

Karlsruher Schriftenreihe
Fahrzeugsystemtechnik

Fabian Schirmaier

Experimentelle Untersuchung und Simulation des Umformverhaltens nähegewirkter unidirektionaler Kohlenstofffasergelege



Scientific
Publishing

Fabian Schirmaier

**Experimentelle Untersuchung und Simulation des
Umformverhaltens nähgewirkter unidirektionaler
Kohlenstoffasergelege**

**Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik
Band 51**

Herausgeber

FAST Institut für Fahrzeugsystemtechnik

Prof. Dr. rer. nat. Frank Gauterin

Prof. Dr.-Ing. Marcus Geimer

Prof. Dr.-Ing. Peter Gratzfeld

Prof. Dr.-Ing. Frank Henning

Das Institut für Fahrzeugsystemtechnik besteht aus den Teilinstituten Bahnsystemtechnik, Fahrzeugtechnik, Leichtbautechnologie und Mobile Arbeitsmaschinen.

Eine Übersicht aller bisher in dieser Schriftenreihe erschienenen Bände finden Sie am Ende des Buchs.

Experimentelle Untersuchung und Simulation des Umformverhaltens nähgewirkter unidirektionaler Kohlenstofffasergelege

von
Fabian Schirmaier

Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
Fakultät für Maschinenbau, 2016

Impressum



Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
KIT Scientific Publishing
Straße am Forum 2
D-76131 Karlsruhe

KIT Scientific Publishing is a registered trademark of Karlsruhe
Institute of Technology. Reprint using the book cover is not allowed.

www.ksp.kit.edu



*This document – excluding the cover, pictures and graphs – is licensed
under the Creative Commons Attribution-Share Alike 3.0 DE License
(CC BY-SA 3.0 DE): <http://creativecommons.org/licenses/by-sa/3.0/de/>*



*The cover page is licensed under the Creative Commons
Attribution-No Derivatives 3.0 DE License (CC BY-ND 3.0 DE):
<http://creativecommons.org/licenses/by-nd/3.0/de/>*

Print on Demand 2017 – Gedruckt auf FSC-zertifiziertem Papier

ISSN 1869-6058

ISBN 978-3-7315-0620-1

DOI: 10.5445/KSP/1000064414

Vorwort des Herausgebers

Leichtere Fahrzeugstrukturen ermöglichen umweltfreundlichere Mobilität. Insbesondere durch den Einsatz von Hochleistungs-Faserverbundkunststoffen lässt sich das Gewicht tragender Bauteile erheblich reduzieren. Die Integration von Faserverbundkomponenten in bestehende Fahrzeugsysteme ist aktuell ein weitreichendes, interdisziplinäres Forschungsfeld, das sich von den Berechnungsmethoden für monolithische Faserverbundbauteile über faserverbundgerechte Konstruktionsweisen bis hin zur komplexen Thematik der Multi-Material-Bauweise und Hybridisierung erstreckt. Um in diesem Kontext leichte und leistungsfähige Bauteile und Komponenten für die Fahrzeugindustrie bereitzustellen, ist es essentiell, Kompetenzen aus den Bereichen **M**ethoden, **W**erkstoffe und **P**roduktion (MWP-Ansatz) zu bündeln und deren Wechselwirkungen im Sinne einer ganzheitlichen System- und Gewichtsoptimierung zu erfassen.

Vor diesem Hintergrund können tragende Faserverbundbauteile nur dann gewichtsoptimiert ausgelegt werden, wenn die Anisotropie der Fasern technisch weitestgehend genutzt wird und wenn die Einflüsse der Herstellung auf das Materialverhalten richtig erkannt und berücksichtigt werden. Um dies zu erreichen, ist es erforderlich, den Herstellprozess von Faserverbundbauteilen virtuell zur beschreiben und die Simulation der einzelnen Herstellprozessschritte mit der Strukturauslegung in einer CAE-Kette virtuell zu verknüpfen. Damit können die komplexen Wechselwirkungen zwischen Bauteildesign, Bauteilherstellung und Werkstoffeigenschaften bereits in den frühen Phasen der Produktentwicklung erfasst werden. Bei der Herstellung geometrisch komplexer Hochleistungs-Faserverbundbauteile kommt dem Umformprozess der Faserverbundhalbzeuge eine besondere Rolle zu. Im Umformprozess werden die lokalen Faserorientierungen sowie die Inhomogenität der Faserdistribution im Bauteil definiert und es entstehen unerwünschte Effekte (Drapiereffekte), wie beispielsweise Falten oder Faserondulationen, die durch eine geeignete Prozessführung verhindert bzw. minimiert werden müssen.

Unter den existierenden Faserverbundhalbzeugen bieten unidirektionale Faserverbundhalbzeuge aufgrund ihrer hohen gewichtsspezifischen mechanischen

Eigenschaften die größte Möglichkeit zur Herstellung gewichtsoptimierter Hochleistungs-Faserverbundbauteile. Das Umformverhalten und die Umformsimulation von unidirektionalen Faserverbundhalbzeugen, insbesondere von nähgewirkten unidirektionalen Kohlenstofffasergelegen (UD-Gelege), ist jedoch noch unzureichend erforscht. Hier setzt die Arbeit von Herrn Schirmaier an. Am Beispiel eines ausgewählten UD-Geleges wird das Umformverhalten von UD-Gelegen experimentell untersucht und ein Modell zur Simulation des Umformverhaltens von UD-Gelegen entwickelt und validiert.

Karlsruhe, im Januar 2017

Prof. Dr.-Ing. Frank Henning

Experimentelle Untersuchung und Simulation des Umformverhaltens nähgewirkter unidirektionaler Kohlenstofffasergelege

Zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften

der Fakultät für Maschinenbau
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte Dissertation

von

Dipl.-Ing. Fabian Schirmaier
geboren am 19.02.1985 in Titisee-Neustadt

2016

Tag der mündlichen Prüfung:	11. November 2016
Hauptreferent:	Prof. Dr.-Ing. Frank Henning
Korreferent:	Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay André Weidenmann
Korreferent:	Dr.-Ing. Luise Kärger (KIT Associate Fellow)

Kurzfassung

In der vorliegenden Arbeit wird das Umformverhalten von unidirektionalen Kohlenstofffasergelegen (UD-Gelegen) am Beispiel eines ausgewählten näherwirkten UD-Geleges experimentell untersucht sowie ein Modell zur Simulation des Umformverhaltens von UD-Gelegen im Kontext eines automatisierten Preformprozesses entwickelt. Anhand experimenteller Untersuchungen werden die Hauptdeformationsmechanismen und Drapiereffekte des UD-Geleges identifiziert. Zur experimentellen Untersuchung der Membraneigenschaften des UD-Geleges werden Querzugversuche (90° zur Faserrichtung), Off-Axis-Zugversuche (30° , 45° und 60° zur Faserrichtung) und der Pictureframe-Test durchgeführt. Dabei wird das Deformationsverhalten des UD-Geleges im Rahmen der Querzugversuche sowohl mit fest eingespannten Schussfäden (Glasfasern) als auch mit in der Einspannung „nachfließenden“ Schussfäden (Glasfasern) untersucht. Zur Bewertung der Verformung des UD-Geleges bei mehrachsiger Beanspruchung werden die Oberflächendehnungen in den Off-Axis-Zugversuchen optisch gemessen. Die Biegeeigenschaften des UD-Geleges werden mit dem Cantilever-Test bestimmt. Zusätzlich dazu werden die Reibeigenschaften zwischen zwei trockenen UD-Gelegen sowie zwischen den UD-Gelegen und den Umformwerkzeugen bestimmt sowie das Auszugsverhalten der Glasfasern aus dem UD-Gelege untersucht. Zur Untersuchung des Umformverhaltens auf Bauteillevel werden der Hemisphären-Test und mehrlagige Umformversuche am Beispiel des Lampentopf-Demonstrators mit dem sequentiellen Preformprozess der Firma Dieffenbacher durchgeführt.

Auf Basis der experimentell gewonnenen Erkenntnisse wird ein homogenisiertes (kontinuierliches) Modell zur Umformsimulation von UD-Gelegen mit dem FE-Solver ABAQUS/Explicit entwickelt. Das Modell beinhaltet eine Materialsubroutine zur Beschreibung der Membraneigenschaften von UD-Gelegen (VUMAT), eine Subroutine zur benutzerdefinierten Beschreibung der Biegeeigenschaften (VUGENS) und eine Subroutine zur Beschreibung des Reibverhaltens zwischen zwei UD-Gelegen mit aktiviertem Binder (VUINTERACTION). Da der Fokus dieser Arbeit auf der Modellierung der Membraneigenschaften und der Reibeigenschaften liegt, wird zur Beschreibung

der Biegeeigenschaften auf ein aus der Umformsimulation von UD-Tapes bestehendes Modell zurückgegriffen und für UD-Gelege parametrisiert. Zur Modellierung des Membranverhaltens wird ein lineares Dehnungsmaß vorgestellt, das es erlaubt, nicht-orthogonales Materialverhalten auch bei großen Deformationen mit einer orthotropen Materialmatrix sowie bezüglich technischer Spannungen und Dehnungen bestimmten Materialeigenschaften (Nennspannungskonzept) zu beschreiben. Die Beschreibung der Schubeigenschaften und der Zugeigenschaften in Richtung der Naht erfolgte in diesem Zusammenhang mit einem elastisch-plastischen Materialgesetz. Die Beschreibung des Materialverhaltens bei Druckbelastung quer zu den Kohlenstofffaserbündeln (in-plane) erfolgt durch die Superposition eines zusätzlichen, eindimensionalen nichtlinear-elastischen Materialgesetzes. Das Kontaktmodell zur Beschreibung des Reibverhaltens zwischen zwei UD-Gelegen mit aktiviertem Binder ermöglicht die Berücksichtigung von Adhäsion in tangentialer und normaler Richtung. Die Identifikation der Materialparameter für das Simulationsmodell erfolgt durch die Simulation der Couponversuche. Die mit dem entwickelten Simulationsmodell generierten Simulationsergebnisse stimmen sowohl im Fall des Hemisphären-Tests als auch im Fall des Lampentopf-Umformversuchs gut mit den experimentellen Ergebnissen überein.

Abstract

This work contributes to the investigation of the forming behavior and the forming simulation of unidirectional non-crimp fabrics (UD-NCF) within the context of an automated preforming process.

Experimental tests with UD-NCF are performed to investigate the forming behavior and to identify principal deformation modes as well as occurring manufacturing defects of UD-NCF. Membrane properties of UD-NCF are determined via transverse tensile tests (90° fiber orientation), off-axis-tension test (30° , 45° , 60° fiber orientation) and pictureframe tests. To work out the influence of slipping glass-fiber yarns on the transverse tensile stiffness, the clamping conditions for the glass-fiber weft yarns are varied in the transverse tensile tests. To investigate multiaxial deformation behavior of UD-NCF, optical strain measurement is used in off-axis-tension tests. Bending stiffness of UD-NCF is determined via cantilever tests. Furthermore, tool-ply friction properties, ply-ply friction as well as pull-out properties of glass-fiber weft yarns are determined. Moreover, hemisphere tests and multi-layer forming experiments with an automated preforming process are conducted.

Based on the experimental results, a macroscopic forming simulation model is developed and implemented in the multi-purpose solver ABAQUS/Explicit. Membrane properties are modeled via a material subroutine (VUMAT), bending stiffness is modeled via a user defined shell section definition (VUGENS) and ply-ply friction behavior is modeled via a contact subroutine (VUINTERACTION). While this work focuses on modelling the membrane properties of UD-NCF, for bending behavior an existing subroutine, originally developed for thermoplastic UD-Tapes, is applied to the forming simulation of UD-NCF. To model the membrane deformation behavior of UD-NCF, a linear, non-orthogonal strain measure is introduced. This strain measure enables modelling covariant deformation behavior via an orthotropic stiffness matrix based on technical strains and technical stresses in case of large tensile strains superimposed with large shear strains. In this context elastic-plastic constitutive laws are used to model shear and transverse tensile properties and a non-linear

elastic constitutive law is used to model transverse (in-plane) compression. Additionally, a contact law is introduced and implemented to consider tangential and normal adhesion in ply-ply contact of bindered UD-NCF. The parameters for the simulation model are identified via simulating the material tests and using an inverse parameter identification approach.

In summary, the simulation results of the hemisphere forming and of the automated preforming of the generic part are in good agreement with the experimental forming results.

Danksagung

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Fahrzeugsystemtechnik -Teilinstitut für Leichtbautechnologie, des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT) im Rahmen des Projekts 3D-Preforming, gefördert vom Ministerium für Wissenschaft, Forschung und Kunst Baden-Württemberg (Az: 32-7544.-8/7/1) und unterstützt von der Dieffenbacher GmbH, sowie im Rahmen der Young Investigator Group „Green Mobility – Gewichtsoptimierte Fahrzeugstrukturen durch maßgeschneiderte Hochleistungsfaserverbunde“, gefördert von der Vector-Stiftung. Für die finanzielle Unterstützung danke ich dem Ministerium für Wissenschaft, Forschung und Kunst Baden-Württemberg, der Dieffenbacher GmbH und der Vector-Stiftung.

Besonderen Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Henning. Er ermöglichte es mir, das Thema Umformsimulation von Faserverbundhalbzeugen am Teilinstitut zu etablieren und engagierte sich sehr dabei, die dafür notwendigen Mittel zu finden. Der von ihm geschaffene interdisziplinäre und instituts-übergreifende Forschungsverbund ermöglichte es mir zudem, grundlegende Fragestellungen aus verschiedenen Blickwinkeln zu betrachten und im Hinblick auf die industrielle Anwendung zu erforschen.

Ebenso danke ich Herrn Prof. (apl.) Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die Übernahme des ersten Korreferats. Weiter möchte ich ihm für die wertvollen Anregungen und für die tatkräftige Unterstützung bei den experimentellen Untersuchungen im Labor des Instituts für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde danken. Frau Dr.-Ing. Luise Kärger gilt mein Dank für die Übernahme des zweiten Korreferats. Darüber hinaus möchte ich ihr für die stets kritischen, aber sehr wertvollen Anregungen danken sowie für die überaus angenehme und kollegiale Zusammenarbeit in den vergangenen Jahren. Herrn Prof. Dr. Anton Möslang danke ich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Weiterhin danke ich all meinen Arbeitskollegen vom Teilinstitut für Leichtbautechnologie und vom Fraunhofer Institut für Chemische Technologie für das gute Arbeitsklima und die gute Zusammenarbeit in den vergangenen Jahren.

Namentlich danke ich Andreas Rösner, Dominik Dörr und Tobias Fürst für die vielen konstruktiven Diskussionen und Anregungen, die zum Gelingen meiner Arbeit beigetragen haben.

Abschließender Dank gebührt meiner Familie. Bei meinen Eltern möchte ich mich herzlich für die Unterstützung während meines Studiums bedanken. Bei meiner lieben Ehefrau Stefanie möchte ich mich ganz herzlich für ihre liebevolle Unterstützung, für ihr Verständnis und für die vielen motivierenden Worte bedanken.

Karlsruhe, im November 2016

Fabian Schirmaier

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	i
Abstract	iii
Danksagung	v
A Einleitung und Stand der Forschung	1
A 1 Motivation.....	3
A 2 Zielsetzung.....	7
A 3 Stand der Forschung.....	9
A 3.1 Herstellung geometrisch komplexer Hochleistungsfaserverbundbauteile	9
A 3.2 Umformverhalten von Textilien und Materialcharakterisierung.....	18
A 3.3 Simulation des Umformverhaltens von Faserverbundhalbzeugen	34
B Experimentelle Untersuchung des Umformverhaltens vernähter UD-Gelege	59
B 1 Versuchswerkstoffe	61
B 2 Experimentelle Versuchsführung und Versuchseinrichtungen	63
B 2.1 Dehnungsmaß und Dehnungsmessung	63
B 2.2 Uniaxialer Zugversuch.....	65
B 2.3 Pictureframe-Test.....	68
B 2.4 Off-Axis-Zugversuche und Bias-Extension-Test.....	70
B 2.5 Untersuchung der Reibeigenschaften	74
B 2.6 Glasfaserauszugsversuche	79

B 2.7	Cantilever-Test	81
B 2.8	Hemisphären-Test	82
B 2.9	Lampentopf-Umformversuche	82
B 3	Versuchsergebnisse	85
B 3.1	Uniaxialer Zugversuch	85
B 3.2	Pictureframe-Test	90
B 3.3	Off-Axis-Zugversuche	92
B 3.4	Halbzeug-Halbzeug und Werkzeug-Halbzeug Reibeigenschaften	108
B 3.5	Reibeigenschaften zwischen Glasfasern und C-Fasern	110
B 3.6	Cantilever-Test	111
B 3.7	Hemisphären-Test	112
B 3.8	Lampentopf-Umformversuche	113
B 4	Diskussion der Versuchsergebnisse	119
B 4.1	Reine Querkzugdeformation	119
B 4.2	Überlagerte Schub- und Querkzugdeformation	122
B 4.3	Kraftanstieg im 30°- und 45°-Zugversuch	124
B 4.4	Schublocking im Pictureframe-Test	125
B 4.5	Inhomogenität der Materialeigenschaften der Couponproben	126
B 4.6	Optische Dehnungsmessung	128
B 4.7	Reibverhalten	129
B 4.8	Biegeeigenschaften	130
B 4.9	Umformverhalten von UD-Gelegen im Hemisphären-Test	131
B 4.10	Umformverhalten von UD-Gelegen beim Lampentopf	132
B 4.11	Faltenbildung	133

C	Entwicklung eines Umformsimulationsmodells für UD-Gelege	135
C 1	Einführende Beschreibung des Simulationsmodells	137
C 2	Modellierung der Membraneigenschaften.....	139
C 2.1	Homogenisierte Beschreibung der Deformation der UD-Einheitszelle	140
C 2.2	Dehnungsmaße zur Beschreibung der Deformation des UD-Geleges	144
C 2.3	Korrespondierende Spannungsmaße.....	149
C 2.4	Diskussion und Bewertung der Spannungs- und Dehnungsmaße	157
C 2.5	Konstitutivgesetze	165
C 3	Modellierung der Biegeeigenschaften	185
C 3.1	Modell zur Beschreibung des Biegeverhaltens	185
C 3.2	Transversale Schubsteifigkeit der Schalenelemente	189
C 4	Modellierung der Kontakteigenschaften	191
C 4.1	Kontakteigenschaften zwischen zwei Halbzeugen.....	191
C 4.2	Kontakteigenschaften zwischen Halbzeugen und Werkzeugen	196
C 5	Automatisierter Modellaufbau in ABAQUS/CAE	199
C 5.1	Problemstellung	199
C 5.2	Der Modellgenerator SlowForm.PrePost für ABAQUS/CAE.....	200
D	Validierung und Anwendung des Simulationsmodells	205
D 1	Materialparameter für die Simulation.....	207
D 1.1	Membraneigenschaften	207
D 1.2	Biegeeigenschaften	212
D 1.3	Interface-Eigenschaften	213

D 2	Beschreibung der Umformsimulationen.....	215
D 2.1	Simulation mit Ein-Element-Modellen.....	215
D 2.2	Simulation der Off-Axis-Zugversuche.....	218
D 2.3	Simulation des Cantilever-Tests	222
D 2.4	Simulation des Hemisphären-Tests	223
D 2.5	Simulation der Lampentopf-Umformversuche	224
D 3	Simulationsergebnisse	227
D 3.1	Ein-Element-Simulation	227
D 3.2	Off-Axis-Zugversuche	232
D 3.3	Cantilever-Test	268
D 3.4	Hemisphären-Test	269
D 3.5	Lampentopf-Umformversuche	275
D 4	Diskussion des Simulationsmodells und der Simulationsergebnisse	285
D 4.1	Simulationsmodell zur Beschreibung der Membraneigenschaften.....	285
D 4.2	Parameteridentifikation anhand der Simulation der Couponversuche	288
D 4.3	Umformsimulation auf Bauteillevel.....	298
E	Diskussion und Zusammenfassung	305
E 1	Diskussion.....	307
E 2	Zusammenfassung.....	317
E 3	Ausblick	321
F	Literaturverzeichnis.....	325

A Einleitung und Stand der Forschung

A 1 Motivation

Für die Mobilität der Zukunft hat Leichtbau eine große Bedeutung. Leichtere Fahrzeugstrukturen sind zum einen zur weiteren Reduktion von CO₂-Emissionen erforderlich [Bun12], zum anderen ermöglichen leichte Fahrzeugstrukturen das Mitführen vergleichbar schwerer Batterien im Kontext der Elektromobilität [Gud15]. In diesem Zusammenhang haben insbesondere kontinuierlich, bzw. mit Endlosfasern verstärkte Kunststoffe auf Grund ihrer hervorragenden gewichtsspezifischen Eigenschaften ein sehr großes Potential für den Fahrzeugleichtbau [Bun12][Ash11]. Die beste Nutzung der guten gewichtsspezifischen Eigenschaften bieten dabei Kunststoffe mit unidirektionaler Faserverstärkung [Ash11][Läs12].

