

Beschreibung des viskoelastischen und viskoplastischen Deformationsverhaltens von kontinuierlich faserverstärktem Polyamid-6

Zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften

der Fakultät für Maschinenbau
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
genehmigte Dissertation

von

Dipl.-Ing. Andreas Rösner
geboren am 14.05.1984 in Salzkotten

2015

Tag der mündl. Prüfung: 11. November 2015
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Frank Henning
Korreferent: Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay André Weidenmann

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Lehrstuhl für Leichtbautechnologie, des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT).

Meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Henning danke ich für ein interessantes Forschungsthema und für die Unterstützung meines Promotionsvorhabens. Er initiierte das Forschungsprojekt KITe hyLITE PLUS, aus dem diese Arbeit entstanden ist und gewährte mir großen Freiraum in der Bearbeitung des Themas. Für unsere konstruktiven Gespräche, seine inhaltlichen Anregungen und seine Unterstützung meiner Ideen, bin ich sehr dankbar. Ebenso gilt mein Dank meinem Korreferenten Herrn Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die Übernahme des Korreferats, für die wertvollen Anregungen und Hinweise zu meiner Arbeit und für seine tatkräftige Unterstützung während der Entstehung dieser Arbeit. Herrn Prof. Dr.-Ing. Xu Cheng danke ich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Mein Dank geht auch an die Kollegen des Fraunhofer Instituts für Chemische Technologie (ICT) und des Instituts für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK) für die gute Zusammenarbeit, die wichtigen Diskussionen und für ihre Hilfsbereitschaft. Sie haben sehr zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen und es mir ermöglicht, das Thema der faserverstärkten Polymere über die Themenfelder der Methoden, Werkstoffe und Produktion ganzheitlich zu betrachten und zu begreifen.

Weiterhin danke ich ganz herzlich meinen Doktoranden- und Institutskollegen für das sehr gute und motivierende Arbeitsklima am Institut. Sie haben wesentlich dazu beigetragen, dass ich mich bei der Arbeit wohl gefühlt habe und dass ich meine Zeit am Lehrstuhl in sehr guter Erinnerung behalten werde. Ein besonderes Dankeschön gilt meinem Bürokollegen Fabian Schirmaier für die vielen konstruktiven und zerstreuenden Diskussionen sowie der stellv. Lehrstuhlleiterin Frau Dr.-Ing. Luise Kärger für die sehr freundliche, motivierende und stets kompetente Beratung.

Danke auch allen studentischen Mitarbeitern die mich in meiner Zeit am Institut begleitet haben. Insbesondere bedanke ich mich bei Herrn Vitali Romanenko und Herrn Patrik Arthur Hessman für die tatkräftige Unterstützung, ihre guten Ideen und ihre eigenständige und verlässliche Arbeitsweise, die zum Gelingen meiner Arbeit beigetragen haben.

Abschließend möchte ich mich ganz besonders bei meiner Frau Caro bedanken, für allzeit offene Ohren, für das Korrekturlesen der Arbeit sowie für die gute Motivation und tatkräftige Unterstützung bei der Erstellung dieser Arbeit.

Karlsruhe, im November 2015

Andreas Rösner

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	i
Formelzeichen	iii
1 Einleitung	1
1.1 Motivation	1
1.2 Ziele und Aufbau der Arbeit	2
2 Stand der Forschung	5
2.1 Verformungsverhalten kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste	6
2.2 Mikromodellierung mit repräsentativen Volumenelementen (RVE)	8
2.3 Materialmodellierung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste	12
3 Vorgehensweise und Modellbildung	17
3.1 Versuchswerkstoffe und -vorbereitung	17
3.1.1 GPA6-Matrix	17
3.1.2 PA6/CF-UD	17
3.1.3 GPA6/CF-Köpergewebe	18
3.2 Prüfverfahren und Versuchsführung	18
3.2.1 GPA6 Matrix	19
3.2.2 PA6/CF-UD	21
3.2.3 GPA6/CF-Köpergewebe	22
3.3 Parameteridentifikation	23
3.3.1 Ein-Element-Modell	23
3.3.2 Zielfunktion und Versuchsdatenbasis	24
3.3.3 Optimierungsalgorithmus	25
3.4 Modellierung der GPA6-Matrix	25
3.5 Mikromodellierung des GPA6/CF UD-Verbundes	28
3.5.1 Repräsentatives Volumen Element	28
3.5.2 Materialbeschreibung	29
3.5.3 Periodische Randbedingungen	29
3.5.4 FE-Netz	32
3.5.5 Zeitintegration und viskose Dämpfung	32
3.5.6 Ondulierung	33
3.5.7 Versuchsdurchführung und -auswertung	34
3.6 Mesomodellierung des GPA6/CF-Köpergewebes	37
3.6.1 Repräsentatives Volumen Element	37
3.6.2 Materialbeschreibung	38
3.6.3 Randbedingungen	39
3.6.4 Versuchsführung	39
3.7 Modellierung des Kurzbiegeversuchs	40
3.8 Modellierung des Vierpunkt-Biegeversuch am Hutprofil	41

4	Ergebnisse	43
4.1	Experimentelle Ergebnisse	43
4.1.1	GPA6 Matrix	43
4.1.2	PA6/CF-UD	47
4.1.3	GPA6/CF-Köpergewebe	53
4.2	Materialmodellierung der GPA6-Matrix	63
4.2.1	Two-Layer-Viscoplasticity-Modell	63
4.2.2	TLV-Modell mit USDFLD-Erweiterung	67
4.2.3	Fazit	70
4.3	Mikromodellierung des GPA6/CF-UD	71
4.3.1	Ermittlung der zeitabhängigen Steifigkeitskennwerte	71
4.3.2	Einfluss volumetrischer Deformationsanteile	75
4.3.3	Einfluss von Ondulationen	76
4.3.4	Experimentelle Validierung	78
4.3.5	Diskussion und Fazit	83
4.4	Homogenisierte Modellierung des GPA6/CF-UD	87
4.4.1	Konstitutivgleichungen	87
4.4.2	Inkrementelle Formulierung	89
4.4.3	Isochor-volumetrische Entkopplung	90
4.4.4	Modellerweiterung für nichtlineare Viskoelastizität	93
4.4.5	Zeitinkrementierung	94
4.4.6	Identifikation der Modellparameter	96
4.4.7	Validierung am Ein-Element-Modell	98
4.4.8	Validierung im Probenmaßstab anhand virtueller Kurzbiegeversuche	100
4.4.9	Diskussion und Fazit	103
4.5	Mesomodellierung des GPA6/CF-Köpergewebes	105
4.5.1	Ermittlung der zeitabhängigen Steifigkeitskennwerte	105
4.5.2	Einfluss biaxialer Belastung	106
4.5.3	Validierung am Experiment	107
4.5.4	Fazit und Diskussion	109
4.6	Homogenisierte Modellierung des GPA6/CF-Köpergewebes	110
4.6.1	Konstitutivgleichungen für den ebenen Spannungszustand	110
4.6.2	Implementierung	111
4.6.3	Identifikation der Modellparameter	112
4.6.4	Validierung auf Bauteillevel	115
4.6.5	Diskussion und Fazit	119
5	Diskussion	123
6	Zusammenfassung und Ausblick	129
6.1	Zusammenfassung	129
6.2	Ausblick	130
A	Anhang	133
	Literaturverzeichnis	139

Formelzeichen

Lateinische Symbole

A	mm ²	Fläche, Amplitude
$A(\mathbf{q})$	–	Wert der Zielfunktion
A^v, n^v, m^v, f	–	Viskose Parameter des viskoplastischen Materialmodells (TLV)
b	mm	Breite
b^{pl}, Q_{∞}^{pl}	–	Materialparameter des isotropen Verfestigungsgesetzes (TLV)
C^{pl}	–	Materialparameter des kinematischen Verfestigungsgesetzes (TLV)
C_{ij}	MPa	Steifigkeitsmatrix
E	N/mm ²	Elastizitätsmodul
E_{∞}	–	Elastizitätsmodul für $t \mapsto \infty$
f	–	Funktionswert
f_{F1}, f_{M1}, f_{M2}	–	Koeffizienten
$f_{iF\infty}$	–	Koeffizienten
F	N	Kraft
F_{max}	N	Maximalkraft
G_{ij}	MPa	Schubmoduln
h	mm	Höhe
K^{el}	MPa	Elastische Steifigkeit im plastischen Pfad des TLV-Modells
K_{∞}	MPa	Elastische Steifigkeit für $t \mapsto \infty$ (TLV)
K_{δ}	MPa	Degradierende Steifigkeit (TLV)
K^v	MPa	Elastische Steifigkeit im viskosen Pfad des TLV-Modells
L, l	mm	Länge
\mathbf{q}	–	Parametervektor
r	mm	Radius
R	–	Überlagerungsverhältnis
R_m	MPa	Zugfestigkeit
s	%	Prozentuale Standardabweichung
\mathbf{S}	MPa ⁻¹	Nachgiebigkeitsmatrix
t	s	Zeit
u_i	mm	Verschiebungen
v_F	%	Faservolumengehalt
v	m/s	Geschwindigkeit

V mm^3 Volumen

Griechische Symbole

α, β	–	Numerische Gewichtungsfaktoren
$\boldsymbol{\alpha}$	N/mm^2	Rückspannungstensor
γ^{pl}	–	Materialparameter des kinematischen Verfestigungsgesetzes
δ	–	Abweichung
$\boldsymbol{\Gamma}$	s^{-1}	Matrix der Retardationskonstanten
ϵ	–	Dehnung
ϵ_0	–	Instantane Dehnung
ϵ_B	–	Bruchdehnung
ϵ^{el}	–	Elastische Dehnung
ϵ^{pl}	–	Plastische Dehnung
ϵ_P^{el}	–	Elastische Dehnung im plastischen Pfad des TLV-Modells
ϵ_V^{el}	–	Elastische Dehnung im viskosen Pfad des TLV-Modells
ϵ_P^{pl}	–	Plastische Dehnung des TLV-Modells
ϵ_V^v	–	Viskose Dehnung des TLV-Modells
ϵ_∞	–	Grenzdehnung für $t \rightarrow \infty$
$\dot{\epsilon}$	–	Dehnrate
$\bar{\epsilon}_{ij}$	s	Homogenisierter Dehnungstensor
η	$\text{MPa}\cdot\text{s}$	Dynamische Fluidviskosität
μ	–	Mittelwert
ν_{ij}	–	Querkontraktionszahlen
$\boldsymbol{\sigma}$	MPa	Cauchy-Spannungstensor
σ	MPa	Normalspannung
σ^0	MPa	Fließspannung
σ_0	MPa	Instantane Spannung
σ_0^{pl}	–	Materialparameter des isotropen Verfestigungsgesetzes (TLV)
σ_P	MPa	Spannung im plastischen Pfad des TLV-Modells
σ_V	MPa	Spannung im viskosen Pfad des TLV-Modells
$\dot{\sigma}$	MPa/s	Spannungsänderungsrate
$\bar{\sigma}_{ij}$	s	Homogenisierter Spannungstensor
τ	s, MPa	Relaxationskonstante, Schubspannung
$\bar{\tau}$	s	Retardationskonstante
ϕ_{Tol}	–	Toleranzwert
ψ_{Tol}	–	Toleranzwert

1 Einleitung

1.1 Motivation

Das Gewicht von Fahrzeugen ist in der Vergangenheit durch zunehmende Anforderungen an Komfort und Sicherheit kontinuierlich gestiegen. Aufgrund stetig steigender Energiepreise sowie gesetzlicher Auflagen zur Senkung des Emissionsausstoßes von Fahrzeugsystemen, steht dem gegenüber die Forderung nach einer Erhöhung der Energieeffizienz. Der daraus entstehende Zielkonflikt ist durch geeignete Leichtbaubestrebungen lösbar. Insbesondere kontinuierlich faserverstärkte Kunststoffe sind mit ihren hervorragenden gewichtsspezifischen Eigenschaften für den Fahrzeugleichtbau prinzipiell gut geeignet [1].

Im Hinblick auf den Einsatz kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe mit Duromer-Matrix, wie beispielsweise glas- oder kohlenstofffaserverstärktes Epoxidharz (GFK, CFK), besteht langjährige Erfahrung aus dem Luftfahrtbereich. Allerdings sind Großserienproduktion, Reparatur- und Recyclingfähigkeit von endlosverstärkten Faserverbundwerkstoffen, insbesondere mit Duromer-Matrix, noch nicht vollständig gelöste Herausforderungen. Thermoplastische Matrixsysteme bieten hier deutlich kürzere Herstellungszeiten, einfacheres Handling und zudem, bedingt durch die Fähigkeit zum erneuten Aufschmelzen der Matrix, Vorteile im Hinblick auf nachträgliches Umformen, Reparatur und Recycling. Diesen guten Eigenschaften steht zur Zeit noch ein nicht ausreichendes Verständnis des Werkstoffverhaltens gegenüber, um diese Materialien in strukturtragenden Bauteilen einzusetzen. Dabei ist unklar, wie und in welchem Ausmaß sich das komplexe Deformationsverhalten der thermoplastischen Matrix auf den Faserverbundwerkstoff überträgt. Neben den allgemein viskoelastisch-viskoplastischen Eigenschaften, die zu einer Kriechneigung des Werkstoffs führen, zeigen thermoplastische Matrixsysteme eine zum Teil signifikante Temperaturabhängigkeit. Im Falle von Polyamidsystemen kommt eine Abhängigkeit von der Umgebungsfeuchte bzw. vom Feuchtegehalt des Materials hinzu.

Dementsprechend ist es erforderlich, das Deformationsverhalten genau zu charakterisieren. Dabei ist es nicht ausreichend das Verhalten unter quasistatischer Belastung zu untersuchen. Vielmehr muss aufgrund der viskoelastisch-viskoplastischen Eigenschaften der thermoplastischen Matrix auch das Deformationsverhalten unter statischen Belastungen berücksichtigt werden. Um den großserientechnischen Einsatz des Materialsystems zu ermöglichen, ist es zudem notwendig geeignete Materialmodelle zu entwickeln, die eine sichere und effiziente Bauteilauslegung mit hoher Prognosegüte ermöglichen. Die vorliegende Arbeit leistet durch experimentelle Versuche an Couponproben, numerische Versuche an geeigneten Mikro- und Mesomodellen sowie der Formulierung eines makroskopischen Materialmodells zur homogenisierten Beschreibung des orthotropen, zeitabhängigen Deformationsverhaltens kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste, einen Beitrag zur Erfüllung der genannten Forderungen.

1.2 Ziele und Aufbau der Arbeit

In dieser Arbeit wird ein makroskopisches Materialmodell zur Verwendung in der FE-Software ABAQUS entwickelt, welches das Deformationsverhalten kontinuierlich faserverstärkter thermoplastischer Kunststoffe geeignet beschreibt und eine zuverlässige und effiziente Bauteilauslegung ermöglicht. Dazu wird zunächst das Deformationsverhalten eines Materialsystems mit einer Verstärkungsstruktur aus Kohlenstofffaser-Köpergewebe und einer im RIM-Prozess (Reaction Injection Moulding) verarbeiteten Gusspolyamid 6 (GPA6) Matrix charakterisiert. Neben rein quasistatischen Zug- und Druckversuchen werden zudem geeignete statische Versuche durchgeführt, um Kriech- bzw. Relaxationseffekte zu untersuchen. Dabei ist es das Ziel, Deformationseffekte zu identifizieren und diese hinsichtlich ihrer Relevanz für eine Bauteilauslegung zu bewerten. Weiterhin werden numerische Untersuchungen anhand von Mikro- und Mesomodellen durchgeführt. Diese dienen dazu, die experimentell ermittelten Effekte besser zu interpretieren und das Materialverständnis weiter zu fördern. Zudem bilden die Ergebnisse der Mikro- und Mesomodelluntersuchungen die Grundlage zur Parametrisierung der Makromodelle. Ein weiterführendes Ziel der Arbeit ist es hierbei zu evaluieren inwiefern es möglich ist durch geeignete Homogenisierung an Mikromodellen experimentelle Versuche am Verbundwerkstoff einzusparen.

In Kapitel 1 werden im Rahmen einer Motivation die zentralen Fragestellungen der Arbeit herausgearbeitet und die Ziele sowie der Aufbau der Arbeit dargelegt.

Um die Inhalte der vorliegenden Arbeit vom Stand der Forschung abzugrenzen, werden in Kapitel 2 die bisherigen Arbeiten sowie deren Forschungsschwerpunkte auf den Gebieten der experimentellen Charakterisierung des Deformationsverhaltens endlosverstärkter Thermoplastsysteme, der Mikro- und Mesomodellierung von faserverstärkten Kunststoffen und der makroskopischen Materialmodellierung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste vorgestellt.

Kapitel 3 beschreibt die experimentelle und numerische Vorgehensweise sowie die Modellbildung. Neben den Versuchswerkstoffen, den Prüfverfahren und der Versuchsführung werden hier die Vorgehensweise zur Identifikation von Modellparametern und die verschiedenen Modelle der Arbeit vorgestellt.

Kapitel 4 umfasst die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit und ist in sechs eigenständige aufeinander aufbauende Abschnitte unterteilt.

In Abschnitt 4.1 werden die Ergebnisse der experimentellen Versuchsprogramme vorgestellt. Neben verschiedenen statischen und quasistatischen Zug- und Druckversuchen am Kohlenstofffaser-Köpergewebe mit GPA6-Matrix, werden zudem Versuche zur Charakterisierung der unverstärkten GPA6-Matrix sowie von unidirektional kohlenstofffaserverstärktem PA6 betrachtet.

Um das viskoelastisch-viskoplastische Deformationsverhalten der GPA6-Matrix in der FE-Simulation abbilden zu können, werden in Abschnitt 4.2 die Modellparameter des in ABAQUS implementierten Two-Layer-Viscoplasticity Modells (TLV-Modell) identifiziert. Hierzu wird eine Parameteridentifikation anhand der experimentellen Versuche aus Abschnitt 4.1 durchgeführt. Zudem wird das bestehende TLV-Modell mittels einer USDFLD-Subroutine erweitert, um eine bessere Beschreibung des Deformationsverhaltens zu erreichen.

In Abschnitt 4.3 wird das zeit- und richtungsabhängige Deformationsverhalten von unidirek-

tional kohlenstofffaserverstärkten GPA6-Verbunden numerisch, anhand von Mikromodellen untersucht. Das Ziel ist es dabei, das Deformationsverhalten der imprägnierten Rovings des gewebeverstärkten GPA6 zu charakterisieren. Hierzu wird für die Matrix das in Abschnitt 4.2 parametrisierte erweiterte TLV-Modell verwendet, während für die Kohlenstofffasern transversalisotropes, linear-elastisches Verhalten angenommen wird. Anhand der Mikromodelle wird der Einfluss unterschiedlicher Faservolumenanteile sowie der Einfluss unterschiedlich stark ausgeprägter Faserondulationen auf das makroskopische Deformationsverhalten untersucht. Weiterhin wird die Auswirkung volumetrischer Deformationsanteile auf die richtungsabhängige Relaxationsneigung des unidirektionalen Verbundwerkstoffs betrachtet. Abschließend wird der Modellierungsansatz anhand der in Abschnitt 4.1 vorgestellten Ergebnisse des unidirektional kohlenstofffaserverstärkten PA6-Materials validiert.

Zur homogenisierten Beschreibung des zeit- und richtungsabhängigen makroskopischen Deformationsverhaltens kontinuierlich faserverstärkter Thermoplastwerkstoffe wird in Abschnitt 4.4 ein dreidimensionales, orthotropes sogenanntes generalisiertes Maxwell-Modell formuliert. Das generalisierte Maxwell-Modell besteht dabei aus einer Parallelschaltung eines Federelementes mit zwei Maxwell-Elementen. Die Modellparameter werden anhand der Ergebnisse des in Abschnitt 4.3 vorgestellten Mikromodells identifiziert. Die Prognosefähigkeit des Makromodells wird durch die Gegenüberstellung der Ergebnisse zu denen des Mikromodells demonstriert. Anhand eines numerischen Beispiels auf Couponlevel wird das Modell zudem hinsichtlich der Plausibilität der Berechnungsergebnisse sowie der Stabilität des Modells bewertet.

In Abschnitt 4.5 wird das Deformationsverhalten des gewebeverstärkten GPA6 numerisch anhand von Mesomodellen untersucht. Zur homogenisierten Beschreibung des Deformationsverhaltens der imprägnierten Rovings wird das in Abschnitt 4.4 vorgestellte Materialmodell verwendet. Für die Matrix das in Abschnitt 4.2 parametrisierte erweiterte TLV-Modell. Mittels der Mesomodelle wird der Einfluss der Stapelfolge einzelner Lagen auf das zeitabhängige Deformationsverhalten betrachtet. Zudem wird der Einfluss von Belastungskombinationen auf die Relaxationsneigung des Materials untersucht. Zur Validierung werden die Ergebnisse des Körper-Mesomodells den experimentellen Ergebnissen aus Abschnitt 4.1 gegenübergestellt.

Abschließend wird in Abschnitt 4.6 das in Abschnitt 4.4 vorgestellte, dreidimensionale makroskopische Materialmodell zur Anwendung auf Schalenelemente für ebene Spannungszustände angepasst. Zur Abbildung des Deformationsverhaltens des GPA6/CF-Körpergewebes werden die Modellparameter anhand der experimentellen Versuche aus Abschnitt 4.1 identifiziert. Die Ergebnisse des Makromodells werden den experimentellen Ergebnissen des GPA6/CF-Körpergewebes gegenübergestellt und die Vorhersagegüte bewertet. Zudem werden Stabilität und Effizienz des Modells bewertet, indem das Materialmodell auf die Simulation eines Vierpunkt-Biegeversuchs an einem Hutprofil-Schalenmodell angewendet wird.

In Kapitel 5 werden die Ergebnisse der Abschnitte 4.1 - 4.6 übergreifend diskutiert und anhand des Standes der Forschung (siehe Kapitel 2) reflektiert.

Kapitel 6 gibt abschließend eine Zusammenfassung der erzielten Ergebnisse und Erkenntnisse der vorliegenden Arbeit sowie einen Ausblick.

2 Stand der Forschung

Die Entwicklung eines homogenisierten, makroskopischen Materialmodells setzt voraus, dass die Phänomenologie des Verformungsverhaltens bekannt ist und umfasst daher Inhalte der in Abb. 2.1 dargestellten Forschungsgebiete.

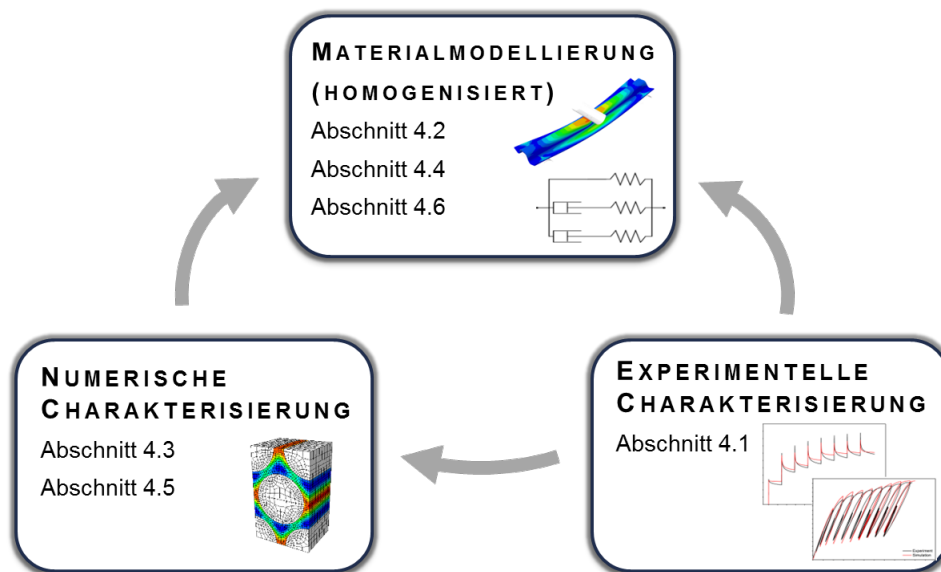


Abb. 2.1: Forschungsgebiete der Arbeit

Zur experimentellen Charakterisierung des Deformationsverhaltens kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe existiert eine Vielzahl von wissenschaftlichen Publikationen. Um die Untersuchungen dieser Arbeit im Kontext der bestehenden Beiträge einordnen zu können, ist in Abschnitt 2.1 eine Übersicht der Arbeiten zur experimentellen Charakterisierung anhand quasistatischer und statischer Versuche gegeben.

Zum Thema numerische Charakterisierung ist insbesondere von Interesse, wie sich die nicht-linearen viskoelastischen und viskoplastischen Deformationseffekte der isotropen thermoplastischen Matrix auf den orthotropen, kontinuierlich faserverstärkten Verbund übertragen. Abschnitt 2.2 ordnet die vorliegenden Untersuchungen in die Vielzahl der bestehenden Arbeiten ein.

Ein wesentliches Ergebnis dieser Arbeit ist ein makroskopisches Materialmodell zur homogenisierten Beschreibung des richtungs- und zeitabhängigen Verformungsverhaltens kontinuierlich faserverstärkter Thermoplastwerkstoffe. In diesem Zusammenhang werden in Abschnitt 2.3 grundlegende Modellierungsansätze sowie bestehende Arbeiten zur Beschreibung von orthotropem, viskoelastischem Verhalten vorgestellt.

2.1 Verformungsverhalten kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste

Aufgrund der Vielzahl von polymeren Matrixsystemen und textilen Verstärkungsstrukturen in Verbindung mit einer ebenfalls großen Anzahl an Herstellungsverfahren, existiert eine große Anzahl an Publikationen, welche die experimentelle, mechanische Charakterisierung von kontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen behandeln. Aufgrund der grundlegend unterschiedlichen Charakteristika des Deformationsverhaltens von duromeren und thermoplastischen Matrixwerkstoffen werden nachfolgend ausschließlich Arbeiten angeführt, die die Charakterisierung von kontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen mit thermoplastischen Matrixsystemen berücksichtigen. Viele der veröffentlichten Untersuchungen dienen vordergründig dazu, die jeweiligen Herstellprozesse zu bewerten und den Einfluss von Prozessparametern zu ermitteln, wie unter anderem bei [2–6]. Häufig steht zudem die Analyse der Schädigungsentwicklung und die Charakterisierung der richtungsabhängigen Steifigkeits- und Festigkeitskennwerte im Fokus [7–11]. Aufgrund der Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften thermoplastischer Matrixsysteme von Umgebungsbedingungen wie Temperatur und Feuchte, behandeln einige Publikationen zudem den Einfluss der genannten Umgebungsbedingungen auf das mechanische Verhalten des Verbundwerkstoffs anhand quasistatischer Versuche [3], [12–15].

McDonnell et al. [2] zeigt anhand eines Vergleiches unterschiedlicher kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste mit einem kontinuierlich faserverstärkten Epoxydharz, dass die Zugfestigkeiten und -steifigkeiten der Thermoplastverbunde mit denen des duromeren Verbundwerkstoffs vergleichbar sind. Die Druckfestigkeiten hingegen liegen zumeist bei deutlich niedrigeren Werten als die Zugfestigkeiten. Dies wird von McDonnell et al. [2] und Neft [10] mit der geringen Schersteifigkeit duktiler Thermoplastmatrices begründet. Diese ist notwendig, um ein Ausknicken der Fasern unter Druckbelastung zu verhindern (vgl. Abb. 2.2).

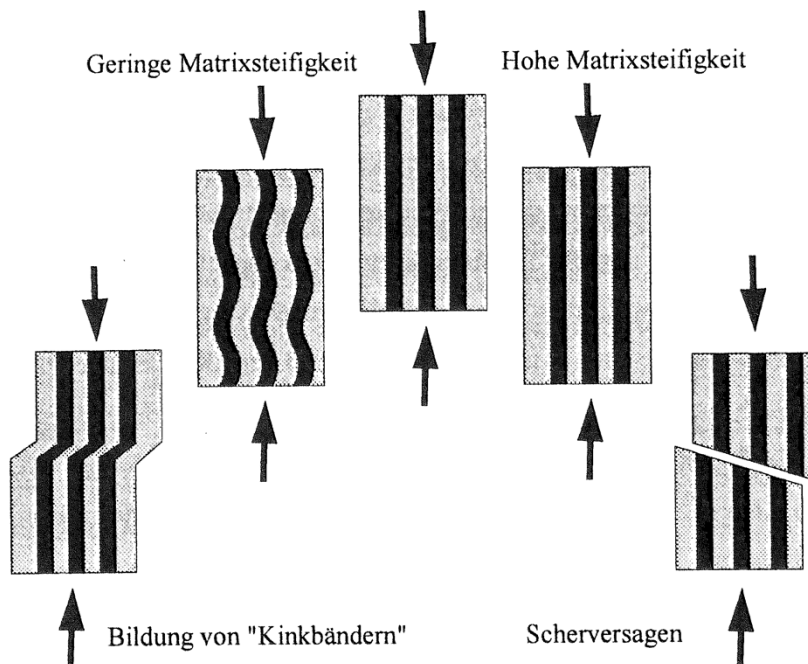


Abb. 2.2: Charakteristische Darstellung der Druckversagensmechanismen in einem unidirektionalen Laminat in Abhängigkeit der Matrixsteifigkeit [10]

Mit steigender Prüftemperatur nimmt die Druckfestigkeit dabei weiter ab, während die Steifigkeit sowie die Zugfestigkeit weitestgehend unbeeinflusst bleiben [3, 12]. Für ein in-situ polymerisierendes Polyamid-12 Matrixsystem mit Kohlenstofffaser-Köpergewebe zeigt Máirtín et al. [3], dass erhöhte Temperatur in Verbindung mit erhöhter Materialfeuchte zu einer deutlichen Reduktion der Druckfestigkeiten führt und dass zudem die Zugfestigkeit und -steifigkeit herabgesetzt wird. Dies wird mit einer Schwächung der Faser/Matrix-Anhaftung aufgrund von Feuchtigkeitsaufnahme entlang der Faser/Matrix-Grenzfläche begründet. Ishak et al. [4] zeigt anhand von Zug- und Biegeversuchen an in-situ polymerisiertem Polybutyleneterephthalat (PBT) mit Glasfaser-Atlasgewebe, dass ein Porengehalt von 4,7 Vol.% die mechanischen Eigenschaften merklich reduziert.

Der Einfluss der Dehnrates auf die mechanischen Eigenschaften kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste wurde in den Arbeiten von [16, 17, 8] untersucht. Todo et al. [16] führten Zugversuche an Kohlenstofffaser- und Glasfaser-Leinwandgewebe mit Polyamid-6 Matrix mit Dehnraten zwischen $1 \cdot 10^{-2} - 4 \cdot 10^1 \text{ s}^{-1}$ durch. Unabhängig von der Verstärkungsfaser führte eine Erhöhung der Dehnrates zu einem Anstieg der Zugfestigkeit, wobei der Effekt beim Glasfasergewebe stärker ausfällt. Bruchdehnung sowie E-Modul steigen ebenfalls moderat an. Für Glasfaser-Köpergewebe mit Polypropylen zeigten Brown et al. [8] an Zug-, Druck- und Schubversuchen bei Dehnraten von $10^{-3} - 10^2 \text{ s}^{-1}$, dass die Zug- und Drucksteifigkeit und -festigkeit mit zunehmender Dehnrates steigt, während die Schubsteifigkeit und -festigkeit sinkt. Eine Abnahme der Schubsteifigkeit mit zunehmender Dehnrates wurde auch von Papadakis et al. [17] beschrieben. Hier wurde kontinuierlich glasfaserverstärktes Polypropylen mit dem Handelsnamen Plytron untersucht. Papadakis et al. [17] berichten im Gegensatz zu Brown et al. [8] allerdings von Schubfestigkeiten, die mit der Dehnrates ansteigenden.

Zum zeitabhängigen Deformationsverhalten kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe unter statischer Belastung sind vergleichsweise wenig Arbeiten publiziert. Nichols et al. [18] untersuchten an unidirektional kohlenstofffaserverstärktem Polyamidimid das Kriechverhalten quer zur Faserrichtung in Abhängigkeit der Temperatur und des Alterungszustandes. Mit zunehmender Alterung versprödet das Material zunehmend, was zu einer reduzierten Kriechneigung führt. In Abhängigkeit der Temperatur und der anliegenden Spannung verhalten sich kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste linear bzw. nicht-linear viskoelastisch [18–21]. Dabei ist im linear viskoelastischen Bereich das Zeit-Temperatur Superpositionsprinzip anwendbar. Miyase et al. [19] beobachtete an unidirektional kohlenstofffaserverstärktem PACM-12 unabhängig von Temperatur und Lastniveau kein zeitabhängiges Verformungsverhalten bei Belastung in Faserrichtung. Quer zur Faserrichtung ist das Verhalten jedoch ebenfalls signifikant zeit- und temperaturabhängig. Greco et al. [21] führten Biegekriechversuche an Polypropylen mit Glasfaser-Köpergewebe mit dem Handelsnamen Twintex durch. Das bei hinreichend hohen Lasten beobachtete nichtlinear viskoelastische Verhalten wird dabei auf Faserausrichtung in zugbelasteten Bereichen und Mikroknicken der Fasern in Druckbereichen zurück geführt. Mit steigendem Kristallinitätsgrad der PP-Matrix nimmt die Kriechneigung ab, was jedoch zusätzlich zu einer Verschlechterung der Impacteigenschaften führt.

Aus dem Stand der Forschung lässt sich daher ableiten, dass für die in dieser Arbeit untersuchten kontinuierlich kohlenstofffaserverstärkten Polyamidwerkstoffe bisher keine umfassenden Untersuchungen zur Charakterisierung des zeit- und richtungsabhängigen Deformationsverhaltens unter Langzeitbelastung durchgeführt worden sind. Auch die bisher publizierten Arbeiten zur

Charakterisierung des mechanischen Verhaltens unter quasistatischer Belastung fokussieren in der Regel auf einige Teilaspekte und behandeln zudem eine Vielzahl unterschiedlicher Werkstoffkombinationen. Eine umfassende Charakterisierung des hier betrachteten Materialsystems wurde daher auch für quasistatische Belastungen nicht veröffentlicht.

Die experimentellen Untersuchungen in dieser Arbeit dienen dementsprechend dazu, das zeit- und richtungsabhängige Verformungsverhalten von kontinuierlich kohlenstofffaserverstärktem Gusspolyamid 6 umfassend zu charakterisieren. Das Ziel ist es dabei, im Hinblick auf eine homogenisierte Beschreibung des Deformationsverhalten in der FEM, relevante Deformationseffekte zu identifizieren und zu analysieren. Dazu werden quasistatische Zug-, Druck- und Schubversuche vorgestellt. Zur Charakterisierung der Zeitabhängigkeit werden zudem Relaxations- und Kriechversuche unter Zug-, Druck- und Schubbelastung vorgestellt.

2.2 Mikromodellierung mit repräsentativen Volumenelementen (RVE)

Repräsentative Volumenelemente wurden in der Vergangenheit vielfach verwendet, um die effektiven, homogenisierten Eigenschaften heterogener Werkstoffe sowie deren makroskopisches Deformationsverhalten numerisch zu beschreiben. Dabei muss durch entsprechende Randbedingungen gewährleistet sein, dass sich das RVE periodisch kompatibel deformiert und die Verzerrungsenergie zu der des assoziierten homogenisierten Kontinuums gleich ist [22].

Im Hinblick auf kontinuierlich faserverstärkte unidirektionale Verbundwerkstoffe wurden in der Literatur unterschiedliche Faseranordnungen zur Charakterisierung der effektiven Eigenschaften bzw. zur Analyse des makroskopischen Verformungsverhaltens verwendet. Neben den regelmäßigen Anordnungen (quadratisch und hexagonal) wurden von Wongsto und Li [23], Trias et al. [24] und Melro et al. [25] statistische Faseranordnungen verwendet. Durch den Vergleich von hexagonaler und statistischer Faseranordnung zeigten Trias et al. [24], dass Modelle mit regelmäßiger Anordnung zur Ermittlung der effektiven Steifigkeitskennwerte geeignet sind (vgl. Abb. 2.3). Zur Untersuchung der Schädigungsentwicklung ist es jedoch notwendig statistische RVE (SRVE) zu verwenden.

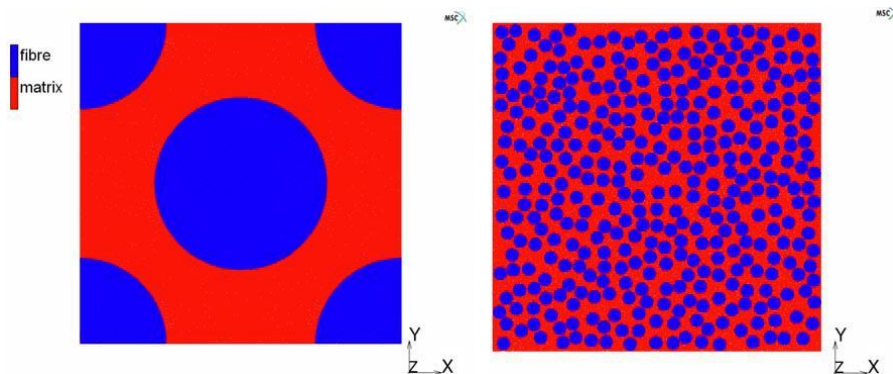


Abb. 2.3: Vergleich eines RVE mit hexagonaler und eines SRVE mit statistisch variierender Faseranordnung [24]

Auch Yu et al. [26] verwendeten SRVE, um den Effekt der Spannungumlagerung aufgrund einzelner Faserbrüche zu untersuchen. Sun und Vaidya [22] verglichen hexagonale und quadratische Faseranordnung hinsichtlich der effektiven Steifigkeitskennwerte und zeigten, dass der Unterschied in den ermittelten Kennwerten gering ist. Tendenziell führt die quadratische Faseranordnung zu einem marginal steiferen Verhalten unter Querzug und in-plane Schub, während die hexagonale Anordnung ein etwas steiferes Verhalten unter Transversalschub zeigt. Der Einfluss einer viskoelastischen Matrix auf das richtungs- und zeitabhängige Verformungsverhalten des Verbundwerkstoffs wurde von Wen et al. [20] und Ahi und Talreja [27] an RVE mit quadratischer Faseranordnung untersucht. Wen et al. [20] beschränkten sich dabei auf die Betrachtung des zeitabhängigen Verformungsverhaltens quer zur Faserrichtung. Naik et al. [28] untersuchten das viskoelastische Verformungsverhalten kontinuierlich faserverstärkter Kunststoffe an RVE mit hexagonaler, quadratischer und bidirektionaler Anordnung. Garnich und Karami [29–31] verwendeten ondulierte RVE mit hexagonaler Faseranordnung und Faservolumengehalten zwischen 40 und 70 %, um den Einfluss des Ondulationsgrades auf die Steifigkeit, Festigkeit sowie auf die thermoelastischen Eigenschaften von Kohlenstofffaser-verstärkten Epoxydharzverbundwerkstoffen zu untersuchen (siehe Abb. 2.4). Die Ondulation der Fasern beeinflusst dabei insbesondere die Materialeigenschaften in Faserrichtung. Mit steigendem Ondulationsgrad nehmen Steifigkeit und Festigkeit des Werkstoffs in Faserrichtung zunehmend ab.

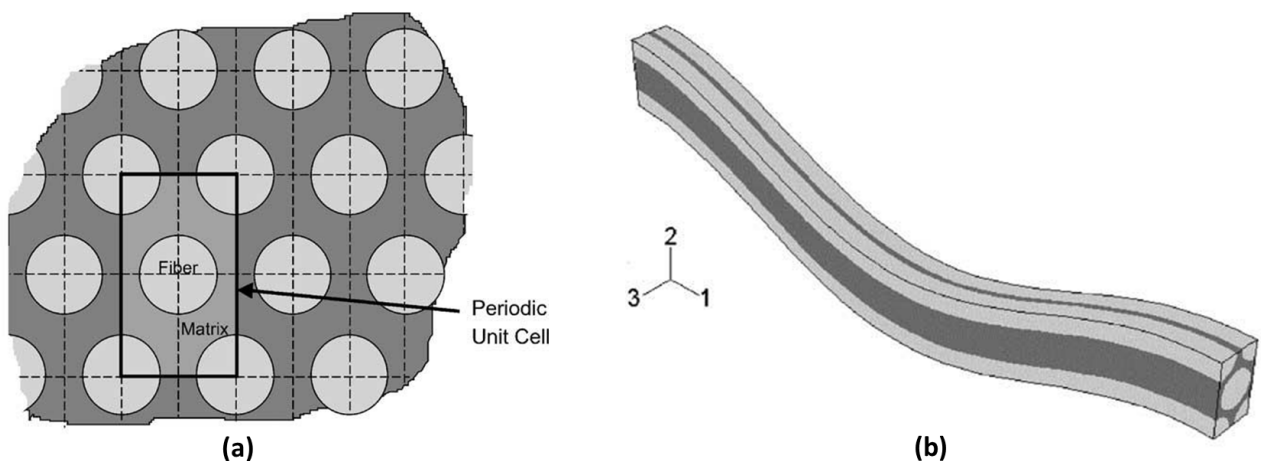


Abb. 2.4: Rechteckige periodische Einheitszelle bei angenommener hexagonaler Faseranordnung (a). Ondulierte dreidimensionale Einheitszelle (b) [30].

Aus dem Stand der Forschung lässt sich ableiten, dass bei der Vielzahl der publizierten Arbeiten zur numerischen Charakterisierung unidirektional faserverstärkter Kunststoffe, bisher nicht das viskoplastische Deformationsvermögen thermoplastischer Matrices berücksichtigt wurde. Der Einfluss von Faserondulationen wurde zudem bisher nicht unter Berücksichtigung des zeitabhängigen viskoelastischen Deformationsverhaltens polymerer Matrixsysteme untersucht. Die publizierten Arbeiten, die das viskoelastische Verhalten der Matrices berücksichtigen, verwenden allesamt uniaxiale Belastungen, um die zeit- und richtungsabhängigen Eigenschaften des Verbundes zu charakterisieren. Der Einfluss mehrachsiger Belastungen wurde bisher nicht berücksichtigt.

Im Rahmen dieser Arbeit werden RVE mit hexagonaler Faseranordnung verwendet. Die Matrix wird durch das Two-Layer-Viscoplasticity Materialmodell, das über eine USDFLD erweitert wurde und speziell für das untersuchte Gusspolyamid 6 parametrisiert wurde, in ABAQUS modelliert. Dadurch wird neben dem viskoelastischen auch das viskoplastische Verhalten der thermoplastischen Matrix abgebildet. Wie von Garnich und Karami [29] vorgeschlagen, wird der Einfluss von Faserondulationen anhand ondulierter RVE untersucht. Der Ansatz von Garnich und Karami wird hier jedoch erweitert, indem das zeitabhängige viskoelastisch-viskoplastische Verformungsverhaltens der Matrix berücksichtigt wird. Neben rein uniaxialen Belastungen wird zudem der Einfluss mehrachsiger Belastungszustände auf die zeit- und richtungsabhängige Relaxationsneigung des Materialsystems untersucht.

Das Verformungs- und Versagensverhalten von Kunststoffverbunden mit gewebten Verstärkungsstrukturen wurde in der Literatur häufig numerisch anhand von sogenannten Meso-FE-Modellen charakterisiert. Dabei werden die heterogenen, unidirektional faserverstärkten, imprägnierten Rovings homogenisiert beschrieben. Das Schädigungs- und Versagensverhalten wurde von [32–36] untersucht. Guagliano und Riva [32] und Nicoletto und Riva [33] untersuchten den Einfluss des Ondulationsgrades, der Stapelfolge einzelner Lagen, sowie der Lagenanzahl auf die makroskopischen Steifigkeiten und Festigkeiten. Dabei betrachteten Guagliano und Riva [32] Kohlenstofffaser-Leinwandgewebe und Nicoletto und Riva [33] Kohlenstofffaser-Köpergewebe jeweils mit Epoxydharzmatrix. Sie zeigten, dass Steifigkeit und Festigkeit mit steigendem Ondulationsgrad abnehmen und dass gegenphasig gestapelte Lagen steifer sind als inphasig gestapelte Lagen (siehe Abb. 2.5). Weiterhin zeigten sie, dass eine einzelne Lage deutlich weniger steif ist als ein dickes Laminat, da die transversalen Deformationen bei der einzelnen Lage nicht wie beim dicken Laminat durch die benachbarten Lagen beschränkt sind. Dies wurde auch von Daggumati et al. [34] beschrieben, die den Einfluss der Lagenanzahl und der Position einer einzelnen Lage im mehrschichtigen Laminat an Kohlenstofffaser-Satingewebe mit PPS-Matrix untersuchten. Neben dem Einfluss auf die Materialsteifigkeit untersuchten Daggumati et al. [34] zudem den Einfluss auf die Entwicklung von lokalen Spannungen innerhalb einer Lage und auf das Schädigungsverhalten der Einheitszelle.

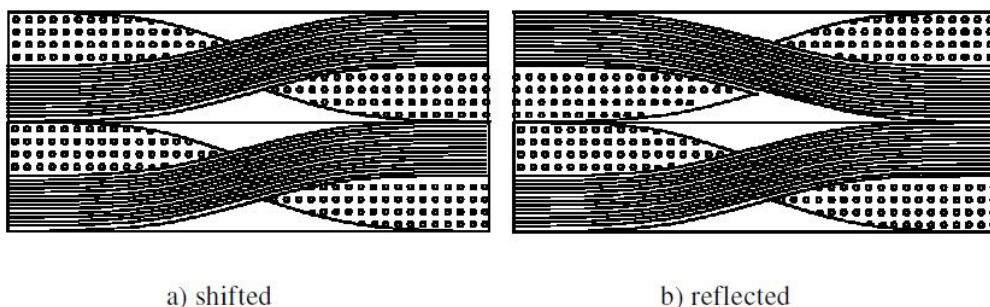


Abb. 2.5: Inphasige Anordnung (shifted) a) und gegenphasige Anordnung (reflected) b) benachbarter Gewebelagen [32].

Das aufgrund von viskoelastischen Eigenschaften zeitabhängige Verformungsverhalten von Faserverbundkunststoffen mit gewebten Verstärkungsstrukturen wurde von [37–40] numerisch untersucht. Zhu et al. [39] untersuchten das zeitabhängige Deformationsverhalten am RVE eines Glasfaser-Leinwandgewebes mit Epoxydharz-Matrix und schlussfolgerten aus dem Vergleich der Simulation mit experimentellen Ergebnissen, dass die Kriechneigung des Verbundes nicht ausschließlich von der Relaxation der Matrix abhängt, sondern auch von zeitabhängigen Biegedeformationen der verwebten Rovings. Shrotriya and Sottos [40] verwendeten ein 2D FE-Modell der Einheitszelle. Dadurch konnte die experimentell ermittelte instantane, unrelaxierte Nachgiebigkeit des Referenzwerkstoffs gut abgebildet werden. Die zeitabhängige Kriechnachgiebigkeit wurde jedoch nur unzulänglich abgebildet. Seifert et al. [38] charakterisierten die zeit- und temperaturabhängigen Eigenschaften eines Glasfaser-Leinwandgewebes mit Vinylester-Matrix bei erhöhten Temperaturen. Das viskoelastische Verformungsverhalten der imprägnierten Rovings untersuchten sie dafür zunächst an unidirektionalen Mikro-FE-Modellen mit hexagonaler Faseranordnung. Dabei wurde die Matrix viskoelastisch und die Fasern linear elastisch modelliert. Es lässt sich ableiten, dass das zeitabhängige Deformationsverhalten gewebeverstärkter Thermoplastwerkstoffe aufgrund von viskoelastischen Eigenschaften der Matrix und der imprägnierten Rovings anhand von Mesomodellen bereits untersucht wurde. Dabei wurden jedoch nicht die in dieser Arbeit untersuchten kontinuierlich kohlenstoffaserverstärkten Polyamidwerkstoffe betrachtet. Zudem wurde der Einfluss der Stapelfolge einzelner Lagen auf das Deformationsverhalten des Laminats bisher nicht unter Berücksichtigung des zeitabhängigen Deformationsverhaltens der Konstituenten (Matrix und imprägnierte Rovings) untersucht. Weiterhin wurde auch der Einfluss von mehrachsigen Belastungen auf die Relaxationsneigung einer thermoplastischen Gewebeschicht nicht betrachtet.

Aus diesem Grund wird im Rahmen dieser Arbeit zunächst das zeit- und richtungsabhängige Deformationsverhalten der mit Gusspolyamid 6 Matrix imprägnierten unidirektionalen Kohlenstoffaseroovings experimentell und numerisch charakterisiert. Die homogenisierte Beschreibung des zeitabhängigen Deformationsverhaltens der imprägnierten Rovings erfolgt dabei anhand eines im Verlaufe dieser Arbeit zu entwickelnden geeigneten dreidimensionalen makroskopischen Materialmodells. Neben der Charakterisierung des zeitabhängigen Deformationsverhaltens einer einzelnen Gewebelage wird wie von Guagliano und Riva [32] vorgeschlagen der Einfluss der Stapelfolge einzelner Lagen durch Verwendung geeigneter Randbedingungen am Modell untersucht. Im Gegensatz zur Arbeit von Guagliano und Riva wird in dieser Arbeit das zeitabhängige Deformationsverhalten der Einzellage berücksichtigt, sodass der Einfluss der Stapelfolge auf die Relaxationsneigung des Laminates untersucht werden kann. Neben uniaxialen Belastungen wird zudem der Einfluss mehrachsiger Lastkombinationen auf das zeitabhängige Verformungsverhalten des betrachteten GPA6/CF-Körpergewebes anhand von Mesomodellen untersucht.

2.3 Materialmodellierung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste

Zur Modellierung des strukturellen Verformungsverhaltens kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste ist es notwendig, die Zeit- und die Richtungsabhängigkeit des Materialverhaltens entsprechend zu beschreiben. Auch plastische Deformationen müssen gegebenenfalls abgebildet werden, da thermoplastische Werkstoffe in der Regel ein hohes plastisches Deformationsvermögen aufweisen. Wie in Abschnitt 2.1 dargelegt wurde, fokussieren die bisher publizierten Arbeiten zur Charakterisierung des mechanischen Verhaltens unter quasistatischer Belastung in der Regel auf einige Teilaspekte. Eine umfassende Charakterisierung des hier betrachteten Materialsystems wurde nicht veröffentlicht. Das auftreten plastischer Deformationen in kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste wurde nicht explizit untersucht. Dementsprechend ist aktuell unklar, ob plastische Deformationen auch in der Modellierung des Verformungsverhaltens kontinuierlich faserverstärkter Thermoplastmaterialien mit entsprechend hohen Faservolumengehalten berücksichtigt werden müssen.

Die Beschreibung von zeitabhängigem Verformungsverhalten mittels der nachfolgend angeführten Modelle (Maxwell-Modell und Kelvin-Voigt-Modell) sind vielfach in der Literatur beschrieben und finden sich beispielsweise bei Aklonis und McKnight, Ward und Hadley sowie Gross et al. [41–43]. Abb. 2.6 zeigt die modellrheologische Darstellung des Maxwell-Modells.

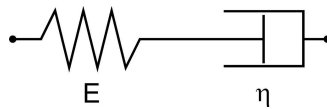


Abb. 2.6: Maxwell-Modell

Die dazugehörige Konstitutivgleichung zur Beschreibung der Beziehung zwischen Spannung σ und Dehnung ϵ in Abhängigkeit der Dehnrates $\dot{\epsilon}$, der momentanen Spannungsänderung $\dot{\sigma}$, der Federsteifigkeit E und der Relaxationskonstante τ ist in (2.1) gegeben.

$$\dot{\epsilon} = \frac{\sigma}{\eta} + \frac{\dot{\sigma}}{E} \quad \text{mit} \quad \tau = \frac{\eta}{E} \quad (2.1)$$

Das Kriech- und Relaxationsverhalten des Maxwell-Körpers ist in Abb. 2.7 dargestellt. Auf einen Spannungssprung σ_0 reagiert der Dämpfer zunächst quasi-starr, so dass ausschließlich die Feder gedehnt wird. Bleibt die anliegende Spannung anschließend konstant, so dehnt sich der Dämpfer mit konstanter Rate [43]. Die Entlastung des Maxwell-Körpers führt zur elastischen Rückverformung der Feder bei konstanter Dehnung des Dämpfers. Durch den Dämpfer in serieller Anordnung zur Feder wird eine bleibende Verformung modelliert.

Bei einem Dehnungssprung ϵ_0 steigt die Spannung durch die instantane Dehnung der Feder sprunghaft an. Der Dämpfer reagiert wie zuvor beschrieben ebenfalls quasi-starr. Bleibt die äußere Dehnung anschließend konstant, entspannt sich die Feder bei gleichzeitiger Längung des Dämpfers. Die Spannung, die zur Aufrechterhaltung der äußeren Dehnung erforderlich ist wird stetig kleiner [43]. Das beschriebene Relaxationsverhalten wird dabei maßgeblich durch die Relaxationskonstante τ bestimmt. Sie beschreibt den Schnittpunkt der Tangente an die Relaxationsfunktion zum Zeitpunkt $t = 0$ mit der Abszisse (vgl. Abb. 2.7 (rechts)).

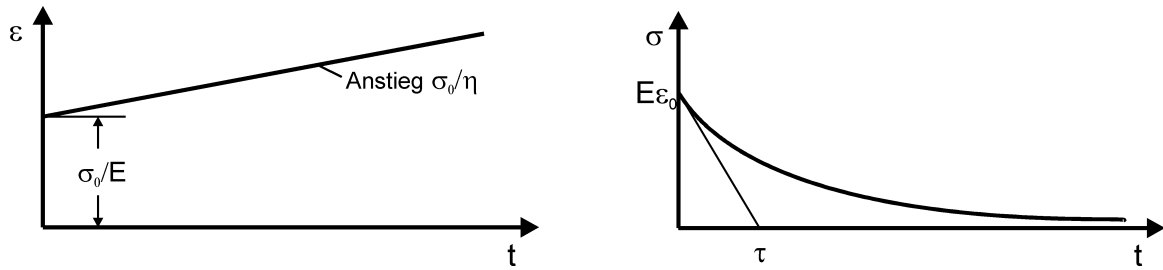


Abb. 2.7: Dehnungsverlauf $\epsilon(t)$ im Kriechversuch (links) und Spannungsverlauf $\sigma(t)$ im Relaxationsversuch (rechts)

Das rheologische Modell des Kelvin-Voigt-Modells ist in Abb. 2.8 (links) dargestellt. Abb. 2.8 (rechts) zeigt das Kriechverhalten des Kelvin-Voigt-Modells. Im Gegensatz zum Maxwell-Modell reagiert das Kelvin-Voigt-Modell auf einen Spannungssprung σ_0 nicht mit einer instantanen Zunahme der Dehnung. Aufgrund der Parallelschaltung von Feder und Dämpfer verhindert der quasi-starr reagierende Dämpfer vorerst eine Zunahme der Dehnung. Anschließend dehnt sich der Dämpfer zeitverzögert unter der anliegenden Belastung und ermöglicht dadurch eine Längung der Feder. Die Grenzdehnung ϵ_∞ wird erreicht, wenn die an der Feder anliegende Spannung der äußeren Spannung entspricht. Der Verlauf der Kriechfunktion wird dabei maßgeblich durch die sogenannte Retardationskonstante $\bar{\tau}$ bestimmt. Sie ergibt sich durch den Schnittpunkt der Tangente an die Kriechfunktion zum Zeitpunkt $t = 0$ mit der Grenzdehnung ϵ_∞ (vgl. Abb. 2.8 (rechts)).

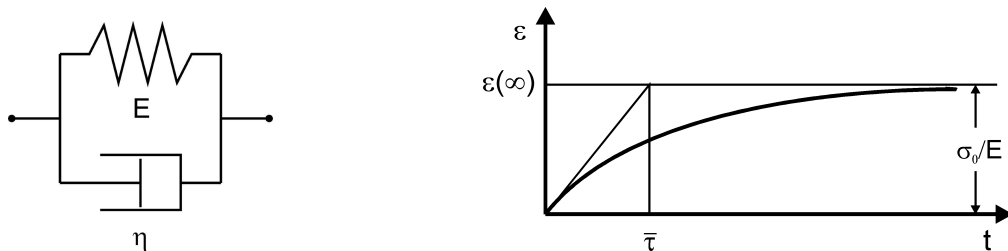


Abb. 2.8: Kelvin-Voigt-Modell (links) Dehnungsverlauf $\epsilon(t)$ im Kriechversuch (rechts)

Spannungsrelaxation kann durch den Kelvin-Voigt-Körper allein nicht wiedergegeben werden. In Folge der Parallelschaltung liegt bei konstanter äußerer Dehnung an der Feder eine konstante elastische Spannung an, wohingegen die Spannung am Dämpfer zu jeder Zeit Null ist. Der Kelvin-Voigt-Körper reagiert in diesem Fall wie ein elastischer Festkörper [43].

Die Konstitutivgleichung des Kelvin-Voigt-Modells zur Beschreibung der Beziehung zwischen Spannung σ und Dehnung ϵ in Abhängigkeit der Dehnrates $\dot{\epsilon}$, der Federsteifigkeit E und der Relaxationskonstante τ ist in (2.2) gegeben.

$$\sigma = E\epsilon + \eta\dot{\epsilon} \quad \text{mit} \quad \tau = \frac{\eta}{E} \quad (2.2)$$

Weder das Maxwell-Modell noch das Kelvin-Voigt-Modell eignen sich, um das zeitabhängige Verformungsverhalten realer Polymere ausreichend genau zu beschreiben. Für eine quantitative Beschreibung des experimentellen Verhaltens ist zu berücksichtigen, dass Polymere zahlreiche Konformationen einnehmen können und zu einer Vielzahl von molekularen Umlagerungen befähigt sind. Somit ist ein Spektrum von Relaxations- und Retardationszeiten zu erwarten, das durch einzelne Feder-Dämpfer-Elemente nicht abgebildet werden kann [44]. Daher werden einzelne Maxwell- und Kelvin-Voigt-Modelle häufig zu komplexeren rheologischen Modellen (generalisierte Modelle) zusammenschaltet. Dabei wird insbesondere das in Abb. 2.9 dargestellte generalisierte Maxwell-Modell häufig verwendet, um das viskoelastische Verhalten von Polymerwerkstoffen zu beschreiben [42, 45, 46]. Durch die n Feder-Dämpfer-Elemente des generalisierten Maxwell-Modells wird das kontinuierliche Relaxationsspektrum der Polymerwerkstoffe an diskreten Stützstellen approximiert [47]. Für $n \mapsto \infty$ Feder-Dämpfer-Elemente geht das diskrete Relaxationsspektrum in ein kontinuierliches über [46]. Die Konstitutivgleichung des generalisierten Maxwell-Modells ist in (2.3) gegeben.

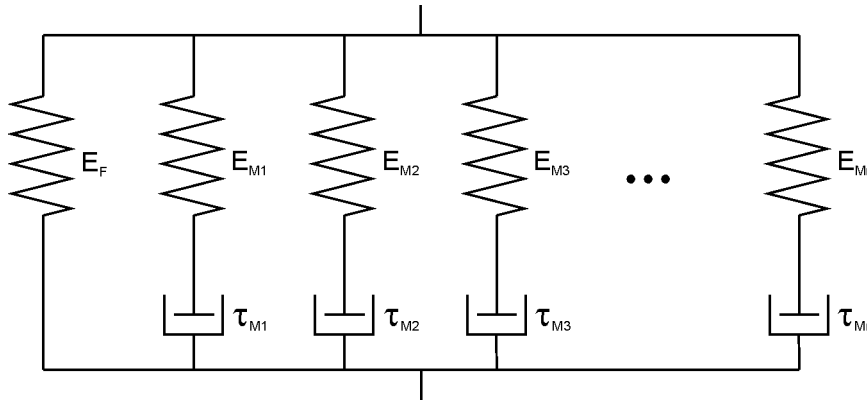


Abb. 2.9: Generalisiertes Maxwell-Modell mit n Feder-Dämpfer-Elementen

$$\sigma(t) = E(t)\epsilon \quad \text{mit} \quad E(t) = E_\infty + \sum_{i=1}^n E_i e^{-\frac{t}{\tau_i}} \quad (2.3)$$

Dabei ist E_∞ der relaxierte Modul für $t \mapsto \infty$. Häufig wird anstelle der Summenschreibweise die Integraldarstellung angegeben (2.4), wodurch sich mathematisch ein Kontinuum an Maxwell-Elementen ergibt

$$E(t) = E_\infty + \int_0^\infty E(\tau) e^{-\frac{t}{\tau}} d\tau. \quad (2.4)$$

Es ist anzumerken, dass die bisher angeführten Modelle ausschließlich linear viskoelastisches Verhalten beschreiben. Hierbei ist die Steifigkeit E des Modells ausschließlich von der Zeit t abhängig. Experimentelle Untersuchungen haben gezeigt, dass diese Betrachtungsweise bei Polymeren für hinreichend kleine Dehnungen gültig ist [48]. Bei größeren Dehnungen muss hingegen ein nichtlinear viskoelastischer Ansatz verwendet werden, bei dem die Steifigkeit E von zusätzlichen Parametern wie bspw. der Spannung σ , der Dehnung ϵ , der Temperatur T oder ähnlichen abhängt [49].

Weiterhin ist anzumerken, dass die zuvor beschriebenen Modelle in ihrer vorgestellten Form zunächst ausschließlich zur Beschreibung isotroper Werkstoffe anwendbar sind. Zur Beschreibung von zeitabhängigem Materialverhalten in Abhängigkeit der jeweiligen Materialrichtung müssen die vorgestellten Modelle entsprechend erweitert werden.

Konstitutivgleichungen zur Analyse von Spannungen in orthotropen viskoelastischen Faserverbundwerkstoffen wurden bereits vor mehr als fünf Jahrzehnten von Schapery [50] formuliert. Materialmodelle, die auf vergleichbaren Konstitutivgleichungen beruhen und eine Beschreibung des orthotropen viskoelastischen Verformungsverhaltens mit der Finite-Elemente-Methode erlauben, wurden von [51–55] vorgestellt. Die Mehrheit der vorgestellten Arbeiten basiert dabei auf viskoelastischen Konstitutivgleichungen in Integralform. Dahingegen wurden von Zienkiewicz et al. [56] sowie Vidal-Sallé und Chassagne [54] direkt die Konstitutivgleichungen der fraktionalen Feder-Dämpfer-Elemente verwendet. Wie Zienkiewicz et al. darlegen, ist dieser Ansatz numerisch effizienter. Zudem sind Entwicklungsgleichungen viskoelastischer Parameter zur Abbildung von nichtlinearem Verhalten leichter zu implementieren.

