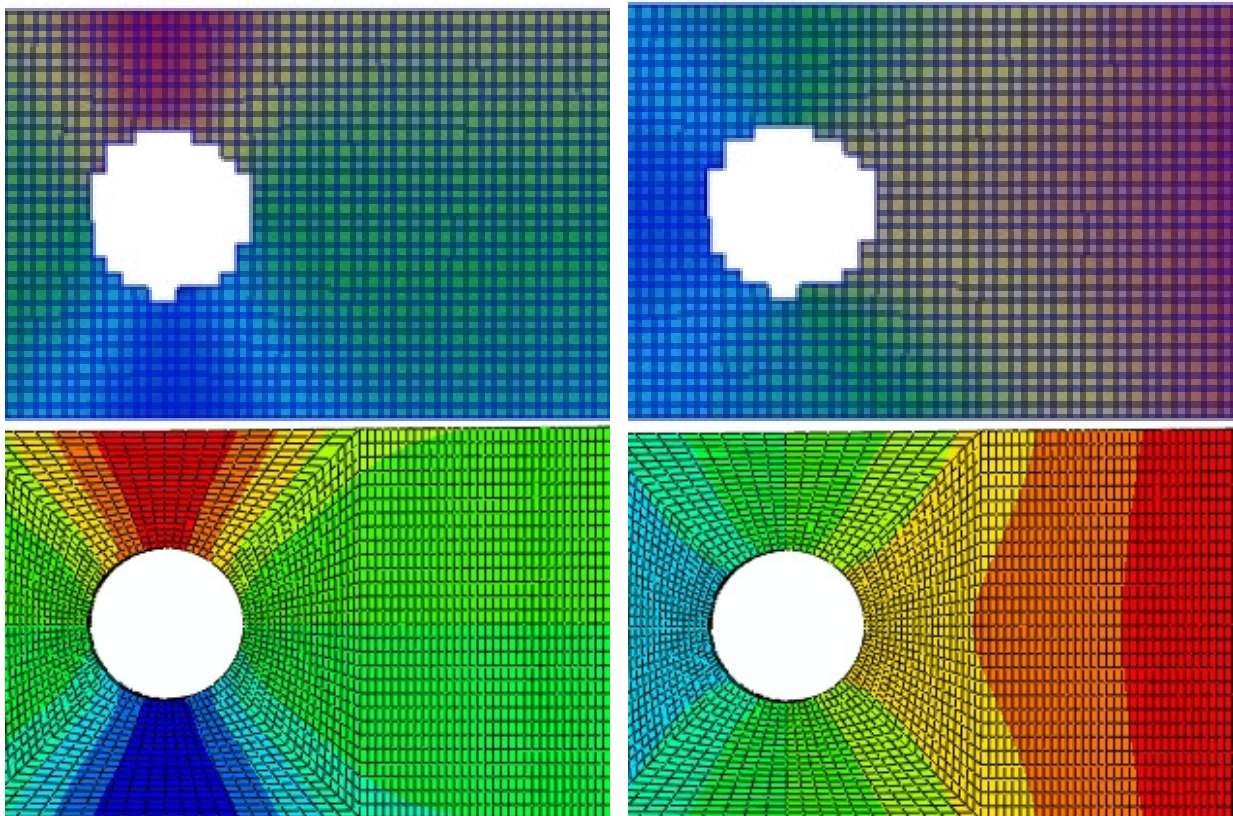


Abb. 8.8: Vergleich der Horizontal- (links) und Vertikalverschiebungen (rechts), Messung (oben) und FE-Simulation (unten), Zugversuch mit Faserorientierung in Zugrichtung, Hill-Kriterium bezogen auf Zuglängskurve

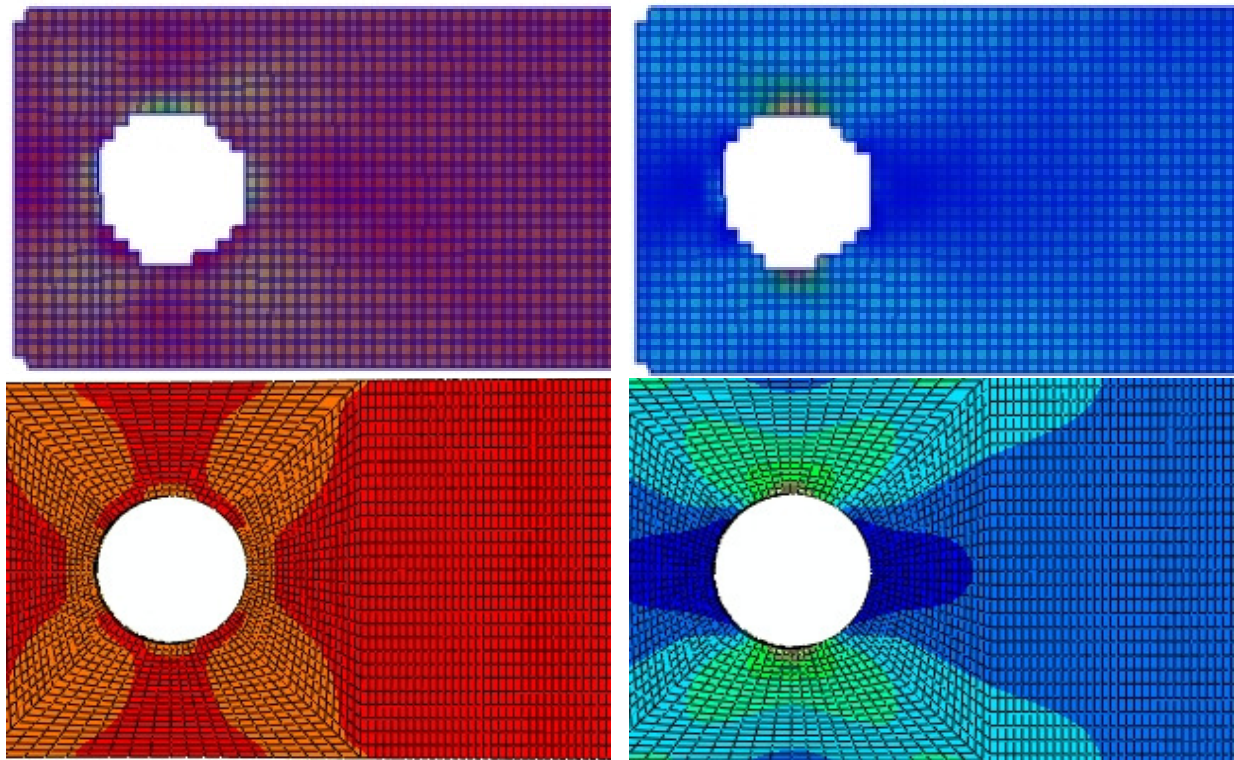


Abb. 8.9: Vergleich der Horizontal- (links) und Vertikaldehnungen (rechts), Messung (oben) und FE-Simulation (unten), Zugversuch mit Faserorientierung in Zugrichtung, Hill-Kriterium bezogen auf Zuglängskurve

Ein Vergleich der Verschiebungs- und Dehnungsfelder bei gleicher Skalierung und Abstufung der Farbinsintervalle zeigen Abb. 8.8 und Abb. 8.9. Es wurde der Zugversuch mit parallel zur Abzugsrichtung orientierten Fasern unter Anwendung des Hill-Kriteriums mit der Zuglängskurve als Bezugskurve für die Darstellung gewählt. Man erkennt eine über den gesamten Bereich der Probe gute qualitative Übereinstimmung der Verschiebungs- und Dehnungsfelder auch in den Bereichen um das Loch herum. Zur abschließenden Überprüfung der Qualität der Simulationsergebnisse werden im folgenden die Absolutwerte für die Horizontal- und Vertikalverschiebungen von Messung und Simulation an drei ausgesuchten Knoten miteinander verglichen.

In Abb. 8.10 ist die Lage der Knoten auf dem Probekörper anhand des FE-Modells dargestellt. Dabei wurden mit den Knoten 249 und 734 zwei Knoten an Stellen ausgewählt, an denen große Verschiebungs- bzw. Dehnungswerte zu erwarten sind. Knoten 2233 dient als Ergänzungsknoten um die Qualität der Simulation hinsichtlich der Übereinstimmung des gesamten Feldes etwas näher zu betrachten. Es wurden zum Zwecke der Vergleichbarkeit sowohl für den Zugversuch in Faserrichtung als auch quer dazu diese drei Knoten heran gezogen. Für alle Knoten wird wiederum ein Vergleich der beiden unterschiedlichen Anwendungen des Hill-Kriteriums durchgeführt. Man erkennt dadurch sehr einfach den Übergang der Simulationsrechnung in den plastischen Bereich, da sich dort die beiden Simulationskurven trennen.

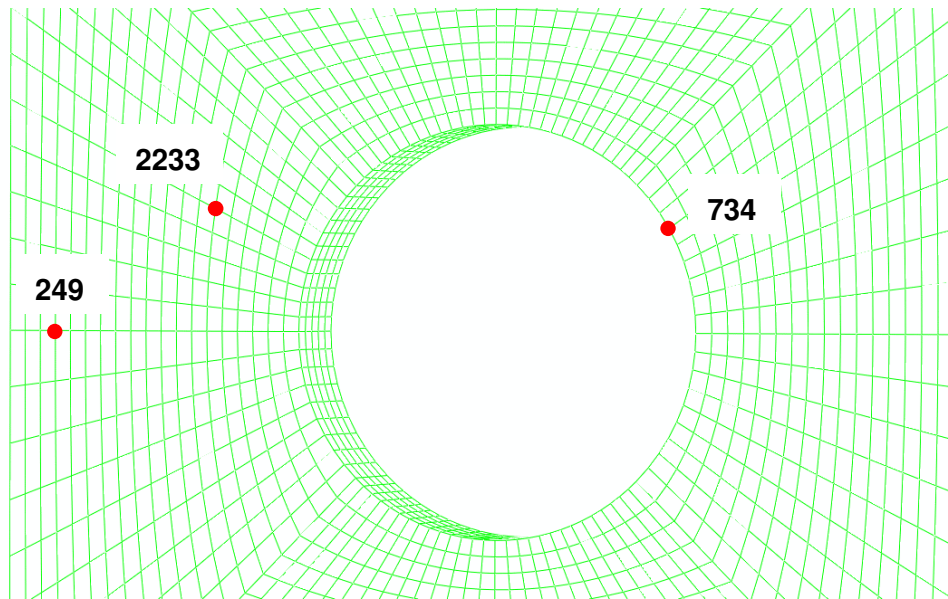


Abb. 8.10: Lage der FE-Knoten für die Validierung

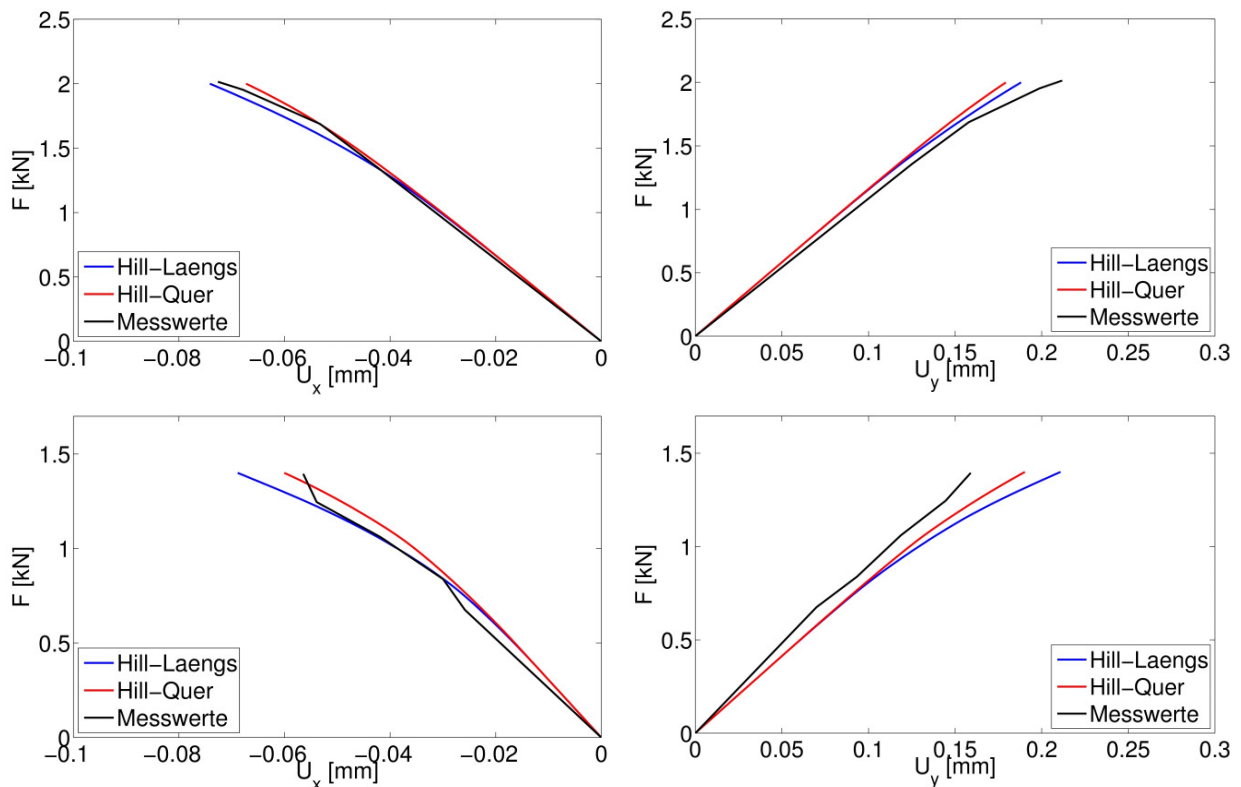


Abb. 8.11: Vergleich der gemessenen und simulierten vertikalen und horizontalen Knotenverschiebungen, FE-Modell einer Lochprobe, Knoten 249, Zugversuch in Faserrichtung (oben), Zugversuch quer zur Faserrichtung (unten)

Es zeigt sich, dass der plastische Bereich an allen Knoten sowohl im Zuglängs- als auch im Zugquerversuch erreicht wird. Die Übereinstimmung der Verschiebungsverläufe ist für beide Versuchsarten an allen drei Knoten gut bis sehr gut. Die Abbildung des Zugversuchs in Faserrichtung ist dabei in allen drei Fällen noch etwas besser als diejenige des Zugversuchs mit quer zur Abzugsrichtung liegenden Fasern.