Geometrisch komplexe Hochleistungsfaserverbundbauteile für den Fahrzeugbau werden nach aktuellem Stand der Technik unter anderem im RTM-Prozess (Resin-Transfer-Molding) hergestellt. Dabei werden zweidimensionale textile Halbzeuge im ersten Schritt, dem sog. Preforming, in eine dreidimensionale endkonturnahe Geometrie (die sog. Preform) umgeformt, bevor die Preform in einem zweiten Schritt unter hohem Druck mit reaktivem Harz infiltriert wird.



Abbildung A-1: Faserverbundbauteil hergestellt im RTM-Prozess [Hen15].

Dabei kommt dem Umformprozess der textilen Halbzeuge eine besondere Rolle zu, da der Umformprozess die finalen Bauteileigenschaften maßgeblich beeinflusst [Kär15][Hen15]: Der Umformprozess definiert die lokalen Faserorientierungen sowie die Homogenität der Faserverteilung im Bauteil. Außerdem entstehen im Umformprozess unerwünschte Effekte (Drapiereffekte), wie bei-

spielsweise Falten und Faserondulationen, die durch eine geeignete Prozessführung im Umformprozess verhindert bzw. minimiert werden müssen. Somit ist die Entwicklung einer für die jeweilige Geometrie und die jeweils gewünschte textile Verstärkungsstruktur angepasste Prozessführung bei der Umformung der textilen Halbzeuge ein zentraler Schritt in der Entwicklung eines Hochleistungsfaserverbundbauteils [Hen15]. Bei der Entwicklung von Faserverbundbauteilen wird die Simulation der Herstellprozesse, insbesondere die Simulation des Umformprozesses textiler Halbzeuge, immer wichtiger. Mit der Umformsimulation lassen sich zum einen die Entwicklungszeiten und die Entwicklungskosten geometrie- und halbzeugspezifischer Umformprozesse reduzieren, zum anderen kann damit die Herstellbarkeit einer gewünschten Bauteilgeometrie mit definierten Halbzeugen bereits in einer frühen Phase der Bauteilentwicklung bewertet werden. Außerdem steht die Umformsimulation am Anfang der virtuellen CAE-Kette zur Entwicklung von Faserverbundbauteilen [Kär15], da die Umformsimulation die Faserorientierung sowie die Homogenität der Faserverteilung der Preform für die weiteren Simulationsschritte bereitstellt (Abbildung A-2).

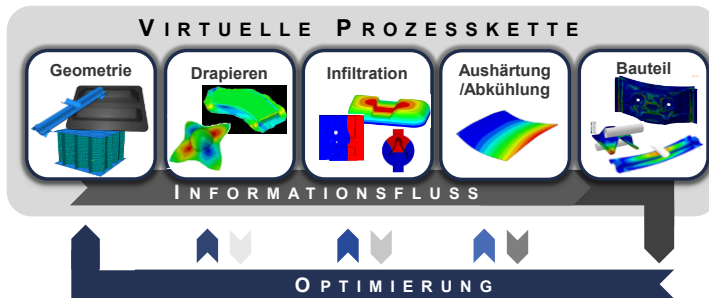


Abbildung A-2: Beschreibung der Herstellung von Hochleistungsfaserverbundwerkstoffen im RTM-Prozess durch eine virtuelle Prozesskette (übersetzt aus [Kär15] mit freundlicher Genehmigung von Luise Kärger).

Um das Leichtbaupotenzial von kontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen bestmöglich zu nutzen und um somit den Kostennachteil von Faserverbundwerkstoffen im Vergleich zu anderen Leichtbauwerkstoffen zu reduzieren, führt die Entwicklung weg von Faserverbundbauteilen mit quasiisotropem Laminataufbau hin zu Faserverbundbauteile mit lastoptimierten Laminaten. Zur Herstellung lastoptimierter Laminaten im RTM-Prozess sind die aktuell etablierten

biaxialen oder multiaxialen Verstärkungshalbzeuge nur bedingt geeignet. Werden Lamine beispielsweise aus Biaxialgelegen oder aus Geweben hergestellt, können die Faserorientierungen im Laminat nicht frei gewählt werden, da die zweite Faserorientierung einer Halbzeugschicht immer durch die erste Faserorientierung vorgegeben ist (z.B. um 90° verdreht). Werden dagegen unidirektionaler Kohlenstofffasergelege (UD-Gelege) zur Laminatherstellung verwendet, kann die Faserorientierungsverteilung über die Laminatdicke frei gewählt werden, so dass auch lastoptimierte Strukturen hergestellt werden können.

Um die Forderung nach der Herstellung von lastoptimierten Hochleistungsfaserverbundbauteilen im RTM-Prozess zu erfüllen, ist es jedoch erforderlich, das Umformverhalten von UD-Gelegen grundlegend zu untersuchen sowie entsprechende Methoden zur effizienten Umformsimulation von UD-Gelegen bereitzustellen.

A 2 Zielsetzung

Vergleicht man den Entwicklungsstand der Methoden zur Umformsimulation von Geweben, Biaxialgelegen und unidirektionalen Gelegen (UD-Gelegen), lässt sich feststellen, dass das Umformverhalten und die Umformsimulation von Geweben sehr gut erforscht sind und das Umformverhalten und die Umformsimulation von Biaxialgelegen bereits teilweise erforscht sind. Zum Umformverhalten und zur Umformsimulation von UD-Gelegen existieren jedoch nur vereinzelte Untersuchungen. Ein allgemein anerkanntes Modell zur Umformsimulation von UD-Gelegen existiert nicht.

Ziel dieser Arbeit ist es, das Umformverhalten und die Umformsimulation von UD-Gelegen im Kontext eines automatisierten Preformprozesses grundlegend zu untersuchen. Dafür werden folgende Teilziele verfolgt:

- Experimentelle Untersuchung des Umformverhaltens von UD-Gelegen auf Coupon- und Bauteillevel.
- Herausarbeiten der Hauptdeformationsmechanismen sowie signifikanter Effekte beim Umformen von UD-Gelegen.
- Entwicklung eines effizienten Simulationsmodells zur Umformsimulation von UD-Gelegen.
- Identifikation der Materialparameter für das Simulationsmodell und Validierung des Simulationsmodells auf Basis der experimentellen Ergebnisse.

Dazu wird die Zielsetzung in **Kapitel A** motiviert und die zentrale Fragestellung herausgearbeitet, die dann anhand des aktuellen Stands der Forschung zur Herstellung von Hochleistungsfaserverbundbauteilen, zum Umformverhalten und zur Umformsimulation relevanter Faserverbundhalbzeuge, analysiert und konkretisiert wird. In **Kapitel B** erfolgt eine grundlegende experimentelle Untersuchung des Umformverhaltens von UD-Gelegen exemplarisch für ein ausgewähltes UD-Gelege. Dazu werden mit dem UD-Gelege sowohl Couponversuche, als auch Bauteilumformversuche durchgeführt. In **Kapitel C** wird ein Modell zur Umformsimulation von UD-Gelegen mit ABAQUS/Explicit sowie ein umfas-

sendes Python-Script zum automatisierten Aufbau von Umformsimulationsmodellen in ABAQUS/CAE entwickelt bzw. beschrieben. Bei der Modellentwicklung liegt der Fokus auf der Beschreibung der Membraneigenschaften von UD-Gelegen. Die Modellierung der Biegeeigenschaften erfolgt mit einem bestehenden Modell, das ursprünglich für die Umformsimulation von UD-Tapes entwickelt wurde. Zur Beschreibung der Interaktion zweier beiderter UD-Gelege wird zusätzlich ein Kontaktmodell entwickelt. In **Kapitel D** werden die für das Simulationsmodell benötigten Parameter durch die Simulation der in Kapitel B durchgeführten Couponversuche identifiziert. Das Modell wird anhand dieser Versuche sowie anhand der Simulation der in Kapitel B durchgeführten Bauteil-Umformversuche validiert. In **Kapitel E** werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen, das entwickelte Simulationsmodell und die Ergebnisse der Umformsimulation übergreifend diskutiert und im Vergleich zu Geweben reflektiert. Zudem erfolgt eine Zusammenfassung der im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse und gewonnen Erkenntnisse sowie ein Ausblick für weitere Untersuchungen.

A 3 Stand der Forschung

Im folgenden Abschnitt wird der Stand der Forschung zur Herstellung von endlosfaserverstärkten Kunststoffbauteilen im RTM-Prozess und im Thermoforming Prozess (Abschnitt A 3.1) sowie der Stand der Forschung zum Umformverhalten (Abschnitt A 3.2) und zur Umformsimulation (Abschnitt A 3.3) von textilen Halbzeugen und thermoplastischen Prepregs beschrieben. Zusätzlich zum RTM-prozess ist auch der Thermoforming Prozess Gegenstand dieses Abschnitts, weil für diese Arbeit der Stand der Forschung zum Umformverhalten und zur Umformsimulation sowohl von textilen Halbzeugen als auch von thermoplastischen Prepregs relevant ist.

Eine ausführliche Beschreibung der Vielfalt der Faserverbundwerkstoffe sowie deren Herstellverfahren wird in Lehrbüchern wie beispielweise [Hen11b] [Nei14][Lon07a][Che11b] gegeben. Für alle Grundlagen im Bereich der Kontinuumsmechanik, der Materialmodellierung und der Finite-Elemente Simulation, die über die Abschnitt A 3 beschriebenen Inhalte hinausgehen, wird auf Lehrbücher wie beispielweise [Alt94][Bel14][Red04] verwiesen.

A 3.1 Herstellung geometrisch komplexer Hochleistungsfaserverbundbauteile

Zur Herstellung faserverstärkter Kunststoffbauteile (Faserverbundbauteile) existieren eine Vielzahl verschiedener Kombinationsmöglichkeiten aus Faser, Faserarchitektur und Matrixsystemen sowie entsprechend viele verschiedene Herstellverfahren: Für semistrukturale Faserverbundbauteile werden in der Regel Kurz- oder Langfasern verwendet [Hen11c]. Zur Herstellung dieser Bauteile existieren diverse Fließpress- und Spritzgießverfahren, mit denen sehr große Stückzahlen realisiert werden können. Für strukturelle Faserverbundbauteile liefern Kurz- oder Langfasern keine ausreichende Festigkeit, so dass für diesen Anwendungsfall Endlosfasern verwendet werden. Die Herstellung von endlosfaserverstärkten Kunststoffbauteilen ist im Vergleich zur Herstellung kurz- oder langfaserverstärkter Kunststoffbauteile deutlich aufwändiger und kostenintensi-

ver [Hen11c]. Geometrisch komplexe Hochleistungsfaserverbundbauteile mit duromerer Kunststoffmatrix (Abbildung A-3c) werden dabei unter anderem im Resin-Transfer-Moulding-Prozess (RTM-Prozess, Abbildung A-3a) hergestellt [Hen11a][Cha14], bei dem trockene textile Halbzeuge (die sog. Preform, Abbildung A-3b) unter hohem Druck mit reaktivem Harz infiltriert werden.

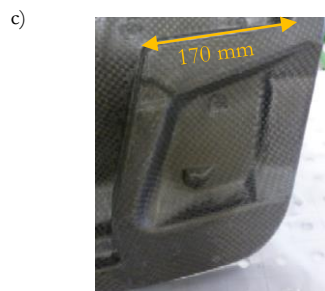
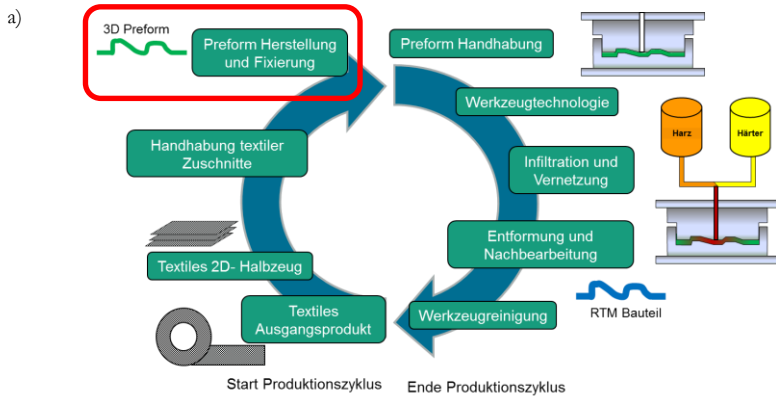


Abbildung A-3: a) Schematische Darstellung der RTM-Prozesskette [Tho15]; b) Gewebe-Preform des Lampentopfdemonstrators, hergestellt im sequentiellen Drapierverfahren [Hen15]; c) Infiltriertes RTM-Bauteil des Lampentopfdemonstrators [Hen15].

Da die Umformung der zweidimensionalen textilen Halbzeuge in eine komplexe dreidimensionale Geometrie ohne unerwünschte Drapierfehler (Abbildung A-4) nicht mit dem Schließen des Infiltrationswerkzeuges realisiert werden kann, sind die Umformung der zweidimensionalen textilen Halbzeugen in eine dreidimensionale Geometrie, das sog. Preforming, und die Infiltration, zwei getrennte

Prozessschritte in der RTM-Prozesskette [Tho15][Hen15][DIE15b]. In den meisten Fällen werden Gewebe (woven fabrics) oder Multiaxialgelege (non-crimp fabrics, NCF) als textile Verstärkungsstruktur gewählt (Abschnitt A 3.1.1). Zur Herstellung geometrisch komplexer endlosfaserverstärkter Thermoplastbauteile ist das Thermoforming-Verfahren, bei dem endlosfaserverstärkte Thermoplasthalbzeuge über die Schmelztemperatur erhitzt werden und in eine dreidimensionale Geometrie umgeformt werden, weit verbreitet [Lon07a][Nei14].

In beiden Fällen kommt der Umformung der zweidimensionalen Endlosfaserverbundhalbzeuge (Abschnitt A 3.1.1) in eine komplexe dreidimensionale Geometrie eine besondere Rolle zu, da der Umformprozess die finalen Bauteileigenschaften maßgeblich beeinflusst: Zum einen werden im Umformprozess die lokalen Faserorientierungen [Erm07][Kär15] sowie die Homogenität der Faserverteilung im Bauteil definiert [Kär15][Fuh14], zum anderen können im Umformprozess unerwünschte Effekte (Drapiereffekte), wie beispielweise Faltenbildung, Faserondulationen, Faserlücken (im Fall von Textilien) oder Matrixbruch (im Fall von UD-Tapes) entstehen (Abbildung A-4) [Böh13][Hen15][Dör16b][Jop16], die sich negativ auf die Performanceeigenschaften des Werkstoffs auswirken [Gar04][Kar05][Pan09][All12a][Kär15].

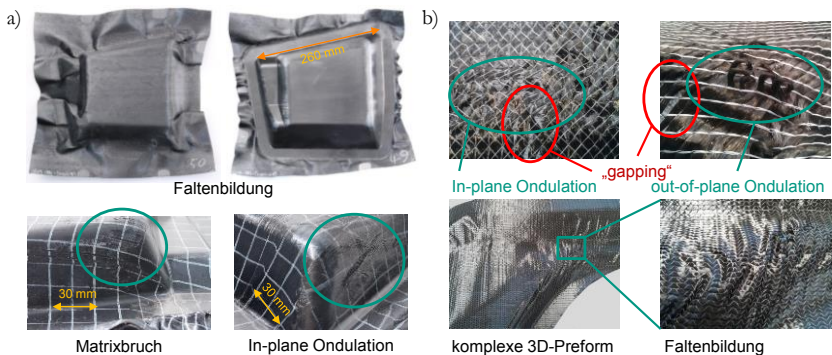


Abbildung A-4: Drapiereffekte: a) Thermoforming von UD-Tapes ([Dör15][Jop16], übersetzt und verändert mit freundlicher Genehmigung von Tobias Joppich); b) Preforming von textilen Halbzeugen (übersetzt aus [Hen15], Größenangaben im Original nicht enthalten).

A 3.1.1 Endlosfaserverbundhalbzeuge für komplexe Strukturbauteile

A 3.1.1.1 Textile Halbzeuge

Gewebe

Der strukturelle Zusammenhalt von Geweben wird durch die Verkreuzung der in unterschiedliche Richtungen (meist jedoch senkrecht zueinander) verlaufenden Faserbündel, den Kett- und Schussfäden, erreicht. Dabei hängen wichtige Eigenschaften eines Gewebes, wie beispielsweise die Drapierbarkeit oder Festigkeit, von der Art der Verkreuzung, der sog. Bindungsart, ab. Die einfachste Bindungsart ist die Leinwandbindung (plain weave), bei der Kett- und Schussfäden abwechselnd über- und untereinander liegen (Abbildung A-5). Es kommen jedoch auch weitere Bindungsarten, wie beispielweise die Körper-, Altas- oder Satinbindung zum Einsatz [Che11b].

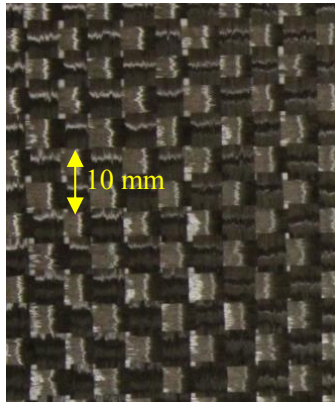


Abbildung A-5: HexForce® PrimeTex™ 48331 C 1500 Kohlenstofffaser-Leinwandgewebe [Sch16].

Multiaxialgelege-, Biaxialgelege und UD-Gelege

Im Gegensatz zu Geweben wird der strukturelle Zusammenhalt von Multiaxialgelegen (Abbildung A-6a) nicht durch Verkreuzen der verschieden orientierten

Faserbündel erreicht. Vielmehr werden die Faserbündel als Kett- (Produktionsrichtung) und Schussfäden in ein flächiges Gewirk (Abbildung A-6b) eingearbeitet. Dieser Prozess wird auch als Nähwirken bezeichnet [Che11b]. **Die Maschen des Wirkfadens werden in der Literatur oft als Naht bezeichnet. Dies wird auch in dieser Arbeit so gehandhabt.** Multiaxialgelege haben im Vergleich zu Geweben den Vorteil, dass im flächigen Textil keine „out-of-plane“-Ondulationen der Verstärkungsfasern vorliegen, was zu besseren mechanischen Eigenschaften des Faserverbundkunststoffs führt [Gar04][Kar05][Pan09][All12a].

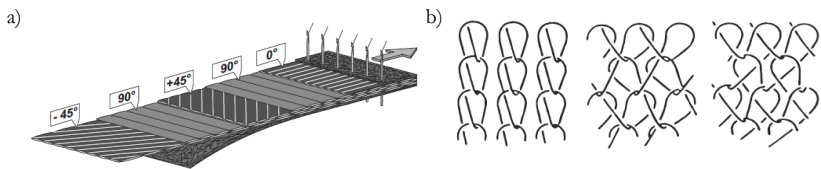


Abbildung A-6: a) Schematische Darstellung eines gewirkten Multiaxialgelege, Prinzip-darstellung (LIBA Maschinenfabrik GmbH, entnommen aus [Che11b]); b) Beispiele für Maschenbilder beim Kettenwirken: Franse (links); Trikot (Mitte); Tuch (rechts) [Che11b].

Biaxialgelege sind Multiaxialgelege bei denen nur zwei, meist 90° zueinander orientierte, Verstärkungsfaserlagen in das Halbzeug eingearbeitet werden [Che11b]. Dabei hat die relative Orientierung der Naht zu den Verstärkungsfasern einen großen Einfluss auf das Drapierverhalten der Halbzeuge. $0/90^\circ$ -Biaxialgelege (Abbildung A-7a,b) haben bessere Drapiereigenschaften als $\pm 45^\circ$ -Biaxialgelege (Abbildung A-7a,c), da die Naht das Schubverhalten von $\pm 45^\circ$ -Biaxialgelegen negativ beeinflusst [Lom05] (Abschnitt A 3.2.1).

Der Begriff **UD-Gelege** ist nicht eindeutig definiert, da unter diesem Begriff auch unidirektional gelegte Verstärkungsfasern, die durch dünne Klebevliese zusammengehalten werden [Erm07], oder stark unausgewogene Gewebe verstanden werden [Che11b]. **Im Rahmen dieser Arbeit werden unter dem Begriff UD-Gelege jedoch nähgewirkte textile Halbzeuge mit unidirektionaler Faserverstärkung verstanden.** Bei nähgewirkten UD-Gelegen wird im Gegensatz zu Biaxialgelegen nur eine Lage Verstärkungsfasern, meist in Produktionsrichtung, in das flächige Textil eingearbeitet. Zur Verbesserung der Handhabung des flächigen Textils werden jedoch oft dünne Glasfaserschussfäden

senkrecht zu den Verstärkungsfaserbündeln in das Halbzeug eingearbeitet (Abbildung A-8) [Sch16]. Damit können UD-Gelege auch als sehr unausgewogene Biaxialgelege aufgefasst werden.