Zoher et al. [51] schlugen ein Finite-Elemente-Modell für linear viskoelastische orthotrope Materialien vor. Das Spannungsinkrement wurde im Modell von Zoher et al. in einen momentanen linearisierten Anteil und einen aus dem vorangegangenen Inkrement gespeicherten Geschichtsanteil aufgespalten. Durch die Annahme einer konstanten Dehnungsänderung im Zeitschritt konnte sowohl das Kriech-, wie auch das Relaxationsverhalten orthotroper viskoelastischer Materialien abgebildet werden. Auch Kaliske [53] formulierte ein Modell zur Beschreibung des elastischen und viskoelastischen Verformungsverhaltens von faserverstärkten Werkstoffen. Dabei fokussiert sich Kaliske auf eine konsistente Formulierung des Modells, sowohl für kleine wie auch finite Dehnungen und beschreibt linear viskoelastisches Verhalten unter Voraussetzung von Transversalisotropie. Die Retardationskonstante wird von Kaliske als richtungsunabhängiger skalarer Parameter formuliert. Poon und Ahmad [52] stellten ein nichtlinear viskoelastisches Modell mit dehnungsbasierten nichtlinearen Funktionen vor. Shaperys nichtlineare Integralmethode wurde dabei separat auf jeden der anisotropen Moduln angewendet. Die Zeit-Temperatur-Verschiebung wurde berücksichtigt, um die Temperaturabhängigkeit thermo-rheologisch einfacher Materialien abzubilden. Aufgrund der Verwendung dehnungsbasierter nichtlinearer Parameter waren keine Iterationen zur Spannungskorrektur notwendig. Die im Modell verwendeten Zustandsgrößen führten zu einer Überführung der integralen Konstitutivgleichung in eine Reihe linearer Differentialgleichungen. Sawant und Muliana [55] präsentieren einen rekursiv-iterativen Algorithmus zur Vorhersage von nichtlinearem thermo-mechanischen Verhalten orthotroper Werkstoffe. Dabei ist der Algorithmus für kleine Dehnungen und thermo-mechanisch entkoppelte Probleme formuliert und berücksichtigt spannungsabhängiges viskoelastisches Verhalten.

Von den angeführten Arbeiten zur Beschreibung von orthotropem viskoelastischem Verformungsverhalten berücksichtigt nur Kaliske eine Entkopplung von isochoren und volumetrischen Deformationen, obwohl allgemein bekannt ist, dass eine Vielzahl von Materialien ein unterschiedliches Verhalten unter volumetrischen und isochoren Deformationen zeigen. So konnten auch Kim et al. [57] für ein unverstärktes Epoxydharz im Bereich der Glasübergangstemperatur zeigen, dass volumetrische Deformationen rein elastisches Verhalten hervorrufen. Die viskoelastischen Relaxationsprozesse werden wie von Kim et al. gezeigt nur durch isochore (deviatorische) Deformationsanteile ausgelöst. Die Abbildung des viskoelastischen Verformungsverhaltens unter mehrachsigen Belastungen wird in keiner der Arbeiten explizit adressiert. Weiterhin wird

Plastizität in keinem der Modelle berücksichtigt. Aktuell ist jedoch unklar, ob es im Hinblick auf kontinuierlich faserverstärkte Thermoplastwerkstoffe zulässig ist, plastische Deformationen zu vernachlässigen.

Aus diesem Grund wird im Rahmen dieser Arbeit zunächst anhand von experimentellen und numerischen Versuchen untersucht, wie sich die komplexen viskoelastischen und viskoplastischen Verformungseigenschaften einer Gusspolyamid 6 Matrix auf den kontinuierlich kohlenstofffaserverstärkten Verbund übertragen. Auf Basis der Erkenntnisse dieser Untersuchungen wird ein makroskopisches Materialmodell formuliert, das das zeit- und richtungsabhängige Verformungsverhalten der untersuchten kohlenstofffaserverstärkten Polyamidsysteme geeignet beschreibt. Aufgrund der komplexen mehrachsigen Verformungszustände in heterogenen Verbundwerkstoffen, wie beispielsweise dem hier betrachteten GPA6/CF-Körpergewebe wird insbesondere Wert darauf gelegt, das zeitabhängige Verformungsverhalten unter mehrachsigen Belastungen richtig abzubilden.

3 Vorgehensweise und Modellbildung

3.1 Versuchswerkstoffe und -vorbereitung

3.1.1 GPA6-Matrix

Das unverstärkte GPA6-Matrixmaterial wurde als Plattenmaterial vom Hersteller BET 2000 bezogen. Die Maßen der Platte betragen $2000 \times 1000 \times 10 \text{ mm}^3$. Die Dichte des Materials beträgt laut Herstellerangaben $1,15 \text{ g/cm}^3$ (vgl. Abschnitt A.2). Die rotationssymmetrischen Proben wurden mittels Drehbearbeitung mechanisch aus der Platte entnommen.

3.1.2 PA6/CF-UD

Für die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit werden UD-Materialien benötigt, die keinerlei Verstärkung oder Vernähung in Querrichtung aufweisen, da diese das Verformungsverhalten des UD-Materials in Querrichtung signifikant beeinflussen. UD-Gelege enthalten jedoch in der Regel Vernähungen oder Vliese, die einen Zusammenhalt der Fasern in Querrichtung und somit eine Handhabbarkeit des textilen Halbzeugs gewährleisten. Im Rahmen dieser Arbeit wurde daher auf Tape-Material zurückgegriffen, das die genannte Bedingung erfüllt. Verwendet wurde unidirektional kohlenstofffaserverstärktes Polyamid-6-Material des Herstellers Ticona vom Typ Celstran CFR-TP PA6 CF60-01 mit 48 % Faservolumengehalt (vgl. Abschnitt A.3). Aufgrund der Verwendung von Tape-Halbzeugen war es im Unterschied zu den anderen in dieser Arbeit untersuchten Materialien nicht möglich, ein Gusspolyamid-6-Matrixsystem zu verwenden.

Zur Herstellung des verwendeten PA6/CF-UD-Materials wurden Zuschnitte aus unidirektionalen Tapes händisch zu einem zwölfblättrigen Laminat geschichtet und temperaturunterstützt zu Plattenmaterial verpresst. Die Herstellung des Plattenmaterials erfolgte am Fraunhofer Institut für Chemische Technologie in Pfinztal. Der Pressendruck betrug 800 kN und die Temperatur 255 °C bei einer Haltezeit von 60 s . Die Maße der Platten betragen $380 \times 380 \text{ mm}^2$. Neben reinem uni-direktional verstärkten Probenmaterial der Stärke 2 mm , wurden zusätzlich Probenplatten mit einem Laminataufbau $[0/90]_s$ in der Stärke 2 mm verwendet. Die Proben wurden durch Wasserstrahlschneiden aus den Platten entnommen. Aufgrund des hygroskopischen Verhaltens der Polyamidmatrix, wurden die Proben unmittelbar nach dem Zuschnitt für die Dauer von 24 Stunden bei 50 °C zur Trocknung gelagert.

Aufgrund des stark unterschiedlichen thermischen Ausdehnungsverhaltens der Kohlenstofffasern und der teilkristallinen Polyamid-6-Matrix in Verbindung mit händischem Ablegen, sind Bereiche der Probenplatten teils durch erhebliche Faserondulationen gekennzeichnet (siehe Abb. 3.1). Während die PA6-Matrix beim Abkühlprozess kristallisationsbedingt stark schwindet, dehnen sich die Kohlenstofffasern aufgrund ihres negativen thermischen Ausdehnungskoeffizienten leicht aus. Zusätzlich wird durch die händische Ablage der Tapes keine ausreichend hohe Positionsgenauigkeit erreicht. Dadurch entstehen lokal Dickensprünge im Laminat, die zu einer

inhomogenen Druckverteilung auf der Plattenoberfläche im Pressvorgang führen. Dies führt dazu, dass insbesondere an den Übergängen der einzelnen Tape-Bahnen die Bildung von Ondulationen begünstigt wird.

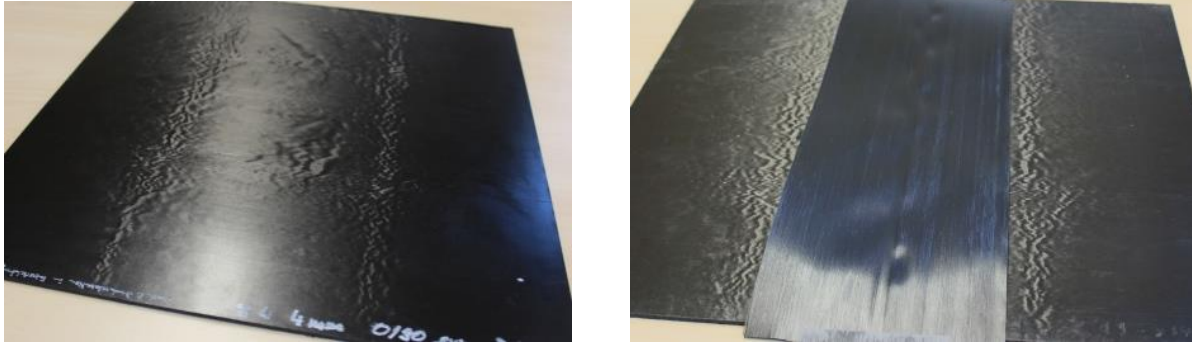


Abb. 3.1: PA6/CF-UD Probenplatte mit Ondulationen (links);
PA6/CF-UD Probenplatte mit darüberliegendem Tape-Halbzeug (rechts)

3.1.3 GPA6/CF-Köpergewebe

Neben dem unverstärkten GPA6 und dem PA6/CF-UD-Material wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Kohlenstofffaser-Köpergewebe mit GPA6-Matrix untersucht. Die textile Verstärkungsstruktur wurde am Institut für Flugzeugbau der Universität Stuttgart im Flechtprozess aus Garnen des Herstellers Toho Tenax vom Typ HTS40 F13 12K 800tex gefertigt (vgl. Abschnitt A.4). Im Anschluss an den Flechtprozess wurde das entstandene schlauchförmige textile Halbzeug in axialer Richtung aufgetrennt und vom Flecht kern abgerollt. Die GPA6-Matrix wird im RIM-Prozess als reaktives System bestehend aus der monomeren Ausgangskonfiguration ϵ -Caprolactam in Verbindung mit geeigneten Aktivatoren und Katalysatoren verarbeitet. Der mittlere Fasergehalt beträgt 47 Vol.%. Prozessbedingt liegen vereinzelt Fehlstellen in Form von Poren vor, die als Luftporen oder Schwindungslunker interpretiert werden können [58]. Die Proben wurden entweder aus Platten mit den Maßen 480 x 650 mm² mit dreilagigem (1,8 mm Dicke) oder sechslagigem (3,7 mm Dicke) Laminataufbau durch Wasserstrahlschneiden entnommen. Wie bereits bei PA6/CF-UD erwähnt wurden auch die Proben aus GPA6/CF-Köpergewebe aufgrund des hygroskopischen Verhaltens der Polyamidmatrix unmittelbar nach dem Zuschnitt für die Dauer von 24 Stunden bei 50°C zur Trocknung gelagert.

3.2 Prüfverfahren und Versuchsführung

Die Versuche am unverstärkten GPA6-Matrixwerkstoff sowie am GPA6/CF-Köpergewebe und am PA6/CF-UD-Material wurden in den mechanischen Labors des Instituts für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK) des Karlsruher Institut für Technologie durchgeführt. Die Versuche unter Zugbelastung, wurden auf einer 200 kN-Universalprüfmaschine des Herstellers Zwick durchgeführt. Die Messung der Längsdehnung erfolgte mittels eines integrierten multiXtens Extensometers der Firma Zwick. Zur Messung der Querdehnung wurde ein induktiver Dehnungsaufnehmer mit zwei Messstellen verwendet, der in der Probenmitte angebracht

wurde. Abb. 3.2 (links) zeigt exemplarisch den verwendeten Messaufbau. Für die Versuche am unverstärkten GPA6-Matrixwerkstoff wurde statt der 200 kN-Kraftaufnehmer eine 20 kN-Kraftaufnehmer der Firma Zwick verwendet.

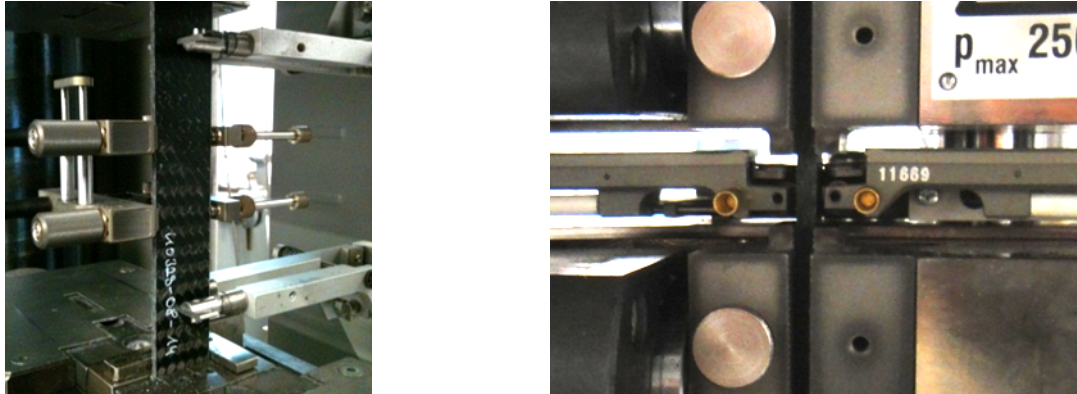


Abb. 3.2: Messaufbau der Zugversuche mit induktivem Dehnungsaufnehmer zur Messung der Querdehnung (links) und Messaufbau der Druckversuche (rechts)

Die Versuche unter Druckbelastung wurden auf einer 100 kN-Universalprüfmaschine des Herstellers Zwick mit Hilfe einer Hydraulic Composites Compression Fixture (HCCF) Prüfvorrichtung durchgeführt. Die Versuchsdurchführung erfolgte ebenfalls lagegeregt mit einer Traversengeschwindigkeit von 0,2 mm/min. Die Längsdehnungsmessung, sowie die Kontrolle der gemäß DIN EN ISO 14126 zulässigen Durchbiegung der Probe während des Versuchs wurden mittels induktiver Dehnungsaufnehmer durchgeführt. Der verwendete Messaufbau ist in Abb. 3.2 (rechts) dargestellt.

3.2.1 GPA6 Matrix

Für die im Folgenden dargestellten Versuche am GPA6-Matrixmaterial wurden die, in Abb. 3.3 dargestellten rotationssymmetrischen Probengeometrien verwendet. Die verwendete Messlänge des multiXtens Extensometers betrug jeweils 35 mm.

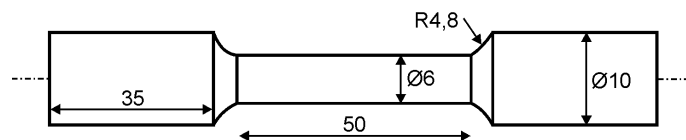


Abb. 3.3: Probengeometrie des unverstärkten GPA6-Matrixmaterials

3.2.1.1 Zugversuche mit Be- und Entlastungsphasen

Die Durchführung der Zugversuche mit Be- und Entlastungsphasen erfolgte lagegeregt bei Traversengeschwindigkeiten von 1, 10 und 100 mm/min. Die resultierenden Dehnraten, die sich aus den jeweiligen Traversengeschwindigkeiten ergeben sind Tab. 3.1 zu entnehmen.

Tab. 3.1: Dehnraten in Abhängigkeit der Traversengeschwindigkeit

Traversengeschw.	1 mm/min	10 mm/min	100 mm/min
Dehnrates	$3 \cdot 10^{-4}$ 1/s	$3 \cdot 10^{-3}$ 1/s	$3 \cdot 10^{-2}$ 1/s

Die Messung der Querdehnung wurde nicht durchgeführt, da aufgrund der zylindrischen Probenform in Verbindung mit der zyklischen Be- und Entlastung der Proben ein sicherer Sitz des induktiven Dehnungsaufnehmers nicht gewährleistet werden konnte.

Abb. 3.4 zeigt den im Versuch aufgeprägten Verlauf der Dehnung über der Prüfzeit. In jedem Prüfzyklus wird die Probe inkrementell mit einer nominellen Dehnung von 1 % beaufschlagt. Anschließend erfolgt mit zweimaliger Wiederholung eine Entlastung der Probe auf 30 % F_{max} und eine erneute Belastung auf 70 % F_{max} . Hierbei ist F_{max} die bis zu diesem Zeitpunkt aufgetretene maximale Prüfkraft. Dieses Vorgehen wird bis zur maximalen nominellen Dehnung von 10 % fortgesetzt. Aufgrund der Verwendung von selbstspannenden Keilschraubspannzeugen ist eine Entlastung auf Kraftwerte unterhalb von 30% F_{max} nicht zu empfehlen. Während der Entlastung verlieren die Keilspannzeuge an Vorspannung und die Probe droht im darauffolgenden Belastungsschritt in der Einspannung zu rutschen.

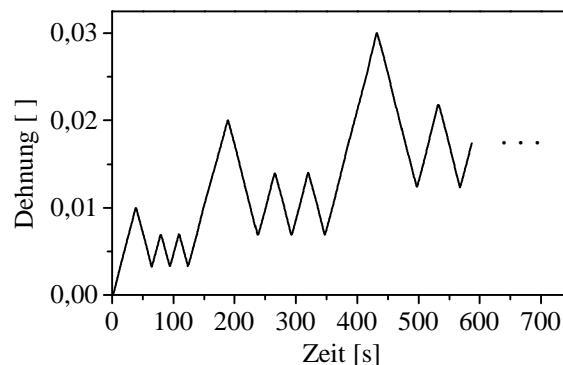


Abb. 3.4: Dehnungs-Zeit-Verlauf der Zugversuche mit Be- und Entlastungsphasen

3.2.1.2 Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung

Die Durchführung der Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung erfolgte lagegeregt bei Traversengeschwindigkeiten von 1 mm/min. Zu Beginn des Versuchs wurde die Probe zunächst um 1 % nominelle Dehnung gelängt. Anschließend wurde die Dehnung mittels Dehnungsregelung für die Dauer von 2 h konstant gehalten. Dieses Vorgehen wurde mit einer inkrementellen Erhöhung der Dehnung um je 2 % fortgesetzt bis zu einer maximalen Dehnung von 11 % (siehe Abb. 3.5).

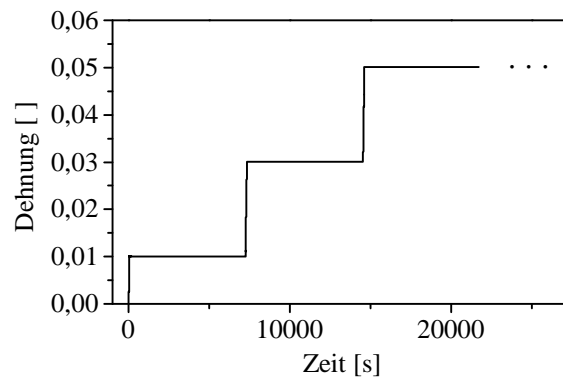


Abb. 3.5: Dehnungs-Zeit-Verlauf des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung

3.2.2 PA6/CF-UD

3.2.2.1 Zugversuche quasistatisch

Für die quasistatischen Zugversuche wurden Proben in Anlehnung an DIN EN ISO 527-4 mit den Abmessungen $150 \times 18 \times 2 \text{ mm}^3$ verwendet. Die Messlänge im Versuche betrug 50 mm. Die Last wurde lagegeregt mit einer Traversengeschwindigkeit von 1 mm/min aufgebracht.

3.2.2.2 Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung

Die Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung im Zugbereich wurden sowohl in Faserrichtung, als auch quer und in 45° zur Faserrichtung durchgeführt. Hierfür wurden ebenfalls Proben mit den Abmessungen $150 \times 18 \times 2 \text{ mm}^3$ verwendet. Für die Versuche in und quer zur Faserrichtung wurden unidirektionale Proben verwendet. Die Versuche in 45° -Richtung wurden an $[0/90]_s$ Laminaten durchgeführt. Die Dehnung wurde, wie bereits in Abb. 3.5 dargestellt, inkrementell mit einer Traversengeschwindigkeit von 1 mm/min erhöht und anschließend für die Dauer von 2 h konstant gehalten. Aufgrund der stark unterschiedlichen Bruchdehnung des UD-Materials in Abhängigkeit der Belastungsrichtung unter quasistatischer Belastung wurden die Dehnungsinkremente im Relaxationsversuch in Abhängigkeit der Belastungsrichtung variiert. Das Dehnungsinkrement betrug 0,15 % in Faserrichtung, 0,1 % quer zur Faserrichtung und 0,2 % in 45° -Richtung.

3.2.2.3 Kriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung

Auch für die Kriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung wurden Proben mit den Abmessungen $150 \times 18 \times 2 \text{ mm}$ verwendet. Wie bei den Relaxationsversuchen mit inkrementeller Belastung wurden Versuche in Faserrichtung, quer zur Faserrichtung und in 45° zur Faserrichtung durchgeführt. Entsprechend wurden für die Versuche in und quer zur Faserrichtung unidirektionale Proben verwendet. Die Versuch in 45° -Richtung wurden an $[0/90]_s$ Laminaten durchgeführt.

Bei den Versuchen in Faserrichtung wurde die Kraft inkrementell um jeweils 3600 N erhöht. Im Anschluss an jede Belastungsphase wurde die Last für 2 h konstant gehalten. Anschließend wurde die Probe vollständig entlastet und für weitere 2 h bei Kraft null gehalten. Der beschriebene Verlauf der Prüfkraft über der Versuchszeit ist beispielhaft in Abb. 3.6 dargestellt.

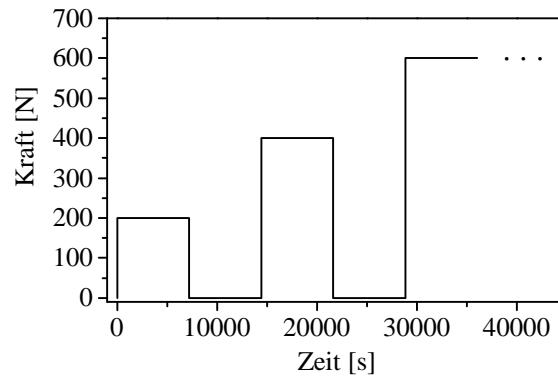


Abb. 3.6: Kraft-Zeit-Verlauf des Kriechversuchs in Faserrichtung mit inkrementeller Be- und Entlastung

Bei den Versuchen in Querrichtung betrug das erste Belastungsincrement 200 N, die nachfolgenden Inkremente betrug jeweils 130 N. Bei den Versuchen in 45°-Richtung betrug das erste Inkrement 500 N, die weiteren Inkremente jeweils 200 N.

3.2.3 GPA6/CF-Köpergewebe

Quasistatische Versuche

Die Geometrie der Proben für die quasistatischen Zugversuche wurde gemäß DIN EN ISO 527-4 gewählt [59]. Die Maße betrug $250 \times 25 \times 1,8 \text{ mm}^3$ mit einer freien Probenlänge von 150 mm und einer Messlänge von 100 mm. Für die Versuche in 45°-Richtung wurden zusätzlich Proben mit den Abmessungen $120 \times 55 \times 1,8 \text{ mm}^3$ verwendet. Die freie Probenlänge betrug hierbei 60 mm, die Messlänge 30 mm. Die Deformation wurde zusätzlich mit einer synchronisierten Videokamera aufgenommen, um den Effekt der Faserrotation zu untersuchen. Für die Versuche unter Druckbelastung wurde eine Geometrie in Anlehnung an DIN EN ISO 14126 gewählt mit den Abmaßen $100 \times 15 \times 3,7 \text{ mm}^3$ und einer freien Probenlänge von 15 mm [60].

3.2.3.1 Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung

Für die Relaxationsversuche mit inkrementeller Zugbelastung wurden Proben mit den Abmessungen $180 \times 20 \times 1,8 \text{ mm}^3$ verwendet. Die freie Probenlänge betrug 100 mm. Im Versuch wurde die Dehnung wie bereits in Abb. 3.5 dargestellt inkrementell mit einer Traversengeschwindigkeit von 1 mm/min erhöht und anschließend für die Dauer von 2 h konstant gehalten. Das Dehnungsincrement betrug hierbei jeweils 0,2 %.

Für die Versuche unter Druckbelastung wurde eine Geometrie in Anlehnung an DIN EN ISO 14126 gewählt mit den Abmaßen $100 \times 15 \times 3,7 \text{ mm}^3$ und einer freien Probenlänge von 15 mm. Die Dehnung wurde im Versuch inkrementell um 0,1 % erhöht. Die Geschwindigkeit der Traverse wurde mit 0,2 mm/min gewählt. Im Anschluss an jedes Belastungsincrement wurde der Werkzeugabstand der HCCF-Prüfvorrichtung für die Dauer von 2 h konstant gehalten (vgl. Abb. 3.5). Eine dehnungsgeregelte Versuchsführung war unter Druckbelastung nicht möglich. Beim verwendeten Messaufbau ist der Dehnungskanal ein Formelkanal, der die mittlere Probendehnung aus den Signalen der beiden induktiven Dehnungsaufnehmern berechnet.

3.2.3.2 Kriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung

Wie bei den Relaxationsversuchen wurden für die Kriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung Proben mit den Abmessungen $180 \times 20 \times 1,8 \text{ mm}^3$ verwendet. Die Traversengeschwindigkeit betrug 1 mm/min . Die Versuchsdurchführung ist in Abb. 3.6 schematisch dargestellt. Bei den Versuchen mit Zugbelastung betrug das Belastungsinkrement jeweils 5000 N . Die Versuche wurden bis zu einer maximalen Last von 25000 N gefahren. Bei den Versuchen mit Druckbelastung betrug das Belastungsinkrement jeweils 2000 N . Die Versuche wurden bis zu einer maximalen Last von 10000 N gefahren.

3.3 Parameteridentifikation

Die numerische Beschreibung des Deformationsverhaltens von Werkstoffen mit viskoelastischen bzw. viskoelastisch-viskoplastischen Eigenschaften, erfordert komplexe Modelle mit einer Vielzahl an Parametern. In der Regel sind diese Modellparameter zwar Werkstoffkennwerten assoziiert, jedoch lassen sich diese nicht wie bspw. der E-Modul explizit aus einer Versuchskurve bestimmen. Zur Identifikation der Modellparameter ist es daher notwendig, die experimentellen Versuche in der Simulation nachzustellen. Durch iteratives Variieren der Modellparameter wird dann der Parametersatz bestimmt, der die experimentell ermittelte Materialantwort bestmöglich abbildet.

Für die Identifikation der Modellparameter wurde im Rahmen dieser Arbeit die Software optiSlang in der Version 3.2.3 verwendet. optiSlang bietet eine umfassende Bibliothek an Optimierungsalgorithmen, mit denen der Prozess der Parameteridentifikation automatisiert und zielgerichtet durchgeführt werden kann.

3.3.1 Ein-Element-Modell

Für die Simulation der experimentellen Couponversuche mit der FE-Methode wurden sogenannte Ein-Element-Modelle verwendet. Abb. 3.7 zeigt die verwendeten Ein Element Modelle mit deren Randbedingungen. Abhängig vom zu parametrisierenden Modell wurde ein dreidimensionales Kontinuumsselement vom Typ C3D8R oder ein Schalenelement vom Typ S4R verwendet. Dabei handelt es sich jeweils um reduziert integrierte Elemente mit einer Kantenlänge von 1 mm . Durch die Wahl der Randbedingungen wurde gewährleistet, dass bei uniaxialer Belastung ein uniaxialer Spannungszustand im Element entsteht.

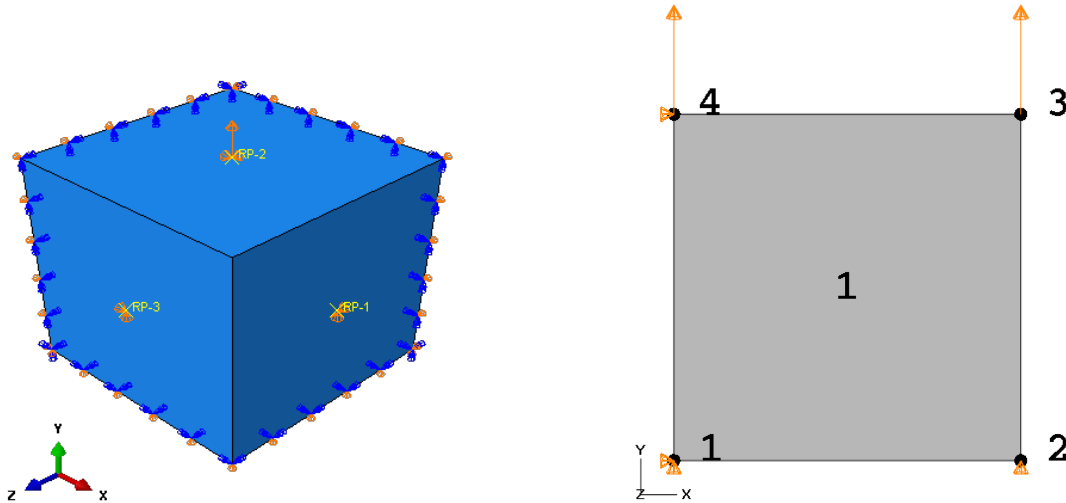


Abb. 3.7: Ein-Element-Modell mit Randbedingungen:
C3D8R Kontinuumseslement (links) und S4R Schalenelement (rechts)

3.3.2 Zielfunktion und Versuchsdatenbasis

Gleichungen 3.1 zeigt die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Zielfunktionsdefinition.

$$A(\mathbf{q}) = \sum_{k=1}^n \frac{1}{T_k} \sum_{l=1}^m \Delta t_k^l \left(y_{Exp,k}^l - y_{Sim,k}^l(\mathbf{q}) \right)^2 \quad (3.1)$$

mit

$$\Delta t_k^l = \begin{cases} \frac{1}{2} (t_k^{l+1} - t_k^l) & \text{für } l = 1 \\ \frac{1}{2} (t_k^{l+1} - t_k^{l-1}) & \text{für } 1 < l < m \\ \frac{1}{2} (t_k^l - t_k^{l-1}) & \text{für } l = m \end{cases}$$

und

$$T_k = t_k^m - t_k^1.$$

Dabei ist A der skalare Wert der Zielfunktion, der sich in Abhängigkeit des Parametervektors \mathbf{q} ergibt. m beschreibt die Anzahl an Messpunkten einer Versuchskurve und n die Anzahl der Versuchskurven der Datenbasis. Die zeitdiskreten Signale aus Experiment und Simulation sind in vektorieller Form angeordnet und werden durch die Vektoren $\mathbf{y}_{Exp,k}$ und $\mathbf{y}_{Sim,k}(\mathbf{q})$ beschrieben. Entsprechend ist $y_{Exp,k}^l$ die Komponente l des Vektors des Experiments k , und $y_{Sim,k}^l(\mathbf{q})$ die Komponente l des Vektors der Simulation k in Abhängigkeit des Parametervektors \mathbf{q} . Je nach betrachtetem Versuch werden in dieser Arbeit Spannungs- oder Dehnungssignale zur Parameteridentifikation verwendet. Der Gewichtungsfaktor Δt_k^l bewirkt, dass die Differenz zwischen Experiment und Simulation in Bereichen geringer Messpunktdichte höher gewichtet werden als Differenzen in Bereichen hoher Punktdichte. Dadurch wird auch bei ungleichmäßiger Verteilung von Messpunkten innerhalb einer experimentellen Kurve eine gleichmäßig gute Anpassung an den gesamten Kurvenverlauf gewährleistet.

Bei Verwendung der häufig genutzten euklidischen Norm

$$A(\mathbf{q}) = \sum_{k=1}^n \sqrt{\sum_{l=1}^m (y_{Exp,k}^l - y_{Sim,k}^l(\mathbf{q}))^2}, \quad (3.2)$$

auch bekannt als Methode der kleinsten Fehlerquadrate, werden Kurvenabschnitte mit hoher Messpunktdichte tendenziell besser angepasst als Abschnitte mit geringerer Messpunktdichte [61].

Die Zielfunktionsdefinition nach Gleichung 3.1 ist in der verwendeten optiSlang Version 3.2.3 nicht standardmäßig implementiert und wurde von der Dynardo GmbH, als benutzerdefinierte Zielfunktion bereitgestellt.

Die Versuchsdatenbasis wird abhängig vom jeweiligen Modell durch die in Abschnitt 4.1 vorgestellten Ergebnisse der experimentellen Versuche gebildet.

3.3.3 Optimierungsalgorithmus

Zur Identifikation der Modellparameter wurde ein evolutionärer Algorithmus verwendet. Diese Algorithmen eignen sich insbesondere bei Optimierungsproblemen, die eine Vielzahl von Optimierungsparametern aufweisen und deren Zielfunktionswert entsprechend lokale Minima vermuten lässt [62]. Die Startgeneration wurde durch Anwendung des Latin Hypercube Sampling Verfahrens erzeugt und umfasste 40 Parameterkombinationen, die im Folgenden als Designs bezeichnet werden. Durch die relativ große Anzahl an Designs in der Startgeneration in Verbindung mit dem Latin Hypercube Sampling Verfahren, wird eine homogene Abdeckung des Designraums gewährleistet. Die Designs der Startgeneration, sowie jeder nachfolgenden Generation wurden anhand ihres Zielfunktionswertes bewertet und selektiert. Aus den sechs besten Designs einer Generation wurden über die Mechanismen Rekombination und Mutation die Designs der Folgegeneration erzeugt. Jede Generation, ausgenommen der Startgeneration, umfasste zehn Designs. Nach dem Prinzip „Survival of the fittest“ wurde zudem jeweils das beste Design einer Generation ohne Änderungen an dessen Parameterkombination in die Folgegeneration übernommen. Für weitergehende Informationen zu Samplingverfahren und Optimierungsalgorithmen sei an dieser Stelle auf das Benutzerhandbuch der Software optiSlang verwiesen [62].

3.4 Modellierung der GPA6-Matrix

Abb. 3.8 zeigt den schematischen Aufbau des Two-Layer-Viscoplasticity-Modells (TLV-Modell) anhand des eindimensionalen rheologischen Modells. Sämtliche der in diesem Abschnitt dargelegte Informationen sind dem ABAQUS-Benutzerhandbuch [63] entnommen. Für weitergehende Informationen zum Modell wird an dieser Stelle darauf verwiesen.

Durch die Parallelschaltung eines elastisch-plastischen Pfades mit einem elastisch-viskosen Pfad ist das Modell in der Lage viskoelastisch-viskoplastisches Deformationsverhalten wiederzugeben und ist daher zur Beschreibung des Deformationsverhaltens thermoplastischer Kunststoffe, wie dem hier betrachteten Gusspolyamid 6, prinzipiell geeignet. Dabei ist anzumerken, dass neben

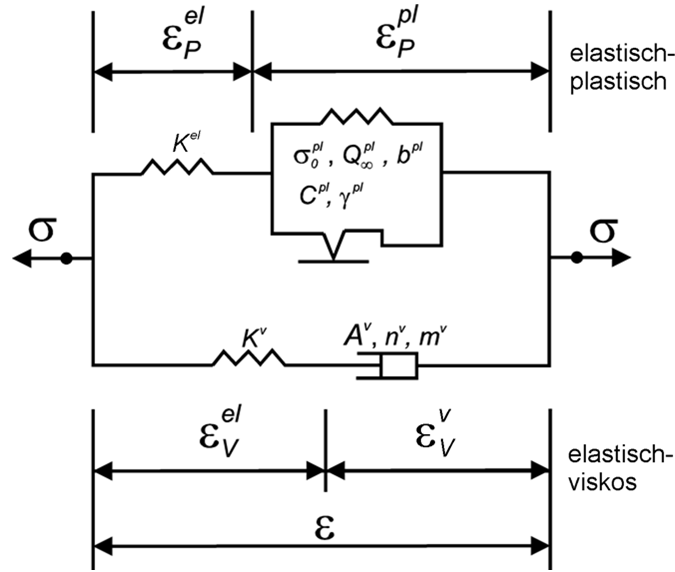


Abb. 3.8: Eindimensionale idealisierte Darstellung des TLV-Modells [63]

plastische Deformationen auch Spannungsrelaxation im Modell ausschließlich durch gestaltändernde deviatorische Deformationsanteile hervorgerufen werden. Entsprechend führen volumetrische Deformationsanteile zu rein elastischer Deformation. Wie Kim et al. [57] anhand von Untersuchungen zum Einfluss volumetrischer Deformationsanteile an amorphem Epoxydharz nahe der Glasübergangstemperatur nachweisen konnten, wird dadurch das reale Relaxationsverhalten richtig abgebildet.

Die zu definierende Gesamtsteifigkeit E des Modells wird durch den Faktor

$$f = \frac{K^v}{K^{el} + K^v} = \frac{K^v}{E}, \quad (3.3)$$

in die elastische Steifigkeit des elastisch-viskosen Pfades $K^v = fE$ und die elastische Steifigkeit des elastisch-plastischen Pfades $K^{el} = (1 - f)E$ aufgeteilt. Der Feder in Parallelschaltung zum Reibelement des elastisch-plastischen Pfades wird keine eigene Steifigkeit zugeordnet. Ihre Aufgabe ist es das Verfestigungsverhalten der Werkstoffe bei plastischer Deformation abzubilden. Dementsprechend findet sich ihre Federsteifigkeit implizit in den nachfolgend angegebenen Verfestigungsgesetzen der isotropen und kinematischen Verfestigung wieder.

Mittels des Faktor f kann die Gesamtdehnung

$$\epsilon = \epsilon^{el} + (1 - f)\epsilon_P^{pl} + f\epsilon_V^v \quad (3.4)$$

des Systems als Summe der elastischen, plastischen und viskosen Dehnung, ϵ^{el} , ϵ_P^{pl} bzw. ϵ_V^v ausgedrückt werden. Dabei ist

$$\epsilon^{el} = (1 - f)\epsilon_P^{el} + f\epsilon_V^{el} \quad (3.5)$$

mit ϵ_P^{el} als elastische Dehnung im elastisch-plastischen Pfad und ϵ_V^{el} als elastische Dehnung im elastisch-viskosen Pfad.

Die Gesamtspannung

$$\sigma = \sigma_P + \sigma_V \quad (3.6)$$

ergibt sich aufgrund der Parallelschaltung additiv aus den Spannungen der beiden Pfade. Hierbei bezeichnet der Index P den elastisch-plastischen Pfad und der Index V den elastisch-viskosen Pfad.

Die durch plastische Deformationen hervorgerufene Verfestigung kann im TLV-Modell als isotrope Verfestigung, kinematische Verfestigung oder kombinierte Verfestigung beschrieben werden. In der vorliegenden Arbeit wurde die kombinierte Verfestigung gewählt, die sowohl isotrope als auch kinematische Verfestigung berücksichtigt.

Die Änderung des Spannungszustandes σ aufgrund von kinematischer Verfestigung wird durch die Änderung des sogenannten Backstress-Tensors

$$\dot{\alpha} = \frac{C^{pl}}{\sigma^0} (\sigma - \alpha) \dot{\epsilon}^{pl} - \gamma^{pl} \alpha \dot{\epsilon}^{pl}, \quad (3.7)$$

sowie des Backstress-Tensors α selbst beschrieben. Die enthaltenen Konstanten C^{pl} und γ^{pl} sind Materialparameter, die anhand von Versuchsdaten identifiziert werden müssen. σ^0 ist die aufgrund der Verfestigung ansteigende Fließspannung.

Die isotrope Verfestigung wird durch folgenden Sättigungsansatz beschrieben:

$$\sigma^0 = \sigma_0^{pl} + Q_\infty^{pl} (1 - e^{(-b^{pl} \bar{\epsilon}^{pl})}). \quad (3.8)$$

Dabei sind die enthaltenen Konstanten σ_0^{pl} , Q_∞^{pl} , b^{pl} materialspezifische Parameter, die im Rahmen einer Parameteridentifikation bestimmt werden müssen.

Zur Beschreibung des viskosen Verhaltens sind für das TLV-Modell verschiedene Kriechgesetze anwendbar. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde der durch Gleichung 3.9 gegebene dehnungsabhängige Ansatz gewählt.

$$\dot{\epsilon}_v^v = \left(A^v (\sigma_v^v)^{n^v} \left[(m^v + 1) \epsilon_v^v \right]^{m^v} \right)^{\frac{1}{m^v+1}}. \quad (3.9)$$

Im Hinblick auf physikalisch sinnvolles Verhalten müssen die enthaltenen materialspezifischen Parameter A^v und n^v positiv sein und m^v Werte im Intervall $-1 < m^v < 0$ annehmen.

3.5 Mikromodellierung des GPA6/CF UD-Verbundes

3.5.1 Repräsentatives Volumen Element

Abb. 3.9 zeigt eine schematische Darstellung des verwendeten Repräsentativen Volumen Elements (RVE) nach Barbero [64]. Die Fasern sind zylindrisch mit einem Durchmesser von $7\ \mu\text{m}$ (vgl. Abschnitt A.4). Die Kantenlängen L_i ($i=2..3$) des RVE sind Tab. 3.2 zu entnehmen. Mit Ausnahme von L_1 sind sie abhängig vom Faservolumengehalt v_F . L_1 ist geometrisch unbestimmt und wurde hier durch den Faserdurchmesser gewählt.

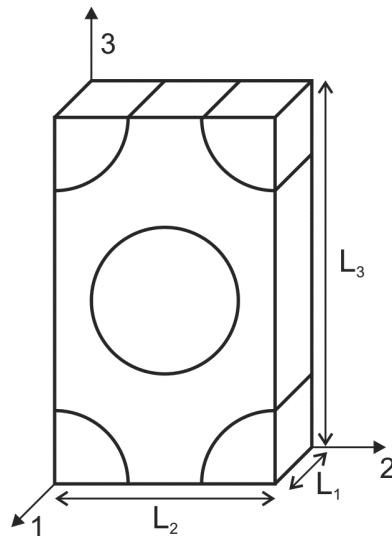


Abb. 3.9: Repräsentatives Volumenelement (RVE) nach Barbero [64]

Tab. 3.2: Kantenlängen des RVE in Abhängigkeit des Faservolumengehalts v_F

v_F	50 %	60 %	70 %
L_1 [μm]	7	7	7
L_2 [μm]	9,4	8,6	7,9
L_3 [μm]	16,3	14,9	13,6

Folgende idealisierende Annahmen wurden getroffen:

- Hexagonale Anordnung der Fasern
- Isotropie der GPA6-Matrix
- Perfekte Faser/Matrix-Kopplung
- Defektfreier Werkstoff

3.5.2 Materialbeschreibung

Das Deformationsverhalten der Matrix wird isotrop angenommen und durch das Two-Layer-Plasticity Modell beschrieben. Die Parameter des TLV-Modells wurden zuvor anhand der experimentellen Versuche am unverstärkten Gusspolyamid-6 identifiziert (siehe Kapitel 4.2). Die transversal-isotropen Kohlenstofffasern werden linear elastisch modelliert. Die verwendeten elastischen Kennwerte sind Tab. 3.3 zu entnehmen.

Tab. 3.3: Kennwerte der Kohlenstofffaser Toho Tenax HTS 40 F13 nach Carvelli et al. [65]

E_1 [MPa]	E_2 [MPa]	E_3 [MPa]
240000	14000	14000
ν_{12} []	ν_{13} []	ν_{23} []
0,15	0,15	0,23
G_{12} [MPa]	G_{13} [MPa]	G_{23} [MPa]
8000	8000	5700

Der Wert für G_{23} wurde wie von Schürmann [66] vorgeschlagen nach Gleichung 3.10 bestimmt.

$$G_{23} = \frac{E_{22}}{2(1 + \nu_{23})} \quad (3.10)$$

3.5.3 Periodische Randbedingungen

3.5.3.1 Iso-Dehnung

Die theoretischen Grundlagen sowie die notwendigen Gleichungen zur Anwendung periodischer Randbedingungen sind Barbero [64] zu entnehmen. In der Finite-Elemente-Analyse (FEA) können wie von Barbero dargelegt, die angeführten Gleichungen jedoch nicht in ihrer vorgestellten Form verwendet werden. Die Verwendung von sogenannten Multi-Point-Constraints (MPCs) zur Implementierung der periodischen Randbedingungen führt dabei zu Kompatibilitätsproblemen. Durch die MPCs werden die Freiheitsgrade von Knotenpaaren auf gegenüberliegenden Flächen aneinander gekoppelt, so dass diese Verschiebungen nur paarweise synchron durchführen können. Die Kopplung der Freiheitsgrade wird erreicht, indem die Freiheitsgrade eines Knotens eliminiert werden und durch die Freiheitsgrade des gekoppelten Knotens ersetzt werden. Die Knoten einer Kante sind jedoch Untermengen von zwei Flächen. Dementsprechend müssten sie daher an zwei verschiedene Knoten gekoppelt werden. Da die Freiheitsgrade bereits bei der ersten Kopplung eliminiert werden, ist die zweite Kopplung nicht möglich, was die angesprochenen Kompatibilitätsprobleme auslöst. Ähnliches gilt für die Knoten der Eckpunkte, die jedoch Untermengen von insgesamt drei angrenzenden Flächen bzw. Kanten sind.

In der FEA müssen die Knoten der Flächen, Kanten und Eckpunkte daher eigenständig behandelt werden und benötigen unterschiedliche Gleichungssysteme. Periodisch kompatible Deformationen können nach Melro et al. [35] mittels der Gleichungen 3.11 - 3.13 aufgeprägt werden. Die Nummerierung der Flächen, Kanten und Eckpunkte am RVE ist in Abb. 3.10 schematisch dargestellt.

Knoten der Flächen

$$\begin{aligned} u_i^1 - u_i^3 - L_1 \epsilon_{i1}^0 &= 0 \\ u_i^2 - u_i^4 - L_2 \epsilon_{i2}^0 &= 0 \\ u_i^5 - u_i^6 - L_3 \epsilon_{i3}^0 &= 0 \end{aligned} \quad (3.11)$$

Knoten der Kanten

$$\begin{aligned} u_i^2 - u_i^4 - L_1 \epsilon_{i1}^0 - L_2 \epsilon_{i2}^0 &= 0 \\ u_i^1 - u_i^3 - L_1 \epsilon_{i1}^0 + L_2 \epsilon_{i2}^0 &= 0 \\ u_i^6 - u_i^8 - L_1 \epsilon_{i1}^0 - L_3 \epsilon_{i3}^0 &= 0 \\ u_i^5 - u_i^7 - L_1 \epsilon_{i1}^0 + L_3 \epsilon_{i3}^0 &= 0 \\ u_i^{11} - u_i^9 - L_2 \epsilon_{i2}^0 - L_3 \epsilon_{i3}^0 &= 0 \\ u_i^{10} - u_i^{12} - L_2 \epsilon_{i2}^0 + L_3 \epsilon_{i3}^0 &= 0 \end{aligned} \quad (3.12)$$

Knoten der Eckpunkte

$$\begin{aligned} u_i^3 - u_i^5 - L_1 \epsilon_{i1}^0 - L_2 \epsilon_{i2}^0 - L_3 \epsilon_{i3}^0 &= 0 \\ u_i^2 - u_i^8 - L_1 \epsilon_{i1}^0 - L_2 \epsilon_{i2}^0 + L_3 \epsilon_{i3}^0 &= 0 \\ u_i^7 - u_i^1 + L_1 \epsilon_{i1}^0 - L_2 \epsilon_{i2}^0 - L_3 \epsilon_{i3}^0 &= 0 \\ u_i^4 - u_i^6 - L_1 \epsilon_{i1}^0 + L_2 \epsilon_{i2}^0 - L_3 \epsilon_{i3}^0 &= 0. \end{aligned} \quad (3.13)$$

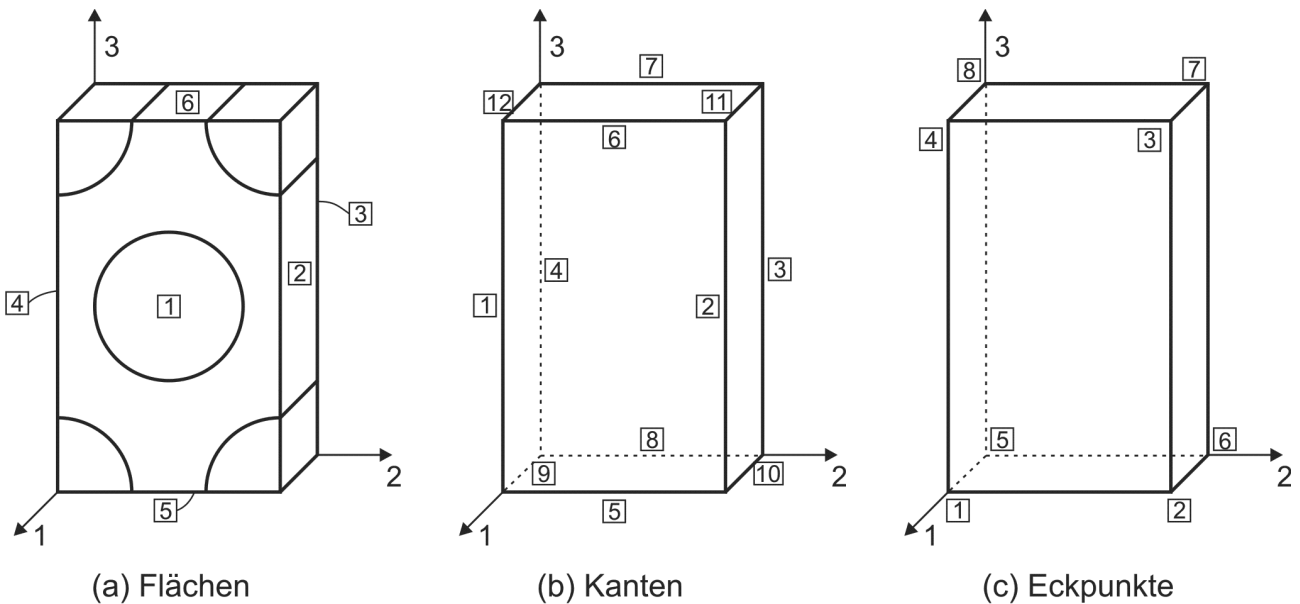


Abb. 3.10: Nummerierung am RVE zur Aufprägung der periodischen Randbedingungen

Implementierung

Die Implementierung der periodischen Randbedingungen erfolgt über das ABAQUS Inputdeck mittels der Befehle *MPC bzw. *EQUATION. Die Implementierung innerhalb ABAQUS CAE ist bis zur verwendeten Version 6.13-2 nicht möglich, da hier die Kopplung zweier Knotensets, die jeweils mehr als einen Knoten enthalten, nicht zulässig ist.

Bei der Kopplung der Knotensets ist zu beachten, dass ABAQUS die Knotennummern innerhalb eines Sets fortlaufend von der kleinsten zur größten Nummer sortiert. Die Kopplung der Knoten erfolgt ebenfalls fortlaufend, sodass zunächst die ersten Knoten miteinander gekoppelt werden, anschließend die zweiten, bis zu den letzten beiden Einträgen der Sets. Dies setzt voraus, dass beide Sets eine identische Anzahl an Einträgen haben und dass jeweils gegenüberliegende Knoten an den gleichen Einträgen der Sets liegen. Aufgrund der notwendigen Partitionen im RVE, die Fasern und Matrix voneinander trennen, ist die Knotennummerierung nach dem Vernetzen jedoch nicht konsistent. Durch die Sortierung der Knoten innerhalb der Sets nach aufsteigender Knotennummer, befinden sich gegenüberliegende Knoten nicht auf korrespondierenden Einträgen. Es ist daher notwendig die Einträge der Sets neu zu sortieren, sodass sich gegenüberliegende Knoten auf korrespondierenden Einträgen befinden. Hierzu wird ein Python-Skript verwendet, das die Einträge der Sets entsprechend neu sortiert. Zusätzlich wird ABAQUS über die Verwendung des optionalen Parameters UNSORTED in der Set-Definition daran gehindert die Knoten entsprechend ihrer Nummer fortlaufend zu sortieren. Zur statischen Lagerung des RVEs sind zudem alle Freiheitsgrade u_i^5 des entsprechenden Eckpunktes gesperrt (vgl. Abb. 3.10).

3.5.3.2 Iso-Spannung

Bei Iso-Spannungs-Bedingungen darf die Querkontraktion nicht behindert werden. Allerdings ist wie bei den periodischen Iso-Dehnungs-Bedingungen auch hier die Forderung nach periodischer Kompatibilität des deformierten RVEs gegeben. Entsprechend müssen die Seitenflächen des RVE auch im deformierten Zustand eben sein. Querkontraktionsbedingte Einfallstellen der Matrix an der RVE-Oberfläche dürfen nicht auftreten.

Abb. 3.11 stellt die verwendeten Randbedingungen am RVE schematisch in der 2-3-Ebene dar. Die Referenzpunkte RP_{i-} ($i=1..3$) fungieren als Festlager, die RP_{i+} als Loslager. Mittels des *EQUATION-Befehls wird jeweils der Verschiebungsfreiheitsgrad in Normalenrichtung der Fläche an den korrespondierenden Referenzpunkt gekoppelt.

Im Falle reiner Schubbelastung entsprechen die Iso-Spannungsbedingungen den Iso-Dehnungsbedingungen (siehe Abschnitt 3.5.3.1).

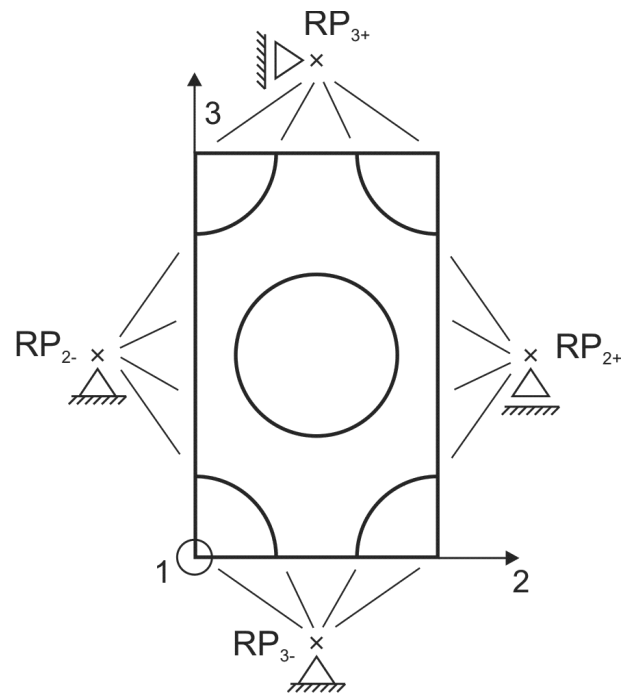


Abb. 3.11: Schematische Darstellung der Iso-Spannungs-Randbedingungen am RVE

3.5.4 FE-Netz

Das verwendete FE-Netz wurde mittels Netzkonvergenzstudien ermittelt und ist in Abb. 3.12 dargestellt. Es besteht aus 11952 linearen, reduziert integrierten, dreidimensionalen Kontinuums-elementen vom Typ C3D8R.

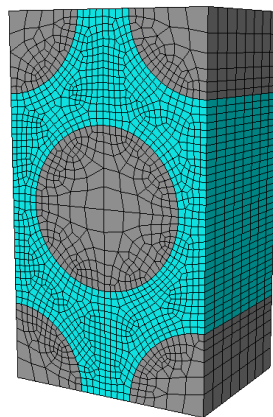


Abb. 3.12: Anhand Konvergenzstudien ausgewähltes FE-Netz des RVE

3.5.5 Zeitintegration und viskose Dämpfung

Für implizite Berechnungen mit viskoelastischen Materialmodellen stehen in ABAQUS prinzipiell zwei verschiedene Step-Definitionen zur Verfügung. Zum einen kann der standardmäßig für implizite Berechnungen angewendete *STATIC-Step verwendet werden, zum anderen der

*VISCO-Step. Der *VISCO-Step bietet den Vorteil, dass die Änderung der viskosen Kriechdehnrate innerhalb eines Zeitinkrementes mittels des CETOL-Toleranzwertes überwacht werden kann. Die Änderungen der Kriechdehnrate innerhalb eines Zeitinkrementes führt dabei generell zu einem Fehler in der berechneten Gleichgewichtsspannung.

Über den CETOL-Parameter wird daher ein Wert für die Änderung der viskosen Kriechdehnrate vorgegeben, der innerhalb eines Zeitinkrementes zu einem noch akzeptablen Fehler führt. Eine Abschätzung des CETOL-Wertes kann nach Gleichung 3.14 durchgeführt werden.

$$CETOL \approx \frac{\sigma_{err}}{E} \quad (3.14)$$

Dabei ist σ_{err} der noch akzeptable Fehler, der berechneten Gleichgewichtsspannung und E der effektive elastische Modul des Materials. Für weiterführende Erklärungen und Hinweise zum *VISCO-Step und zum CETOL-Parameter wird auf [63] verwiesen. Für alle Versuche am RVE wurde eine Step-Definition vom Typ *VISCO verwendet. Die Belegung des CETOL-Parameters wurden anhand einer Konvergenzstudie ermittelt.

3.5.6 Ondulierung

Zur Untersuchung des Einflusses von Faserondulationen auf das makroskopische Deformationsverhalten des thermoplastischen UD-Verbundes wurde das in Abschnitt 3.5.1 vorgestellte ideale RVE mit 50% Faservolumengehalt durch Extrusion in Faserrichtung in ein onduliertes RVE überführt (siehe Abb. 3.13). Wie von Hsiao und Daniel [67] und Karami und Garnich [29–31] vorgeschlagen ist die Ondulation sinusförmig und wird durch die Funktion

$$y = A \sin\left(\frac{2\pi x}{L}\right) \quad (3.15)$$

beschrieben. Dabei ist A die Amplitude, L die Wellenlänge und y die Auslenkung in Abhängigkeit der Funktionsvariable x . Die Wellenlänge L wurde mit $140 \mu\text{m}$ ($20 \times$ Faserdurchmesser) beliebig gewählt.

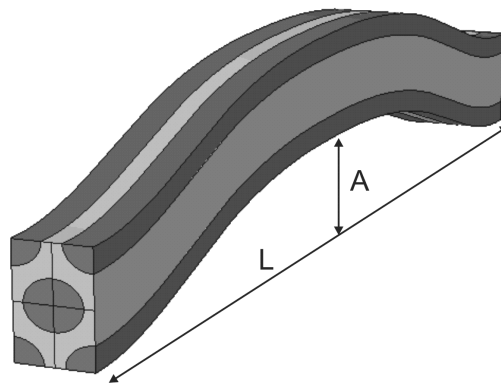


Abb. 3.13: Sinusförmig onduliertes RVE mit $A/L = 0,1$

3.5.7 Versuchsdurchführung und -auswertung

3.5.7.1 Ermittlung der zeitabhängigen Steifigkeitskennwerte

In Anlehnung an Barbero [64] wurden die, durch die Gleichungen 3.16- 3.18 gegebenen, unabhängigen, makroskopischen Iso-Dehnungszustände innerhalb von 10s aufgeprägt. Anschließend wurde der Deformationszustand für die Dauer von 1000s konstant gehalten.

$$\epsilon_1^0 = 0,01 \quad ; \quad \epsilon_2^0 = \epsilon_3^0 = \gamma_4^0 = \gamma_5^0 = \gamma_6^0 = 0 \quad (3.16)$$

$$\epsilon_2^0 = 0,01 \quad ; \quad \epsilon_1^0 = \epsilon_3^0 = \gamma_4^0 = \gamma_5^0 = \gamma_6^0 = 0 \quad (3.17)$$

$$\gamma_4^0 = \epsilon_{12}^0 + \epsilon_{21}^0 = 0,01 \quad ; \quad \epsilon_1^0 = \epsilon_2^0 = \epsilon_3^0 = \gamma_5^0 = \gamma_6^0 = 0 \quad (3.18)$$

Mittels der Gleichungen 3.19 bis 3.24 werden die elastischen Kennwerte des transversal-isotropen Verbundes aus den Einträgen der Steifigkeitsmatrix C_{ij} ($i,j=1\dots6$) bestimmt [64].

$$E_1 = C_{11} - 2C_{12}^2/(C_{22} + C_{23}) \quad (3.19)$$

$$\nu_{12} = C_{12}/(C_{22} + C_{23}) \quad (3.20)$$

$$E_2 = [C_{11}(C_{22} + C_{23}) - 2C_{12}^2] (C_{22} - C_{23})/(C_{11}C_{22} - C_{12}^2) \quad (3.21)$$

$$\nu_{23} = [C_{11}C_{23} - C_{12}^2] / (C_{11}C_{22} - C_{12}^2) \quad (3.22)$$

$$G_{12} = C_{44} \quad (3.23)$$

$$G_{23} = C_{66} = \frac{1}{2}(C_{22} - C_{23}) \quad (3.24)$$

Um die zeitabhängige Änderung der Kennwerte über der Versuchszeit zu bestimmen, erfolgte die Auswertung zu den Zeitpunkten 0,1s, 2,5s, 5s, 7,5s, 10s, 15s, 25s, 50s, 100s, 250s, 500s und 1000s.

3.5.7.2 Einfluss volumetrischer Deformationsanteile

Unidirektional verstärkte thermoplastische Faserverbundwerkstoffe zeigen in Abhängigkeit zur Materialrichtung unterschiedlich stark ausgeprägte Kriechneigungen (siehe Abschnitt 4.1.2). Diese hauptsächlich viskoelastischen Deformationen werden durch den polymeren Matrixwerkstoff verursacht. Wie Kim et al. [57] an unverstärktem Polymerwerkstoff nachweisen konnte, werden viskoelastische Effekte, wie Spannungsrelaxation, nur durch deviatorische Deformationsanteile hervorgerufen. Volumetrische Deformationsanteile hingegen führen zu rein elastischen Deformationen. Für den Verbundwerkstoff muss daher prinzipiell ebenso ein Deformationszustand existieren, der rein elastisches Verhalten hervorruft. Makroskopisch homogene, uniaxiale Belastungen des Faserverbunds führen jedoch zu inhomogenen, mehrachsigen Belastungen der polymeren Matrix. Es stellt sich daher die Frage, ob ein makroskopischer Deformationszustand existiert, der rein volumetrisches Verhalten des Verbundes hervorruft und wie dieser Deformationszustand gegebenenfalls beschaffen ist.