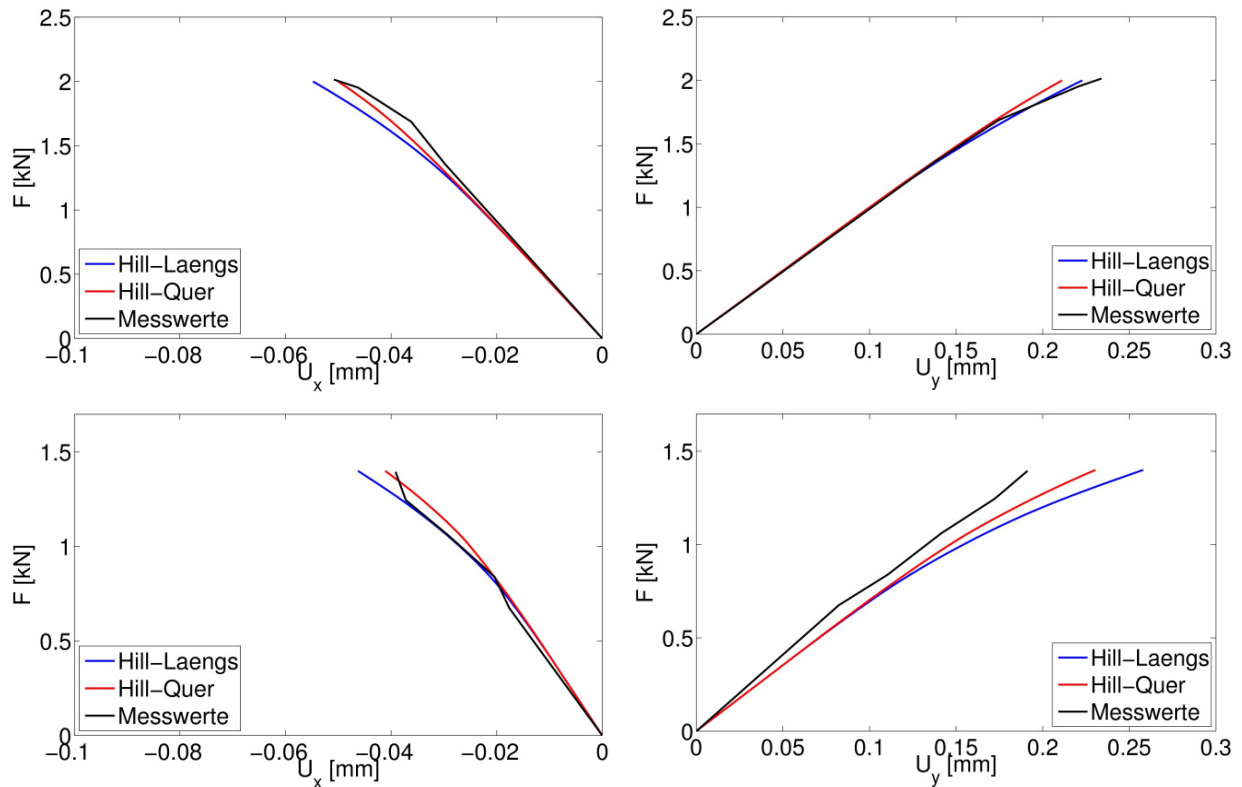


Abb. 8.12: Vergleich der gemessenen und simulierten vertikalen und horizontalen Knotenverschiebungen, FE-Modell einer Lochprobe, Knoten 2233, Zugversuch in Faserrichtung (oben), Zugversuch quer zur Faserrichtung (unten)

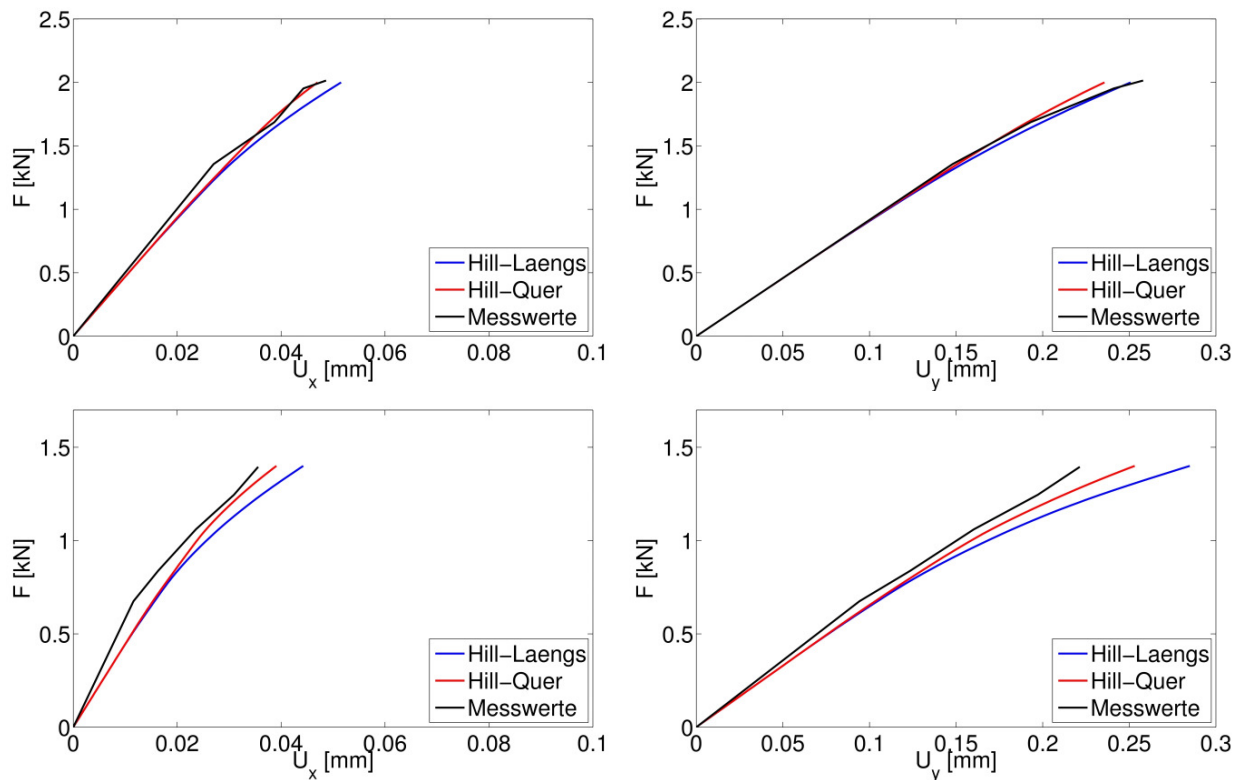


Abb. 8.13: Vergleich der gemessenen und simulierten vertikalen und horizontalen Knotenverschiebungen, FE-Modell einer Lochprobe, Knoten 734, Zugversuch in Faserrichtung (oben), Zugversuch quer zur Faserrichtung (unten)

## 8.3 Grauwertkorrelationsanalyse an Bauteildemonstratoren

### 8.3.1 Hohe Abzugsgeschwindigkeit

Zur Validierung der aus Versuchskurven abgeleiteten Materialdaten von PP-LGF 30 und zur Überprüfung der Qualität von Füllsimulationen bei PP-LGF wird der Bauteildemonstrator mit 45°-Verrippung heran gezogen. Dabei werden wiederum an unterschiedlichen Positionen auf der Oberfläche des Demonstrators Verschiebungs- und Dehnungsfelder mit dem Verfahren der Grauwertkorrelationsanalyse gemessen und mit den Ergebnissen einer Simulationsrechnung verglichen. Zuvor werden jedoch Messergebnisse von Stirnzugversuchen bei 1 m/s und quasistatischer Belastung vorgestellt und interpretiert.

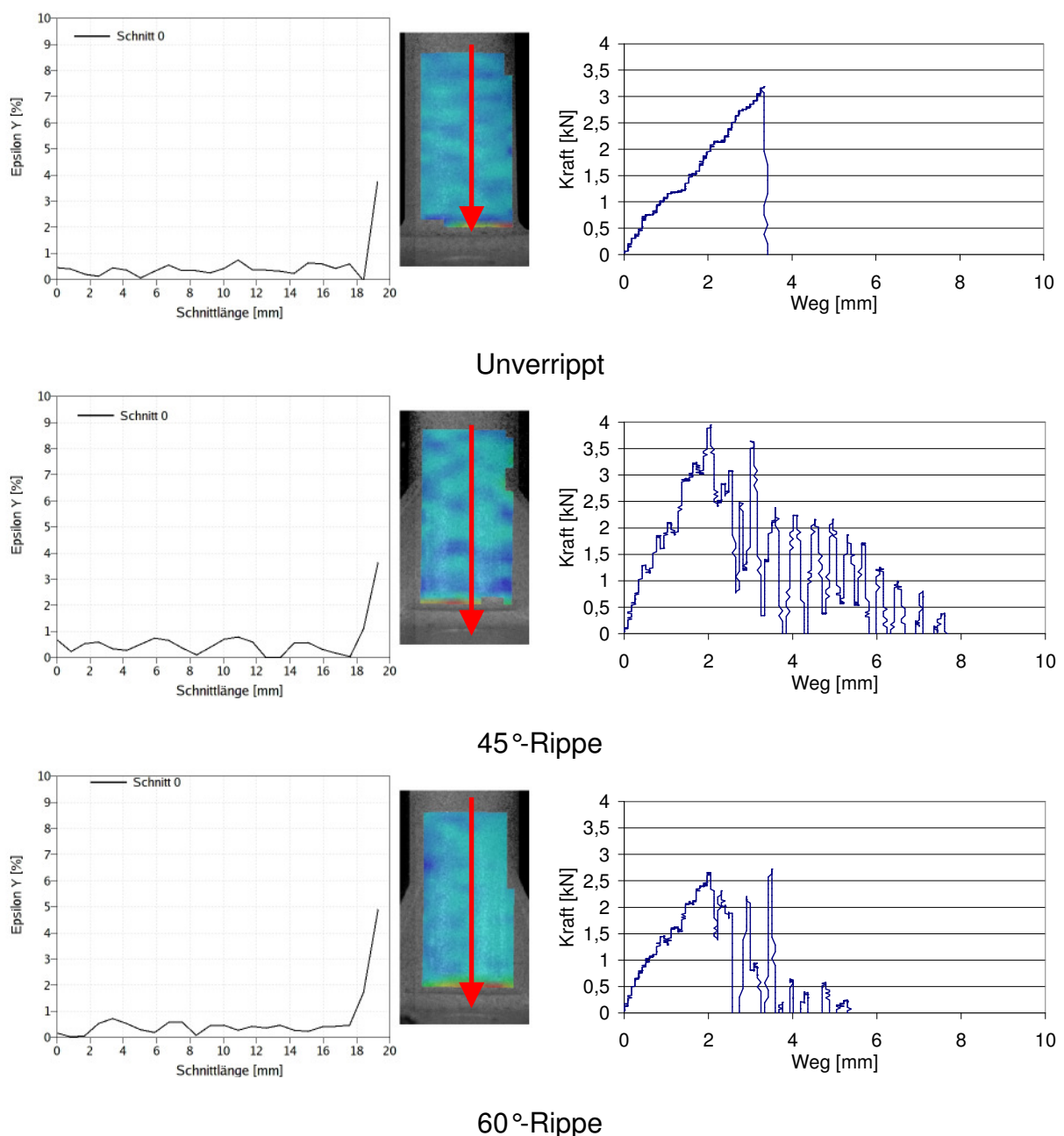


Abb. 8.14: Verlauf der Vertikaldehnungen an Bauteildemonstrator aus PP-LGF 30

In

Abb. 8.14 ist der Verlauf der Vertikaldehnungen auf der Oberfläche des Bauteildemonstrators aller drei Geometrievarianten infolge einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/s dargestellt. Dabei entspricht der Kurvenverlauf aller drei Diagramme den Vertikaldehnungen entlang des roten Pfeils. Dieser befindet sich auf dem Tubus des Bauteildemonstrators und verläuft senkrecht von oben nach unten in der Mitte des Bereichs zwischen zwei Versteifungsrippen, sofern vorhanden. Der Verformungszustand entspricht dem letzten vor dem Versagen des Bauteils erfassten. Da bei einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 m/s nur 2D-Aufnahmen mit der Hochgeschwindigkeitskamera gemacht werden konnten, fehlen Informationen für den aus der Bildebene heraus führenden Verformungsanteil. Dennoch lassen sich bei allen drei Geometrievarianten Maximalverformungen in vertikaler Richtung von ca. 3 bis 4 % erkennen. Dies liegt im Bereich der im Rahmen der Materialprüfung ermittelten Versagensdehnungen von 2 bis 3 %. Eine Validierung der ratenabhängigen Anteile eines Materialgesetzes und deren Parameter mit einer 2D-Messung ist auch bei einer vorhandenen 3D-Modellbildung an dieser Stelle nicht möglich, da nur die Bereiche des Tubus zuverlässige Ergebnisse hinsichtlich der Vertikalverformungen liefern, die gesichert während des gesamten Versuchsablaufs innerhalb der Bildebene der Kamera liegen. Da diese Bereiche zu den weniger beanspruchten Zonen des Demonstrators gehören und prozentual geringere Verzerrungen ertragen müssen, wurde auf weitere Versuchsreihen bei hohen Abzugsgeschwindigkeiten verzichtet.

### 8.3.2 Niedrige Abzugsgeschwindigkeit

Um die neben der Dehnratenabhängigkeit ebenso wichtigen Materialeigenschaften, wie die Anisotropie und die Plastizität in Bezug auf ihre Simulierbarkeit überprüfen zu können, wurden Stirnzugversuche bei einer langsamen Abzugsgeschwindigkeit von 0,1 mm/s durchgeführt. Dabei sind die viskosen Spannungsanteile entsprechend gering, so dass deren Einfluss auf das Ergebnis vernachlässigbar ist. Versuche bei dieser Geschwindigkeit konnten dreidimensional mit 2 CCD-Kameras erfasst werden.