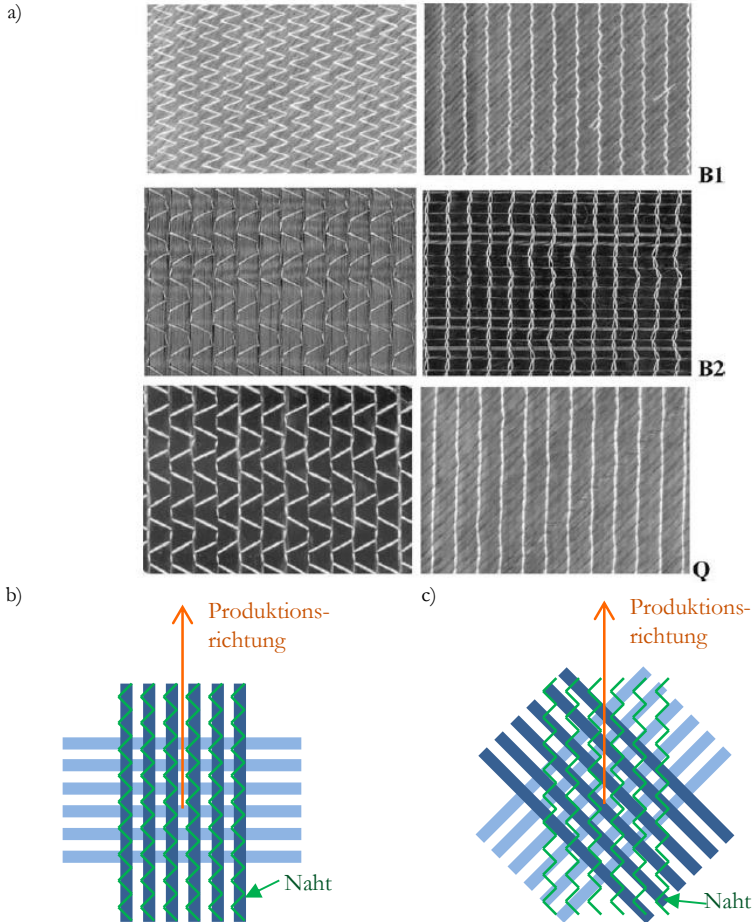


Abbildung A-7: Nähgewirkte Kohlenstofffaser-Multiaxialgelege: a) B1: $\pm 45^\circ$ Biaxialgelege, Naht (Trikot-Maschen) in 0° -Richtung (Produktionsrichtung), B2: $0/90^\circ$ Biaxialgelege, Naht (Trikot-Maschen) in 0° -Richtung (Produktionsrichtung), Q: $0/-45/90/+45^\circ$ -Quadraxialgelege, Naht (Trikot-Maschen) in 0° -Richtung [Lom03]; b) Schematische Darstellung eines $0/90^\circ$ -Biaxialgeleges; c) Schematische Darstellung eines $\pm 45^\circ$ -Biaxialgeleges.

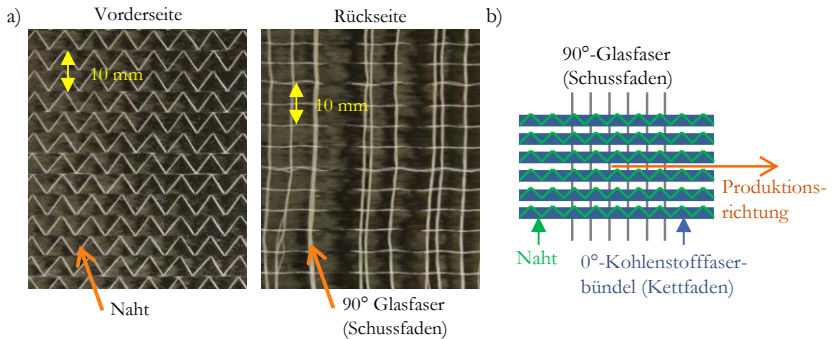


Abbildung A-8: a) Nähwirktes SGL HPT-320-C0 UD-Gelege [Sch16]; b) Schematische Darstellung eines nähwirkten UD-Geleges.

A 3.1.1.2 Faserverbundhalbzeuge mit thermoplastischer Matrix

Bei Faserverbundhalbzeugen mit thermoplastischer Matrix wird zwischen der Art der Verstärkungsstruktur und dem Grad der Imprägnierung unterschieden: Nicht vollständig imprägnierte und konsolidierte Halbzeuge heißen PrePregs, vollständig imprägnierte und konsolidierte Halbzeuge werden als Organobleche bezeichnet (Abbildung A-9). Hybridgarn-Prepregs sind Gewebe, hergestellt aus Mischfaserbündeln aus Thermoplast- und Verstärkungsfasern. Bei der Verstärkungsstruktur kommt sowohl die unidirektionale Verstärkung, als auch die Gewebeerstärkung zum Einsatz [AVK13].

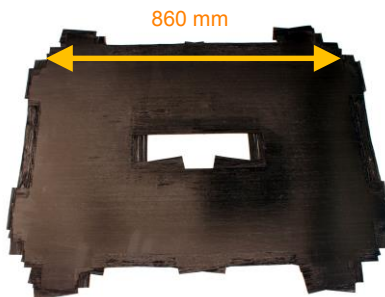


Abbildung A-9: Organoblech mit unidirektionaler Verstärkung (hier in Form von UD-Tapes). Entnommen aus [Jop14] und mit freundlicher Genehmigung von Tobias Joppich verändert.

A 3.1.2 Umformprozesse

Bei automatisierten Preformprozessen werden mehrere textile Halbzeugschichten zum gewünschten Lagenaufbau gestapelt und gemeinsam umgeformt. Um zu verhindern, dass sich die Halbzeuge nach dem Öffnen des Preformwerkzeugs in einen Zustand nahe ihrem Ausgangszustands zurückverformen, werden zur Fixierung der Preform in vielen Fällen adhäsive Binder eingesetzt. Diese werden vor der Umformung flächig auf die einzelnen Halbzeugschichten aufgetragen. Adhäsive Binder „verkleben“ die einzelnen Schichten während bzw. nach der Umformung. Die typischerweise verwendete Bindermenge liegt bei 5-15 g/m² [Tho15]. Als Bindermaterialien werden sowohl thermoplastische als auch duromere Polymere verwendet. Bei den duromeren Bindersystemen wird zwischen vernetzenden (Reaktiv-) Bindern und nicht vernetzenden Bindern unterschieden. Nicht vernetzende Binder sind wie thermoplastische Binder bei Raumtemperatur fest, werden mit zunehmender Temperatur flüssig und erstarren erst wieder bei Temperaturabnahme [Tho15][Hil12]. Beim Preforming mit solchen Bindersystemen werden die bebinderten Halbzeuge vor der Umformung über die Schmelztemperatur des Binders erhitzt und dann mit kalten Preformwerkzeugen umgeformt [Tho15][DIE15a][DIE15b] (Abbildung A-10a). Durch die kalten Werkzeuge erstarrt der Binder zwischen den Halbzeugschichten und der Deformationszustand der Preform wird somit „eingefroren“. Diese Art der Prozessführung entspricht dem Thermoforming Prozess, bei dem Organobleche erhitzt und mit kälteren Werkzeugen umgeformt werden [Lon07a][DIE15b][Jop16]. Vernetzenden (Reaktiv-) Binder liegen bei Raumtemperatur ebenfalls in festem Zustand vor und schmelzen beim Erwärmen. Ab einer gewissen Grenztemperatur beginnt jedoch die Vernetzungsreaktion und der Binder härtet aus [Tho15]. Die Temperaturführung beim Preforming mit Reaktivbindern ist genau umgekehrt wie im Fall von Bindern mit thermoplastischem Charakter. In diesem Fall werden „kalte“ (Raumtemperatur) bebinderte Halbzeuge mit warmen Werkzeugen umgeformt (Abbildung A-10b). Durch die warmen Umformwerkzeuge wird die Vernetzungsreaktion des Binders aktiviert und die Preform wird fixiert.

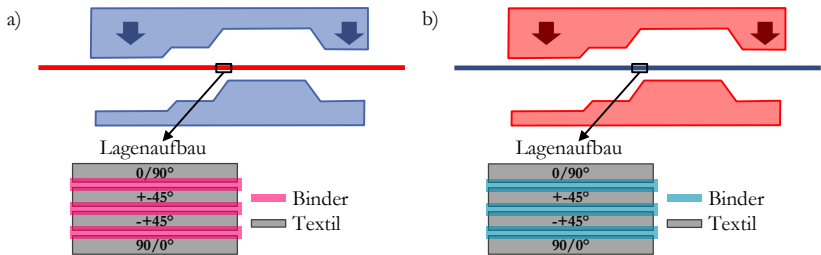


Abbildung A-10: Temperaturführung von Umformprozessen zur Herstellung von Hochleistungsfaserverbundbauteilen bzw. Preformen: a) Warme Halbzeuge (Thermoplaste oder Textilien mit nicht vernetzenden dürrerem Binder) werden mit kalten Werkzeugen umgeformt; b) Kalte Halbzeuge mit Reaktivbinder werden mit warmen Werkzeugen umgeformt.

Weiter sind die verwendeten Werkzeugkonzepte sowie Konzepte zur Manipulation der Halbzeugdeformation entscheidende Prozessgrößen für die Herstellung geometrisch komplexer, endlosfaserverstärkter Kunststoffbauteile. Die prozesstechnisch einfachste Art der Umformung ist die „freie“ Umformung (Abbildung A-11a). Da dieser Art der Prozessführung bei geometrisch komplexen Bauteilen zu unerwünschten Drapiereffekten, insbesondere jedoch zu Faltenbildung führt, existieren zahlreiche Ansätze zur Vermeidung dieser: Im sequentiellen Drapierprozess der Firma Dieffenbacher wird das Oberwerkzeug zur Vermeidung von unerwünschten Falten in einzelne, sequentielle agierende Drapierstempel aufgeteilt (Abbildung A-11c) [Hen15][DIE15b][DIE15b]. Dies ist dem Ausstreichen von Falten, wie es beim Handdrapieren üblich ist, nachempfunden. Die Herausforderung bei diesem Prozess ist die Definition einer geeigneten Stempelaufteilung und Stempelkinematik. Eine weitere Möglichkeit um Faltenbildung zu vermeiden, bzw. das Umformverhalten zu beeinflussen, ist die Verwendung globaler Niederhalter (Abbildung A-11d) [Lee07][Van09a] oder lokaler Spannelemente [Jop14][Jop16] bzw. lokaler Niederhalter [All14][All15] (Abbildung A-11b). Die durch globale Niederhalter in die Halbzeuge induzierten Membranzugspannungen wirken der Faltenbildung entgegen. Nachteil dieser Methode ist die Tatsache, dass der Halbzeugzuschnitt größer sein muss und somit mehr Verschnitt entsteht. Weiter eignen sich Bauteile, die in Hutlage umgeformt werden müssen, für diese Art der Prozessführung weniger gut, da dann ein globaler Niederhalter mit dem Oberwerkzeug mitgeführt werden muss. Ähnlich wie bei globalen Niederhaltern, wird mit lokalen Niederhaltern / lokalen Spannelementen versucht, der Faltenbildung bzw. der Entstehung weiterer Drapiereffekte

durch lokale Zugspannungen entgegen zu wirken. Vorteil dieser Methode ist, dass sie einfacher bei Umformprozessen in Hutlage angewendet werden kann und dass der Halbzeugverschnitt geringer ist als bei der Verwendung globaler Niederhalter. Die Herausforderung ist jedoch die Definition der Anzahl, Lage und Kinematik der lokalen Niederhalter / Spannelementen.

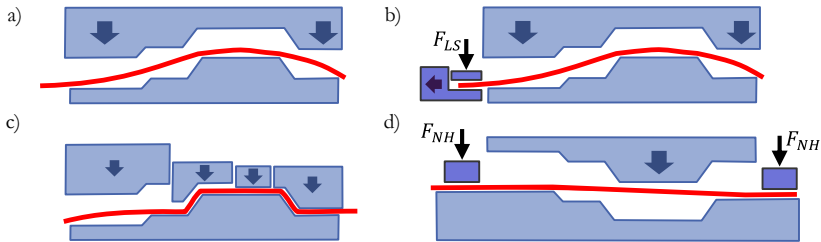


Abbildung A-11: Werkzeugkonzepte und Halbzeugmanipulation bei Umformprozessen zur Herstellung von Hochleistungsfaserverbundbauteilen (Beispielhafte Zusammenstellung): a) „Freie“ Umformung in Hutlage; b) Umformung in Hutlage mit einem lokalen Niederhalter / Spannelement; c) „Freie“ Umformung in Hutlage mit geteiltem Oberwerkzeug / sequentiellen Drapierstempeln; d) Umformprozess in Wannlage mit globalem Niederhalten (ähnlich dem Tiefziehprozess bei Metallen).

A 3.2 Umformverhalten von Textilien und Materialcharakterisierung

Der größte Teil existierender Publikationen zum Umformverhalten von Faser-verbundhalbzeugen bzw. zur Charakterisierung der entsprechenden Umformeigenschaften beschäftigt sich mit Geweben. Entweder in Form textiler Halbzeuge oder in Form von Organoblechen oder Hybridgarn-Geweben. Dementsprechend wurden viele Versuche, die standardmäßig zur Charakterisierung des Umformverhaltens von Faserverbundhalbzeugen verwendet werden, ursprünglich für Gewebe entwickelt. Die Umformeigenschaften weiterer Faser-verbundhalbzeuge, wie beispielweise Biaxialgelege oder unidirektional verstärkte Organobleche (UD-Tapes), sind erst seit einigen Jahren mehr in den Fokus der Forschung gerückt. Im Vergleich zum Umformverhalten von Geweben oder Organoblechen existieren zum Umformverhalten von UD-Gelegen nur vereinzelte Publikationen.

Das Umformverhalten von Faserverbundhalbzeugen lässt sich verallgemeinert durch eine geringe Schub- und Biegesteifigkeit im Vergleich zur Zugsteifigkeit in Faserrichtung beschreiben. Werden mehrere Lagen gleichzeitig umgeformt, spielen zudem die Interface-Eigenschaften zwischen einzelnen Halbzeugschichten sowie zwischen Halbzeugen und Werkzeugen eine Rolle. Insgesamt muss zur Beschreibung des Umformverhaltens von Faserverbundhalbzeugen das Materialverhalten der in Abbildung A-12 a) - d) dargestellten Deformationsmechanismen bestimmt werden [Lon07b]. Soll zusätzlich das Kompaktierungsverhalten der Faserverbundhalbzeuge am Ende des Umformprozesses beschrieben werden, müssen die Kompaktionseigenschaften der Halbzeuge (Abbildung A-12 e) bei verschiedenen Scherwinkeln bestimmt werden [Lom05][Iva14].

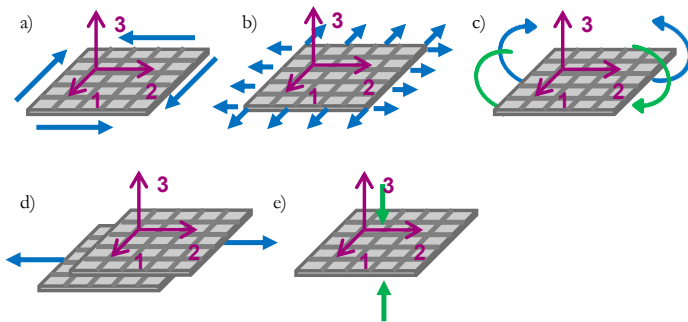


Abbildung A-12: Umformmechanismen von Faserverbundhalbzeugen: a) Schubdeformation; b) Zugdeformation; c) Biegedeformation; d) relatives Abgleiten; e) transversale Kompaktion. In Anlehnung an [Lon07b].

A 3.2.1 Schubeigenschaften der Einzelschicht

Zur Charakterisierung des Schubverhaltens von Geweben, Organoblechen mit Gewebeverstärkung, Hybridgarn-GewebenH oder Biaxialgelegen wird entweder der Pictureframe-Test (Abbildung A-13b bzw. Abschnitt B 2.3) oder der uniaxiale Bias-Extension-Test (Abbildung A-13a bzw. Abschnitt B 2.4) verwendet.

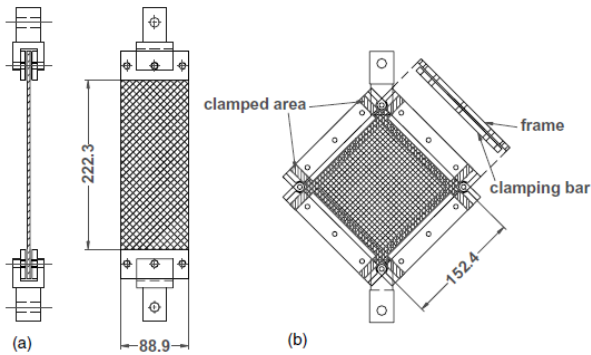


Abbildung A-13: a) Schematische Darstellung Bias-Extension Test; b) schematische Darstellung Pictureframe-Test. [Leb03]

Ein Vergleich verschiedener Methoden zur Versuchsführung und Auswertung der beiden Messverfahren wird in [Cao08] gegeben. Beide Versuchstypen wurden ursprünglich zur Charakterisierung des Schubverhaltens von Faserverbundhalbzeugen mit gewebter Verstärkungsstruktur entwickelt und liefern für den Fall ausgewogener Gewebe redundante Ergebnisse [Leb03][Har04][Cao08][Lau08], sofern bei der Versuchsführung beachtet wird, dass die Fasern im Pictureframe nicht vorgespannt [Lau08] oder fehlerhaft ausgerichtet werden [Lus02].

Dies ist damit begründet, dass es sich beim Schubverhalten von Faserverbundhalbzeugen mit gewebter Verstärkungsstruktur um reine Schubdeformation (pure shear) handelt (Abbildung A-14a). Reine Schubdeformation ist dadurch gekennzeichnet ist, dass sich eine quadratische Einheitszelle in eine Raute verformt, ohne dass dabei die Kanten der Einheitszelle gelängt werden. Aus diesem Grund werden die Faserbündel von Geweben oft vereinfacht gelenkig verbunden (pin-jointed) betrachtet. Im Gegensatz dazu ist die einfache Schubdeformation (simple shear) dadurch gekennzeichnet, dass sich eine quadratische Einheitszelle in ein Parallelogramm verformt, ohne dass sich der Abstand zwischen zwei der parallelen Kanten (horizontale Kanten in Abbildung A-14b) verändert.

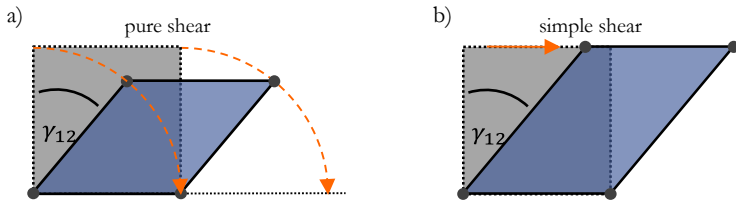


Abbildung A-14: Typen der Schubdeformation am Beispiel einer quadratischen Einheitszelle: a) reine Schubdeformation (pure shear); b) einfache Schubdeformation (simple shear).

Das typische Schubverhalten eines ausgewogenen Gewebes ist in Abbildung A-15 dargestellt und kann in drei Phasen unterteilt werden [Boi05][Boi06][Lau08]: In Phase eins (Abbildung A-15, links) ist die Scherkraft sehr gering. Die Deformation des Gewebes wird in dieser Phase durch reine Starrkörperrotation der Faserbündel dominiert und der Schubwiderstand entsteht durch Reibkräfte an den Kreuzungspunkten der Faserbündel. Der reibungsinduzierte Schubwiderstand steigt mit der Vorspannung bzw. den in Faserrichtung wirkenden Zugspannungen an, da Vorspannungen der Faserbündel die in den Kreuzungspunkten wirkende Normalkraft erhöht [Lau08][Nos14]. In Phase zwei (Abbildung A-15, Mitte) steigt die Kraft langsam an und das sog. „Schublocking“ beginnt: Mehr und mehr Faserbündel kommen mit ihren Nachbarn in Berührung und werden quer zur Faserrichtung komprimiert. Phase drei (Abbildung A-15, rechts) ist durch einen massiven Scherkraftanstieg gekennzeichnet. Hier sind alle Faserbündel in Kontakt und maximal quer zur Faserrichtung komprimiert. Aufgrund der großen Membrandruckspannungen und der vergleichsweise geringen Biegesteifigkeit beult die Probe in dieser Phase aus der Probenebene aus und es entstehen makroskopische Falten. Für den Fall von thermoplastischen Faserbundhalbzeugen mit gewebter Verstärkungsstruktur ist das Schubverhalten zusätzlich von der Temperatur und der Belastungsgeschwindigkeit abhängig [Lus02][Cao08][Wil09].

Im Gegensatz zu ausgewogenen Geweben können die verschieden orientierten Faserbündel von Biaxialgelegen nicht als „an den Kreuzungspunkten gelenkartig verbunden“ betrachtet werden, da die Faserbündel an ihren Berührungspunkten relativ zu einander abgleiten können. Dieses Abgleiten innerhalb einer Biaxialgelege-Einzelschicht (Intra-Ply Abgleiten) kann sowohl im Bias-Extension-Test

(Abbildung A-16) als auch im Hemisphären-Test (Abbildung A-25d) beobachtet werden [Bel12a][Bel12b].