Die Untersuchung zum Einfluss von volumetrischen Deformationsanteilen auf die Zeitabhängigkeit des Deformationsverhaltens des thermoplastischen UD-Verbundes wurde anhand unterschiedlicher Deformationszustände durchgeführt. Zum einen wurde der Deformationszustand

$$\tilde{\epsilon}_{Vol1} = \begin{bmatrix} 0,005 & 0 & 0 \\ 0 & 0,005 & 0 \\ 0 & 0 & 0,005 \end{bmatrix} \quad (3.25)$$

betrachtet, bei dem der resultierende makroskopische Verzerrungszustand vollständig volumetrisch ist. Zum anderen der Deformationszustand

$$\tilde{\epsilon}_{Vol2} = \begin{bmatrix} \epsilon_{11} - \nu_{21}\epsilon_{22} - \nu_{31}\epsilon_{33} & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_{22} - \nu_{12}\epsilon_{11} - \nu_{32}\epsilon_{33} & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_{33} - \nu_{13}\epsilon_{11} - \nu_{23}\epsilon_{22} \end{bmatrix} \quad (3.26)$$

mit

$$\epsilon_{11} = \epsilon_{22} = \epsilon_{33} = 0,01. \quad (3.27)$$

Dabei umfasst $\tilde{\epsilon}_{Vol2}$ deviatorische wie auch volumetrische Deformationsanteile. Allerdings sind hier die aufgeprägten uniaxialen Normaldehnungen von Betrag und Vorzeichen gleich, sodass der Zustand der uniaxialen Normaldehnungen als volumetrisch zu betrachten ist. Zum Vergleich wurde außerdem der Deformationszustand

$$\tilde{\epsilon}_{Vol3} = \tilde{\epsilon}_{Vol2} \quad (3.28)$$

mit

$$\epsilon_{11} = 0 ; \quad \epsilon_{22} = 0,01 ; \quad \epsilon_{33} = 0 \quad (3.29)$$

betrachtet, der dem uniaxialen Zugversuch in Querrichtung entspricht.

Die Deformation wurde jeweils innerhalb von 1 s aufgeprägt und anschließend für die Dauer von 7200 s konstant gehalten. Ausgewertet wurde der Verlauf der homogenisierten Normalspannungen σ_{11} , σ_{22} und σ_{33} über der Versuchszeit.

3.5.7.3 Einfluss von Ondulationen

Zur Untersuchung des Einflusses von Faserondulationen auf das zeitabhängige Deformationsverhalten des UD-Verbundes, wurden die in den Gleichungen 3.30-3.35 gegebenen, sechs unabhängigen Deformationszustände aufgeprägt. Wie bei der numerischen Homogenisierung (siehe Abschnitt 3.5.7.1) wurde die Deformation innerhalb von 10 s aufgeprägt und anschließend für die Dauer von 1000 s konstant gehalten.

$$\epsilon_1^0 = 0,01 \quad ; \quad \epsilon_2^0 = \epsilon_3^0 = \gamma_4^0 = \gamma_5^0 = \gamma_6^0 = 0 \quad (3.30)$$

$$\epsilon_2^0 = 0,01 \quad ; \quad \epsilon_1^0 = \epsilon_3^0 = \gamma_4^0 = \gamma_5^0 = \gamma_6^0 = 0 \quad (3.31)$$

$$\epsilon_3^0 = 0,01 \quad ; \quad \epsilon_1^0 = \epsilon_2^0 = \gamma_4^0 = \gamma_5^0 = \gamma_6^0 = 0 \quad (3.32)$$

$$\gamma_4^0 = \epsilon_{12}^0 + \epsilon_{21}^0 = 0,01 \quad ; \quad \epsilon_1^0 = \epsilon_2^0 = \epsilon_3^0 = \gamma_5^0 = \gamma_6^0 = 0 \quad (3.33)$$

$$\gamma_5^0 = \epsilon_{13}^0 + \epsilon_{31}^0 = 0,01 \quad ; \quad \epsilon_1^0 = \epsilon_2^0 = \epsilon_3^0 = \gamma_4^0 = \gamma_6^0 = 0 \quad (3.34)$$

$$\gamma_6^0 = \epsilon_{23}^0 + \epsilon_{32}^0 = 0,01 \quad ; \quad \epsilon_1^0 = \epsilon_2^0 = \epsilon_3^0 = \gamma_4^0 = \gamma_5^0 = 0 \quad (3.35)$$

Die Auswertung der homogenisierten Spannungen und Dehnungen erfolgte zu den Zeitpunkten 0,1 s, 2,5 s, 5 s, 10 s, 25 s, 50 s, 100 s, 250 s, 500 s und 1000 s.

3.5.7.4 Experimentelle Validierung

Zur Validierung des RVE-Modells wurden die in Abschnitt 3.2.2 vorgestellten experimentellen Versuche am RVE virtuell nachempfunden. Um wie in den realen Probekörpern einen makroskopisch uniaxialen Spannungszustand zu erzeugen, wurden periodische Iso-Spannungsbedingungen verwendet (siehe Abschnitt 3.5.3.2).

Hinsichtlich der Versuche in 45°-Richtung ist zu beachten, dass die Schubdeformation in den UD-Einzelschichten des experimentellen Probekörpers durch uniaxialen Zug in 45°-Richtung induziert wird. Die gemessene Dehnung entspricht der Normaldehnung der Probe in y -Richtung des Probenkoordinatensystems P (siehe Abb. 3.14). Eine Information über die auftretende Gleitung im Materialkoordinatensystem M der Einzelschicht liegt nicht vor.

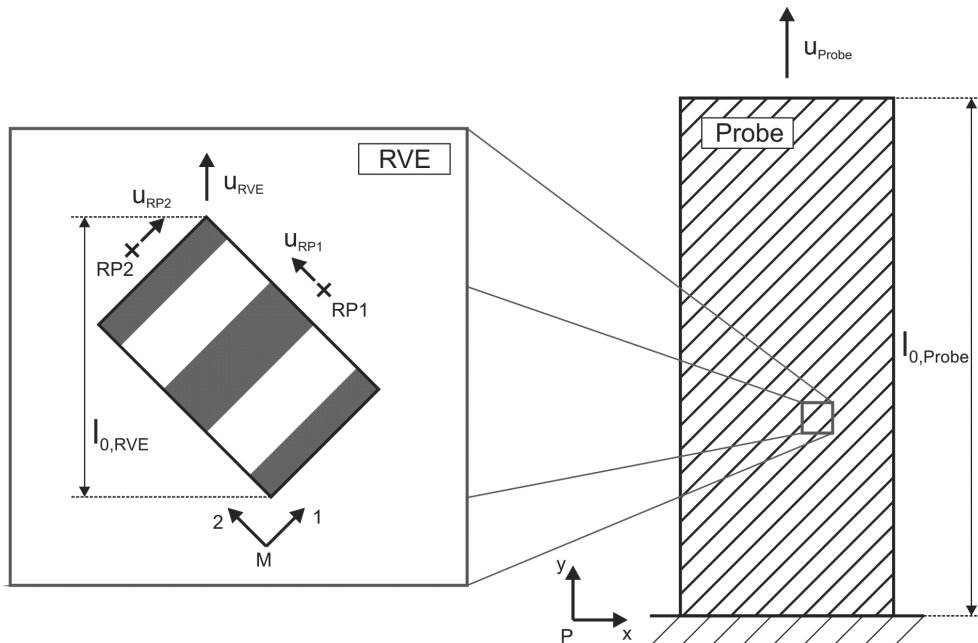


Abb. 3.14: Bestimmung der Dehnung in 45°-Richtung am RVE

Wie in Abb. 3.14 dargestellt, wird am RVE hingegen die Schubdeformation durch die Verschiebungen u_{RP1} und u_{RP2} eingestellt. Eine Vergleichbarkeit der Deformationszustände zwischen experimentellen und virtuellen Versuchen wird erreicht, wenn Bedingung 3.36 erfüllt ist.

$$\frac{u_{RVE}}{l_{0,RVE}} \stackrel{!}{=} \frac{u_{Probe}}{l_{0,Probe}} \quad (3.36)$$

3.5.7.5 Auswertung

Die Bestimmung der homogenisierten Dehnungen $\bar{\epsilon}_{ij}$ und Spannungen $\bar{\sigma}_{ij}$ erfolgt mittels eines Python-Skriptes, das im Anschluss an die FE-Berechnung aufgerufen wird und auf die ABAQUS Output Database (odb-Datei) zugreift. Gemäß der Gleichung

$$\bar{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{V} \int_V \epsilon_{ij} dV \quad (3.37)$$

bzw.

$$\bar{\sigma}_{ij} = \frac{1}{V} \int_V \sigma_{ij} dV \quad (3.38)$$

werden für jeden Fieldoutput-Frame in der odb-Datei, die Dehnungs- bzw. Spannungskomponenten jedes Elementes mit dem zugehörigen deformierten Elementvolumen multipliziert und über alle Elemente aufsummiert. Der aufsummierte Wert wird schließlich durch das deformierte Gesamtvolumen des RVEs geteilt. Hierzu werden die Outputgrößen $EVOL$, S_{ij} und LE_{ij} (mit $i,j=1..3$) benötigt. $EVOL$ ist das Volumen des deformierten Elementes, S_{ij} sind die Komponenten des Spannungstensors und LE_{ij} die Komponenten des logarithmischen Dehnungstensors.

3.6 Mesomodellierung des GPA6/CF-Köpergewebes

3.6.1 Repräsentatives Volumen Element

Das im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Mesomodell wurden mit der frei verfügbaren Software TexGen der Universität von Nottingham erstellt [68]. Die Gewebearchitektur wurde dem realen GPA6/CF-Köpergewebe nachempfunden, wobei die Architektur idealisiert beschrieben wird. So bleibt der Querschnitt entlang der Rovings anders als im realen Gewebelaminat geometrisch konstant. Zudem wird der in der Literatur als Yarn-Nesting beschriebene Effekt nicht abgebildet. Dabei verschieben sich einzelne Rovings innerhalb einer Lage, um Rovings einer benachbarten Lage auszuweichen. Die geometrischen Parameter der Gewebearchitektur sowie der Faservolumengehalt der imprägnierten Rovings wurden basierend auf Ergebnissen von lichtmikroskopischen Messungen, die an dieser Stelle nicht explizit dargestellt sind, bestimmt. Für das Modell wurde ein ellipsenförmiger Querschnitt der Rovings gewählt, mit einer konstanten Breite von 2,94 mm und einer Höhe von 0,345 mm. Der Abstand benachbarter Rovings beträgt 0,06 mm und die Dicke einer Lage 0,66 mm.

Zur Verwendung in der FE-Software ABAQUS wurde das TexGen-Modell als Voxelnetz exportiert. Dabei wird das Werkstoffvolumen des Modells in gleichmäßige Hexaederelemente unterteilt. Entsprechend des Volumenanteils der einzelnen Konstituenten des Werkstoffs (Matrix oder Roving) werden den einzelnen Elementen Matrix- oder Rovingeigenschaften zugewiesen. Dadurch entsteht das in Abb. 3.15 dargestellte gestufte Netz des Verstärkungsgewebes. Die umgebende Matrix ist an dieser Stelle ausgeblendet.

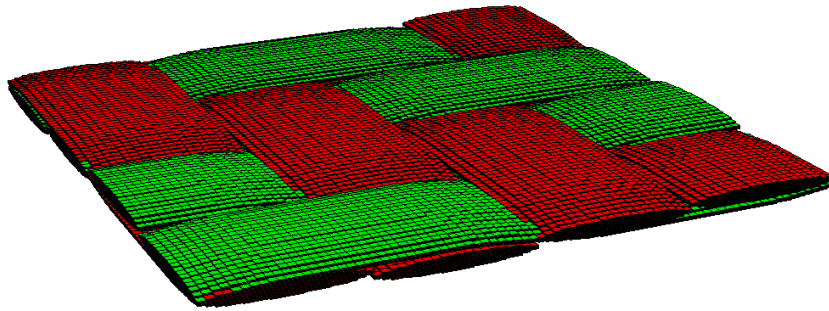


Abb. 3.15: Voxel-FE-Netz der Gewebearchitektur des Köper-Mesomodells

Die Kantenlänge der Hexaederelemente beträgt $1,5 \times 1,5 \times 0,2$ mm. Das Aspektverhältnis der Elementkanten ist mit 7,5 daher unterhalb des kritischen Wertes von 10.

3.6.2 Materialbeschreibung

Das Deformationsverhalten der imprägnierten Rovings, wird durch das in Abschnitt 4.4 vorgestellte makroskopische Materialmodell homogenisiert beschrieben. Der identifizierte Parametersatz wurde dabei auf einen Faservolumengehalt von 60 % angepasst. Dementsprechend wurden die in Tab. 3.4 dargestellten Steifigkeitskennwerte verwendet.

Tab. 3.4: Parametersatz zur Beschreibung des Deformationsverhaltens der imprägnierten Rovings

E_1 [MPa]	E_2 [MPa]	E_3 [MPa]
145099,21	6915,0	6915,0
ν_{12} []	ν_{13} []	ν_{23} []
0,222	0,222	0,38
G_{12} [MPa]	G_{13} [MPa]	G_{23} [MPa]
2623,30	2623,30	2514,50

Das Deformationsverhalten der GPA6-Matrix wurde wie schon beim UD-Mikromodell durch das parametrisierte TLV-Modell beschrieben (siehe auch Abschnitt 4.2).

3.6.3 Randbedingungen

Wie in Abschnitt 2.2 beschrieben, ist das Deformationsverhalten eines Gewebelaminates abhängig von der Stapelfolge der einzelnen Lagen. Unabhängig davon wurden die Randbedingungen so formuliert, dass eine periodisch kompatible Deformation auftritt und gleichzeitig ein makroskopisch ebener Spannungszustand entsteht. Die Forderung nach einem makroskopisch ebenen Spannungszustand leitet sich dabei aus der homogenisierten Beschreibung des Deformationsverhaltens des GPA6/CF-Köpergewebes unter Verwendung von Schalenelementen ab (siehe auch Abschnitt 4.6).

Abb. 3.16 zeigt zwei aufgrund von uniaxialer Zugbelastung in Faserrichtung deformierte Einheitszellen des Köpergewebes. Dargestellt ist jeweils der Konturplot der Knotenverschiebung in transversale Richtung. Links dargestellt ist das Deformationsbild für inphasige Stapelfolge (Begriffsdefinition inphasig und gegenphasig siehe Abb. 2.5). Rechts dargestellt ist das Deformationsbild für gegenphasige Stapelfolge. Die Randbedingungen wurden wie in Abschnitt 3.5.3.1 gewählt, mit der Ausnahme, dass eine Querkontraktion in Dickenrichtung zugelassen wurde. Im Gegensatz zur inphasigen Stapelfolge, wurde für die gegenphasige Stapelfolge gefordert, dass die Ober- und Unterseite des Mesomodells (Flächennormale in z -Richtung) auch im deformierten Zustand eben ist.

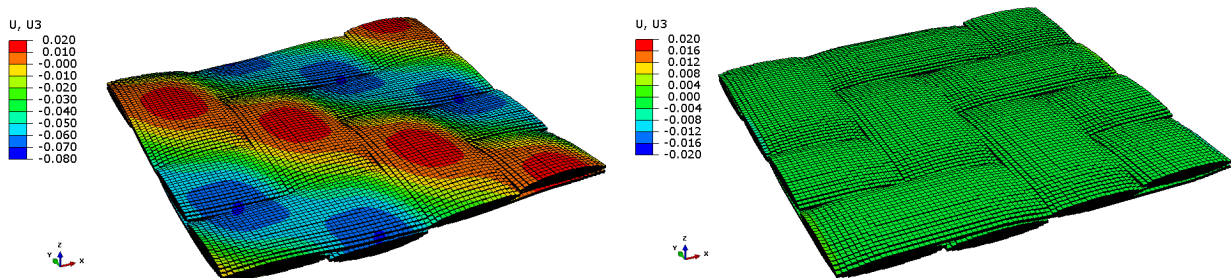


Abb. 3.16: Konturplot der Knotenverschiebungen in transversaler Richtung für inphasige (links) und gegenphasige Stapelfolge (rechts)

3.6.4 Versuchsführung

3.6.4.1 Ermittlung der zeitabhängigen Steifigkeitskennwerte

Zur Ermittlung der zeitabhängigen homogenisierten Steifigkeitskennwerte wurden innerhalb von 10 s Normaldehnungen bzw. Gleitungen von 0,5 % aufgeprägt und anschließend für 10000 s konstant gehalten. Um die zeitabhängige Änderung der Kennwerte über der Versuchszeit zu bestimmen, erfolgte die Auswertung zu den Zeitpunkten 10 s, 100 s, 1000 s und 10000 s.

3.6.4.2 Einfluss biaxialer Belastung

Um den Einfluss biaxialer Belastungen auf des zeitabhängige Deformationsverhalten zu untersuchen, wurden Normaldehnungskombinationen mit den Überlagerungsverhältnissen

$$R = 0 \quad \text{mit} \quad \epsilon_1 = 0,005; \epsilon_2 = 0$$

$$R = 1 \quad \text{mit} \quad \epsilon_1 = 0,005; \epsilon_2 = 0,005$$

$$R = -1 \quad \text{mit} \quad \epsilon_1 = 0,005; \epsilon_2 = -0,005$$

betrachtet. Dabei ist

$$R = \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1}.$$

Die allgemeine Versuchsführung entsprach dabei der in Abschnitt 3.6.4.1 vorgestellten Vorgehensweise.

3.7 Modellierung des Kurzbiegeversuchs

Abb. 3.17 zeigt das FE-Modell des Kurzbiegeversuchs nach DIN EN 2563 [69]. Die Abmessungen des Modells sind Tab. 3.5 zu entnehmen.

Tab. 3.5: Abmessungen des FE-Modells nach [69]

r_1	3 mm	Radius der Druckfinne
r_2	3 mm	Radius der unteren Auflager
b	10 mm	Breite der Probe
L	20 mm	Länge der Probe
l_v	10 mm	Auflagerabstand
h	2 mm	Dicke der Probe

Die Auflager und die Druckfinne sind als analytische Starrkörper modelliert. Der Kontakt zwischen Probe und Auflagern sowie Druckfinne ist reibungsfrei. Wie beim Ein-Element-Modell (siehe Abschnitt 3.3.1) wurden C3D8R-Elemente verwendet.

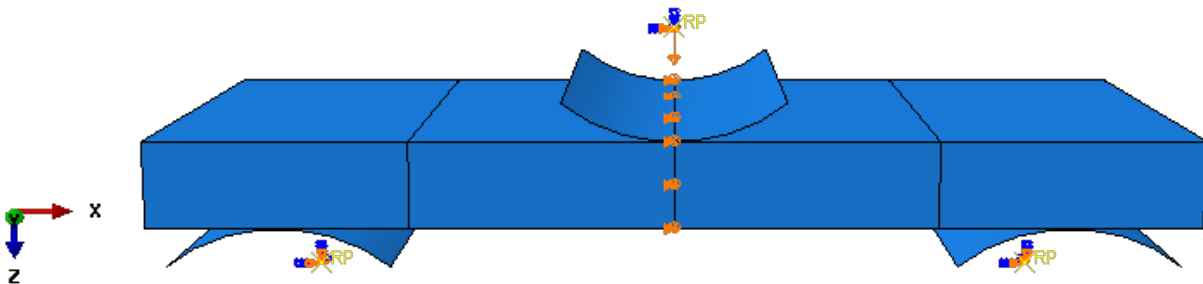


Abb. 3.17: FE-Modell des Kurzbiegeversuchs mit Randbedingungen

Im Versuch wurde eine Verschiebung der Druckfinne von 0,25 mm über einen Zeitraum von einer Sekunde linear aufgeprägt. Anschließend wurde die Verschiebung für die Dauer von 2 h konstant gehalten.

3.8 Modellierung des Vierpunkt-Biegeversuch am Hutprofil

Abb. 3.18 zeigt das Schalenmodell des verwendeten Hutprofils. Die Länge des Profils beträgt 775 mm, der bemaßte Querschnitt ist in Abb. 3.19 dargestellt. Der Abstand der unteren Auflager beträgt 600 mm und der Abstand der oberen Auflager 120 mm. Das Laminat besteht aus vier Lagen mit einer Dicke von jeweils 0,6 mm.

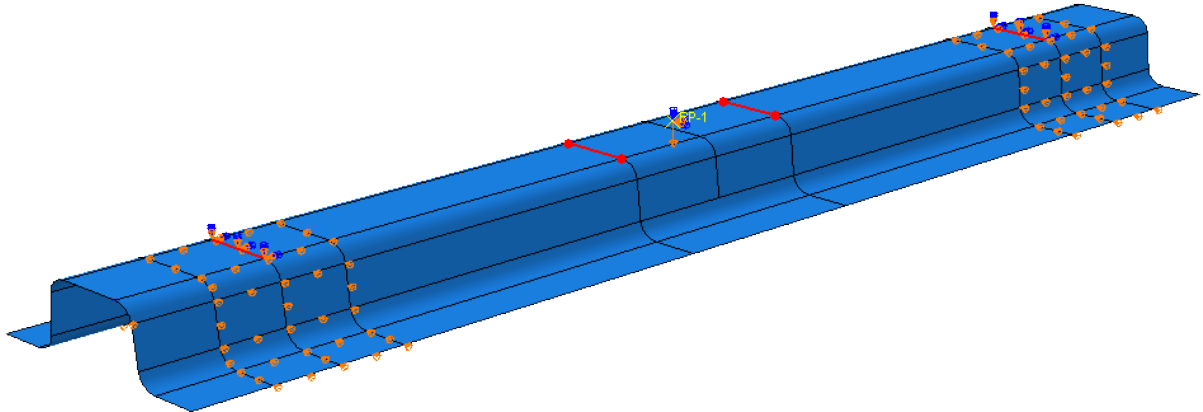


Abb. 3.18: Hutprofil-Schalenmodell

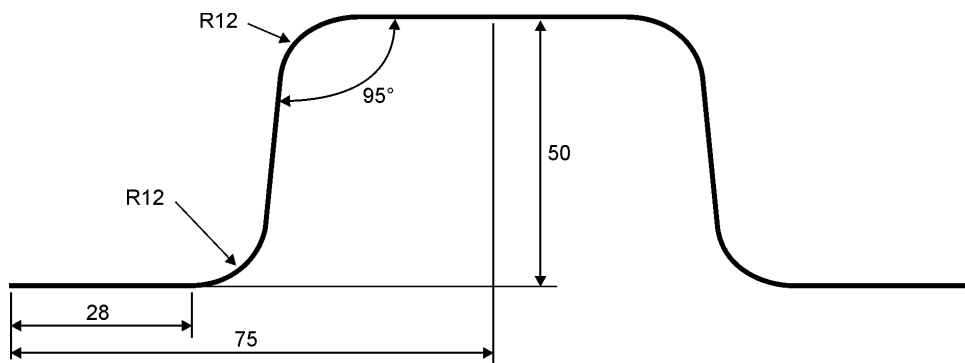


Abb. 3.19: Querschnitt des Hutprofils

4 Ergebnisse

4.1 Experimentelle Ergebnisse

Neben der Ermittlung der mechanischen Kennwerte liegt der Fokus der experimentellen Untersuchungen auf der qualitativen Ermittlung auftretender Materialeffekte. Dabei ist es das Ziel das makroskopische Deformationsverhalten der untersuchten Werkstoffe unter Verwendung der Finite-Elemente-Methode homogenisiert zu beschreiben. Die nachfolgend dargestellten experimentellen Ergebnisse dienen dabei als Basis für die Modellentwicklung.

4.1.1 GPA6 Matrix

Zur Charakterisierung des viskoelastischen und viskoplastischen Deformationsverhaltens der thermoplastischen GPA6 Matrix wurden Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung und Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung durchgeführt. Pro Versuch wurden jeweils zwei Proben geprüft. Im Folgenden ist jeweils eine repräsentative Kurve pro Versuch dargestellt.

4.1.1.1 Zugversuch mit zyklischer Be- und Entlastung

Abb. 4.1 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung. Die Spannung entspricht der Kraft bezogen auf den Ausgangsquerschnitt der Proben. Mit steigender Dehnrates erreichen die Spannungs-Dehnungs-Kurven, konsistent zum viskoelastisch-viskoplastischen Verhalten der GPA6-Matrix, bei gleichen Dehnungen höhere Spannungen.

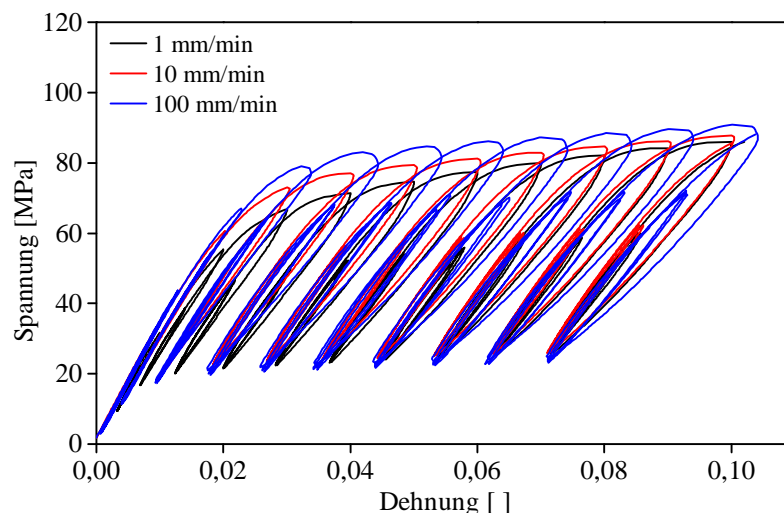


Abb. 4.1: Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung

Abb. 4.2 zeigt die Entwicklung der Materialsteifigkeit über der Dehnung. Die Anfangssteifigkeit wurde gemäß DIN 527 durch die Steigung der Sekante an die Spannungs-Dehnungs-Kurve zwischen den Dehnungswerten 0,05 % und 0,25 % ausgewertet. Zur Bewertung der Entwicklung der Materialsteifigkeit über der Dehnung wurde die Steigung der Hysteresen in den Entlastungsphasen ausgewertet. Mit zunehmender Dehnung degradiert die Steifigkeit in guter Näherung exponentiell gegen einen Grenzwert. Bei Dehnungen kleiner 2 % ist kein eindeutiger Einfluss der Dehnrates auf die ermittelten Steifigkeitswerte zu erkennen. Bei Dehnungen größer 2 % nimmt der Grad der Degradation mit steigender Dehnrates jedoch zu.

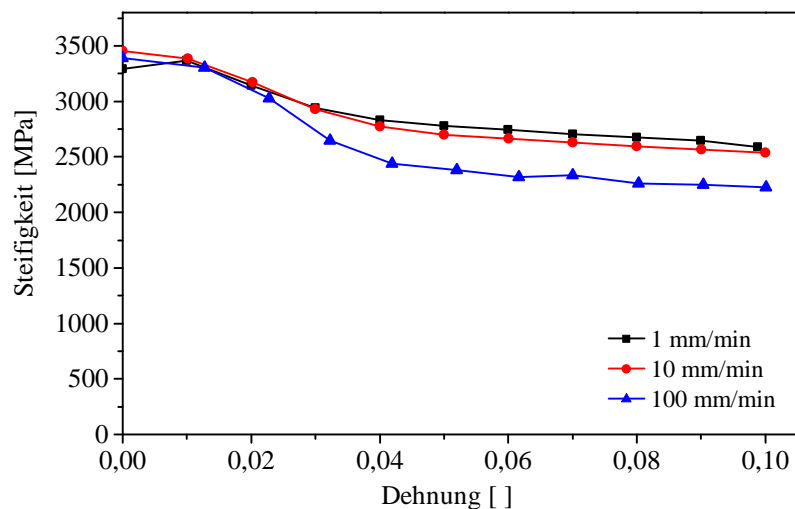


Abb. 4.2: Degradation der Materialsteifigkeit über der Dehnung in Abhängigkeit der Belastungsgeschwindigkeit

4.1.1.2 Relaxationsversuch mit inkrementeller Belastung

Wie bereits in Abschnitt 3.2.1 beschrieben, wird die Dehnung im Versuch inkrementell erhöht und jeweils für die Dauer von 120 Minuten konstant gehalten. Der resultierende Spannungs-Zeit-Verlauf und der Verlauf der viskosen Spannungen über der Dehnung eines repräsentativen Relaxationsversuchs ist in Abb. 4.3 dargestellt. Die viskose Spannung ist dabei jener Anteil der Gesamtspannung der während der Haltephase innerhalb von 7200 s relaxiert. Mit zunehmender Dehnung nehmen die viskosen Spannungen zunächst stark zu. Bereits ab der zweiten Relaxationsstufe bei drei Prozent Dehnung beginnt die viskose Spannung gegen einen Sättigungswert zu konvergieren. Ab fünf Prozent Dehnung verbleibt der Wert der viskosen Spannung annähernd konstant bei etwa 30 MPa.

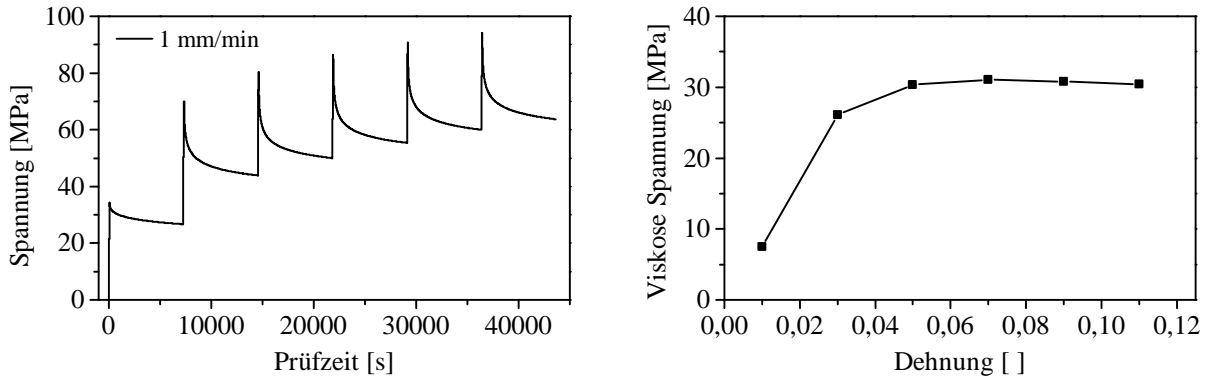


Abb. 4.3: Relaxationsversuch mit inkrementeller Belastung: Spannungs-Zeit-Verlauf (links), Verlauf der viskosen Spannung über der Dehnung (rechts)

Abb. 4.4 zeigt den Spannungs-Dehnungs-Verlauf des Relaxationsversuchs ebenso wie die Degradation der Materialsteifigkeit im Relaxationsversuch im Vergleich zu den bereits in Abb. 4.2 dargestellten Degradationsverläufen aus den Zugversuchen mit Be- und Entlastung. Die Materialsteifigkeit wurde in Anlehnung an DIN 527 durch die Sekantensteigung an die Spannungs-Dehnungs-Kurve zu Beginn eines jeden Dehnungsincrements ausgewertet. Allgemein ist erkennbar, dass die Degradation der Materialsteifigkeit qualitativ ähnlich verläuft wie in den Zugversuchen mit zyklischer Be- und Entlastung. Bis etwa 3 % Dehnung sind die Steifigkeitswerte zudem quantitativ vergleichbar. Ab 3 % Dehnung verläuft die Degradation im Relaxationsversuch insgesamt deutlich schwächer. Insbesondere im direkten Vergleich mit der Degradationskurve des Zugversuchs mit 1 mm/min Belastungsgeschwindigkeit wird ersichtlich, dass der Degradationsverlauf des Relaxationsversuchs trotz gleicher Belastungsgeschwindigkeit für Dehnungen größer 3 % deutlich höhere Werte annimmt.

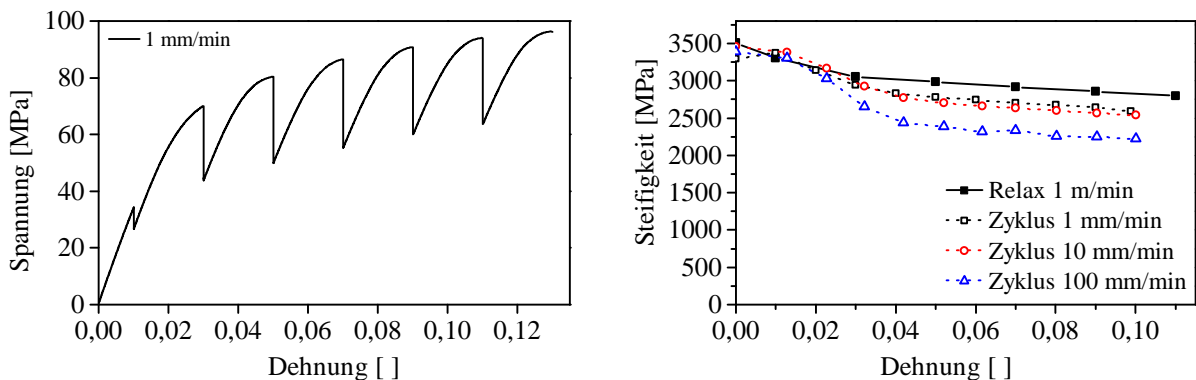


Abb. 4.4: Relaxationsversuch mit inkrementeller Belastung: Spannungs-Dehnungs-Verlauf (links), Degradation der Materialsteifigkeit über der Dehnung im Vergleich mit den Zugversuchen mit zyklischer Be- und Entlastung (rechts)

4.1.1.3 Diskussion und Fazit

In Analogie zur viskoelastischen Modellvorstellung wurde gezeigt, dass hinsichtlich der Spannungs-Dehnungs-Beziehung eine Dehnratenabhängigkeit besteht. Anhand der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung wurde weiterhin gezeigt, dass die Steifigkeit des GPA6 mit zunehmender Dehnung kontinuierlich abnimmt. Ihr Verlauf über der Dehnung lässt sich über eine abklingende Exponentialfunktion in Form von Gleichung 4.1 annähern (siehe Abb. 4.5).

$$K(\epsilon) = K_{\infty} + K_{\Delta} \cdot \exp(\alpha \cdot \epsilon) \quad (4.1)$$

Dabei ist K die aktuelle Materialsteifigkeit in Abhängigkeit der Dehnung, K_{∞} die verbleibende Reststeifigkeit bei hinreichend großen Dehnungen und K_{Δ} der degradierende Steifigkeitsanteil. Die Konstante α ist ein Formparameter, der den lokalen Gradienten der Degradationskurve bestimmt. Die Degradation der Materialsteifigkeit wird zusätzlich von der Dehnraten beeinflusst. Mit steigender Dehnraten nimmt der Grad der Degradation zu.

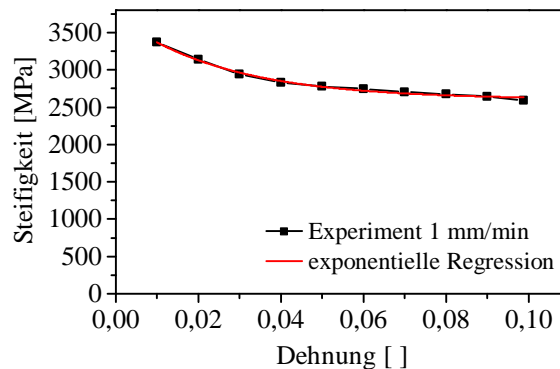


Abb. 4.5: Annäherung des Degradationsverlaufs der Materialsteifigkeit durch eine abklingende Exponentialfunktion

Die Degradation der Materialsteifigkeit mit zunehmender Dehnung lässt sich dadurch begründen, dass die Elastizität im energieelastischen Bereich auf Sekundärbindungskräfte zwischen den Molekülketten zurück zu führen ist. Mit steigender elastischer Dehnung werden benachbarte Atome aus ihrer Gleichgewichtslage ausgelenkt. Die hierfür notwendige Energie ist gleichermaßen die elastisch gespeicherte Energie, die zur vollständigen Rückverformung des betrachteten Werkstoffvolumens führt, sobald die äußere Last nicht mehr wirksam ist. Bei der Auslenkung der Atome aus ihrer Gleichgewichtslage nehmen jedoch die Bindungskräfte sowie die wirksame Federsteifigkeit der atomaren Bindung ab. Dementsprechend verringert sich die Materialsteifigkeit mit zunehmender elastischer Dehnung. Ab etwa 3% Dehnung nimmt der Betrag des Gradienten der Degradationskurve sichtbar ab und verbleibt bis 10% Dehnung auf einem annähernd konstanten Niveau. Es ist daher davon auszugehen, dass bei etwa 3% Dehnung eine Reorientierung der kristallinen Teilbereiche (Sphärolite) in Lastrichtung beginnt. Dies ist verbunden mit signifikanten plastischen Dehnungsanteilen. Entsprechend verläuft die elastische Degradation hier in abgeschwächter Form, da bei Dehnungen größer 3% nur geringe Anteile der zusätzlich aufgebracht Dehnungen elastisch ertragen wird. Der Effekt der Atomabstandserhöhung wird entsprechend abgemindert, da der größere Anteil der Deformation über

Sphärolitrotationen erreicht wird [70]. Durch die plastischen Deformationen entsteht zudem lokal Wärme im Werkstoffvolumen der Probe. Die bei einer Belastungsgeschwindigkeit von 100 mm/min deutlich stärker ausgeprägte Degradation der Materialsteifigkeit im plastischen Deformationsbereich, kann daher durchaus mit einer Eigenerwärmung des Werkstoffs begründet werden.

Im Relaxationsversuch mit inkrementeller Belastung ist der Verlauf der Steifigkeit über der Dehnung zunächst vergleichbar mit den Verläufen der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung. Ab etwa 3 % Dehnung verläuft die Degradation im Relaxationsversuch jedoch deutlich abgeschwächt. Im Dehnungsbereich größer 3 % werden wie bereits beschrieben zusätzliche Dehnungen hauptsächlich über plastische Deformationen in Form von Sphärolitrotationen abgebildet. Die Atomabstände der Molekülketten in den amorphen Teilbereichen werden, daher deutlich weniger vergrößert, als im vorangegangenen rein viskoelastischen Deformationsbereich. In den Relaxationsphasen wird den Polymermolekülen notwendige Zeit gegeben, um sich in energetisch günstigere Positionen mit geringeren Atomabständen umzuordnen. Dies führt daher zu einer Erholung der Materialsteifigkeit während der Relaxationsphasen.

4.1.2 PA6/CF-UD

Die im Folgenden dargestellten Versuchsergebnisse dienen als Grundlage zur Entwicklung eines makroskopischen Materialmodells. Ziel der Versuche war es daher qualitativ zu ermitteln welche Materialeffekte in Abhängigkeit der Material- bzw. Belastungsrichtung auftreten. Hierzu wurden neben quasistatischen Zugversuchen, Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung und Kriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung durchgeführt. Aus Gründen der besseren Übersichtlichkeit ist nachfolgend, mit Ausnahme der quasistatischen Zugversuche jeweils nur eine repräsentative Kurve pro Versuch und Materialrichtung dargestellt.

4.1.2.1 Faserrichtung

Abb. 4.6 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Verläufe der quasistatischen Zugversuche. Die Spannungs-Dehnungs-Beziehung ist linear bis zum Bruch.

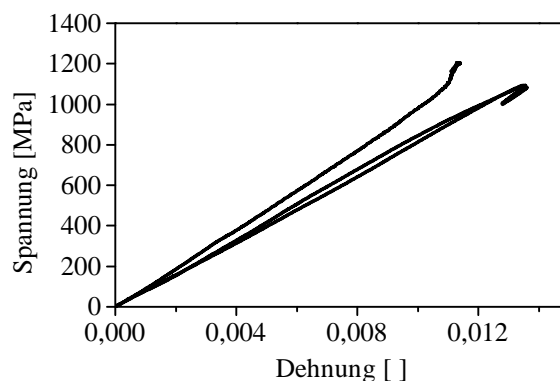


Abb. 4.6: Spannungs-Dehnungs-Verläufe der quasistatischen Zugversuche

Die mechanischen Kennwerte wie E-Modul, Bruchspannung R_m und Bruchdehnung ϵ_B sind Tab. 4.1 zu entnehmen.

Tab. 4.1: Kennwerte der Zugversuche in Faserrichtung

	E [MPa]	R_m [MPa]	ϵ_B []
	81544	1093,53	0,014
	82829	1092,17	0,014
	98731	1204,74	0,011
μ	87701	1130,15	0,013
s [%]	8,91	4,67	7,98

Die Ergebnisse des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung und des Kriechversuchs mit inkrementeller Be- und Entlastung sind in Abb. 4.7 dargestellt. Beide Kurven zeigen, dass das Deformationsverhalten zunächst in hinreichender Näherung linear elastisch ist und zeitabhängige Deformationseffekte vernachlässigbar sind. Die Spannungs-Zeit-Kurve des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung zeigt jedoch ab dem vierten Belastungssinkrement eine leichte Spannungsrelaxation die sich im darauffolgenden Belastungssinkrement weiter verstärkt. Ein entsprechendes Verhalten zeigt auch die Dehnungs-Zeit-Kurve des Kriechversuchs mit inkrementeller Be- und Entlastung. Ab dem vierten Belastungssinkrement mit einer konstanten anliegenden Spannung von 478 MPa nimmt die Dehnung über der Haltezeit von 7200 s konstant zu. Wie auch beim Relaxationsversuch ist der Effekt beim darauffolgenden Belastungssinkrement stärker ausgeprägt. In jeder Entlastungsphase geht die Dehnung auf ihren Ausgangswert zurück. Es kann daher davon ausgegangen werden, dass die zeitabhängigen Deformationen während der Belastungsphase ausschließlich viskoelastisch und somit vollständig reversibel sind.

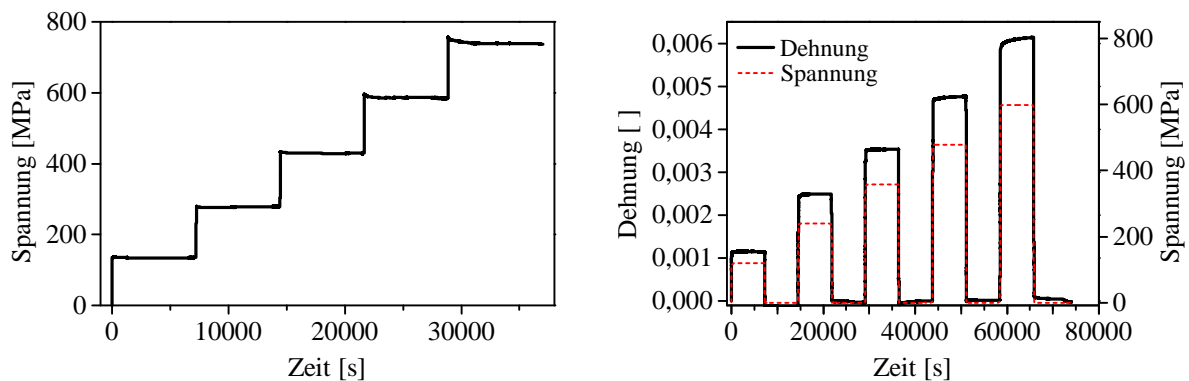


Abb. 4.7: Spannungs-Zeit-Verlauf des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung (links);
Dehnungs-Zeit-Verlauf des Kriechversuchs mit inkrementeller Be- und Entlastung (rechts)

4.1.2.2 Quer zur Faserrichtung

Abb. 4.8 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Verläufe der quasistatischen Zugversuche in Querrichtung. Die Spannungs-Dehnungs-Beziehung ist moderat degressiv bis zum Bruch.

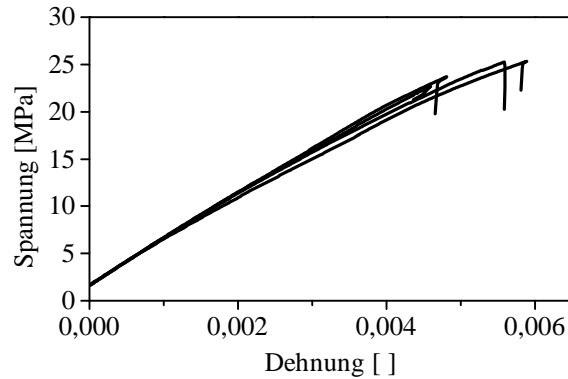


Abb. 4.8: Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche quer zur Faserrichtung

Die mechanischen Kennwerte wie E-Modul, Bruchspannung R_m und Bruchdehnung ϵ_B sind Tab. 4.2 zu entnehmen.

Tab. 4.2: Mechanische Zugkennwerte quer zur Faserrichtung

	E [MPa]	R_m [MPa]	ϵ_B []
	4724.36	25.27	0.0056
	4377.94	25.33	0.0059
	4771.48	22.65	0.0046
	4791.43	23.71	0.0048
μ	4666.30	24.24	0.0052
s [%]	3.61	4.63	10.25

Obwohl das Deformationsverhalten in dieser Materialrichtung matrixdominiert ist, verhält sich das Material deutlich spröder als in Faserrichtung. Die Bruchdehnung beträgt im Mittel lediglich 0,5% und ist damit um etwa 61% geringer als in Faserrichtung.

Im Vergleich zur Faserrichtung zeigt sich in Querrichtung eine ausgeprägte Spannungsrelaxation, die sich ebenfalls mit zunehmender Belastung verstärkt (siehe Abb. 4.9 links). Dementsprechend zeigen sich auch unter konstanter Last zeitabhängigen Deformationen die ebenfalls mit steigender Belastung zunehmen (siehe Abb. 4.9 rechts). Im Gegensatz zur Faserrichtung geht die Dehnung im Kriechversuch jedoch nicht in jeder Entlastungsphase vollständig zurück. Es ist daher an dieser Stelle nicht auszuschließen, dass plastische Deformationen in der Matrix auftreten.

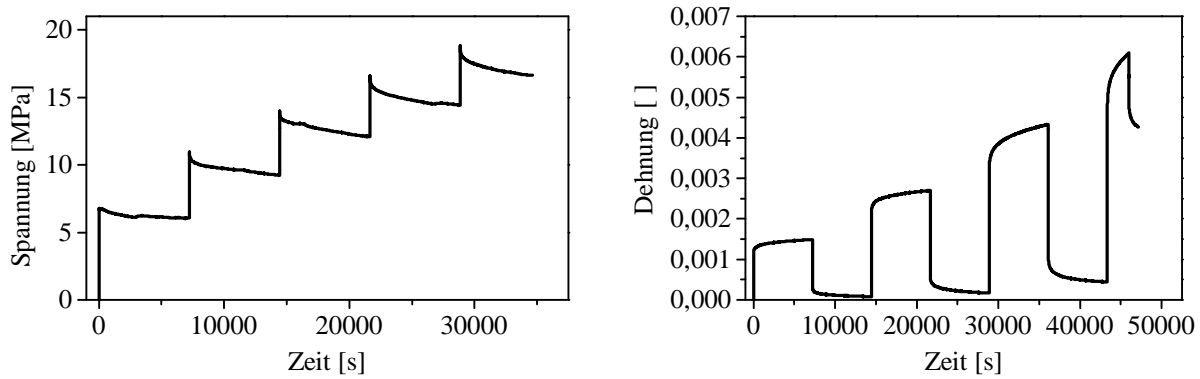


Abb. 4.9: Spannungs-Zeit-Verlauf des Zugrelaxationsversuchs (links); Dehnungs-Zeit-Verlauf des Zeitstandzugversuchs mit Be- und Entlastung (rechts)

4.1.2.3 45°-Richtung

Abb. 4.10 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Kurven der quasistatischen Zugversuche in 45°-Richtung. Aufgrund der hohen Duktilität der thermoplastischen Matrix, zeigt das Materialsystem in dieser Belastungsrichtung ein hohes Deformationsvermögen mit ausgeprägt nichtlinearem Verhalten. Die mechanischen Kennwerte wie E-Modul, Bruchspannung R_m und Bruchdehnung ϵ_B sind Tab. 4.3 zu entnehmen.

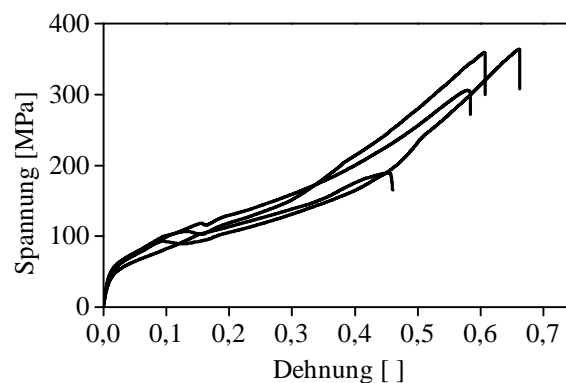


Abb. 4.10: Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche in 45°-Richtung

Tab. 4.3: Mechanische Zugkennwerte in 45°-Richtung

	E [MPa]	R_m [MPa]	ϵ_B []
	6722.13	363.83	0.662
	6489.43	305.74	0.584
	5062.13	189.06	0.460
	6698.80	359.20	0.608
μ	6243.12	304.46	0.579
s [%]	11.02	23.13	12.79

Die Spannung entspricht dabei der Kraft bezogen auf den Ausgangsquerschnitt der Proben. Die so ermittelten nominellen Spannungen sind bei den hier auftretenden großen Deformationen bis über 60% nomineller Dehnung jedoch nur bedingt aussagekräftig. Das große Deformationsvermögen in dieser Belastungsrichtung wird unter anderem durch erhebliche Faserrotationsprozesse ermöglicht. Bedingt durch die hohe Duktilität der thermoplastischen Matrix, ist es den Fasern möglich sich in Lastrichtung zu orientieren. Dies geht mit einer signifikanten Abnahme des Probenquerschnittes einher, sodass eine deutliche Abweichung zwischen der tatsächlich anliegenden Spannung bezogen auf den deformierten Querschnitt zur nominellen Spannung zu erwarten ist.

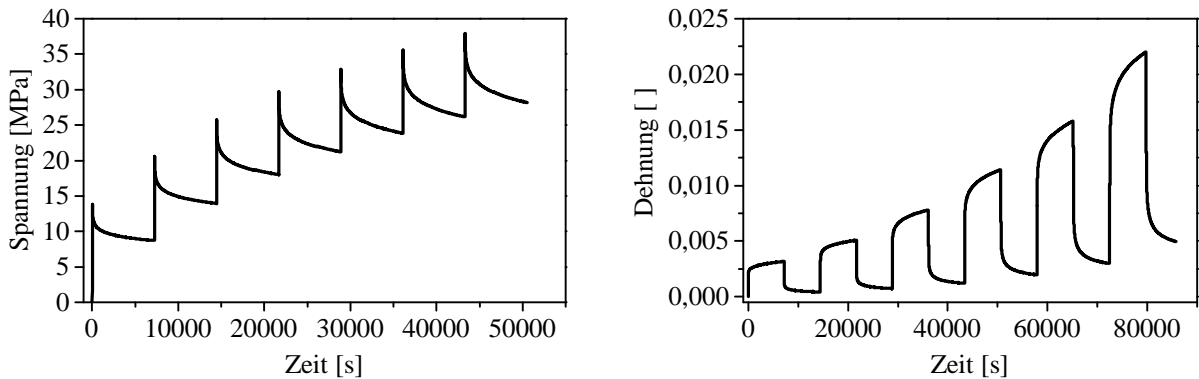


Abb. 4.11: Spannungs-Zeit-Verlauf des Zugrelaxationsversuchs (links); Dehnungs-Zeit-Verlauf des Kriechversuchs mit inkrementeller Be- und Entlastung (rechts)

Der Spannungs-Zeit-Verlauf des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung, dargestellt in Abb. 4.11 links, zeigt ausgeprägte Spannungsrelaxationseffekte. Dementsprechend ist das Materialverhalten in dieser Belastungsrichtung stark viskoelastisch. Auch hier nimmt der Relaxationseffekt mit steigender Belastung zu. Obwohl der abbildbare Deformationsbereich mit erreichbaren Dehnungen bis über 60% sehr groß ist wurden die Relaxationsversuche am PA6/CF-UD Material nur bis maximal 1,4% Dehnung durchgeführt. Im Hinblick auf eine Verwendung des PA6/CF-UD Materials in lasttragenden Bauteilen ist davon auszugehen, dass Deformationen innerhalb einer Lage in 45° zur Faserrichtung durch anders orientierte Lagen eingeschränkt werden. Dementsprechend wurde für die vorliegenden Untersuchungen die Annahme getroffen, dass die in jeder Schicht maximal auftretenden Dehnungen die Bruchdehnung der Faser nicht überschreiten.

Der in Abb. 4.11 rechts dargestellte Kriechversuch mit inkrementeller Be- und Entlastung wurde daher im laminatrelevanten Deformationsbereich bis etwa 1,4% Dehnung durchgeführt. Die Lasthorizonte der Kriechversuche wurden dabei aus den im Relaxationsversuch auftretenden Kräften abgeleitet. In diesem Deformationsbereich treten bereits scheinbar bleibende Deformationen auf. Allerdings weist die Dehnungs-Zeit-Kurve am Ende der Entlastungsphase nach 7200s noch keine horizontale Tangente auf. Bei länger andauernder Entlastung nimmt die Dehnung somit weiterhin ab.

4.1.2.4 Diskussion und Fazit

Anhand der vorgestellten quasistatischen und statischen Versuche in Faserrichtung, in Querrichtung und in 45°-Richtung wurde gezeigt, dass die Zeitabhängigkeit des Verformungsverhaltens ebenso wie das Verformungsverhalten selbst stark richtungsabhängig ist. Bei hinreichend hohen Belastungen treten sichtbare zeitabhängige Deformationen in Faserrichtung auf. Diese sind zwar deutlich schwächer ausgeprägt als in Querrichtung und in 45°-Richtung, sie sind aber dennoch unerwartet. Für das betrachtete PA6/CF-UD mit 48 % Faservolumengehalt ist der Anteil der Matrixsteifigkeit an der Gesamtsteifigkeit des Laminates in Faserrichtung vernachlässigbar klein. Für einen idealen Verbundwerkstoff mit vollständig gestreckten Fasern sind dementsprechend nur vernachlässigbar kleine zeitabhängige Deformationen zu erwarten. Das hier nachgewiesene viskoelastische Verformungsverhalten in Faserrichtung wird daher auf das Vorhandensein von Faserondulationen im Werkstoff zurückgeführt (siehe Abschnitt 3.1.2). Es ist davon auszugehen, dass bei hinreichend hohen Lasten eine zeitverzögerte reversible Streckung der ondulierten Fasern erreicht wird, was dementsprechend die beobachteten zeitabhängigen Deformationen begründet.

Quer zur Faserrichtung zeigt das Material sehr sprödes Verhalten. Die mittlere Bruchdehnung beträgt trotz duktiler Matrix lediglich 0,52%. Bei uniaxialer Belastung quer zur Faserrichtung ist davon auszugehen, dass sich die makroskopischen Deformationen mehrheitlich in der Matrix akkumulieren. Die Steifigkeit der transversalisotropen Kohlenstofffasern ist auch in Querrichtung um ein Vielfaches höher ist als die Steifigkeit der Matrix. Die in der Matrix lokal auftretenden Dehnungen sind daher deutlich größer als die anliegende makroskopische Dehnung des Verbundes, was tendenziell für eine Plastifizierung der Matrix auch bei den hier vorliegenden geringen Verbunddehnungen spricht. Es ist aber auch davon auszugehen, dass durch die homogen verteilten Fasern bei uniaxialer Verbundbelastung in der Matrix ein mehraxialer Deformationszustand mit entsprechend großen volumetrischen Deformationsanteilen entsteht. Volumetrische Deformationsanteile behindern ein Abgleiten der Molekülketten und führen daher nicht zu plastischer Deformation [71, 72].

Im Kriechversuch quer zur Faserrichtung nimmt die zeitabhängige Deformation mit zunehmenden Belastungsinkrementen deutlich zu. Im Relaxationsversuch hingegen ist dieser Effekt nicht im gleichen Ausmaß zu beobachten. Es ist daher davon auszugehen, dass im Kriechversuch neben den zeitabhängigen Deformationen aufgrund der Viskoelastizität der Matrix zusätzlich zeitverzögerte Schädigungsprozesse ablaufen. Diese Schädigungsprozesse setzen die Materialsteifigkeit kontinuierlich herab, und führen dementsprechend zu verstärkten Kriechdeformationen. Auch der degressive Verlauf der Spannungs-Dehnung-Kurven im quasistatischen Zugversuch lässt sich damit erklären. Im Relaxationsversuch findet in den Haltephasen hingegen keine fortschreitende Schädigungsakkumulation statt. Hier nimmt die Belastung der Probe mit zunehmender Versuchszeit ab. Dementsprechend sind die im Relaxationsversuch beobachteten zeitabhängigen Effekte ausschließlich auf die Viskoelastizität der Matrix zurückzuführen.

Im Gegensatz zum spröden Deformationsverhalten in Querrichtung zeigt das PA6/CF-UD Material in 45°-Richtung ein hohes Deformationsvermögen mit ausgeprägt nichtlinearem Verhalten. Im Zugversuch wurde im Mittel aus vier Proben eine Bruchdehnung von 57,9% ermittelt. Es ist daher davon auszugehen, dass bei hinreichend großen Deformationen in 45°-Richtung entsprechend hohe plastische Deformationsanteile auftreten. Im Hinblick auf eine Verwendung des PA6/CF-UD Materials in lasttragenden Bauteilen ist mit derart großen Deformationen jedoch

nicht zu rechnen, da davon auszugehen ist, dass anders orientierte Lagen die Deformationen in 45°-Richtung deutlich beschränken.

Hinsichtlich der Kriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung treten im betrachteten Deformationsbereich von kleiner 2,5 % Dehnung bereits scheinbar bleibende Deformationen auf. Allerdings weist die Dehnungs-Zeit-Kurve am Ende der Entlastungsphase nach 7200 s noch keine horizontale Tangente auf. Bei länger andauernder Entlastung nimmt die Dehnung somit weiterhin ab. Die Dehnungsanteile am Ende einer Entlastungsphase können daher, begründet durch die großen viskosen Deformationsanteile (vgl. Abb. 4.11 links), auch rein viskoelastisch sein. Wie bereits beim Kriechversuch quer zur Faserrichtung kann jedoch auch an dieser Stelle nicht ausgeschlossen werden, dass plastische Deformationen auftreten.

Angesichts der hier durchgeführten uniaxialen Versuche bleibt die Frage offen, wie sich Lastkombinationen und speziell volumetrische Deformationsanteile auf das viskoelastische Deformationsverhalten des Verbundes auswirken. Beim unverstärkten Polymerwerkstoff bewirken volumetrische Deformationsanteile rein elastisches Verhalten. Viskoelastisches Verformungsverhalten wird hingegen nur durch deviatorische Deformationsanteile ausgelöst [57].

4.1.3 GPA6/CF-Köpergewebe

Für eine zuverlässige Werkstoffmodellierung und zur Bewertung des Materialsystems im Hinblick auf den Einsatz als Strukturwerkstoff ist es erforderlich, das Zusammenspiel aus dem viskoelastisch-plastischen Verhalten der Thermoplastmatrix und dem strukturellen Verformungsverhalten des Kohlenstofffaser-Köpergewebes genau zu charakterisieren. Daher wurden im Rahmen dieser Arbeit verschiedene quasistatische und statische Versuche unter Zug- sowie unter Druckbelastung durchgeführt.

4.1.3.1 Faserrichtung

Abb. 4.12 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche in Faserrichtung bei nominalen Belastungsgeschwindigkeiten von $v_1 = 2$ mm/min bzw. $v_2 = 200$ mm/min. Bei jeder Belastungsgeschwindigkeit wurden fünf Proben geprüft. Die Spannung entspricht der Kraft bezogen auf den Ausgangsquerschnitt der Proben.

Bei höherer Dehnrates zeigen die Spannungs-Dehnungs-Kurven konsistent zum viskoelastisch-plastischen Verhalten der GPA6 Matrix höhere Steifigkeits- und Festigkeitswerte bei geringfügig reduzierten Bruchdehnungen. Die Werte für E-Modul (E_Z), Zugfestigkeit (R_{mZ}) und Bruchdehnung (ϵ_{BZ}) bei $v_1 = 2$ mm/min bzw. $v_2 = 200$ mm/min, sowie die deren mittlere Werte (μ) und die prozentuale Standardabweichung s sind in Tab. 4.4 aufgelistet. Der Index Z bezeichnet dabei Zugkennwerte.

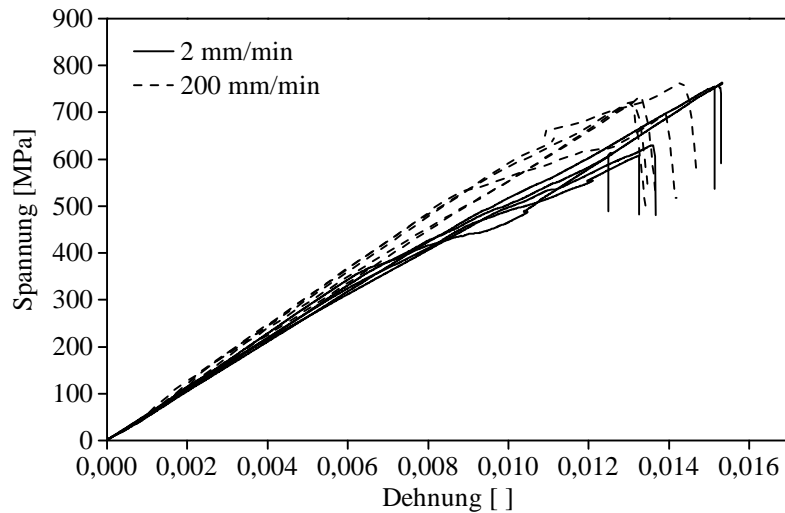


Abb. 4.12: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche in Faserrichtung bei 2 mm/min (durchgezogen) und 200 mm/min (gestrichelt) [73]

Tab. 4.4: E-Modul, Zugfestigkeit und Bruchdehnung in Faserrichtung bei $v_1 = 2$ mm/min und $v_2 = 200$ mm/min

	$v_1 = 2$ mm/min			$v_2 = 200$ mm/min		
	E_z [MPa]	R_{mz} [MPa]	ϵ_{Bz} []	E_z [MPa]	R_{mz} [MPa]	ϵ_{Bz} []
	49856	755	0,0151	54324	1093,53	0,0139
	48980	613	0,0126	55351	1093,53	0,0134
	45871	608	0,0133	56436	1093,53	0,0135
	46606	630	0,0137	55469	1093,53	0,0147
	56005	763	0,0153	61439	1093,53	0,0142
μ	49463	674	0,014	56604	730	0,0139
s [%]	8,10	11,62	8,55	4,95	3,51	3,90

Die anhand Abb. 4.12 nachgewiesene Abhängigkeit der Spannungs-Dehnungs-Kurve von der Dehnrates zeigt, dass sich auch in Faserrichtung viskoelastisches Verhalten ausprägt. Entsprechend ist davon auszugehen, dass statische Belastungen in Faserrichtung Spannungsrelaxationseffekte bzw. Kriechdeformationen hervorrufen.

Die Messung der Querdehnung zeigt starke Streuung. Abb. 4.13 zeigt den Verlauf der Querdehnung über der Längsdehnung aus insgesamt vier gültigen Messungen sowie die resultierenden Querkontraktionszahlen. Bei Belastung in Faserrichtung treten nur sehr geringe Querdehnungen im Bereich einiger Mikrometer auf. Zudem ist der Werkstoff stark heterogen mit einer vergleichsweise groben Mikrostruktur. In Verbindung mit der Messwertaufnahme an zwei diskreten Stellen des Probenvolumens, begünstigt dies die Streuung der Messwerte zusätzlich. Im Mittel aus vier gültigen Messungen ergibt sich die Querkontraktionszahl zu $\nu = 0,034$ bei einer Standardabweichung von 56,7 %.