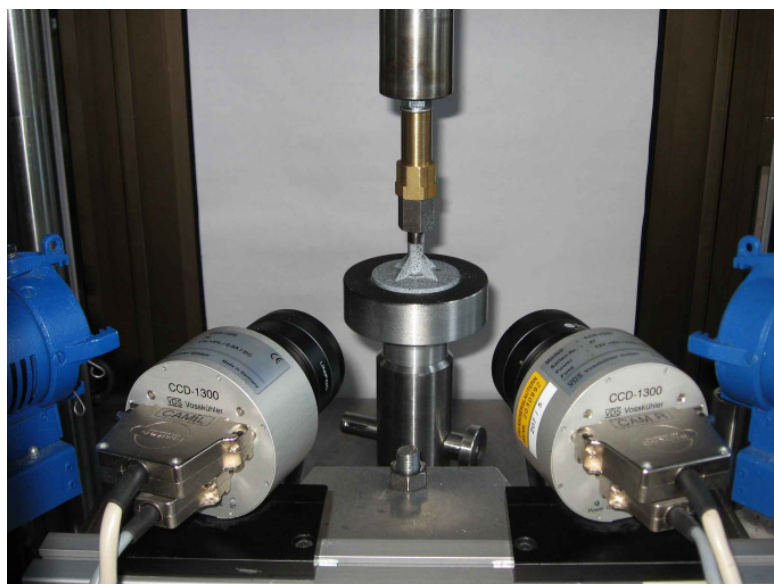


Abb. 8.15: Versuchsaufbau, Stirnzugversuch an Bauteildemonstrator,  $v = 0,1 \text{ mm/s}$ . Dabei kamen zwei unterschiedliche Versuchsaufbauten zum Einsatz. Zum einen wurde wie bereits bei der höheren Abzugsgeschwindigkeit der Tubusbereich zwischen den Rippen betrachtet (Abb. 8.15). Dabei wurde im Falle der verrippten Demonstratoren zusätzlich der Verlauf der Vertikalverschiebungen und -Dehnungen seitlich auf der Rippe untersucht. In Abb. 8.16 oben erkennt man, dass der Bereich in der Mitte des Tubus mit  $60^\circ$ -Verrippung ein größeres Verformungspotential als die Rippe selber aufweist. Besonders im Bereich des Rippenauslaufes liegt die resultierende Vertikalverschiebung kurz vor dem Bruch des Demonstrators ca. 5% unter der des auf gleicher Höhe liegenden Tubusmittelbereichs.

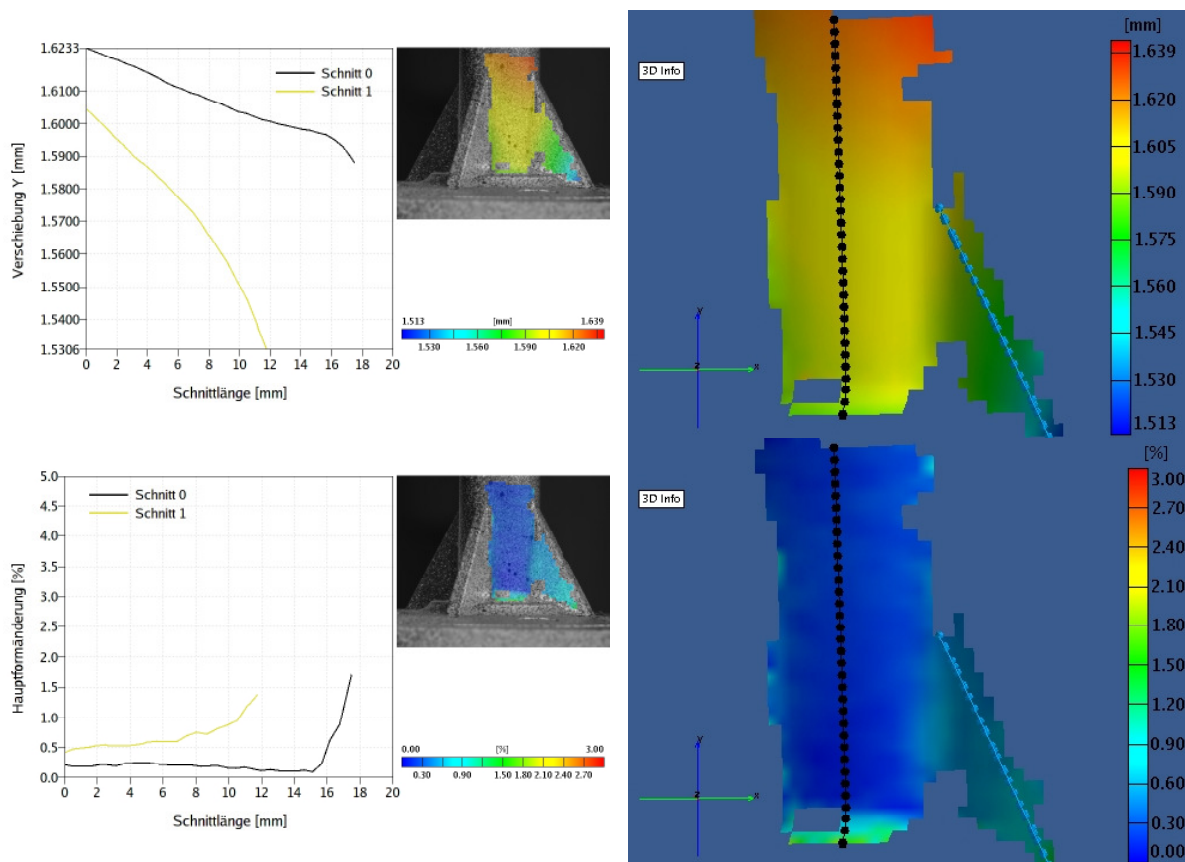


Abb. 8.16: Vertikalverschiebungen (oben) und Hauptdehnungen (unten) entlang zweier Auswertestrecken (gepunktete Linien),  $60^\circ$ -Verrippung, PP-LGF 30, RT,  $v = 0,1 \text{ mm/s}$

Die schwarze Linie im Diagramm entspricht dabei dem Verlauf des betrachteten Parameters entlang der schwarzen gepunkteten Linie im rechts daneben liegenden Bild. Die gelbe Linie im Diagramm entspricht der eher bläulich gefärbten Linie im Anschauungsbild. Dass der Tubusbereich größere Vertikalverschiebungen aufweist wird im Falle des Demonstrators mit  $45^\circ$ -Verrippung noch deutlicher. Hier beträgt der Unterschied der Verformungen bis zu 25% entlang der Auswertelinie (Abb. 8.17). Betrachtet man die Dehnungen in Hauptdehnungsrichtung, erkennt man, dass bei beiden Verrippungsarten deren Zunahme entlang der Rippe geringer ( $60^\circ$ -Rippe) ausfällt bzw. gar nicht auftritt ( $45^\circ$ -Rippe). Sie liegen allerdings in weiten Teilen der betrachteten Linie über denen auf dem Tubus zwischen den Rippen, bevor diese

sprunghaft am Übergang in den waagerechten Bereich ansteigen und größer werden als auf der Rippe. Dies wird wiederum bei der 45°-Variante des Demonstrators wesentlich deutlicher. Die 45°-Verrippung scheint demnach, wie anhand der Kraft-Weg-Verläufe schon zu vermuten war, einen größeren Stabilisierungs- und Versteifungseffekt zu haben als die 60°-Rippe.

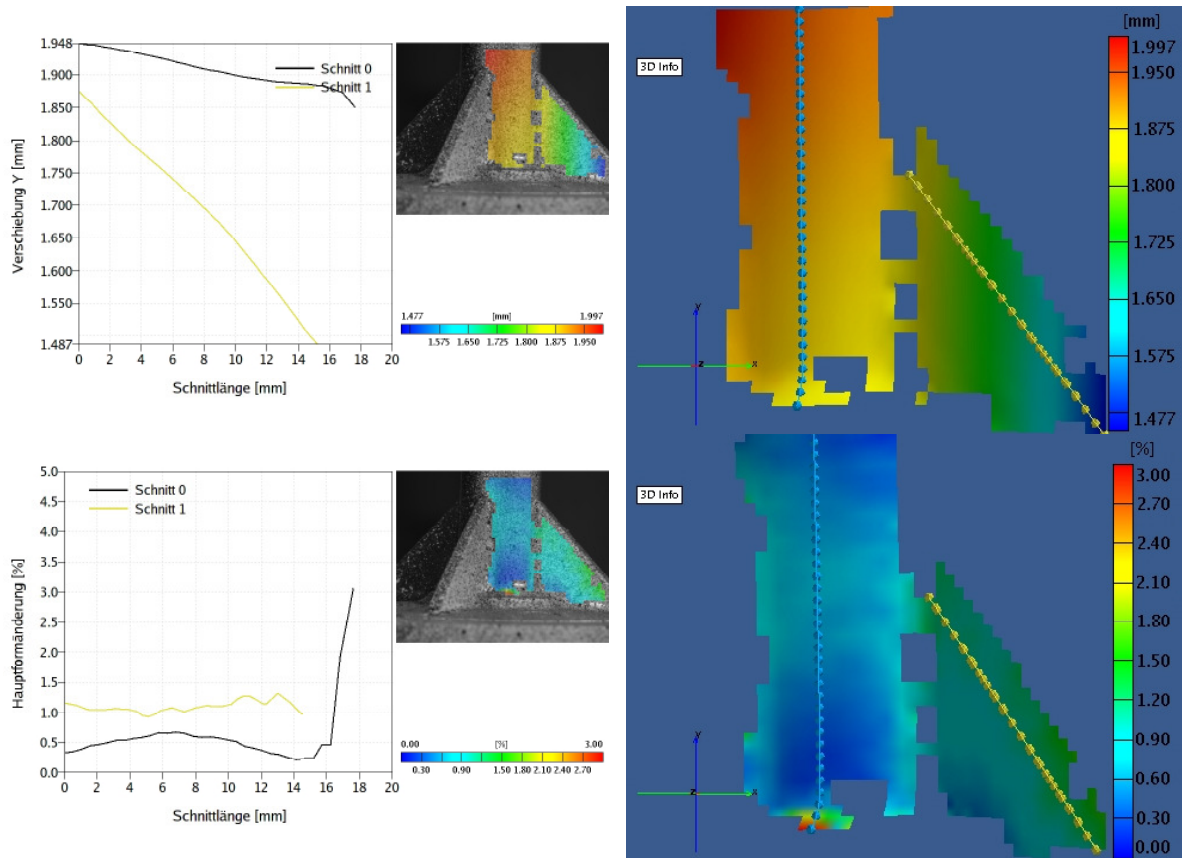


Abb. 8.17: Vertikalverschiebungen (oben) und Hauptdehnungen (unten) entlang zweier Auswertestrecken (gepunktete Linien), 45°-Verrippung, PP-LGF 30, RT,  $v = 0,1 \text{ mm/s}$

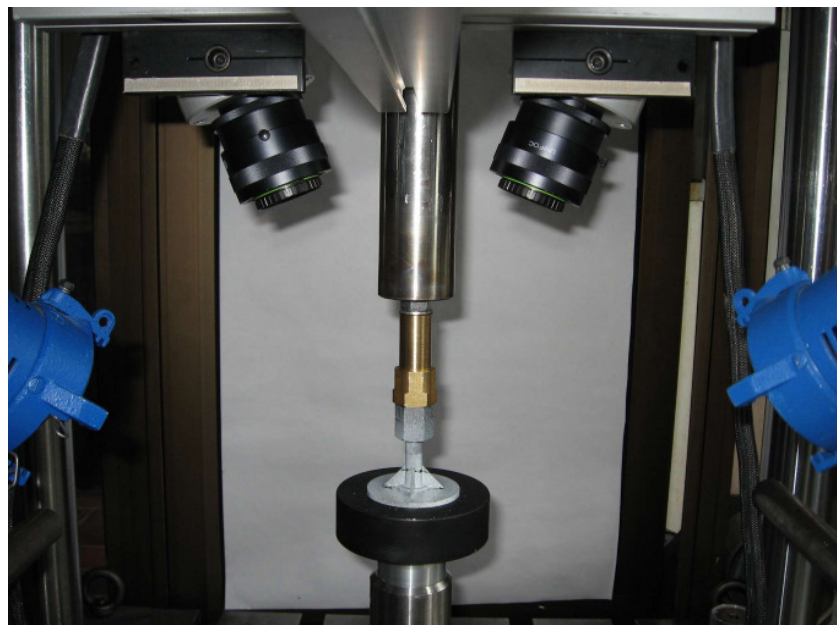


Abb. 8.18: Stirnzugversuch an Bauteildemonstrator, 3D- Erfassung von oben

Zur besseren Beurteilung der Spannungs- und Dehnungskonzentration im Bereich der Rippenausläufe wurde ein zweiter Versuchsaufbau gewählt, bei dem die beiden CCD-Kameras senkrecht von oben auf die Rippenoberkante gerichtet sind (Abb. 8.18). Damit kann, soweit es durch die begrenzte Tiefenschärfe messtechnisch möglich ist, der Verlauf der Verschiebungen und der Dehnungen punktuell auf der Rippe erfasst werden. Man sieht, dass das Messsystem nicht in der Lage ist, über Ränder hinweg zu messen und nur die Bereiche zu erkennen sind, die von beiden Kameras vollflächig während der gesamten Messung erfasst wurden. Aus diesem Grunde ist bei diesem Messaufbau nur die Rippenoberkante linienhaft zu erkennen (Abb. 8.19).