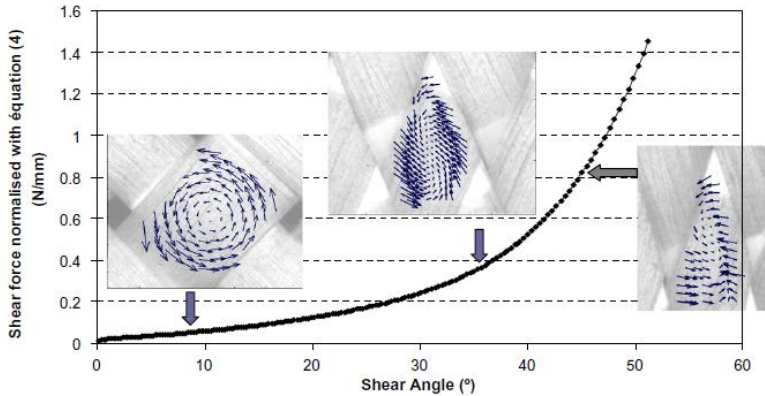


Abbildung A-15: Typischer Verlauf der Scherkraft über dem Scherwinkel eines ausgewogenen Gewebes [Lau08].

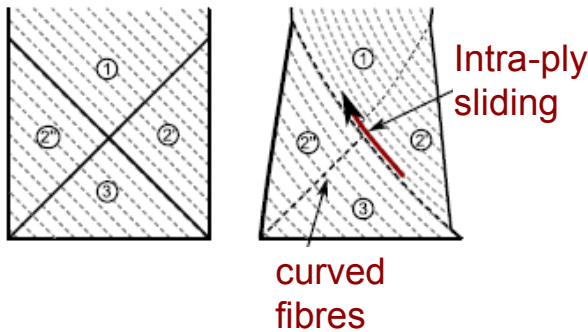


Abbildung A-16: Relatives Abgleiten der Faserbündel innerhalb der Biaxialgelege-Einzelschicht aufgrund von Schubdeformation im Bias-Extension-Test [Bel12a].

Im Pictureframe-Test werden diese Abgleitvorgänge jedoch unterdrückt, da die Kinematik des Pictureframes eine reine Schubverformung im Biaxialgelege erzwingt [Bel12a]. Daraus folgt, dass der Pictureframe-Test und der Bias-Extension-Test im Fall von Biaxialgelegen zu unterschiedlichen Ergebnissen führen. Zusätzlich zum Intra-Ply-Abgleiten wird das Schubverhalten von Biaxi-

algelegen signifikant durch die relative Orientierung der Naht beeinflusst. Ist das Biaxialgelege unter $\pm 45^\circ$ vernäht, ist das Schubverhalten des Biaxialgeleges unsymmetrisch (Abbildung A-25c), da die Naht je nach Richtung der Schubbelastung unter Zug oder Druck beansprucht wird [Yu05a][Lee07][Lom05][Li14]. Wird die Naht unter Zug belastet, wird das Schubverhalten des Biaxial-Geleges maßgeblich durch die Steifigkeit bzw. das Versagensverhalten der Naht dominiert (Abbildung A-17, Belastungszyklus eins). In diesem Fall kommen die Intra-Ply-Ableiteigenschaften erst nach dem Versagen der Naht zum Tragen (Abbildung A-17, Belastungszyklus zwei und drei) [Lom05][Li14].

Im Gegensatz zu biaxialen Faserverbundhalbzeugen (Gewebe bzw. Biaxialgelege) ist über das Schubverhalten von UD-Gelegen (sowie über das Umformverhalten von UD-Gelegen im Allgemeinen) nur wenig bekannt. Böhler et al. [Böh13] unterteilen die Umformmechanismen von UD-Gelegen in Abgleiten der Faserbündel (fibre slip), transversale Komprimierung der Faserbündel (fibre compaction) und Schubdeformation der Faserbündel (fibre shear) (Abbildung A-18). Dabei wird der Unterschied zwischen Abgleiten und Schubdeformation der Faserbündel nicht näher erläutert.

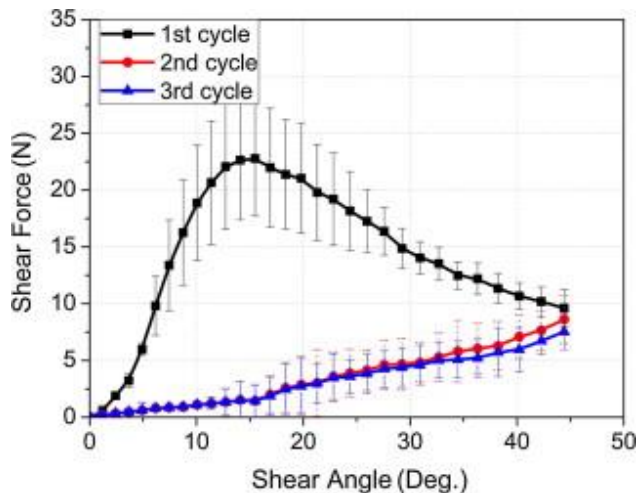


Abbildung A-17: Scherkraft-Scherwinkel-Kurve vom Pictureframe-Test eines $\pm 45^\circ$ vernähten Biaxialgeleges (drei Belastungszyklen) [Li14].

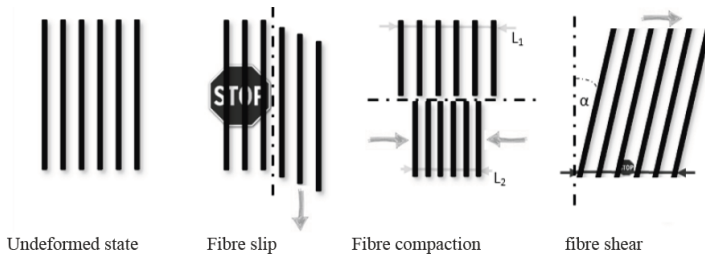


Abbildung A-18: Deformationsmechanismen von UD-Gelegen [Böh13].

Härtel und Harrison [Här14a] evaluieren verschiedene Methoden zur Berechnung der Scherkraft-Scherwinkel-Kurven aus den gemessenen Kraft-Weg-Kurven im uniaxialen Bias-Extension-Test für verschiedene Halbzeugtypen inklusive eines UD-Geleges. Dabei weicht der analytisch aus der Kraft-Verschiebungs-Kurve berechnete (theoretische) Scherwinkel vom optisch gemessenen Scherwinkel für den Fall des UD-Geleges am meisten ab (Abbildung A-19). Härtel und Harrison führen das auf das Abgleiten der Faserbündel (fibre slip) im UD-Gelege zurück. Eine detaillierte Auswertung der Dehnungskomponenten während der Deformation der Halbzeuge im Bias-Extension-Test wird in [Här14a] jedoch nicht durchgeführt.

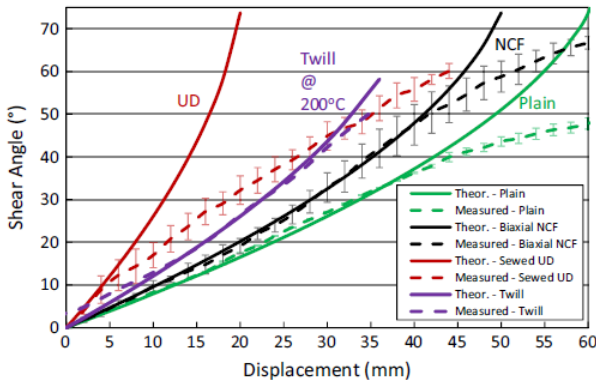


Abbildung A-19: Vergleich des theoretisch berechneten Scherwinkels und des optisch gemessenen Scherwinkels Kinematik verschiedener Halbzeugtypen im uniaxialen Bias-Extension-Test [Här14a]; UD-Gelege (UD); Biaxial-Gelege in 0°-Richtung vernäht (NCF); Gewebe mit Köperbindung (Twill); Gewebe mit Leinwandbindung (Plain).

Härtel et. al [Här14b] vergleichen das Verhalten verschiedenen textiler Halbzeuge (Gewebe, Biaxial-Gelege und UD-Gelege) im Bias-Extension-Test und im Faserbündelabgleitversuch (fibre slip). Dazu verwenden sie eine neuartige Versuchsvorrichtung (Abbildung A-20), die es zum einen ermöglicht, das Umformverhalten textiler Verstärkungshalbzeuge bei beliebig überlagerten Belastungszuständen zu untersuchen, die zum anderen aber auch für Standard-Textilcharakterisierungs-Versuche verwendet werden kann. Unter dem Faserbündelabgleitversuch verstehen Härtel et al. einen Charakterisierungsversuch bei dem das Abgleiten zwischen zwei Faserbündeln in einer diskreten Abgleitzone untersucht werden kann (Abbildung A-20). Bei dieser Art des Schubversuchs wird offensichtlich das Abgleitverhalten von UD-Gelegen bei einfacher Schubdeformation (simple shear) untersucht (Abbildung A-14b), bzw. durch die Versuchsführung kinematisch erzwungen.

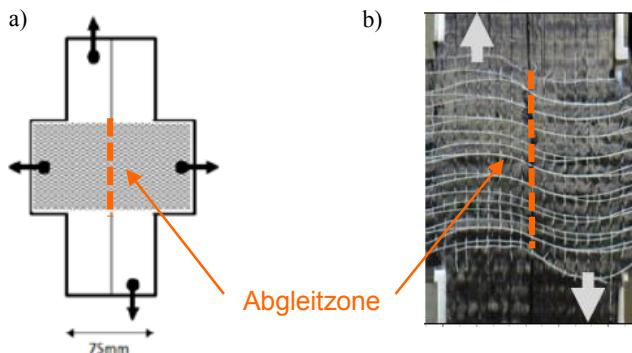


Abbildung A-20: Faserbündelabgleitversuch (fibre slip test): a) Probengeometrie und Randbedingungen; b) Faserbündelabgleiten eines UD-Geleges. Entnommen aus [Här14b] und mit freundlicher Genehmigung von Frank Härtel verändert.

Die Halbzeug-Deformation des untersuchten Gewebes und des untersuchten UD-Geleges findet im Faserbündelabgleitversuch auf einem höheren Kraftniveau als im Bias-Extension-Test statt (Abbildung A-21). Härtel et al. schlussfolgern daraus, dass Faserbündelabgleiten und Schubverformung des Halbzeuges (gemessen im Bias-Extension-Test) im Fall von Geweben und UD-Gelegen zwei klar zu unterscheidende Deformationsmechanismen sind. Auf den genauen Unterschied zwischen dem Abgleiten von Faserbündeln und der Schubdeforma-

tion des Halbzeuges wird auch in [Här14b] nicht eingegangen. Eine detaillierte Auswertung der Dehnungskomponenten wird in [Här14b] ebenfalls nicht durchgeführt. Senner et al. [Sen14a] verwenden den Pictureframe-Test von UD-Gelegen zur Validierung ihres Simulationsmodelles (Abschnitt A 3.3.2.1). Eine detaillierte Untersuchung bzw. Diskussion des Schubverhaltens wird in [Sen14a] jedoch nicht gegeben. Vielmehr werden alle Versuchskurven nur dimensionslos dargestellt.

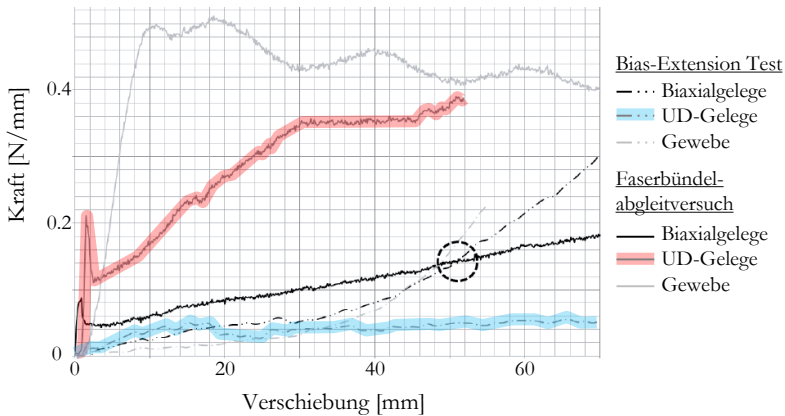


Abbildung A-21: Vergleich der Kraft-Verschiebungs-Kurven zwischen Bias-Extension-Test und Faserbündelableitversuch für Gewebe, UD-Gelege und Biaxialgelege. Entnommen aus [Här14b] und mit freundlicher Genehmigung von Frank Härtel übersetzt und grafisch aufbereitet.

Im Gegensatz zum Schubverhalten der oben genannten Halbzeugen wird das Schubverhalten von unidirektional verstärkten Thermoplasten (z.B. UD-Tapes) in einem Torsionsrheometer charakterisiert, da der Pictureframe-Test und der Bias-Extension-Test dafür nicht geeignet sind [Haa13]. Der Rheometerversuch kann jedoch für UD-Gelege nicht verwendet werden, da das Schubverhalten von UD-Tapes temperatur- und dehnratenabhängig ist.

A 3.2.2 Zugeigenschaften der Einzelschicht

Die Zugeigenschaften von Faserverbundhalbzeugen mit gewebter Verstärkungsstruktur hängen vom Verhältnis $k = \varepsilon_2/\varepsilon_1$ der beiden wirkenden Nor-

maldehnungen ε_1 und ε_2 ab (Abbildung A-22b) und werden i.d.R. im Biaxial-Zugversuch (Abbildung A-22a) bestimmt [Bue01][Boi01][Boi06][Wil08]. Das Zugverhalten ist nichtlinear, da die anfangs schlaffen und ondulierten Fasern zu Beginn der Zugbelastung zunächst „gerade“ gezogen werden, bis die Fasern vollständig unter Spannung stehen. Der Punkt an dem die Fasern unter Spannung stehen, ist vom Verhältnis der wirkenden Normaldehnungen abhängig, da das Ausrichten der Fasern durch die Spannungen in die zweite Richtung behindert wird.

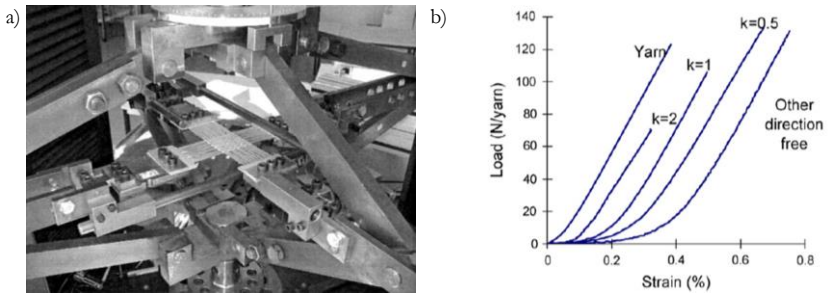


Abbildung A-22: a) Biaxialzugversuche an Geweben [Boi01]; b) Zugverhalten eines Leinwandgewebes bei verschiedenen überlagerten Normaldehnungszuständen $k = \varepsilon_2/\varepsilon_1$ [Boi06].

Die Zugeigenschaften von Biaxialgelegen sind dagegen nicht vom biaxialen Dehnungszustand abhängig, da die Faser aufgrund der Vernähung keine Ondulationen im Ausgangszustand aufweisen [Lom05].

Die Querzugsteifigkeit von unidirektional verstärkten Thermoplasten unterscheidet sich deutlich von der Steifigkeit in Faserrichtung und ist dehnratenabhängig. In [Mar15] wird beispielweise das Querzugverhalten eines deutlich über die Schmelztemperatur der Matrix erwärmten unidirektional verstärkten Thermoplasten in einer Dynamisch-Mechanischen-Analyse (DMA) untersucht. Dieses Verfahren ist jedoch für UD-Gelege ungeeignet.

Obwohl schon die Handhabung von UD-Gelegen auf deren geringe Querzugeigenschaften hinweist und die Bildung von Faserbündellücken von Böhler et al. [Böh13] als potentieller Umformeffekt von UD-Gelegen identifiziert (Abbildung A-26b) werden, zählen Böhler et al. die Querzugdeformation nicht

zu den Umformmechanismen von UD-Gelegen (Abbildung A-18). Einzig Senner et al. [Sen14a] untersuchen die Eigenschaften verschiedener UD-Gelege unter Zug in Richtung der Naht. Allerdings werden die Versuchskurven in [Sen14a] dimensionslos dargestellt (Abbildung A-23). Eine detaillierte Auswertung und Diskussion des Materialverhaltens wird in [Sen14a] ebenfalls nicht gegeben.

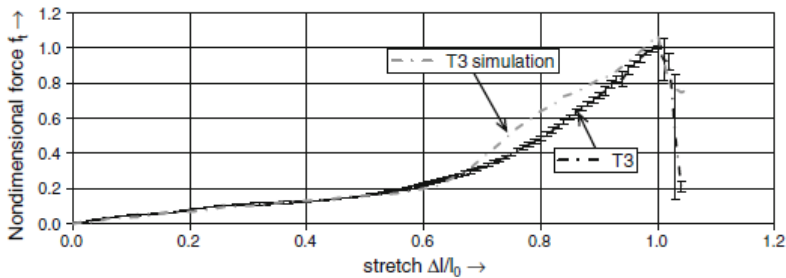


Abbildung A-23: Kraft-Dehnungskurve eines quer zur Faserrichtung vernähten UD-Geleges bei Zug quer zur Faserrichtung [Sen14a].

A 3.2.3 Biegeeigenschaften der Einzelschicht

Die Biegeeigenschaften von Faserverbundhalbzeugen sind im Allgemeinen nichtlinear [Bil10][Lia14][Sac14a] und müssen entkoppelt von den Membraneigenschaften betrachtet werden, da die Plattentheorie für Faserverbundhalbzeuge, anders als für Strukturwerkstoffen, ungültig ist [Yu05b][Bil10]. Die geringe Biegesteifigkeit von Faserverbundhalbzeugen lässt sich dadurch erklären, dass bei Biegebelastung relatives Abgleiten einzelner Filamente innerhalb der Faserbündel möglich ist und die effektive transversale Schubsteifigkeit somit deutlich geringer als bei Strukturwerkstoffen ist [Ham09][Bil10]. Dem Abgleiten einzelner Filamente wirken im Fall textiler Halbzeuge Reibkräfte zwischen den einzelnen Filamenten [Bil10] entgegen. Im Fall thermoplastischer Prepregs werden durch die schmelzflüssige Matrix Schubspannungen zwischen den Filamenten übertragen [Lia14][Sac14b]. Beide Effekte sind wiederum der Grund für die Nichtlinearität der Biegeeigenschaften von Faserverbundhalbzeugen.

Zur Bestimmung der Biegeeigenschaften von Faserverbundhalbzeugen werden unterschiedliche Methoden verwendet: Lomov et al. [Lom03] verwenden den Kawabate-Biegeversuch zur Bestimmung des Biegeverhaltens von Biaxialgelegen. Sachs [Sac14a] verwendet ein angepasstes Torsionsrheometer zur Charakterisierung der ratenabhängigen Biegeeigenschaften von unidirektional verstärkten Thermoplasten. Der einfachste Versuch zur Bestimmung der Biegeeigenschaften von Faserverbundhalbzeugen ist jedoch der Cantilever-Test nach [DIN03] [AME15], bei dem die Biegebelastung im Halbzeug durch die Schwerkraft erzeugt wird (Abbildung A-24).

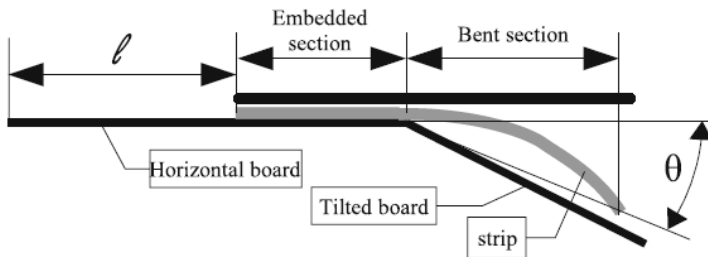


Abbildung A-24: Schematische Darstellung der Funktionsweise des Cantilever-Tests [Bil10].

Bilbao et al. [Bil10] und Thoma [Tho15] verwenden den Cantilever-Test zur Bestimmung der Biegeeigenschaften von textilen Halbzeugen. Liang et al. [Lia14] bestimmen mit dem Cantilever-Test in einer Klimakammer die Biegeeigenschaften von unidirektional verstärkten Thermoplasten. Zur Ermittlung des nichtlinearen Verlaufs der Biegemoment-Krümmungs-Kurve wird die Biegelinie der Halbzeuge in [Bil10] und [Lia14] zu verschiedenen Zeitpunkten optisch gemessen.

Senner et al. [Sen14b] untersuchen das Biegeverhalten eines UD-Geleges in einem Zwei-Punkt-Biegeversuch in Anlehnung an die Norm [DIN08] und zeigen, dass die Biegeeigenschaften von UD-Gelegen stark anisotrop sind: In Faserrichtung ist die Biegesteifigkeit vergleichbar zur Biegesteifigkeit von Geweben oder Biaxialgelegen, wohingegen quer zur Faserrichtung so gut wie keine Biegesteifigkeit existiert.