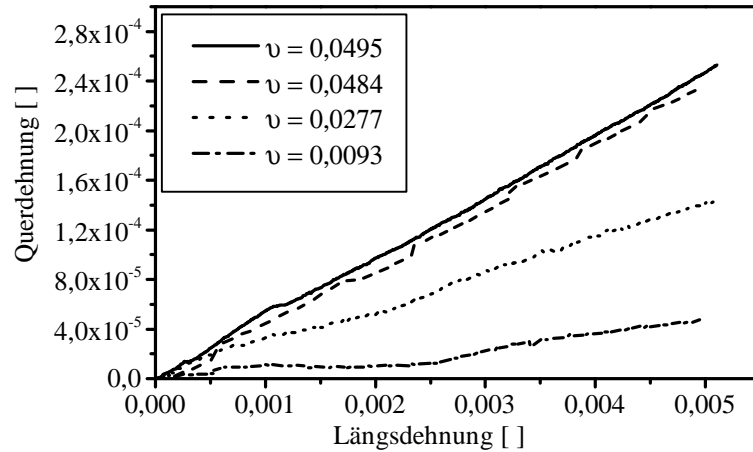


Abb. 4.13: Verlauf der Querdehnung aufgetragen über der Längsdehnung in Faserrichtung

Zur Charakterisierung des Deformationsverhaltens unter Druckbelastung wurden zehn Proben mit einer nominellen Maschinengeschwindigkeit von 0,2 mm/min in Faserrichtung belastet. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven sind in Abb. 4.14 dargestellt.

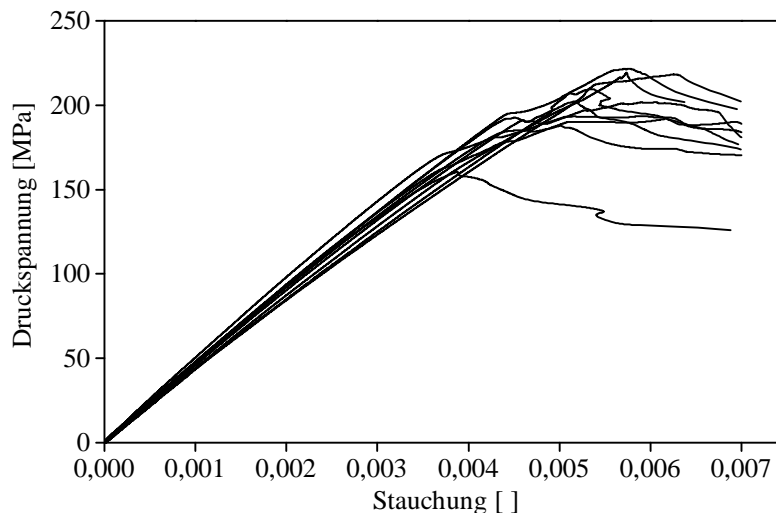


Abb. 4.14: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Druckversuche in Faserrichtung

Bei 15 mm freier Probenlänge beträgt die nominelle Dehnrates $2,22 \cdot 10^{-4} \text{ 1/s}$. Die Spannungs-Dehnungs-Beziehung ist linear bis zum Bruch. Die Werte für E-Modul (E_D), Druckfestigkeit (R_{mD}) und Bruchdehnung (ϵ_{BD}) sowie die jeweiligen Mittelwerte (μ) und prozentualen Standardabweichungen s sind Tab. 4.5 zu entnehmen. Dabei bezeichnet der Index D Druckkennwerte. Im Vergleich zum Zug-E-Modul bei $v_1 = 2 \text{ mm/min}$ ist E_D um 15,38 % geringer. Die Druckfestigkeit entspricht zudem lediglich 29,78 % der Zugfestigkeit bei 2 mm/min.

Tab. 4.5: Druck-E-Modul, Druckfestigkeit und Bruchdehnung in Faserrichtung

	E_D [MPa]	R_{mD} [MPa]	ϵ_{BD} []
	41897	210	0,0054
	47570	202	0,0059
	45360	222	0,0057
	43112	219	0,0057
	44906	188	0,0050
	40806	218	0,0063
	44426	202	0,0052
	45988	194	0,0045
	45689	192	0,0052
	44698	160	0,0039
μ	44445	201	0,0053
s [%]	4,5	9,2	13,3

Abb. 4.15 zeigt den repräsentativen Spannungs-Zeit-Verlauf eines Relaxationsversuchs in Faserrichtung. Trotz faserdominierter Belastung zeigt der Werkstoff unter statischer Last zeitabhängige Spannungsrelaxation. Zu Beginn ist der Effekt der Spannungsrelaxation zunächst nur geringfügige ausgeprägt, mit zunehmender Belastung steigt dieser jedoch an.

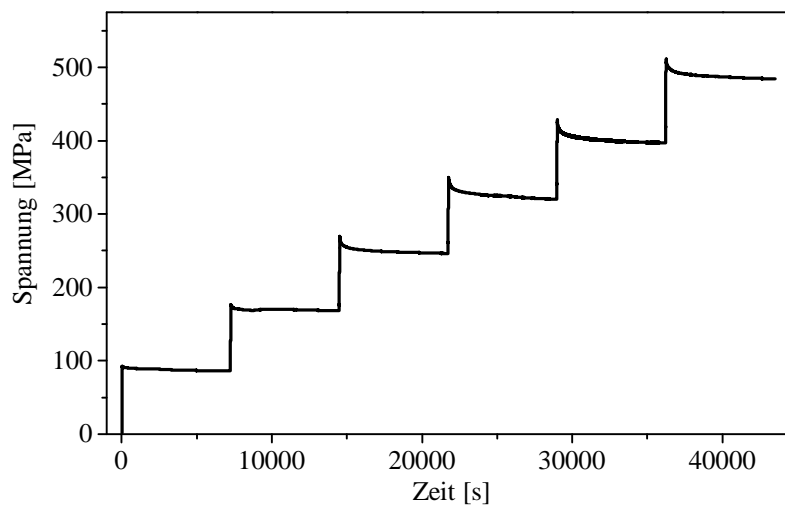


Abb. 4.15: Repräsentative Spannungs-Zeit-Kurve der Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung in Faserrichtung

Abb. 4.16 (links) zeigt den Spannungs-Zeit- sowie den Dehnungs-Zeit-Verlauf des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Druckbelastung für Proben mit einer Länge von 100 mm. Der Spannungs-Zeit-Verlauf zeigt bereits bei kleinen Lasten unter 50 MPa deutliche Spannungsrelaxation, die mit zunehmender Last weiter ansteigt. Wie bereits in Abschnitt 3.2.3 beschrieben wurde der Versuch lagegeregelt durchgeführt, da eine Dehnungsregelung versuchstechnisch nicht möglich war. Trotz des konstanten lagegeregelteten Werkzeugabstands nimmt die Dehnung der Probe in ähnlicher Form wie die Spannung mit zunehmender Versuchszeit ab. Die 100 mm Pro-

be wurde in der HCCF-Vorrichtung durch hydraulische Spannbacken mechanisch eingeklemmt. Über die seitlichen Klemmflächen, werden die Lasten über die Probenoberfläche durch Scherkräfte in das Probenvolumen eingeleitet.

Abb. 4.16 (rechts) zeigt den Spannungs-Zeit- sowie den Dehnungs-Zeit-Verlauf des Relaxationsversuch mit inkrementeller Druckbelastung für Proben mit einer Länge von 145 mm. Durch die größere Probenlänge wurde hier eine kombinierte Lasteinleitung durch seitliche und stirnseitige Klemmung der Probe erreicht. Im Vergleich zur rein seitlichen Lasteinleitung sind die zeitabhängigen Deformationen zwar insgesamt reduziert, allerdings tritt auch in diesem Fall eine unerwünschte zeitliche Änderung der Dehnung während der Relaxationsphasen auf. Die untersuchte Probe zeigt zudem einen zeitverzögerten Probenbruch zu Beginn der fünften Relaxationsphase.

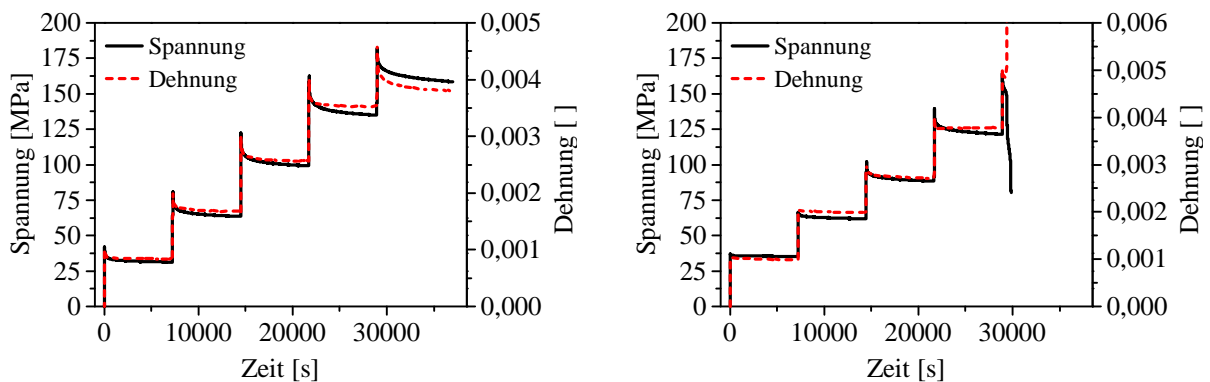


Abb. 4.16: Repräsentative Spannungs-Zeit- sowie Dehnungs-Zeit-Kurve der Relaxationsversuche mit inkrementeller Druckbelastung in Faserrichtung: (links) Probenlänge 100 mm mit seitlicher Lasteinleitung; (rechts) Probenlänge 145 mm mit kombinierter seitlicher und stirnseitiger Lasteinleitung

Um dennoch Informationen über das viskoelastische Deformationsverhalten unter Druckbelastung zu erhalten, wurden ersatzweise Druckkriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung durchgeführt (siehe Abb. 4.17). Aufgrund des frühzeitigen Versagens des GPA6/CF-Körpergewebes unter quasistatischer Druckbelastung (siehe Abschnitt 4.1.3.1), ist der im Rahmen der Druckkriechversuche abbildbare Deformationsbereich mit maximal 0,5 % Dehnung sehr gering. Dementsprechend sind auch die erreichbaren Kriechlasten mit maximal 200 MPa vergleichsweise klein. Bereits im zweiten Belastungsincrement bei einer Druckspannung von etwa 73 MPa ist eine moderate Kriechneigung erkennbar. Diese nimmt mit zunehmender Belastung weiterhin zu und ist im vierten Belastungsincrement bei einer Druckspannung von 145 MPa vergleichsweise deutlich ausgeprägt.

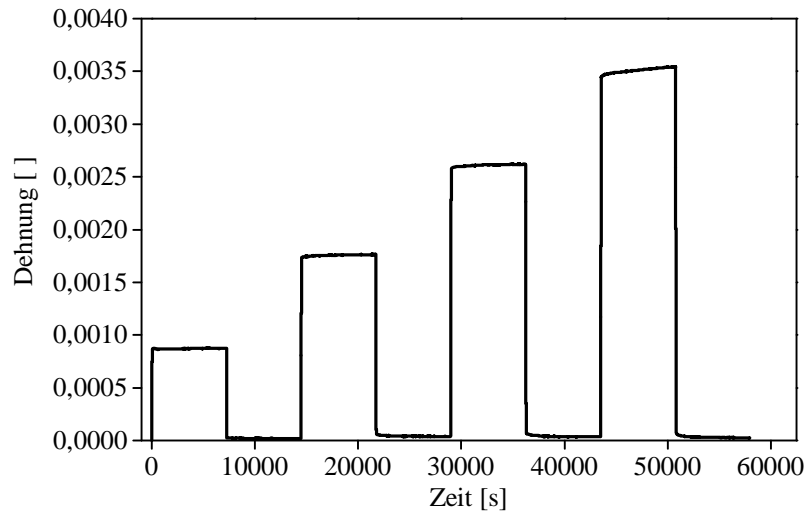


Abb. 4.17: Repräsentative Dehnungs-Zeit-Kurve der Druckkriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung in Faserrichtung

4.1.3.2 45°-Richtung

Die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche in 45°-Richtung sind in Abb. 4.18 dargestellt. Hier wurden Probengeometrien nach DIN 527-4 verwendet mit den Abmessungen $250 \times 25 \times 1,8 \text{ mm}^3$ verwendet. Aufgrund der hohen Duktilität der thermoplastischen Matrix, zeigt das Materialsystem in dieser Belastungsrichtung ein hohes Deformationsvermögen mit ausgeprägt nichtlinearem Verhalten. Die Werte für E-Modul (E), Zugfestigkeit (R_m) und Bruchdehnung (ϵ_B) sowie die jeweiligen Mittelwerte μ und prozentuale Standardabweichungen s sind Tab. 4.6 zu entnehmen. Während die Streuung hinsichtlich E-Modul und Zugfestigkeit vergleichsweise gering ausfällt, zeigt die Bruchdehnung eine hohe prozentuale Standardabweichung von 33,77 %.

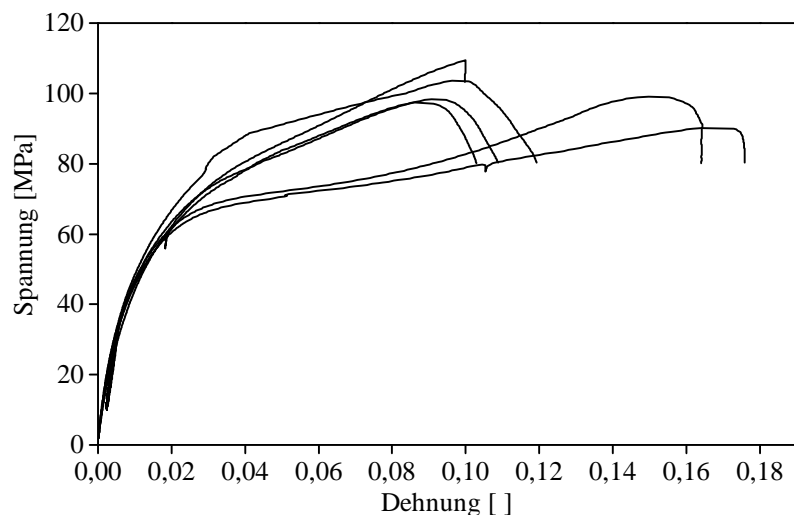


Abb. 4.18: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche in 45°-Richtung

Tab. 4.6: E-Modul, Zugfestigkeit und Bruchdehnung in 45°-Richtung

	E [MPa]	R_m [MPa]	ϵ_B []
	6155	110	0,100
	7374	104	0,096
	6713	98	0,091
	6176	97	0,086
	6954	90	0,176
	7195	99	0,164
μ	6761	100	0,119
s [%]	7,58	6,64	33,77

Zusätzlich zu den bereits vorgestellten Zugversuchen in 45°-Richtung wurden Versuche an einer modifizierten Probengeometrie mit den Abmessungen $120 \times 55 \times 1,8 \text{ mm}^3$ durchgeführt, um den Einfluss der Probenabmessungen auf das Versuchsergebnis zu untersuchen. Abb. 4.19 zeigt zwei Spannungs-Dehnungs-Verläufe, die anhand von Proben mit der modifizierten Geometrie ermittelt wurden. Zum Vergleich ist ebenfalls eine der bereits in Abb. 4.18 vorgestellten Kurven dargestellt. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven legen eine deutliche Abhängigkeit des Deformationsverhaltens zur Probengeometrie nahe. Die modifizierte Probengeometrie ermöglicht dabei ein deutlich größere Dehnung bis zum Versagen der Probe, ebenso wie höhere nominelle Versagensspannungen.

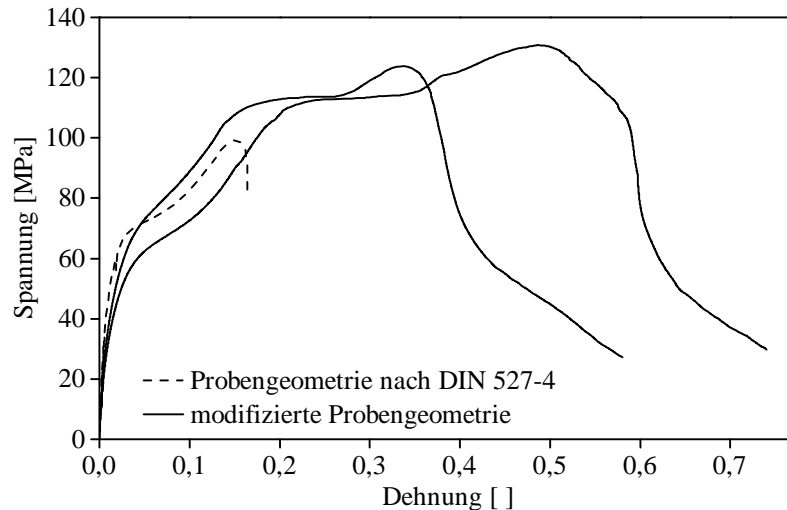


Abb. 4.19: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche in 45°-Richtung in Abhängigkeit der Probengeometrie

Die großen Deformationen bis über 60% Dehnung gehen mit ausgeprägten Rotationen der Verstärkungsfasern einher (siehe Abb. 4.20). Mit steigender Längsdehnung orientieren sich die Fasern zunehmend in Lastrichtung. Das Versagen der Probe wird schließlich durch einen Pullout der Rovings verursacht. Faserbrüche treten hierbei nicht auf.

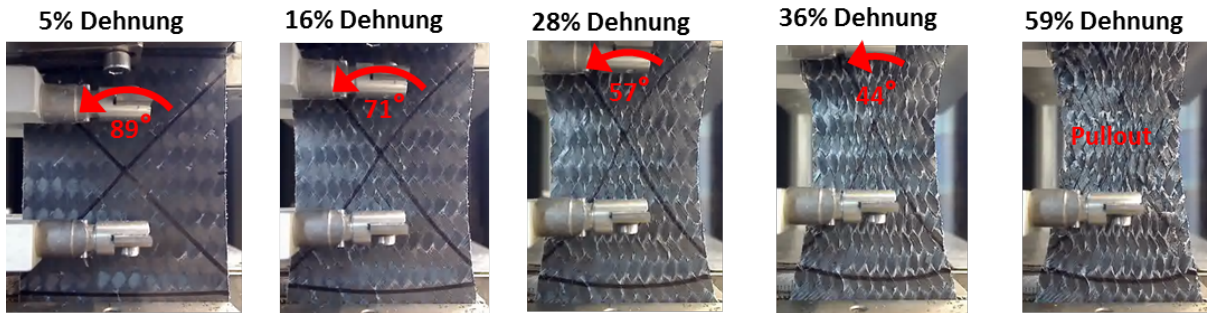


Abb. 4.20: Entwicklung des Faserwinkels in Abhängigkeit der Längsdehnung in 45°-Richtung

Abb. 4.21 zeigt den repräsentativen Spannungs-Zeit-Verlauf eines Relaxationsversuchs in 45°-Richtung. Wie bereits bei der reinen GPA6-Matrix und dem PA6/CF-UD Material in 45°-Richtung zeigt auch das GPA6/CF-Körper Material ausgeprägte Spannungsrelaxationseffekte bei Zugbelastung in 45°-Richtung. Der Relaxationseffekt nimmt auch hier mit steigender Belastung zu.

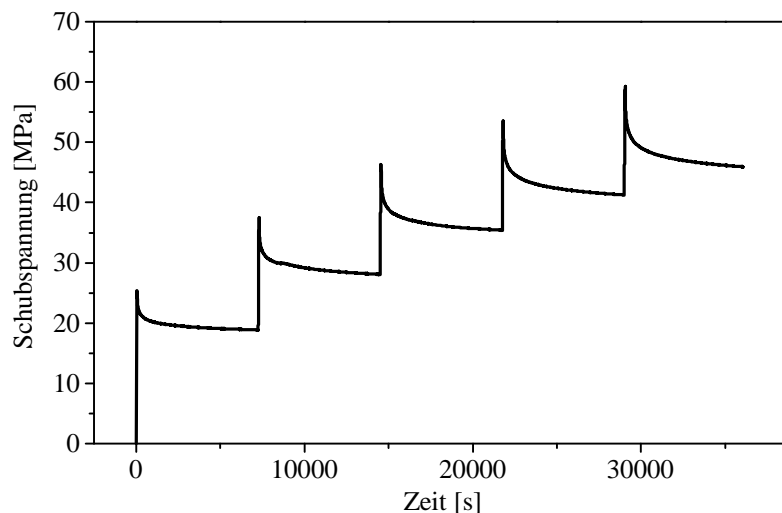


Abb. 4.21: Schubspannungs-Zeit-Kurve des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung in 45°-Richtung

4.1.3.3 Diskussion und Fazit

Wie anhand der Zugversuche in Faserrichtung nachgewiesen wurde, zeigt das GPA6/CF-Körper Material viskoelastisches Verformungsverhalten in Form einer Dehnratenabhängigkeit der Spannungs-Dehnungs-Beziehung. Dementsprechend zeigt auch der Spannungs-Zeit-Verlauf des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung einen viskoelastischen Spannungsrelaxationseffekt. Dieser nimmt mit steigender Belastung zu. Es ist anzunehmen, dass die Relaxationsneigung durch die imprägnierten Rovings quer zur Belastungsrichtung sowie durch die unverstärkte GPA6-Matrix hervorgerufen wird. Diese Bestandteile des Materials zeigen eine ausgeprägte Neigung zur Spannungsrelaxation (vgl. Abschnitt 4.1.1.2 und 4.1.2.2). Zudem nehmen sie einen hohen Anteil am Werkstoffvolumen ein, wodurch ihr Anteil an der Gesamtsteifigkeit des Materials nicht vernachlässigt werden kann. Dabei ist jedoch unklar, in wie weit die durch die Gewe-

bearchitektur bedingten Faserondulationen einen zusätzlichen Beitrag zur Relaxationsneigung leisten und welchen Einfluss eine Phasenverschiebung in der Stapelfolge der Gewebelagen hat. Wie von Guagliano und Riva [32] und Nicoletto und Riva [33] nachgewiesen wurde, hat eine Phasenverschiebung in der Stapelfolge einen Einfluss auf Steifigkeit und Festigkeit gewebeverstärkter Verbundwerkstoffe. Es ist daher davon auszugehen, dass auch die Relaxationsneigung durch diesen Aspekt beeinflusst wird.

Bezüglich der Materialsteifigkeit in Faserrichtung zeigt sich eine Zug/Druck-Asymmetrie mit geringerer Steifigkeit unter Druckbelastung. Dies wird auf die vorliegenden Ondulationen der Verstärkungsfasern zurückgeführt. Ebenso ist die Druckfestigkeit im Vergleich zur Zugfestigkeit signifikant geringer, was in Übereinstimmung mit McDonnell et al. [2] durch die vergleichsweise geringe Steifigkeit der PA6G Matrix begründet wird. Die Festigkeit unter Druckbelastung entspricht hierbei nur 29,8 % der Festigkeit unter Zugbelastung. Bei McDonnell et al. entspricht die Druckfestigkeit 46,4 % der Zugfestigkeit. Die im Rahmen dieser Arbeit ermittelten vergleichsweise sehr geringen Druckfestigkeiten lassen vermuten, dass zusätzlich Fehlstellen im Material vorlagen, die die Druckfestigkeit zusätzlich herabsetzen. In der unmittelbaren Umgebung der Fehlstellen ist keine ausreichende Abstützung der druckbelasteten Fasern vorhanden, so dass das Ausknicken der Fasern lokal begünstigt wird. Zudem kann auch eine nicht ausreichende Faser/Matrix-Anhaftung zur geringen Druckfestigkeit beitragen. Die verwendeten Fasern vom Typ HTS40 F13 des Herstellers Toho Tenax hatten eine für Polyurethan-Matrixsysteme optimierte Schlichte. Es ist an dieser Stelle unklar, ob dadurch eine ausreichend gute Anhaftung zur GPA6-Matrix erreicht wurde.

Bei den lagegeregelten Druckrelaxationsversuchen mit inkrementeller Belastung zeigte sich, dass neben der erwarteten Abnahme der Spannungen während der Relaxationsphase auch die Dehnungen in ähnlichem Maße abnahmen. Eine Erhöhung der Probenlänge zur Einstellung einer kombinierten Lasteinleitung aus Stirnseitiger Lasteinleitung und seitlicher Lasteinleitung über die Klemmflächen der Spannbacken der HCCF-Vorrichtung reduzierte die zeitabhängigen Deformationen. Jedoch trat auch hier bei konstantem Werkzeugabstand eine zeitverzögerte Änderung sowohl der Spannung als auch der Dehnung auf. Es ist daher davon auszugehen, dass Kriechdeformationen im Lasteinleitungsbereich auftreten, die zur beobachteten zeitverzögerten Entspannung des Probenvolumens führen. Dieser Effekt ist besonders stark ausgeprägt, wenn die Lasteinleitung ausschließlich über Scherkräfte erfolgt, wie anhand der 100 mm Probe gezeigt. Dementsprechend ist die im Messbereich beobachtete zeitabhängige Abnahme des Spannungsniveaus nicht primär auf viskoelastische Relaxationseffekte im Werkstoffvolumen zurück zu führen. Sie entsteht vielmehr aufgrund einer elastischen Rückdeformation des Probenvolumens im Messbereich. Der vorgestellte Versuch ist daher in Verbindung mit dem verwendeten Messaufbau ungeeignet, um viskoelastische Deformationen des Werkstoffvolumens unter Druckbelastung zu untersuchen. Die hier gewonnenen Erkenntnisse liefern aber wichtige Hinweise für die Verwendung von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplastwerkstoffen in lasttragenden Strukturen. Bei der Bauteil- bzw. Strukturauslegung muss berücksichtigt werden, dass Lasteinleitungen insbesondere durch Scherkräfte, wie sie bspw. in Klebverbindungen auftreten, zu signifikanten zeitabhängigen Deformationen führen können.

In den zur Untersuchung des zeitabhängigen Deformationsverhaltens ersatzweise durchgeführten Druckkriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung wurde im abbildbaren Deformationsbereich bis etwa 0,5 % Dehnung nur eine vergleichsweise moderate zeitverzögerte Zunahme der Dehnung beobachtet. Das Auftreten von Kriechdeformationen unter Druckbelastung ist jedoch allgemein als kritisch einzustufen. Die biegeschlaffen Fasern sind aufgrund ihres sehr

großen Schlankheitsgrades extrem knickanfällig. Sie sind daher zur Übertragung von Drucklasten auf die Stützwirkung der Matrix angewiesen. Kriechdeformationen unter Druckbelastung weisen darauf hin, dass diese Stützwirkung zeitverzögert verloren geht. Bei Aufrechterhaltung der Belastung kann dies zu einem beliebigen Zeitpunkt zum spontanen instabilen Versagen des Werkstoffs führen. Liegen wie bei Verstärkungsgeweben bereits ausgeprägte Faserondulationen vor, wird dieser Effekt zusätzlich verstärkt. Während Kriechdeformationen unter Zuglast zu einer Streckung der ondulierten Fasern führen und somit gegen einen stabilen Grenzwert konvergieren, wird der Grad vorhandener Ondulationen unter Drucklast weiter erhöht. Wie Guagliano und Riva [32], Nicoletto und Riva [33] sowie Karami und Garnich [29, 30] zeigen konnten, wird die Materialsteifigkeit mit steigendem Ondulationsgrad zunehmend herabgesetzt. Dementsprechend ist davon auszugehen, dass zeitabhängige Deformationen unter Druckbelastung tendenziell zu zeitverzögertem instabilem Versagen bei deutlich geringeren Spannungen führen, als der quasistatischen Bruchspannung. Dieser Effekt wurde auch im Druckrelaxationsversuch beobachtet (siehe Abb. 4.16 (rechts)). Hier trat der Probenbruch während der Relaxationsphase bei konstantem Werkzeugabstand auf.

Bei Belastung in 45° -Richtung zeigt das GPA6/CF-Körper Material ein hohes Deformationsvermögen mit ausgeprägt nichtlinearem Verhalten. Bei den quasistatischen Versuchen zeigten zwei der insgesamt sechs Proben eine deutlich höhere Bruchdehnung, während Steifigkeit und Festigkeit bei allen Proben nur eine geringe Streuung aufwiesen. Anders als die vier Proben mit vergleichbaren Spannungs-Dehnungs-Beziehungen, die aus der selben Probenplatte stammten, wurden die zwei Proben mit der abweichenden Bruchdehnung aus einer anderen Platte entnommen. Es ist jedoch nicht geklärt warum die Entnahme der Proben aus verschiedenen Platten zu einem unterschiedlichen Deformationsverhalten führt. Sowohl die Platten, wie auch die daraus entnommenen Proben wurden unter vergleichbaren Bedingungen gefertigt. Das bei allen Proben beobachtete hohe Deformationsvermögen geht dabei mit signifikanten Faserrotationen einher (siehe Abb. 4.20). Durch Variation der Probenabmessungen konnte zudem gezeigt werden, dass die Festigkeit bei Belastung in 45° -Richtung abhängig von der Probengeometrie ist. Dementsprechend existiert in dieser Belastungsrichtung keine echte Versagensspannung für den Werkstoff. Vielmehr handelt es sich bei den ermittelten Festigkeiten um Strukturkennwerte. Infolge der signifikanten Faserrotationen, die eine starke Scherbelastung der Zwischenschichten verursachen, delaminieren die einzelnen Gewebelagen sukzessive voneinander. Bei den modifizierten Proben ist die Länge der Rovings um ein Vielfaches größer als bei den deutlich schmaleren DIN-Proben. Entsprechend findet der Roving-Pullout später statt, da deutlich höhere Reibkräfte zwischen den sich überkreuzenden Rovings übertragen werden.

4.2 Materialmodellierung der GPA6-Matrix

Nachfolgend sind die Ergebnisse verschiedener Parameteridentifikationen dargestellt. Die Abbildungsgüte des Materialmodells für den jeweils identifizierten Parametersatz wird anhand des skalaren Zielfunktionswertes bewertet (vgl. Abschnitt 3.3.2). Der Zielfunktionswert ermöglicht es die Abbildungsgüte zu quantifizieren und das Ergebnis unterschiedlicher Parameteridentifikationen direkt miteinander zu vergleichen. Dabei zeigt ein kleiner Zielfunktionswert eine hohe Abbildungsgüte an.

4.2.1 Two-Layer-Viscoplasticity-Modell

Die Identifikation von Modellparametern anhand mehrerer Versuche gleichzeitig führt in der Regel zu einer Kompromissbildung in der Parameteranpassung. Im iterativen Prozess der Parameteridentifikation wird derjenige Parametersatz identifiziert, der im Mittel über alle Versuche die beste Anpassung darstellt und entsprechend den kleinsten Zielfunktionswert aufweist. Um bewerten zu können, wie gut jeder Versuch einzeln durch das TLV-Modell (siehe Abschnitt 3.4) abgebildet wird und wie sehr die Kompromissbildung die Abbildungsgüte beeinflusst, wurde zunächst eine eigenständige Parameterkombination für jeden einzelnen Versuch bestimmt.

4.2.1.1 Identifikation anhand einzelner Versuche

Die Abb. 4.22 und 4.23 zeigen den Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit Be- und Entlastungsphasen mit 1, 10 und 100 mm/min nomineller Belastungsgeschwindigkeit von Experiment und Simulation. Für jeden einzelnen der dargestellten Versuche wurde ein eigenständiger Parametersatz identifiziert. Die dargestellten Simulationen beschreiben daher die maximal erreichbare Abbildungsgüte des TLV-Modells für den jeweiligen Versuch. Für Dehnungen größer etwa 3% wird der experimentelle Spannungs-Dehnungs-Verlauf durch das TLV-Modell in Verbindung mit dem jeweils identifizierten Parametersatz gut abgebildet. Allerdings weichen die Kurven für Dehnungen kleiner etwa 3% deutlich voneinander ab.

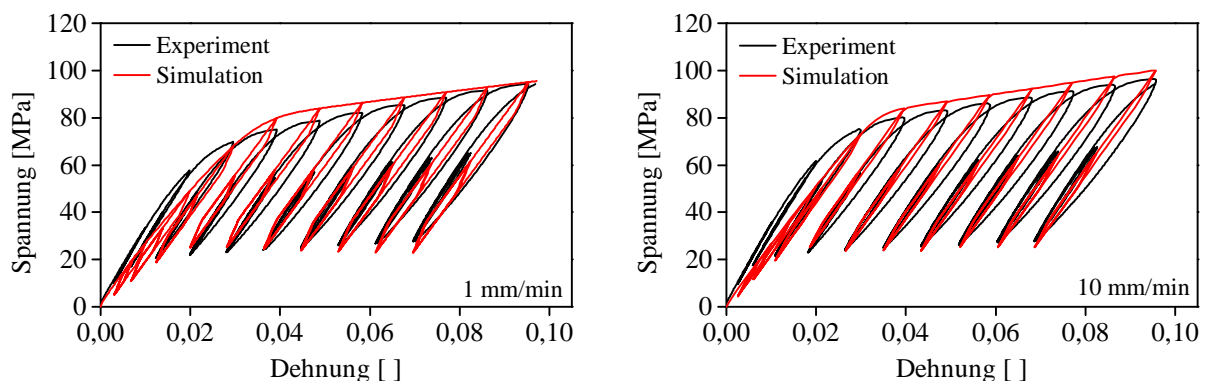


Abb. 4.22: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung: nominelle Belastungsgeschwindigkeit 1 mm/min (links) und 10 mm/min (rechts)

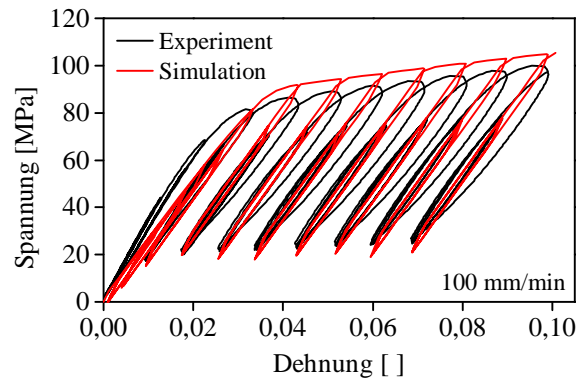


Abb. 4.23: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung: nominelle Belastungsgeschwindigkeit 100 mm/min

Abb. 4.24 zeigt den Vergleich der Spannungs-Zeit- bzw. Spannungs-Dehnungs-Verläufe des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung von Experiment und Simulation. Im Unterschied zu den Zugversuchen mit zyklischer Be- und Entlastung wird hier insbesondere das Deformationsverhalten bei kleinen Dehnungen sehr gut abgebildet. Das Maß an relaxierenden viskosen Spannungen nimmt zwar mit zunehmender Dehnung zu, jedoch wird deren stark nichtlineare Entwicklung über der Dehnung nicht ausreichend genau abgebildet. Entsprechend ist die Abweichung der Kurven im Dehnungsintervall von etwa 2% bis etwa 7% besonders groß.

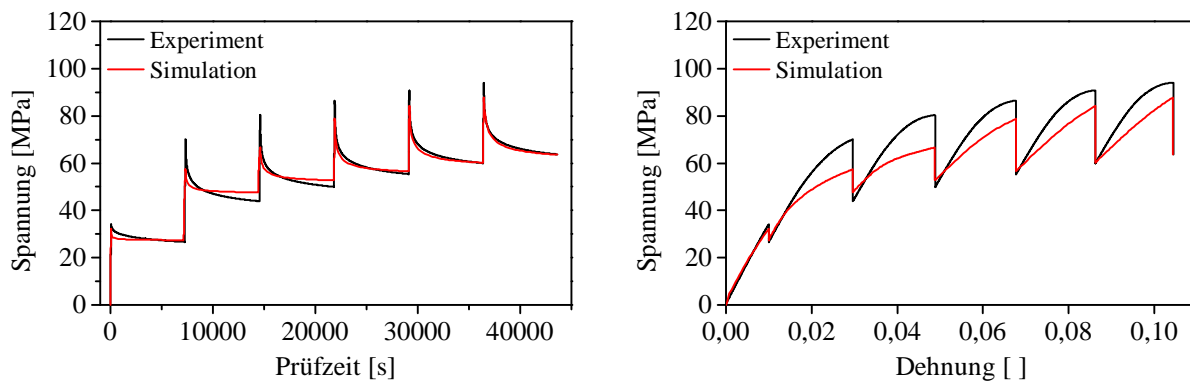


Abb. 4.24: Vergleich der Spannungs-Zeit- (links) und Spannungs-Dehnungs-Verläufe (rechts) des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung

4.2.1.2 Identifikation anhand der Versuchsdatenbasis

Die Abb. 4.25 - 4.27 zeigen den Vergleich von Experiment und Simulation anhand der Spannungs-Zeit- bzw. Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Versuche der Datenbasis.

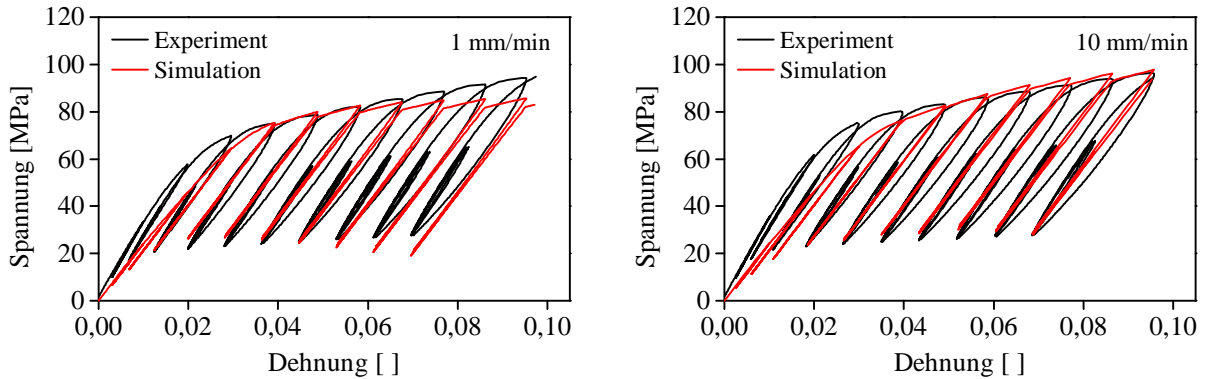


Abb. 4.25: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung: nominelle Belastungsgeschwindigkeit 1 mm/min (links) und 10 mm/min (rechts)

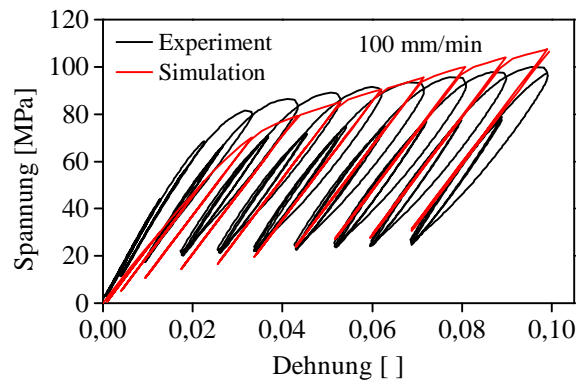


Abb. 4.26: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung: nominelle Belastungsgeschwindigkeit 100 mm/min

Der Gesamtzielfunktionswert sowie die Zielfunktionswerte der einzelnen Versuche sind in Tab. 4.7 dargestellt. Ebenso sind die Zielfunktionswerte aus der separaten Anpassung des TLV-Modells an die einzelnen Versuche der Datenbasis angeführt. Erwartungsgemäß ist die Abbildungsgüte des TLV-Modells durch die Kompromissbildung infolge der Identifikation eines einzelnen Parametersatzes für alle Versuche deutlich schlechter. Dementsprechend sind die Zielfunktionswerte der Versuche bei Anpassung an die gesamte Versuchsdatenbasis deutlich größer als bei separater Anpassung der einzelnen Versuche. Der Zielfunktionswert des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung zeigt hier eine besonders starke Zunahme.

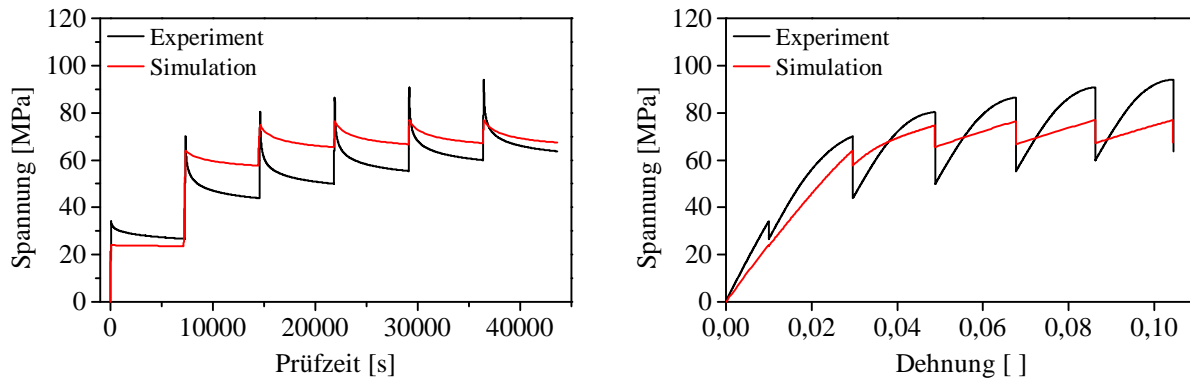


Abb. 4.27: Vergleich der Spannungs-Zeit- (links) und Spannungs-Dehnungs-Verläufe (rechts) des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung

Tab. 4.7: Zielfunktionswerte der Anpassung des TLV-Modells an die Versuchsdatenbasis

	1 mm/min	10 mm/min	100 mm/min	Relax	Gesamt
Einzelversuche	14,3	16,4	21,0	3,8	—
Versuchsdatenbasis	42,6	30,6	53,9	70,0	197,1

4.2.1.3 Diskussion

In den Zugversuchen mit zyklischer Be- und Entlastung wird der experimentelle Spannungs-Dehnungs-Verlauf für Dehnungen größer 3 % durch das TLV-Modell in Verbindung mit dem jeweils identifizierten Parametersatz gut abgebildet (siehe Abb. 4.22 und 4.23). Für Dehnungen kleiner 3 % weichen die Kurven jedoch deutlich voneinander ab. Das TLV-Modell verhält sich in diesem Dehnungsbereich zu weich. Entsprechend ist das vorhergesagte Spannungsniveau zu gering.

In Abschnitt 4.1.1 wurde anhand der experimentellen Ergebnisse der Zugversuche mit Be- und Entlastung gezeigt, dass die Materialsteifigkeit mit zunehmender Dehnung degradiert (siehe auch Abb. 4.2). Das TLV-Modell hingegen setzt eine konstante Materialsteifigkeit voraus, sodass der Effekt der Steifigkeitsdegradation nicht abgebildet werden kann. Im Deformationsbereich größer drei Prozent sind die degradationsbedingten Änderungen der Materialsteifigkeit relativ gering, so dass dieser Bereich vergleichsweise gut durch konstante elastische Parameter abgebildet werden kann. Der Kurvenbereich größer drei Prozent Dehnung liefert zudem einen höheren Beitrag zum Zielfunktionswert was dazu führt, dass unter gegebenen Bedingungen ein Parametersatz identifiziert wird, der insbesondere den Deformationsbereich größer 3 % Dehnung gut abbildet.

In Abschnitt 4.1.1 wurde zudem gezeigt, dass die Degradation der Materialsteifigkeit mit zunehmender Dehnung zusätzlich von der vorherrschenden Dehnrates bzw. der gewählten Belastungsgeschwindigkeit abhängt. Je größer die Dehnrates, desto ausgeprägter ist die Steifigkeitsdegradation. Entsprechend nimmt die Abbildungsgüte des TLV-Modells zunehmend ab, je ausgeprägter der reale Degradationseffekt ist. Dies lässt sich anhand der Zielfunktionswerte der separaten Anpassung an die einzelnen Versuche in Tab. 4.7 belegen. Mit zunehmender Belastungsgeschwindigkeit und entsprechend zunehmendem Degradationseffekt, steigt auch der Zielfunktionswert des identifizierten Parametersatzes an.

Der dargestellte Relaxationsversuch mit inkrementeller Belastung (siehe Abb. 4.24) beinhaltet im Gegensatz zu den vorgestellten Zugversuchen keine Entlastungsphasen. Dadurch ist keine eindeutige Trennung in elastische und plastische Deformationsanteile möglich. Der identifizierte Parametersatz kompensiert daher die fehlende elastische Degradation durch verstärkt plastische Deformationen kombiniert mit einem stark ausgeprägten Verfestigungsverhalten. Bei Anpassung an die gesamte Versuchsdatenbasis ist dieses Vorgehen nicht mehr möglich, da anderenfalls die Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung entsprechend schlecht abgebildet werden würden. Aus diesem Grund ist der Zielfunktionswert des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung bei Anpassung an die Versuchsdatenbasis deutlich größer als die Zielfunktionswerte der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung (siehe Tab. 4.7).

4.2.2 TLV-Modell mit USDFLD-Erweiterung

In Abschnitt 4.2.1.1 wurde gezeigt, dass das TLV-Modell in seiner implementierten Form nicht alle Deformationseffekte des Gusspolyamid 6 abbilden kann. Zudem wurde in Abschnitt 4.2.1.2 gezeigt, dass es nicht möglich ist, einen Parametersatz zu identifizieren, der das gesamte Deformationsverhalten hinreichend genau abbilden kann. Zur Erhöhung der Abbildungsgüte wurden die ermittelten und bisher nicht abgebildeten Deformationseffekte daher mittels einer USDFLD-Subroutine in das TLV-Modell implementiert. Die Modellerweiterungen werden nachfolgend im Detail vorgestellt.

4.2.2.1 Modifikation des TLV-Modells

Wie in Abschnitt 4.1.1 gezeigt wurde, ist die Materialsteifigkeit des Gusspolyamid 6 abhängig von der Dehnung sowie der Dehnrates. Im Rahmen der Diskussion in Abschnitt 4.1.1.3 wurde zudem nachgewiesen, dass der Degradationsverlauf der Materialsteifigkeit über der Dehnung durch eine abklingende Exponentialfunktion gut beschrieben werden kann. Um die genannten Abhängigkeiten im Modell zu berücksichtigen, wurde der konstante Parameter K^{el} daher als Funktion der maximalen Hauptdehnung ϵ_1 sowie der akkumulierten Hauptdehnrates $\dot{\epsilon}_1$ in Form einer abklingenden Exponentialfunktion formuliert (siehe Gleichung 4.2).

$$K^{el}(\epsilon_1, \dot{\epsilon}_1) = K_{\Delta}^{el}(\dot{\epsilon}_1) \cdot e^{-\alpha(\dot{\epsilon}_1)\epsilon_1} + K_{\infty}^{el}(\dot{\epsilon}_1) \quad (4.2)$$

Dabei ist $\alpha(\dot{\epsilon}_1)$ eine Formfunktion, die den Verlauf der Degradation beeinflusst. $K_{\Delta}^{el}(\dot{\epsilon}_1)$ ist der degradierende Steifigkeitsanteil und $K_{\infty}^{el}(\dot{\epsilon}_1)$ die verbleibende elastische Reststeifigkeit. Eine Formulierung von K^{el} in Abhängigkeit der momentanen Hauptdehnrates $\dot{\epsilon}_1$ ist nicht sinnvoll, da spontane Dehnratesänderungen, wie bspw. durch die Lastumkehr in den Zugversuchen mit zyklischer Be- und Entlastung hervorgerufen, zu unphysikalischen Steifigkeitssprüngen führen. Es ist anzumerken, dass in der USDFLD nicht direkt auf die Dehnrates zugegriffen werden kann. Daher wurde ein Workaround verwendet, der die Dehnrates aus der Änderung der Dehnung vom letzten Zeitinkrement zum aktuellen Inkrement berechnet.

Die Verläufe der Funktionale $\alpha(\dot{\epsilon}_1)$, $K_{\Delta}^{el}(\dot{\epsilon}_1)$ und $K_{\infty}^{el}(\dot{\epsilon}_1)$ werden durch drei Stützstellen approximiert. Für jede experimentell untersuchte Dehnrates (vgl. Abschnitt 4.1.1) wird ein konstanter Parameterwert bestimmt. Zwischen den einzelnen Parameterwerten wird durch ABAQUS abschnittsweise linear über der Dehnrates interpoliert. Liegt die Dehnrates in der Simulation außerhalb des abgedeckten Bereichs, wird der nächstgelegene Parameterwert horizontal interpoliert.

Anhand der Anpassung des TLV-Modells an den Relaxationsversuch mit inkrementeller Belastung wurde darüber hinaus gezeigt, dass die stark nichtlineare Entwicklung der viskosen Spannungen in Abhängigkeit der Dehnung nicht hinreichend genau abgebildet wird (siehe Abschnitt 4.2.1.1). Daher wurde der konstante Parameter K^v , der die elastische Steifigkeit im elastisch-viskosen Pfad des TLV-Modells beschreibt (siehe auch Abschnitt 3.4), durch die in Gleichung 4.3 dargestellte Funktion ersetzt. Hierfür wurde eine exponentielle Sättigungsfunktion gewählt, da in Abschnitt 4.1.1.2 nachgewiesen wurde, dass die viskosen Spannungen zunächst exponentiell ansteigen und bei hinreichend großen Dehnungen gegen einen konstanten Wert konvergieren.

$$K^v(\epsilon_1) = K^v - (K^v - 1) \cdot e^{(-\beta\epsilon_1)} \quad (4.3)$$

Dementsprechend entwickelt sich K^v im Gegensatz zu K^{el} progressiv mit zunehmender Dehnung. Der Parameter β beschreibt hierbei den Verlauf der progressiven Entwicklung.

4.2.2.2 Identifikation anhand der Versuchsdatenbasis

Abb. 4.28 und 4.29 zeigen die Gegenüberstellung der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung von Experiment und Simulation. Im Vergleich zu den Spannungs-Dehnungs-Verläufen des TLV-Modells in seiner ursprünglichen Form (siehe Abschnitt 4.2.1.2) wird mit dem modifizierten Modell eine deutlich höhere Abbildungsgüte erreicht. Entsprechend sind auch die Zielfunktionswerte, dargestellt in Tab. 4.8, wesentlich kleiner (vgl. Tab. 4.7). Über alle Versuche konnte eine Reduktion des Gesamtzielfunktionswertes von etwa 64 %, bezogen auf den in Tab. 4.7 gegebenen Ausgangswert, erreicht werden.

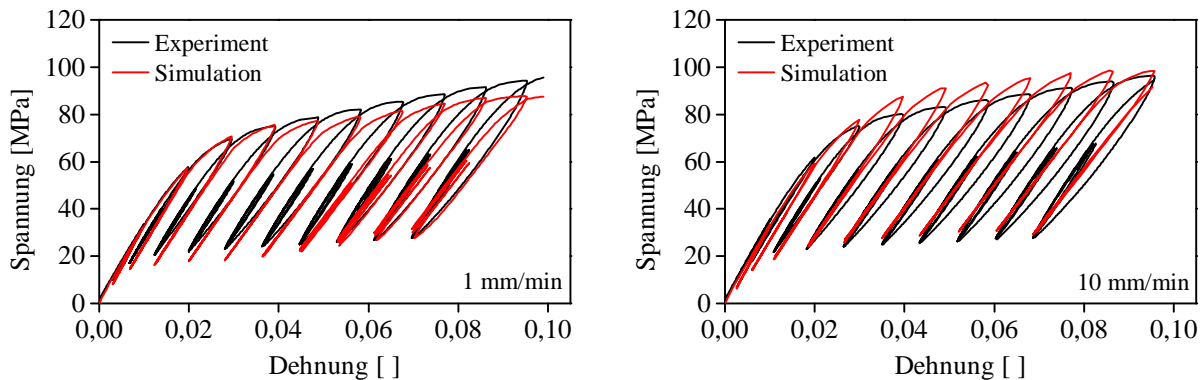


Abb. 4.28: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung von Experiment und Simulation: nominelle Belastungsgeschwindigkeit 1 mm/min (links) und 10 mm/min (rechts)

Durch die implementierte Degradation des Steifigkeitsparameters K^{el} in Abhängigkeit der Hauptdehnung und der akkumulierten Hauptdehnrates (siehe Gleichung 4.2), wird das Spannungsniveau über den gesamten Verlauf gut abgebildet. Die in Abschnitt 4.2.1.1 beschriebene deutliche Abweichung der Spannungs-Dehnungs-Verläufe vom Experiment für Dehnungen kleiner 3 % tritt beim modifizierten Modell nicht auf.

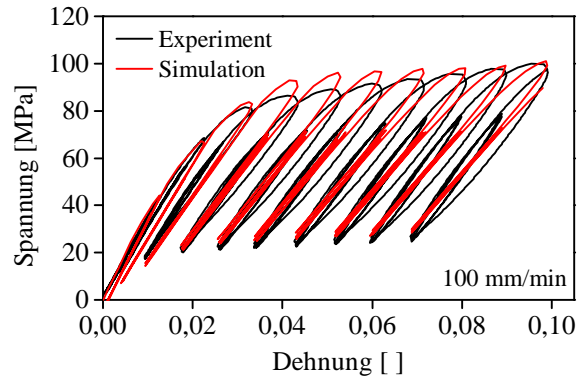


Abb. 4.29: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Zugversuche mit zyklischer Be- und Entlastung: nominelle Belastungsgeschwindigkeit 100 mm/min

Tab. 4.8: Zielfunktionswerte der Anpassung des modifizierten TLV-Modells an die Versuchsdatenbasis

1 mm/min	10 mm/min	100 mm/min	Relax	Gesamt
22,1	15,4	20,0	14,2	71,1

Auch der Spannungs-Zeit- bzw. Spannungs-Dehnungs-Verlauf des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung (siehe Abb. 4.30) wird durch das modifizierte Modell deutlich besser beschrieben. Aufgrund der implementierten progressiven Entwicklung des viskosen Steifigkeitsparameters K^v (siehe Gleichung 4.3) ist es dem Modell möglich die stark nichtlineare Entwicklung der viskosen Spannungen in Abhängigkeit der Dehnung abzubilden.

Durch die Implementierung der dehnratenabhängigen Degradation der Steifigkeit von der maximalen aufgetretenen Dehnrate ist eine Erholung der Steifigkeit in den Relaxationsphasen, wie experimentell gezeigt (vgl. Abschnitt 4.1.1.2), nicht möglich. Dementsprechend wird auch die Materialsteifigkeit im Relaxationsversuch bei größeren Dehnungen vergleichsweise schlecht abgebildet.

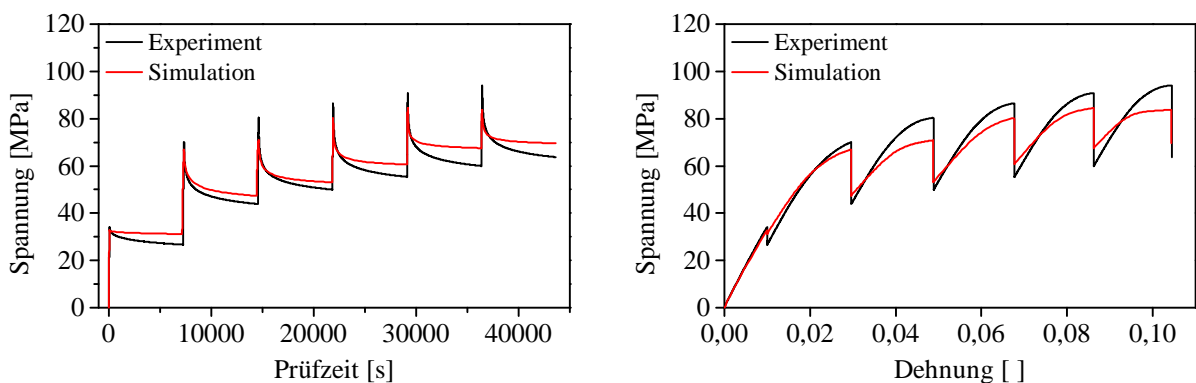


Abb. 4.30: Vergleich der Spannungs-Zeit- (links) und Spannungs-Dehnungs-Verläufe (rechts) des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung

4.2.3 Fazit

Zur Abbildung des viskoelastisch-viskoplastischen Deformationsverhaltens der GPA6-Matrix in der FE-Simulation wurden die Modellparameter des in ABAQUS implementierten Two-Layer-Viscoplasticity (TLV-Modell) Modells identifiziert. Es konnte gezeigt werden, dass das Modell prinzipiell geeignet ist, um das Deformationsverhalten von Gusspolyamid 6 abzubilden. Allerdings werden experimentell nachgewiesene Effekte, wie die stark nichtlineare Entwicklung der viskosen Spannung und die Degradation der elastischen Steifigkeit mit zunehmender Dehnung und steigender Dehnrage, nicht berücksichtigt. Das TLV-Modell wurde daher mittels einer USDFLD-Subroutine erweitert, um die beschriebenen Effekte abzubilden. Dadurch konnte eine deutliche Steigerung der Abbildungsgüte erreicht werden.

4.3 Mikromodellierung des GPA6/CF-UD

4.3.1 Ermittlung der zeitabhängigen Steifigkeitskennwerte

Die ermittelten transversal-isotropen Steifigkeitskennwerte für die Faservolumenanteile $v_F = 50, 60$ und 70% sind in den Tabellen 4.9- 4.11 dargestellt. Zusätzlich zum transversal-isotropen Kennwertsatz sind die Querkontraktionszahlen ν_{21} und ν_{23} mit angeführt, um deren zeitabhängige Entwicklung zu visualisieren. Unabhängig vom Faservolumenanteil nehmen die Steifigkeitskennwerte mit zunehmender Versuchsdauer ab. Dies gilt sowohl für den Zeitraum der Belastung ($0\text{ s} \leq t \leq 10\text{ s}$), als auch für die Relaxationsphase ($10\text{ s} < t \leq 1000\text{ s}$) und ist durch viskoelastische Spannungsrelaxationsprozesse in der thermoplastischen Matrix begründet. Die Querkontraktionszahlen ν_{12} und ν_{23} , die jeweils eine Querdehnung in Querrichtung zu den Fasern beschreiben, steigen mit zunehmender Versuchsdauer an. Hingegen zeigt die Querkontraktionszahl ν_{21} , die eine Querdehnung in Faserrichtung beschreibt, einen degressiven Verlauf über der Versuchszeit. Bei Zugbelastung in Querrichtung (2-Richtung) werden die Fasern durch die Querkontraktion der Matrix auf Druck belastet. Aufgrund der hohen Fasersteifigkeit ist die Querkontraktion in diese Richtung generell gering. Durch das viskoelastische Verhalten der Matrix, wird es den Fasern ermöglicht, sich während der Relaxationsphase in Teilen zu entspannen. Entsprechend nimmt die makroskopische Querdehnung in Faserrichtung und somit die Querkontraktionszahl ν_{21} bei konstanter Last zeitabhängig ab. In 3-Richtung hingegen nimmt die Querdehnung und entsprechend die Querkontraktionszahl bei konstanter Last durch viskoelastische Kriechdeformationen in der Matrix zeitabhängig zu.

Eine zeitabhängige Zunahme der Querkontraktionszahl unverstärkter Polymere bei konstanter Last wird von Schwarzl [74] bereits früh in der Literatur beschrieben. Auch Frank, Kolupaev et al. [75–77] und Lewen [78] beschreiben diesen Effekt für unverstärkte Polymere.

Tab. 4.9: Steifigkeitskennwerte des RVE mit 50% v_F in Abhängigkeit der Versuchszeit

t [s]	E_1 [MPa]	E_2 [MPa]	G_{12} [MPa]	G_{23} [MPa]	ν_{12} []	ν_{21} []	ν_{23} []
0,1	121642	6722	2780	2414	0,233	0,0129	0,394
10	121246	5620	2366	2087	0,240	0,0111	0,411
100	121100	5040	2063	1873	0,250	0,0104	0,460
1000	120904	4480	1734	1612	0,262	0,0097	0,511

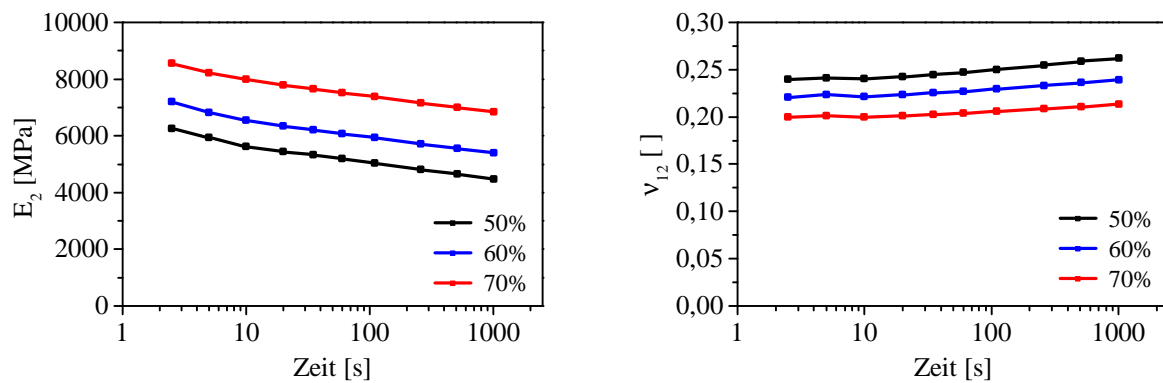
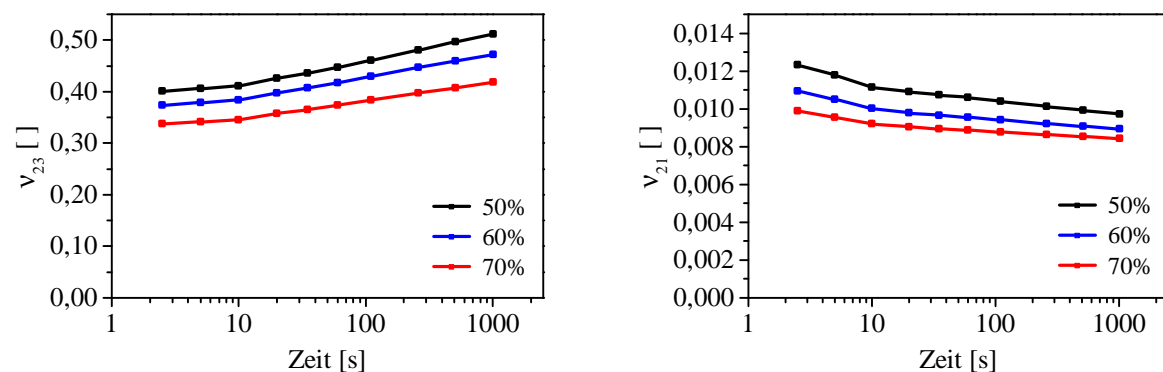
Tab. 4.10: Steifigkeitskennwerte des RVE mit 60% v_F in Abhängigkeit der Versuchszeit

t [s]	E_1 [MPa]	E_2 [MPa]	G_{12} [MPa]	G_{23} [MPa]	ν_{12} []	ν_{21} []	ν_{23} []
0,1	145253	7661	3300	2805	0,215	0,0114	0,367
10	144919	6546	2816	2453	0,222	0,0100	0,383
100	144803	5933	2441	2215	0,230	0,0094	0,429
1000	144650	5401	2064	1940	0,239	0,0089	0,472

Tab. 4.11: Steifigkeitskennwerte des RVE mit 70 % v_F in Abhängigkeit der Versuchszeit

t [s]	E_1 [MPa]	E_2 [MPa]	G_{12} [MPa]	G_{23} [MPa]	ν_{12} []	ν_{21} []	ν_{23} []
0,1	173428	9040	4140	3396	0,195	0,0102	0,332
10	173181	7991	3576	3035	0,200	0,0092	0,345
100	173095	7372	3084	2789	0,206	0,0088	0,383
1000	172987	6849	2666	2513	0,213	0,0084	0,418

Die Steifigkeitskennwerte E_2 , G_{12} und G_{23} sowie die Querkontraktionszahlen ν_{12} , ν_{21} und ν_{23} sind in den Abbildungen 4.31 - 4.33 in Abhängigkeit der Versuchszeit dargestellt. Die Zeitabhängigkeit der Verbundsteifigkeiten resultiert, wie eingangs erwähnt, aus dem viskoelastisch-viskoplastischen Deformationsverhalten der thermoplastischen Matrix. In Faserrichtung ist der Anteil der Matrixsteifigkeit an der Gesamtsteifigkeit des Verbundes für alle betrachteten Faservolumenanteile gering. Die Zeitabhängigkeit des Deformationsverhaltens in Faserrichtung ist daher vernachlässigbar klein, weshalb auf eine Darstellung von E_1 verzichtet wurde.