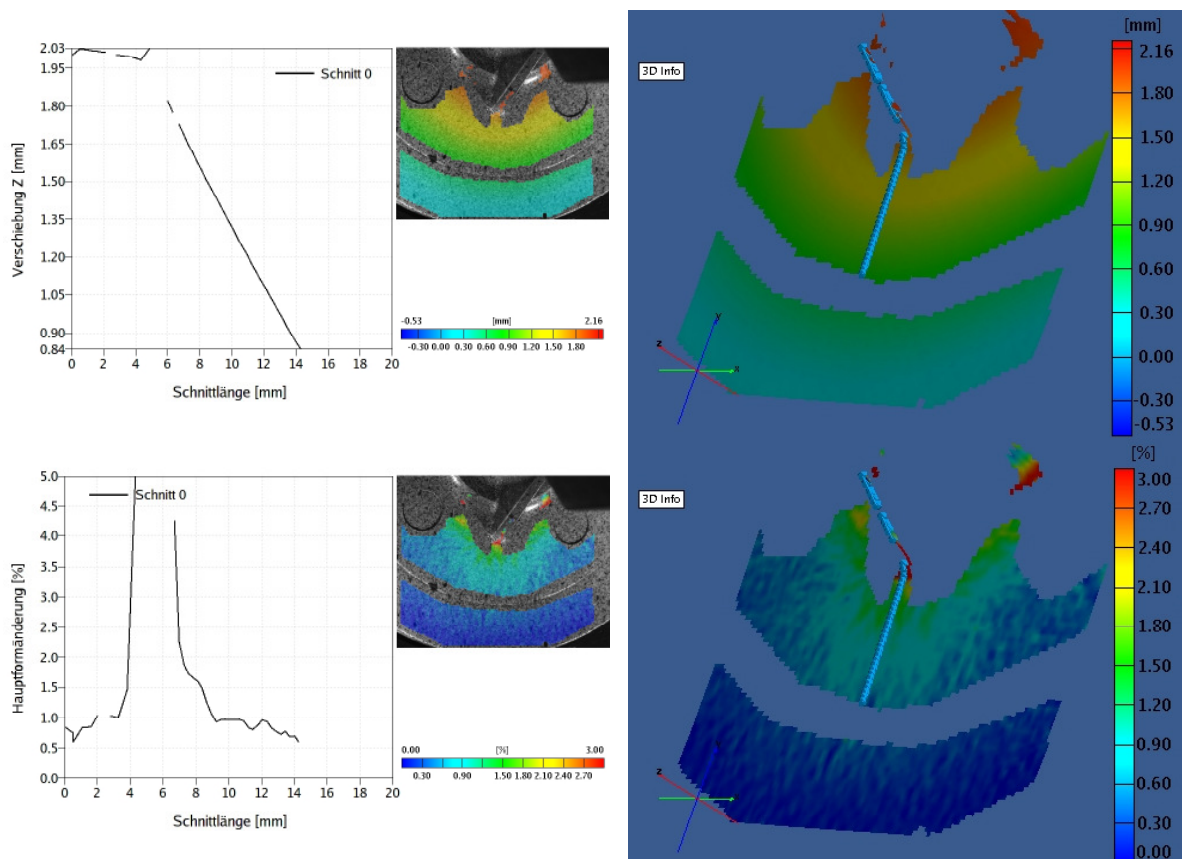


Abb. 8.19: Vertikalverschiebungen (oben) und Hauptdehnungen (unten) entlang gepunkteter Auswertestrecke, 60°-Verrippung, PP-LGF 30, RT,  $v = 0,1$  mm/s

Der Versuch am 60°-Demonstrator ist ein Beispiel dafür, welches Verschiebungs- und Dehnungsbild sich ergibt, wenn der erste Riss auf der nicht im Kamerabild befindlichen Seite entsteht. Im Auslaufbereich der Rippe ist besonders in der farbigen Darstellung der Hauptdehnungen ein Knick zu erkennen, welcher zu einem sprunghaften überproportionalen Anstieg der Dehnungen führt. Diese Dehnungen werden allerdings nicht real vom Material angenommen, sondern sind das Resultat eines sich ausbreitenden Risses auf der gegenüberliegenden Seite des Demonstrators. Hierdurch wird das Material an der betrachteten Stelle übermäßig gestaucht, ohne dass dabei große Spannungswerte erreicht werden. Das Bauteil hat bereits seine Funktion verloren und befindet sich im Versagenszustand. Im Falle der 45°-Version des Demonstrators entsteht der Riss im Sichtfeld der Kameras. Man erkennt bei einem Ver-

gleich des Kurvenverlaufs der Verschiebungen und der Hauptdehnungen, dass die Dehnungen auf der Rippe zum Auslauf hin bis zu dem für das Material typischen Versagenswert von ca. 3% zunehmen und dann ein Einbruch folgt. An dieser Stelle entsteht der Riss an der Oberfläche des Bauteils. Dies zeigt sich auch an dem Sprung der Vertikalverschiebung an der gleichen Stelle.

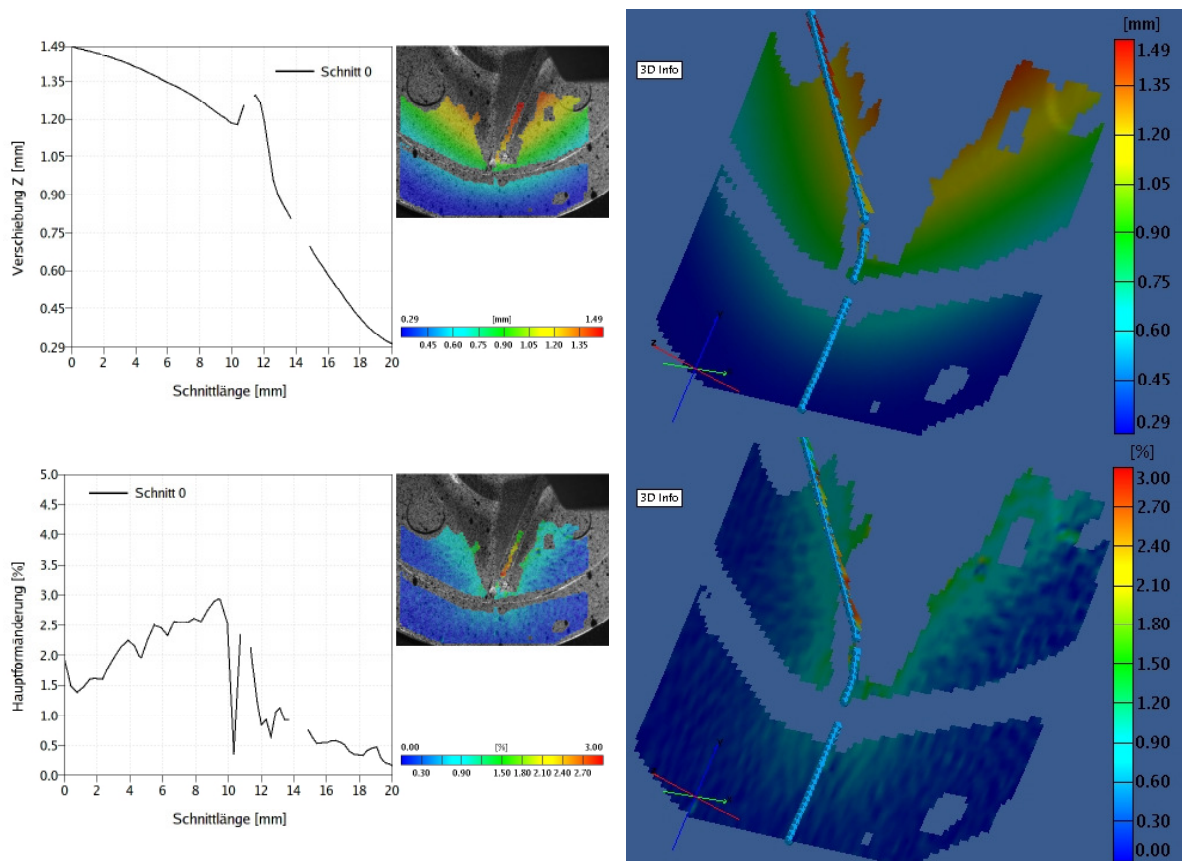


Abb. 8.20: Vertikalverschiebungen (oben) und Hauptdehnungen (unten) entlang gepunkteter Auswertestrecke, 45°-Verrippung, PP-LGF 30, RT,  $v = 0,1$  mm/s

Für die Kraft-Weg-Verläufe der quasistatischen Stirnzugversuche ergibt sich das in Abb. 8.21 gezeigte Bild. Wie schon bei den Voruntersuchungen in Kapitel 5.3.4 zeigt sich, dass die 45°-Verrippung einen Anstieg der Festigkeitswerte um ca. 25% im Vergleich zur unverrippten Version und zur 60°-Variante zur Folge hat. Der bei den Voruntersuchungen durch die 45°-Rippe verursachte kurzzeitige Kraftanstieg nach Erreichen der Maximalkraft ist hier nicht zu erkennen, da die Versuche bei fortschreitendem Risswachstum an einer Rippe abgebrochen wurden. Daher liegt es nahe, dass dieser Anstieg, wie vermutet auf einem kurzzeitigen Abstützungseffekt der bereits abgerissenen Rippe auf der gegenüberliegenden Seite des Demonstrators beruht.

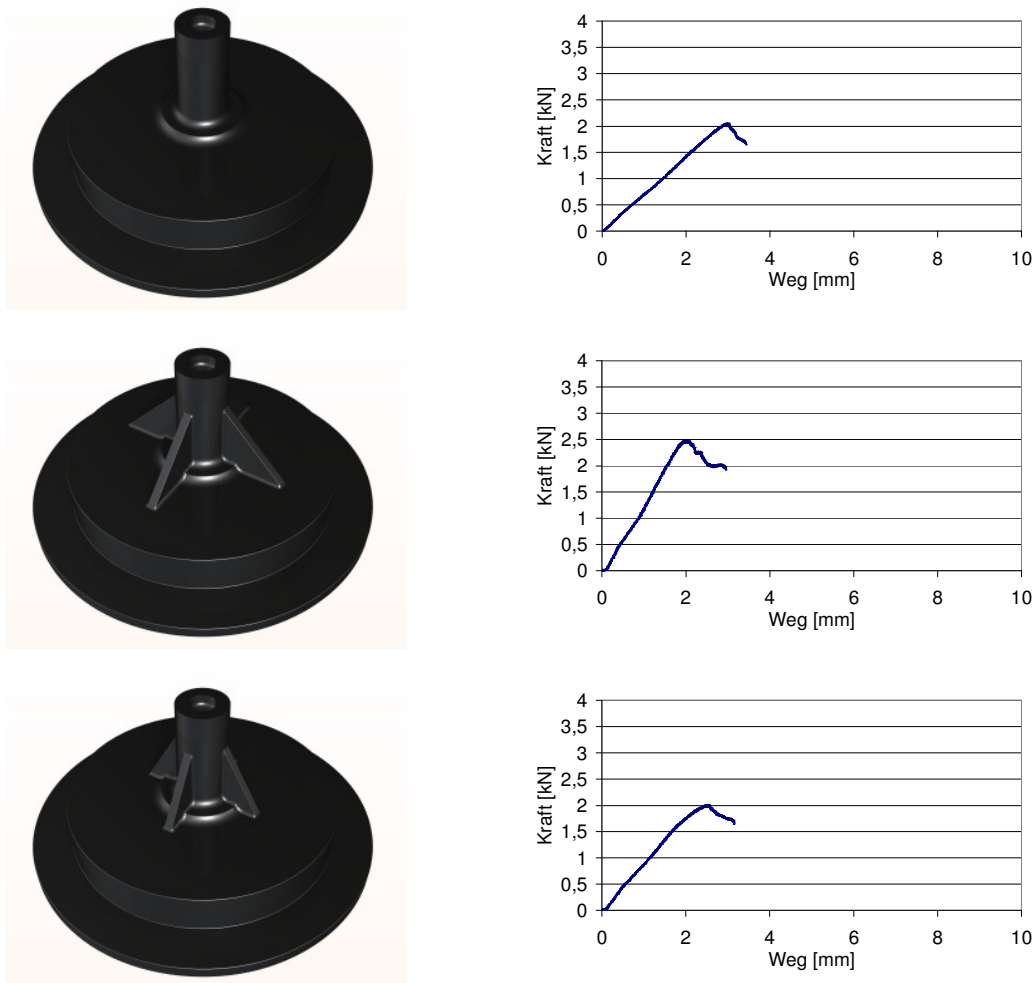


Abb. 8.21: Während 3D-Messung ermittelte Kraft-Weg-Verläufe an Bauteildemonstratoren

## 8.4 FE-Simulation des Bauteildemonstrators

### 8.4.1 Füllsimulation

Bei der Ticona GmbH in Kelsterbach wurde eine Füllsimulation mit dem Programmsystem Moldflow an einem mit 45°-Rippen versehenen Bauteildemonstrator aus PP-LGF 30 durchgeführt. Im Rahmen einer Füllsimulation wird auf Basis von Verarbeitungs- und Materialparametern die strömungsinduzierte Mikrostruktur eines Bauteils während und infolge des Spitzgussprozesses vorhergesagt. Dabei wurden die Verarbeitungsparameter entsprechend den Vorgaben des Herstellers angesetzt (Tab. 3.2). Die zusätzlich erforderlichen Materialkennwerte wie z.B. die Scher- und Dehnaviskositäten sind durch entsprechende Untersuchungsreihen zu ermitteln und liegen für viele Materialien bereits in Moldflow vor. Umfangreiche Untersuchungen zum rheologischen Verhalten von PP-LGF und den darauf basierenden Vorhersagen zum dreidimensionalen Faserorientierungszustand in Spritzgussbauteilen wurden z.B. in [45] durchgeführt. Auf Basis des Oberflächennetzes eines im Programmsystem ANSYS erstellten FE-Netzes, welches später für die Strukturanalyse genutzt wird, erstellt Moldflow ein eigenes 3D-Netz zur Bestimmung der lokalen Faserorientierungs-



zustände im Bauteil. Die folgende Abbildung zeigt das vernetzte Modell der Füllsimulation sowie Momentaufnahmen des Formfüllprozesses. Das Bauteil wird über einen 92 mm langen kreisrunden Stangenanguß, dessen Durchmesser gleichmäßig von 6 mm am Anspritzpunkt in 7,6 mm am Bauteil übergeht, angespritzt. Der gesamte Füllvorgang dauert 2,12 Sekunden.