A 3.2.4 Interfaceeigenschaften

Neben dem Umformverhalten der Einzelschichten beeinflussen die Interface- bzw. Reibeigenschaften zwischen den einzelnen Halbzeugschichten sowie zwischen Halbzeugen und Umformwerkzeugen die Faltenbildung sowohl bei der Umformung textiler Halbzeuge [All15][Lee07] als auch beim Thermoforming thermoplastischer Faserverbundhalbzeuge [Van09a][Haa13][Dör16a]. Gemäß dieser Einteilung unterscheiden die meisten Autoren bei der Bestimmung der Reibeigenschaften von Endlosfaserverbundhalbzeugen zwischen den Reibeigenschaften trockener textiler Halbzeuge [Lon07b][All12b][Cor14][Sac14b] und den Reibeigenschaften „nasser“ bzw. vollständig mit Matrix getränkter thermoplastischer Faserverbundhalbzeuge [Lon07b][Van08][Van09a][Haa13][Fet13][Sac14b][Sac14a]. Eine Übersicht verschiedener Methoden zur Bestimmung der Reibeigenschaften trockener und „nasser“ Endlosfaserverbundhalbzeuge ist in [Sac14b] zu finden. Einzig in [Tho15] wird im Rahmen der Untersuchung verschiedener Fixiermethoden textiler Halbzeuge im RTM-Infiltrationswerkzeug das Reibverhalten eines mit Epikote® 5311Binder bebinderten Kohlenstofffasergewebes bei einer Temperatur von 120°C untersucht (zähflüssiger Zustand des aktivierten Binders). Zwar werden in [All12b] die Reibeigenschaften bebinderteter textiler Halbzeuge untersucht, allerdings finden alle Versuche bei Raumtemperatur und mit nicht aktiviertem Binder statt.

Der Reibkoeffizient zwischen trockenen Textilien kann als unabhängig von Normaldruck, Belastungsgeschwindigkeit und Temperatur betrachtet werden [Sac14b]. Allerdings ist der Reibkoeffizient von der Relativorientierung der Lagen abhängig [All12b]. Im Gegensatz dazu ist der Reibkoeffizient des bebinderten Gewebes aus [Tho15] von der Temperatur abhängig und ist bei einer Temperatur von 120°C mit $\mu \approx 3,6$ deutlich größer als Eins. Eine detaillierte Untersuchung der Abhängigkeit der Reibeigenschaften bebinderteter textiler Halbzeuge von Normaldruck, Temperatur und Belastungsgeschwindigkeit ist jedoch nicht bekannt. Das Reibverhalten „nasser“ thermoplastischer Faserverbundhalbzeuge ist vom Normaldruck, von der Belastungsgeschwindigkeit und von der Temperatur der Matrix abhängig [Van09a][Sac14a][Sac14b].

A 3.2.5 Bauteilnahe Umformversuche

Zusätzlich zu Couponversuchen wird der Hemisphären-Test (Abbildung A-25 bzw. Abschnitt B 2.8) oft dazu verwendet, um das Umformverhalten von Faserverbundhalbzeugen bei überlagerter Belastung und unter realistischen Bedingungen zu untersuchen bzw. zu verdeutlichen. Das typische Deformationsverhalten eines ausgewogenen Gewebes im Hemisphären-Test ist in Abbildung A-25a dargestellt. In $\pm 45^\circ$ -Richtung (Diagonale in Abbildung A-25a) finden große Schubdeformationen statt, wohingegen die steifen Fasern in $0/90^\circ$ -Richtung kaum Membranverformungen aufweisen und durch die Umformung in eine Halbkugel nach innen gezogen werden [Moh00]. Ganz anders sieht dagegen die Kontur eines im Hemisphären-Test umgeformten unausgewogenen Gewebes aus (Abbildung A-25b). Hier werden nur die Fasern der „Hauptverstärkungsrichtung“ sichtbar nach innen gezogen [Dan03][Boi07][Boi10][Boi11a]. Besitzt das Faserverbundhalbzeug richtungsabhängige Schubeigenschaften, wie beispielsweise ein in $\pm 45^\circ$ vernähtes Biaxialgelege, führt dies zu einer unsymmetrischen Kontur im Hemisphären-Test (Abbildung A-25c) [Lee07]. Für den Fall eines in $0/90^\circ$ vernähten Biaxialgeleges (Schubeigenschaften sind nicht richtungsabhängig) kann das relative Abgleiten der unterschiedlich orientierten Fasern innerhalb einer Biaxialgelege-Einzelschicht sichtbar gemacht werden (Abbildung A-25c) [Bel12a].

Vanclooster [Van09a] untersucht am Beispiel eines mehrlagigen Hemisphären-Tests mit gewebeverstärkten Organoblechen den Einfluss der Relativorientierung der Halbzeuge, der Interface-Eigenschaften zwischen den Halbzeugschichten sowie der Höhe der Niederhalterkräfte auf die Faltenbildung. Das Ausmaß entstehender Falten steigt mit der Zunahme der Relativorientierung der Schichten. Eine Erhöhung der Niederhalterkräfte wirkt der Entstehung von Falten entgegen.

Zusätzlich zur Hemisphäre werden immer öfters andere, teilweise realistischere, generische Bauteile zur Untersuchung des Umformverhaltens von Faserverbundhalbzeugen verwendet: In [All11][Paz14][All15][All14][Cap14] werden rechteckige, tetraeder förmige und prismatische Geometrien zur Untersuchung des Umformverhaltens von Faserverbundhalbzeugen verwendet. Insbesondere Allaoui et al. [All15] untersuchen den Einfluss unterschiedlich orientierter Lagen

auf die Faltenbildung bei der mehrlagigen Umformung eines „interlock“-Gewebes in eine prismatische Geometrie und zeigen, dass lokales Ausbeulen einzelner Kohlenstofffaserbündel ein für dieses Halbzeug relevanter Drapierereffekt ist und dass das Ausmaß entstehender Drapierereffekte bei der mehrlagigen Umformung des Halbzeugs größer ist als bei der einlagigen Umformung des Halbzeugs. Margossian et al. [Mar14] untersuchen den Einfluss lokaler Vernä- hung von Biaxialgelegen am Beispiel der Umformung eines Helikopter- Seitenrahmens sowohl experimentell als auch simulativ. Dabei weichen die in der Simulation ermittelten Faserorientierungen bis zu zehn Grad von sich im Experiment ergebenden Faserorientierungen ab. Henning et al. [Hen15] unter- suchen das Umformverhalten mehrerer bebinde- ter Gewebelagen am Beispiel der Geometrie eines Lampentopfes eines PKW-Heckdeckels (vgl. Abschnitt B 2.9) und zeigen, dass sich das Ausmaß entstehender Drapierfehler bei der Umformung bebinde- ter Gewebe in diese komplexe Geometrie mit dem auto- matisierten, sequentiellen Preformingprozess reproduzierbar reduzieren lässt.

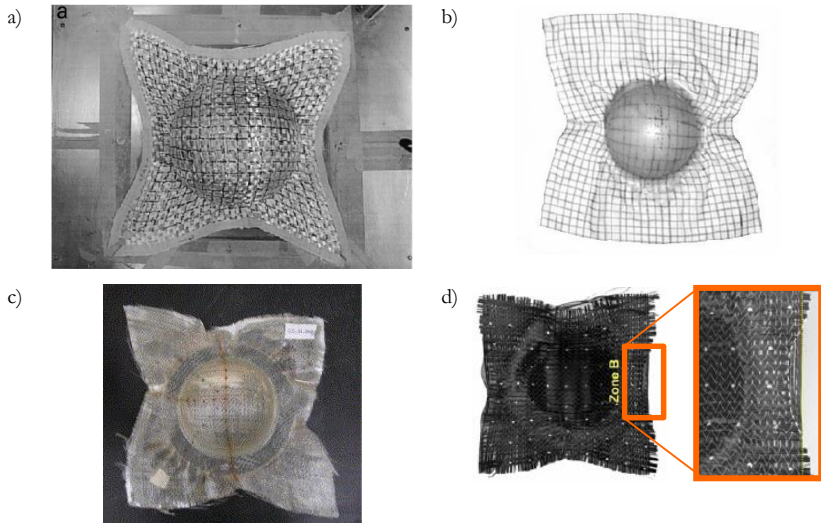
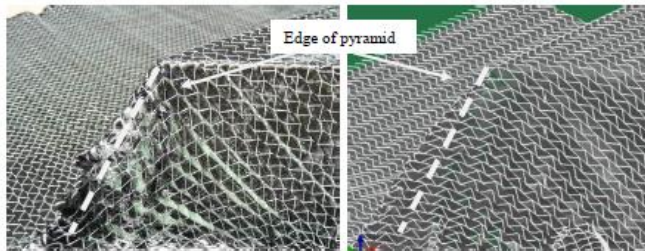


Abbildung A-25: Hemisphären Test mit Faserverbundhalbzeugen: a) ausgewogenes Gewebe [Moh00] (Durchmesser Hemisphäre: 200mm); b) unausgewogenes Gewebe [Boi11a] (Durchmesser Hemisphäre unbekannt); c) $\pm 45^\circ$ -vernähtes Biaxialgelege [Lce07] (Durchmesser Hemisphäre: 150 mm); d) $0/90^\circ$ -vernähtes Biaxialgeleges [Bel12a] (Durchmesser Hemisphäre: 100 mm).

Böhler et al. [Böh13] untersuchen das Umformverhalten vom UD-Gelegen am Beispiel eines Pyramidenstumpfes (Abbildung A-26a) und identifizieren Faserbündelondulationen in der Halbzeugebene (in-plane wrinkling), Lücken zwischen den Faserbündeln (gaps/gapping), Faltenbildung (out-of-plane folds) und Fehlorientierung der Fasern (fibre disorientation) als potentielle Umformdefekte (Abbildung A-26b) von UD-Gelegen. Eine fundamentale Charakterisierung des Umformverhaltens von UD-Gelegen durch Couponversuch wird in [Böh13] jedoch nicht durchgeführt. Auch der Zusammenhang zwischen Umformmechanismen und Umformdefekten wird in [Böh13] nicht diskutiert.

a)



b)

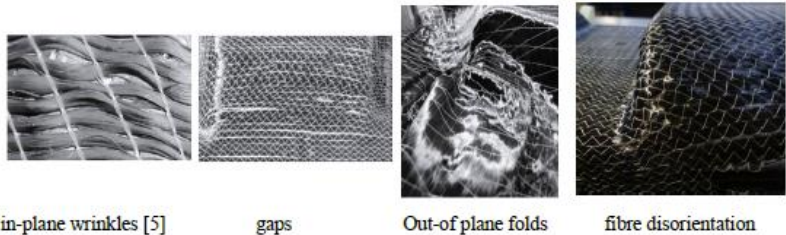


Abbildung A-26: a) Lücken zwischen den Kohlenstofffaserbündeln bei der Umformung (links) und in der Simulation der Umformung (rechts, Mesomodell vgl. Abschnitt A 3.3.2.1) eines UD-Geleges in die Geometrie eines Pyramidenstumpfes; b) potentielle Umformdefekte von UD-Gelegen [Böh13].

A 3.3 Simulation des Umformverhaltens von Faserverbundhalbzeugen

Bei den Methoden zur Simulation des Umformverhaltens von Faserverbundhalbzeugen wird zwischen kinematischen (Abschnitt A 3.3.1) und FE-basierten Methoden (Abschnitt A 3.3.2) unterschieden. Bei den FE-basierten Methoden wird weiter zwischen homogenisierten, auf der Kontinuumsmechanik basierenden Modellen sowie diskreten Modellen, semi-diskreten Modellen und Mesomodellen unterschieden. Komplementär zum Stand der Forschung im Bereich der Umformeigenschaften behandelt ein Großteil existierender Arbeiten die Umformsimulation von Faserverbundhalbzeugen mit gewebter Verstärkungsstruktur. Die Umformsimulation von Biaxial-Gelegen oder unidirektional verstärkten Organoblechen (z.B. UD-Tapes) ist erst in den letzten Jahren in den Fokus der Forschung gerückt. Mit der Umformsimulation von UD-Gelegen beschäftigten sich nur wenige Autoren.

A 3.3.1 Kinematische Ansätze

Die kinematischen Methoden zur Umformsimulation basieren darauf, dass flächige Halbzeuge durch effiziente „Mapping-Algorithmen“ in einem oder sehr wenigen Schritten in eine definierte dreidimensionale Geometrie transformiert werden [Hei88][Pot01][Lim02][Han05][Han06]. Die Effizienz dieser Algorithmen wird dadurch erreicht, dass das Umformverhalten der Faserverbundhalbzeuge ausschließlich durch kinematische Modelle beschrieben wird, bzw. dadurch, dass das Konstitutivverhalten vernachlässigt wird [Lim02]: Es wird angenommen, dass das Material bei der Umformung inkompressibel ist und dass das Material in Faserrichtung nicht dehnbar ist. Weiter wird davon ausgegangen, dass bei der Umformung keine Falten entstehen, so dass sich das Material glatt auf die Oberfläche der Geometrie drapieren lässt. Für den Fall unidirektionaler Halbzeuge wird angenommen, dass einfache Schubdeformation („simple shear“, Abbildung A-14b) der einzige Umformmechanismus ist. Für den Fall von biaxialen Halbzeugen (Faserverbundhalbzeugen mit gewebter Verstärkungsstruktur und Biaxialgelege) wird angenommen, dass reine Schubdeformation („pure shear“, Abbildung A-14a) der einzige Umformmechanismus ist.

Derartige Ansätze sind in kommerziellen Simulationsprogrammen wie PAM-Quickform, FibreSim oder in CAD-Programmen integriert und haben den Vorteil einer kurzen Rechenzeit. Somit hat die kinematische Drapiersimulation für eine erste Abschätzung der Drapierbarkeit einer Geometrie sowie als Hilfestellung für Konstrukteure in der Bauteilentwicklung durchaus ihre Berechtigung. Auch für Hand-Laminier- bzw. Hand-Drapier-Prozesse können die Ergebnisse der kinematischen Drapiersimulation dazu verwendet werden, den Prozess zu optimieren, bzw. Regeln fürs Hand-Drapieren abzuleiten [Han06]. Ein entscheidender Nachteil dieser Methode ist jedoch, dass der vorhergesagte Scherwinkel bzw. die vorhergesagte Faserorientierung zum einen vom gewählten Startpunkt für den Mapping-Algorithmus abhängen [Han06] und zum anderen je nach Prozessführung und Bauteilgeometrie stark von der Realität abweichen [Van09b][Van09a]. Somit ist die kinematische Drapiersimulation insbesondere zur Simulation hochautomatisierter mehrlagiger Umformprozesse mit einer definierten Werkzeugkinematik ungeeignet [Van09a].

A 3.3.2 FE-basierte Ansätze

Der zentrale Unterschied zwischen den FE basierten Ansätzen und den kinematischen Ansätzen ist, dass zusätzlich zur Kinematik der Umformung auch das Konstitutivverhalten bei der Umformung von Faserverbundhalbzeugen und die prozesstechnischen Randbedingungen modelliert werden. Werden sowohl die Membraneigenschaften als auch die Biegeeigenschaften von Faserverbundhalbzeugen modelliert, lässt sich mit FE-basierten Ansätzen die Entstehung von Falten vorhersagen. Aufgrund der Multiskalennatur der Faserverbundhalbzeuge ergeben sich die Biegeeigenschaften jedoch nicht aus den Membraneigenschaften, wie aus der Balken-, bzw. Plattentheorie bekannt, vielmehr müssen die Biegeeigenschaften entkoppelt von den Membraneigenschaften modelliert werden (Abschnitt A 3.3.2.4). Da mit FE-basierten Ansätzen neben dem Konstitutivverhalten der Faserverbundhalbzeuge auch das Konstitutivverhalten des Kontakts zwischen zwei Halbzeugen sowie zwischen Halbzeugen und Werkzeugen modelliert werden kann, sind diese Ansätze insbesondere zur Simulation hochautomatisierter mehrlagiger Umformprozesse mit definierter Werkzeugkinematik und definierten Prozessrandbedingungen geeignet (Abschnitt A 3.3.2.5).

Umgekehrt sind FE-basierte Ansätze für Umformprozesse mit unklaren oder undefinierten Randbedingungen problematisch.

Die Multiskalennatur von Faserverbundhalbzeugen führt zu verschiedenen Ansätzen zur Simulation des Umformverhaltens. In diskreten Ansätzen bzw. in Mesomodellen werden die Komponenten des Faserverbundhalbzeugs (Faserbündel, Naht, etc.) diskret modelliert (Abschnitt A 3.3.2.1). Dabei werden die Faserbündel teilweise homogenisiert modelliert und als Kontinuum betrachtet. Ein wesentlicher Vorteil dieser Modellierungsstrategie ist es, dass zur Modellierung des Umformverhaltens von neuen Faserverbundhalbzeugen kein benutzerdefiniertes Materialmodell entwickelt werden muss, sondern Materialmodelle verwendet werden können, die in kommerziellen Codes bereits existieren. Im Gegensatz dazu wird das Umformverhalten von Faserverbundhalbzeugen in kontinuierlichen Ansätzen durchweg homogenisiert modelliert (Abschnitt A 3.3.2.2). Die Herausforderung dabei ist, die kontinuums-mechanisch korrekte Beschreibung der Umorientierung der vergleichbar steifen Verstärkungsfasern, hervorgerufen durch große Schubdeformationen. Eine Mischform stellen semidiskrete Ansätze dar (Abschnitt A 3.3.2.3). In diesen Modellen wird ein Teil der Komponenten bzw. Deformationsmechanismen diskret modelliert, wohingegen der andere Teil kontinuierlich beschrieben wird.

A 3.3.2.1 Diskrete Ansätze und Mesomodelle

Zentrales Merkmal von diskreten Ansätzen und von Mesomodellen ist die Tatsache, dass die einzelnen Komponenten der Halbzeuge diskret modelliert werden. Dabei wird zwischen diskreten Modellen [Sha03][Sko07][Bou05], deren Komponenten durch Balken- und Stab- bzw. Federelementen eher abstrakt modelliert werden und zwischen Mesomodellen, deren Komponenten detailliert modelliert werden, unterschieden. Da die „Mesoskala“ als solche nicht definiert ist, ist der Detaillierungsgrad der einzelnen Mesomodelle sehr unterschiedlich. Es existieren weniger detaillierte Mesomodelle [Cre06][Sir13][Böh13][Här14b][Kär15], die zur Umformsimulation ganzer Halbzeugschichten verwendet werden, sowie sehr detaillierte Mesomodelle [Bad07][Bad08][Bad09][Cha11][Boi01][Boi05][Boi06][Boi11a][Hag05][Lin08], die zur virtuellen Werkstoffcharakterisierung im Sinne der Multiskalensimulation verwendet werden.

Diskrete Modelle basierend auf Stab- und Balkenelementen

Bei dieser Modellklasse werden sowohl die steifen Fasern, als auch das Schubverhalten der Faserverbundhalbzeuge durch diskrete Stab- und Balkenelemente modelliert (Abbildung A-27). Dabei sind die Elemente zur Beschreibung der Schubeigenschaften diagonal zu den „Faserelementen“ orientiert. Sharma und Sutcliffe [Sha04] sowie Boubaker et al. [Bou05] beschreiben mit ihren Modellen das Umformverhalten von trockenen Geweben. Die nichtlineare Kurve zur Beschreibung der Steifigkeit des „Schubelements“ wird dabei anhand des Bias-Extension-Tests „gefittet“. Skordos et al. [Sko07] beschreiben mit ihrem Modell das Umformverhalten von Organoblechen mit Gewebeverstärkung. Dabei modellieren sie das elastisch-visko-plastische Schubverhalten durch Parallelschalten eines einachsigen Maxwell-Elements und eines einachsigen elasto-plastischen Elements.

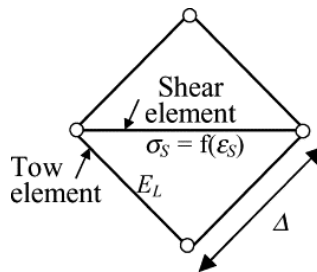


Abbildung A-27: Diskretes Modell zur Umformsimulation von Geweben basierend auf Stabelementen [Sha04].

Mesomodelle für die Umformsimulation

Mesomodelle haben das Ziel, die einzelnen Komponenten von Faserverbundhalbzeugen ausreichend detailliert zu modellieren, so dass sich das Umformverhalten der Halbzeuge aus dem Deformationsverhalten der einzelnen Komponenten, sowie der Interaktion dieser Komponenten ergibt. Somit sind Mesomodelle im Vergleich zu diskreten oder kontinuierlichen Modellen mit wesentlich größeren Rechenzeiten für die Umformsimulation verbunden.

Creech und Pickett [Cre06] sowie Sirtautas et al. [Sir13] beschreiben das Umformverhalten von Biaxialgelegen (in 45°-Richtung vernäht) mit einem Mesomodell (Abbildung A-28). Dabei wird jedes einzelne Faserbündel homogenisiert mit einer Reihe Solid-Elementen modelliert, die jeweils aneinander abgleiten können. Die Beschreibung des Abgleitens erfolgt bei Creech und Pickett direkt durch den Kontakt zwischen den Solid-Elementen. In dem Modell von Sirtautas et al. gleiten die Solid-Elemente zwischen sog. Gap-Elementen ab. Diese Gap-Elemente verwenden Sirtautas et al. in einer nachfolgenden mesoskopischen Infiltrationssimulation zur Modellierung der Luftspalte zwischen den Faserbündeln (sehr große Permeabilität). Der Zusammenhalt der Halbzeuge wird in beiden Modellen wie auch in der Realität durch die Naht erzeugt, die durch eindimensionale Stab-Elemente modelliert wird. Beide Modelle werden am Beispiel des Bias-Extension-Tests parametrisiert und am Beispiel des Hemisphären-Tests validiert. Dabei wird mit beiden Modellen eine gute Übereinstimmung zwischen Simulations- und Versuchsergebnissen erzeugt. Weiter kann mit dieser Art von Modellen das halbzeugeinterne Faserbündelabgleiten simuliert werden [Cre06].