Abb. 4.31: Änderung der Steifigkeit E_2 (links) und der Querkontraktionszahl ν_{12} (rechts) über der Versuchszeit für verschiedene FaservolumenanteileAbb. 4.32: Änderung der Querkontraktionszahl ν_{23} (links) und ν_{21} (rechts) über der Versuchszeit für verschiedene Faservolumenanteile

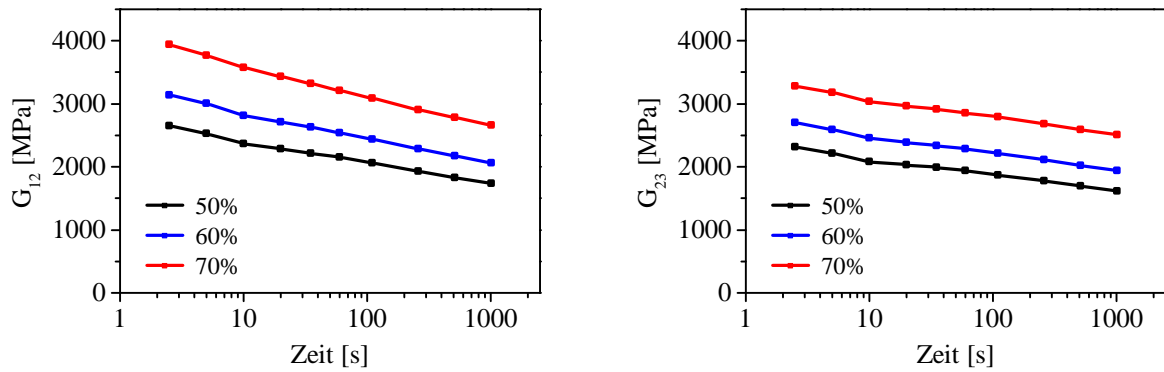


Abb. 4.33: Änderung der Schubsteifigkeit G_{12} (links) und G_{23} (rechts) über der Versuchszeit für verschiedene Faservolumenanteile

Mit steigendem Faservolumenanteil erhöhen sich erwartungsgemäß die homogenisierten Steifigkeitskennwerte. Hinsichtlich der Zeitabhängigkeit der Kennwerte zeigen E_2 und G_{23} keinen Einfluss des Faservolumenanteiles im betrachteten Intervall. G_{12} hingegen zeigt eine moderate Zunahme der Zeitabhängigkeit mit steigendem Faservolumenanteil. Wie in Abschnitt 4.1.1 gezeigt wurde, hängt die Zeitabhängigkeit des Deformationsverhaltens des thermoplastischen Matrixwerkstoffs stark von der anliegenden Dehnung ab. Oberhalb von 2% Dehnung beginnt der Werkstoff plastisch zu deformieren. Mit einsetzender plastischer Deformation geht ein signifikanter Anstieg der zeitabhängigen Spannungsrelaxation einher, die anschließend für Dehnungen größer 2% annähernd konstant bleibt. Für den Fall der reinen Gleitung in 12-Richtung ist der Konturplot der maximalen Hauptdehnung für die Faservolumenanteile 50% (links) und 70% (rechts) in Abb. 4.34 dargestellt. Durch die Erhöhung des Faservolumenanteiles auf 70% überschreitet die maximale Hauptdehnung der Matrix, bei der betrachteten makroskopischen Deformation von 1%, in Teilbereichen die 2%-Grenze (siehe grau eingefärbte Bereiche in Abb. 4.34). Dadurch erhöht sich, wie zuvor beschrieben, die Relaxationsneigung der Matrix, was zu einer Änderung der Zeitabhängigkeit von G_{12} führt.

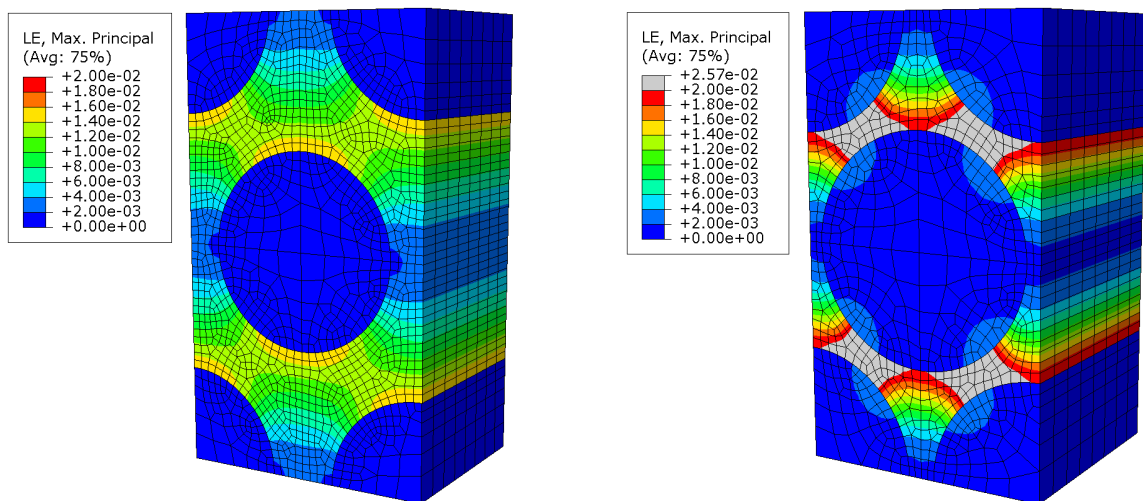


Abb. 4.34: Konturplot der maximalen Hauptdehnung für $v_F = 50\%$ (links) und $v_F = 70\%$ (rechts) bei makroskopisch reiner Gleitung von 1% in 12-Richtung

Für die Fälle der uniaxialen Normaldehnung in 2-Richtung, sowie der reinen Gleitung in 23-Richtung sind die Konturplots der maximalen Hauptdehnung in Abb. 4.35 bzw. Abb. 4.36 dargestellt. Bei makroskopisch uniaxialer Dehnung von 1 % in 2-Richtung wird im betrachteten Intervall der Faservolumengehalte die Grenze von 2 % Dehnung unabhängig vom Faservolumengehalt in weiten Teilbereichen überschritten. Entsprechend zeigt die Erhöhung des Faservolumengehaltes hier keinen Einfluss auf die Zeitabhängigkeit von E_2 . Ähnliches zeigt sich bei makroskopisch reiner Gleitung in 23-Richtung (siehe Abb. 4.36). Allerdings bleibt die maximale Hauptdehnung hier für alle betrachteten Faservolumengehalte unterhalb von 2 % Dehnung.

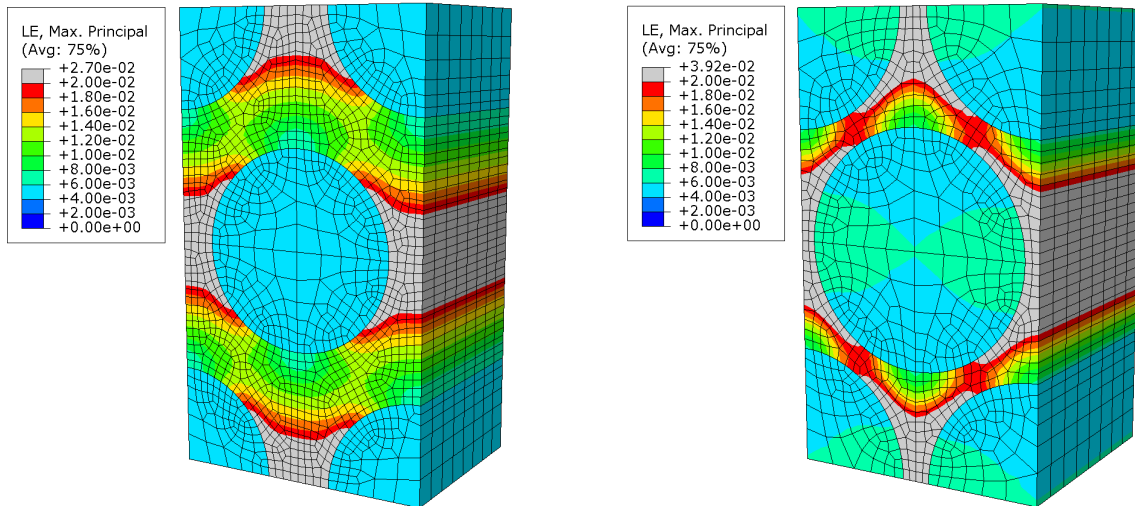


Abb. 4.35: Konturplot der maximalen Hauptdehnung für $v_F = 50\%$ (links) und $v_F = 70\%$ (rechts) bei makroskopisch uniaxialer Dehnung von 1 % in 2-Richtung

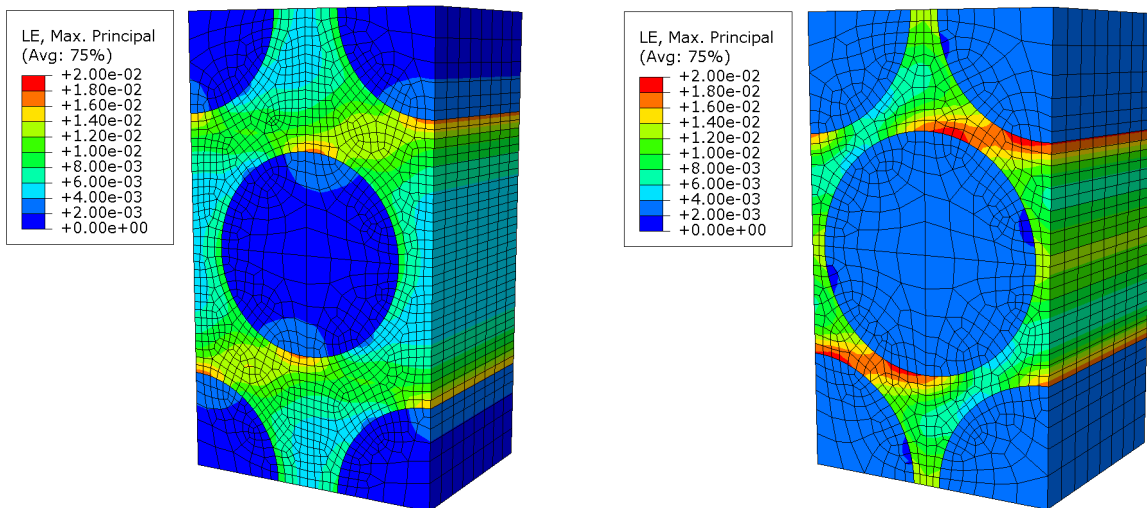


Abb. 4.36: Konturplot der maximalen Hauptdehnung für $v_F = 50\%$ (links) und $v_F = 70\%$ (rechts) bei makroskopisch reiner Gleitung von 1 % in 23-Richtung

Die Querkontraktionszahlen nehmen mit steigendem Faservolumengehalt allgemein ab. Im Hinblick auf die Zeitabhängigkeit bleiben v_{12} und v_{23} im betrachteten Intervall unbeeinflusst vom Faservolumengehalt. Die Zeitabhängigkeit von v_{21} nimmt hingegen mit steigendem Faservolumengehalt ab, was sich durch die Abnahme der Zeitabhängigkeit in Faserrichtung begründet. Mit steigendem Faservolumengehalt nimmt der ohnehin geringe Anteil der Matrixsteifigkeit weiter ab, sodass sich auch die Zeitabhängigkeit des Deformationsverhaltens in Faserrichtung verringert.

4.3.2 Einfluss volumetrischer Deformationsanteile

Der Einfluss volumetrischer Deformationsanteile auf das Relaxationsverhalten des UD-Verbundes wurde, wie in Abschnitt 3.5.7.2 beschrieben, anhand von drei unterschiedlichen Deformationszuständen am RVE mit 50% Faservolumengehalt untersucht. Mit den in Abschnitt 4.3.1 ermittelten Querkontraktionszahlen für $t = 10\text{ s}$ (siehe Tab. 4.9) ergeben sich die betrachteten Verzerrungszustände zu

$$\tilde{\epsilon}_{Vol1} = \begin{bmatrix} 0.005 & 0 & 0 \\ 0 & 0.005 & 0 \\ 0 & 0 & 0.005 \end{bmatrix}, \quad (4.4)$$

$$\tilde{\epsilon}_{Vol2} = \begin{bmatrix} 0.00978 & 0 & 0 \\ 0 & 0.00352 & 0 \\ 0 & 0 & 0.00352 \end{bmatrix} \quad (4.5)$$

und

$$\tilde{\epsilon}_{Vol3} = \begin{bmatrix} -0.000111 & 0 & 0 \\ 0 & 0.01 & 0 \\ 0 & 0 & -0.00411 \end{bmatrix}. \quad (4.6)$$

Abb. 4.37 zeigt den Verlauf der Normalspannung σ_{22} über der Versuchszeit. Die Spannung σ_{11} (in Faserrichtung) zeigt unabhängig vom Deformationszustand keine nennenswerte Spannungsrelaxation (siehe Abschnitt 4.3.1). Aufgrund der Transversal-Isotropie des UD-Materials und den identischen Dehnungen in 2- und 3-Richtung ($\epsilon_{22} = \epsilon_{33}$) entspricht $\sigma_{33} = \sigma_{22}$ für die Deformationszustände *Vol 1* und *Vol 2*. Bei *Vol 3* resultiert die Dehnung ϵ_{33} aus der Querdehnung des UD-Materials, hervorgerufen durch die uniaxiale Belastung in 2-Richtung. Dementsprechend ist hier $\sigma_{33} = 0$. Zur Bewertung des Einflusses volumetrischer Deformationsanteile ist daher ausschließlich der Verlauf der Spannung σ_{22} über der Versuchszeit dargestellt.

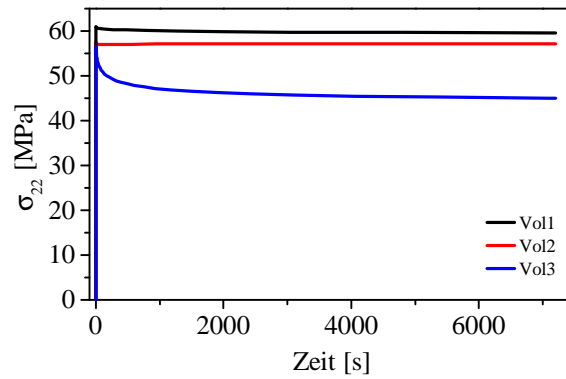


Abb. 4.37: Verlauf der Spannung quer zur Faserrichtung σ_{22} über der Versuchszeit für unterschiedliche Deformationszustände

Im Vergleich zum Verlauf von σ_{22} des uniaxialen Deformationszustandes Vol_3 , tritt bei den Deformationszuständen Vol_1 und Vol_2 deutlich geringe Spannungsrelaxation auf. Erwartungsgemäß führen volumetrische Deformationsanteile, wie beim unverstärkten Polymer, zu rein elastischem Verhalten und somit zu verringerter Relaxationsneigung. Dennoch tritt beim vollständig volumetrischen Deformationszustand Vol_1 weiterhin Spannungsrelaxation auf, während σ_{22} für den Deformationszustand Vol_2 vollständig elastisches Verhalten zeigt. Der transversal-isotrope UD-Verbund verhält sich entsprechend dann rein elastisch, wenn für die unabhängigen uniaxialen Dehnungen ϵ_{ii} ($i=1..3$) gilt:

$$\epsilon_{11} = \epsilon_{22} = \epsilon_{33}. \quad (4.7)$$

Aufgrund der richtungsabhängigen Querkontraktionszahlen ergibt sich dann nach

$$\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}_{res} = \begin{bmatrix} \epsilon_{11} - \nu_{21}\epsilon_{22} - \nu_{31}\epsilon_{33} & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_{22} - \nu_{12}\epsilon_{11} - \nu_{32}\epsilon_{33} & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_{33} - \nu_{13}\epsilon_{11} - \nu_{23}\epsilon_{22} \end{bmatrix} \quad (4.8)$$

ein nicht vollständig volumetrischer Verzerrungszustand.

4.3.3 Einfluss von Ondulationen

Tabelle 4.12 zeigt die ermittelten homogenisierten Steifigkeiten des UD-Verbundes mit 50 % Faservolumengehalt für verschiedene Ondulationsgrade (A/L -Verhältnisse). Dabei ist A die Amplitude der sinusförmigen Ondulation und L deren Wellenlänge (siehe auch Abschnitt 3.5.6). Anders als beim ungestörten Fall ($A/L = 0$) ist der ondulierte Verbund nicht länger transversal-isotrop. Daher ist der vollständige orthotrope Kennwertsatz angegeben.

Tab. 4.12: Steifigkeitskennwerte des RVE mit 50% v_F in Abhängigkeit des A/L-Verhältnisses, nach der Belastung zum Zeitpunkt $t=10$ s

A/L []	E_1 [MPa]	E_2 [MPa]	E_3 [MPa]	G_{12} [MPa]	G_{13} [MPa]	G_{23} [MPa]	ν_{12} []	ν_{13} []	ν_{23} []
0	121246	5621	5621	2367	2367	2087	0,240	0,240	0,411
0,0125	116888	5617	5660	2378	2378	2091	0,246	0,236	0,403
0,025	109786	5612	5659	2432	2423	2102	0,272	0,232	0,402
0,05	80909	5592	5657	2561	2561	2162	0,344	0,219	0,398
0,1	37139	5532	5651	3117	3117	2250	0,450	0,202	0,381

Mit zunehmendem A/L-Verhältnis nimmt die Steifigkeit in Faserrichtung (E_1) signifikant ab. Die E-Moduln der Querrichtungen ändern sich nicht wesentlich im Vergleich zur axialen Richtung. Der Schubmodul in 12-Richtung, steigt mit zunehmendem Ondulationsgrad in der 12-Ebene an. Die Schubmoduln in der 13 und 23-Ebene ändern sich hingegen nur geringfügig. Die Querkontraktionszahl ν_{12} zeigt eine deutlich Zunahme mit steigendem A/L-Verhältnis. Der Einfluss auf ν_{13} und ν_{23} ist vergleichsweise gering.

Die Verläufe von E_1 und ν_{12} über der Versuchszeit t sind in den Abbildungen 4.38 bzw. 4.39, sowohl für Zug- wie auch für Druckbelastung in Faserrichtung für unterschiedliche Ondulationsgrade dargestellt. Die Deformation wurde jeweils innerhalb von 10s aufgeprägt und anschließend bis 1000s konstant gehalten. Dabei bezeichnet E_{1Z} den E-Modul in Faserrichtung unter Zugbelastung und E_{1D} unter Druckbelastung. Entsprechend ist ν_{12Z} die Querkontraktionszahl unter Zug- und ν_{12D} unter Druckbelastung.

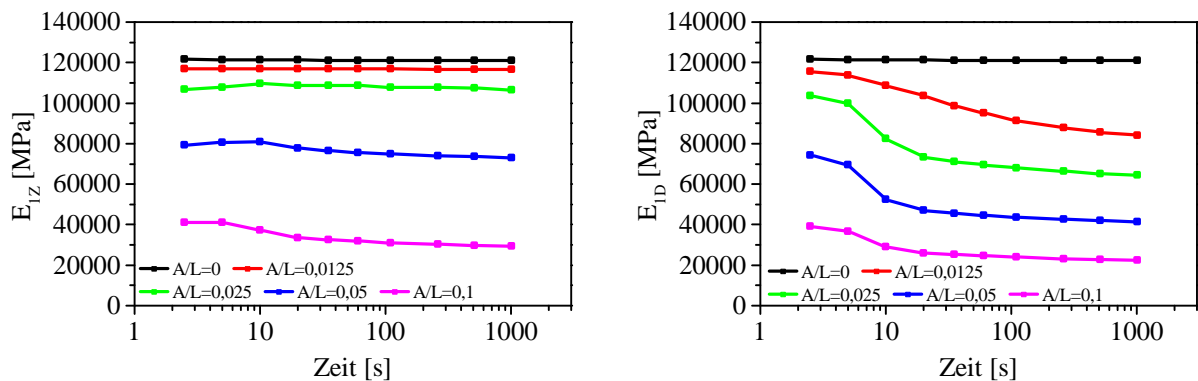


Abb. 4.38: Änderung der Zugsteifigkeit in Faserrichtung E_{1Z} (links) und der Drucksteifigkeit E_{1D} (rechts) über der Versuchszeit für verschiedene A/L-Verhältnisse

Mit Ausnahme von $A/L = 0,1$ und $A/L = 0$ nimmt E_{1Z} während der Belastung (bis $t=10$ s) zu. Während der Relaxationsphase hingegen ist der Verlauf degressiv. Hier ist die Abnahme umso größer, je stärker die Ondulation ausgeprägt ist. Durch die Zugbelastung kommt es zu einer teilweisen Reorientierung der ondulierten Fasern in Lastrichtung, was zur Steifigkeitszunahme während der Belastung führt. Dieser Effekt lässt sich auch an der Querkontraktionszahl ν_{12Z} erkennen (siehe Abb. 4.39), die aufgrund der Streckung während der Belastung kontinuierlich ansteigt.

Durch die Streckung der Fasern wird die Matrix insbesondere auf Transversalschub belastet. Die Transversalschubspannungen relaxieren während der Haltephase, wodurch die transversale Schubsteifigkeit der Matrix mit zunehmender Versuchszeit abnimmt. Dadurch findet eine zusätzliche zeitabhängige Reorientierung der Fasern statt, die wie bei der Belastung mit einem Anstieg der Querkontraktionszahl ν_{12z} einhergeht. Anders als während der Belastung ist der äußere Deformationszustand während der Haltephase jedoch konstant. Die Reorientierung der Fasern führt daher nun zu einer Abnahme des mittleren Spannungsniveaus in den Fasern, was mit einer deutlichen Abnahme der Verbundsteifigkeit E_{1z} einhergeht.

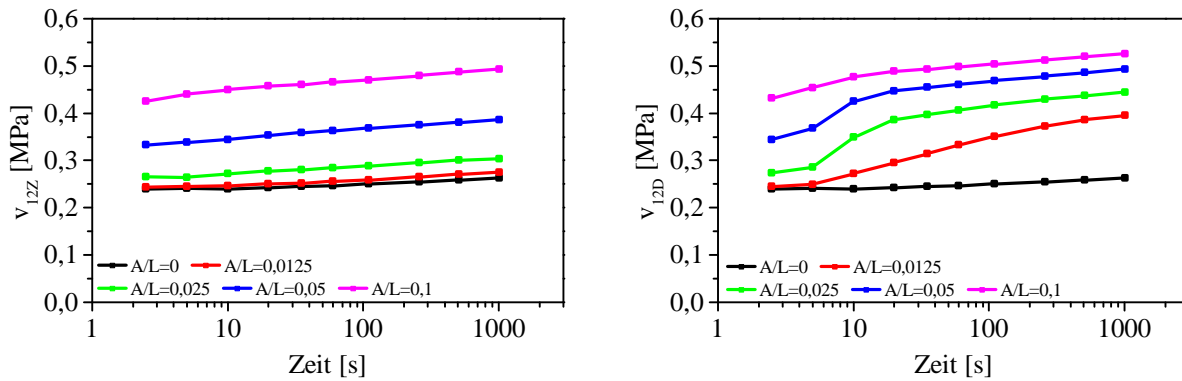


Abb. 4.39: Änderung der Querkontraktionszahl ν_{12} unter Zugbelastung in Faserrichtung (links) und Druckbelastung (rechts) über der Versuchszeit für verschiedene A/L-Verhältnisse

E_{1D} nimmt bereits während der Belastung für alle betrachteten Ondulationsgrade erkennbar ab. Dabei nimmt E_{1D} für $A/L = 0,0125$ während der Belastungsphase vergleichsweise gering ab, jedoch tritt hier während der Relaxationsphase eine signifikante zeitverzögerte Degradation auf. Demgegenüber findet bei den höheren Ondulationsgrade der Hauptanteil der Degradation bereits während der Belastung statt. Die weitere Steifigkeitsabnahme während der Relaxationsphase ist hier vergleichsweise moderat ausgeprägt. Die Verläufe der Querkontraktionszahl ν_{12D} korrelieren auch für den Drucklastfall mit der Verbundsteifigkeit E_{1D} über der Versuchszeit. Durch die Druckbelastung wird die Ondulation stärker ausgeprägt, was mit einer Zunahme der Querkontraktionszahl einhergeht.

4.3.4 Experimentelle Validierung

Im Rahmen der experimentellen Validierung wurden die bereits in Abschnitt 4.1.2 vorgestellten Versuche am RVE virtuell nachgestellt. Die Versuchsdurchführungen am RVE entsprachen dementsprechend denen der Experimente (siehe Abschnitt 3.2.2). Nachfolgend sind jeweils die experimentellen Ergebnisse und die Ergebnisse der Simulationen am RVE gegenübergestellt. Es ist anzumerken, dass die Matrixmaterialien nicht vollständig identisch sind. Im PA6/CF-UD Material lag eine Polyamid 6 Matrix vor. Für das UD-Mikromodell wurde die Matrix durch das TLV-Modell beschrieben (siehe Abschnitt 3.4), dessen Modellparameter anhand von experimentellen Versuchen an Gusspolyamid 6 Material bestimmt wurden (vgl. Abschnitte 4.1.1 und 4.2).

4.3.4.1 Faserrichtung

Abb. 4.40 zeigt die Spannungs-Zeit-Verläufe der Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung in Faserrichtung von Experiment und Simulation. Verglichen mit dem PA6/CF-UD Material zeigt das RVE ein deutlich steiferes Deformationsverhalten. Zudem sind anders als beim realen Verbundwerkstoff keine Relaxationseffekte erkennbar. Die ebenfalls dargestellten Dehnungs-Zeit-Verläufe der Kriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung zeigen ein ähnliches Verhalten. Die gleiche makroskopische Spannung führt am RVE zu einer deutlich geringeren Dehnung. Erkennbare Kriechdeformationen treten am RVE, anders als am realen Verbund nicht auf.

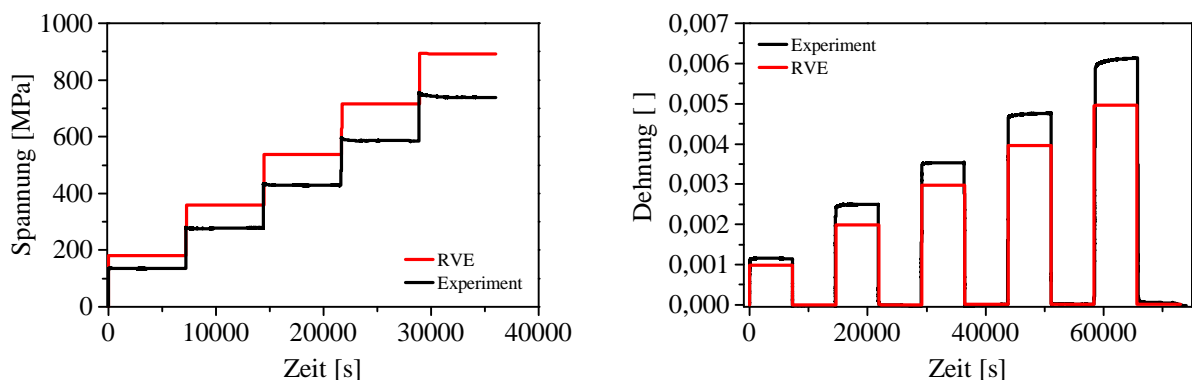


Abb. 4.40: Spannungs-Zeit-Verläufe der Relaxationsversuche (links) und Dehnungs-Zeit-Verläufe der Kriechversuche (rechts) mit Belastung in Faserrichtung (vgl. Abb. 4.7)

Der Faservolumengehalt des RVE ist mit 50 % um 2 % höher als der des experimentellen PA6/CF-UD Materials. Eine leicht höhere Steifigkeit des RVEs ist daher zu erwarten. Der E-Modul in Faserrichtung des RVE ist mit 121 GPa (siehe 4.9) jedoch um etwa 37,5 % höher als der experimentell ermittelte E-Modul von etwa 88 GPa (siehe Tab. 4.1). Diese starke Abweichung lässt sich nicht allein durch den leicht erhöhten Faservolumengehalt begründen und wird daher auf die im PA6/CF-UD Material vorhandenen Faserondulationen zurückgeführt. Wie in Abschnitt 4.3.3 gezeigt wurde, nimmt die Verbundsteifigkeit mit zunehmendem Ondulationsgrad ab, während die Relaxations- bzw. Kriechneigung zunimmt. Entsprechend ist auch die auftretende Spannungsrelaxation am PA6/CF-UD Material auf Faserondulationen zurückzuführen.

4.3.4.2 Querrichtung

Die Verläufe der Spannung über der Versuchszeit von Experiment und Simulation für den Relaxationsversuch mit inkrementeller Belastung quer zur Faserrichtung sind in Abb. 4.41 (links) dargestellt. Im Vergleich zum Experiment zeigt das RVE von Beginn an ein steiferes Deformationsverhalten. Mit steigenden Belastungsincrementen nimmt die Abweichung beider Kurven zu. Das Relaxationsverhalten, in Form des lokalen Kurvengradienten während der Haltephase, wird durch das RVE gut abgebildet. Wie bei der experimentellen Kurve nimmt der Relaxationseffekt mit steigender Belastung zu. In Abb. 4.41 (rechts) dargestellt sind die Dehnungs-Zeit-Verläufe aus den Kriechversuchen mit inkrementeller Be- und Entlastung. Analog zum Relaxationsversuch zeigt die Kurve des RVE bei gleicher makroskopischer Spannung eine geringere Dehnung.

Die viskoelastischen Effekte, die sich durch eine Zunahme der Dehnung bei konstanter Spannung zeigen, werden in der Simulation erneut gut abgebildet. Mit zunehmender Belastung steigt die jeweils nach Entlastung verbleibende Restdehnung sowohl im Experiment wie auch in der Simulation an. Im Gegensatz zum Relaxationsversuch nimmt die experimentell ermittelte zeitabhängige Deformation mit zunehmenden Belastungsincrementen jedoch deutlich zu. Das RVE bildet diesen Effekt nicht im gleichen Ausmaß ab. Wie bereits anhand der experimentellen Ergebnisse vermutet, ist daher davon auszugehen, dass im Kriechversuch neben den zeitabhängigen Deformationen aufgrund der Viskoelastizität der Matrix zusätzlich zeitverzögerte Schädigungsprozesse ablaufen (vgl. Abschnitt 4.1.2.2). Diese Schädigungsprozesse setzen die Materialsteifigkeit kontinuierlich herab, und führen dementsprechend zu verstärkten Kriechdeformationen. Dafür spricht auch das experimentell beobachtete Probenversagen während der vierten Kriechphase. Im Relaxationsversuch findet in den Haltephasen hingegen keine fortschreitende Schädigungsakkumulation statt, da hier die Belastung der Probe mit zunehmender Versuchszeit abnimmt. Dementsprechend sind die hier beobachteten zeitabhängigen Effekte ausschließlich auf die Viskoelastizität der Matrix zurückzuführen.

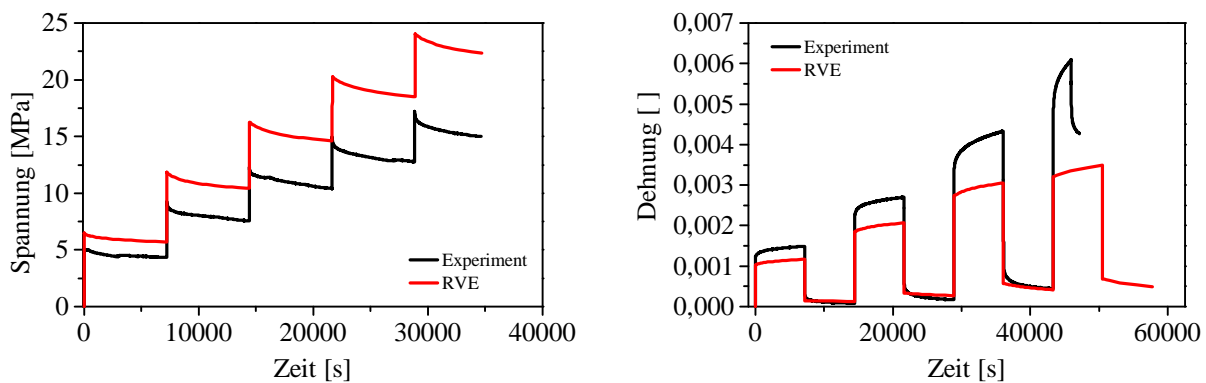


Abb. 4.41: Spannungs-Zeit-Verläufe der Relaxationsversuche (links) und Dehnungs-Zeit-Verläufe der Kriechversuche (rechts) mit Belastung quer zur Faserrichtung (vgl. Abb. 4.9)

Abb. 4.42 zeigt den Konturplot der hydrostatischen Spannungen am RVE unter Querkzugbelastung. Parallel zur Belastungsrichtung treten zwischen benachbarten Fasern Bereiche auf, in denen hydrostatische Zugspannungen dominieren. Dabei ist anzumerken, dass negative hydrostatische Spannungen auf Zugbelastungen hinweisen. Die vergleichsweise steifen Fasern behindern lokal die Querkontraktion der Matrix und induzieren triaxiale Zugspannungen in der Matrix. Wie Asp et al. [71] zeigen konnte, führen triaxiale bzw. hydrostatische Zugspannungszustände zu frühzeitigem Versagen bzw. zur frühzeitigen Rissbildung in der Matrix. Zwar beziehen sich die Untersuchungen von Asp et al. [71] auf verschiedenen Epoxydharzmaterialien, die prinzipiellen Mechanismen und Zusammenhänge lassen sich aber auf Polyamid 6 übertragen.

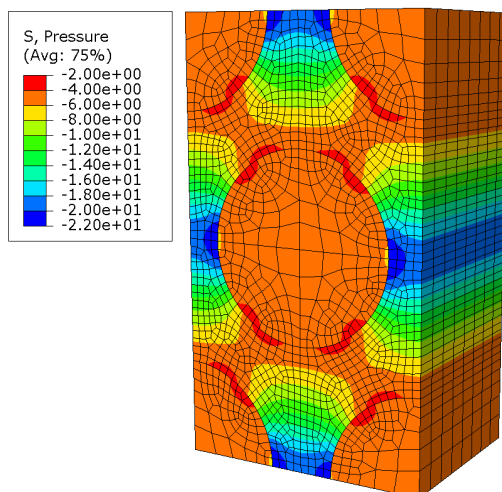


Abb. 4.42: Konturplot der hydrostatischen Spannung (PRESSURE) bei makroskopischer Dehnung von 0,5% quer zur Faserrichtung

Wie bereits beschrieben, zeigen die Kriechversuche mit Be- und Entlastung des RVEs wie auch des Experiments jeweils nach Entlastung eine verbleibende Restdehnung. Der in Abb. 4.43 dargestellte Konturplot zeigt, dass am Ende der kraftfreien Haltephase viskose Dehnungen im System verbleiben. Plastische Dehnungen treten am RVE bis zum Ende des Versuchs nicht auf. Die verbleibenden viskosen Dehnungen werden daher nach hinreichend langer Zeit gegen null gehen. Die makroskopische Deformation in Querrichtung ist somit vollständig reversibel. Aufgrund der guten Übereinstimmung von Simulation und Experiment hinsichtlich der verbleibenden Restdehnung jeweils nach Entlastung ist davon auszugehen, dass auch im realen PA6/CF-UD Material keine plastischen Deformationen in Querrichtung auftreten.

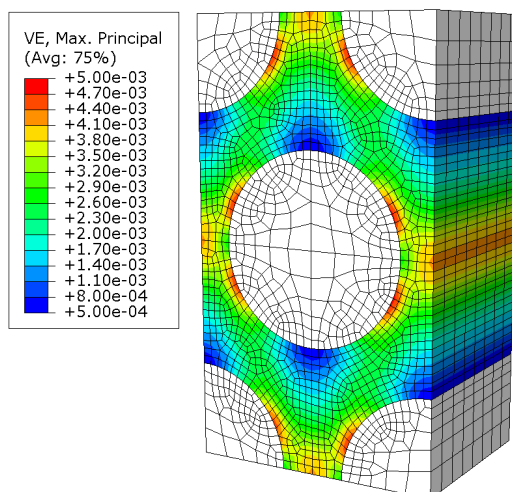


Abb. 4.43: Konturplot der viskosen Hauptdehnung (VE Max. Principal) am Ende des Versuchs

4.3.4.3 45°-Richtung

Abb. 4.44 zeigt die Spannungs-Zeit-Verläufe der Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung in 45°-Richtung von Experiment und Simulation. Die Steifigkeit sowie das Relaxationsverhalten des PA6/CF-UD Materials wird durch die Simulation zunächst gut abgebildet. Beim PA6/CF-UD Material nimmt der Anteil der viskosen Spannungen, die während der Haltephase relaxieren, mit zunehmender Belastung deutlich zu. Das RVE hingegen bildet nur eine moderate Zunahme des Anteils der viskosen Spannungen ab, wodurch die zunehmende Abweichung der Kurven mit steigender Dehnung entsteht.

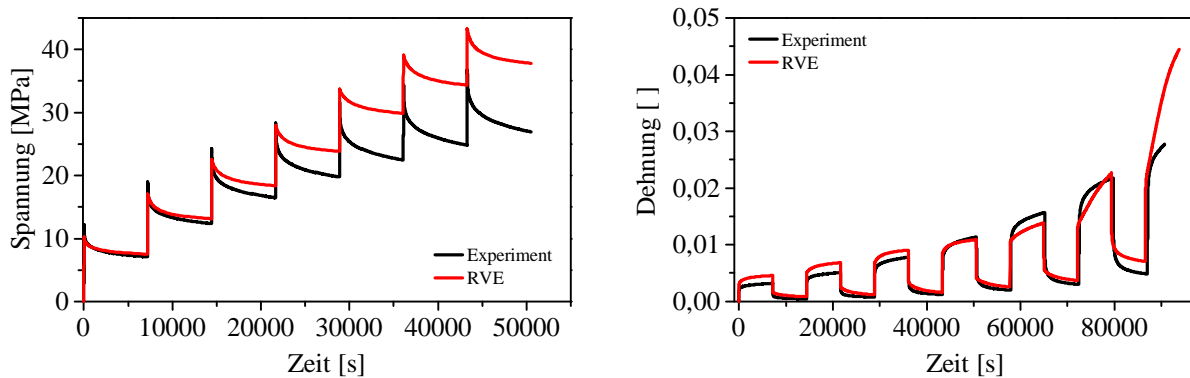


Abb. 4.44: Spannungs-Zeit-Verläufe der Relaxationsversuche (links) und Dehnungs-Zeit-Verläufe der Kriechversuche (rechts)

Ebenfalls in Abb. 4.44 dargestellt sind die Dehnungs-Zeit-Verläufe von Simulation und Experiment aus den Kriechversuchen mit inkrementeller Be- und Entlastung. Auch hier zeigt sich mit zunehmender Dehnung ein weiches Verhalten des PA6/CF-UD Materials im Vergleich zum RVE. Es ist anzumerken, dass das RVE für Dehnungen größer etwa 2%, die einer Gleitung von etwa 4% im Materialkoordinatensystem entspricht (vgl. 3.14), seine Gültigkeit verliert. Aufgrund der Forderung nach reiner Gleitung werden bei entsprechend großen Gleitungen die Fasern gelängt. In Verbindung mit der hohen Steifigkeit der Kohlenstofffasern werden dadurch hohe Spannungen in den Fasern induziert, die im Zuge der volumengemittelten Auswertung zu unphysikalischen Ergebnissen führen (siehe Abb. 4.45).

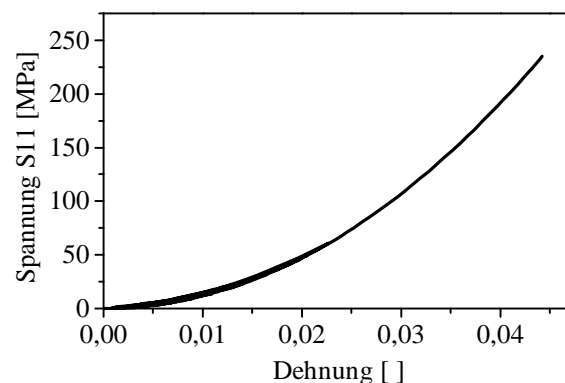


Abb. 4.45: Verlauf der Faserspannung σ_{11} über der Dehnung

Mit zunehmender Belastung steigt, wie bereits in Abschnitt 4.3.4.2 beschrieben, die verbleibende Restdehnung nach 7200 s ohne äußere Last sowohl im Experiment wie auch in der Simulation an. Experiment und Simulation zeigen hierbei eine gute Übereinstimmung. Der in Abb. 4.46 dargestellte Konturplot zeigt, dass am Ende der kraftfreien Haltephase sowohl viskose als auch plastische Dehnungen in der Matrix vorliegen. Die Maxima der plastischen Dehnungen konzentrieren sich sehr lokal an der Faser/Matrix-Grenzfläche. Im übrigen Matrixvolumen treten vergleichsweise geringe plastische Deformationen auf, die am Ende der Haltephase in etwa um eine Größenordnung geringer sind als die verbleibende viskosen Dehnungen. Im Hinblick auf eine homogenisierte Materialbeschreibung ist daher davon auszugehen, dass im betrachteten Deformationsbereich bis 2% Dehnung auch unter Schubbelastung plastische Deformationen vernachlässigbar sind.

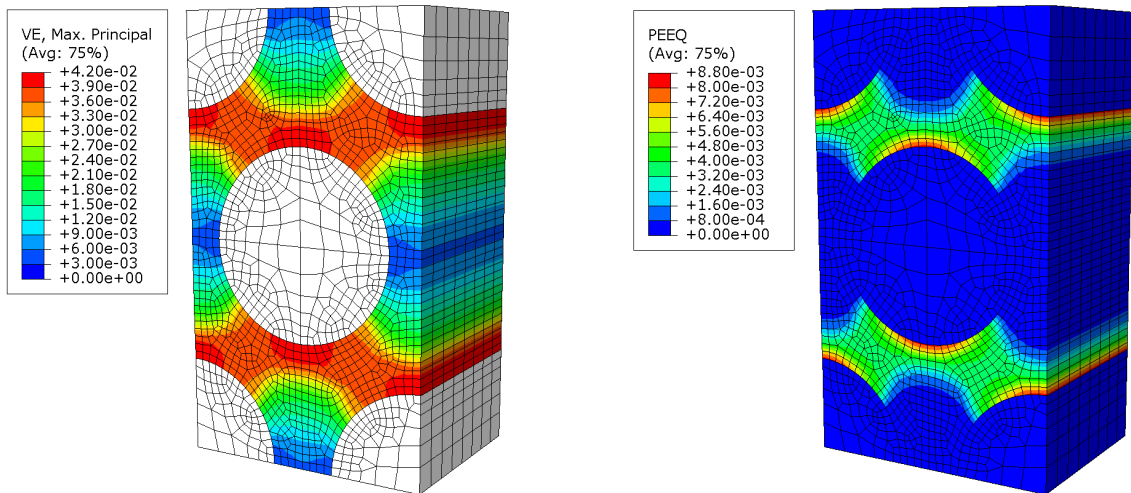


Abb. 4.46: Konturplot der viskosen Hauptdehnung VE Max. Principal (links) und der äquivalenten plastischen Dehnung PEEQ (rechts) am Ende der fünften kraftfreien Haltephase

4.3.5 Diskussion und Fazit

Durch die Ermittlung der zeitabhängigen Steifigkeitskennwerte für unterschiedliche Faservolumenanteile wurde gezeigt, dass keine nennenswerte Zeitabhängigkeit des Steifigkeitsverhaltens in Faserrichtung für die betrachteten Faservolumenanteile von 50, 60 und 70% vorliegt. Sämtliche verbleibenden richtungsabhängigen Steifigkeitskennwerte des transversal-isotropen Verbundes (E_2 , G_{12} und G_{23}) sowie die Querkontraktionszahlen zeigen unabhängig vom Faservolumenanteil signifikant zeitabhängiges Verhalten. Dabei nehmen E_2 , G_{12} und G_{23} mit der Zeit ab, während die Querkontraktionszahlen ν_{12} und ν_{23} zunehmen. Die Variation des Faservolumenanteiles führt dabei zu keiner nennenswerten Änderung der Zeitabhängigkeit der Steifigkeitskennwerte.

Es wurde gezeigt, dass ein makroskopischer Deformationszustand des UD-Verbundes existiert, der die Relaxationsprozesse im Material unterdrückt und zu rein elastischem Verhalten führt. Die am Verbund makroskopisch beobachtbaren Relaxationseffekte entstammen der thermoplastischen Matrix. Anliegende Spannungen wirken hierbei als thermodynamische Triebkräfte, welche die Umlagerung von Segmenten der Polymerketten verursachen, auch bekannt als Mikro-Brownsche-Bewegungen [70]. Durch diese Umlagerungsprozesse sinkt bei konstanter Deformation die wirkende Spannung im Material und das System nimmt einen energetisch günstigeren Zustand an. Der zuvor erwähnte makroskopische Deformationszustand des UD-Verbundes ruft hauptsächlich volumetrische Deformationen in der thermoplastischen Matrix hervor. Diese bewirken am isotropen Polymer gleich große Triebkräfte in alle Raumrichtungen gleichzeitig. Es existiert, anders als im uniaxialen Belastungsfall mit entsprechenden deviatorischen Deformationsanteilen, keine Vorzugsrichtung mehr für die Reorientierung der Kettensegmente. Die Umlagerungsprozesse werden daher wie von Kim et al. [57] nachgewiesen unter den beschriebenen Bedingungen unterdrückt. Viskoelastisches Verhalten tritt somit nicht auf.

Weiterhin wurde gezeigt, dass dieser makroskopische Deformationszustand nicht dem makroskopisch volumetrischen Deformationszustand entspricht. Volumetrisches bzw. rein elastisches Verhalten des UD-Verbundes wird hervorgerufen, wenn die uniaxialen Normaldehnungen aller drei Materialrichtungen gleich sind. Dabei ergeben sich die uniaxialen Normaldehnungen in Verbindung mit den richtungsabhängigen Querkontraktionszahlen zum resultierenden makroskopischen Deformationszustand (vgl. Abschnitt 3.5.7.2 und 4.3.2). Anders als bei isotropen Werkstoffen ist es daher, im Hinblick auf die homogenisierte Modellierung des transversal-isotropen UD-Materials (siehe Abschnitt 4.4), nicht zulässig, den Deformationszustand als elastisch zu betrachten, wenn der resultierende Verzerrungstensor volumetrisch ist.

Durch Untersuchungen am ondulierten RVE wurde in Übereinstimmung mit Hsiao und Danial, Garnich und Karami [67, 29] und Karami und Garnich [31] nachgewiesen, dass die Verbundsteifigkeit insbesondere in Faserrichtung mit zunehmendem Ondulationsgrad stark abnimmt. Die Querkontraktionszahl, die das Maß der Querdehnung in Richtung der Ondulation beschreibt, nimmt hingegen deutlich zu. Über die bereits in der Literatur befindlichen Beiträge hinausgehend, wurde die zeitabhängige Änderung der Verbundsteifigkeiten anhand von Relaxationsversuchen unter Zug- und Druckbelastung untersucht. Dadurch wurde gezeigt, dass die zeitabhängige Abnahme der Verbundsteifigkeit in Faserrichtung unter Zugbelastung mit steigendem Ondulationsgrad zunimmt. Unter Druckbelastung tritt eine deutlich stärkere Abhängigkeit der zeitabhängigen Steifigkeitsänderung vom Ondulationsgrad auf. Für geringe Ondulationsgrade konnte nachgewiesen werden, dass es während der Relaxationsphase zu einem zeitverzögerten Ausknicken der ondulierten Fasern kommt. Da die Fasern aufgrund ihres extremen Schlankheitsgrades eine vernachlässigbar geringe Knickstabilität aufweisen, ist der Verbund zur Übertragung von Drucklasten auf die Stützwirkung der Matrix angewiesen. Für die vergleichsweise moderate Ondulation mit $A/L = 0,0125$ ist die Stützwirkung bis zum Ende der Belastung zunächst ausreichend, um ein Ausknicken der Fasern zu verhindern. Aufgrund von Relaxationsprozessen im Matrixwerkstoff nimmt die Stützwirkung jedoch mit zunehmender Versuchszeit ab. Dadurch kommt es zu einem zeitverzögerten Ausknicken der Fasern während der Haltephase, bei dem der zunächst druckdominierte Lastfall (siehe Abb. 4.47) in einen biegedominierten Lastfall übergeht (siehe Abb. 4.48). Dies geht mit einer signifikanten Reduktion der Verbundsteifigkeiten unter Druckbelastung einher.

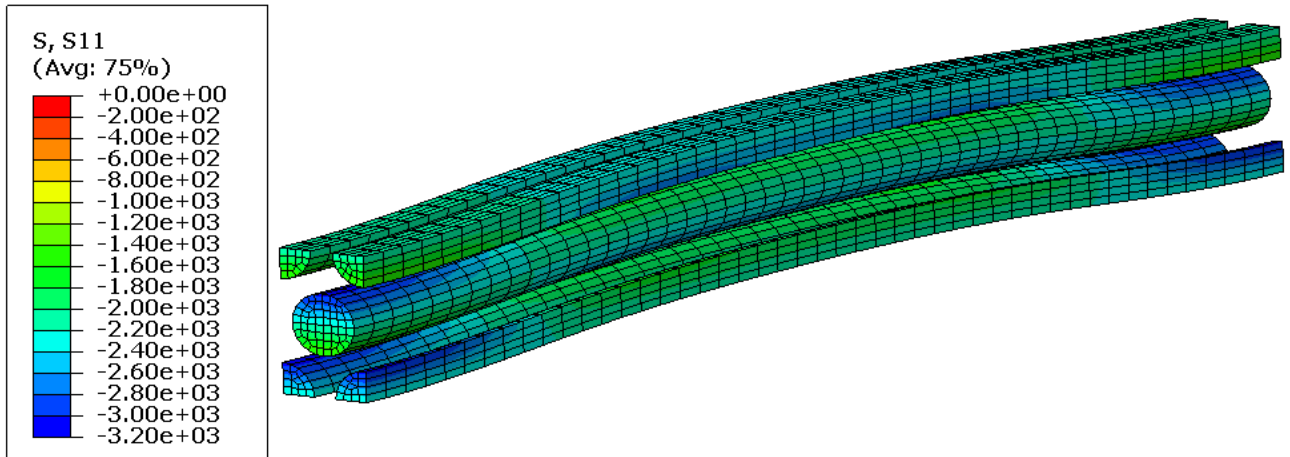


Abb. 4.47: Konturplot der Spannung in Faserrichtung σ_{11} (S11) bei Druckbelastung in Faserrichtung mit Ondulationsgrad $A/L = 0,125$ zum Zeitpunkt $t = 10\text{ s}$ (Ende der Belastung)

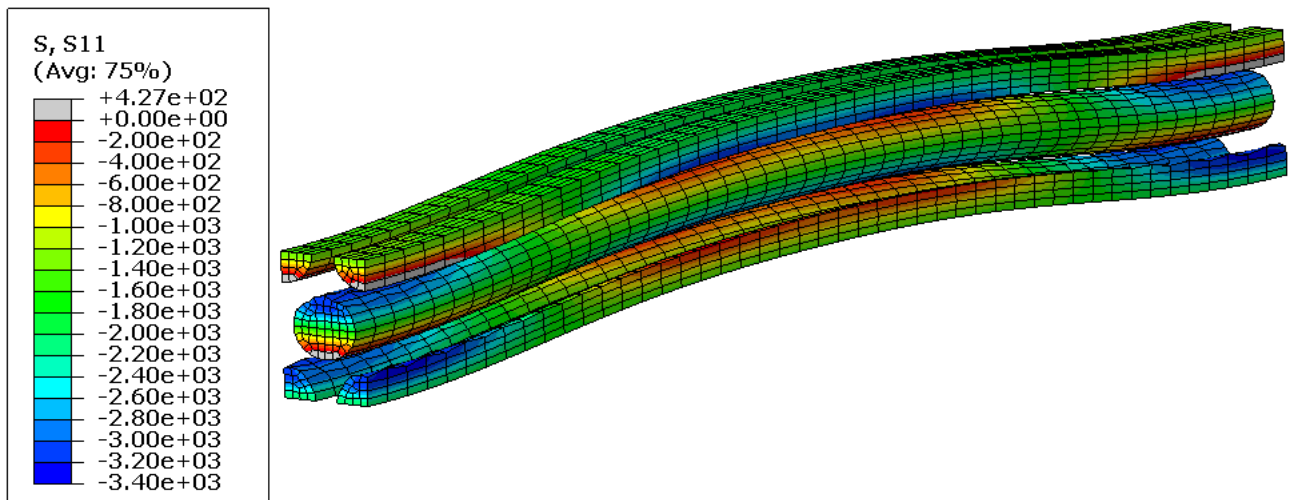


Abb. 4.48: Konturplot der Spannung in Faserrichtung σ_{11} (S11) bei Druckbelastung in Faserrichtung mit Ondulationsgrad $A/L = 0,125$ zum Zeitpunkt $t = 1000\text{ s}$ (Ende der Relaxationsphase)

Für die A/L -Verhältnisse 0,025 und 0,05 knicken die Fasern bereits während der Belastung aus, was die starke Abnahme der Verbundsteifigkeit in der Belastungsphase begründet. Beim A/L -Verhältnis 0,1 hingegen ist der Deformationszustand bereits von Beginn an biegedominiert. Daher ist die Steifigkeitsabnahme während der Belastung, sowie der Haltephase vergleichsweise moderat.

Die Querkontraktionszahl ν_{12} , die das Maß der Querdehnung in Richtung der Ondulation beschreibt, nimmt mit zunehmendem Ondulationsgrad deutlich zu. Unabhängig von Zug- oder Druckbelastung nimmt sie zudem zeitabhängig zu. Ihr Wert korreliert stark mit dem Wert der Verbundsteifigkeit in Faserrichtung. Je stärker die momentane Änderung der Verbundsteifigkeit, desto stärker ist auch die momentane Änderung der Querkontraktionszahl. Dementsprechend führt das Ausknicken der Fasern zu einem starken Anstieg von ν_{12D} .

Durch virtuelles Nachstellen der experimentellen Versuche am PA6/CF-UD Material konnte gezeigt werden, dass das RVE in der Lage ist das richtungsabhängige viskoelastisch-viskoplastische Deformationsverhalten des thermoplastischen Verbundes abzubilden. Aufgrund der stark idealisierenden Annahmen, wie der hexagonalen Faseranordnung, der Defektfreiheit des Werkstoffs, der idealen und versagensfreien Faser/Matrix-Kopplung sowie der als isotrop und versagensfrei modellierten Matrix sind die richtungsabhängigen Versuchskurven dennoch nicht deckungsgleich. So ist bspw. für die Querkzugbelastung die Steifigkeit des RVE um etwa 20 % höher als die des untersuchten PA6/CF-UD Materials. Dies wird auf unterschiedliche Steifigkeiten der Matrixmaterialien zurückgeführt. Die Parameter des im RVE zur Modellierung der Matrix verwendeten TLV-Modells (siehe Abschnitt 3.4) wurden anhand von experimentellen Versuchen an Gusspolyamid 6 bestimmt (siehe Abschnitt 4.1.1). Dieses hat tendenziell einen höheren Kristallinitätsgrad und somit einen höheren E-Modul als konventionell hergestelltes Polyamid 6 [79]. Darüber hinaus führt die idealisierende Annahme der perfekten Faser/Matrix-Kopplung im RVE tendenziell zu einer überhöhten Materialsteifigkeit in Querrichtung. Im realen Verbund ist davon auszugehen, dass eine mehr oder minder imperfekte, nicht vollflächige Kopplung von Fasern und Matrix vorliegt. Dadurch ist der effektiv tragende Querschnitt des Verbundes im Vergleich zum RVE reduziert, was wiederum zu einer reduzierten Materialsteifigkeit führt. Beim Kriechversuch mit inkrementeller Be- und Entlastung quer zur Faserrichtung zeigte das PA6/CF-UD Material mit steigender Belastung zudem deutlich stärker ausgeprägte zeitabhängige Deformationen als das RVE. Diesbezüglich ist davon auszugehen, dass mit zunehmender Deformation kontinuierlich Rissbildung und -wachstum an der Faser/Matrix-Grenzfläche und/oder innerhalb der Matrix stattfindet. Anhand des RVE konnte gezeigt werden, dass uniaxiale Querkzugbelastung lokal zu stark hydrostatisch zugbelasteten Bereichen in der Matrix führt. Diese führen nach [71] dazu, dass die Festigkeit von Polymeren signifikant herabgesetzt wird und begünstigen somit eine frühzeitige Rissentstehung mit kontinuierlichem Wachstum. Durch die Möglichkeit mit Hilfe des RVEs in den Werkstoff hinein zu schauen, konnte zudem gezeigt werden, dass unabhängig von der Belastungsrichtung im gesamten betrachteten Deformationsbereich keine nennenswerten plastischen Deformationen auftreten. Dementsprechend ist an dieser Stelle davon auszugehen, dass es zulässig ist das makroskopische Deformationsverhalten als rein viskoelastisch anzunehmen. Dabei ist jedoch anzumerken, dass sämtliche Untersuchungen an trockenen Proben und bei Raumtemperatur durchgeführt wurden. Mit steigender Temperatur bzw. Feuchte wird die Matrix tendenziell duktiler, was prinzipiell dazu führen kann, dass das Maß an plastischer Deformation im betrachteten Deformationsbereich ansteigt.

4.4 Homogenisierte Modellierung des GPA6/CF-UD

Zur homogenisierten Beschreibung des richtungs- und zeitabhängigen Deformationsverhaltens des GPA6/CF-UD Materials mit der Finite-Elemente-Methode (FEM) wurde ein dreidimensionales Materialmodell entwickelt und in Form einer ABAQUS UMAT implementiert. Das Modell basiert auf den Erkenntnissen der experimentellen Versuche (siehe Abschnitt 4.1.2) und den Ergebnissen des UD-Mikromodells (siehe Abschnitt 4.3).

4.4.1 Konstitutivgleichungen

Anhand der experimentellen Ergebnisse am PA6/CF-UD Material (siehe Abschnitt 4.1.2) in Verbindung mit den Ergebnissen am GPA6/CF-UD Mikromodell (siehe Abschnitt 4.3) konnte gezeigt werden, dass bei uniaxialer Deformation in und quer zur Faserrichtung das Maß an plastischen Deformationsanteilen vernachlässigbar klein bleibt. Im Gegensatz dazu zeigt das Material unter Schubbelastung, sowohl in der Laminatenebene wie auch in transversaler Richtung ein hohes Deformationsvermögen mit ausgeprägten plastischen Deformationsanteilen. Im Hinblick auf Faserverbundlaminare ist allerdings davon auszugehen, dass große Schubdeformationen durch anders orientierte, benachbarte Lagen abgestützt werden. Die Schubdeformationen innerhalb einer einzelnen Lage sind daher vergleichsweise klein. Dementsprechend können plastische Deformationen auch unter Schubbelastung vernachlässigt werden.

Zur homogenisierten Beschreibung des makroskopischen Verformungsverhaltens des GPA6/CF-UD Materials, wurde daher eine orthotrope viskoelastische Materialformulierung, basierend auf einem sogenannten generalisierten Maxwell-Modell, gewählt. Das generalisierte Maxwell-Modell (auch bekannt als Wiechert Modell) hat sich in der Vergangenheit als gut geeignet erwiesen, um zeitabhängiges Materialverhalten zu beschreiben. Für die vorliegende Formulierung wurde eine Parallelschaltung von einer Feder und zwei Feder-Dämpfer-Elementen (Maxwell-Elementen) verwendet. Abb. 4.49 zeigt den Aufbau schematisch am eindimensionalen rheologischen Modell.

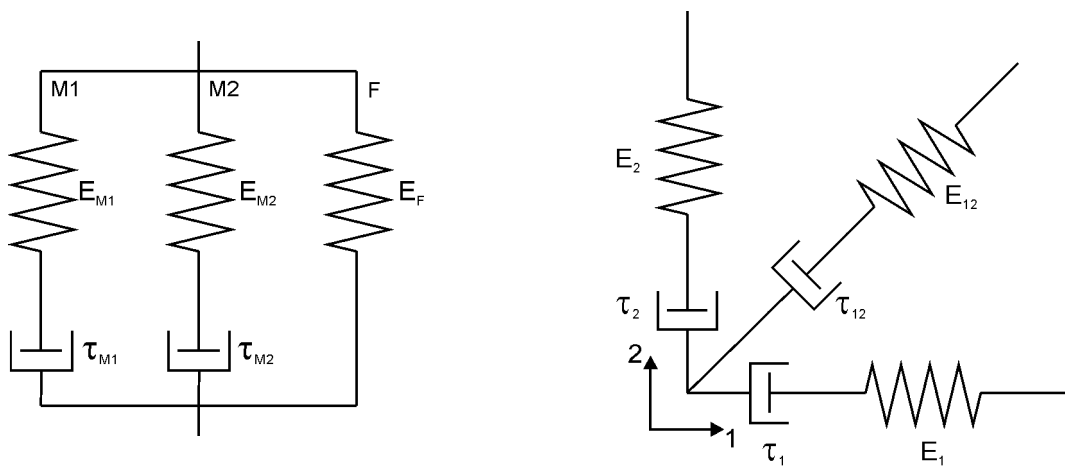


Abb. 4.49: Eindimensionales generalisiertes Maxwellmodell (links); schematische Darstellung eines orthotropen Maxwellelements (rechts)

Dabei ist zu beachten, dass jeder Pfad des generalisierten Maxwell-Modells, zur Beschreibung des richtungsabhängigen Verformungsverhaltens, mehrdimensionale elastische und viskose Eigenschaften hat. Abb. 4.49 zeigt dies schematisch anhand eines Maxwell-Elementes für den Fall eines ebenen Spannungszustandes.