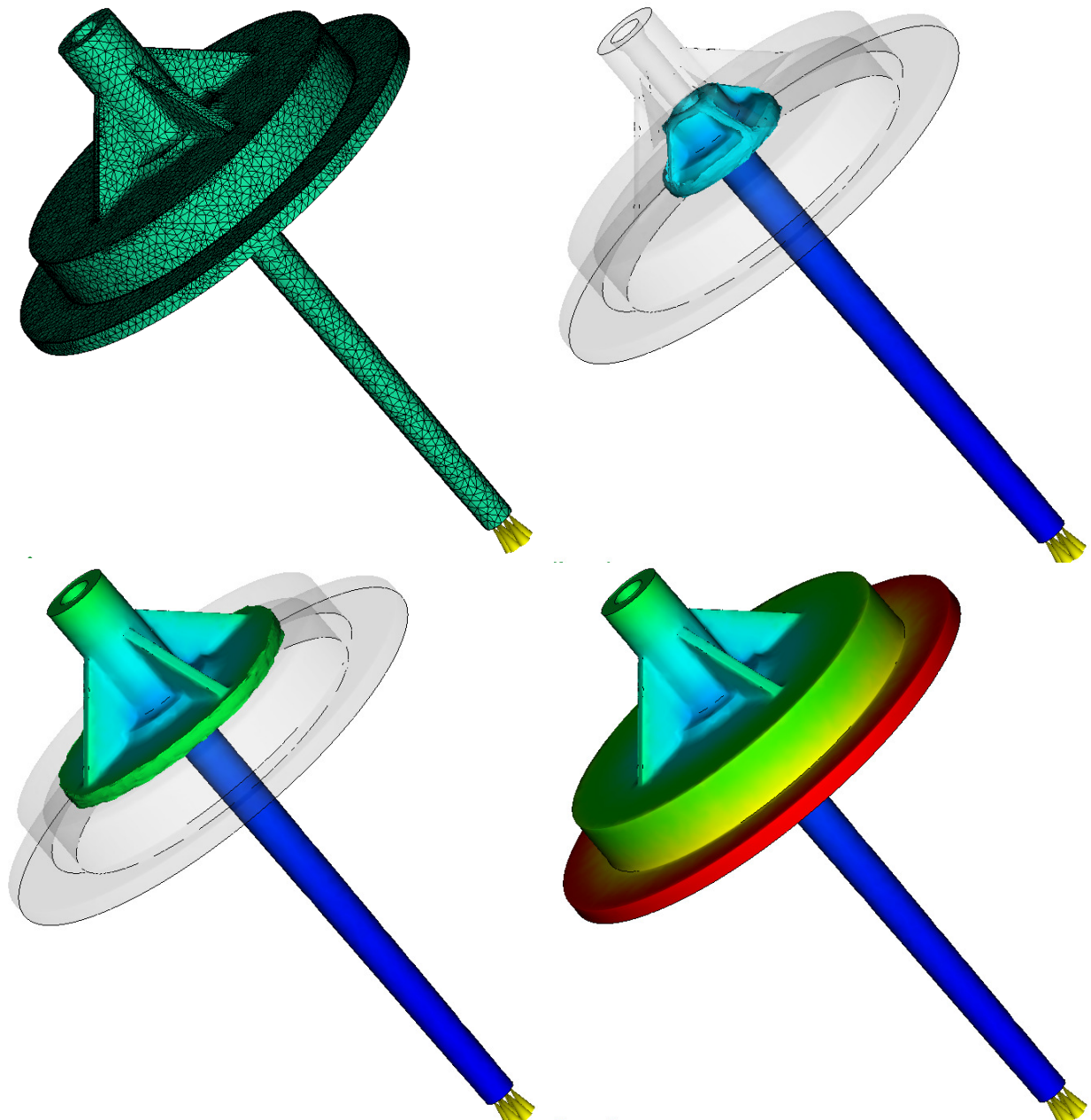


Abb. 8.22: Vernetztes Modell der Füllsimulation, zeitlicher Verlauf des Formfüllvorganges

Nach ca. 0,91 Sekunden sind der komplette Tubus und alle vier Versteifungsrippen gefüllt. Es ist eine gleichmäßige radiale Ausbreitung des Materials zu erwarten. Das Ergebnis der Füllanalyse ist in Form der lokalen Faserorientierungszustände in Abb. 8.23 dargestellt. Rot dargestellte Bereiche kennzeichnen eine ideale Orientierungsübereinstimmung von 1 bezogen auf die vertikale Tubusrichtung. Man erkennt, dass der mittlere Tubusbereich auf Orientierungswerte von gut 0,94 kommt und zum Tubuskopf hin relativ deutlich auf Werte um 0,5 abfällt. Die dunkelblauen Bereiche

kennzeichnen Faserorientierungen orthogonal zur vertikalen Tubusachse. Diese liegen vorwiegend auf dem waagerechten Plateau zwischen den Rippen vor. Die Rippen selber haben annähernd eine ihres lokalen Steigungswinkels entsprechende Orientierungszahl. Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Faserorientierungen in den meisten Bereichen des Bauteildemonstrators parallel zum zu erwartenden Kraftfluss bei einer Zugbeanspruchung des Tubus vorliegen. Dies deckt sich mit den Ergebnissen der Mikroskopaufnahmen am Rippenauslauf aus Kapitel 5.3.6, bei denen eine zu den Rändern tangentiale Ausrichtung der Fasern zu beobachten ist.

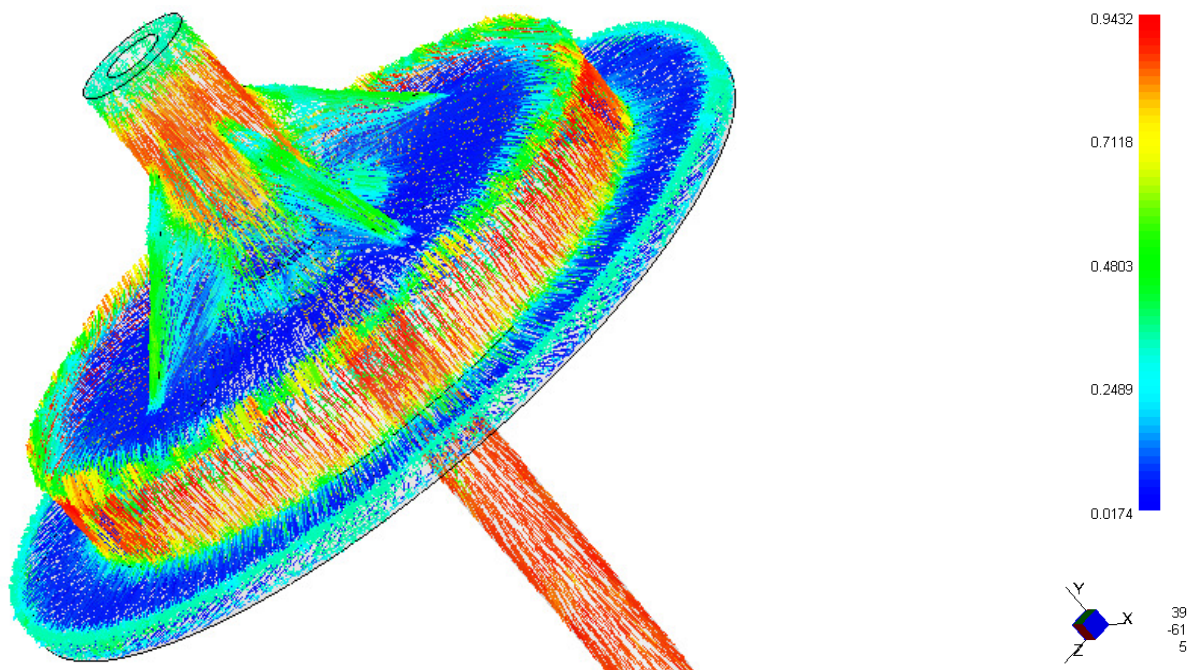


Abb. 8.23: Ergebnis der Füllsimulation, PP-LGF 30, Bauteildemonstrator mit 45°-Verrippung

#### 8.4.2 Mapping der lokalen Faserorientierungen auf das FE-Modell

Diese lokalen Faserorientierungszustände bzw. die der Orientierung entsprechenden elastischen Materialparameter werden im nächsten Berechnungsschritt mit Hilfe eines geeigneten Mapping-Werkzeugs auf das FE-Netz des Bauteildemonstrators übertragen. Dabei bietet zum einen Moldflow die Möglichkeit, transversal isotrope elastische Materialkennwerte des Verbundwerkstoffes in die Füllanalyse mit einzubeziehen und später die entsprechenden am Knoten vorhandenen Materialdaten an den FE-Solver zu übergeben. Unter Hinzunahme einer weiteren Mapping-Software mit dem Namen DIGIMAT lassen sich die lokalen Materialdaten des Verbundes alternativ auch über eine Homogenisierungsbetrachtung ermitteln. In diesem Fall werden die Materialkennwerte des Matrixwerkstoffes, der Fasern und der Orientierungstensor der Fasern angegeben. Aus diesen Werten errechnet sich Digimat die orthotropen Materialdaten die entsprechend der Moldflow-Analyse an das FE-Modell für die Strukturanalyse übergeben werden. Dabei fließen auf der einen Seite die in Kapitel 7.6.1 dargestellten Kennwerte von PP-LGF 30 direkt in die Berechnung mit

ein. Auf der anderen Seite dienen die in Tab. 8.1 und Tab. 8.2 angegebenen Werte für die Einzelkomponenten als Eingabewerte für Digimat. Zusätzlich lässt sich eine Faserlängenverteilung angeben, welche durch das Verhältnis von Faserlänge zu – Durchmesser charakterisiert ist. Für die hier vorgestellte Berechnung wurde ein Verhältnis von 30:1 angenommen.

	Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	E-Modul [N/mm <sup>2</sup> ]	Querdehnzahl [-]
Faser	2,6	72.500	0,22
Matrixmaterial	0,9	1500	0,4

Tab. 8.1: Materialdaten der Einzelkomponenten des Verbundes

	Fließrichtung (y)	x-Richtung	z-Richtung
Ausrichtung [%]	90	7	3

Tab. 8.2: Prozentualer Anteil der Orientierungsrichtungen

Das FE-Modell und die Ergebnisse der daraufhin mit dem FE-Simulationsprogramm ANSYS durchgeführten Strukturanalyse für einen quasistatischen Zugversuch an einem mit 45°-Rippen versehenen Bauteildemonstrator werden im folgenden vorgestellt.

### 8.4.3 Ergebnisse der Strukturanalyse

Die auf einer vorhergehenden Füllanalyse aufbauenden FE-Berechnungen mit Hilfe der am Markt verfügbaren Software werden zurzeit überwiegend linear elastisch durchgeführt. Dies liegt vor allem daran, dass die Schnittstellen der Programmsysteme eine reine Übergabe der lokalen Faserorientierungszustände nicht zulassen und somit die im FE-Solver vorhandenen Materialgesetze nicht nutzbar sind. Im Rahmen dieser Arbeit konnte eine Implementierung des Hill-Kriteriums für orthotrope Plastizität in eine der beiden Mapping-Tools nicht durchgeführt werden. Aus diesem Grunde ist ein Vergleich von Mess- und Simulationsergebnissen nur für den elastischen Verformungsbereich möglich. Die Ergebnisse der FE-Simulation mit vorhergehendem Mapping der Faserorientierungen mittels Digimat sind in Abb. 8.24 dargestellt. Als Grundlage dienen dabei die Versuchsrandbedingungen der in Kapitel 8.3.2 dargestellten Versuche bei langsamer Abzugsgeschwindigkeit sowie der resultierende Kraft-Zeit-Verlauf. Die Lasteinleitung durch die Schraube in den Tubus wurde dabei vereinfacht über die gesamte Innenmantelfläche entsprechend der Einschraubtiefe vorgenommen. Für die Maximallast von 2,5 kN ergeben sich unter Annahme linear elastischer Orthotropie die in Tab. 8.3 angegebenen Werte für die Verschiebungs- und Dehnungskomponenten kurz oberhalb des Rippenauslaufs. Dort befindet sich die am höchsten beanspruchte Stelle des Bauteildemonstrators. Es handelt sich dabei um die Ergebnisse der FE-Simulation nach einem Mapping durch Moldflow. Auf eine grafische Darstellung dieser Ergebnisse wird an dieser Stelle verzichtet, da der qualitative Verlauf aufgrund der gleichen Netzstruktur bei linearer Elastizität identisch

ist. Entsprechend sind alle Absolutwerte der Verschiebungs- und Dehnungskomponenten bei einem Mapping durch Digimat über einen einfachen Proportionalitätsfaktor mit den Werten nach einem Mapping durch Moldflow verknüpft.

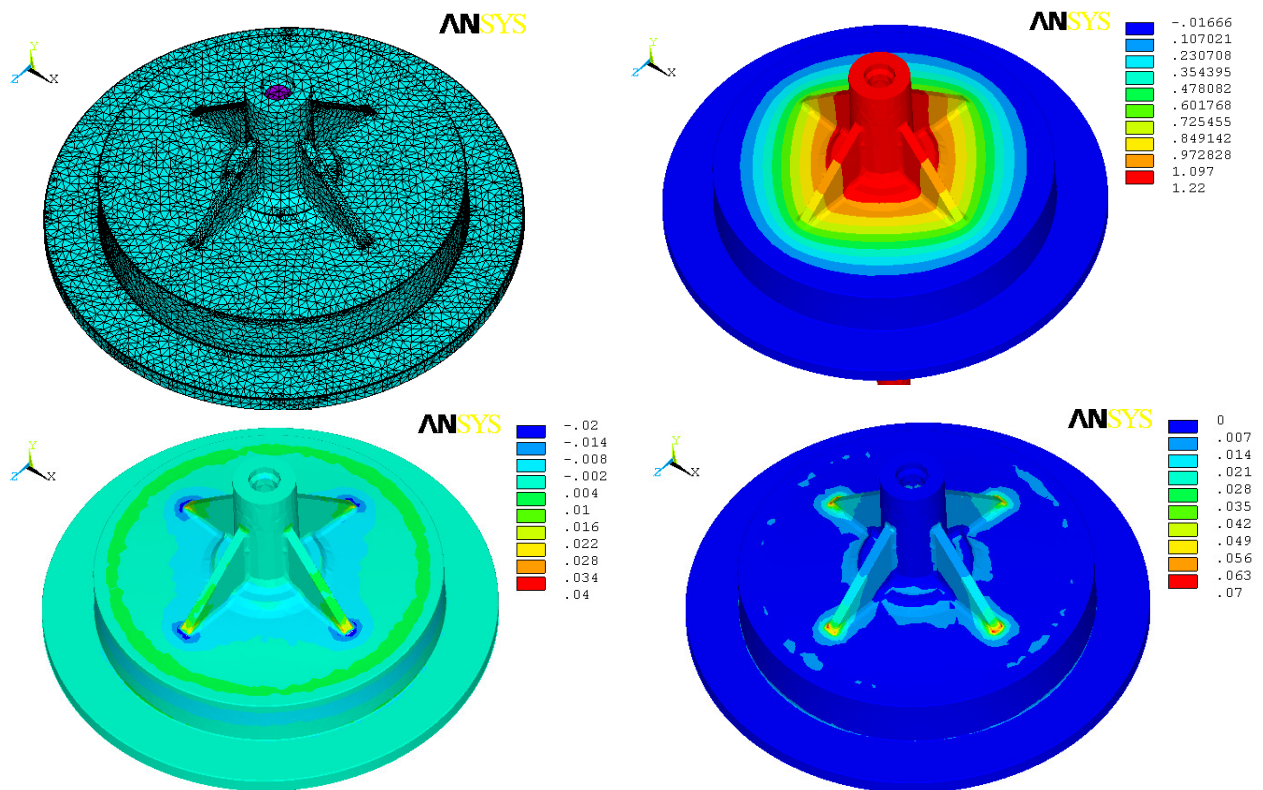


Abb. 8.24: Strukturanalyse des Bauteildemonstrators mit 45°-Rippe, linear elastisch orthotropes Materialverhalten, Maximale Zugkraft 2,5 kN, Diskretisierung (oben links), Vertikalverschiebungen (oben rechts), Vertikaldehnungen (unten links), Dehnungen in Haupttrichtung (unten rechts)

	Ux [mm]	Uy [mm]	Uz [mm]	Eps x	Eps y	Eps z	Eps xy	Eps xz	Eps yz
Moldflow	0,0212	0,422	-0,0009	0,85	0,64	-0,24	-4,5	0,39	-0,63

Tab. 8.3: Komponentendarstellung der Verschiebungen und der Dehnungen in Prozent, Knoten 3853, kurz oberhalb des Rippenauslaufs, Maximallast von 2,5 kN

Auffällig ist der sehr hohe Dehnungswert für die Schubdehnungen in der XY-Ebene am Rippenauslauf. Die Maximalverschiebung, die in weiten Bereichen des Tubus auftritt, beträgt bei der Berechnung mit Moldflow-Mapping ca. 0,8 mm und bei der Berechnung mit Digimat ca. 1,2 mm. Eine linear elastisch isotrope Vergleichsrechnung, bei der als Steifigkeitswert der E-Modul für die Faserlängsrichtung angegeben wurde, ergibt eine Maximalverschiebung von ca. 0,7 mm, also nur ca. 12,5% unter der des Modells mit den aus Versuchen ermittelten orthotropen Kennwerten. Dies ist aufgrund der über weite Teile des Bauteils in Richtung des Kraftflusses orientierten Fasern durchaus denkbar. Der während des Versuchs gemessene maximale Kolbenweg von ca. 2 mm lässt sich hingegen am ehesten auf die zusätzlichen plastischen Verformungen zurückführen, die in dieser FE-Simulation nicht berücksichtigt worden sind.