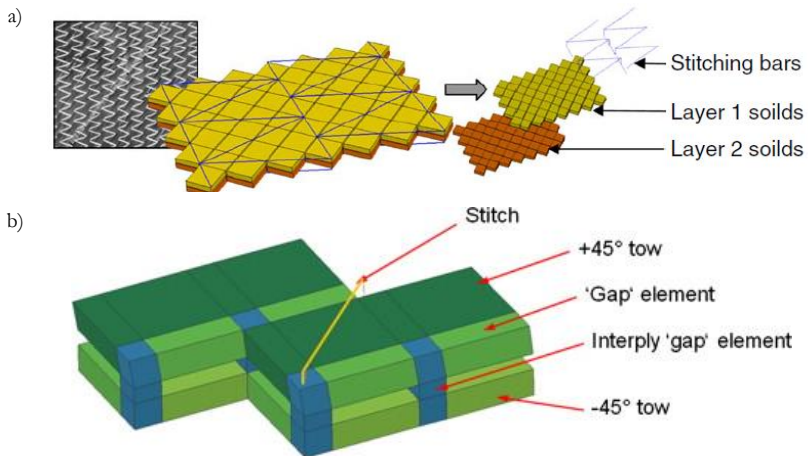


Abbildung A-28: Mesomodelle zur Umformsimulation von Biaxialgelegen: a) Repräsentative Zelle des Mesomodells von Creech und Pickett [Cre06]; b) Repräsentative Zelle des Mesomodells von Sirtautas et al. [Sir13].

Böhler et al. [Böh13] stellen ein Mesomodell zur Umformsimulation von UD-Gelegen vor. Dabei werden die Faserbündel mit Schalenelementen und die Naht mit Stabelementen modelliert. Zwischen Schalenelementen und Stabelementen wird Kontakt modelliert, so dass die Faserbündel (Schalenelemente) in dem Netz aus Stabelementen abgleiten können (Abbildung A-29a). Die Umformsimulation des UD-Geleges am Beispiel des Pyramidenstumpfes (Abbildung A-29c) zeigt, dass das Simulationsmodell das Potential hat, Drapierfehler vorherzusagen und somit eine Vielzahl von „trial and error“ Versuchen bei der Prozessauslegung zu vermeiden [Böh13]. Bei der Simulation des Bias-Extension-Tests (Abbildung A-29b) kann jedoch nur für kleine Verschiebungen eine gute Übereinstimmung mit der Kraft-Weg-Kurve aus dem Experiment beobachtet werden [Här14b].

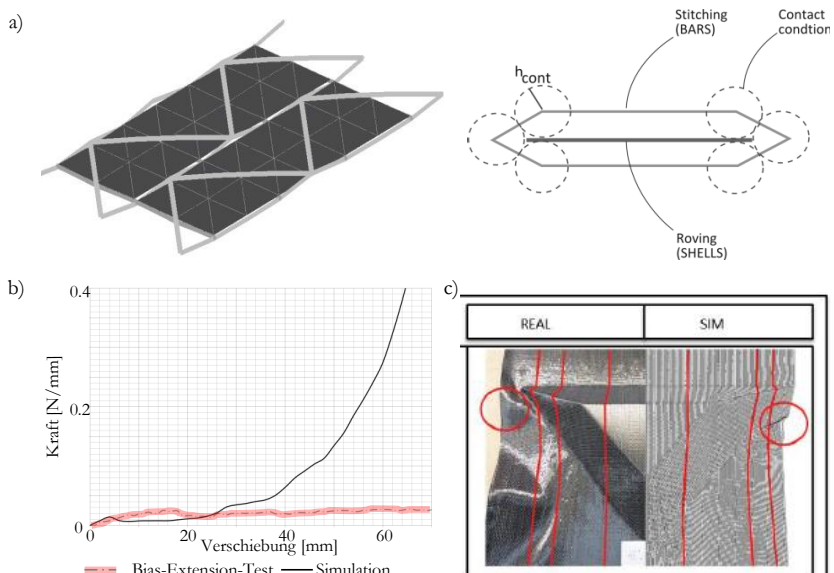


Abbildung A-29: Mesomodelle zur Umformsimulation von UD-Gelegen: a) Repräsentative Zelle eines Mesomodells zur Umformsimulation von UD-Gelegen [Böh13][Här14b]; b) Vergleich zwischen Simulations- und Versuchskurve des Bias-Extension-Test von UD-Gelegen (entnommen aus [Här14b] und mit freundlicher Genehmigung von Frank Härtel übersetzt und grafisch aufbereitet); c) Abgleich von Simulations- und Versuchsergebnissen am Beispiel eines Pyramidenstumpfes ([Böh13], Teilabbildung aus größerer Originalabbildung mit freundlicher Genehmigung von Patrick Böhler entnommen, Breite der Abbildung ca. 600mm).

Kärger et al. [Kär15] stellen eine virtuelle CAE-Kette zur durchgängigen Simulation von UD-Gelegen vor. Dabei werden relevante Information wie beispielweise die lokale Faserorientierung und der lokale Faservolumengehalt von der Drapiersimulation über die Infiltrations- und Aushärtésimulation bis hin zur Struktursimulation übertragen. In diesem Kontext verwenden Kärger et al. ebenfalls ein Mesomodell zur Drapiersimulation von UD-Gelegen, das sich jedoch vom Mesomodell von Böhler et al. unterscheidet (Abbildung A-30a). Zwar werden die Faserbündel im Mesomodell in [Kär15] wie beim Modell von Böhler et al. durch Schalenelemente (Abbildung A-30a, gelb) abgebildet, die Naht wird jedoch nicht diskret modelliert. Stattdessen werden die Schalenelemente der Faserbündel mit Membranelementen ohne signifikante Steifigkeit (Abbildung A-30a, grau) und Balkenelementen verbunden. Somit erfolgt die Beschreibung des Umformverhaltens des UD-Geleges im Wesentlichen durch die Modellierung des Materialverhaltens der Balkenelemente zwischen den Schalenelementen der Faserbündel. Die Schalenelemente der Faserbündel selbst dienen in diesem Modell nur zur Diskretisierung der Faserbündel, die Membranelemente zwischen den Schalenelementen dienen nur als Kontaktflächen zu den Werkzeugen bzw. zu den Nachbarschichten. Abgleiten zwischen Faserbündeln und Naht wird mit diesem Modell im Gegensatz zum Ansatz von Böhler et al. nicht modelliert. Die Validierung des Modells am Beispiel eines konvex-konkav geformten generischen Bauteils zeigt (Abbildung A-30b), dass das Modell die Faserorientierung global gut vorhersagt, lokal werden jedoch Unterschiede zwischen Experiment und Simulation beobachtet.

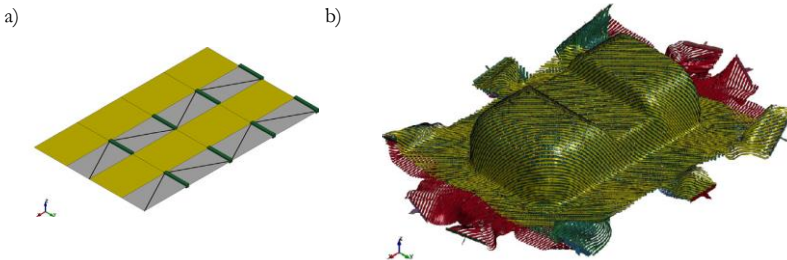


Abbildung A-30: a) Repräsentative Zelle des Mesomodells zur Umformsimulation von UD-Gelegen; b) Umformsimulation eines UD-Geleges am Beispiel eine konvex-konkaven generischen Geometrie. ([Kär15], Teilabbildungen aus größeren Originalabbildungen mit freundlicher Genehmigung von Luise Kärger entnommen)

Ähnlich wie Kärger et al. modellieren auch Senner et al. [Sen14a] das Umformverhalten von UD-Gelegen durch eine Kombination aus Schalen- und Balkenelementen. Im Gegensatz zu Kärger et al. modellieren Senner et al. die Fasern homogenisiert mit einer durchgehenden Schicht von Schalenelementen. Das Verhalten der Naht wird durch Balkenelemente beschrieben, die gemeinsame Knoten mit den Schalenelementen haben. Mit dieser Vorgehensweise beschreiben Senner et al. das Verhalten verschiedener UD-Gelege (mit jeweils unterschiedlich orientierter Naht) mit Materialmodellen, die in kommerziellen FE-Codes existieren. Senner et al. parametrisieren ihr Modell anhand von Zugversuchen verschiedener UD-Gelege in Richtung der Naht und validieren ihr Modell mit der Simulation des Pictureframe-Tests. Eine Umformsimulation mit dem Modell wird in [Sen14a] nicht durchgeführt.

A 3.3.2.2 Kontinuierliche Ansätze

In kontinuierlichen Ansätzen werden die Faserverbundhalbzeuge als Kontinuum mit homogenen Materialeigenschaften betrachtet, obwohl Faserverbundhalbzeuge auf dem Mikro- und Mesolevel kein Kontinuum darstellen. Für biaxiale Faserverbundhalbzeuge wird somit explizit angenommen, dass kein relatives Abgleiten zwischen den Faserbündeln an deren Kreuzungspunkten stattfindet [Boi07], was jedoch nur für den Fall von Geweben zutreffend ist (vgl. Abschnitt A 3.2.1). Kontinuierliche Ansätze sind vergleichbar effizient (Rechenzeit) wie diskrete Ansätze. Durch die kontinuierliche Beschreibung lässt sich komplexes Materialverhalten im Vergleich zu diskreten Ansätzen deutlich komfortabler beschreiben. Insbesondere die Wechselwirkungen zwischen einzelnen Deformationsmechanismen lassen sich durch kontinuierliche Ansätze im Vergleich zu diskreten Ansätzen unkompliziert erfassen, da das Materialverhalten aller Deformationsmechanismen homogenisiert in einem Element beschrieben wird. Dafür ist es jedoch erforderlich, benutzerdefinierte Materialsubroutinen zu entwickeln. Die Herausforderung bei der Entwicklung dieser Ansätze liegt darin die Umorientierung der vergleichbar steifen Verstärkungsfasern, hervorgerufen durch große Schubdeformationen, korrekt abzubilden. Die in den meisten Finite-Elemente Codes existierenden orthotropen Materialmodelle sind zur Beschreibung dieser schubdeformationsbedingten Umorientierung jedoch nicht geeignet, da das Materialverhalten in diesen Modellen in einem auf der polaren Zerlegung des Deformationsgradienten basierenden mitdrehenden Koordina-

tensystems („co-rotational framework“ - Abschnitt C 2.1, Gleichung C-5, Abbildung C-3) beschrieben wird [Yu02]. Da das „co-rotational framework“ die mittlere Starrkörperrotation eines Materialpunktes beschreibt, wird die schubdeformationsbedingte Umorientierung der Verstärkungsfasern nicht durch die Achsen des Koordinatensystems beschrieben. Aus diesem Grund existieren zur Beschreibung des makroskopischen Umformverhaltens von Faserverbundhalbzeugen in der Literatur eine Reihe anderer Materialmodelle: Hypoelastische (ratenabhängige) Modelle, die das Materialverhalten inkrementell beschreiben, Modelle, die das Materialverhalten mit nicht-orthogonalen Konstitutivgesetzen bezüglich des Gesamtdeformationszustandes beschreiben, hyperelastische Modelle, die das Materialverhalten über ein elastisches Potential in Abhängigkeit des rechten Cauchy-Green Tensors bezüglich des Gesamtdeformationszustandes beschreiben und Modelle, in denen das Materialverhalten durch die Superposition verschiedener Terme bzw. Materialmodelle beschrieben wird.

Hypoelastische Materialmodelle

In hypoelastischen Materialmodellen wird die Spannungsrate $\dot{\boldsymbol{\sigma}}$ mit

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{D}) \quad \text{A-1}$$

durch eine Funktion der Spannung $\boldsymbol{\sigma}$ selbst und der Deformationsrate \mathbf{D} beschrieben. Da Konstitutivgleichungen gemäß dem Prinzip der materiellen Objektivität jedoch nicht von der Wahl des Bezugssystems abhängen dürfen [Bel14][Boi10][Alt94], müssen hierfür sowohl die Spannungs- als auch die Deformationsrate materiell objektiv sein. D.h. beide Größen müssen das Materialverhalten, bzw. dessen zeitliche Änderung aus der Sicht eines mit dem Material fest verbundenen Beobachters beschreiben [Boi10]. In den meisten FE-Codes wird dazu entweder die Jaumann'sche oder die Green-Nagdhi Spannungsrate verwendet, die sich auf ein aus der polaren Zerlegung des Deformationsgradienten (Abschnitt C 2.1, Gleichung C-5) resultierendes mitdrehendes Koordinatensystems, dem sogenannten „co-rotational framework“ (Abschnitt C 2.1, Abbildung C-3) beziehen [Bel14][Bad08][Bad09]. Wird wie im Fall des FE-Codes ABAQUS/Explicit die Green-Nagdhi Formulierung verwendet, berechnet sich die Spannungsableitung $\dot{\boldsymbol{\sigma}}$ aus einem linearen Zusammenhang zwischen dem Materialsteifigkeitstensor \mathbf{K} und der Deformationsrate \mathbf{D} :

$$\boldsymbol{\sigma}^\nabla = \mathbf{K} : \mathbf{D} \quad \text{A-2}$$

Die Spannung selbst ergibt sich wiederum aus der Integration der Spannungsableitung $\boldsymbol{\sigma}^\nabla$ über die Zeit t [Bel14]. Somit folgt die inkrementelle Beschreibung des Materialverhaltens im „co-rotational framework“ in Voigt-Kelvin Schreibweise:

$$\boldsymbol{\sigma}^{i+1} = \boldsymbol{\sigma}^i + \Delta\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}^i + \underline{\mathbf{K}}_T \Delta\mathbf{E}^{log} \quad \text{A-3}$$

Dabei sind $\boldsymbol{\sigma}^i$ und $\boldsymbol{\sigma}^{i+1}$ die Cauchy Spannung am Anfang und Ende eines Zeitinkrements, $\Delta\boldsymbol{\sigma}$ das Cauchy-Spannungsinkrement, $\Delta\mathbf{E}^{log}$ das logarithmische Dehnungsinkrement und $\underline{\mathbf{K}}_T$ die Materialtangente.

Badel et al. [Bad08][Bad09] zeigen jedoch, dass weder die Jaumann'sche noch die Green-Nagdhi Formulierung bezüglich der Richtung der Verstärkungsfasern von Faserverbundhalbzeugen materiell objektiv sind, da die Verstärkungsfasern während der Deformation jeweils eine andere Starrkörperrotation erfahren, als die mittlere Starrkörperrotation des „co-rotational framework“ (Koordinatensystem $(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2)$ in Abbildung A-31a). Vor diesem Hintergrund entwickeln Badel et al. [Bad08][Bad09] ein hypoelastisches Materialmodell, zur Beschreibung des Materialverhaltens von Faserverbundhalbzeugen mit einer Verstärkungsrichtung (unidirektionales Material) und verwenden dieses Modell zur homogenisierten Beschreibung des Materialverhaltens eines Faserbündels in einem Mesomodell eines Gewebes. Zur Erzielung materieller Objektivität führen Badel et al. ein mitdrehendes faserparalleles Koordinatensystem (Abbildung A-31a, $(\mathbf{f}_1, \mathbf{f}_2)$) sowie einen Rotations- bzw. Transformationstensor zwischen dem „co-rotational framework“ und dem mitdrehenden faserparallelen Koordinatensystem ein. Diese Transformationsbeziehung wird dazu verwendet, das vom FE-Code im „co-rotational framework“ bereitgestellte logarithmische Dehnungsinkrement in das mitdrehende faserparallele Koordinatensystem zu transformieren, um daraus die im faserparallelen Koordinatensystem wirkende inkrementelle Spannung zu berechnen. Wichtig dabei ist, dass nicht der im „co-rotational framework“ wirkende (logarithmische) Gesamtdehnungszustand transformiert wird, sondern dass das vom FE-Code bereitgestellte logarithmische Dehnungsinkrement in jedem Zeitschritt in das mitdrehende faserparallele Koordinatensystem (Abbildung A-31a, $(\mathbf{f}_1, \mathbf{f}_2)$) transformiert wird und dass die Summation

der Spannungsinkremente zur Gesamtspannung, zur Erzielung materieller Objektivität, im mitdrehenden faserparallelen Koordinatensystem erfolgt. Das Konstitutivverhalten beschreiben Badel et. al (im mitdrehenden, faserparallelen Koordinatensystem) durch linear elastisches orthotropes Materialverhalten ohne Querkontraktion. Für die Rückgabe der Gesamtspannung an den FE-Code wird die im faserparallelen Koordinatensystem wirkende Gesamtspannung am Ende jedes Inkrements zurück in das vom FE-Code verwendete „co-rotational framework“ transformiert.

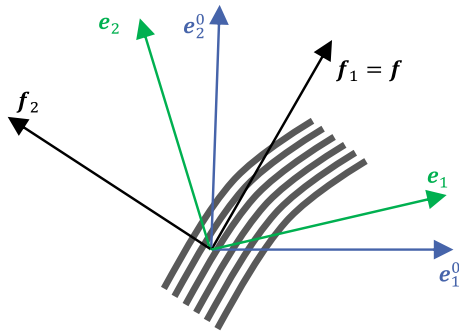


Abbildung A-31: Schematische Darstellung der Modellierung von materiell objektiven hypoelastischem Materialverhalten im faserparallelen orthogonalen Koordinatensystem (f_1, f_2). In Anlehnung an [Bad08].

Zur Beschreibung des Materialverhaltens von Faserverbundhalbzeugen mit zwei ausgeprägten Verstärkungsrichtungen (Gewebe oder Biaxialgelege) superpositionieren Khan et al. [Kha10] zwei hypoelastische Materialmodelle nach [Bad08] [Bad09]. Jedes der beiden hypoelastischen Materialmodelle beschreibt jeweils das Konstitutivverhalten einer der beiden Faserrichtungen. Das Schubverhalten wird durch beide Materialmodelle gleichzeitig beschrieben. Zur Modellierung der Schubkurve eines Gewebes modellieren Khan et al. den Schubmodul mit einem Polynom vierten Grades in Abhängigkeit des Scherwinkels. Die Anpassung der materialspezifischen Koeffizienten des Polynoms erfolgt dabei durch die Simulation des Pictureframe-Tests. Bei der Umformsimulation eines Gewebes am Beispiel des „double dome“ erreichen Khan et. al eine hohe Übereinstimmung mit den Ergebnissen realer Umformversuche.

Machado et. al [Mac16] verwenden den von Badel et. al [Bad08][Bad09] und Khan et al. [Kha10] entwickelten hypoelastischen Ansatz zur Umformsimulation von thermoplastischen Faserverbundhalbzeugen mit gewebter Verstärkungsstruktur. Dazu erweitern sie das Konstitutivmodell zur Beschreibung von scher-raten- und temperaturabhängigem Schubverhalten und berücksichtigen somit den temperatur- bzw. ratenabhängigen Einfluss der thermoplastischen Matrix auf das Umformverhalten. Machado et. al parametrisieren ihr Konstitutivmodell auf Basis des Bias-Extension-Tests bei verschiedenen Temperaturen und verschiedenen Versuchsgeschwindigkeiten. Bei der Simulation des Hemisphären-Tests erzielen Machado et. al eine gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen entsprechenden Hemisphären-Umform-Experimenten.

Modelle mit nicht-orthogonalen Konstitutivgesetzen

Obwohl alle Modelle zur Umformsimulation von biaxialen Faserverbundhalbzeugen das Konstitutivverhalten von Materialien beschreiben, deren Hauptmaterialsteifigkeiten (Verstärkungsfasern) aufgrund großer Schubdeformationen nicht orthogonal zu einander ausgerichtet sind, werden die Modelle, die das Materialverhalten mit nicht-orthogonalen Konstitutivgesetzen beschreiben, in der Literatur (z.B. in [Ger13]) oft als „nicht-orthogonal Modelle“ bezeichnet.

Yu et al. (Yu et al. 2002) beschreiben das Umformverhalten von Geweben in einem zur α -Faser parallelen orthogonalen Koordinatensystem (Abbildung A-32a) mit einer nicht-orthogonalen Konstitutivgleichung. Als Dehnungsmaß dient in diesem Modell der lineare Dehnungstensor (vgl. Gleichung C-12) ausgewertet im faserparallelen orthogonalen Koordinatensystem (Abbildung A-32a). Yu et al. validieren ihr Modell am Beispiel von Prinzipversuchen mit „simple shear“- und „pure shear“-Krafrandbedingungen, am Beispiel des Bias-Extension-Tests sowie am Beispiel des Hemisphären-Tests. In (Yu et al. 2005) erweitern Yu et. al. ihr ursprüngliches Modell für die Umformsimulation von Biaxialgelegten mit unsymmetrischem Schubeigenschaften. Dabei wird angenommen, dass die Kreuzungspunkte der vernähten Verstärkungsfasern wie bei einem Gewebe als „Gelenke“ betrachtet werden können, so dass kein relatives Abgleiten stattfindet. Das Materialverhalten der Verstärkungsfasern des Biaxialgelegtes wird mit dem in (Yu et al. 2002) vorgestellten nicht-orthogonalen Konstitutivmodell beschrieben. Das Schubverhalten wird in diesem Fall jedoch in

einer den Faserrichtungen entsprechenden kovarianten Basis beschrieben und zur Materialantwort der Verstärkungsfasern addiert. Weiter verwenden Yu et al. (Yu et al. 2005) ihr Modell, um den Einfluss von unsymmetrischem Schubverhalten sowie den Einfluss verschieden großer Niederhalterkräfte auf das Umformverhalten des Biaxialgeleges im Hemisphären-Test, zu untersuchen. Dabei zeigen sie, dass die Faltenbildung durch die Erhöhung der Niederhalterkräfte reduziert werden kann.