Aufgrund der Parallelschaltung der einzelnen Pfade gelten für die Spannungen und Dehnungen im Modell, die Zusammenhänge,

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}} = \tilde{\boldsymbol{\sigma}}_F + \tilde{\boldsymbol{\sigma}}_{M1} + \tilde{\boldsymbol{\sigma}}_{M2}, \quad (4.9)$$

$$\tilde{\boldsymbol{\epsilon}} = \tilde{\boldsymbol{\epsilon}}_F = \tilde{\boldsymbol{\epsilon}}_{M1} = \tilde{\boldsymbol{\epsilon}}_{M2}. \quad (4.10)$$

Dabei sind $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}_F$ und $\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}_F$ die Spannung bzw. die Dehnung des Federelementes und $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}_{M1}$, $\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}_{M1}$ sowie $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}_{M2}$ und $\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}_{M2}$ die Spannungen bzw. Dehnungen der einzelnen Maxwell-Elemente.

Die orthotrope Konstitutivgleichung eines Maxwell-Elementes zur Beschreibung des Zusammenhangs von momentaner Änderung des Dehnungstensors $\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}$, momentaner Änderung des Spannungstensors $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ und aktuellem Spannungszustand $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ ist in Form der Differentialgleichung

$$\dot{\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}} = \tilde{\mathbf{S}} \dot{\tilde{\boldsymbol{\sigma}}} + \tilde{\mathbf{\Gamma}} \tilde{\boldsymbol{\sigma}} \quad (4.11)$$

mit den elastischen Nachgiebigkeiten

$$\tilde{\mathbf{S}} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{31}}{E_3} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{E_4} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{E_5} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{E_6} \end{bmatrix} \quad (4.12)$$

und den viskosen Retardationskonstanten

$$\tilde{\mathbf{\Gamma}} = \tilde{\mathbf{S}} : \tilde{\mathbf{\Theta}} \quad \text{mit} \quad \tilde{\mathbf{\Theta}} = \begin{bmatrix} \frac{1}{\tau_1} & \frac{1}{\tau_2} & \frac{1}{\tau_3} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{1}{\tau_1} & \frac{1}{\tau_2} & \frac{1}{\tau_3} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{1}{\tau_1} & \frac{1}{\tau_2} & \frac{1}{\tau_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\tau_4} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\tau_5} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\tau_6} \end{bmatrix} \quad (4.13)$$

gegeben.

4.4.2 Inkrementelle Formulierung

Zur Implementierung der Konstitutivgleichung (4.11) wurde die Maxwell-DGL in eine inkrementelle und somit numerisch lösbare Form überführt. Hierfür wurde der zentrale Differenzenquotient (ZDQ),

$$\dot{f}_n = \frac{\Delta f_n}{\Delta t}, \quad (4.14)$$

$$f_n = f_{n-1} + \frac{\Delta f_n}{2}, \quad (4.15)$$

verwendet. Dabei ist Δf_n die Änderung des Funktionswertes im betrachteten Zeitinkrement Δt und f_{n-1} der Funktionswert am Ende des vorangegangenen Zeitinkrements. Das Einsetzen des ZDQ in die orthotrope Maxwell-DGL führt zur benötigten inkrementellen Form der Konstitutivgleichung

$$\Delta \tilde{\epsilon}_n = (\tilde{\mathbf{S}} + \tilde{\mathbf{\Gamma}} \frac{\Delta t}{2}) \Delta \tilde{\sigma}_n + \tilde{\mathbf{\Gamma}} \tilde{\sigma}_{n-1} \Delta t. \quad (4.16)$$

Es sind $\Delta \tilde{\epsilon}_n$ und $\Delta \tilde{\sigma}_n$ die inkrementellen Dehnungs- bzw. Spannungstensoren jeweils in Voigt-Notation. Durch Äquivalenzumformung von (4.16) lässt sich der inkrementelle Spannungstensor des Maxwell-Elementes durch

$$\Delta \tilde{\sigma}_n = \tilde{\mathbf{S}}_{FD_n}^{-1} (\Delta \tilde{\epsilon}_n - \tilde{\mathbf{\Gamma}} \tilde{\sigma}_{n-1} \Delta t) \quad \text{mit} \quad \tilde{\mathbf{S}}_{FD_n} = (\tilde{\mathbf{S}} + \tilde{\mathbf{\Gamma}} \frac{\Delta t}{2}) \quad (4.17)$$

ausdrücken. Dabei beschreibt $\tilde{\mathbf{S}}_{FD_n}$ die Nachgiebigkeit des Feder-Dämpfer-Elementes im aktuellen Zeitinkrement n . Unter Berücksichtigung von Gleichung (4.9) ist die inkrementelle Gesamtspannung des Modells

$$\Delta \tilde{\sigma}_n = \Delta \tilde{\sigma}_{F_n} + \sum_{i=1}^2 \tilde{\mathbf{S}}_{FD_{i_n}}^{-1} (\Delta \tilde{\epsilon}_n - \tilde{\mathbf{\Gamma}}_i \tilde{\sigma}_{M_{i_{n-1}}} \Delta t) \quad (4.18)$$

mit

$$\Delta \tilde{\sigma}_{F_n} = \tilde{\mathbf{C}}_F \Delta \tilde{\epsilon}_n. \quad (4.19)$$

Dabei beschreibt Gleichung 4.19 das verallgemeinerte Hooksche Gesetz in der inkrementellen Form, mit

$$\tilde{\mathbf{C}}_F = \tilde{\mathbf{S}}_F^{-1} \quad (4.20)$$

der orthotropen Steifigkeitsmatrix. Der Index i zeigt den jeweiligen Pfad des generalisierten Maxwell-Modells an (siehe Abb. 4.49). Es ist anzumerken, dass der Tensor der Relaxationsmoduln $\tilde{\mathbf{S}}_{FD}^{-1}$ im Gegensatz zur elastischen Steifigkeitsmatrix $\tilde{\mathbf{C}}_F$ aufgrund der unsymmetrischen $\tilde{\mathbf{\Theta}}$ Matrix ebenfalls unsymmetrisch ist. Einen derart unsymmetrischer Tensor der Relaxationsmoduln wird auch von Kaliske [53] beschrieben.

Die richtungsabhängigen Steifigkeitsparameter der einzelnen Pfade des generalisierten Maxwell E_{F_l} , E_{M1_l} und E_{M2_l} (vgl. Abb. 4.49) sind experimentell schwierig zu bestimmen. Hierbei zeigt $l = 1..6$ die jeweilige richtungsabhängige Größe an (siehe auch 4.12). Im uniaxialen Zugversuch bspw. kann jedoch die aufsummierte Gesamtsteifigkeit aller Pfade

$$E_{Ges_i} = E_{F_l} + E_{M1_l} + E_{M2_l} \quad (4.21)$$

ermittelt werden. Aus diesem Grund sind E_{F_l} , E_{M1_l} und E_{M2_l} keine expliziten Parameter des Modells. Sie werden, wie auch von Vidal-Sallé und Chassagne [54] vorgeschlagen, durch die Einführung der Koeffizienten f_{F_l} , f_{M1_l} und f_{M2_l} implizit aus der Gesamtsteifigkeit abgeleitet. Dementsprechend ist

$$E_{F_l} = f_{F_l} E_{Ges_i}, \quad (4.22)$$

$$E_{M1_l} = f_{M1_l} E_{Ges_i}, \quad (4.23)$$

$$E_{M2_l} = f_{M2_l} E_{Ges_i}, \quad (4.24)$$

(jeweils ohne Summation über l) und es gilt

$$f_{M1_l} = f_{M2_l} = \frac{1}{2}(1 - f_{F_l}), \quad (4.25)$$

mit der notwendigen Bedingung

$$f_{F_l} \stackrel{!}{\leq} 1, 0. \quad (4.26)$$

4.4.3 Isochor-volumetrische Entkopplung

Abb. 4.50 zeigt den schematischen Ablauf der UMAT zur Berechnung des inkrementellen Spannungstensors aus dem von ABAQUS an die UMAT übergebenen inkrementellen Dehnungstensor. Wie in Abschnitt 4.3.2 gezeigt wurde, ist es bei orthotropen bzw. transversalisotropen Materialien erforderlich, den volumetrischen Anteil anhand der wirkenden uniaxialen Normaldehnungen zu bestimmen und nicht wie allgemein übliche anhand des resultierenden Dehnungstensors. Daher wird beim Aufruf der UMAT zunächst das lineare Gleichungssystem

$$\Delta\epsilon_1 = \Delta\epsilon_{11} - \nu_{21}\Delta\epsilon_{22} - \nu_{31}\Delta\epsilon_{33} \quad (4.27)$$

$$\Delta\epsilon_2 = \Delta\epsilon_{22} - \nu_{12}\Delta\epsilon_{11} - \nu_{32}\Delta\epsilon_{33} \quad (4.28)$$

$$\Delta\epsilon_3 = \Delta\epsilon_{33} - \nu_{13}\Delta\epsilon_{11} - \nu_{23}\Delta\epsilon_{22} \quad (4.29)$$

nach den uniaxialen inkrementellen Normaldehnungen $\Delta\epsilon_{11}$, $\Delta\epsilon_{22}$ und $\Delta\epsilon_{33}$ gelöst. Dabei sind $\Delta\epsilon_i$ ($i = 1..3$) die resultierenden inkrementellen Normaldehnungen. Sie entsprechen den Hauptdiagonaleinträgen des inkrementellen Dehnungstensors. Die richtungsabhängigen Querkontraktionszahlen sind durch ν_{ij} ($i, j = 1..3$) gegeben. Mit dem volumetrischen Anteil

$$\Delta\epsilon_{VOL} = (\Delta\epsilon_{11} + \Delta\epsilon_{22} + \Delta\epsilon_{33})/3 \quad (4.30)$$

der uniaxialen inkrementellen Normaldehnungen $\Delta\epsilon_{ii}$ werden die resultierenden volumetrischen Verzerrungen nach

$$\Delta\epsilon_{VOL_1} = \Delta\epsilon_{VOL} - \nu_{21}\Delta\epsilon_{VOL} - \nu_{31}\Delta\epsilon_{VOL} \quad (4.31)$$

$$\Delta\epsilon_{VOL_2} = \Delta\epsilon_{VOL} - \nu_{12}\Delta\epsilon_{VOL} - \nu_{32}\Delta\epsilon_{VOL} \quad (4.32)$$

$$\Delta\epsilon_{VOL_3} = \Delta\epsilon_{VOL} - \nu_{13}\Delta\epsilon_{VOL} - \nu_{23}\Delta\epsilon_{VOL} \quad (4.33)$$

bestimmt. Der isochore (deviatorische) Anteil des Verzerrungszustandes

$$\Delta\tilde{\epsilon}_{DEV} = \Delta\tilde{\epsilon} - \Delta\tilde{\epsilon}_{VOL} \quad (4.34)$$

wird, wie in Abb. 4.50 dargestellt, durch das viskoelastische generalisierte Maxwell-Modell gelöst und führt zum deviatorischen Anteil des inkrementellen Spannungstensors

$$\Delta\tilde{\sigma}_{DEV} = \Delta\tilde{\sigma}_{DEV_{M1}} + \Delta\tilde{\sigma}_{DEV_{M2}} + \Delta\tilde{\sigma}_{DEV_F}. \quad (4.35)$$

Der volumetrische Anteil wird hingegen rein elastisch gelöst und führt zum volumetrischen Anteil des inkrementellen Spannungstensors $\Delta\tilde{\sigma}_{VOL}$. Abschließend wird der inkrementelle Spannungstensor

$$\Delta\tilde{\sigma} = \Delta\tilde{\sigma}_{VOL} + \Delta\tilde{\sigma}_{DEV} \quad (4.36)$$

aus der Summe des volumetrischen und deviatorischen Anteils gebildet.

Die vorgestellte inkrementelle Formulierung der isochor-volumetrischen Entkopplung bedingt sich dabei aus der inkrementellen Berechnung der Spannungen. Die Entkopplung erfolgt daher für jedes Dehnungsinkrement unabhängig von den vorangegangenen Dehnungsinkrementen. Der zum aktuellen Zeitpunkt vorliegende absolute Verformungszustand bleibt dementsprechend unberücksichtigt. Dies führt dazu, dass die beschriebene Entkopplung nicht allgemein gültig ist, sondern voraussetzt, dass der mehrachsige Endverformungszustand eines Finiten-Elementes linear über der Zeit aufgeprägt wird.

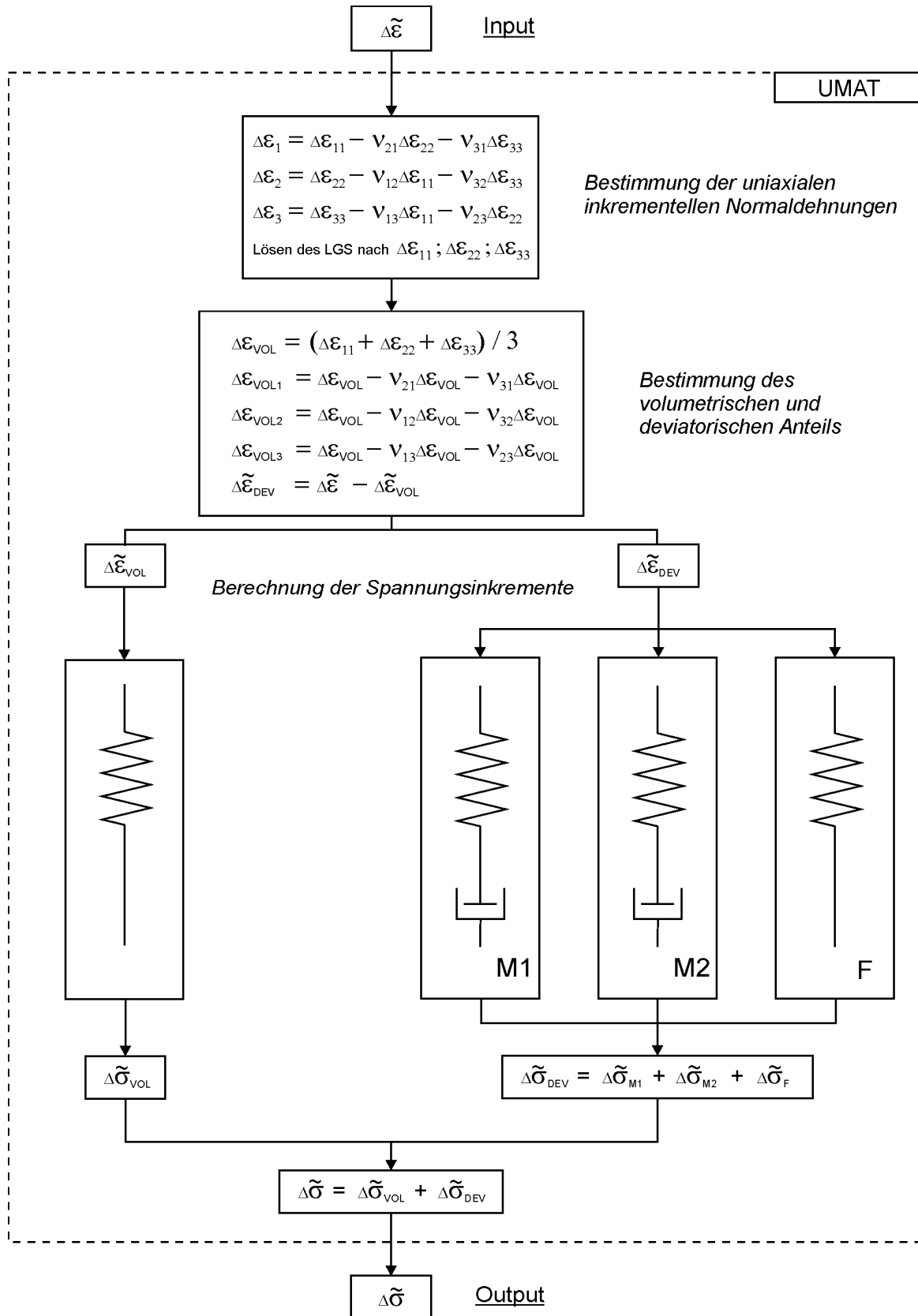


Abb. 4.50: Ablaufdiagramm der UMAT zur schematischen Darstellung der implementierten isochor-volumetrischen Entkopplung

4.4.4 Modellerweiterung für nichtlineare Viskoelastizität

Wie in Abschnitt 4.1.1.2 für die unverstärkte Matrix und in Abschnitt 4.1.2 für das PA6/CF-UD Material gezeigt wurde, steigt das Relaxationsverhalten der Materialien mit zunehmender Dehnung an. Die zeitabhängige Steifigkeit ist dementsprechend nicht wie bei linear viskoelastischem Verhalten konstant, sondern abhängig von der anliegenden Dehnung. Im Folgenden wird daher eine Modellerweiterung formuliert, die es ermöglicht das beschriebene nichtlinear viskoelastische Verhalten abzubilden.

Wie in Abschnitt 4.4.2 beschrieben, teilen sich die richtungsabhängigen Gesamtsteifigkeiten E_l des Modells über die Koeffizienten f_{F_l} , $f_{M_{1l}}$ und $f_{M_{2l}}$ in die Steifigkeiten der einzelnen Pfade des generalisierten Maxwell-Modells E_{F_l} , $E_{M_{1l}}$ und $E_{M_{2l}}$ auf. Zur Abbildung der nichtlinearen Viskoelastizität des GPA6/CF-UD Werkstoffs, werde die Koeffizienten f_{F_l} , $f_{M_{1l}}$ und $f_{M_{2l}}$ durch Funktionen in Abhängigkeit der Dehnung ϵ_l sowie des Formparameters α_l formuliert:

$$f_{F_l}(\epsilon_l, \alpha_l) = 1 - \Delta f_{F_l} (1 - \exp(-\alpha_l \epsilon_l)) \quad \text{mit} \quad \Delta f_{F_l} = 1 - f_{F_{\infty l}} \quad (\text{ohne Summation über } l). \quad (4.37)$$

Unter Verwendung von Gleichung 4.25 folgt

$$f_{M_{1l}}(\epsilon_l, \alpha_l) = f_{M_{2l}}(\epsilon_l, \alpha_l) = \frac{1}{2}(1 - f_{F_l}(\epsilon_l, \alpha_l)). \quad (4.38)$$

Der Verlauf von $f_{F_l}(\epsilon_l, \alpha_l)$ und $f_{M_l}(\epsilon_l, \alpha_l) = f_{M_{1l}}(\epsilon_l, \alpha_l) + f_{M_{2l}}(\epsilon_l, \alpha_l)$ über der Dehnung für ein konstantes α_l ist in Abb. 4.51 dargestellt. Der Parameter α_l beeinflusst den Kurvenverlauf basierend auf dem gewählten exponentiellen Sättigungsansatz. Mit steigendem α_l wird der Sättigungswert $f_{F_{\infty l}}$ bei geringerer Dehnung erreicht. Als Folge der nichtlinearen Modellerweiterung verhält sich das Modell mit steigender Dehnung zunehmend viskoelastisch.

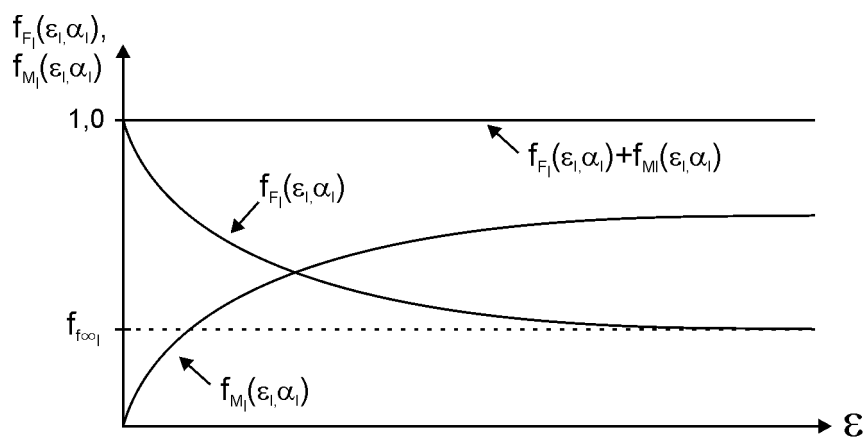


Abb. 4.51: Verlauf von f_{F_l} und f_{M_l} über der Dehnung für ein konstantes α_l

4.4.5 Zeitinkrementierung

Die inkrementelle Formulierung der Konstitutivgleichungen (siehe Abschnitt 4.4.2) führt durch den zentralen Differenzenquotienten (4.14 und 4.15) prinzipiell zu einem Fehler in der Berechnung der Spannungsinkremente. Durch die numerische Approximation der Gleichungen wird innerhalb eines Zeitinkrements eine stückweise lineare Änderung der Zustandsgrößen angenommen, die in Realität jedoch nichtlinear ist. Um den Fehler klein zu halten, müssen im Falle nichtlinearer Änderungen kleine Zeitinkremente verwendet werden. Dies führt jedoch in Verbindung mit vergleichsweise langen Versuchszeiten von Kriech-, bzw. Relaxationsversuchen zu hohen Rechenzeiten. Daher wurde ein Toleranzkriterium eingeführt (siehe Gleichung 4.39), das es ermöglicht auch bei Verwendung von automatischer Zeitinkrementierung den Fehler klein zu halten.

$$\|T_l\| \stackrel{!}{<} \psi_{Tol} \quad \text{mit} \quad T_l = \frac{(\Delta\sigma_{M1_l} + \Delta\sigma_{M2_l})}{(1 - f_{F_l}(\epsilon_l, \alpha_l))E_l} \quad (4.39)$$

Das Toleranzkriterium wertet für alle $l = 1..6$ jeweils die Änderung der aufsummierten Spannung beider Maxwell-Pfade (viskose Spannungen) innerhalb eines Inkrements aus und vergleicht sie mit dem benutzerdefinierten Toleranzwert ψ_{Tol} . Wird im aktuellen Zeitinkrement die Bedingung 4.39 für ein bestimmtes l verletzt, verwirft die UMAT das Zeitinkrement und bestimmt nach

$$\Delta t_{neu} = 0,75 \frac{\psi_{Tol}}{T_l} \Delta t \quad (4.40)$$

ein neues Inkrement. Treten während der Berechnung zwischenzeitlich keine großen Änderungen der viskosen Spannungen auf, wird durch dieses Vorgehen die Verwendung großer Zeitschritte ermöglicht und die Rechenzeit entsprechend reduziert.

Zur Untersuchung des Einflusses der zeitlichen Diskretisierung auf den berechneten Spannungsverlauf wurde am Ein-Element-Modell (siehe Abschnitt 3.3.1) eine Dehnung von 1% quer zur Faserrichtung (2-Richtung) innerhalb von 10s linear aufgeprägt und für die Dauer von 30000s konstant gehalten. Zunächst wurde der Einfluss ohne nichtlineare Modellerweiterung für ein konstantes f_{F_2} von 0,64 untersucht. In Abb. 4.52 gegenübergestellt sind die Verläufe der Spannung (S22) über der Versuchszeit für einen Toleranzwert von $1 \cdot 10^{-4}$ sowie einem hinreichend großen Toleranzwert, der keine Beeinflussung der Zeitinkrementierung bewirkt. Der Toleranzwert von $1 \cdot 10^{-4}$ bewirkt eine kleine Zeitinkrementierung während der Belastung und zu Beginn der Relaxationsphase, immer dann wenn die Änderung der Spannung innerhalb der Maxwell-Pfade entsprechend groß ist. Eine Abhängigkeit des Spannungsverlaufs von der Zeitinkrementierung ist nur im Anfangsbereich der Relaxationsphase erkennbar. Die Spannung am Ende der Belastung sowie im ausrelaxierten Zustand (für $t \mapsto \infty$) wird unabhängig von der Zeitinkrementierung gut abgebildet.

Durch die numerische Approximation der Maxwell-DGL (4.11) wird innerhalb eines Zeitinkrements eine stückweise lineare Änderung der Zustandsgrößen angenommen, die in Realität jedoch nichtlinear ist. Dies führt dazu, dass innerhalb eines Zeitinkrements fehlerbehaftete Spannungsinkremente in den Maxwell-Elementen berechnet werden. Bei der Modellierung von

linear viskoelastischem Verhalten werden im betrachteten Relaxationsversuch bspw. betragsmäßig zu kleine Spannungszinkremente berechnet. Die Spannungen in den Maxwell-Elementen relaxieren somit langsamer und konvergieren erst zu einem späteren Zeitpunkt gegen null, als dies bei der Verwendung kleiner Zeitschritte der Fall wäre. Die Spannungswerte für $t \mapsto \infty$ werden hingegen stets richtig abgebildet, da diese ausschließlich durch die elastische Feder des rheologischen Modells (vgl. Abb. 4.49) bestimmt werden und diese in ihrem Verhalten keine Abhängigkeit zur Zeitinkrementierung zeigt.

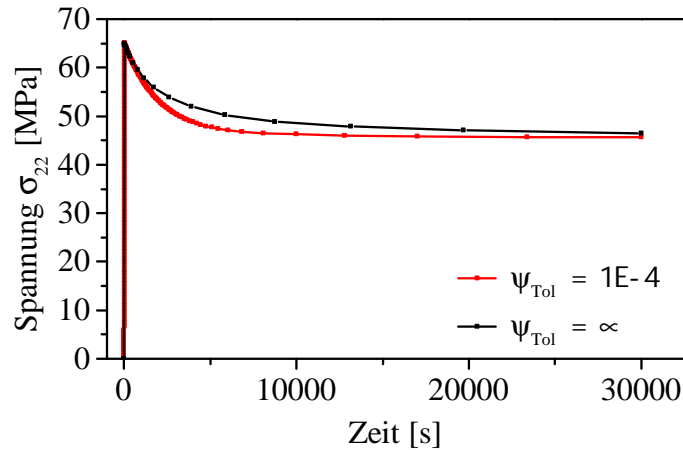


Abb. 4.52: Spannungs-Zeit-Verläufe für konstante f_{F_1} in Abhängigkeit der Zeitinkrementierung

Durch die Einführung der nichtlinearen Modellerweiterung wird die Abhängigkeit des Spannungsverlaufs von der Zeitinkrementgröße zusätzlich verstärkt. Abb. 4.53 zeigt den Verlauf der Spannung über der Zeit für ein variables, gemäß Gleichung (4.37) vom aktuellen Dehnungszustand abhängiges, f_{F_2} . Auch hier wird die Spannung am Ende der Belastung unabhängig von der Zeitinkrementierung gut abgebildet. Während der Relaxationsphase nimmt die Abweichung zwischen den Kurven mit voranschreitender Versuchszeit jedoch deutlich zu. Die Spannung im ausrelaxierten Zustand zeigt hier eine starke Abhängigkeit von der Zeitinkrementierung.

Bei der Modellierung nichtlinear viskoelastischen Verhaltens sind dementsprechend neben der Relaxationsgeschwindigkeit auch die Spannungswerte für $t \mapsto \infty$ abhängig von der Zeitinkrementierung. Die Formulierung zur Abbildung des nichtlinear viskoelastischen Verhaltens (siehe Abschnitt 4.4.4) beruht darauf, dass das Modell mit steigender Dehnung zunehmend viskos und weniger elastisch wird. Dementsprechend nimmt mit zunehmender Dehnung die Steifigkeit der elastischen Feder gemäß dem in Abb. 4.51 dargestellten Zusammenhang ab, während die Steifigkeiten der Maxwell-Elemente zunehmen. Vorausgesetzt ist hierbei, dass die Gesamtsteifigkeit des Systems konstant bleibt. Tritt innerhalb eines Zeitinkrementes eine Dehnungsänderung auf, ändert sich somit die Verteilung der Steifigkeiten im des Modells. Innerhalb eines Zeitinkrementes wird diese kontinuierliche, nichtlineare Änderung jedoch nicht berücksichtigt sondern als konstant angenommen. Für die Berechnung der Spannungszinkremente werden die Steifigkeitswerte am Ende des Inkrementes verwendet. Bei dem in Abb. 4.53 dargestellten Verlauf für $\Psi_{Tol} = \infty$ wurde die vollständige Dehnung von 1% innerhalb von einem Zeitschritt aufgeprägt. Die auftretende Änderung der Steifigkeitsverteilung im Modell ist daher vergleichsweise groß und führt dementsprechend zu einem großen Fehler bei der Beschreibung der Spannungswerte im ausrelaxierten Zustand ($t \mapsto \infty$).

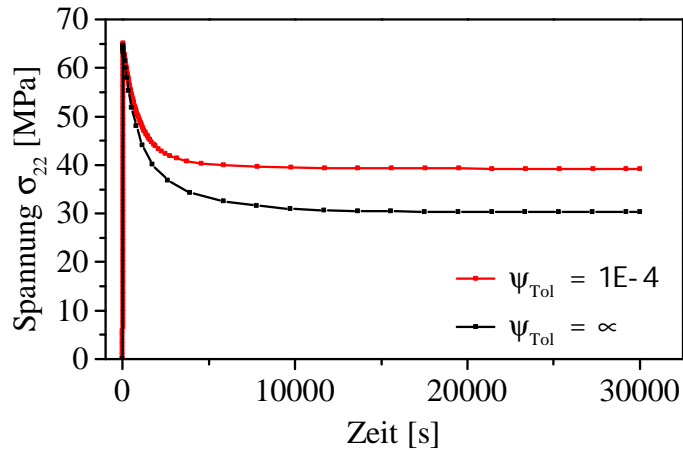


Abb. 4.53: Spannungs-Zeit-Verläufe für variable f_{F_i} in Abhängigkeit der Zeitinkrementierung

4.4.6 Identifikation der Modellparameter

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Parameteridentifikation vorgestellt. Dargestellt ist jeweils der Vergleich des homogenisierten Materialmodells (UMAT) mit dem unidirektionalen Mikromodell (RVE). Dabei dienen die Kurven des RVE als Versuchsdatenbasis für die Parameteridentifikation. Die Kurven der UMAT wurden basierend auf dem identifizierten Parametersatz generiert, der Tabelle 4.13 zu entnehmen ist.

Tab. 4.13: Identifizierter Parametersatz

E_1	E_2	E_3	G_{12}	G_{13}	G_{23}
121513,21	6067,40	6067,40	2210,30	2210,30	2164,00
ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}	ψ_{Tol}		
0,240	0,240	0,401	0,0001		
τ_{11}	τ_{12}	τ_{13}	τ_{14}	τ_{15}	τ_{16}
200,00	223,16	223,16	150,00	150,00	100,00
τ_{21}	τ_{22}	τ_{23}	τ_{24}	τ_{25}	τ_{26}
400,00	1689,40	1689,40	1500,00	1500,00	2000,00
f_{F_1}	f_{F_2}	f_{F_3}	f_{F_4}	f_{F_5}	f_{F_6}
0,99	0,54	0,54	0,23	0,23	0,30
α_1	α_2	α_3	α_4	α_5	α_6
400,00	977,37	977,37	18,62	18,62	61,04

Abb. 4.54 zeigt den Verlauf der Spannung über der Versuchszeit des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung (links) und den Dehnungs-Zeit-Verlauf des Kriechversuchs mit inkrementeller Be- und Entlastung (rechts). Abb. 4.55 und Abb. 4.56 zeigen die Kurven der entsprechenden Versuche für Schubbelastung in der 12- bzw. 23-Ebene.

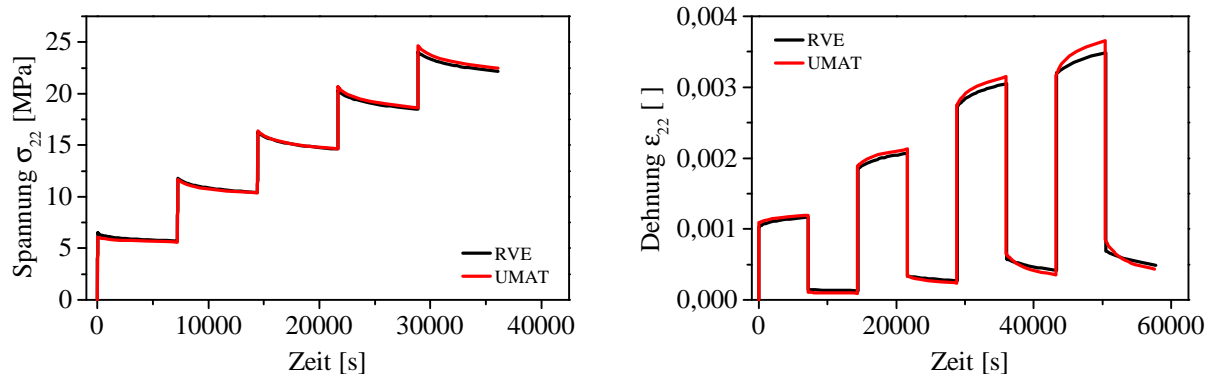


Abb. 4.54: Spannungs-Zeit-Verläufe des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung (links) und Dehnungs-Zeit-Verläufe des Kriechversuchs mit inkrementeller Be- und Entlastung (rechts) quer zur Faserrichtung

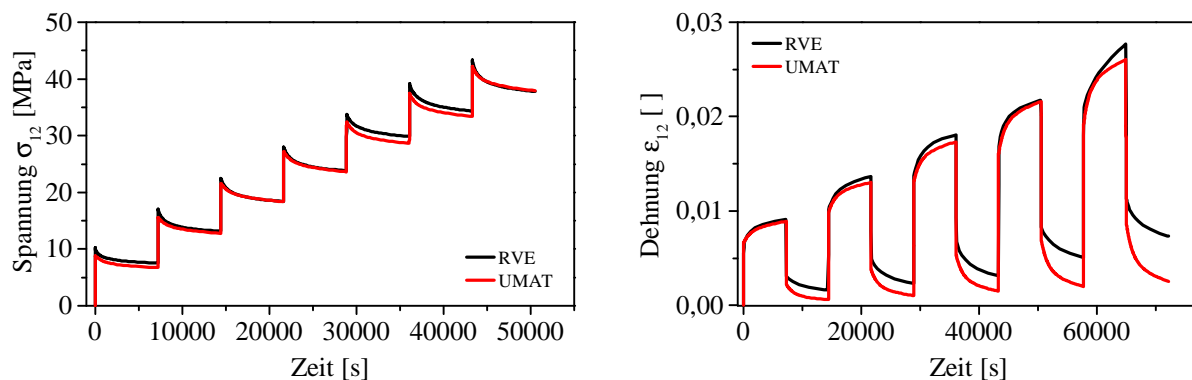


Abb. 4.55: Spannungs-Zeit-Verläufe des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung (links) und Dehnungs-Zeit-Verläufe des Kriechversuchs mit inkrementeller Be- und Entlastung (rechts) unter Schubbelastung in der 12-Ebene

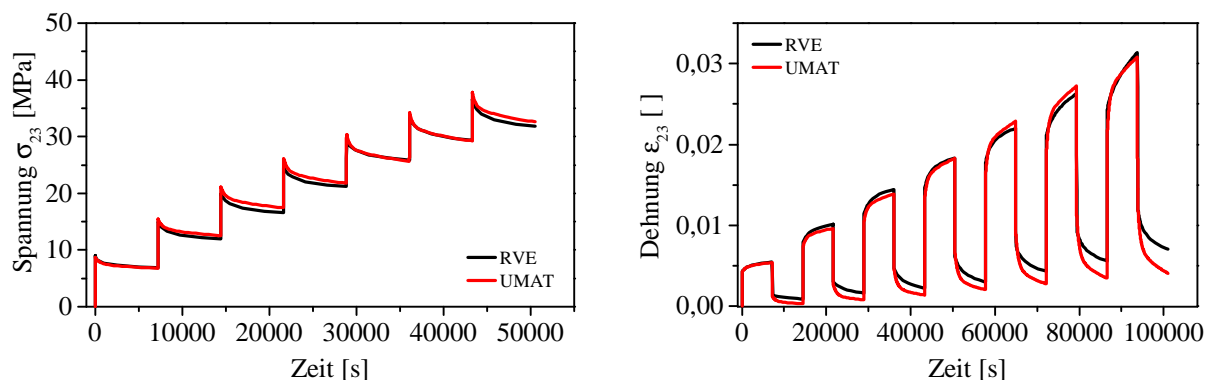


Abb. 4.56: Spannungs-Zeit-Verläufe des Relaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung (links) und Dehnungs-Zeit-Verläufe des Kriechversuchs mit inkrementeller Be- und Entlastung (rechts) unter Schubbelastung in der 23-Ebene

Die dargestellten Kurven von UMAT und RVE zeigen insgesamt eine gute Übereinstimmung. Lediglich bei den Schubversuchen in der 12- bzw. 23-Ebene ist eine Abweichung der Dehnungs-Zeit-Verläufe während der Entlastungsphasen erkennbar. Verglichen mit den Versuchen quer zur Faserrichtung treten bei den Schubversuchen größere plastische Deformationen auf (siehe auch Abschnitt 4.3.4.2 und 4.3.4.3). Diese werden von der rein nichtlinear viskoelastisch formulierten UMAT jedoch nicht berücksichtigt. Es ist daher davon auszugehen, dass plastische Deformationen als Grund für die Abweichung während der Entlastungsphasen herangezogen werden können.

Die Versuche in Faserrichtung (1-Richtung) waren nicht Gegenstand der Parameteridentifikation. Die auftretenden viskoelastischen Effekte in dieser Materialrichtung sind vernachlässigbar. Zur Abbildung des Deformationsverhaltens in Faserrichtung sind daher die elastischen Steifigkeitsparameter ausreichend. Diese wurden bereits im Rahmen der numerischen Homogenisierung am RVE ermittelt (siehe Tab. 4.9). Auch die Querkontraktionszahlen wurden nicht im Rahmen der Parameteridentifikation ermittelt sondern durch numerischen Homogenisierung am RVE bestimmt. Aufgrund der Versuchsführung mit uniaxialer Belastung zeigen die betrachteten Spannungs-Zeit-Kurven keine Sensitivität bezüglich der Querkontraktionszahlen.

4.4.7 Validierung am Ein-Element-Modell

Zur Validierung der UMAT wurde das zeitabhängige Querdehnverhalten sowie der Einfluss volumetrischer Deformationsanteile am Ein-Element-Modell untersucht und mit den Ergebnissen des RVE abgeglichen (siehe auch Abschnitt 4.3). Die Versuchsführung am Ein-Element-Modell entspricht der in Abschnitt 3.5.7.1 beschriebenen Versuchsführung am RVE.

Abb. 4.57 zeigt die Verläufe der Querkontraktionszahlen ν_{12} und ν_{23} (links) und ν_{21} (rechts) über der Zeit. Die qualitative Entwicklung der Querkontraktionszahl über der Versuchszeit wird durch die UMAT richtig abgebildet. Der Verlauf von ν_{12} wird auch quantitativ gut abgebildet, während die Verläufe von ν_{23} und ν_{21} zu Beginn übereinstimmen, mit zunehmender Versuchszeit aber zunehmend voneinander abweichen.

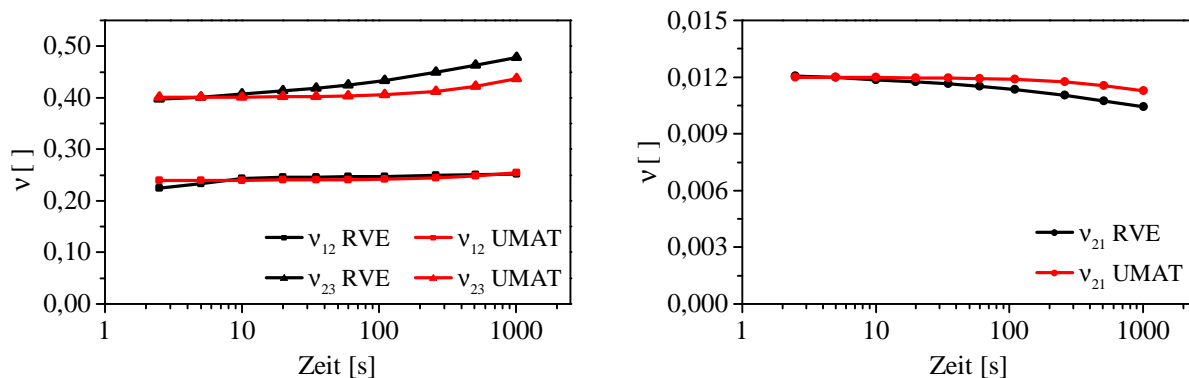


Abb. 4.57: Verläufe der Querkontraktionszahlen ν_{12} und ν_{23} (links) und ν_{21} (rechts) über der Zeit von UMAT und RVE

Neben dem zeitabhängigen Querdehnverhalten wurde zudem der Einfluss volumetrischer Deformationsanteile untersucht und den Ergebnissen des RVE gegenübergestellt. Die Versuche wurden wie in Abschnitt 3.5.7.2 beschrieben durchgeführt. Allerdings wurden die Deformationszustände angepasst, so dass die uniaxiale Dehnung quer zur Faserrichtung 0,5 % entspricht.

Im Rahmen der Identifikation der Modellparameter wurden die Parameter in Querrichtung über den Deformationsbereich bis 0,5% Maximaldehnung angepasst. Für darüber hinaus gehende Deformationen ist der identifizierte Parametersatz streng genommen nicht gültig.

Die angepassten Deformationszustände sind durch die Gleichungen

$$\tilde{\epsilon}_{Vol 1'} = \begin{bmatrix} 0.002391 & 0 & 0 \\ 0 & 0.002391 & 0 \\ 0 & 0 & 0.002391 \end{bmatrix}, \quad (4.41)$$

$$\tilde{\epsilon}_{Vol 2'} = \begin{bmatrix} 0.004877 & 0 & 0 \\ 0 & 0.001795 & 0 \\ 0 & 0 & 0.001795 \end{bmatrix} \quad (4.42)$$

und

$$\tilde{\epsilon}_{Vol 3'} = \begin{bmatrix} -0.0000615 & 0 & 0 \\ 0 & 0.005 & 0 \\ 0 & 0 & -0.002005 \end{bmatrix} \quad (4.43)$$

gegeben. Die korrespondierenden Verläufe der Spannung σ_{22} von UMAT und RVE sind in den Abbildungen 4.58 und 4.59 dargestellt. Wie das RVE zeigt auch die UMAT für den Deformationszustand *Vol 1'* eine geringe Spannungsrelaxation, während *Vol 2'* zu rein elastischem Verhalten führt. Im Falle der uniaxialen Deformation *Vol 3'* zeigt die UMAT zunächst ein verzögertes Relaxationsverhalten, für hinreichend große Versuchszeiten wird der Kurvenverlauf des RVE durch die UMAT jedoch gut abgebildet.

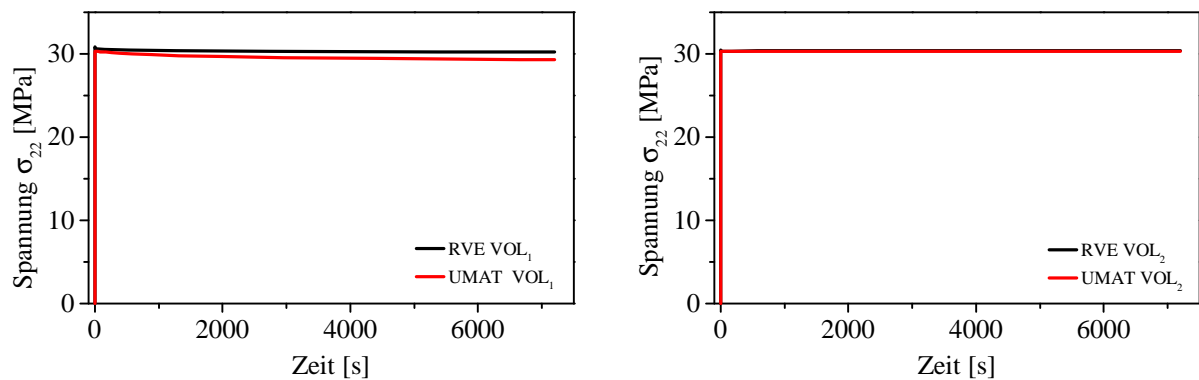


Abb. 4.58: Verläufe der Spannung σ_{22} über der Versuchszeit für die Deformationszustände *Vol 1'* (links) und *Vol 2'* (rechts) von UMAT und RVE

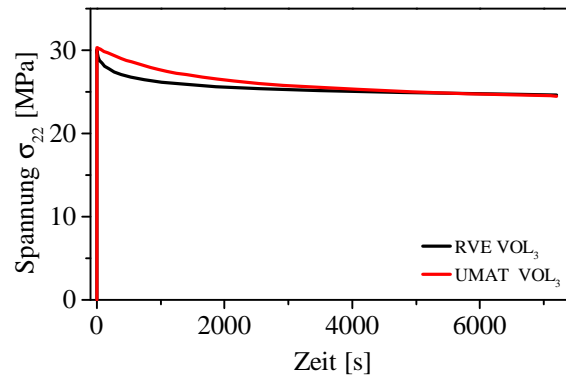


Abb. 4.59: Verläufe der Spannung σ_{22} über der Versuchszeit für den Deformationszustand $Vol\ 3'$ von UMAT und RVE

4.4.8 Validierung im Probenmaßstab anhand virtueller Kurzbiegeversuche

Zur weiteren Validierung des homogenisierten Materialmodells wurde die UMAT auf einen virtuellen Kurzbiegeversuch eines 2 mm UD-Laminats in Faserrichtung angewendet. Die Probenabmessung und die Versuchsführung wurden dabei in Anlehnung an den ILSS-Versuch gewählt und sind in Abschnitt 3.7 beschrieben. Die Verschiebung der Druckfinne von 0,25 mm wurde über einen Zeitraum von einer Sekunde linear aufgeprägt. Anschließend wurde die Verschiebung für die Dauer von 2 h konstant gehalten. Das Ziel war es hierbei, das Materialmodell anhand eines komplexeren FE-Modells mit variierenden Belastungszuständen hinsichtlich der Plausibilität der Ergebnisse und der Stabilität der Berechnung zu bewerten. Dementsprechend wurde der Kurzbiegeversuch ausgewählt, da hier neben einer inhomogenen Spannungsverteilung über den Querschnitt zudem ein kombinierter Belastungszustand aus Normalspannungen und transversalen Schubspannungen vorliegt.

Der Verlauf des Biegemoduls über die Versuchszeit ist in Abb. 4.60 dargestellt. Mit voranschreitender Versuchszeit nimmt der Biegemodul kontinuierlich ab.

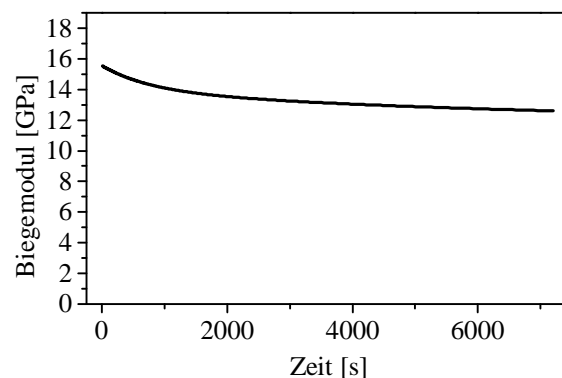


Abb. 4.60: Verlauf des Biegemoduls über der Versuchszeit

Wie in Abschnitt 4.3.4 gezeigt wurde, sind in Faserrichtung keine Relaxationseffekte zu erwarten. Daher ist davon auszugehen, dass die induzierten Normaldehnungen in Faserrichtung keine Relaxationseffekte hervorrufen und entsprechend die transversalen Schubbelastungsanteile zum beobachteten Relaxationsverhalten führen. Daher wurden neben dem Verlauf des Biegemoduls über der Versuchszeit (siehe Abb. 4.60) die Normalspannungen σ_{11} und -dehnungen ϵ_{11} in Faserrichtung (S11, LE11) und die transversalen Schubspannungen σ_{13} und -dehnungen ϵ_{13} (S13, LE13) anhand von Pfaden entlang der Probendicke ausgewertet (siehe Abb. 4.61 und 4.62).

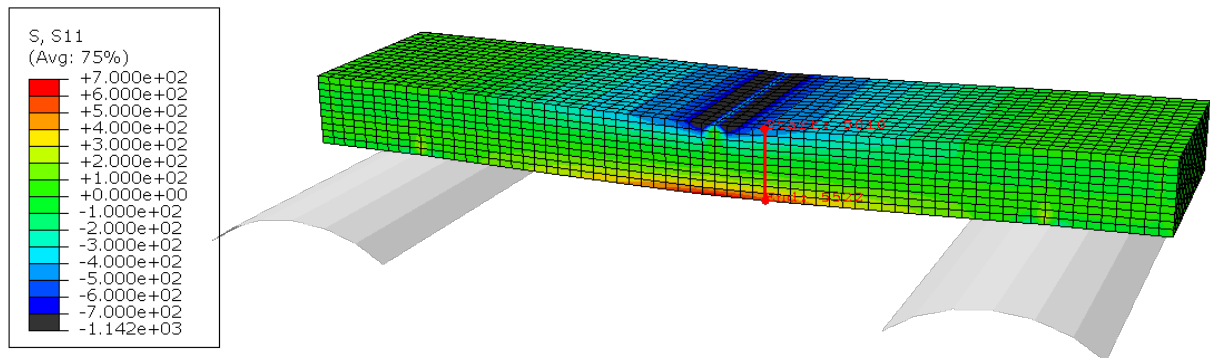


Abb. 4.61: Konturplots der Spannung σ_{11} in Faserrichtung (S11)

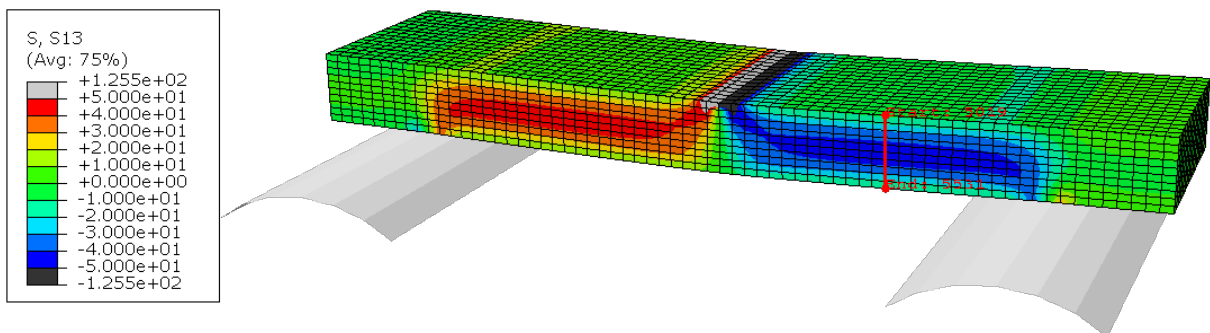


Abb. 4.62: Konturplots der transversalen Schubspannung σ_{13} (S13)

Abb. 4.63 zeigt den Verlauf der Spannung und der Dehnung über der Probenhöhe, jeweils am Ende der Belastung, nach 10s und am Ende des Versuchs, nach 7210s. Neben der Spannung in Faserrichtung nimmt auch die Dehnung in entsprechendem Maße ab, so dass von einer rein elastischen Entspannung in Faserrichtung ausgegangen werden kann.

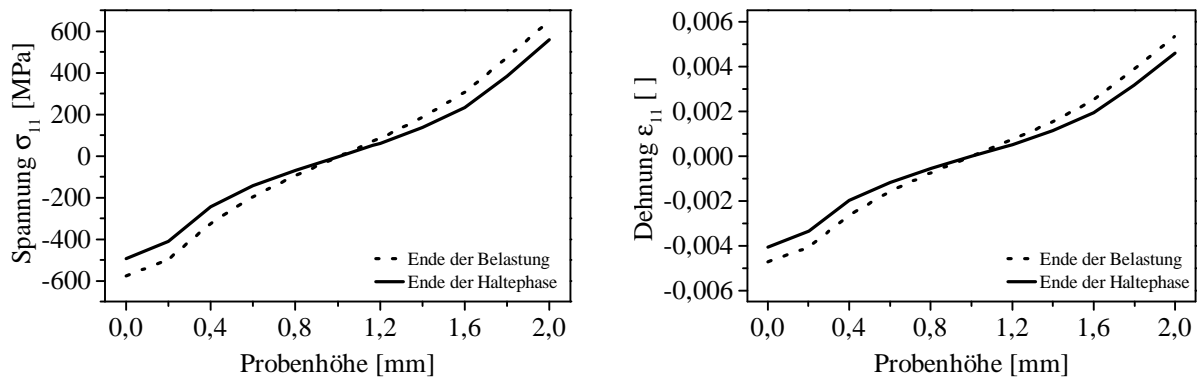


Abb. 4.63: Verläufe der Spannung σ_{11} (links) und der Dehnung ϵ_{11} (rechts) entlang des in Abb. 4.61 dargestellten Pfades

Abb. 4.64 zeigt den Verlauf der transversalen Schubspannung und der korrespondierenden Schubdehnung über der Probenhöhe, jeweils am Ende der Belastung, nach 10 s und am Ende des Versuchs, nach 7210 s. Auch hier nimmt das Spannungsniveau mit zunehmender Versuchszeit ab, allerdings nimmt die transversale Schubdehnung gleichzeitig zu. Dementsprechend nimmt die transversale Schubsteifigkeit des UD-Laminats relaxationsbedingt mit zunehmender Versuchszeit ab und führt im Laufe des Versuchs zu einer Änderung des Gleichgewichtsdeformationszustands, der die beobachtete Abnahme des Biegemoduls begründet.

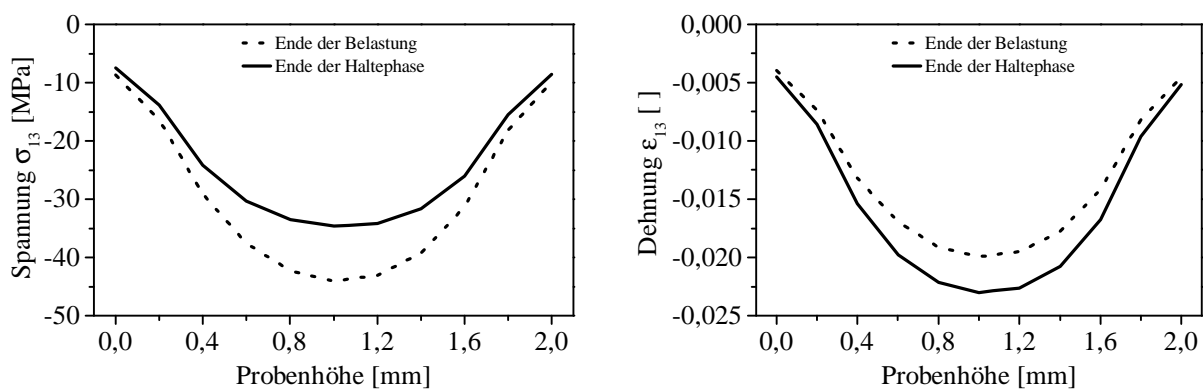


Abb. 4.64: Verläufe der Spannung σ_{13} (links) und der Dehnung ϵ_{13} (rechts) entlang des in Abb. 4.62 dargestellten Pfades

4.4.9 Diskussion und Fazit

Wie bereits in Abschnitt 4.3.5 diskutiert wurde, können plastische Deformationen im betrachteten Deformationsbereich unabhängig von der Belastungsrichtung vernachlässigt werden. Dementsprechend wurde zur homogenisierten Beschreibung des makroskopischen Deformationsverhaltens des thermoplastischen UD-Verbundes ein dreidimensionales, orthotrop viskoelastisches Modell formuliert. Um das mit steigender Dehnung zunehmend viskose Verhalten des untersuchten Materials abzubilden, wurde ein richtungsabhängiger, nichtlinear viskoelastischer Ansatz in Abhängigkeit der Dehnung implementiert.

Hinsichtlich seines grundlegenden Aufbaus entspricht das Modell einem sogenannten generalisierten Maxwell-Modell, auch bekannt als Wiechert-Modell, mit einem Feder-Element und zwei Feder-Dämpfer-Elementen (Maxwell-Elemente). Im Hinblick auf die Beschreibung von isotropem viskoelastischen Verhalten finden sich in der Literatur häufig generalisierte Maxwell-Modelle mit einer deutlich größeren Anzahl an Feder-Dämpfer-Elementen. Dabei gilt, je mehr Feder-Dämpfer-Elemente, desto genauer kann das gesamte Relaxationsspektrum eines Materials im Zeitraum von wenigen Sekunden bis zu mehreren Jahren abgebildet werden. Bei der hier betrachteten dreidimensionalen, orthotropen Formulierung bringt aber jedes einzelne Feder-Dämpfer-Element bereits eine Vielzahl an zu identifizierenden Parametern mit sich. Die Anzahl an unabhängigen Parametern steigt somit mit zunehmender Anzahl an Feder-Dämpfer-Elementen extrem an, was das Modell in der praktischen Anwendung entsprechend unhandlich macht. Zudem sind nach Zienkiewicz et al. [56] in der praktischen Anwendung selten mehr als zwei Feder-Dämpfer-Elemente notwendig.

Zur numerischen Beschreibung des Kriech- und Relaxationsverhaltens der betrachteten Werkstoffe wurde die Konstitutivgleichungen der einzelnen Elemente in eine inkrementelle, numerisch lösbare Form überführt. Für die Differentialgleichung, die das Verhalten der orthotropen Maxwell-Elemente in Abhängigkeit der Dehnrate, der Spannungsänderungsrate und der momentanen Spannung beschreibt wurde der zentrale Differenzenquotient verwendet, um die numerisch lösbare Form zu erhalten. Durch die numerische Approximation der Differentialgleichung wird innerhalb eines Zeitinkrementes eine stückweise lineare Änderung der Spannung angenommen, die in Realität jedoch nichtlinear ist. Um den dadurch entstehenden Fehler klein zu halten müssen im Falle hinreichend großer nichtlinearer Änderungen kleine Zeitinkremente verwendet werden. Auch Zocher et al. [51] beschreiben diesen approximationsbedingten Fehler und schlagen die Verwendung kleiner Zeitinkremente vor. Dies führt jedoch in Verbindung mit vergleichsweise langen Versuchszeiten von Kriech-, bzw. Relaxationsversuchen zu hohen Rechenzeiten. Daher wurde ein Toleranzkriterium eingeführt (siehe Gleichung 4.39), das es ermöglicht die Zeitinkrementierung in der FE-Software ABAQUS so zu steuern, dass auch bei Verwendung von automatischer Zeitinkrementierung der Fehler klein bleibt.

Um den in Abschnitt 4.3.2 beschriebenen Einfluss volumetrischer Deformationsanteile auf das makroskopische Verformungsverhalten des UD-Verbundes auch homogenisiert abzubilden, wurde im Modell eine isochor-volumetrische Entkopplung umgesetzt. Dabei wurde berücksichtigt, dass zur Bestimmung des volumetrischen Anteil zunächst eine Zerlegung des Deformationszustandes in seine uniaxialen Normaldehnungen durchzuführen ist (vgl. Abschnitt 4.3.2 und 4.4.3). Dadurch wurde erreicht, dass die mit zunehmend volumetrischem Deformationsanteil abnehmende Viskoelastizität des Materials gut abgebildet wird. Weiterhin führt die elastische Beschreibung des volumetrischen Deformationsanteils und die viskoelastische Beschreibung des deviatorischen Anteils dazu, dass die Zeitabhängigkeiten der richtungsabhängigen Quer-

kontraktionszahlen korrekt abgebildet werden. Bei Vernachlässigung der isochor-volumetrische Entkopplung sind die Querkontraktionszahlen zeitunabhängig. Eine derartige Entkopplung von elastisch und viskoelastischem Verhalten, basierend auf den volumetrischen bzw. deviatorischen Deformationsanteilen, wird in den im Stand der Forschung angeführten Arbeiten zur Beschreibung von anisotropem viskoelastischen Verhalten mehrheitlich nicht erwähnt (siehe Abschnitt 2.3). Weiterhin werden auch keine Hinweise zur Abbildung des zeitabhängigen Querdehnverhaltens gegeben. Einzig Kaliske [53] weist auf die Notwendigkeit zur Entkopplung von volumetrischen und deviatorischen Anteile hin und formuliert die viskoelastischen Konstitutivgleichungen basierend auf dem deviatorischen Deformationsanteil. Allerdings wird die Abbildung des zeitabhängigen Querdehnverhaltens auch von Kaliske nicht erwähnt.

Die Parameter des homogenisierten Materialmodells wurden anhand der Relaxationsversuche mit inkrementeller Belastung und der Kriechversuche mit inkrementeller Be- und Entlastung am RVE mit 50% Faservolumengehalt ermittelt. Dabei zeigt das im Rahmen dieser Arbeit formulierte Modell eine hohe Prognosegüte für das richtungs- und zeitabhängige Deformationsverhalten des thermoplastischen UD-Verbundes (siehe Abschnitt 4.4.6). Durch die Implementierung des zuvor beschriebenen nichtlinear viskoelastischen Ansatz wird das mit steigender Dehnung zunehmend viskoelastische Verhalten des Materials sehr gut wiedergegeben. Einzig bei den Kriechversuchen unter Schubbelastung in der 23- und insbesondere der 12-Ebene zeigt sich eine vergleichsweise große Kurvenabweichung während der Entlastungsphasen. Wie in Abschnitt 4.3.4.3 beschrieben, treten im UD-Material im betrachteten Deformationsbereich unter Schubbelastungen plastische Deformationen in der Matrix auf. Diese werden durch das hier formulierte makroskopische Modell jedoch nicht abgebildet. Dementsprechend wird die beobachtete Kurvenabweichung auf plastische Deformationen im UD-Material zurückgeführt.

Zur Validierung des Modells wurde ein Relaxationsversuch an einer virtuellen Couponproben unter Kurzbiegebelastung in Faserrichtung durchgeführt. Die Versuchsdurchführung wurde an Versuche zur Bestimmung der intralaminaren Schubfestigkeit (ILSS) angelehnt. Diese Versuchsführung wurde gewählt, da durch die Kurzbiegebelastung eine kombinierte Belastung aus Normalspannungen und transversaler Schubspannung entsteht. Dadurch konnte nachgewiesen werden, dass das Modell physikalisch plausibles Verhalten zeigt und zudem auch bei Anwendung auf komplexere Modelle stabiles Berechnungsverhalten zeigt. Es konnte gezeigt werden, dass der Biegemodul der Couponprobe ein signifikant zeitabhängiges Verhalten aufweist, obwohl die resultierenden Normaldehnungen der Biegebelastung vollständig durch die unidirektionalen Fasern abgestützt werden. Die transversalen Schubdehnungen hingegen werden hauptsächlich über die thermoplastische Matrix übertragen. Dadurch nimmt die transversale Schubsteifigkeit relaxationsbedingt mit zunehmender Versuchszeit deutlich ab. Als Folge entsteht eine Umverteilung der Deformationsanteile innerhalb der Couponprobe, die das globale Relaxationsverhalten des Biegemoduls begründet (siehe Abschnitt 4.4.8).