## 8.5 Vergleich der Mess- und Simulationsergebnisse

Um die Simulationsergebnisse für den elastischen Bereich zu validieren werden sie mit den entsprechenden Messergebnissen, die mit Hilfe der Grauwertkorrelationsanalyse bestimmt wurden, verglichen. In Abb. 8.25 sind diejenigen FEM-Knoten und die entsprechenden Knoten des Messfeldes dargestellt, deren Verschiebungs- und Dehnungswerte miteinander verglichen werden. Im Gegensatz zur Validierung an gelochten Zugproben wurde an dieser Stelle keine Interpolation des 3D-Messnetzes auf das FE-Netz durchgeführt. Ebenso wurde mit absoluten Messwerten und nicht mit relativen Verschiebungen gearbeitet. Die Abweichung der Messknoten von den FEM-Knoten beträgt maximal 0,15 mm, was genau der halben Kantenlänge der Facetten des Messfeldes entspricht.

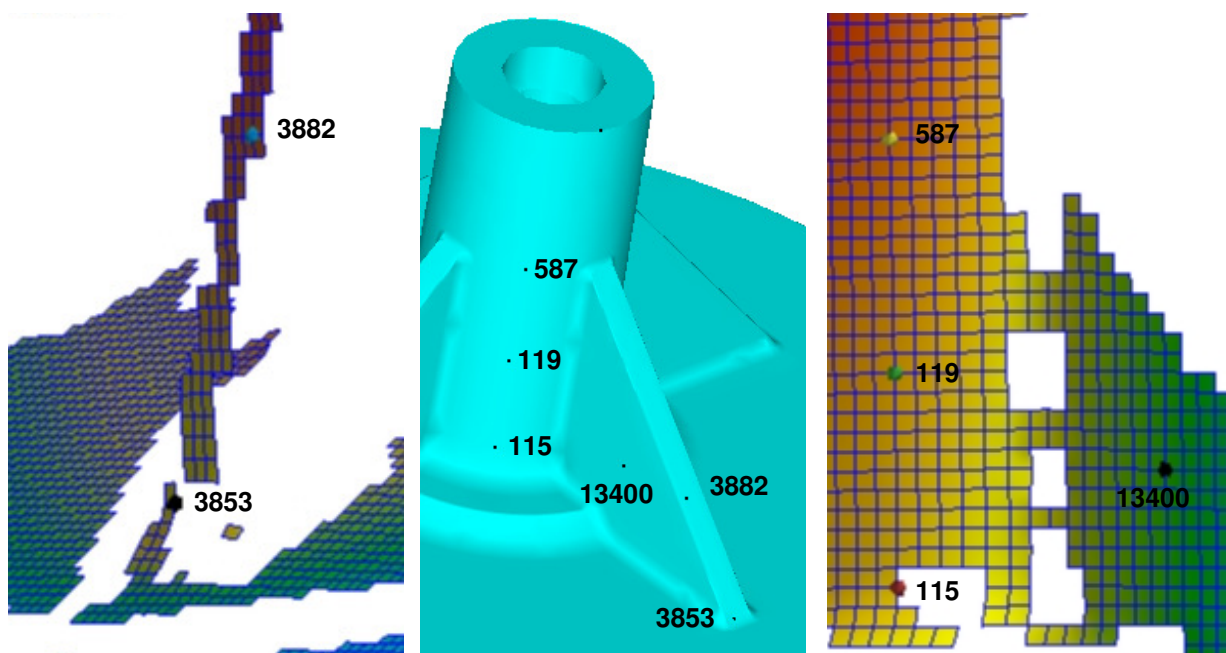


Abb. 8.25: Lage der Knoten auf dem FE-Modell und der zugehörigen Messpunkte

In Tab. 8.4 sind die simulierten und gemessenen Werte für die Vertikalverschiebungen sowie die Dehnungswerte in Y-Richtung und in der XY-Ebene an 6 Knoten für den Zustand am Ende des elastischen Bereiches aufgelistet. Dabei ist anzumerken, dass die XY-Ebene der Bildebene des Messsystems entspricht. Dehnungen in Tiefenrichtung lassen sich mit einem optischen Messsystem nicht bestimmen. Ein Vergleich der Horizontalverschiebungsanteile sowie der zugehörigen Dehnungen ist aufgrund der messtechnisch bedingten abweichenden Lage der Koordinatensysteme nur mittels räumlicher Koordinatentransformation möglich. Dies wurde im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt. Das Ende des elastischen Bereiches wird basierend auf den aus Versuchskurven ermittelten Fließübergängen bei spätestens 40% der Maximalkraft angenommen, was im Falle der quasistatischen Zugversuche an Demonstratoren aus PP-LGF 30 mit 45°-Rippe einer Zugkraft von 1 kN entspricht. Außerdem ist noch zu erwähnen, dass es sich bei den der Simulationsrechnung zugeordneten Messpunkten um Ergebnisse aus zwei unabhängig voneinander durchgeführten Messungen an zwei unterschiedlichen Probekörpern handelt.

	<b>u vertical [mm]</b>	<b>ε vertikal [%]</b>	<b>ε Bildebene [%]</b>
<b>587 SIM</b>	0,301	0,031	0,003
<b>587 EXP</b>	0,547	0,075	<0,0001
<b>119 SIM</b>	0,299	0,028	0,015
<b>119 EXP</b>	0,542	0,051	<0,0001
<b>115 SIM</b>	0,297	0,085	0,038
<b>115 EXP</b>	0,539	0,068	<0,0001
<b>13400 SIM</b>	0,274	0,027	0,392
<b>13400 EXP</b>	0,508	<0,0001	<0,0001
<b>3882 SIM</b>	0,246	0,133	0,127
<b>3882 EXP</b>	0,342	Nicht messbar	0,0012
<b>3853 SIM</b>	0,169	0,256	0,155
<b>3853 EXP</b>	0,277	Nicht messbar	0,0032

Tab. 8.4: Verschiebungs- und Dehnungswerte an ausgewählten Knoten bzw. Messpunkten, Messungen mit der Grauwertkorrelationsanalyse, FE-Simulation mit elastischen Kennwerten, PP-LGF 30

Beim Vergleich der Mess- mit den Simulationsergebnissen nach Moldflow-Mapping für den elastischen Bereich zeigen sich deutliche Abweichungen. Während die simulierten Verschiebungswerte in Zugrichtung auf dem Tubus zwischen den Rippen (Knoten 115, 119 und 587) sowie seitlich auf der Rippe (Knoten 13400) nahezu einheitlich um die 40% unterhalb der Messwerte liegen, ergeben sich für die Werte auf den Rippen (Knoten 3853 und 3882) um 30 bis 35 % niedrigere Werte. Bei den Vertikaldehnungen sind die prozentualen Abweichungen noch größer, wobei die Messwerte auf den Rippen im Bereich des Messrauschens bzw. außerhalb der Messebene liegen und somit nicht verwertbar sind. Die Messergebnisse für die Schubverzerrungen in der Bildebene liegen durchgängig unterhalb des Auflösungsvermögens und lassen keinen Vergleich der Messwerte mit den Simulationsergebnissen zu. Sowohl was die Absolutwerte für die Verschiebungen als auch die Dehnungen auf dem Tubus betrifft, bilden die mit Digimat aus den Einzelkomponenten des Verbundmaterials berechneten Kennwerte die Versuchsergebnisse für diesen speziellen Belastungsfall besser ab. Sie liegen 50% über den mit Moldflow errechneten Werten und somit nur 10 bis 15% über den Messwerten. Inwiefern die in den Voruntersuchungen fest gestellten Lunker und Inhomogenitäten einen Einfluss auf Abweichungen der Mess- von den Simulationsergebnissen haben, lässt sich schwer abschätzen. Anhand dieses Beispiels ist es daher schwierig zu sagen, ob eine direkte Eingabe von Kennwerten des Faserverbundes oder eine vorgeschaltete Homogenisierungsbehandlung grundsätzlich besser ist als die jeweils andere Variante. Es wurde somit zusammenfassend hinsichtlich der Messung und Simulation von Strukturbauteilen aus LFT erarbeitet, dass der jetzige Stand der Technik noch nicht soweit ist, dass Simulationsrechnungen jede konstruktive Besonderheit eines Bauteils unter beliebiger mechanischer Beanspruchung fehlerfrei berücksichtigen können.

## 9. Fazit und Ausblick

In dieser Arbeit werden ein Untersuchungskonzept zur Prüfung von langglasfaserverstärktem Polypropylen (PP-LGF) und die darauf folgenden mathematischen Auswertemethoden zur Ermittlung von Materialkennwerten vorgestellt. Darauf aufbauend werden Ergebnisse von Strukturanalysen einer gelochten Zugprobe und eines Spritzgussbauteils sowie einer Füllsimulation desselben Spritzgussbauteils präsentiert. Es zeigt sich, dass PP-LGF sowohl unter dem Aspekt der Durchführung von Materialprüfungen und der aus Versuchsergebnissen zu identifizierenden Werkstoffparameter als auch im Hinblick auf eine Beschreibung des Füllprozesses und des mechanischen Verhaltens mit Simulationswerkzeugen eine der anspruchsvollsten Werkstoffgruppen darstellt. Auf der experimentellen Seite muss bis an die Grenze der heutigen technischen Möglichkeiten gegangen werden. PP-LGF weist, im Gegensatz zu unverstärkten Thermoplasten, eine wesentlich geringere Versagensdehnung auf. Die seit einiger Zeit am Markt verfügbaren Hochgeschwindigkeitskameras liefern die erforderliche Bildrate und das optische Auflösungsvermögen, um Verschiebungsfelder an Probekörpern flächenhaft, objektiv und mit einer ausreichenden Anzahl an Zeitschritten zu erfassen. Im Vorfeld von Untersuchungsreihen ist es wichtig, die im Bereich der Regelungstechnik vorliegenden Einschränkungen genau zu prüfen und zu bewerten. Dazu gehört die genaue Kenntnis über die Konstanz der während eines Versuchs vorliegenden Abzugsgeschwindigkeiten und über die Möglichkeiten, dies evtl. mit Hilfe einer Nachregelung sicher zu stellen. Des Weiteren ist eine sorgfältige Aufarbeitung, Darstellung und Interpretation von Messergebnissen zu gewährleisten. Dazu gehört im Falle der Hochgeschwindigkeitsprüfung, dass jedes Mess- und Auswertergebnis einer kritischen Bewertung zu unterziehen ist, um deren Verlässlichkeit bestätigen zu können. Der Grund dafür liegt in einer noch fehlenden Normung für diese Art der Materialprüfung sowie der starken Streuungen der Ergebnisse. Eine vollautomatisierte Prüfung und Auswertung von Messdaten im Hochgeschwindigkeitsbereich ist daher insbesondere im Falle der Faserverbundwerkstoffe nur über eine Berücksichtigung sehr vieler Wiederholversuche oder aber nach erfolgter Normung zu empfehlen.

Im Verlauf dieser Arbeit konnte gezeigt werden, dass mit Hilfe des optischen Messverfahrens der Grauwertkorrelationsanalyse in Verbindung mit einer Hochgeschwindigkeitskamera flächenhaft Verschiebungs- und Dehnungsfelder innerhalb eines Dehnratenspektrums von fünf Dekaden erfasst und mit den entsprechenden Kraft-Zeit-Daten zu geschwindigkeitsabhängigen Spannungs-Dehnungs-Kurven umgerechnet werden können. Unter Berücksichtigung der Orthotropie des Faser-Kunststoff-Verbundes lassen sich aus diesen Kurven Materialkennwerte für ein orthotrop elasto-plastisches Werkstoffmodell ableiten. Die Charakterisierung der richtungsabhängigen viskoelastischen Spannungsanteile kann erfolgreich mit Hilfe einer Prony-Reihe mit vier Relaxationstermen durchgeführt werden. Im Rahmen einer Validierung konnte gezeigt werden, dass die Simulation des orthotrop elasto-plastischen Verhaltens von PP-LGF 40 für Geometrien bei denen eine durchgehende

Faserorientierung entsprechend des Dreischichtmodells vorliegt, mit guter Genauigkeit möglich ist. Die realitätsnahe Simulation einer komplexeren Struktur mit lokal ausgeprägten Faserorientierungen ist zurzeit hingegen verbesserungswürdig. Dies wurde am Beispiel von PP-LGF 30 gezeigt. Ein Vergleich der mechanischen Eigenschaften von PP-LGF mit unterschiedlichen Faservolumengehalten ist sehr zeitintensiv und bedarf einer sorgfältigen Zusammenarbeit sowohl der am Herstellungsprozess des Probematerials, als auch der an der Materialprüfung, anschließenden Datenauswertung und Simulationsrechnung Beteiligten. In diesem Zusammenhang kann nur die Verwendung einheitlicher Chargen von Probematerial, Verarbeitungsparameter, Plattengeometrien, Prüfanlagen sowie insbesondere der Messverfahren und damit verbundenen Datenauswertung eine nachvollziehbare Vergleichbarkeit gewährleisten. Eine Normung für die Anwendung von Messverfahren, in der z.B. die Auswerteparameter bei der Anwendung der Grauwertkorrelationsanalyse fest gelegt werden, könnte dabei ein wichtiger Schritt sein. Generell besteht in allen Bereichen innerhalb des Bauteiloptimierungsprozesses weiterhin ein hoher Entwicklungsbedarf. Auf der experimentellen Seite müssen Prüfmaschinen eine genau auf das zu prüfende Material abgestimmte technische Ausrüstung, z.B. in Form von Regelungsmöglichkeiten und Einspannvorrichtungen für Probekörper haben. Dies gilt auch für die gesamte Messtechnik. Höhere Bildraten und Auflösungen der Hochgeschwindigkeitskameras ermöglichen z.B. stabilere und genauere Messungen. So haben diese technischen Daten einen direkten positiven Einfluss auf die aus Messungen gewonnene Datengrundlage für darauf aufbauende Arbeitsschritte in CAE-Abteilungen.