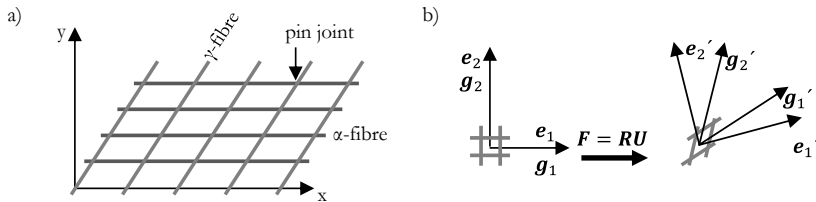


Abbildung A-32: a) Schematische Darstellung der Modellierung nicht-orthogonaler Konstitutivgleichungen in einem faserparallelen orthogonalen Koordinatensystem. In Anlehnung an [Yu02]; b) Schematische Darstellung der nicht-orthogonalen Basis (g_1, g_2) sowie des auf der polaren Zerlegung des Deformationsgradienten basierende mitdrehenden Koordinatensystem (co-rotational framework) (e_1, e_2) vor (links) und nach der Deformation (rechts). In Anlehnung an [Pen05].

Im Gegensatz zu den Modellen von Yu beschreiben Peng und Cao [Pen05] das Materialverhalten von Geweben komplett in einer der Richtung der Verstärkungsfasern entsprechenden schiefwinkligen kovarianten Basis (Abbildung A-32b). Zur Berechnung der Spannungsantwort wird die Materialsteifigkeitsmatrix von der kovarianten Basis (Abbildung A-32b - g_1, g_2) in das „co-rotational framework“ (orthogonale Basis basierend auf der Green-Nagdhi Spannungsrate, Abbildung A-32b - e_1', e_2') transformiert. Mit der transformierten Materialsteifigkeitsmatrix und dem von den meisten FE-Codes bereitgestellten logarithmischen Dehnungszinkrement (vgl. hypoelastisches Materialverhalten) wird anschließend das entsprechende Spannungszinkrement (Cauchy Spannung) berechnet. Die Berechnung der kovarianten Basisvektoren im deformierten Zustand erfolgt dabei durch die lineare Abbildung der orthogonalen Basisvektoren des Ausgangszustandes mit dem Deformationsgradienten (Abschnitt C 2.1, Gleichung C-1 und C-4). Dieses Vorgehen wird oft auch als Faserorientierungsmodell bezeichnet und auf Peng und Cao zurückgeführt, obwohl die Abbildung materieller Linienelemente zwischen verschiedenen

Konfigurationen die Natur des Deformationsgradienten ist. Das Problem bei dieser Art der nicht-orthogonalen Beschreibung ist, dass die Transformation der Materialsteifigkeitsmatrix auf der Transformation des Cauchy-Spannungs- und des logarithmischen Dehnungstensors zwischen der kovarianten Basis (Abbildung A-32b - $\mathbf{g}_1, \mathbf{g}_2$) und dem sich aus der Green-Nagdhi Formulierung ergebendem „co-rotational framework“ (orthogonale Basis, Abbildung A-32b - $\mathbf{e}_1', \mathbf{e}_2'$) basiert. Dies ist jedoch nicht korrekt, da die Ableitungen des Cauchy Spannungstensors und des logarithmischen Dehnungstensors nicht objektiv bezüglich der Verstärkungsfasern sind [Bad08]. Bei unterschiedlichen Lastfällen mit gleicher Streckung der Fasern, jedoch unterschiedlicher Starrkörperrotation der Fasern, werden mit dieser Transformation verschieden große logarithmische Dehnungen sowie Spannungen in Richtung der Fasern berechnet (vgl. hypoelastische Materialmodelle).

Hyperelastische Materialmodelle

Im Fall von Hyperelastizität oder auch Green'scher Elastizität wird davon ausgegangen, dass ein elastisches Potential $W(\mathbf{C})$ bzw. $w(\mathbf{E}^{GL})$ existiert und dass die Deformation unabhängig vom Lastpfad und komplett reversibel ist [Bel14]. Dabei ist das elastische Potential entweder eine Funktion des rechten Cauchy-Green Tensors \mathbf{C} oder des Green-Lagrange Dehnungstensors \mathbf{E}^{GL} , der sich wiederum direkt aus dem rechten Cauchy-Green Tensor berechnet (vgl. Abschnitt C 2.2). Zur Beschreibung von hyperelastischem Materialverhalten wird üblicherweise die zweite Piola-Kirchhoff Spannung \mathbf{S} verwendet (vgl. Abschnitt C 2.3.1), die sich direkt aus der Ableitung des elastischen Potentials nach dem Cauchy-Green Tensor, bzw. nach dem Green-Lagrange Dehnungstensor berechnet [Bel14]:

$$\mathbf{S} = 2 \frac{\partial W(\mathbf{C})}{\partial \mathbf{C}} = \frac{\partial w(\mathbf{E}^{GL})}{\partial \mathbf{E}^{GL}} \quad \text{A-4}$$

Da das elastische Potential hyperelastischer Materialmodelle eine Funktion des rechten Cauchy-Green Tensors ist, der direkt die Deformation materieller Linienelemente beschreibt, wird das Prinzip der materiellen Objektivität von hyperelastischen Materialmodellen intrinsisch erfüllt [Bel14]. Hyperelastische Materialmodelle ermöglichen es somit, nicht-orthogonales Materialverhalten

materiell objektiv in Abhängigkeit des Gesamtdeformationszustandes zu modellieren. Die einfachste Form von hyperelastischen Materialverhalten ist das sog. „Saint Venant-Kirchhoff Material“ oder nur „Kirchhoff Material“, das auch als generalisiertes Modell für lineare Elastizität für große Deformationen verstanden werden kann. Das elastische Potential von „Kirchhoff Material“ berechnet sich aus der Dehnungsenergie

$$w = \frac{1}{2} \mathbf{E}^{GL} : \underline{\mathbf{K}}_{KM} : \mathbf{E}^{GL}. \quad \text{A-5}$$

Wird für den Materialtensor $\underline{\mathbf{K}}_{KM}$ orthotropes Materialverhalten definiert, ist das „Kirchhoff Material“ die einfachste Möglichkeit zur Modellierung des Umformverhaltens unidirektionaler und biaxialer Faserverbundhalbzeuge, sofern die initiale Orientierung der Verstärkungsfasern den Basisvektoren des Referenzkoordinatensystems entsprechen (vgl. Abschnitt C 2.4.3). In der Literatur wird „Kirchhoff Material“ jedoch nicht direkt bzw. versteckt unter anderem Namen zur Modellierung des Umformverhaltens von Faserverbundhalbzeugen verwendet. Beispielsweise verwenden Dridi et. al. [Dri11] zur Modellierung des Umformverhaltens von Geweben ein elastisches Potential, basierend auf den Komponenten des Green-Lagrange Dehnungstensors. Dieser Ansatz resultiert in orthotropem „Kirchhoff-Material“, wird von Dridi et. al. jedoch nicht als dieses identifiziert. Huétink [Hue06] beschreibt den Spannungsbeitrag einer uniaxialen Faser in Faserrichtung durch hyperelastisches Materialverhalten mit dem elastischen Potential

$$W_{uf} = \frac{E}{8\rho^0 l^4} (\mathbf{C} - \mathbf{I}) : \mathbf{a}^0 \otimes \mathbf{a}^0 \otimes \mathbf{a}^0 \otimes \mathbf{a}^0 : (\mathbf{C} - \mathbf{I}), \quad \text{A-6}$$

wobei E die Steifigkeit, ρ^0 die Dichte, l^0 Länge und \mathbf{a}^0 der Orientierungsvektor der uniaxialen Faser im Ausgangszustand sind. Als Dehnungsmaß dient mit $\mathbf{C} - \mathbf{I}$ ebenfalls der Green-Lagrange Dehnungstensor (vgl. Abschnitt C 2.2). Aufbauend auf dem Modell der uniaxialen Faser beschreibt Huétink mit dem elastischen Potential

$$W_{ga} = \frac{1}{8\rho^0} (\mathbf{C} - \mathbf{1}) : \underline{\mathbf{K}}^0 : (\mathbf{C} - \mathbf{1}) \quad \text{A-7}$$

ein generalisiertes, anisotropes hyperelastisches Materialverhalten. Dabei ist \mathbf{K}^0 der anisotrope Elastizitätstensor (vierter Stufe) des Materials. Sowohl beim Modell der uniaxialen Faser (Gleichung A-6), als auch bei dem generalisierten anisotropen hyperelastischen Materialmodell (Gleichung A-7) handelt es sich um Kirchhoff Material, auch wenn es vom Autor nicht als dieses identifiziert wird.

Zur Modellierung des Materialverhaltens biaxialer Faserverbundhalbzeuge definieren Aimène et al. [Aim10][Boi10] das elastische Potential durch

$$W = \bar{W}_1(I_1) + \bar{W}_2(I_2) + \bar{W}_{12}(I_{12}), \quad \text{A-8}$$

wobei I_1 , I_2 und I_{12} physikalische Invarianten sind, welche die unterschiedlichen Deformationsmechanismen der Faserverbundhalbzeuge beschreiben. Die Invarianten I_1 und I_2 dienen als Maß der Deformation der Verstärkungsfasern und sind durch

$$\begin{aligned} I_1 &= \text{Tr}(\mathbf{C} \cdot \mathbf{L}_{11}) = \lambda_1^2 \\ I_2 &= \text{Tr}(\mathbf{C} \cdot \mathbf{L}_{22}) = \lambda_2^2 \end{aligned} \quad \text{A-9}$$

als das Quadrat der Streckung λ der Verstärkungsfasern definiert (vgl. Gleichung C-8). Durch den Faserorientierungstensor

$$\mathbf{L}_{ij} = \mathbf{l}_i \otimes \mathbf{l}_j \quad \text{A-10}$$

wird die Richtung der Faserorientierungen berücksichtigt. Dabei sind \mathbf{l}_i und \mathbf{l}_j die Vektoren der Faserorientierung in der Referenzkonfiguration. Als Maß für die Schubdeformation dient die Invariante I_{12} , die das Quadrat des Kosinus des Winkels ψ_{12} zwischen den Verstärkungsfasern (vgl. Gleichung C-20) im deformierten Zustand ist:

$$I_{12} = \frac{1}{I_1 I_2} \text{Tr}(\mathbf{C} \cdot \mathbf{L}_{11} \cdot \mathbf{C} \cdot \mathbf{L}_{22}) = \cos^2 \psi_{12} \quad \text{A-11}$$

Abhängig von diesen physikalischen Invarianten modellieren Aimène et al. das elastische Potential durch einen Polynomansatz, der es ermöglicht, auch Terme höherer Ordnung für die Deformation zu berücksichtigen:

$$W(C) = \sum_{i=0}^r \frac{1}{i+1} A_i (I_1^{i+1} - 1) + \sum_{j=0}^s \frac{1}{j+1} B_j (I_2^{j+1} - 1) + \sum_{k=1}^t C_k I_{12}^k \quad \text{A-12}$$

A_i , B_j und C_k sind materialspezifische Parameter bzw. „Fittingparameter“, die an das Materialverhalten angepasst werden müssen. Aimène et al. validieren ihr Modell anhand von Ein-Element-Modellen, der Simulation des Pictureframe-Tests sowie der Simulation des Hemisphären-Test eines ausgewogenen und eines nicht ausgewogenen Gewebes. Dabei erreichen sie eine gute Übereinstimmung zwischen Simulations- und Versuchsergebnissen. Basierend auf den Erkenntnissen und dem Modell von Aimène et al. [Aim10] stellen Charmentant et al. [Cha11] ein erweitertes hyperelastisches Modell vor, das sie zur dreidimensionalen Beschreibung des Materialverhaltens von Faserbündeln im Rahmen einer mesoskopischen Analyse des Materialverhaltens eines Gewebes verwenden. Das elastische Potential modellieren sie als Summe der Dehnungsenergien der Deformation in Faserrichtung, der transversalen Kompaktierung des Faserbündels und der Dehnungsenergien für Longitudinal- und Transversalschub. Ähnlich wie Aimène et al. (Aimène et al. 2010) und Charmentant et al. (Charmentant et al. 2011) beschreiben Guzman-Maldonado et al. [Guz15] das elastische Potential bei der Verformung von gewebeverstärkten Organoblechen durch die Invarianten folgender als unabhängig angenommener Deformationsmechanismen: Dehnung in beide Faserrichtungen, in-plane Schubverformung und Biegung (Abschnitt A 3.3.2.4). Zusätzlich dazu beschreiben Guzman-Maldonado et al. das temperatur- und dehnratenabhängige Schubverhalten durch visko-hyperelastisches Materialverhalten mit einem generalisierten Maxwell-Element. Peng et al. [Pen13] beschreiben die Deformation eines Gewebes aus der Summe des elastischen Potentials der Deformation der einzelnen Fasern und des elastischen Potentials der Interaktion der unterschiedlich orientierten Fasern. Als Maß für die Dehnung der Fasern verwenden Peng et al. wie auch Aimène et al. (Aimène et al. 2010) das Quadrat der Streckung der Verstärkungsfasern. Als Maß für die Interaktion der verschiedenen orientierten Fasern verwenden Peng et al. jedoch direkt den Scherwinkel. Die Potentialfunktion beschreiben Peng et al. wie auch Aimène et al. durch Terme höherer Ordnung deren Konstanten materialspezifisch sind. Mit ihrem Modell erreichen Peng et al. eine gute Übereinstimmung zwischen Simulations- und Versuchsergebnissen des Pictureframe-Tests, des Bias-Extension-Tests und des „double-dome“ Umformversuchs.

IFRM („Ideal Fiber Reinforced Model“)

Das von Spencer [Spe00] postulierte „Ideal Fiber Reinforced Model“ dient zur allgemeinen Beschreibung von faserverstärkten inkompressiblen Materialien.

Die Spannungsantwort

$$\boldsymbol{\sigma}^{IFRM} = -p\mathbf{I} + T_a \mathbf{a} \otimes \mathbf{a} + T_b \mathbf{b} \otimes \mathbf{b} + \boldsymbol{\tau}^{add} \quad \text{A-13}$$

berechnet sich aus der Superposition des hydrostatischen Drucks p der Spannungen der Verstärkungsfasern T_a und T_b sowie dem Zusatzterm $\boldsymbol{\tau}^{add}$, der beispielsweise das Materialverhalten der Matrix eines endlosfaserverstärkten thermoplastischen Faserverbundhalbzeugs beschreibt. Dabei resultiert aus dem hydrostatischen Druck die Inkompressibilität des Materials und aus den Faserspannungen die Undehnbarkeit in Faserrichtung. Das Matrixmaterial beschreibt Spencer durch ein lineares Newton'sches Fluid.

Ten Thije et al. [Ten07] greifen das Konzept von Spencer auf und verallgemeinern den Ansatz mit

$$\boldsymbol{\sigma} = \sum v_i \boldsymbol{\sigma}_i, \quad \text{A-14}$$

wobei $\boldsymbol{\sigma}_i$ jeweils der Spannungsbeitrag einer „Komponente“ des Materials ist und v_i die Gewichtung dieser Spannung. Zur Beschreibung der Faserspannungen verwenden Thije et al. die uniaxiale Faser bzw. das generalisierte, anisotrope hyperelastische Material von Huëtink [Hue06] (vgl. hyperelastisches Materialverhalten). Die Beschreibung der Interaktion der verschiedenen orientierten Verstärkungsfasern beschreiben Ten Thije et al. durch linear elastisches Materialverhalten. Die Validierung des Modells erfolgt am Beispiel des Bias-Extension Tests eines in 45°-Richtung vernähten 0/90°-Biaxialgeleges. Dabei beschreiben Ten Thije et al. den Einfluss der Naht durch eine zusätzliche uniaxiale Faser in 45°-Richtung mit elastisch-plastischem Materialverhalten.

Mit dem Konzept der Superposition der Spannungsbeiträge versch. Komponenten lassen sich in beliebige Richtungen verstärkte Materialien modellieren. Beispielweise findet dieses Konzept auch zur Simulation des Umformverhaltens von unidirektional verstärkten Thermoplasten in der Software AniForm An-

wendung [Haa13]. Dabei wird das Verhalten der Faser mit dem uniaxialen Fasermodell von Huètink [Hue06] beschrieben und das Verhalten der thermoplastischen Matrix durch ein Newton'sches Fluid beschrieben.

***Fabric Materialmodel in ABAQUS**

Zur Beschreibung des Deformationsverhaltens von Materialien, deren Hauptmaterialsteifigkeiten bei großen Schubdeformationen nicht mehr orthogonal zueinander ausgerichtet sind, existiert in ABAQUS das *Fabric Materialmodell. Mit dem *Fabric Materialmodell ist es möglich, das Materialverhalten in Richtung der Hauptmaterialrichtungen, sowie das Schubverhalten in Form von Kennlinien in Tabellenform vorzugeben. Die Modellierung von nicht-orthogonaler Querkontraktion (Abschnitt C 2), nicht-orthogonaler Biegung (Abschnitt C 3) sowie der Interaktion zwischen den Zug- und Schubeigenschaften (Abschnitt C 2.5.1.3) ist mit dem *Fabric Materialmodell jedoch nicht möglich.

Numerisches Intra-Ply „Schublocking“

Die Membranverformung von Faserverbundhalbzeugen wird aufgrund der vergleichbar geringen Schubsteifigkeit dominiert von Schubdeformationen (vgl. Abschnitt A 3.2.1). Diese Schubdeformationen sind jedoch nicht kontinuierlich über die Halbzeugfläche verteilt, sondern finden im Wesentlichen zwischen den einzelnen Faserbündeln statt. Diese diskontinuierliche Schubdeformation von Faserverbundhalbzeugen lässt sich beispielsweise an den Zonengrenzen im Bias-Extension-Test (Abschnitte A 3.2.1 und B 2.4, Abbildung B-9) von Geweben beobachten (Abbildung A-33). Da Standard-Finite-Elemente C^1 -stetig sind (Verschiebungsfeld ist stetig differenzierbar), ist es nicht möglich, diskontinuierliches Verhalten innerhalb eines Elementes abzubilden. Diskontinuierliche Schubdeformationen können bei Standard-Finite-Elementen nur zwischen einzelnen Elementen auftreten. Somit müssen die Elemente entlang der Fasern ausgerichtet werden, um sicherzustellen, dass Zonen stark diskontinuierlicher Schubdeformationen, zwischen den Elementen verlaufen. Werden die Elemente nicht entlang der Fasern ausgerichtet, kommt es aufgrund der C^1 -Stetigkeit zu einer numerisch bedingten Versteifung des Materialverhaltens, dem sog. numerischen Schublocking. Dieses tritt wiederum weit vor dem physikalischen

Schublocking von Geweben auf und muss somit vermieden werden. Numerisches Schublocking lässt sich am Beispiel der Simulation des Bias-Extension-Test gut veranschaulichen [Yu06][Ten08][Ham13][Haa13][Wol13]. Alternative Finite-Element-Ansätze zur Umgehung dieses Problems werden in [Ten08][Ham08][Ham13] vorgestellt und diskutiert (vgl. Abschnitt A 3.3.2.3).

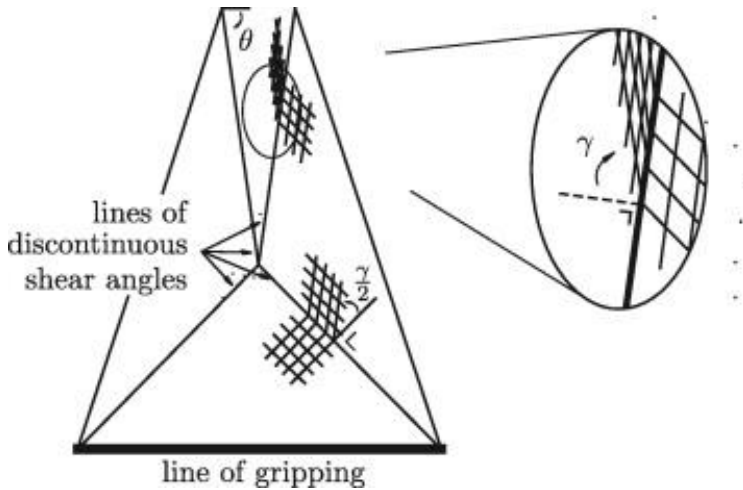


Abbildung A-33: Diskontinuierliche Schubdeformation an den Zonengrenzen im Bias-Extension-Test (untere Probenhälfte) [Ten08].