4.5 Mesomodellierung des GPA6/CF-Körpergewebes

4.5.1 Ermittlung der zeitabhängigen Steifigkeitskennwerte

Tab. 4.14 zeigt den elastischen Kennwertsatz des Körper-Mesomodells in Abhängigkeit der Versuchszeit und der Stapelfolge. Neben den Kennwerten für Zugbelastung (Index Z) sind zusätzlich die Normalsteifigkeiten unter Druckbelastung (Index D) angegeben. Da es sich um ein balanciertes Gewebe handelt gilt $E_1 = E_2$.

Tab. 4.14: Steifigkeitskennwerte des Mesomodells in Abhängigkeit der Versuchszeit für inphasige und gegenphasige Stapelfolge in transversaler Richtung (vgl. Abb. 2.5)

t [s]	inphasig				gegenphasig			
	E_{1Z}, E_{2Z} [MPa]	E_{1D}, E_{2D} [MPa]	ν_{12Z} []	G_{12Z} [MPa]	E_{1Z}, E_{2Z} [MPa]	E_{1D}, E_{2D} [MPa]	ν_{12Z} []	G_{12Z} [MPa]
10	40866,7	26162,0	0,271	2175,3	54547,2	54464,0	0,0250	2178,8
100	40571,4	25506,9	0,273	2066,0	54363,7	54254,8	0,0248	2070,4
1000	39587,0	23616,1	0,282	1768,8	53788,2	53638,9	0,0236	1772,4
10000	37926,2	20579,7	0,297	1435,3	52806,2	52588,0	0,0216	1437,6

Es zeigt sich, dass die Stapelfolge einen deutlichen Einfluss auf die Normalsteifigkeiten und die Querkontraktionszahl hat. Bei inphasiger Stapelfolge sind die Normalsteifigkeiten E_1 und E_2 signifikant kleiner als bei spiegelsymmetrischer Stapelfolge. Dahingegen ist die Querkontraktionszahl etwa um eine Größenordnung größer. Zudem zeigt sich eine starke Zug/Druck-Asymmetrie von E_1 und E_2 . Bei gegenphasiger Stapelfolge hingegen liegt keine erkennbare Zug/Druck-Asymmetrie vor.

Das Mesomodell mit gegenphasiger Stapelfolge zeigt im Vergleich eine deutlich geringere Neigung zur Spannungsrelaxation. Dementsprechend nehmen E_1 und E_2 mit zunehmender Versuchszeit vergleichsweise moderat ab. Bei balancierten Gewebestrukturen sind mit der umgebenden unverstärkten Matrix sowie den Rovings quer zur Belastungsrichtung große Anteile an Werkstoffvolumen vorhanden, die unter der vorgegebenen Belastung deutliche Relaxationsneigung zeigen. Im Verbund ist der Anteil der Materialsteifigkeit dieser Konstituenten an der Gesamtsteifigkeit nicht zu vernachlässigen. Dementsprechend zeigt sich deren Relaxationsneigung auch in der Gesamtsteifigkeit des Verbundes. Bei inphasiger Stapelfolge werden die imprägnierten Rovings aufgrund der Deformation in transversale Richtung verstärkt inhomogen auf Biegung belastet. Dies begründet zum einen das geringere makroskopische Normalsteifigkeitsniveau und führt zum anderen, wie in Abschnitt 4.4.8 anhand des virtuellen Kurzbiegeversuchs gezeigt, zu verstärkter Relaxationsneigung.

Zur besseren Vergleichbarkeit des Relaxationsverhaltens der unterschiedlichen untersuchten Konfigurationen sind die zeitabhängigen Steifigkeitskennwerte in Abb. 4.65 normiert über der Versuchszeit dargestellt. Hierbei wurden die Steifigkeiten jeweils auf ihren Wert bei einer Versuchszeit von 10 s bezogen.

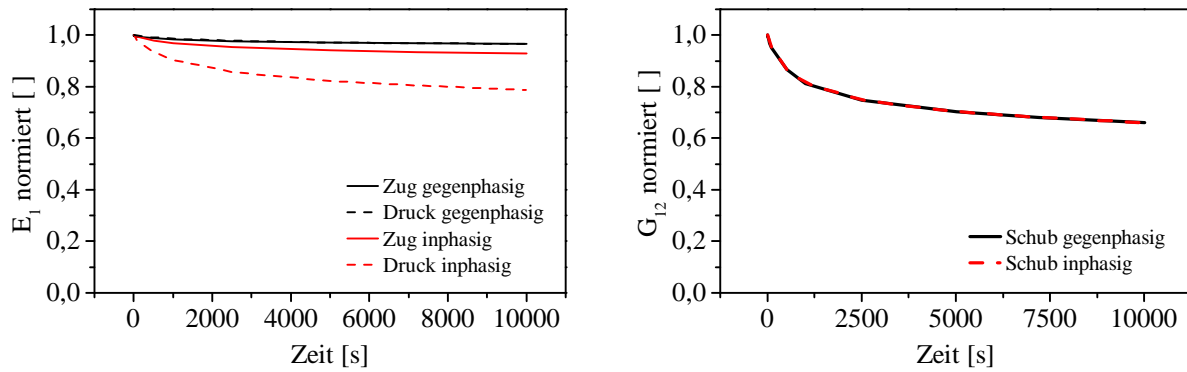


Abb. 4.65: Verläufe der normierten Materialsteifigkeit E_1 (links) und G_{12} (rechts) über der Versuchszeit

In Übereinstimmung mit den Untersuchungen zum Einfluss von Ondulationen auf die Relaxationsneigung in Abschnitt 4.3.3, zeigt das Mesomodell mit periodischer Stapelfolge unter Druckbelastung eine deutlich verstärkte Relaxationsneigung. Mit steigender Drucklast prägen sich die Ondulationen stetig stärker aus, was eine stetige Abnahme der Normalsteifigkeit mit sich bringt und Spannungsrelaxationen begünstigt (siehe auch Abschnitt 4.3.3). Für Gewebelaminat mit inphasiger Stapelfolge besteht daher unter Druck verstärkt die Gefahr des zeitverzögerten Versagens aufgrund von Kriechdeformationen. Unter Schubbelastung zeigt sich erwartungsgemäß aufgrund des stark matrixdominierten Verhaltens eine hohe Relaxationsneigung. Hierbei ist jedoch kein Einfluss der Stapelfolge erkennbar (siehe Abb. 4.65).

4.5.2 Einfluss biaxialer Belastung

Zur Ermittlung des Einflusses biaxialer Belastungen auf das zeitabhängige Deformationsverhalten des GPA6/CF-Körper Verbundes wurden die in Abschnitt 3.6.4.2 vorgestellten Dehnungskombinationen am RVE aufgeprägt. Die resultierenden Verläufe der normierten Spannung über der Versuchszeit sind in Abb. 4.66 dargestellt.

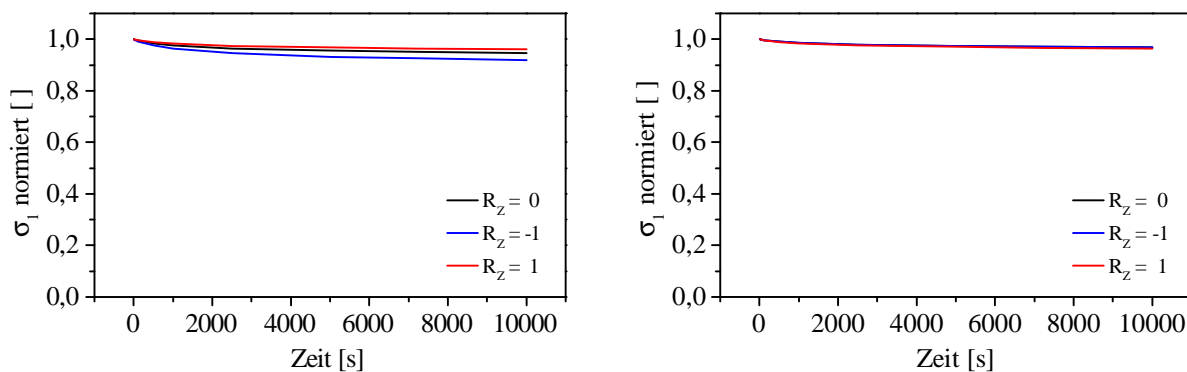


Abb. 4.66: Verläufe der normierten Spannung S_{11} über der Versuchszeit für inphasige (links) und gegenphasige Stapelfolge (rechts)

Für die inphasige Stapelfolge ist eine leichte Abhängigkeit der Relaxationsneigung zum Überlagerungsverhältnis R erkennbar. Bei äquibiaxialer Belastung ($R = 1$) ist die Relaxationsneigung geringer als bei uniaxialer Belastung ($R = 0$). Bei entgegengerichtet äquibiaxialer Belastung ($R = -1$) zeigt sich im Vergleich die größte Relaxationsneigung. Für die gegenphasige Stapelfolge ist hingegen kein nennenswerter Einfluss auf die Relaxationsneigung erkennbar.

Der Einfluss unterschiedlicher Lastkombinationen bei inphasiger Stapelfolge ist auf die unterschiedlichen resultierenden Deformationen in transversaler Richtung zurückzuführen. Wie bereits in Abschnitt 4.5.1 gezeigt wurde, steigt die Relaxationsneigung mit zunehmender Deformation in transversaler Richtung an. Bei äquibiaxialer Belastung sind diese Deformationen vergleichsweise gering (siehe Abb. 4.67), wodurch sich das Deformationsverhalten stark dem Verhalten der gegenphasigen Konfiguration annähert. Bei uniaxialer bzw. entgegengerichtet äquibiaxialer Dehnung sind die Deformationen in transversaler Richtung deutlich stärker ausgeprägt (siehe Abb. 4.67). Dementsprechend führen die zunehmenden transversalen Deformationen zu steigender Relaxationsneigung.

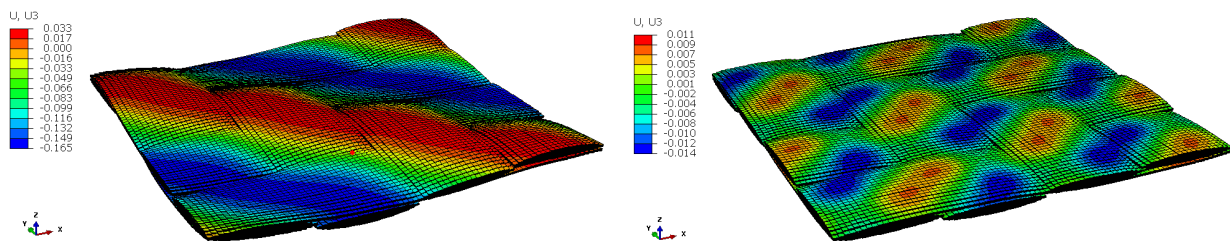


Abb. 4.67: Konturplot der Knotenverschiebungen in transversaler Richtung für inphasige Stapelfolge und entgegengerichtet äquibiaxialer (links) und äquibiaxialer Belastung (rechts)

4.5.3 Validierung am Experiment

Abb. 4.68 zeigt die Ergebnisse des Mesomodells in der inphasigen und der gegenphasigen Konfiguration sowie des Experiments für den Relaxationsversuch mit inkrementeller Belastung (siehe auch 4.1.3) in Faserrichtung. Dargestellt sind die Verläufe des E-Moduls über der Versuchszeit. Wie bereits in Abschnitt 4.5.1 gezeigt, unterscheiden sich die Verläufe der in- und gegenphasigen Konfiguration am Mesomodell stark hinsichtlich des Steifigkeitsniveaus, wie auch der Relaxationsneigung. Der experimentell ermittelte Verlauf liegt zwischen den am Mesomodell ermittelten Grenzen der in- und gegenphasigen Varianten. Zu Beginn zeigt der Verlauf die Charakteristika der gegenphasigen Variante, mit vergleichsweise geringer Relaxationsneigung und nahezu kontinuierlich abnehmender Materialsteifigkeit. Ab dem dritten Belastungsincrement ändert sich das Deformationsverhalten des GPA6/CF-Köpergewebes erkennbar. Die Steifigkeit nimmt während der inkrementellen Erhöhung der Belastung verstärkt zu. In der anschließenden Haltephase ist die Relaxationsneigung nun deutlich erhöht. Der experimentelle Verlauf zeigt nun vermehrt die Charakteristika des Mesomodell mit inphasiger Konfiguration. Dafür spricht auch, dass die Steifigkeit im Experiment zum Ende hin erneut ansteigt.

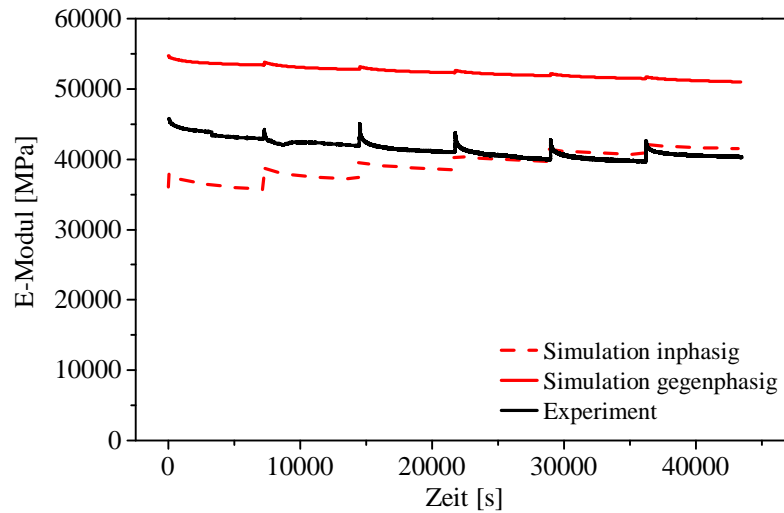


Abb. 4.68: Verlauf der Materialsteifigkeit E_1 (Sekantenmodul) über der Versuchszeit

Abb. 4.69 zeigt die Verläufe des Schubmoduls über der Versuchszeit. Zwar wird die relaxationsbedingte zeitabhängige Entwicklung des Schubmoduls durch das Mesomodell qualitativ richtig beschrieben, quantitativ zeigen sich jedoch deutliche Abweichungen. Das Modell sagt ein deutlich steiferes Verhalten voraus. Zudem zeigt die experimentelle Kurve deutlich stärker ausgeprägtes Relaxationsverhalten mit wesentlich kürzeren Retardationszeiten.

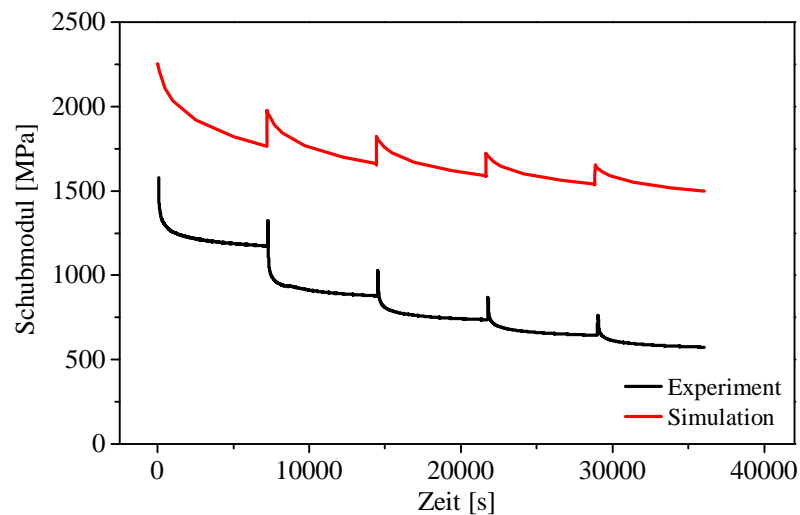


Abb. 4.69: Verlauf des Schubmoduls G_{12} (Sekantenmodul) über der Versuchszeit

4.5.4 Fazit und Diskussion

In realen Gewebelaminaten treten in der Regel statistisch variierende Phasenverschiebungen zwischen den einzelnen Lagen auf. Anhand des Mesomodell konnte gezeigt werden, dass die Stapelfolge bzw. deren Phasenverschiebung zueinander einen großen Einfluss auf die Steifigkeit und die Relaxationsneigung des Laminates hat. Bei inphasiger Stapelfolge treten vergleichsweise große Deformationen in transversaler Richtung auf. Dadurch entsteht eine biegedominierte Belastung der einzelnen Rovings, was die makroskopische Relaxationsneigung des Laminates erhöht. Bei gegenphasiger Stapelfolge sind diese Deformationen in transversaler Richtung weitestgehend gesperrt. Dies führt im Vergleich zur inphasigen Stapelfolge zu einer höheren Steifigkeit und einer geringeren Relaxationsneigung.

Beim Vergleich des Mesomodells mit inphasiger und gegenphasiger Stapelfolge mit dem experimentellen Relaxationsversuch in Faserrichtung (vgl. Abb. 4.68) wird ersichtlich, dass der Verlauf zunächst das charakteristische Verhalten der gegenphasigen Konfiguration zeigt und mit steigender Deformation zunehmend das charakteristische Verhalten der inphasigen Konfiguration annimmt. Es ist daher anzunehmen, dass sich die transversalen Deformationen der einzelnen Lagen innerhalb der Probe zunächst gegenseitig sperren. Mit zunehmender makroskopischer Normaldehnung wird die thermoplastische Zwischenschicht durch die gegenläufigen Deformationen der Einzelschichten zunehmend belastet. Bei hinreichend großen Dehnungen entstehen dadurch großflächig Delaminationen im Laminat. Diese ermöglichen es den einzelnen Lagen, sich in transversaler Richtung frei zu deformieren und begründen den Übergang vom charakteristisch gegenphasigen Verhalten zum charakteristisch inphasigen Deformationsverhalten. Das Auftreten von Delamination im Zugversuch wird auch von Bothelo et al. [7] beschrieben. Bei Kohlenstofffaser-Leinwandgeweben mit Polyamid-6 bzw. Polyamid-66 Matrix wurde beobachtet, dass bereits ab etwa 20 % der Zugfestigkeit Delaminationen auftreten.

Durch das Aufprägen biaxialer Belastungen am Mesomodell konnte nachgewiesen werden, dass ebene Lastkombinationen bei beliebiger Stapelfolge keinen nennenswerten Einfluss auf die Relaxationsneigung des Laminates haben. Eine Ausnahme stellt hierbei die inphasige Stapelfolge dar. Bei inphasiger Stapelfolge treten in Abhängigkeit der Lastkombinationen unterschiedlich stark ausgeprägte Deformationen in transversaler Richtung auf, wodurch sich Unterschiede in der Relaxationsneigung ergeben.

Eine quantitativ richtige Vorhersage des richtungs- und zeitabhängigen Deformationsverhaltens des GPA6/CF-Köpergewebes ist anhand des hier vorgestellten Mesomodells nicht möglich. Das Verhalten eines Gewebelaminates ist nicht allein durch das Deformationsverhalten der Einzelschicht bestimmt, sondern wird zusätzlich durch die Stapelung einzelner Lagen beeinflusst. Neben der bereits beschriebenen Phasenverschiebung, hat auch der in der Literatur als *yarn nesting* beschriebene Effekt einen Einfluss, der im idealen Mesomodell nicht abgebildet werden kann. Hier verschieben sich einzelne Rovings innerhalb einer Lage, um Rovings einer benachbarten Lage auszuweichen. Entsprechend ist es nicht möglich, das Deformationsverhalten eines Laminates anhand einer idealen, einlagigen Elementarzelle des Verbundes quantitativ richtig vorherzusagen. Dennoch zeigt das Mesomodell zuverlässig die Grenzen des Deformationsverhaltens, im Hinblick auf Steifigkeit und Relaxationsneigung auf und ermöglicht es, die wesentlichen Deformationseffekte qualitativ richtig darzustellen und zu untersuchen.

4.6 Homogenisierte Modellierung des GPA6/CF-Köpergewebes

Zur homogenisierten Beschreibung des richtungs- und zeitabhängigen Verhaltens des im Rahmen dieser Arbeit untersuchten GPA6/CF-Köpergewebes wird im Folgenden ein orthotropes generalisiertes Maxwell-Modell zur Verwendung mit finiten Schalenelementen formuliert. Das Modell entspricht in weiten Teilen dem in Abschnitt 4.4 vorgestellten dreidimensionalen Modell. Daher wird an dieser Stelle im Hinblick auf die Konstitutivgleichungen und die Implementierung des Modells ausschließlich auf die Unterschiede zum Modell aus Abschnitt 4.4 eingegangen. Zunächst werden die angepassten Konstitutivgleichungen vorgestellt. Anschließend werden die Modellparameter anhand der experimentellen Versuche am GPA6/CF-Köpergewebe identifiziert und die Ergebnisse des Materialmodells den experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt.

4.6.1 Konstitutivgleichungen für den ebenen Spannungszustand

Wie in Abschnitt 4.4 beschrieben, besteht auch hier der grundlegende Aufbau des Modells aus einer Parallelschaltung einer Hookschen Feder und zwei Maxwell-Elementen. Der schematische Aufbau des dadurch entstehenden orthotropen, generalisierten Maxwell-Modells ist in Abb. 4.49 dargestellt. Dementsprechend ergibt sich die Gesamtspannung als Summe der Spannungen der einzelnen Pfade (siehe Gleichung 4.9). Der Spannungstensor der Feder wird dabei anhand des verallgemeinerten Hookschen Gesetzes für den ebenen Spannungszustand

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}_F = \tilde{\tilde{\mathbf{C}}}\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}_F \quad \text{mit} \quad \tilde{\tilde{\mathbf{C}}} = \begin{bmatrix} \frac{E_{1F}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & \frac{\nu_{12}E_{2F}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ \frac{\nu_{12}E_{2F}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & \frac{E_{2F}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{12F} \end{bmatrix} \quad (4.44)$$

bestimmt. Die Spannungstensoren der Feder-Dämpfer-Elemente (Index FD) werden anhand der orthotropen Maxwell-Differentialgleichung

$$\tilde{\boldsymbol{\epsilon}}_{FD_i} = \tilde{\tilde{\mathbf{S}}}_i \tilde{\boldsymbol{\sigma}}_{FD_i} + \tilde{\tilde{\boldsymbol{\Gamma}}}_i \dot{\boldsymbol{\sigma}}_{FD_i} \quad (4.45)$$

mit

$$\tilde{\tilde{\mathbf{S}}}_i = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{1FD_i}} & -\frac{\nu_{12}}{E_{1FD_i}} & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_{2FD_i}} & \frac{1}{E_{2FD_i}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12FD_i}} \end{bmatrix} \quad (4.46)$$

und

$$\tilde{\tilde{\boldsymbol{\Gamma}}}_i = \tilde{\tilde{\mathbf{S}}}_i : \tilde{\tilde{\boldsymbol{\Theta}}}_i \quad \text{mit} \quad \tilde{\tilde{\boldsymbol{\Theta}}}_i = \begin{bmatrix} \frac{1}{\tau_{1i}} & \frac{1}{\tau_{2i}} & 0 \\ \frac{1}{\tau_{1i}} & \frac{1}{\tau_{2i}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{\tau_{3i}} \end{bmatrix}. \quad (4.47)$$

bestimmt. Dabei ist $i = 1..2$, ohne Summation über i . Wie bereits in Abschnitt 4.4.2 beschrieben, ist der Tensor der Retardationskonstanten $\widetilde{\Theta}_{FD}$ unsymmetrisch.

4.6.2 Implementierung

Anhand des Mesomodells des GPA6/CF-Körper Verbundes (siehe Abschnitt 4.5.2) konnte gezeigt werden, dass unterschiedliche Normaldehnungskombinationen unter Vorgabe eines ebenen Spannungszustandes einen vernachlässigbaren Einfluss auf die Zeitabhängigkeit des Deformationsverhaltens bzw. auf die Relaxationsneigung haben. Die Vorgabe eines ebenen Spannungszustandes führt dazu, dass nur geringe volumetrische Deformationsanteile auftreten. Im Unterschied zum dreidimensionalen Modell (siehe Abschnitt 4.4.2) wird daher hier auf eine Aufteilung der Dehnungsincremente in volumetrische und deviatorische Anteile verzichtet.

Stattdessen wurde die experimentell nachgewiesene Zug/Druck-Asymmetrie der Materialsteifigkeit (siehe Abschnitt 4.1.3) implementiert. Dazu wird in jedem Zeitschritt der Dehnungszustand im Element gemäß der Gleichungen (4.48) und (4.49) in seine uniaxialen Dehnungen zerlegt.

$$\epsilon_{11} = \frac{\epsilon_1 - \epsilon_2\nu_{12}}{\nu_{12}\nu_{21} - 1} \quad (4.48)$$

$$\epsilon_{22} = \frac{\epsilon_2 - \epsilon_1\nu_{21}}{\nu_{12}\nu_{21} - 1} \quad (4.49)$$

Abhängig vom Vorzeichen der jeweiligen uniaxialen Dehnungen wird der entsprechende Zug- oder Drucksteifigkeitskennwert zur Berechnung des aktuellen Spannungsincrementes herangezogen. Dies war beim 3D-Modell nicht notwendig. Die ideale Struktur des UD-Mikromodells, das als Grundlage für die Entwicklung des 3D-Modells verwendet wurde, zeigt kein unterschiedliches Verhalten unter Zug- und Druckbelastung.

Zur Berechnung des Spannungsincrementes wird jeweils der Dehnungszustand am Ende des aktuellen Zeitinkrementes betrachtet und in Abhängigkeit der Vorzeichen der uniaxialen Dehnungen der zugehörige Steifigkeitskennwert verwendet. Streng genommen sind innerhalb des Zeitinkrementes in dem ein Vorzeichenwechsel stattfindet aber sowohl Zug- als auch Drucksteifigkeitskennwerte wirksam. Jeweils im Anteil der positiven und negativen Dehnung innerhalb des Zeitinkrementes. Je größer das Zeitinkrement beim Durchschreiten des Nulldurchganges ist, desto größer ist auch der entstehende Fehler. Es ist daher darauf zu achten, dass das Zeitinkrement in dem ein Vorzeichenwechsel stattfindet hinreichend klein ist. Dementsprechend wird im Modell in jedem Inkrement überwacht, ob ein Vorzeichenwechsel stattfindet. Ist dies der Fall wird das aktuelle Dehnungsincrement mit dem Toleranzwert φ_{Tol} verglichen. Wird die Bedingung

$$\varphi_{Tol} \stackrel{!}{>} \Delta\epsilon_{ii} \quad \text{mit } i = 1..2, \text{ ohne Summation über } i \quad (4.50)$$

verletzt, so wird das aktuelle Zeitinkrement verworfen und mittels der Formel

$$\Delta t_{neu} = 0,9 \frac{\varphi_{Tol}}{\Delta\epsilon_{ii}} \Delta t \quad (4.51)$$

ein neues Zeitinkrement bestimmt, für das die Bedingung in Gleichung (4.50) erfüllt ist. Durch den linearen Zusammenhang zwischen Δt und $\Delta \epsilon_{ii}$ lässt sich durch (4.51) die genaue Zeitinkrementgröße bestimmen für die gilt:

$$\varphi_{Tol} = \Delta \epsilon_{ii}.$$

Um die Ungleichung (4.50) zu erfüllen wird zusätzlich mit dem Faktor 0,9 multipliziert.

4.6.3 Identifikation der Modellparameter

Der im Rahmen der Parameteridentifikation ermittelte Parametersatz ist Tab. 4.15 zu entnehmen. Er wurde durch Anpassung der Modellparameter an die experimentellen Versuche des GPA6/CF-Köpergewebes bestimmt.

Tab. 4.15: Identifizierter Parametersatz

E_1	E_2	ν_{12}	G_{12}	E_{1D}	E_{2D}
56604	56604	0,034	2312	44445	44445
τ_{11}	τ_{12}	τ_{13}	τ_{21}	τ_{22}	τ_{23}
5	5	120	50	50	520
$f_{1F\infty}$	$f_{2F\infty}$	$f_{3F\infty}$	α_1	α_2	α_3
0,75	0,75	0,5	300	300	125

Dabei sind

$$E_l = E_{lF} + E_{lM1} + E_{lM2} \quad (4.52)$$

die richtungsabhängigen Gesamtsteifigkeiten des Modells mit

$$E_{lF} = f_{lF}(\alpha_l, f_{lF\infty}) E_l, \quad (4.53)$$

$$E_{lM1} = f_{lM1}(\alpha_l, f_{lM1\infty}) E_l, \quad (4.54)$$

$$E_{lM2} = f_{lM2}(\alpha_l, f_{lM2\infty}) E_l \quad (4.55)$$

und $l = 1..3$. Die Funktionen $f_{lF}(\alpha_l, f_{lF\infty})$, $f_{lM1}(\alpha_l, f_{lM1\infty})$ und $f_{lM2}(\alpha_l, f_{lM2\infty})$ sind Koeffizienten, die die Gesamtsteifigkeit E_l in die Steifigkeiten der einzelnen Pfade des generalisierten Maxwell-Modells aufteilen. Der Index D bei den Steifigkeitskennwerten kennzeichnet hierbei die Modellparameter für Druckbelastung. Die Parameter α_l und $f_{lF\infty}$ entstammen der nichtlinear viskoelastischen Modellerweiterung (vgl. Abschnitt 4.4.4).

4.6.3.1 Quasistatische Versuche

Abb. 4.70 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Verläufe der quasistatischen Zugversuche sowie des Druckversuchs jeweils im Vergleich zu den experimentellen Kurven. Die Dehnratenabhängigkeit der Materialsteifigkeit wird durch das viskoelastische Modell gut wiedergegeben. Ebenso wird auch die verringerte Drucksteifigkeit richtig abgebildet.

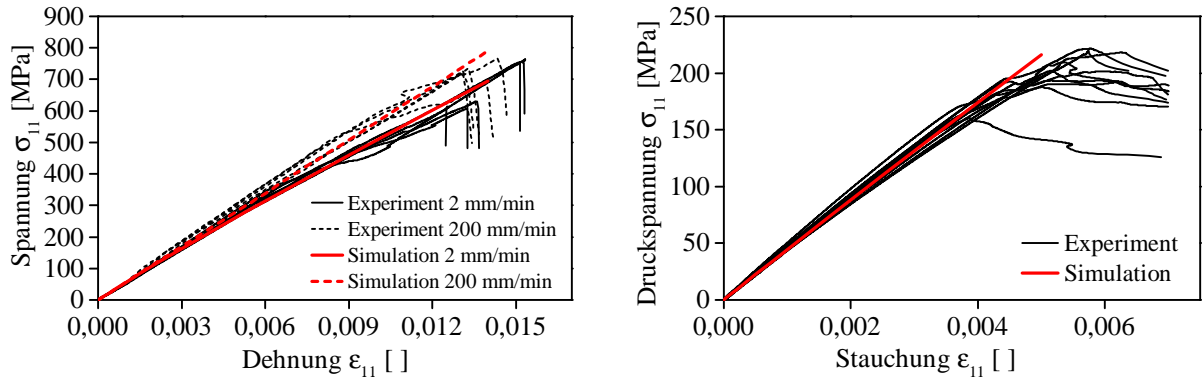


Abb. 4.70: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe aus Simulation und Experiment: Zugversuche (links) und Druckversuche (rechts)

4.6.3.2 Statische Versuche

In Abb. 4.71 sind die Verläufe der Spannung (links) sowie der Materialsteifigkeit in Form des Sekantenmoduls (rechts) eines Zugrelaxationsversuchs mit inkrementeller Belastung über die Versuchszeit aufgetragen. Zur Auswertung des Steifigkeitsverlaufs wurde dabei zu jedem Zeitpunkt die Ursprungssekante verwendet. Neben den Verläufen der Simulation, sind die Verläufe eines repräsentativen experimentellen Versuchs am GPA6/CF-Körpergewebe dargestellt.

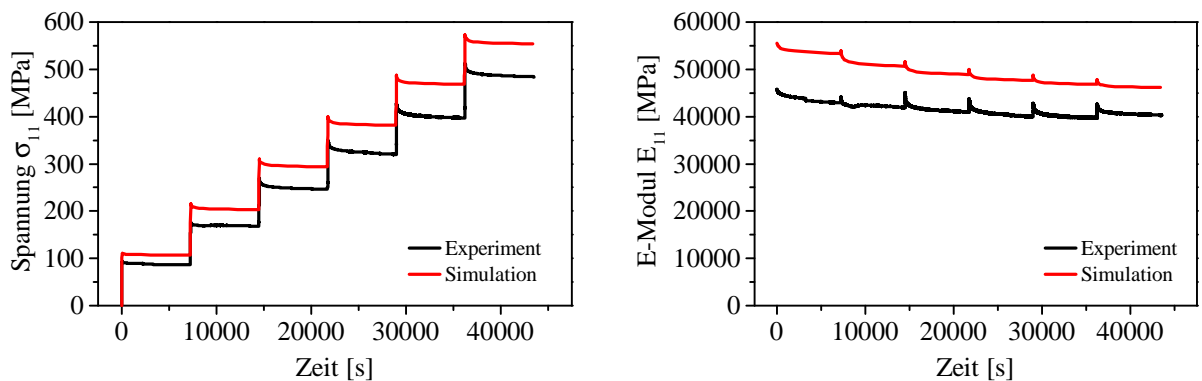


Abb. 4.71: Verläufe der Spannung (links) und des E-Moduls (rechts) über der Versuchszeit aus Simulation und Experiment

Verglichen mit dem experimentellen Verlauf des Sekantenmoduls zeigt die Simulation ein zu steifes Verhalten. Qualitativ wird das zeitabhängige Deformationsverhalten über den betrachteten Deformationsbereich durch den identifizierten Parametersatz (siehe Tab. 4.15) jedoch gut beschrieben. Dabei ist anzumerken, dass die ermittelte Steifigkeit des Versuchs wie auch der Simulation innerhalb des experimentell ermittelten Streubereichs liegt (siehe Tab. 4.4).

Das Materialverhalten im Druckkriechversuch (siehe 4.72) wird ebenfalls gut beschrieben. Insbesondere die Kriechneigung während der Belastung wird richtig wiedergegeben. Allerdings geht die Dehnung des Modells anders als im Versuch bei Entlastung nicht auf null zurück. Dieses Verhalten der bleibenden Dehnung wurde bereits in Abschnitt 4.4.6 beschrieben und konnte dort auch experimentell nachgewiesen werden. Es ist daher zu erwarten, dass auch im experimentellen Druckkriechversuch tatsächlich viskose Dehnungen zurückbleiben. Diese Dehnungen sind mit Absolutwerten von etwa 0,05 % sehr klein. Im Versuch können geringfügige Biegedehformationen auftreten, die ausreichend sind, um die verbleibende Dehnung bei der Berechnung des Dehnungssignals (vgl. Abschnitt 3.2) herauszumitteln. Es ist daher davon auszugehen, dass die Entlastungsdehnung experimentell nicht zuverlässig ermittelt wurde.

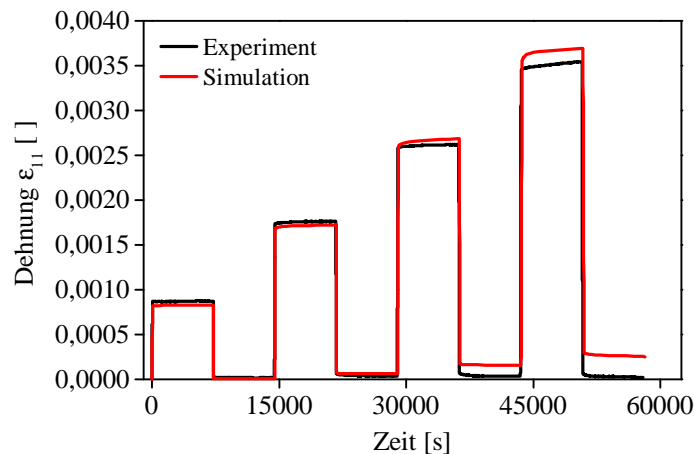


Abb. 4.72: Verlauf der Dehnung über der Versuchszeit im Druckkriechversuch aus Simulation und Experiment

Aufgrund der geringen Querdehnung des Materialsystems ist die Querkontraktionszahl mit dem in Abschnitt 3.2 beschriebenen induktiven Querdehnaufnehmer schwer zu bestimmen. Daher wurde die Zeitabhängigkeit der Querkontraktionszahl anhand des in Abschnitt 4.5 vorgestellten Mesomodells untersucht. Abb. 4.73 zeigt die Verläufe der Querkontraktionszahl über die Versuchszeit im Relaxationsversuch. Dabei wird der Verlauf des hier vorgestellten Materialmodells (UMAT ESZ) den Verläufen des Mesomodells in den Konfigurationen inphasig und gegenphasig gegenübergestellt. Die Querkontraktionszahl des Mesomodells zeigt zwar zeitabhängiges Verhalten, allerdings unterscheidet sich der Verlauf sowohl quantitativ als auch qualitativ in Abhängigkeit der Stapelfolge. Bei inphasiger Stapelung wird die Querkontraktionszahl mit zunehmender Versuchszeit signifikant größer. Bei gegenphasiger Stapelfolge nimmt die ohnehin deutlich geringere Querkontraktionszahl leicht ab. In realen Laminaten schwankt die Stapelfolge nach Daggumati et al. [34] statistisch, so dass nicht vorher gesagt werden kann wie sich das zeitabhängige Querdehnverhalten im jeweiligen Laminat ausprägt. Im Materialmodell wird die Querkontraktionszahl daher in guter Näherung als zeitunabhängige Konstante beschrieben.

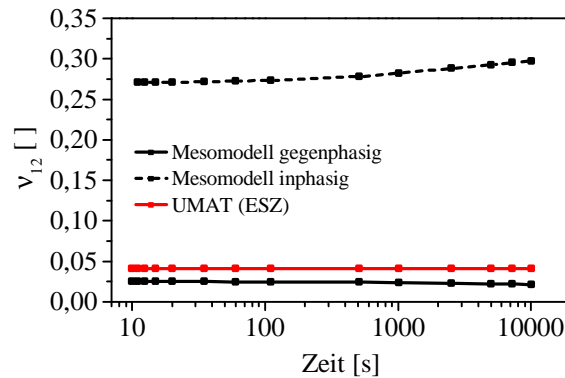


Abb. 4.73: Verlauf der Querkontraktionszahl ν_{12} über die Versuchszeit im Relaxationsversuch

Auch das zeitabhängige Verformungsverhalten des Köpergewebes unter Schubbelastung wird durch das Modell gut abgebildet. Die Verläufe der Schubspannung S_{12} und des Schubmoduls G_{12} sind in Abb. 4.74 dargestellt.

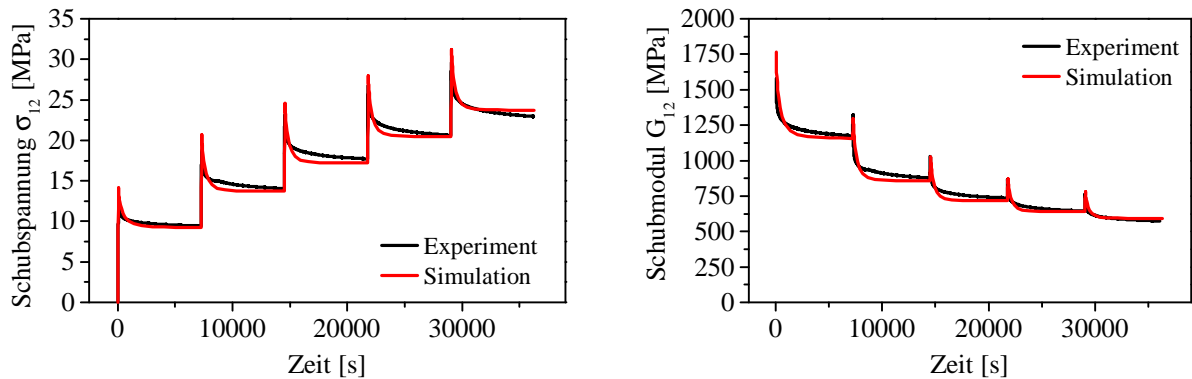


Abb. 4.74: Verläufe der Schubspannung (links) und des Schubmoduls (rechts) über der Versuchszeit aus Simulation und Experiment

4.6.4 Validierung auf Bauteillevel

Zur Bewertung von Stabilität und Effizienz des Materialmodells sowie der Plausibilität der Ergebnisse wurde die UMAT auf die Simulation eines Vierpunkt-Biegeversuchs an einem Hutprofil-Schalenmodell angewendet. Abb. 4.75 zeigt die Konturplots der in-plane Schubdehnung ϵ_{12} (LE12) für die jeweils vierlagigen Lagenaufbauten $[0/90]_{2s}$ und $[0/90,+/-45]_s$ (quasi-isotrop) bei gleicher Durchbiegung. Im Vergleich zum quasi-isotropen Lagenaufbau treten beim $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau vergleichsweise große Schubdehnungen in den Flanken des Hutprofils auf. Zudem ist die Reaktionskraft beim $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau deutlich kleiner und die zeitabhängige Abnahme des Kraftniveaus stärker als beim quasisotropen Lagenaufbau (siehe Abb. 4.76).

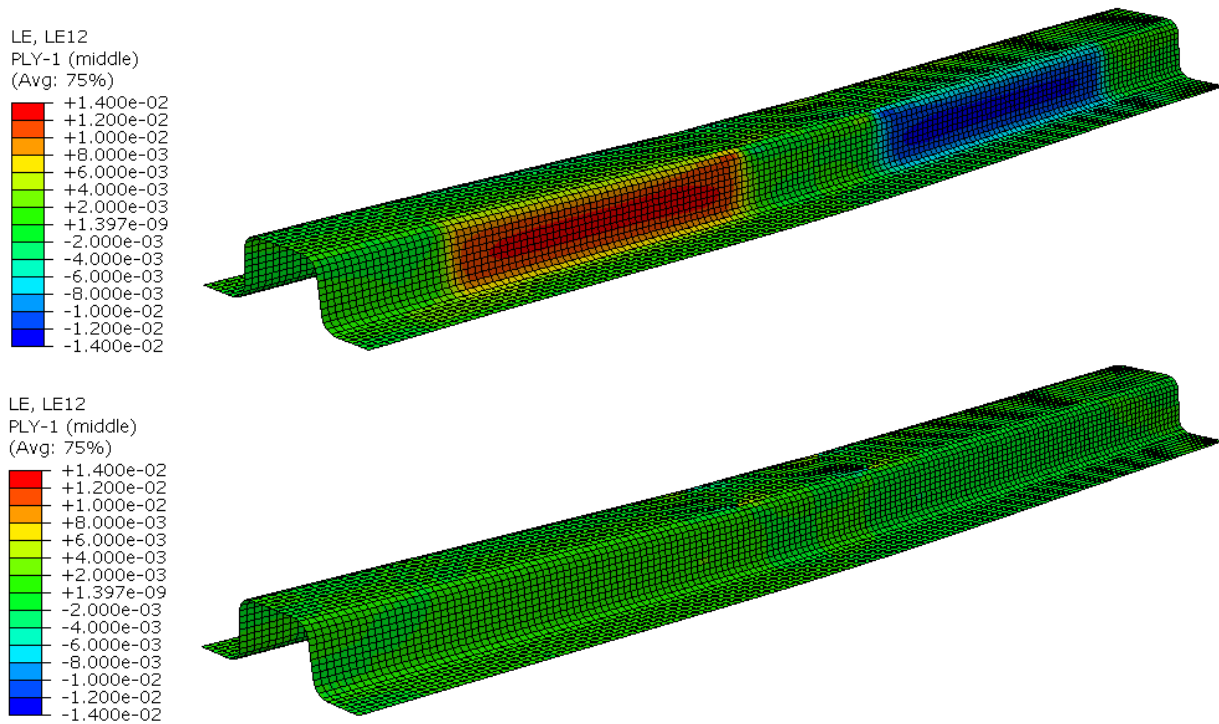


Abb. 4.75: Konturplot der in-plane Schubdehnung ϵ_{12} (LE12) für $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau (oben) und quasi-isotropen Lagenaufbau (unten) bei gleicher Durchbiegung im Vierpunkt-Biegeversuch

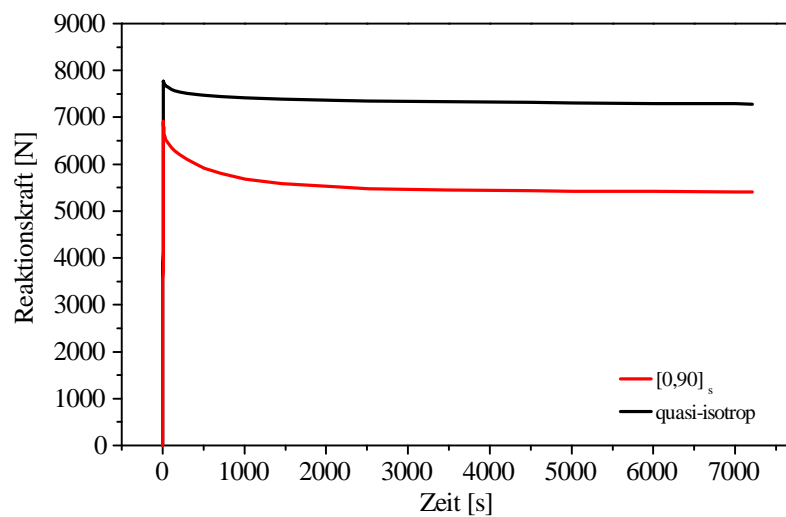


Abb. 4.76: Verlauf der Reaktionskraft über der Versuchszeit

Aufgrund der Biegebelastung entstehen im Bereich zwischen den unteren und oberen Auflagern hohe transversale Schubbelastungen in den Stegen des Hutprofils. Beim $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau fehlen im Vergleich zum quasi-isotropen Lagenaufbau die 45° -Lagen, die eine Abstützung der transversalen Schubbelastung bewirken. So werden die einzelnen Lagen in den genannten Bereichen jeweils hauptsächlich durch in-plane Schub belastet. Abb. 4.77 zeigt den Verlauf der in-plane Schubdehnung (ϵ_{12}) und der korrespondierenden Schubspannung (σ_{12}) über der Versuchszeit. Der Verlauf wurde an einem repräsentativen Element des FE-Netzes im Bereich maximaler Transversalschubbelastung ausgewertet. Für den $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau ist die Schubdehnung bereits am Ende der Belastung wesentlich größer als beim quasi-isotropen Lagenaufbau. Zudem nimmt sie mit steigender Versuchszeit weiterhin deutlich zu, während die korrespondierende Schubspannung abnimmt. Im Gegensatz dazu ist die Schubdehnung beim quasi-isotropen Aufbau sehr gering und bleibt über der Versuchszeit in guter Näherung konstant. Dementsprechend ist auch die Schubspannung vergleichsweise klein und zeigt nur eine geringe zeitabhängige Abnahme.

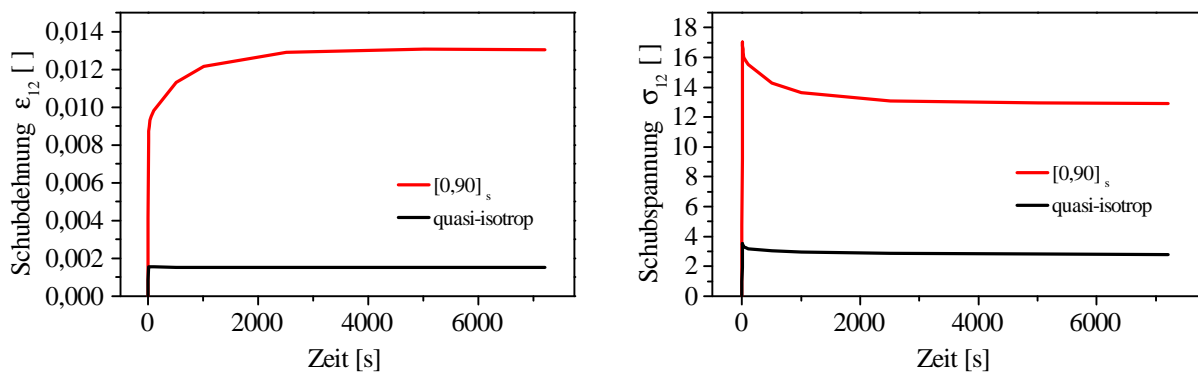


Abb. 4.77: Verlauf der in-plane Schubdehnung ϵ_{12} (LE12) (links) und der σ_{12} (S12) (rechts) über der Zeit

Die schubweicheren Stege des Hutprofils mit $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau führen dazu das Deckel und Flansche des Hutprofils weniger gestreckt bzw. gestaucht werden, da die Stege selbst stärker schubdeformieren. Als Folge daraus ergibt sich die in Abb. 4.76 erkennbare geringere Reaktionskraft im Vierpunkt-Biegeversuch. Die ohnehin geringere Transversalschubsteifigkeit des $[0/90]_{2s}$ Hutprofils nimmt zudem relaxationsbedingt mit steigender Versuchszeit vergleichsweise stark ab. Dadurch nehmen auch die Normaldehnungen in Deckel und Flanschen des $[0/90]_{2s}$ Hutprofils aufgrund der zeitabhängigen Akkumulation der Deformation in den transversalschubbelasteten Stegen mit zunehmender Versuchszeit ab. Abb. 4.79 zeigt den Verlauf der Normaldehnung ϵ_{11} (LE11) und der korrespondierenden Normalspannung σ_{11} (S11) über der Versuchszeit. Dabei wurden die Verläufe an einem repräsentativen Element des FE-Netzes im Bereich maximal positiver Normaldehnungen ausgewertet. Ein ähnliches Verhalten wurde auch beim numerischen Kurzbiegeversuch in Abschnitt 4.4.8 beobachtet. Demgegenüber bleibt die Normaldehnung beim quasi-isotropen Lagenaufbau in guter Näherung konstant. Entsprechend zeigt auch die Normalspannung eine nur geringe zeitabhängige Abnahme.

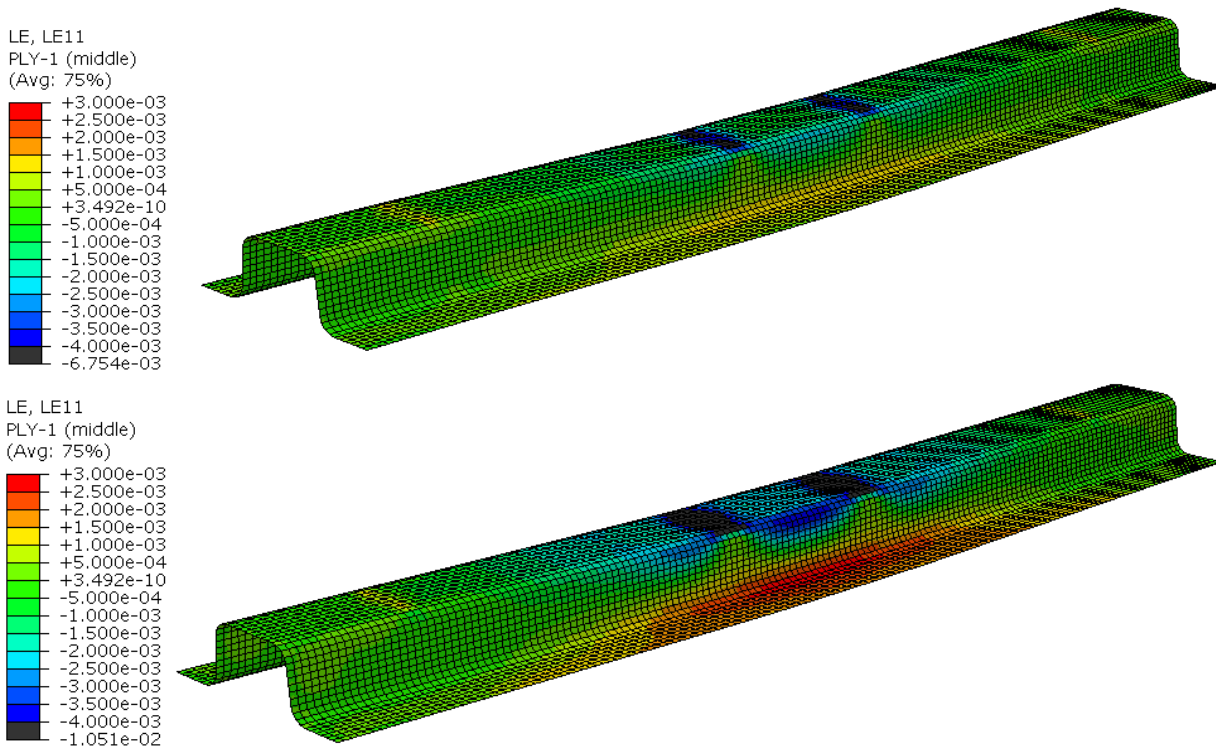


Abb. 4.78: Konturplot der Normaldehnung ϵ_{11} (LE11) in Bauteillängsrichtung für $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau (oben) und quasi-isotropen Lagenaufbau (unten) bei gleicher Durchbiegung im Vierpunkt-Biegeversuch

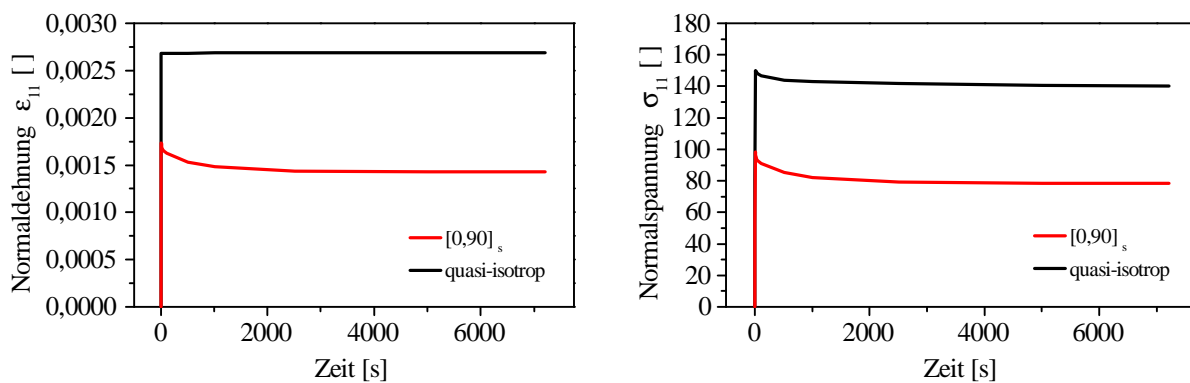


Abb. 4.79: Verlauf der Normaldehnung ϵ_{11} (LE11) (links) und der Spannung σ_{11} (S11) (rechts) über der Zeit

Stabilität und Effizienz des Modells werden anhand der Zeitinkrementierung der ABAQUS-Berechnung am quasi-isotropen Lagenaufbau verdeutlicht (siehe STA-Datei in Abschnitt A.1). Über alle Zeitinkremente hinweg werden nur wenig Gleichgewichtssiterationen benötigt. Zudem werden in Verbindung mit automatischer Zeitinkrementierung große Zeitinkremente von bis zu 1000s erreicht. Die Berechnungszeit betrug bei achtfach paralleler Berechnung auf einer Maschine mit Intel Xeon E5-2667 Prozessoren mit 3300 MHz und 192 GB Arbeitsspeicher 82s für den quasi-isotropen Lagenaufbau und 128s für den $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau.

4.6.5 Diskussion und Fazit

Zur homogenisierten Beschreibung des richtungs- und zeitabhängigen Verhaltens des im Rahmen dieser Arbeit untersuchten GPA6/CF-Körpergewebes wurde ein orthotropes generalisiertes Maxwell-Modell zur Anwendung auf finiten Schalenelementen formuliert. Das Modell entspricht in weiten Teilen dem in Abschnitt 4.4 vorgestellten dreidimensionalen Modell. Dementsprechend ergibt sich auch hier der grundlegend Aufbau des Modells aus der Parallelschaltung eines Feder-Elementes mit zwei Feder-Dämpfer-Elementen (Maxwell-Elemente).

Anhand des Mesomodells des GPA6/CF-Körper Verbundes wurde gezeigt, dass Normaldehnungskombinationen unter Vorgabe eines ebenen Spannungszustandes keinen nennenswerten Einfluss auf die Zeitabhängigkeit des Deformationsverhaltens bzw. auf die Relaxationsneigung haben. Im Unterschied zum dreidimensionalen Modell (vgl. Abschnitt 4.4) wird daher hier auf eine Aufteilung der Dehnungsinkremente in volumetrische und deviatorische Anteile verzichtet. Dementsprechend wird das Querdehnverhalten in guter Näherung zeitunabhängig abgebildet. Aufgrund der geringen Querdehnung des Materialsystems ist die Querkontraktionszahl mit dem in Abschnitt 3.2 beschriebenen induktiven Querdehnaufnehmer nur schwer zu bestimmen. Daher wurde die Zeitabhängigkeit der Querkontraktionszahl anhand des Mesomodells untersucht (vgl. Abschnitt 4.5). Die Querkontraktionszahl des Mesomodells zeigt zwar zeitabhängiges Verhalten, allerdings unterscheidet sich der Verlauf sowohl quantitativ als auch qualitativ in Abhängigkeit der Stapelfolge. Bei inphasiger Stapelung wird die Querkontraktionszahl mit zunehmender Versuchszeit größer. Bei gegenphasiger Stapelfolge nimmt die ohnehin deutlich geringere Querkontraktionszahl leicht ab (vgl. Tab. 4.14). In realen Laminaten schwankt die Stapelfolge nach Daggumati et al. [34] statistisch, so dass nicht vorhergesagt werden kann, wie sich das zeitabhängige Querdehnverhalten im jeweiligen Laminat ausprägt.

Anders als im dreidimensionalen makroskopischen Modell wurde die experimentell nachgewiesene Zug/Druck-Asymmetrie der Materialsteifigkeit (siehe Abschnitt 4.1.3) im Modell für den ESZ implementiert. Dazu wird in jedem Zeitschritt der Dehnungszustand im Element in seine uniaxialen Dehnungen zerlegt. Abhängig vom Vorzeichen der jeweiligen uniaxialen Dehnungen wird der entsprechende Zug- oder Drucksteifigkeitskennwert zur Berechnung des aktuellen Spannungsinkrements herangezogen. In Verbindung mit der inkrementellen Formulierung des Materialmodells entsteht bei der Berechnung des Spannungsinkrements aufgrund der Zug/Druck-Asymmetrie ein Fehler, wenn innerhalb eines Zeitinkrements ein Vorzeichenwechsel einer uniaxialen Dehnung auftritt. Zur Berechnung des Spannungsinkrements wird jeweils der Zustand der uniaxialen Dehnungen am Ende des aktuellen Zeitinkrements betrachtet und in Abhängigkeit der Vorzeichen der zugehörige Steifigkeitskennwert verwendet. Streng genommen sind innerhalb des Zeitinkrements, in dem ein Vorzeichenwechsel stattfindet, aber sowohl Zug- als auch Drucksteifigkeitskennwerte wirksam. Jeweils im Anteil der positiven und negativen Dehnung innerhalb des Zeitinkrements. Je größer das Zeitinkrement beim Durchschreiten des Nulldurchganges ist, desto größer ist auch der entstehende Fehler. Es ist daher darauf zu achten, dass das Zeitinkrement in dem ein Vorzeichenwechsel stattfindet, hinreichend klein ist. Dementsprechend wird im Modell in jedem Inkrement überwacht, ob ein Vorzeichenwechsel stattfindet. Ist dies der Fall, wird das aktuelle Dehnungsinkrement gegen einen Toleranzwert verglichen. Für den Fall, dass das aktuelle Zeitinkrement größer ist als durch das Toleranzkriterium erlaubt, wird das Zeitinkrement verworfen und durch ein hinreichend kleines Zeitinkrement ersetzt. Beim 3D-Modell war eine Berücksichtigung der Zug/Druck-Asymmetrie der Material-

steifigkeit nicht notwendig. Die ideale Struktur des UD-Mikromodells, das als Grundlage für die Entwicklung des 3D-Modells verwendet wurde, zeigt kein unterschiedliches Verhalten unter Zug- und Druckbelastung.

Der im Rahmen der Parameteridentifikation identifizierte Parametersatz führt insgesamt zu einer guten Beschreibung aller betrachteten Versuche. In den quasistatischen Versuchen wird die Dehnratenabhängigkeit ebenso gut abgebildet, wie auch die unter Druckbelastung reduzierte Steifigkeit. Im Relaxationsversuch mit inkrementeller Belastung wird die Zeitabhängigkeit des Deformationsverhaltens in Faserrichtung exakt beschrieben. Im Vergleich zum repräsentativen experimentellen Spannungs-Zeit-Verlauf des GPA6/CF-Körpergewebes, zeigt das Modell jedoch eine etwas zu hohe Materialsteifigkeit. Der Versuch kann dennoch als exakt abgebildet angesehen werden, da die Materialsteifigkeit im experimentellen Relaxationsversuch innerhalb des Streubandes der quasistatischen Zugversuche liegt (siehe 4.4). Das Materialverhalten im Druckkriechversuch (siehe 4.72) wird ebenfalls gut beschrieben. Insbesondere die Kriechneigung während der Belastung wird richtig wiedergegeben. Allerdings geht die Dehnung des Modells anders als im Versuch bei Entlastung nicht auf Null zurück. Dieses Verhalten konnte auch anhand der experimentellen Ergebnisse am PA6/CF-UD Material, sowie anhand der numerischen Ergebnisse am GPA6/CF-UD Mikromodell nachgewiesen werden. Es ist daher zu erwarten, dass auch im experimentellen Druckkriechversuch am GPA6/CF-Körpergewebe viskose Dehnungen zurückbleiben. Diese Dehnungen sind mit Absolutwerten von etwa 0,05 % allerdings sehr klein. Im Versuch können zudem geringfügige Biegedeformationen auftreten, die ausreichend sind, um die verbleibende Dehnung bei der Berechnung des Dehnungssignals (vgl. Abschnitt 3.2) herauszumitteln. Es ist daher davon auszugehen, dass die Entlastungsdehnung experimentell nicht zuverlässig ermittelt wird.