Die Ergebnisse dieser Arbeit führen zu der Einschätzung, dass betreffend der Simulation von Bauteilen aus langglasfaserverstärktem Polypropylen der größte Entwicklungsbedarf im Bereich der Füllsimulation besteht. Wie o.a. gilt dies insbesondere, da Füllsimulationen bei Bauteilen aus Langglasfasermaterialien eine unverzichtbare Vorstufe zur Strukturanalyse darstellen und auf diesem Gebiet zurzeit noch wenig zuverlässige und validierte Ergebnisse vorliegen. Solange die Ergebnisse dieser Berechnungen noch nicht zu 100% belastbaren Aussagen führen, lässt sich die Qualität einer darauf aufbauenden Strukturanalyse und der darin gewählten Materialmodelle und verwendeten Parameter nicht zuverlässig beurteilen. In diesem Zusammenhang ist es notwendig, entweder den Spritzgußprozess bei langglasfaserverstärktem Polypropylen so zu verbessern, dass im resultierenden Bauteil keine Inhomogenitäten in Form von Lunkern und Vakuolen vorliegen, oder aber, dass eine Füllsimulation in der Lage ist, Lufteinschlüsse sowohl in ihrer Ausprägung als auch ihrer Lage zu berücksichtigen.



## 10. Literaturverzeichnis

---

- [1] Ehrenstein, G., W.: Polymer-Werkstoffe, Struktur – Eigenschaften – Anwendung, 2. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, (1999)
- [2] Erhard, G.: Konstruieren mit Kunststoffen, 2. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, (1999)
- [3] Maier M.: Crashverhalten von Faserverbundwerkstoffen - Stand und Perspektiven -. Tagungsband, 9. Problemseminar "Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen", Merseburg (2003)
- [4] Maier, M.: Leichtbau mit Faser-Kunststoff- Verbunden – Stand und Perspektiven. 1. Materialica Kongress, Composites in Automotive und Aerospace, München (2005 )
- [5] Schemme, M.: Langglasfaserverstärkte Thermoplaste (LFT) – Entwicklungsstand und Perspektiven, Innovative Systeme zum Spritzgießen, optische und transparente Bauteile, (2004), S. 79-103
- [6] Jud, T., Harzheim, I., Meinert, H. D., Pettirsch-Tisler, R.: Kunststoff-Ersatzradmulden, Kunststoffe, Jhrg. 90 (2000), S. 108-112
- [7] Wolfsberger, A., Gahleitner, M., Wachholder, M.: Polypropylen (PP), Kunststoffe, Jhrg. 92 (2002), S. 44-51
- [8] Jensen, R. et al.: Synergie schafft neue Technologien, Kunststoffe, Jhrg. 91 (2001), S. 96-102
- [9] Junginger, M.: Charakterisierung und Modellierung unverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen, Universität der Bundeswehr München, Dissertation, (2002)
- [10] Schluppkotten, J.: Ein Beitrag zur numerischen Integration von neuen Werkstoffen in die Fahrzeugcrashberechnung, Schriftenreihe des Instituts für Verbundwerkstoffe, Band 16, Kaiserslautern (2001)
- [11] Richeton, J. et al. : Influence of temperatur and strain rate on the mechanical behavior of three amorphous polymers: Characterization and modelling of the compressive yield stress, International journal of solids and structures, Band 43 (2006), S.2318-2335
- [12] Latz, A.; Maier, M.: Simulation langfaserverstärkter Thermoplaste. Kunststoff Trends, S. 22-23 (2007)
- [13] Frik, S., Erzgräber, M., Wüst, A., Glaser, S.: Entwicklung eines Lower Bumper Stiffeners für den Fußgängerschutz, VDI-Tagung „Kunststoffe im Automobilbau, Mannheim (2006)
- [14] Lemaitre, J.; Chaboche, J. L.: Mechanics of solid materials, Cambridge University Press, New York, (1990)
- [15] Haufe, A., Du Bois, P.: Feucht, M., Kolling, S. :Aktuelle Herausforderungen bei der Validierung von Kunststoffmaterialmodellen für die Craschanwendung, Tagung „Kunststoffe + Simulation, Fellbach (2007)
- [16] Kraatz, A., Moneke, M., Kolupaev, V., Becker, F., Nierbauer, A.: Modelle für die Bauteilsimulation und ihre Anwendung, Tagung „Kunststoffe + Simulation, Fellbach (2007)
- [17] Betten, J.: Kontinuumsmechanik, Elastisches und inelastisches Verhalten isotroper und anisotroper Stoffe, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin (2001)

- 
- [18] Wriggers, P.: Nichtlineare Finite-Element-Methoden, Springer-Verlag, Berlin (2001)
- [19] Gross, D., Seelig, T.: Bruchmechanik, mit einer Einführung in die Mikromechanik, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin (2001)
- [20] Holzapfel, G., A.: Nonlinear Solid Mechanics: A Continuum Approach for Engineering, 2. Auflage, Wiley & Sons (2000)
- [21] Gross, D., Hauger, W., Schnell, W., Wriggers, P.: Technische Mechanik 4, Hydromechanik, Elemente der höheren Mechanik, Numerische Methoden, Springer-Verlag Berlin, (1993)
- [22] Altenbach, J., Altenbach, H.: Einführung in die Kontinuumsmechanik, Teubner-Verlag, Stuttgart, (1994)
- [23] Dias da Silva, V.: Mechanics and Strength of Materials, Springer-Verlag Berlin, (2006)
- [24] Kachanov, M., Shafiro, B., Tsukrov, I.: Handbook of Elasticity Solutions, Kluwer Academic Publishers, (2003)
- [25] Rand, O., Rovenski, V.: Analytical Methods in Anisotropic Elasticity, Birkhäuser-Verlag, Boston, (2005)
- [26] Ullrich, F., Altenbach, H: Dehnratenabhängiges Materialverhalten endlosfaserverstärkter Thermoplastwerkstoffe, Tagung „Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen“, Merseburg (2003)
- [27] Phan-Thien, M.: Understanding Viscoelasticity, Basics of Rheology, Springer-Verlag, Berlin (2002)
- [28] Drozdov, A. D.: Mechanics of viscoelastic solids, J. Wiley & Sons, New York (1998)
- [29] Mulliken, A. D.: Boyce, M., C.: Mechanics of the rate-dependent elastic-plastic deformation of glassy polymers from low to high strain rates, Journal of Solids and Structures, S. 1331-1356 (2006)
- [30] Skrzypek, J. J.: Plasticity and Creep, CRC Press, Boca Raton (1993)
- [31] Schmachtenberg, E., Brinkmann, M.: Crashsimulation, Kunststoffe, S. 135-138 (11/2005)
- [32] ABAQUS/Explicit Version 6.6: Theory Manual, Hibbit, Karlsson & Soerensen, Inc. 1080 Main Street, Pawtucket, USA
- [33] Hibbit, Karlsson & Sorenson, Inc.: ABAQUS Manual Library, Version 6.7, 2007
- [34] Bauwens-Crowet, C., Bauwens, J. C., Homes, G.: The Temperature Dependence of Yield of Polycarbonate in Uniaxial Compression and Tensile Tests, Journal of Materials Science, S. 176-183 (1972)
- [35] Bauwens-Crowet, C.: The compression yield behaviour of polymethyl methacrylate over a wide range of temperatures and strain rates, Journal of Materials Science, S. 968-979 (1973)
- [36] Matsuoka, S.: Nonlinear Stress Strain Relationships in Polymeric Solids, in: Failure of Plastics, Hanser-Verlag, München (1986)
- [37] Williams, M. L., Landel, R. F., Ferry, J. D.: The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and other Glass-forming Liquids, Journal of the American Chemical Society (1955)
- [38] G'Sell, C., Jonas, J.J.: Determination of the plastic behaviour of solid polymers at constant true strain rate, Journal of Materials Science, S. 583-591 (1979)

- 
- [39] Sternstein, S.S, Myers, F.A.: Yielding of glassy polymers in the second quadrant of principal stress space, *Journal of macromolecular science – physics* , Band 8, S. 539-571 (1973)
- [40] Sternstein, S.S, Ongchin, L.: Yield criteria for plastic deformation of glassy high polymers in general stress fields, *Polymer Preprints* 10, S. 1117-1124 (1969)
- [41] Argon, A.S.: A Theory for the low-temperature plastic deformation of glassy polymers, *Philosophical Magazine*, Band 28, S. 839-865 (1973)
- [42] Boyce, M.C., Arruda, E.M., Jayachandran, R.: The large strain compression, tension, and simple shear of polycarbonate, *Polymer Engineering and Science*, Band 34, S. 716-725 (1994)
- [43] Boyce, M.C., Arruda, E.M.: An experimental and analytical investigation of the large strain compressive and tensile response of glassy polymers, *Polymer Engineering and Science*, Band 30, S. 1288-1297 (1990)
- [44] Boyce, M.C., Parks, D. M., Argon, A.S.: Large inelastic Deformation of glassy polymers, part 1: Rate dependent constitutive model, *Mechanics of materials*, Band 7, S. 15-33 (1988)
- [45] Reinhardt, A.: Characterization of Rheology and Prediction of Three-dimensional Fiber Orientation during Injection Molding of Long Glass Fiber Reinforced Polypropylene, *Schriftenreihe des Instituts für Verbundwerkstoffe GmbH* , Band 30, Kaiserslautern, (2002)
- [46] Jang, B. Z.: *Advanced Polymer Composites: Principles and Applications*, ASM International (1994)
- [47] Swallowe, G., M.: *Mechanical Properties and Testing of Polymers: An A-Z Reference*, 1.Auflage, Springer Verlag (2000)
- [48] Karger-Kocsis, J.: *Polypropylene, Structure, blends and composites, Part 2: Copolymers and Blends*, Chapman & Hall, London (1995)
- [49] Karger-Kocsis, J.: *Polypropylene, Structure, blends and composites, Part 1: Structure and Morphology*, Chapman & Hall, London (1995)
- [50] Domininghaus, H., Eyerer, P., Elsner, P., Hirth, T.: *Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften*, 6. Auflage, Springer Verlag Berlin (2004)
- [51] Ruge, J., Wohlfahrt H.: *Technologie der Werkstoffe*, 8. Auflage, Vieweg Verlag (2007)
- [52] Hellerich, W., Harsch, G., Haenle, S.: *Werkstoff-Führer Kunststoffe, Eigenschaften, Prüfungen, Kennwerte*, 9. Auflage, Hanser Fachbuchverlag (2004)
- [53] Saechtling, H.-J., Baur, E., Brinkmann, S., Osswald, T. A., Schmachtenberg, E., Pabst, F.: *Kunststoff Taschenbuch*, 30. Auflage, Hanser Fachbuch (2007)
- [54] Keim, W.: *Kunststoffe, Synthese, Herstellungsverfahren, Apparaturen*, 1. Auflage, Wiley Verlag (2006)
- [55] Briehl, H.: *Chemie der Werkstoffe*, 2. Auflage, Teubner Verlag (2008)
- [56] Flemming, M., Ziegmann, G., Roth, S.: *Faserverbundbauweisen*, Springer Verlag Berlin (1995)
- [57] Grellmann, W., Seidler, S.: *Kunststoffprüfung*, Hanser Verlag München (2005)
- [58] Karian, H. G.: *Handbook of polypropylene and polypropylene composites*, Marcel Dekker Inc., New York (1999)

- 
- [59] Arridge, R.,G., C.: An Introduction to Polymer Mechanics, Taylor & Francis Verlag London (1985)
- [60] Bargel, H. J., SCHULZE, G.: Werkstoffkunde, 7. Auflage, Springer-Verlag Berlin (2000)
- [61] Rösler, J., Harders, H., Bäker, M.: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, 2. Auflage, Teubner Verlag (2006)
- [62] Flemming, G., Roth, S.: Faserverbundbauweisen, Eigenschaften, Springer Verlag Berlin (2003)
- [63] Karger-Kocsis, J.: Polypropylene, Structure, blends and composites, Part 3: Composites, Chapman & Hall, London (1995)
- [64] Thomason, J. L., Vlug, M.A., Schipper, G., Krikorf, H. G. L. T.: Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: Part 3, Strength and Strain at Failure, Composites Part A 27A, S.1075-1084, Elsevier Science Limited (1996)
- [65] Thomason, J. L., Vlug, M.A.: Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: 4, Impact Properties, Composites Part A 28A, S. 277-288, Elsevier Science Limited (1997)
- [66] Thomason, J. L.: The Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: 5. Injection moulded long and short fibre PP, Composites Part A 33A, S. 1641-1652, Elsevier Science Limited (2002)
- [67] Thomason, J. L.: Interfacial strength in thermoplastic composites – at last an industry friendly measurement method?, Composites Part A 33A, S. 1283-1288, Elsevier Science Limited (2002)
- [68] Karger-Kocsis, J.: Instrumented impact fracture and related failure behaviour in short- and long-glass-fiber-reinforced polypropylene
- [69] Hull, D., Clyne, T. W.: An Introduction to Composite Materials, 2. Auflage, Cambridge University Press (1996)
- [70] Kelly, A., Tyson, W. R.: Tensile properties of fibre-reinforced metals, J. Mech. Phys. Solids, Nr. 13, S. 329-350 (1965)
- [71] Kelly, A., Macmillan, N.H.: Strong solids, Clarendon Press, Oxford, S. 269 (1986)
- [72] Deutsche Norm (DIN) EN ISO 179/1A-1982(E), Bestimmung der Charpy Schlagzähigkeit, Beuth Verlag, Berlin (1982)
- [73] Courtney, T. H.: Mechanical Behavior of Materials, Mc Graw-Hill, New York (1990)
- [74] DIN EN ISO/IEC 17025, Allgemeine Anforderungen an die Kompetenz von Prüf- und Kalibrierlaboratorien, Beuth-Verlag, Berlin (2005)
- [75] DIN EN ISO/IEC 17024: Allgemeine Anforderungen an Stellen, die Personen zertifizieren, Beuth-Verlag, Berlin (2003)
- [76] Staab, G. H., Gilat, A.: High strain rate response of Angle-Ply Glass/Epoxy Laminates Journal of Composite Materials, Vol. 29 (1995), S. 1308-1320
- [77] Glaser, S., Wüst, A., Jansen, D.: Crashbelastete Bauteile virtuell entwickeln, Kunststoffe, Heft 9 (2006),S.168-172
- [78] Walrath, D. E., Adams, D.F.: The Iosipescu Shear Test as Applied to composite materials, Experimental Mechanics, Vol. 23 (1983), S. 105-110

- 
- [79] Arcan, M.: The Iosipescu Shear Test as Applied to composite materials – Discussion, *Experimental Mechanics*, Vol. 24 (1984), S. 66-67
- [80] Hung, S. C., Liechti, K. M.: Finite element analysis of the Arcan Specimen for fiber reinforced composites under pure Shear and biaxial loading, *Journal of Composite Materials*, Vol. 33 (1999), S. 1288-1316
- [81] Pitz, H.-J.: Zykluszeit ist Geld, *Kunststoffe* (5/2003), S. 41-46
- [82] Bürkle, E.: Sieverding, M., Mitzler, J., Spritzgießverarbeitung von langglasfaserverstärktem PP, *Kunststoffe* (3/2003), S. 47-50
- [83] Brüssel, R., Ernst, H., Henning, F.: Langfaserverstärkte Thermoplaste inline compounding, *Kunststoffe* (10/2001), S. 136-143
- [84] Johannaber, F., Michaeli, W.: *Handbuch Spritzgießen*, 2. Auflage, Hanser Verlag München (2004)
- [85] Bailey, R., Kraft, H.: A study of fibre attrition in the processing of long fibre reinforced thermoplastics, *Intern. Polymer Processing*, Bd. 2, S. 94-101 (1987)
- [86] Vu-Khanh, T., Denault, J., Habib, P., Low, A.: The effects of injection moulding on the mechanical behaviour of long-fibre-reinforced PBT/PET blends, *Composite Science Technologies*, Nr. 40, S. 423-435 (1991)
- [87] Harmia, T., Friedrich, K.: Mechanical and thermomechanical properties of discontinuous long glass fibre-reinforced PA66/PP blends, *Plastics Rubber Compos. Processing and Applications*, Nr. 23, S. 63-69 (1995)
- [88] Gore, C. R.: Long fibre-reinforced thermoplastic injection moulding compounds, *Compos. Polymers*, Nr.1, S. 280-299 (1989)
- [89] Franzen, B., Klason, C., Kubat, J., Kitano, T.: Fibre degradation during processing of short fibre-reinforced thermoplastics, *Composites*, Nr. 20, S. 65-76 (1989)
- [90] Fisa, B.: Mechanical degradation of glass fibres during compounding with polypropylene, *Polymer Compos.*, Nr. 6, S. 232-239 (1985)
- [91] Metten, M., Cremer, M.: Langfaserverstärkte Thermoplaste spritzgießen – Verfahrensparameter beeinflussen die Faserlänge, *Kunststoffe*, S. 80-83 (2000)
- [92] Ehrenstein, G.W.: *Handbuch Kunststoffverbindungstechnik*, Hanser Verlag München (2004)
- [93] Dratschmidt, F.: Zur Verbindungstechnik von glasfaserverstärktem Polyamid – Schrauben und Inserts, *Dissertation, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Universität Erlangen-Nürnberg* (1999)
- [94] Lori, W.: Die Berechnung von Schraubenverbindungen nach der neuen Richtlinie VDI 2230, *VDI-Bericht Nr. 164, Zwickau* (2001)
- [95] Keuerleber, M.: Bestimmung des Elastizitätsmoduls von Kunststoffen bei hohen Dehnraten, *Institut für Kunststoffprüfung und Kunststoffkunde der Universität Stuttgart, Dissertation* (2006)
- [96] Kussmaul, K., Zimmermann, C., Issler, W.: Dynamic Tensile Testing with a Large Scale 33 MJ Rotating Disc, *Journal de Physique, Colloque C5* (1985)
- [97] Julisch, P., Sturm, D., Gerhard, F.: Eine neuartige pulvergetriebene Schnellzerreissmaschine, *Materialprüfung*, 31 (1989)

- 
- [98] Hauser, F. E.: Techniques for measuring Stress-Strain Relations at High strain Rates, *Experimental mechanics*, Vol. 6, (1966), S. 395-402
- [99] Staab, G. H., Gilat, A.: A direct-tension Split Hopkinson Bar for high strain-rate testing *Experimental mechanics*, Vol. 31, (1991), S. 232-235
- [100] Kang, W.J., Cho, S. S., Huh, H.: Identification of dynamic behaviour of sheet metals for an autobody with Tension Split Hopkinson Bar, *Advances in Product and Process Integration* (1998)
- [101] Homepage des Instituts für Verbundwerkstoffe, Kaiserslautern: [http://www.ivw.uni-kl.de/de\\_fallturm.8.html](http://www.ivw.uni-kl.de/de_fallturm.8.html), Stand 04/2007
- [102] Fitoussi, J. et al. : Experimental methodology for high strain-rates tensile behaviour analysis of polymer matrix composites
- [103] Maurer, G.: Schnellzugversuche an Kunststoffen, 14th international Forum für Materials Testing, Ulm (2005)
- [104] Maurer, G.: Hochgeschwindigkeitsprüfung von Kunststoffen mit Hilfe von Schnellzugversuchen, 9. Tagung Deformation und Bruchverhalten von Kunststoffen, Merseburg (2003)
- [105] Bardenheier, R.: Ermittlung dynamischer Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation, „Kunststoffe und Simulation“, Tagung, Stuttgart Fellbach, (2007)
- [106] Watter, H.: Hydraulik und Pneumatik: Grundlagen und Übungen - Anwendungen und Simulation, Studium Technik, Vieweg-Verlag (2008)
- [107] Will, D., Ströhl, H., Gebhardt, N.: Hydraulik. Grundlagen, Komponenten, Schaltungen, 2. Auflage, Springer-Verlag (2004)
- [108] Häcker, R., Wossidlo, P.: Der Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit im Zugversuch auf die Anforderungen an die Messtechnik und auf das Probenverhalten, *Werkstoffprüfung 2004*, Tagung in Neu-Ulm, (2004)
- [109] Müller, R. K. et al.: *Mechanische Größen elektrisch gemessen*, 3. Auflage, Expert Verlag Ehningen, (1990)
- [110] Alciatore, D. G., Hestand, M., B.: *Introduction to Mechatronics and Measurement Systems*, McGraw-Hill Verlag, Boston (2007)
- [111] Fraden, J.: *Handbook of Modern Sensors. Physics, Designs, and Applications: Physics, Designs and Applications (AIP Conference Proceedings)*, Springer-Verlag Berlin, (2004)
- [112] Trietley, H. L.: *Transducers in Mechanical and Electronic Design*, Marcel Dekker Ltd, (1986)
- [113] Nyce, D. S.: *Linear Position Sensors: Theory and Application*, 1. Auflage, Wiley & Sons Verlag (2004)
- [114] Harris, H. G.: Sabnis, G., *Structural Modeling and Experimental Techniques*, CRC Press Inc, 2. Auflage (1999)
- [115] Homepage der Firma VKT: <http://www.vkt.de/hs9.html>
- [116] *Dedocool Benutzerhandbuch*, Dedo Weigert Film GmbH, München
- [117] Friebe, H.; Galanulis, K.; Erne, O.; Müller, E.: *FLC Determination And Forming Analysis by Optical Measurement Systems*, FLC-Zurich 06, March 15th-16th 2006, ETH Zurich

- 
- [118] Renz, R., Stelzer, G.: berührungslose Messverfahren in der Werkstoff- und Produktentwicklung, Vorlesungsskript, TU Kaiserslautern, Lehrstuhl RPE, (2006)
- [119] Ettemeyer, A.: Material and component validation by speckle interferometry and correlation methods, 16th WCNDT, Montreal, Canada (2004)
- [120] ARAMIS v5.4, Benutzerinformation, Gesellschaft für optische Messtechnik (GOM), Braunschweig, (2005)
- [121] R. Tutsch, R. Ritter, M. Petz: Zur flächenhaften zerstörungsfreien Prüfung mit Hilfe optischer Feldmeßtechnik. ZfP in Anwendung, Entwicklung und Forschung, Berlin, Berichtsband 75-CD, (2001)
- [122] Winter, D.: Optische Verschiebungsmessung nach dem Objektrasterprinzip mit Hilfe eines flächenorientierten Ansatzes, Dissertation, Universität Braunschweig, (1993)
- [123] Baecker, J.: Zentralprojektion in der Darstellenden Geometrie, (2005)
- [124] Richter, R.: Erfassung von Formänderungsgrößen, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung
- [125] Schreier, W.: Lichtenberg, R.: Kombination von Stereoskopie und digitalen Korrelationsverfahren, 2. Oldenburger 3D-Tage, Oldenburg (2003)
- [126] Hiermaier, S.: Auslegung crashbelasteter Kunststoffbauteile, „Kunststoffe und Simulation“, Tagung, Stuttgart Fellbach, (2007)
- [127] Hobeika, S.: lokales Deformationsverhalten bei hohen Geschwindigkeiten, „Kunststoffe und Simulation“, Tagung, Stuttgart Fellbach, (2007)
- [128] Harwood, N.; Cummings, W.M.: Thermoelastic stress analysis. Bristol: IOP Publishing Ltd, (1991 )
- [129] Pitarresi, G.; Patterson, E. A.: A review of the general theory of thermoelastic stress analysis, J. Strain Analysis 38, S. 405-417, (2003)
- [130] Boyce, B. R.: Steps to modern thermoelastic stress analysis, stress photonics inc., ATEM Conference, Ube, Japan, (1999)
- [131] Stelzer, G.; Klavzar, A.; Bos, M.; Renz, R.: Investigation of the thermoelastic response of long-fibre reinforced thermoplastics by comparison with different non-contact strain measurement techniques. Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd.), S. 1706-1715, (2006)
- [132] Biot, M. A.: Thermoelasticity and irreversible thermodynamics, Journal of Applied Physics, Vol. 27, Seite 240-253 (1953)
- [133] Dulieu-Barton, J. M.: Introduction to the thermoelastic stress analysis. Strain, Ausgabe Mai, Seite. 35-39 (1999)
- [134] Dulieu-Barton, J. M., Stanley, P.: Applications of thermoelastic stress analysis to composite materials. Strain, Maiausgabe, Seite 41 - 48 (1999)
- [135] Halderson, L., M.: Thermoelastic stress analysis system developed for industrial application, Dissertation, University of Aalborg (1998)
- [136] Bakis, Charles E., Reifsnider, Kenneth L.: The Adiabatic Thermoelastic Effect in Laminated Fiber Composites, Journal of Composite Materials, Vol. 25, Seite 809 - 830 (1991)
- [137] Stelzer, G., Renz, R.: Optische Analyse des Deformations- und Dehnungsverhaltens von Composites, AVK-Tagung, Stuttgart, (2007)

- 
- [138] Reese, O.: Ortsaufgelöste Hysteresismessung mit Hilfe eines Laser-Extensometers. Verfahren und Vorrichtung zur Ermittlung der mechanisch-dynamischen Eigenschaften von Werkstücken. Dissertation. TU Kaiserslautern, (2000)
- [139] Grellmann, W.: Bierögel, W.: Laserextensometrie anwenden – Einsatzmöglichkeiten und Beispiele aus der Kunststoffprüfung. Materialprüfung 40, S. 452-458, (1998)
- [140] DIN EN ISO 527-1: Kunststoffe – Bestimmung der Zugeigenschaften, Teil 1: Allgemeine Grundsätze, Beuth-Verlag, Berlin (1996)
- [141] Hemmleb, M.: Digitale 3D Bild-Auswertung von REM-Aufnahmen, Publikationen der Deutschen Gesellschaft für Photogrammetrie und Fernerkundung, Band 5, Berlin, S.47-54 (1997)
- [142] Friebe, H., Galanulis, K.: Flächenhafte optische Deformationsanalyse in der Hochgeschwindigkeitsbeanspruchung - Kennwertermittlung für die Praxis, Tagung Werkstoffprüfung, Bad Nauheim, (2003)
- [143] Mahnken, R.: Identification of material parameters for constitutive equations. In E. Stein, R. de Borst and T.J.R. Hughes, editors: Encyclopedia of Computational Mechanics, Band 2, Seiten 637-655, Wiley & Sons (2004)
- [144] Bazaraa, M.; Sherali, H.; Shetty, C.: Nonlinear Programming, Wiley & Sons (1993)
- [145] Bertsekas, D.P.: Nonlinear Programming, Athena Scientific (1999)
- [146] Mahnken, R., Stein, E.: A unified approach for parameter identification of inelastic material models in the frame of the finite element method, Computer Methods Appl. Mech. Engineering, Band 136, S.: 225-258 (1996)
- [147] Kleuter, B.: Generalized Parameter Identification for Finite Viscoelasticity, Technische Universität Kaiserslautern, Dissertation (2007)
- [148] Hill, R.: The Mathematical Theory of Plasticity, Oxford university Press, London (1950)
- [149] Hosford, W. F.: Mechanical Behavior of Materials, Cambridge University Press (2005)
- [150] Bunge, H.J.; Pöhlandt K.; Tekkaya, A.E.; Banabic, D.: Formability of Metallic Materials: Plastic Anisotropy, Formability Testing, Forming Limits; 1. Ausgabe, Springer-Verlag, Berlin (2000)
- [151] Unveröffentlichte Diplomarbeit, Ticona GmbH und Hochschule Darmstadt (2008)
- [152] DIN EN 10002-1:2001-2012 Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, Beuth-Verlag, Berlin (2001)
- [153] Issler, L.; Ruoß, H.; Häfele, P.: Festigkeitslehre – Grundlagen, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin (2003)
- [154] Bürgel, R.: Festigkeitslehre und Werkstoffmechanik: Festigkeitslehre, 1. Auflage, Vieweg+Teubner-Verlag (2005)
- [155] Kress, G.; Ermanni, P.: Mechanik der Faserverbundwerkstoffe, Vorlesungsskript, ETH Zürich, Zentrum für Strukturtechnologien (2006)
- [156] Rees, D. W. A.: Basic Engineering Plasticity: An Introduction with Engineering and Manufacturing Applications, Butterworth Heinemann (2006)
- [157] Baltov, A. Sawczuk, A.: A rule of anisotropic hardening, Acta Mechanica, Band 1 (1965)
- [158] Edelman, F.; Drucker, D. C.: Some extensions to elementary plasticity theory, J. Franklin Inst., Nr. 251 (1951)