Zur Bewertung von Stabilität und Effizienz des Materialmodells sowie der Plausibilität der Ergebnisse wurde das Materialmodell auf die Simulation eines Vierpunkt-Biegeversuchs an einem Hutprofil-Schalenmodell angewendet. Hierbei wurden zwei verschiedene Lagenaufbauten betrachtet. Zum einen ein vierlagiger quasi-isotroper $[0/90,+/-45]_s$ Aufbau und zum Anderen ein vierlagiger $[0/90]_{2s}$ Aufbau. Im Vergleich zum quasi-isotropen Lagenaufbau treten beim $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau vergleichsweise große Schubdehnungen in den Stegen des Hutprofils auf. Zudem ist die Reaktionskraft beim $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau deutlich kleiner und die zeitabhängige Abnahme des Kraftniveaus stärker als beim quasi-isotropen Lagenaufbau. Aufgrund der Biegebelastung entstehen im Bereich zwischen den unteren und oberen Auflagern hohe transversale Schubbelastungen in den Stegen des Hutprofils. Beim $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau fehlen im Vergleich zum quasi-isotropen Lagenaufbau die 45° -Lagen, die eine Abstützung der transversalen Schubbelastung bewirken. So werden die einzelnen Lagen in den genannten Bereichen jeweils hauptsächlich durch in-plane Schub belastet. Für den $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau ist die Schubdehnung bereits am Ende der Belastung wesentlich größer als beim quasi-isotropen Lagenaufbau. Zudem nimmt sie mit steigender Versuchszeit weiterhin deutlich zu, während die korrespondierende Schubspannung abnimmt. Im Gegensatz dazu ist die Schubdehnung beim quasi-isotropen Aufbau sehr gering und bleibt über der Versuchszeit in guter Näherung konstant. Dementsprechend ist auch die Schubspannung vergleichsweise klein und zeigt nur eine geringe zeitabhängige Abnahme. Die allgemein geringere Transversalschubsteifigkeit des Hutprofils mit $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau, die zudem mit steigender Versuchszeit weiterhin abnimmt, bewirkt die deutlich größere globale Relaxationsneigung des Hutprofils mit $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau im Vierpunkt-Biegeversuch. Als

Folge daraus ergeben sich geringere Normaldehnungen in Deckel und Flanschen des Profils. Zudem nehmen die Normaldehnungen beim $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau, aufgrund der zeitabhängigen Akkumulation der Deformation in den transversalschubbelasteten Stegen des Bauteils, mit zunehmender Versuchszeit ab.

Durch die Berechnungen am Hutprofilmodell konnte zudem die Stabilität und Effizienz des Modells bewertet werden. Die Zeitinkrementierung der ABAQUS-Berechnung (siehe STA-Datei in Abschnitt A.1) verdeutlicht, dass innerhalb der Zeitinkremente nur wenige Gleichgewichtsiterationen benötigt werden. Zudem wurden in Verbindung mit automatischer Zeitinkrementierung große Zeitinkremente von bis zu 1000s erreicht. Die Berechnungszeit betrug bei achtfach paralleler Berechnung auf einer Maschine mit Intel Xeon E5-2667 Prozessoren mit 3300 MHz und 192 GB Arbeitsspeicher 82s für den quasi-isotropen Lagenaufbau und 128s für den $[0/90]_{2s}$ Lagenaufbau.

Im Hinblick auf eine Verwendung des Materialmodells auf Schalenelemente ist darauf hinzuweisen, dass durch die Verwendung von Schalenelementen ein genereller Fehler entsteht. Bei klassischen Schalenelementen ist es nicht möglich eine Zeitabhängigkeit der transversalen Schubsteifigkeit abzubilden. Wie in Kapitel 4.4 anhand eines virtuellen Kurzbiegeversuchs nachgewiesen wurde, kann die transversale Schubsteifigkeit bzw. deren Zeitabhängigkeit einen signifikanten Beitrag zur globalen Relaxationsneigung leisten. In Abhängigkeit der auszulegenden Bauteilgeometrie und des Belastungszustandes können daher prinzipiell nicht zu vernachlässigende Abweichungen zwischen dem realen Bauteilverhalten und dem Verhalten des Simulationsmodells entstehen. Für weitergehende Informationen zur Finite-Elemente-Analyse mit Schalenelementen sei hierbei auf eine der zahlreichen Literaturquellen wie bspw. [80] verwiesen.

5 Diskussion

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführte Multi-Skalen-Modellierung begleitend zu experimentellen Versuchen ermöglichte es die experimentell beobachteten Effekte besser zu interpretieren und das Verständnis über das zeit- und richtungsabhängige Verformungsverhalten der untersuchten PA6/CF-UD und GPA6/CF-Körper Materialien deutlich zu erhöhen. Der wesentliche Vorteil der Mikro- und Mesomodellierung liegt dabei zum einen in der Möglichkeit in den Werkstoff hinein zu blicken und auf einfache Weise die Verformungen der einzelnen Konstituenten zu analysieren. Zum anderen kann der Umfang der durchführbaren Untersuchungen erweitert werden, da experimentell schwierig durchführbare Versuche am Mikromodell zum Teil einfach umgesetzt werden können.

Der Einfluss von Faserondulationen auf das zeitabhängige Verhalten unter Zug- und Druckbelastung konnte anhand ondulierter Mikromodelle untersucht werden und dadurch, die zunächst unerwartete Relaxationsneigung des PA6/CF-UD Materials in Faserrichtung erklärt werden (vgl. Abschnitt 4.1.2). Hierfür wurden die von Karami und Garnich [29–31] vorgeschlagenen ondulierten unidirektionalen Mikromodelle mit hexagonaler Faseranordnung erweitert, um den Einfluss von Ondulationen und des Ondulationsgrades auf die Zeitabhängigkeit des Deformationsverhaltens zu untersuchen. Dazu wurde das zuvor für GPA6 parametrisierte und erweiterte TLV-Modell verwendet (vgl. Abschnitt 4.2.2). Rein experimentell ist es hingegen schwierig den Einfluss von Faserondulationen und des Ondulationsgrades separiert zu untersuchen, da es nur schwer möglich ist definierte, homogen verteilte Ondulationen im Werkstoffvolumen zu erzeugen.

Auch das sehr spröde Verhalten des PA6/CF-UD Materials quer zur Faserrichtung konnte durch die begleitenden Mikromodelluntersuchungen besser interpretiert werden. Aufgrund der deutlich höheren Steifigkeit der Fasern akkumulieren die Dehnungen größtenteils in der Matrix. In Verbindung mit einem relativ hohen Faservolumengehalt von 48% und der makroskopisch homogenen Verteilung der Fasern entstehen, wie am Mikromodell nachgewiesen, triaxiale Deformationszustände in der Matrix mit entsprechend großen volumetrischen Deformationsanteilen (siehe Abschnitt 4.3.4.2). Asp et al. [71] und Kim et al. [72] verwendeten einen sogenannten *Poker-Chip Test*, um das Verhalten von amorphen Epoxydharzen unter volumetrisch dominierten Belastungen zu untersuchen. Im Vergleich zu uniaxialen Zugversuchen konnten sie dadurch eine signifikante Versprödung des Materials mit zunehmend volumetrischer Deformation nachweisen. Es ist davon auszugehen, dass diese Beobachtungen auch auf das hier betrachtete Polyamid 6 Matrixsystem übertragen werden können. Zusätzlich zur diskutierten Versprödung der Matrix, können Versagensprozesse entlang der Faser/Matrix-Grenzfläche sowie Fehlstellen innerhalb der Matrix zusätzlich zum frühzeitigen Versagen beitragen. Dies wurde im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht weitergehend untersucht.

Im Kriechversuch quer zur Faserrichtung nimmt die zeitabhängige Deformation des PA6/CF-UD Materials mit zunehmenden Belastungsincrementen deutlich zu. Im Relaxationsversuch hingegen ist dieser Effekt nicht im gleichen Ausmaß zu beobachten (siehe Abschnitt 4.1.2.2).

Es ist daher davon auszugehen, dass im Kriechversuch neben den zeitabhängigen Deformationen aufgrund der Viskoelastizität der Matrix zusätzlich zeitverzögerte Schädigungsprozesse ablaufen. Diese Schädigungsprozesse setzen die Materialsteifigkeit kontinuierlich herab, und führen dementsprechend zu verstärkten Kriechdeformationen. Im Relaxationsversuch findet in den Haltephasen keine fortschreitende Schädigungsakkumulation statt, da hier die Belastung der Probe mit zunehmender Versuchszeit abnimmt. Demzufolge sind die hier beobachteten zeitabhängigen Effekte ausschließlich auf die Viskoelastizität der Matrix zurückzuführen. Diese wiederum zeigt sich unbeeinflusst von etwaigen Schädigungsprozessen, die während der Belastungsphasen auftreten. Diese These wird von den Untersuchungen von Noh und Whitcomb [81] gestützt. Noh und Whitcomb untersuchten wie auch Birur et al. [82], Asadi und Raghavan [83] und Ahci und Talreja [27], das Kriechverhalten von kontinuierlich faserverstärkten Duromeren aufgrund von Viskoelastizität in Verbindung mit zeitabhängiger Schädigungsakkumulation. Sie zeigten, dass Matrixrisse die elastische Steifigkeit der unidirektionalen Schicht herabsetzen, während das viskoelastische Relaxationsverhalten dadurch unbeeinflusst bleibt. Im Gegensatz zur vorliegenden Arbeit wurden in sämtlichen der genannten Arbeiten kontinuierlich faserverstärkte Polymere mit Duromermatrix betrachtet. Auch der Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit denen des UD-Mikromodells untermauert den zuvor diskutierten Sachverhalt. Während das zeitabhängige Deformationsverhalten im Relaxationsversuch richtig abgebildet wird, zeigt das UD-Mikromodell nicht die deutlich progressive Entwicklung der zeitabhängigen Deformationen im Kriechversuch. Dies ist darauf zurückzuführen, dass das Mikromodell zwar viskoelastische und viskoplastische Deformationen abbildet, jedoch nicht die angesprochenen voranschreitenden Schädigungsprozesse.

In 45°-Richtung wurden die Relaxationsversuche am PA6/CF-UD Material trotz des hohen Deformationsvermögens nur bis maximal 1,4% Dehnung durchgeführt. Die Lasthorizonte der Kriechversuche wurden aus den im Relaxationsversuch auftretenden Kräften abgeleitet. Im Hinblick auf eine Verwendung, der in dieser Arbeit betrachteten kontinuierlich kohlenstofffaserverstärkten Thermoplastwerkstoffen, in lasttragenden Bauteilen ist davon auszugehen, dass Deformationen innerhalb einer Lage in 45° zur Faserrichtung durch anders orientierte Lagen eingeschränkt werden. Dementsprechend wurde für die vorliegenden Untersuchungen die Annahme getroffen, dass die in jeder Schicht maximal auftretenden Dehnungen die Bruchdehnung der Faser nicht überschreiten. Anhand der Mikromodelle konnte gezeigt werden, dass bei Belastung in 45°-Richtung lokal plastische Deformationen in der Matrix auftreten (siehe Abschnitt 4.3.4.3). Im betrachteten Deformationsbereich sind diese jedoch vergleichsweise klein, weshalb sie im Hinblick auf die Entwicklung des makroskopischen Materialmodells vernachlässigt wurden.

Über den experimentellen Versuchsumfang hinaus konnte anhand des Mikromodells vergleichsweise einfach der Einfluss unterschiedlicher Faservolumenanteile auf das zeitabhängige Deformationsverhalten charakterisiert werden. Weiterhin war es sowohl anhand des Mikro-, wie auch des Mesomodells möglich, den Einfluss von mehrachsigen Belastungszuständen auf das viskoelastische Verhalten der Werkstoffe zu untersuchen. Am UD-Mikromodell wurde dementsprechend der Einfluss von volumetrischen Deformationsanteilen auf das makroskopische Relaxationsverhalten des Verbundes untersucht. Experimentell ist dies hingegen nur schwer möglich. Wie Kim et al. [57] für amorphes Epoxydharz bei Temperaturen nahe der Glasübergangstemperatur nachweisen konnte, führen volumetrische Deformationsanteile in Polymeren nicht zu Relaxationseffekten. Relaxationsprozesse werden in der Literatur allgemein mit der Umlage-

rung von Segmenten der Polymerketten begründet, sogenannte Mikro-Brownsche-Bewegungen [70]. Anliegende Spannungen wirken hierbei als thermodynamische Triebkräfte. Volumetrische Deformationen am unverstärkten Polymer bewirken gleich große Triebkräfte in alle Raumrichtungen gleichzeitig. Es existiert, anders als im uniaxialen Belastungsfall mit entsprechenden deviatorischen Deformationsanteilen, keine Vorzugsrichtung für die Reorientierung der Ketensegmente. Die Umlagerungsprozesse sind daher eingefroren. Dementsprechend rufen diese Deformationsanteile rein elastisches Verhalten hervor. Aufgrund der Anisotropie kontinuierlich faserverstärkter Polymere lässt sich die Erkenntnis von Kim et al. jedoch nicht auf den Verbundwerkstoff übertragen. Makroskopisch volumetrische Deformationszustände führen hier nicht wie beim isotropen Polymer zu rein elastischem Verhalten. Beim anisotropen Verbund wird rein elastisches Verhalten hervorgerufen wenn die uniaxialen Normaldehnungen des mehrachsigen Verformungszustandes gleich sind (siehe Abschnitt 4.3.2). Beim anisotropen Verbund entsteht durch die richtungsabhängigen Querkontraktionszahlen allerdings ein nicht vollständig volumetrischer Verformungszustand. Im Hinblick auf die homogenisierte Modellierung des transversal-isotropen UD-Materials ist es daher nicht zulässig den Deformationszustand als elastisch zu betrachten, wenn der resultierende Verzerrungstensor volumetrisch ist.

Begleitend zu den experimentellen Versuchen am GPA6/CF-Körper Material wurden numerische Versuche an Mesomodellen durchgeführt. Diese Mesomodelle beschreiben das Deformationsverhalten des Verbundes anhand eines einlagigen RVE des GPA6/CF-Körpergewebes. Dabei wurden die imprägnierten Rovings homogenisiert betrachtet und durch das in Abschnitt 4.4 vorgestellte dreidimensionale, makroskopische Materialmodell beschrieben. Anhand der Mesomodelle wurde der Einfluss der Stapelfolge auf das zeitabhängige Deformationsverhalten des GPA6/CF-Körpergewebe untersucht. Hierzu wurden die beiden Grenzfälle der inphasigen Stapelfolge und der gegenphasigen Stapelfolge untersucht. So konnte gezeigt werden, dass die Anordnung der Lagen zueinander die Materialsteifigkeit unter Zug- und insbesondere unter Druckbelastung bestimmt und zudem die Relaxationsneigung des Laminats beeinflusst.

Durch den Vergleich des experimentellen Relaxationsversuchs am GPA6/CF-Körper Material in Faserrichtung mit den numerischen Versuchen am Mesomodell in der inphasigen und gegenphasigen Konfiguration wurde gezeigt, dass das qualitative Deformationsverhalten zunächst dem Verhalten der gegenphasigen Simulation entspricht. Bei hinreichend großen Belastungen zeigt der experimentelle Verlauf jedoch das qualitative Verhalten der inphasigen Simulation. Durch die gegenläufigen Deformationen der einzelnen Gewebelagen wird die thermoplastische Schicht zwischen den Lagen stark belastet. Es wird daher davon ausgegangen dass mit steigender uniaxialer Zugdehnung Delaminationen im Laminat auftreten. Das Auftreten von Delamination im Zugversuch wird auch von Botelho et al. [7] beschrieben. Bei Kohlenstofffaser Leinwandgeweben mit Polyamid 6 bzw Polyamid 66 Matrix wurde beobachtet, dass bereits ab etwa 20 % der Zugfestigkeit Delaminationen auftreten. Durch diese Delaminationen wird es den einzelnen Lagen wiederum ermöglicht sich in transversaler Richtung zu deformieren.

Unter Druckbelastung ist neben der Festigkeit des GPA6/CF-Körper Materials auch die Steifigkeit im Vergleich zur Zugbelastung geringer. Dies lässt sich, wie auch die geringen Druckfestigkeiten auf die Gewebearchitektur bzw. die ondulierten Fasern zurückführen. Auch die Stapelfolge der einzelnen Gewebelagen zeigt einen Einfluss auf die Steifigkeit des Laminats. Dabei beeinflusst die Stapelfolge die Laminatsteifigkeit sowohl unter Zug- insbesondere aber unter Druckbelastung. Anhand des Mesomodells wurde nachgewiesen, dass bei gegenphasiger Stapelfolge keine Zug/Druck-Asymmetrie der Steifigkeit auftritt. Bei inphasiger Stapelung hingegen

ist die Drucksteifigkeit im Vergleich zur Zugsteifigkeit jedoch deutlich reduziert. Bei vollständig inphasigen Laminaten werden Deformationen in transversale Richtung nicht wesentlich durch benachbarte Lagen behindert, da sich die einzelnen Lagen über die Dicke gesehen periodisch deformieren. Bei gegenphasigen Laminaten behindern sich die einzelnen Lagen gegenseitig, so dass transversale Deformationen gesperrt sind. Dementsprechend sind gegenphasige Laminat unter Zug- wie auch unter Druckbelastung deutlich steifer als inphasige Laminat.

In realen Laminaten, wie auch den hier untersuchten drei- bzw. sechslagigen Laminaten liegt zumeist eine statistisch variierende Phasenverschiebung zwischen den einzelnen Lagen vor. Dementsprechend können die Fälle der in- und gegenphasigen Anordnung als Grenzfälle betrachtet werden.

Über den experimentellen Versuchsumfang hinaus, wurde der Einfluss biaxialer Lastkombinationen auf das zeitabhängige Deformationsverhalten am Mesomodell untersucht. Dazu wurde äquibiaxiale Belastung mit einem Überlagerungsverhältnis von $R = 1$, uniaxiale Belastung ($R = 0$) und entgegengerichtet äquibiaxiale Belastung ($R = -1$) untersucht. Für die inphasige Stapelfolge ist eine leichte Abhängigkeit der Relaxationsneigung zum Überlagerungsverhältnis R erkennbar. Bei äquibiaxialer Belastung ($R = 1$) ist die Relaxationsneigung geringer als bei uniaxialer Belastung ($R = 0$). Bei entgegengerichtet äquibiaxialer Belastung zeigt sich im Vergleich die größte Relaxationsneigung. Für die gegenphasige Stapelfolge ist hingegen kein nennenswerter Einfluss der unterschiedlichen Lastkombinationen auf die Relaxationsneigung erkennbar. Hinsichtlich der inphasigen Stapelung ist der Einfluss unterschiedlicher Lastkombinationen auf die resultierenden Deformationen in transversaler Richtung zurückzuführen. Diese prägen sich in Abhängigkeit des Überlagerungsverhältnisses unterschiedlich stark aus. Wie bereits zuvor diskutiert wurde, steigt die Relaxationsneigung mit zunehmender Deformation in transversaler Richtung an. Bei äquibiaxialer Belastung sind diese Deformationen vergleichsweise gering, wodurch sich das Deformationsverhalten stark dem Verhalten der gegenphasigen Konfiguration annähert. Bei uniaxialer bzw. entgegengerichtet äquibiaxialer Deformation sind die Deformationen in transversale Richtung deutlich stärker ausgeprägt. Dementsprechend führen hier die zunehmenden transversalen Deformationen zu steigender Relaxationsneigung.

Die verwendeten Mikro- und Mesomodelle eignen sich, wie zuvor diskutiert sehr gut, um experimentell ermittelte Effekte besser zu interpretieren und den Rahmen der durchführbaren Versuch zu erweitern. Sie sind jedoch in der verwendeten Form ungeeignet, um das Verformungsverhalten des abgebildeten Werkstoffs quantitativ richtig wiederzugeben. Dazu werden insgesamt zu viele vereinfachende Annahmen getroffen. Der Einfluss von Fehlstellen im Material sowie der Beitrag von während der Belastung ablaufenden Schädigungsprozessen, wird in den Modellen nicht berücksichtigt. Hinsichtlich des Mesomodells wird insbesondere der Einfluss der statistisch schwankenden Stapelfolge nicht berücksichtigt, sodass das Deformationsverhalten des GPA6/CF-Körpergewebes anhand einer einlagigen Einheitszelle nur qualitativ betrachtet werden kann.

Basierend auf den gesammelten Erkenntnissen der numerischen und experimentellen Versuche war es möglich ein makroskopisches Materialmodell zu entwickeln, dass das orthotrope, nichtlinear viskoelastische Deformationsverhalten von kontinuierlich faserverstärkten Polymeren homogenisiert beschreibt. Dabei wurde das Modell sowohl dreidimensional für die Anwendung auf Solidelementen formuliert, wie auch unter Voraussetzung eines ebenen Spannungszustandes

für die Anwendung auf Schalenelementen. Durch die explizite Anpassung beider Modellformulierungen und deren jeweiliger Parameter an die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten kontinuierlich faserverstärkten Polyamidsysteme, konnte das zeit- und richtungsabhängige Deformationsverhalten der jeweiligen Werkstoffe sehr gut homogenisiert beschrieben werden.

Im Hinblick auf die Entwicklung der homogenisierten Materialmodelle zeigten sich die verwendeten statischen Versuche mit inkrementeller Belastung bzw. Be- und Entlastung als gut geeignet. Sie ermöglichen es, das viskoelastische Deformationsverhalten mit vertretbarem experimentellen Aufwand über den gesamten quasistatisch abbildbaren Deformationsbereich zu charakterisieren und liefern dementsprechend wertvolle Aussagen hinsichtlich der belastungsabhängigen Entwicklung relevanter Deformationseffekte. Auf Basis der dadurch gewonnenen Erkenntnisse können bei der Modellentwicklung Entwicklungsgleichungen formuliert werden, die die Abbildungsgüte des Modells entsprechend erhöhen.

6 Zusammenfassung und Ausblick

6.1 Zusammenfassung

Mit dieser Arbeit wurde ein orthotropes, viskoelastisches, makroskopisches Materialmodell geschaffen, das es ermöglicht, das richtungs- und zeitabhängige Deformationsverhalten von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplastwerkstoffen homogenisiert zu beschreiben. Neben einer vollständig dreidimensionalen Formulierung wurde ebenfalls eine Formulierung für den ebenen Spannungszustand vorgestellt. Beide Modelle entsprechen gemäß der Modellrheologie einem generalisierten Maxwell-Modell, bestehend aus einem Feder-Element in Parallelschaltung mit zwei Maxwell-Elementen. Durch die Implementierung in die FE-Software ABAQUS in Form einer impliziten Materialsubroutine (UMAT) ist es möglich, Bauteile unter Berücksichtigung zeitabhängiger, viskoelastischer Deformationseffekte zuverlässig und effizient auszulegen. Dabei kann abhängig von der Bauteilgeometrie zwischen dem genaueren dreidimensionalen Modell und dem rechentechnisch wesentlich effizienteren Modell für den ebenen Spannungszustand ausgewählt werden.

Zur Entwicklung des makroskopischen Materialmodells wurde die Phänomenologie des Deformationsverhaltens von Gusspolyamid 6 mit Kohlenstofffaser-Körpergewebe (GPA6/CF-Körper) anhand experimenteller Studien beschrieben und diskutiert. Neben dem GPA6/CF-Körper Material selbst wurden auch dessen Konstituenten in Form der unverstärkten Gusspolyamid 6 Matrix und der imprägnierten Rovings charakterisiert. Das Deformationsverhalten der transversalisotropen imprägnierten Rovings wurde dabei anhand von unidirektionalem kohlenstofffaserverstärkten Polyamid 6 (PA6/CF-UD) Material untersucht.

Neben den experimentellen Untersuchungen wurde das Verhalten des GPA6/CF-Körper Materials sowie der imprägnierten Rovings zudem numerisch anhand von Meso- bzw. Mikromodellen untersucht. Durch Parametrisierung und Erweiterung des Two-Layer-Viscoplasticity Materialmodells (TLV-Modell) in ABAQUS anhand der Versuchsergebnisse des unverstärkten GPA6-Matrixmaterials war es möglich, sowohl viskoelastische als auch viskoplastische Effekte der thermoplastischen Matrix im Mikro- und Mesomodell geeignet abzubilden.

Die Relaxationsneigung der imprägnierten Rovings ist stark richtungsabhängig. In Faserrichtung tritt bei hinreichend hohen Faservolumengehalten und gestreckten Fasern kein nennenswertes viskoelastisches Verhalten auf. Faserondulationen bewirken jedoch auch in Faserrichtung zeitabhängiges Deformationsverhalten. Quer zur Faserrichtung verhält sich das Material vergleichsweise spröde und zeigt moderat viskoelastisches Verhalten. Unter Schubbelastungen zeigt das Material ein hohes Deformationsvermögen mit großen Plastizitätsanteilen und ausgeprägt viskoelastischem Verhalten. Im für kontinuierlich faserverstärkte Verbunde relevanten Verformungsbereich, sind jedoch die plastischen Anteile vernachlässigbar.

Das Deformationsverhalten des GPA6/CF-Körpergewebes ist in Faserrichtung moderat viskoelastisch. Dabei ist die Steifigkeit sowie die Relaxationsneigung beim mehrschichtigen Verbund abhängig von der Phasenverschiebung einzelner Laminatlagen zueinander. Zudem zeigt das Material in Faserrichtung eine Zug/Druck-Asymmetrie hinsichtlich Steifigkeit und Festigkeit. Unter Schubbelastung ist das Verhalten vergleichbar mit dem der imprägnierten Rovings.

Zur homogenisierten Beschreibung des experimentell und numerisch charakterisierten richtungsabhängigen, viskoelastischen Deformationsverhaltens wurden die Konstitutivgleichungen des generalisierten Maxwell-Modells mittels des zentralen Differenzenquotienten in eine numerisch lösbare Form überführt. Die Modelle zeigen eine Abhängigkeit der Berechnungsergebnisse von der Größe der verwendeten Zeitinkremente. Um mit automatischer Zeitinkrementierung zuverlässig zu rechnen, wurde ein Toleranzkriterium eingeführt, das den entstehenden Fehler klein hält. In der dreidimensionalen Formulierung wird durch die Aufspaltung der Dehnungsinkremente in ihre volumetrischen und deviatorischen Anteile berücksichtigt, dass volumetrische Anteile keinen Beitrag zur Viskoelastizität leisten. Diese Anteile werden im Modell entsprechend linear elastisch beschrieben. Dadurch wird auch das zeitabhängige, orthotrope Querdehnverhalten im Modell abgebildet. Durch die Parametrisierung des dreidimensionalen Modells anhand der Ergebnisse des UD-Mikromodells wird das transversalisotrope viskoelastische Deformationsverhalten der imprägnierten Rovings zuverlässig, homogenisiert beschrieben. Zur Demonstration der Stabilität des Modells und zur Validierung der Plausibilität der Berechnungsergebnisse wurde das Modell auf einen numerischen Kurzbiegeversuch am UD-Laminat angewendet.

Das Materialmodell mit der Formulierung für den ebenen Spannungszustand wurde anhand der experimentellen Versuchsergebnisse des GPA6/CF-Körpergewebes parametrisiert. Die experimentell ermittelte Zug/Druck-Asymmetrie des E-Moduls wurde in das Modell implementiert. Die Anwendung des Modells auf die Simulation des Vierpunkt-Biegeversuch eines Hutprofil-Bauteils mit unterschiedlichen Lagenaufbauten zeigt, dass die Relaxationsneigung des Bauteils in Abhängigkeit des Lagenaufbaus richtig beschrieben wird. Kurze Rechenzeiten demonstrieren zudem den geringen numerischen Aufwand des Modells.

6.2 Ausblick

Die im Rahme der vorliegenden Arbeit vorgestellten Untersuchungen wurden sämtlich bei Raumtemperatur und in trockenem Materialzustand durchgeführt. Das Verformungsverhalten der verwendeten Polyamid-6 Matrix ist jedoch stark abhängig, sowohl von der Umgebungstemperatur, wie auch vom Feuchtegehalt. Um das richtungs- und zeitabhängige Deformationsverhalten von kontinuierlich kohlenstofffaserverstärktem Polyamid-6 umfassend zu charakterisieren, sind weitere experimentelle Versuchsreihen mit Variation der Temperatur und der Materialfeuchte notwendig.

Klassische Kriechversuche mit einer konstanten Langzeitbelastung in Faserrichtung sind nur schwer durchführbar. Konventionelle Kriechprüfstände sind in der Regel nicht ausgelegt, um für Hochleistungsfaserverbunde benötigte Lasten aufzuprägen. Ausreichend hohe Spannungen können in einer Probe aus endlosfaserverstärktem Polymer, mit repräsentativen Abmessungen somit zumeist nicht erzeugt werden. Es ist daher zu untersuchen, ob bzw. innerhalb welcher Grenzen das Zeit-Temperatur-Superpositionsprinzip (ZTSP) anwendbar ist. Ist eine Anwendung zulässig, könnte mit konventionellen Universalprüfmaschinen gearbeitet werden, bei de-

nen das Aufbringen hinreichend hoher Lasten kein Problem darstellt. Die Versuchszeiten wären dann signifikant reduziert. Die Anwendbarkeit des ZTSP in Faserrichtung ist insbesondere dann fraglich, wenn Faserondulationen im Material vorliegen. Nach Greco et al. [21] wird das Verhalten von Geweben (GF/PP) in Faserrichtung bei hinreichend hohen Lasten nichtlinear viskoelastisch, da sich die Fasern bzw. Rovings unter Zug strecken oder unter Druck stärker ausbeulen.

Bisher wenig erforscht aber von besonderem Interesse, ist insbesondere das Verhalten unter dauerhafter Druckbelastung in Faserrichtung. Hier sind thermoplastische Hochleistungsfaser-verbunde besonders sensitiv gegenüber Umgebungsbedingungen wie Temperatur und Feuchte sowie gegenüber des Einflusses von Faserondulationen und anderer herstellungsbedingter Fehlstellen wie bspw. Poren. Steigende Temperatur und Feuchte erweichen die Matrix, wodurch die notwendige Abstützung der Fasern durch die Matrix herabgesetzt wird und ein Knicken der Fasern begünstigt wird. Zudem steigt auch die Mobilität von Kettensegmenten an, was zu einer erhöhten Relaxationsneigung der Matrix führt. Dadurch wird ein zeitverzögertes Ausknicken der Fasern potentiell begünstigt, da hier die Stützwirkung der Matrix mit der Zeit abnimmt.

Eine Verbesserung der Prognosefähigkeit der virtuellen Materialcharakterisierung wird möglich, wenn weitestgehend auf idealisierende Annahmen verzichtet wird. So sollte bspw. die Faseranordnung im RVE nicht geordnet sein, sondern statistisch variieren (SRVE). Zudem sollten Schädigungsprozesse in der Matrix berücksichtigt werden, wie sie im Rahmen dieser Arbeit, bei Belastung quer zur Faserrichtung nachgewiesen wurden.

Das vorgestellte homogenisierte Modell ist allgemein anwendbar auf jegliche Materialien die orthotropes, viskoelastisches Materialverhalten zeigen. So zum Beispiel LFT-Materialien. Um das Modell jedoch in Verbindung mit in Fließpressprozessen verarbeiteten Materialien sinnvoll verwenden zu können, muss die Materialformulierung erweitert werden. Insbesondere muss das Verhalten in Abhängigkeit von lokal unterschiedlichen Faserorientierungstensoren beschrieben werden können. Elastische Schädigung kann auf vergleichsweise einfache Weise, bspw. auf Basis eines klassischen (1-D)-Ansatzes, implementiert werden. Dadurch können auch orthotrop, viskoelastisch und elastisch-schädigende Materialien wie bspw. SMC-Materialien abgebildet werden.

A Anhang

A.1 STA-Datei der Berechnung am Hutprofil

Abaqus/Standard 6.14-1

DATE 05-Dez-2014 TIME 12:16:51

SUMMARY OF JOB INFORMATION:

STEP	INC	ATT	SEVERE DISCON ITERS	EQUIL ITERS	TOTAL ITERS	TOTAL TIME/ FREQ	STEP TIME/ LPF	INC OF TIME/ LPF
1	1	1	0	2	2	0.100	0.100	0.1000
1	2	1	0	2	2	0.200	0.200	0.1000
1	3	1	0	1	1	0.350	0.350	0.1500
1	4	1	0	2	2	0.575	0.575	0.2250
1	5	1U	0	5	5	0.575	0.575	0.3375
1	5	2	0	1	1	0.659	0.659	0.08438
1	6	1	0	1	1	0.786	0.786	0.1266
1	7	1	0	2	2	1.00	1.00	0.2141
1	8	1	0	2	2	1.32	1.32	0.3211
1	9	1U	0	4	4	1.32	1.32	0.4816
1	9	2	0	1	1	1.44	1.44	0.1204
1	10	1	0	1	1	1.62	1.62	0.1806
1	11	1	0	1	1	1.89	1.89	0.2709
1	12	1U	0	4	4	1.89	1.89	0.4064
1	12	2	0	1	1	1.99	1.99	0.1016
1	13	1	0	1	1	2.15	2.15	0.1524
1	14	1	0	1	1	2.38	2.38	0.2286
1	15	1	0	1	1	2.50	2.50	0.1244
1	16	1	0	1	1	2.84	2.84	0.3429
1	17	1	0	2	2	3.36	3.36	0.5143
1	18	1U	0	5	5	3.36	3.36	0.7715
1	18	2	0	1	1	3.55	3.55	0.1929
1	19	1	0	2	2	3.84	3.84	0.2893
1	20	1U	0	4	4	3.84	3.84	0.4340
1	20	2	0	1	1	3.95	3.95	0.1085
1	21	1	0	1	1	4.11	4.11	0.1627

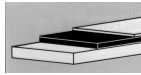
...

1	39	1	0	1	1	8.74	8.74	0.1778
1	40	1	0	1	1	9.01	9.01	0.2667
1	41	1	0	2	2	9.41	9.41	0.4000
1	42	1U	0	1	1	9.41	9.41	0.5934
1	42	2U	0	5	5	9.41	9.41	0.3530
1	42	3	0	1	1	9.49	9.49	0.08824
1	43	1	0	1	1	9.63	9.63	0.1324
1	44	1	0	1	1	9.83	9.83	0.1985
1	45	1	0	1	1	10.0	10.0	0.1742
2	1	1	0	1	1	10.2	0.200	0.2000
2	2	1	0	1	1	10.4	0.400	0.2000
2	3	1	0	1	1	10.7	0.700	0.3000
2	4	1	0	1	1	11.0	1.00	0.3000
2	5	1	0	1	1	11.4	1.45	0.4500
2	6	1	0	1	1	12.1	2.13	0.6750
2	7	1	0	1	1	12.5	2.50	0.3750
2	8	1	0	1	1	13.5	3.51	1.013
2	9	1	0	1	1	15.0	5.00	1.487
2	10	1	0	1	1	17.2	7.23	2.231
2	11	1	0	1	1	20.0	10.0	2.769
2	12	1	0	1	1	24.2	14.2	4.153
2	13	1	0	1	1	30.4	20.4	6.230
2	14	1	0	1	1	35.0	25.0	4.617
2	15	1	0	3	3	44.3	34.3	9.345
2	16	1	0	1	1	60.0	50.0	15.66
2	17	1	0	1	1	83.5	73.5	23.48
2	18	1	0	1	1	110.	100.	26.52
2	19	1	0	1	1	150.	140.	39.78
2	20	1	0	1	1	209.	199.	59.66
2	21	1	0	1	1	299.	289.	89.49
2	22	1	0	1	1	433.	423.	134.2
2	23	1	0	1	1	510.	500.	76.83
2	24	1	0	1	1	711.	701.	201.4
2	25	1	0	1	1	1.01e+003	1.00e+003	298.6
2	26	1	0	1	1	1.46e+003	1.45e+003	448.0
2	27	1	0	1	1	2.13e+003	2.12e+003	671.9
2	28	1	0	1	1	2.51e+003	2.50e+003	380.1
2	29	1	0	2	2	3.51e+003	3.50e+003	1000.
2	30	1	0	1	1	4.51e+003	4.50e+003	1000.
2	31	1	0	1	1	5.01e+003	5.00e+003	500.0
2	32	1	0	1	1	6.01e+003	6.00e+003	1000.
2	33	1	0	1	1	7.01e+003	7.00e+003	1000.
2	34	1	0	1	1	7.21e+003	7.20e+003	200.0

THE ANALYSIS HAS COMPLETED SUCCESSFULLY

A.2 Datenblatt des GPA6-Matrixmaterials

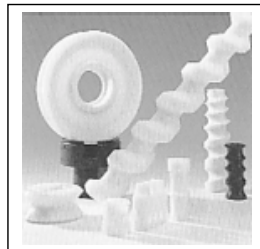
- > Baukunststoffe
- > Kunststoffhalbezeuge
- > Kunststoffverarbeitung



Polyamid-Platten gegossen

		Toleranz nach DIN mm	Polyamid 6 natur	Polyamid 6 schwarz
DIN – Bezeichnung			PA 6 G	PA 6 G
Dichte (g/cm ³)			1,15	1,15
Nennmaß mm	Breite mm	+0 bis + 50 mm	Gewicht Kg / m	Gewicht Kg / m
8	1000	0,50 bis 1,70	12,0	12,0
10			14,5	14,5
12			17,0	17,0
15		0,50 bis 2,50	21,5	21,5
16			23,0	23,0
20			27,5	27,5
25			33,5	33,5
30		0,50 bis 3,50	40,0	40,0
36			47,0	47,0
40			52,5	52,5
45			57,5	57,5
50		1,00 bis 5,00	64,5	64,5
55			72,0	72,0
60			77,0	77,0
65			83,0	83,0
70			91,5	91,5
75	95,0		95,0	
80	1,00 bis 6,00	102,5	102,5	
85		108,0	108,0	
90		113,0	113,0	
100		126,0	126,0	
110		146,0	146,0	
120		158,0	158,0	
130		171,0	171,0	
140		184,0	184,0	
150	2000	198,0	198,0	

Standardlängen: bis Stärke 100 mm: L = 2000 mm
 ab Stärke 110 mm: L = 1000 mm



Die angegebenen kg/m Gewichte sind rein rechnerische Angaben. Das Auslieferungsgewicht wird abweichen. Alle Angaben ohne Gewähr.

A.3 Datenblatt des PA6/CF-UD-Materials

PRELIMINARY DATA

Celstran® CFR-TP PA6 CF60-01

General Description: Celstran® CFR-TP PA6 CF60-01 is a 60% carbon fiber by weight polyamide 6 (nylon 6) continuous fiber (uni-directional) reinforced thermoplastic composite tape. This material exhibits a high strength-to-weight ratio, excellent toughness and impact resistance. It is well suited for industrial, automotive and sporting goods applications where strength and toughness are critical as well as ease of processing.

	Property	Value	Unit	Value	Unit
MATERIAL	Polymer	PA6			
	Fiber Type	Carbon			
	Density	0.053	lb/in ³	1.46	g/cm ³
	Fiber Content	60	% by wt.		
	Fiber Volume	48	% by vol.		
	Tape Thickness**	0.0076	in	0.19	mm
	Tape Width (max.)*	10	in	254	mm
	Tape Areal Weight**	8.3	oz/yd ²	280	g/m ²
	Fiber Areal Weight**	5.0	oz/yd ²	170	g/m ²

*Custom tape widths may be available. Slit tapes are available down to 0.25 in (6mm).

**Nominal value shown, actual value may vary.

	Property ¹	Value	Unit	Value	Unit	Test Method
MECHANICAL	Tensile Strength	262	ksi	1800	MPa	D3039
	Tensile Modulus	15.6	Msi	107.7	GPa	D3039
	Elongation at Break	1.53	%	1.53	%	D3039
	Flexural Strength	116	ksi	800	MPa	D790
	Flexural Modulus	14.1	Msi	96.9	GPa	D790

¹Orientation 0°

	Property	Value	Unit	Value	Unit
THERMAL	Melt Temperature	428	°F	220	°C
	Glass Transition Temperature	117	°F	47	°C

Ticona
Performance Driven Solutions™

Contact Information

Americas

Ticona Engineering Polymers
Product Information Service
8040 Dixie Highway
Florence, KY 41042
USA
Tel.: +1-800-833-4882
Tel.: +1-859-372-3244

Customer Service

Tel.: +1-800-526-4960
Tel.: +1-859-372-3214
Fax: +1-859-372-3125
email: prodinfo@ticona.com

Europe

Ticona GmbH
Information Service
Am Unisyspark 1
65843 Sulzbach, Germany
Tel.: +49 (0)180-584 2662 (Germany)*
+49 (0)69-305 16299 (Europe)**
Fax: +49 (0)180-202 1202

See example below for rate information:

* 0.14 €/min + local landline rates

**0.06 €/call + local landline rates

email: infoservice@ticona.de

Ticona on the web: www.ticona.com

Asia

Celanese (China) Holding Co., Ltd.
4560 Jinke Road
Shanghai 201210
P.R. China

Customer Service

Tel.: +86-21-3861 9288
Fax: +86-21-3861 9588
email: infohelp@ticona.com

NOTICE TO USERS: To the best of our knowledge, the information contained in this publication is accurate; however, we do not assume any liability whatsoever for the accuracy and completeness of such information. Any values shown are based on testing of laboratory test specimens and represent data that fall within the standard range of properties for natural material. Colorants or other additives may cause significant variations in data values. Any determination of the suitability of this material for any use contemplated by the users and the manner of such use is the sole responsibility of the users, who must assure themselves that the material subsequently processed meets the needs of their particular product or use, and part design for any use contemplated by the user is the sole responsibility of the user. The user must verify that the material, as subsequently processed, meets the requirements of the particular product or use. It is the sole responsibility of the users to investigate whether any existing patents are infringed by the use of the materials mentioned in this publication.

Please consult the nearest Ticona Sales Office, or call the numbers listed above for additional technical information. Call Customer Services for the appropriate Materials Safety Data Sheets (MSDS) before attempting to process our products. Ticona engineering polymers are not intended for use in medical or dental implants.

Except as otherwise noted, all of the trademarks referenced herein are owned by Ticona or its affiliates.

 **Celanese**
Ticona – A Business of Celanese

A.4 Datenblatt des Filamentgarns Tenax HTS40 F13 12K


TEIJIN

 Produktdatenblatt
 Tenax® HTS Filamentgarn

Markenname		Tenax®	Tenax®	Tenax®
Produktionsstandort		E	E	E
Faserfamilie & Zugeigenschaften		HTS40	HTS40	HTS45
Präparationseigenschaften		F13	F13	E23
Filamentanzahl		12K	24K	12K
Garnfeinheit ¹⁾	[tex]	800	1600	800
Garndrehung	[t/m]	0/10Z	0/5Z	0/10Z
Laufänge je kg	[m/kg]	1.250	625	1.250
Spulengewicht, netto	[kg]	2 • 4 • 6	2 • 4 • 6 • 8	2 • 4 • 6

1) ohne Präparationsauftrag

Zugeigenschaften (Richtwerte)

Zugfestigkeit	[MPa]	4.400	4.400	4.500
Zug-E-Modul	[GPa]	240	240	240

Eigenschaften (Richtwerte)

Filamentdurchmesser	[µm]	7	7	7
Dichte	[g/cm ³]	1,77	1,77	1,77
Bruchdehnung	[%]	1,8	1,8	1,9
Spezifische Wärmekapazität	[J/kgK]	710	710	710
Wärmeleitfähigkeit	[W/mK]	10	10	10
Wärmeausdehnungskoeffizient	[10 ⁻⁶ /K]	-0,1	-0,1	-0,1
Spez. elektrischer Widerstand	[Ω cm]	1,6 x 10 ⁻³	1,6 x 10 ⁻³	1,6 x 10 ⁻³

Präparationseigenschaften für Faserfamilie HTS

HTS ist eine klassische Tenax® Hochleistungskohlenstofffaser. Die „High Tenacity“ (HT) Fasern liefern exzellente und ausgewogene mechanische Lamineigenschaften.

E23 = Type mit ca. 1,3 % Präparationsauftrag auf Basis Epoxidharz

F13 = Type mit ca. 1,0 % Präparationsauftrag auf Basis Polyurethan

Zur optimalen Typenauswahl steht Ihnen unser Verkauf gerne zur Verfügung. Die angegebenen Werte sind Richtwerte. Für die Auslegung von Bauteilen fordern Sie bitte über unseren Verkauf eine Spezifikation an.

Bitte geben Sie auf Ihrer Bestellung den Anwendungsbereich (Luftfahrt oder Industrie & Sport) an. Die Ausfuhr oder Verbringung von Kohlenstofffasern kann genehmigungspflichtig sein, abhängig von den Eigenschaften, der Endbestimmung und der Endverwendung.

Literaturverzeichnis

- [1] ASHBY, M. F.: *Materials selection in mechanical design*. 4. ed. Amsterdam : Butterworth-Heinemann, 2011
- [2] McDONNELL, P. ; MCGARVEY, K. P. ; ROCHFORD, L. ; Ó BRÁDAIGH, C. M.: Processing and mechanical properties evaluation of a commingled carbon-fibre/PA-12 composite. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32 (2001), Nr. 7, S. 925 – 932
- [3] Ó MÁIRTÍN, P. ; McDONNELL, P. ; CONNOR, M. T. ; EDER, R. ; Ó BRÁDAIGH, C. M.: Process investigation of a liquid PA-12/carbon fibre moulding system. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32 (2001), Nr. 7, S. 915 – 923
- [4] MOHD ISHAK, Z.A. ; LEONG, Y. W. ; STEEG, M. ; KARGER-KOCSIS, J.: Mechanical properties of woven glass fabric reinforced in situ polymerized poly(butylene terephthalate) composites. In: *Composites Science and Technology* 67 (2007), S. 390 – 398
- [5] LABERGE-LEBEL, L. ; VAN HOA, S.: Manufacturing of Braided Thermoplastic Composites with Carbon/Nylon Commingled Fibers. In: *Journal of Composite Materials* 41 (2007), Nr. 9, S. 1101–1121
- [6] ARCHER, E. ; MULLIGAN, R. ; DIXON, D. ; BUCHANAN, S. ; STEWART, G. ; McILHAGGER, A. T.: An investigation into thermoplastic matrix 3D woven carbon fibre composites. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 31 (2012), Nr. 13, S. 863–873
- [7] BOTELHO, E. C. ; FIGIEL, L. ; REZENDE, M. C. ; LAUKE, B.: Mechanical behavior of carbon fiber reinforced polyamide composites. In: *Composites Science and Technology* 63 (2003), Nr. 13, S. 1843 – 1855
- [8] BROWN, K. A. ; BROOKS, R. ; WARRIOR, N. A.: The static and high strain rate behaviour of a commingled E-glass/polypropylene woven fabric composite. In: *Composites Science and Technology* 70 (2010), Nr. 2, S. 272 – 283
- [9] DAGGUMATI, S. ; BAERE, I. D. ; PAEPEGEM, W. V. ; DEGRIECK, J. ; XU, J. ; LOMOV, S.V. ; VERPOEST, I.: Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part I - Experimental analysis. In: *Composites Science and Technology* 70 (2010), Nr. 13, S. 1926 – 1933
- [10] NEFT, J.: *Schädigungsverhalten endlos glasfaserverstärkter Thermoplaste unter Berücksichtigung von Alterungs- und Temperatureinflüssen*, Technische Universität Hamburg-Harburg, Diss., 2001
- [11] EL-DESSOUKY, H. M. ; LAWRENCE, C. A.: Ultra-lightweight carbon fibre/thermoplastic composite material using spread tow technology. In: *Composites Part B: Engineering* 50 (2013), S. 91 – 97

- [12] HUFENBACH, W. ; GUDE, M. ; BÖHM, R. ; ZSCHEYGE, M.: The effect of temperature on mechanical properties and failure behaviour of hybrid yarn textile-reinforced thermoplastics. In: *Materials & Design* 32 (2011), S. 4278 – 4288
- [13] HUFENBACH, W. ; BÖHM, R. ; THIEME, M. ; WINKLER, A. ; MÄDER, E. ; RAUSCH, J. ; SCHADE, M.: Polypropylene/glass fibre 3D-textile reinforced composites for automotive applications. In: *Materials & Design* 32 (2011), S. 1468 – 1476
- [14] PILLAY, S. ; VAIDYA, U. K. ; JANOWSKI, G. M.: Effects of moisture and UV exposure on liquid molded carbon fabric reinforced nylon 6 composite laminates. In: *Composites Science and Technology* 69 (2009), Nr. 6, S. 839 – 846
- [15] SELZER, R. ; FRIEDRICH, K.: Mechanical properties and failure behaviour of carbon fibre-reinforced polymer composites under the influence of moisture. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 28 (1997), Nr. 6, S. 595 – 604
- [16] TODO, M. ; TAKAHASHI, K. ; BÉGUELIN, P. ; HENNING KAUSCH, H.: Strain-rate dependence of the tensile fracture behaviour of woven-cloth reinforced polyamide composites. In: *Composites Science and Technology* 60 (2000), Nr. 5, S. 763 – 771
- [17] PAPADAKIS, N. ; REYNOLDS, N. ; PHARAOH, M. W. ; WOOD, P. K. C. ; SMITH, G. F.: Strain rate effects on the shear mechanical properties of a highly oriented thermoplastic composite material using a contacting displacement measurement methodology - Part A: elasticity and shear strength. In: *Composites Science and Technology* 64 (2004), Nr. 5, S. 729 – 738
- [18] NICHOLS, M. E. ; WANG, S. S. ; GEIL, P. H.: Creep and physical aging in a polyamideimide carbon fiber composite. In: *Journal of Macromolecular Science, Part B* 29 (1990), Nr. 4, S. 303–336
- [19] MIYASE, A. ; WANG, S. S. ; CHEN, A. W.-L. ; GEIL, P. H.: Anelastic Deformation of a Thermoplastic-Matrix Fiber Composite at Elevated Temperature; Part III: Structure and Thermomechanical Properties of AS4/PACM-12 Composite. In: *Journal of Composite Materials* 27 (1993), Nr. 9, S. 908–920
- [20] WEN, Y. F. ; GIBSON, R. F. ; SULLIVAN, J. L.: Prediction of Momentary Transverse Creep Behavior of Thermoplastic Polymer Matrix Composites Using Micromechanical Models. In: *Journal of Composite Materials* 31 (1997), Nr. 21, S. 2124–2145
- [21] GRECO, A. ; MUSARDO, C. ; MAFFEZZOLI, A.: Flexural creep behaviour of PP matrix woven composite. In: *Composites Science and Technology* 67 (2007), Nr. 6, S. 1148 – 1158
- [22] SUN, C. T. ; VAIDYA, R. S.: Prediction of composite properties from a representative volume element. In: *Composites Science and Technology* 56 (1996), Nr. 2, S. 171 – 179
- [23] WONGSTO, A. ; LI, S.: Micromechanical FE analysis of UD fibre-reinforced composites with fibres distributed at random over the transverse cross-section. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36 (2005), Nr. 9, S. 1246 – 1266

- [24] TRIAS, D. ; COSTA, J. ; MAYUGO, J.A. ; HURTADO, J.E.: Random models versus periodic models for fibre reinforced composites. In: *Computational Materials Science* 38 (2006), Nr. 2, S. 316 – 324
- [25] MELRO, A.R. ; CAMANHO, P.P. ; PINHO, S.T.: Generation of random distribution of fibres in long-fibre reinforced composites. In: *Composites Science and Technology* 68 (2008), Nr. 9, S. 2092 – 2102
- [26] YU, Y. ; ZHANG, B. ; TANG, Z. ; QI, G.: Stress transfer analysis of unidirectional composites with randomly distributed fibers using finite element method. In: *Composites Part B: Engineering* 69 (2015), Nr. 0, S. 278 – 285
- [27] AHCI, E. ; TALREJA, R.: Characterization of viscoelasticity and damage in high temperature polymer matrix composites. In: *Composites Science and Technology* 66 (2006), Nr. 14, S. 2506 – 2519
- [28] NAIK, A. ; ABOLFATHI, N. ; KARAMI, G. ; ZIEJEWSKI, M.: Micromechanical Viscoelastic Characterization of Fibrous Composites. In: *Journal of Composite Materials* 42 (2008), Nr. 12, S. 1179–1204
- [29] GARNICH, M. R. ; KARAMI, G.: Finite Element Micromechanics for Stiffness and Strength of Wavy Fiber Composites. In: *Journal of Composite Materials* 38 (2004), Nr. 4, S. 273–292
- [30] KARAMI, G. ; GARNICH, M.: Effective moduli and failure considerations for composites with periodic fiber waviness. In: *Composite Structures* 67 (2005), Nr. 4, S. 461 – 475
- [31] KARAMI, G. ; GARNICH, M.: Micromechanical study of thermoelastic behavior of composites with periodic fiber waviness. In: *Composites Part B: Engineering* 36 (2005), Nr. 3, S. 241 – 248
- [32] GUAGLIANO, M. ; RIVA, E.: Mechanical behaviour prediction in plain weave composites. In: *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 36 (2001), Nr. 2, S. 153–162
- [33] NICOLETTO, G. ; RIVA, E.: Failure mechanisms in twill-weave laminates: FEM predictions vs. experiments. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 35 (2004), S. 787 – 795
- [34] DAGGUMATI, S. ; PAEPEGEM, W. V. ; DEGRIECK, J. ; XU, J. ; LOMOV, S.V. ; VERPOEST, I.: Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part II - Meso-FE modelling. In: *Composites Science and Technology* 70 (2010), Nr. 13, S. 1934 – 1941
- [35] MELRO, A.R. ; CAMANHO, P.P. ; PIRES, F.M. A. ; PINHO, S.T.: Numerical simulation of the non-linear deformation of 5-harness satin weaves. In: *Computational Materials Science* 61 (2012), Nr. 0, S. 116 – 126
- [36] ZHANG, C. ; BINIENDA, W. K. ; GOLDBERG, R. K. ; KOHLMAN, L. W.: Meso-scale failure modeling of single layer triaxial braided composite using finite element method. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 58 (2014), Nr. 0, S. 36 – 46
- [37] PANG, F. ; WANG, C. H.: A predictive creep model for un-stitched and stitched woven composites. In: *Composites Science and Technology* 60 (2000), Nr. 2, S. 255 – 261

- [38] SEIFERT, O. E. ; SCHUMACHER, S. C. ; HANSEN, A. C.: Viscoelastic properties of a glass fabric composite at elevated temperatures: experimental and numerical results. In: *Composites Part B: Engineering* 34 (2003), Nr. 7, S. 571 – 586
- [39] ZHU, Q. ; SHROTRIYA, P. ; SOTTOS, N. R. ; GEUBELLE, P. H.: Three-dimensional viscoelastic simulation of woven composite substrates for multilayer circuit boards. In: *Composites Science and Technology* 63 (2003), Nr. 13, S. 1971 – 1983
- [40] SHROTRIYA, P. ; SOTTOS, N.R.: Viscoelastic response of woven composite substrates. In: *Composites Science and Technology* 65 (2005), S. 621 – 634
- [41] AKLONIS, J. J. ; MACKNIGHT, W. J.: *Introduction to polymer viscoelasticity*. 2. ed. New York [u.a.] : Wiley, 1983
- [42] WARD, I. M. ; HADLEY, D. W.: *Introduction to the mechanical properties of solid polymers*. Chichester [u.a.] : Wiley, 1993
- [43] GROSS, D. ; HAUGER, W. ; SCHNELL, W. ; WRIGGERS, P.: *Technische Mechanik 4 - Hydromechanik, Elemente der Höheren Mechanik, Numerische Methoden*. Springer, 2004
- [44] HYING, K.: *Analyse der viskoelastischen Eigenschaften von Poly(tetrafluorethylen) im Bereich des β -Übergangs*, Rheinisch- Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, Diss., 2003
- [45] FERRY, J. D.: *Viscoelastic properties of polymers*. 3. ed. New York [u.a.] : Wiley, 1980
- [46] BETTEN, J.: *Kontinuumsmechanik : elastisches und inelastisches Verhalten isotroper und anisotroper Stoffe*. 2., erw. Aufl. Berlin : Springer, 2001
- [47] KOPROWSKI-THEISS, N.: *Kompressible, viskoelastische Werkstoffe: Experimente, Modellierung und FE-Umsetzung*, Universität des Saarlandes, Diss., 2011
- [48] DENG, X. ; PELLEGRINO, S.: Wrinkling of Orthotropic Viscoelastic Membranes. In: *AIAA Journal* 50 (2012), Nr. 3, S. 668–681
- [49] SCHAPERY, R. A.: On the characterization of nonlinear viscoelastic materials. In: *Polymer Engineering & Science* 9 (1969), Nr. 4, S. 295–310
- [50] SCHAPERY, R.A.: Stress Analysis of Viscoelastic Composite Materials. In: *Journal of Composite Materials* 1 (1967), Nr. 3, S. 228–267
- [51] ZOCHER, M. A. ; GROVES, S. E. ; ALLEN, D. H.: A THREE-DIMENSIONAL FINITE ELEMENT FORMULATION FOR THERMOVISCOELASTIC ORTHOTROPIC MEDIA. In: *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 40 (1997), Nr. 12, S. 2267–2288
- [52] POON, H. ; AHMAD, M. F.: A finite element constitutive update scheme for anisotropic, viscoelastic solids exhibiting non-linearity of the Schapery type. In: *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 46 (1999), Nr. 12, S. 2027–2041

- [53] KALISKE, M.: A formulation of elasticity and viscoelasticity for fibre reinforced material at small and finite strains. In: *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 185 (2000), S. 225 – 243
- [54] VIDAL-SALLÉ, E. ; CHASSAGNE, P.: Constitutive equations for orthotropic nonlinear viscoelastic behaviour using a generalized Maxwell model Application to wood material. In: *Mechanics of Time-Dependent Materials* 11 (2007), Nr. 2, S. 127–142
- [55] SAWANT, S. ; MULIANA, A.: A thermo-mechanical viscoelastic analysis of orthotropic materials. In: *Composite Structures* 83 (2008), Nr. 1, S. 61 – 72
- [56] ZIENKIEWICZ, O.C. ; WATSON, M. ; KING, I.P.: A numerical method of visco-elastic stress analysis. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 10 (1968), Nr. 10, S. 807 – 827
- [57] KIM, J. W. ; MEDVEDEV, G. A. ; CARUTHERS, J. M.: Mobility evolution during tri-axial deformation of a glassy polymer. In: *Polymer* 55 (2014), Nr. 6, S. 1570 – 1573
- [58] WENDEL, R. ; CHAUDHARI, R. ; HENNING, F. ; HASPEL, B. ; ELSNER, P.: Ermittlung der prozessspezifischen Einflüsse auf das Materialverhalten im thermoplastischen RTM-Verfahren. In: *Wanner A, Weidenmann K (Hg.): DGM-Symp. Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Karlsruhe, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e. V., 2013*
- [59] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 527-4 Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften, Teil 4.* 1997
- [60] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 14126 Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Druckeigenschaften in der Laminebene.* 2000
- [61] TSCHENTSCHER, Andreas: *Anpassung von viskoelastischen und viskoplastischen Materialmodellen für thermoplastische Werkstoffe*, Karlsruher Institut für Technologie, Diplomarbeit, 2009
- [62] DYNARDO: *optiSLang Documentation Version 3.2.3.* Weimar: Dynardo Dynamic Software and Engineering GmbH, 2013
- [63] SIMULIA: *Abaqus Online Documentation: Version 6.13.* Providence: Dassault Systemes Simulia Corp., 2013
- [64] BARBERO, E. J.: *Finite element analysis of composite materials.* CRC Press, 2008
- [65] CARVELLI, V. ; PAZMINO, J. ; LOMOV, S. V. ; BOGDANOVICH, A. E. ; MUNGALOV, D. D. ; VERPOEST, I.: Quasi-static and fatigue tensile behavior of a 3D rotary braided carbon/epoxy composite. In: *Journal of Composite Materials* published online (2012), S. 1–15
- [66] SCHÜRSMANN, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden.* Springer Berlin Heidelberg, 2007
- [67] HSIAO, H.M. ; DANIEL, I.M.: Effect of fiber waviness on stiffness and strength reduction of unidirectional composites under compressive loading. In: *Composites Science and Technology* 56 (1996), Nr. 5, S. 581 – 593

- [68] http://texgen.sourceforge.net/index.php/Main_Page (Datum: 14.11.2014)
- [69] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN 2563 Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe, Unidirektionale Laminate, Bestimmung der scheinbaren interlamina- ren Scherfestigkeit*. 1997
- [70] RÖSLER, J. ; HADERS, H. ; BÄKER, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. View- eg+Teubner | GWV Fachverlage GmbH, 2008
- [71] ASP, L. E. ; BERGLUND, L. A. ; GUDMUNDSON, P.: Effects of a composite-like stress state on the fracture of epoxies. In: *Composites Science and Technology* 53 (1995), Nr. 1, S. 27 – 37
- [72] KIM, J. W. ; MEDVEDEV, G. A. ; CARUTHERS, J. M.: Observation of yield in triaxial deformation of glassy polymers. In: *Polymer* 54 (2013), Nr. 11, S. 2821 – 2833
- [73] RÖSNER, A. ; WEIDENMANN, K.A. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: Charakterisierung des Deformationsverhaltens eines durch Köpergewebe verstärkten Thermoplasten. In: *Wanner A, Weidenmann K (Hg.): DGM-Symp. Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Karls- ruhe, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e. V.*, 2013
- [74] SCHWARZL, F.: Linear viscoelastic behaviour of isotropic materials I - Transiant measu- rements. In: *Kolloid-Zeitschrift* 148 (1956), S. 47–57
- [75] FRANK, U.: *Die Querkontraktionszahl von Kunststoffen, dargestellt am Beispiel amorpher Thermoplaste*, Institut für Kunststoffprüfung und Kunststoffkunde, Universität Stuttgart, Diss., 1984
- [76] KOLUPAEV, V. A. ; MONEKE, M. ; BECKER, F.: Mehraxiales Kriechen von Thermoplast- formteilen / Fortschritt-Bericht VDI 703. 2005. – Forschungsbericht
- [77] KOLUPAEV, V. A. ; MONEKE, M. ; BECKER, F. ; AMBERG, J.: Die Querkontraktionszahl beim Kriechen von Thermoplasten und ihr Anwendung im Materialmodell. In: *Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e. V. - Werkstoffprüfung*, 2004, S. 273–278
- [78] LEWEN, B.: *Das nichtlinear viskoelastische Verhalten von Kunststoffen am Beispiel der Zeit-Temperatur-Verschiebung und der Querkontraktionszahl*, IKV, RWTH Aachen, Diss., 1991
- [79] ELSNER, P. ; EYERER, P. ; HIRTH, T.: *Kunststoffe - Eigenschaften und Anwendungen*. Springer, 2008
- [80] REDDY, J. N.: *Mechanics of laminated composite plates and shells : theory and analysis*. 2. ed. Boca Raton, Fla. [u.a.] : CRC Press, 2004
- [81] NOH, J. ; WHITCOMB, J.: Effect of Transverse Matrix Cracks on the Relaxation Moduli of Linear Viscoelastic Laminates. In: *Journal of Composite Materials* 37 (2003), Nr. 6, S. 543–558
- [82] BIRUR, A. ; GUPTA, A. ; RAGHAVAN, J.: Creep Rupture of Multidirectional Polymer Composite Laminates - Influence of Time-Dependent Damage. In: *J. Eng. Mater. Technol.* 128(4) (2006), S. 611–617

- [83] ASADI, A. ; RAGHAVAN, J.: Influence of time-dependent damage on creep of multidirectional polymer composite laminates. In: *Composites Part B: Engineering* 42 (2011), Nr. 3, S. 489 – 498