A 3.3.2.3 Semi-diskrete Ansätze

Semi-diskrete Ansätze stellen eine Mischform zwischen diskreten und kontinuierlichen Ansätzen dar. Dabei werden insbesondere die Steifigkeit der Verstärkungsfasern sowie deren Orientierung nicht kontinuierlich, sondern diskret modelliert. Die Basis dieser Modelle bilden Schalen- oder Membranelemente. Zur Realisierung existieren zwei unterschiedliche Ansätze: Zum einen werden Membran- oder Schalenelemente mit Stabelementen superpositioniert [Lin07][Har11], zum anderen wird der mesoskopische Aufbau der Halbzeuge direkt durch semi-diskrete Finite Elemente modelliert [Ham07][Ham08][Ham09][Bel12b].

Superposition von Membran- oder Schalenelementen mit Stabelementen

Bei dieser Art von Modellen werden nur die Schubeigenschaften bzw. das Verhalten der Matrix von thermoplastischen Faserverbundhalbzeugen mit Gewebeverstärkung mit einem kontinuierlichen Ansatz in einem Schalen- oder Membranelement beschrieben. Die Steifigkeit und Ausrichtung der Verstärkungsfasern wird in diesen Modellen wie im Fall diskreter Ansätze durch lineare Stabelemente beschrieben, die mit den Membran- oder Schalenelementen superpositioniert werden [Lin07][Har11]. Vorteil dieser Art der Modellbildung ist, dass sich die Umorientierung der Verstärkungsfasern unkompliziert durch die Stabelemente beschreiben lässt und zur Beschreibung der Schubeigenschaften existierende kontinuierliche Modelle verwendet werden können. Sowohl Harrison et al. [Har11] als auch Lin et al. [Lin07] verwenden zur Modellierung der temperaturabhängigen visko-elastischen Schubeigenschaften den von Yu et. al [Yu02] [Yu05a] entwickelte nicht-orthogonalen Ansatz und ersetzen den Spannungsbeitrag der Verstärkungsfasern in dem nicht-orthogonalen Modell mit den Stabelementen. Als Grund dafür nennen Harrison et al. die bessere Konvergenz des semi-diskreten Ansatzes. Da die Schubdeformation bei dieser Art Modelle kontinuierlich modelliert wird, müssen auch hier die Elementkanten entlang der Fasern ausgerichtet werden.

Semi-diskrete Finite Elemente

In den von Hamila und Boisse [Ham07][Ham08][Ham09] entwickelten semi-diskreten Finiten Elementen (Abbildung A-34a) wird das Deformationsverhalten von Geweben direkt durch die Dehnungsenergie der einzelnen „mesoskopischen“ Komponenten bzw. Deformationsmechanismen beschrieben. Im Gegensatz zu kontinuierlichen Ansätzen wird das mechanische Verhalten dabei nicht durch kontinuierliche Spannungs- und Dehnungstensoren beschrieben, sondern es wird ein direkter Zusammenhang zwischen der „einachsigen“ Dehnung einer „Meso-Komponente“ und deren Beitrag zu den Knotenkräften hergestellt. Die innere Arbeit eines Elementes ergibt sich aus der Summe der inneren Arbeit der einzelnen „mesoskopischen“ Komponenten bzw. Deformationsmechanismen:

$$W_{int}^e(\boldsymbol{\eta}) = W_{int}^{e,ten}(\boldsymbol{\eta}) + W_{int}^{e,sh}(\boldsymbol{\eta}) + W_{int}^{e,ben}(\boldsymbol{\eta}) \quad \text{A-15}$$

Dabei sind $W_{int}^{e,ten}(\boldsymbol{\eta})$ die innere Arbeit der Zugdeformation der Fasern, $W_{int}^{e,sh}(\boldsymbol{\eta})$ die innere Arbeit der Schubdeformation des Halbzeugs, $W_{int}^{e,ben}(\boldsymbol{\eta})$ die innere Arbeit der Biegedeformation und $\boldsymbol{\eta}$ ein virtuelles Verschiebungsfeld. Der Beitrag der einzelnen Deformationsmechanismen wird somit, wie auch bei den hyperelastischen Materialmodellen (z.B. Gleichung A-8), vollständig entkoppelt modelliert. Ein wesentlicher Vorteil dieser Modelle ist, dass die Elemente nicht wie bei kontinuierlichen Ansätzen entlang der Fasern ausgerichtet werden müssen und somit keine Einschränkungen bei der Wahl des FE-Netzes existieren. Bei der Umformsimulation am Beispiel des Hemisphären-Tests [Boi11b] und am Beispiel einer tetraederförmigen Geometrie [Boi11b][All11] wird mit den semi-diskreten Elementen eine gute Übereinstimmung zwischen Simulations- und Versuchsergebnissen hinsichtlich Faserorientierung und Faltbildung erzielt.

Um „internes“ Faserabgleiten in der Umformsimulation von Biaxialgelegen zu berücksichtigen, modellieren Bel et al. [Bel12b] jede der beiden Faserschichten eines Biaxialgeleges mit einer Schicht semi-diskreter Finites Elemente und verbinden diese Elementschichten mit Balkenelementen. Den Kontakt zwischen Balkenelement und Schalenelement modellieren Bel et al. als eine Art „Schienenkontakt“, so dass das Abgleiten der Balkenelemente nur in die jeweilige Faserrichtung möglich ist. Mit ihrem Modell bilden Bel et al. das im Hemisphären-Test beobachtete Abgleiten der Fasern gut ab.

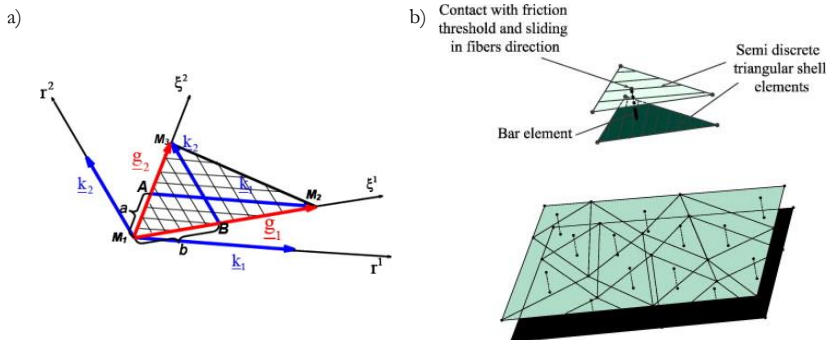


Abbildung A-34: a) Semi-diskretes Finites Element mit drei Knoten zur Simulation des Umformverhaltens von Geweben [Ham08]; b) Semi-diskretes Modell zur Simulation des Umformverhaltens von Biaxialgelegen [Bel12b].

A 3.3.2.4 Entkopplung von Membran- und Biegeeigenschaften

Die Biegeeigenschaften von Faserverbundhalbzeugen müssen entkoppelt von deren Membraneigenschaften modelliert werden, da die Biegesteifigkeit von Faserverbundhalbzeugen aufgrund der geringen Transversalschubsteifigkeit (A 3.2.3) viel geringer ist, als sie sich mit der für Strukturwerkstoffe gültigen Plattentheorie errechnen lässt [Ham09][All11][Boi11b][Haa13][Lia14][Guz15][Dör16b]. Insbesondere zur Simulation bzw. zur Vorhersage von Falten muss die Biegesteifigkeit der Faserverbundhalbzeuge berücksichtigt werden, da die Biegesteifigkeit die Form der Falten signifikant beeinflusst [Ham09][Boi11b][All15].

Zur Entkopplung von Membran- und Biegeeigenschaften sind zwei unterschiedliche Vorgehensweisen bekannt: Zum einen kann die Entkopplung direkt bei der Formulierung der verwendeten Schalenelemente realisiert werden [Yu05b][Ham09][All11][Boi11b][Lia14][Guz15]. Zum andern kann die Entkopplung auch durch die Superposition von Membran- und Plattenelementen realisiert werden [Haa13]. Am Institut für Fahrzeugsystemtechnik wird die Entkopplung von Membran- und Biegeeigenschaften im Rahmen der Umformsimulation von unidirektional verstärkten Organoblechen, hergestellt aus thermoplastischen UD-Tapes, ebenfalls durch die Superposition von Schalen- und Plattenelementen realisiert. Die Modellierung der Biegeeigenschaften erfolgt in diesem Zusammenhang durch die benutzerdefinierte Integration einer Kinematik über die Schalendicke in ABAQUS/Explicit mit der Subroutine VUGENS (Abschnitt C 3) und wurde erstmals in [Dör16b] veröffentlicht.

A 3.3.2.5 Multilayermodelle und Intefaceeigenschaften

Multilayermodelle

Zur Umformsimulation mehrerer Lagen existieren zwei unterschiedliche Konzepte: In der Regel wird jede Halbzeuglage mit einer Schicht Membranelemente, Schalenelemente oder überlagerter Membran- und Schalenelemente diskretisiert. Die Intefaceeigenschaften werden bei diesem Konzept durch den Kontakt zwischen den Elementschichten oder durch spezielle Kontaktelemente zwischen den Schichten modelliert (Abbildung A-35) [Van09a][Kha10][Che11a][Haa13][Dör16b]. Im Gegensatz dazu stellen Ten Thije und Akkerman [Ten09] ein Mul-

tilayerelement zur Umformsimulation mehrerer Halbzeuglagen mit nur einem Schalenelement vor, das jedoch kaum Anwendung findet. Bei diesem Konzept wird das relative Abgleiten zwischen den einzelnen Lagen durch interne Freiheitsgrade im Schalenelement beschrieben.

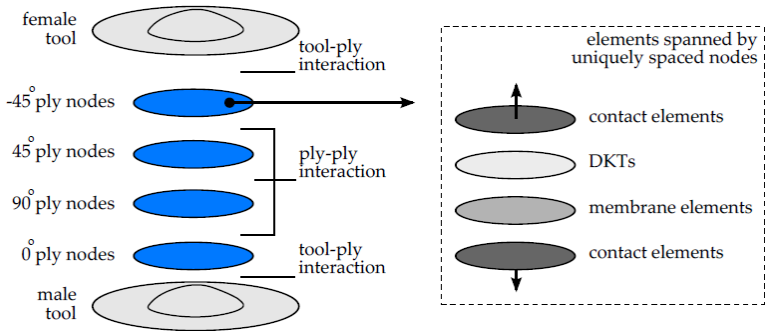


Abbildung A-35: Schematische Darstellung des Modellaufbaus einer Multilayer-Umformsimulation [Haa13].

Interface-Eigenschaften

Die Interface-Eigenschaften zur Umformsimulation trockener Faserverbundhalbzeuge werden in der Regel durch das Coulomb'sche Reibgesetz beschrieben [Kha10], das in den allermeisten FE-Codes standardmäßig vorhanden ist. Die Beschreibung der Interface-Eigenschaften zur Umformsimulation von thermoplastischen Faserverbundhalbzeugen mit Endlosfaserverstärkung ist aufwändiger als bei trockenen Halbzeugen, da aufgrund der thermoplastischen Matrix „Delamination“ kombiniert mit visko-elasto-plastischem Abgleitverhalten modelliert werden muss: Haanappel [Haa13] modelliert das Abgleitverhalten zwischen den Schichten durch ein Newton'sches Fluid. Um Delamination zu verhindern, modelliert Haanappel Adhäsion in Normalenrichtung, so dass sich der Kontakt erst beim Überschreiten einer Deaktivierungsdistanz öffnet. Ein ähnlicher Ansatz wird von Dörr et al. [Dör16b] verfolgt. Vanclooster [Van09a] modelliert das Abgleitverhalten zwischen gewebeverstärkten Organoblechen in Abhängigkeit des Normaldrucks, der Abgleitgeschwindigkeit und der Temperatur. Zur Vorhersage der Temperaturänderung verwendet Vanclooster ein eindimensionales Modell zur Simulation der Wärmeleitung. Adhäsion in Normalen-

richtung berücksichtigt Vanclooster nicht. Chen et al. [Che11a] modellieren die Interface-Eigenschaften zwischen gewebeverstärkten Organoblechen nicht durch eine Kontaktformulierung, sondern durch ein spezielles kohäsives Element. Dabei modellieren sie sowohl das tangential als auch das normale Verhalten ratenabhängig. Numerische Studien zeigen, dass das Ausmaß der Faltenbildung bei der Umformung von Faserverbundhalbzeugen sehr stark durch das Abgleitverhalten zwischen den einzelnen Halbzeugschichten beeinflusst wird [Van09a][Haa13][Dör16a]. Je größer der Abgleitwiderstand zwischen den Halbzeugschichten ist, desto mehr Falten entstehen.

B Experimentelle Untersuchung des Umformverhaltens vernähter UD-Gelege¹

¹ Die Ergebnisse der Quersugversuche und des Hemisphären-Tests von UD-Gelegen, sowie erste Ergebnisse des Pictureframe-Tests und des Bias-Extension-Tests wurden in Schirmaier et. al. [Sch16] erstmals vorgestellt.

B 1 Versuchswerkstoffe

Die Untersuchung des Umformverhaltens von UD-Gelegen erfolgt am Beispiel des nähgewirkten UD-Geleges "HPT-320-C0" der Firma SGL (Abbildung A-8). Das Flächengewicht des UD-Geleges beträgt 320 g/m^2 , wobei das Flächengewicht der Kohlenstofffasern im UD-Gelege 300 g/m^2 beträgt. Die Breite der Kohlenstofffaserbündel beträgt 5 mm , die Feinheit der Kohlenstofffaserbündel 3300 tex . Das Flächengewicht des Polyethylene (PE) Nähfadens beträgt 7 g/m^2 , das Flächengewicht der Glasfaserschussfäden 13 g/m^2 und die Feinheit der Glasfaserschussfäden 68 tex .

Zum Vergleich der Ergebnisse des Pictureframe-Tests des UD-Geleges mit einem Gewebe wird der Pictureframe-Test zusätzlich mit dem HexForce® PrimeTex™ 48331 C 1500 Kohlenstofffaser-Leinwandgewebe (Abbildung A-5a) der Firma Hexcel durchgeführt. Das Flächengewicht des Gewebes beträgt 330 g/m^2 , die Breite der Kohlenstofffaserbündel 4 mm .

Die mehrlagigen Umformversuche werden mit bebinderten UD-Gelegen durchgeführt, damit die Preforms nach dem Entformen formstabil bleiben. Dazu wird zwischen den Halbzeugschichten 12 g/m^2 EPIKOTE 05390 Binder der Firma Momentive verwendet.

B 2 Experimentelle Versuchsführung und Versuchseinrichtungen

Alle Couponversuche, mit Ausnahme des Cantilever-Tests, wurden im Festigkeitslabor am Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK) des KIT durchgeführt. Dabei wurde eine elektromechanische Zwick Universalpuniversal Prüfmaschine vom Typ „Zwicki“ in Verbindung mit einer 2,5 kN Kraftmessdose verwendet. Die Prüfgeschwindigkeit (Verfahrgeschwindigkeit des Querhauptes) aller Versuche beträgt 100 mm/min, sofern die verwendete Prüfgeschwindigkeit nicht anders ausgewiesen wird. Der Cantilever-Test sowie der Hemisphären-Test wurden am Fraunhofer Institut für Chemische Technologie in Pfinztal durchgeführt. Die bauteilnahen Umformversuche mit dem sequentiellen Preformprozess der DIEFFENBACHER GMBH Maschinen- und Anlagenbau und dem Lampentopfwerkzeug (Abschnitt B 2.9) wurden bei der DIEFFENBACHER GMBH Maschinen- und Anlagenbau in Eppingen durchgeführt.

B 2.1 Dehnungsmaß und Dehnungsmessung

Zur Bewertung der Verformung wird im Rahmen dieser Arbeit ein spezielles lineares Dehnungsmaß verwendet, das auch für große Deformationen geeignet ist. Dieses lineare Dehnungsmaß wird im Rahmen der Entwicklung eines Simulationsmodells in Abschnitt C 2.2 eingeführt und detailliert beschrieben sowie in Abschnitt C 2.4 diskutiert. Für einen unkomplizierten Vergleich zwischen Versuchs- und Simulationsergebnissen wird dieses Dehnungsmaß auch im Rahmen der experimentellen Untersuchungen verwendet und im Folgenden kurz erläutert: Als Maß für die Schubdeformation wird direkt der Scherwinkel γ_{12} im Bogenmaß verwendet (Abbildung B-1a). Als Maß für die Deformation der Kohlenstofffaserbündel wird die lineare Dehnung

$$\varepsilon_{11} = \frac{l_1}{l_1^0} - 1 \quad \text{B-1}$$

verwendet (siehe Abbildung B-1a). Mit

$$\varepsilon_{22} = \frac{l_2}{l_2^0} - 1 \quad \text{B-2}$$

wir die Zugdehnung der Naht gemessen (Abbildung B-1a). Da die Dehnungskomponente ε_{22} im Allgemeinen nicht senkrecht zu den Kohlenstofffaserbündeln bzw. zur Dehnungskomponente ε_{11} ist wird mit der Dehnungskomponente

$$\varepsilon_{\perp} = \frac{l_{\perp}}{l_{\perp}^0} - 1 = \frac{l_2 \cdot \sin \psi_{12}}{l_2^0} - 1 \quad \text{B-3}$$

zusätzlich die Dehnung senkrecht zu den Kohlenstofffaserbündeln gemessen (Abbildung B-1a).

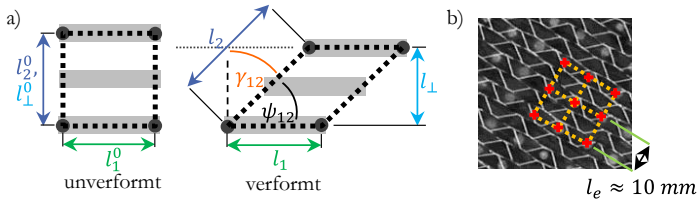


Abbildung B-1: a) Unverformte und verformte Einheitszelle des UD-Geleges zur Veranschaulichung der linearen Dehnungskomponenten im Rahmen der optischen Dehnungsmessung; b) Punktemuster zur optischen Dehnungsmessung mit vier Einheitszellen.

Im Fall einachsiger Zugversuche entspricht dieses Dehnungsmaß der bekannten technischen Dehnung und wird über die Messung der Verschiebung der Traverse der Prüfmaschine ermittelt. Im Fall von Zugversuchen mit überlagerter Schub- und Querzugdeformation (Off-Axis-Zugversuche - Abschnitt B 2.4) erfolgt die Dehnungsmessung mittels optischer Videoauswertung der Deformation der Textilproben: Dazu wird vor der Prüfung auf die Textilproben mit weißem Lack ein quadratisches Muster von Punkten im Abstand von $l_e \approx 10 \text{ mm}$ gesprüht (siehe Abbildung B-1b). Die Verschiebung der Punkte wird mit einer digitalen Videokamera, die frontal zur Textilprobe positioniert ist, aufgezeichnet. Zur optischen Auswertung des Dehnungsfeldes, wird zunächst

die Verschiebung der einzelnen Punkte mittels digitaler Bildauswertung in Matlab gemessen (Abbildung B-1b, rote Kreuze). Im Gegensatz zur digitalen Bildauswertung in [Sch16], bei der direkt das „open source“ Matlab Script von Eberl et. al. [Ebe06] zur Verfolgung der Punkte verwendet wird, wird im Rahmen dieser Arbeit ein am Institut für Fahrzeugsystemtechnik, hinsichtlich der Verfolgung von Punkten in Proben mit großen Deformationen, verbesserter Algorithmus verwendet. Die mittlere Deformation zwischen den Punkten wird nach dem Prinzip der Finiten Elemente [Bel14] aus den Verschiebungen der Punkte berechnet, indem jeweils vier Punkte zu einem Finiten Element zusammengefasst werden (Abbildung B-1b, gelbe Linien). Als Maß für die mittlere Deformation dient der Deformationsgradient, auf Basis dessen die hier verwendeten linearen Dehnungen berechnet werden können (siehe Abschnitt C 2.1).

B 2.2 Uniaxialer Zugversuch

Unter Berücksichtigung der Ergebnisse von Böhler et al. [Böh13] und Härtel et al. [Här14b] sowie der Tatsache, dass die Glasfasern relativ lose mit dem UD-Gelege vernäht sind, wird ambivalentes Zugverhalten quer zur Faserrichtung erwartet. Aus diesem Grund wird im Rahmen dieser Arbeit eine neue experimentelle Methode verwendet, die es ermöglicht, das Halbzeug mit den drei folgenden verschiedenen Einspannkonfigurationen zu untersuchen (Abbildung B-2, vgl. [Sch16]):

- Die Kohlenstofffasern sind inklusive der Naht beidseitig fest eingespannt; die Glasfasern können auf beiden Seiten der Probe durch die Klemmung durchgleiten bzw. bei Belastung nachfließen (Typ A, Abbildung B-2a).
- Die Kohlenstofffasern sind inklusive der Naht beidseitig fest eingespannt; die Glasfasern können auf einer Seite der Probe durch die Klemmung durchgleiten bzw. bei Belastung nachfließen und sind auf der anderen Seite der Probe fest eingespannt (Typ B, Abbildung B-2b).
- Die Kohlenstofffasern sind inklusive der Naht und der Glasfasern beidseitig fest eingespannt (Typ C, Abbildung B-2c).

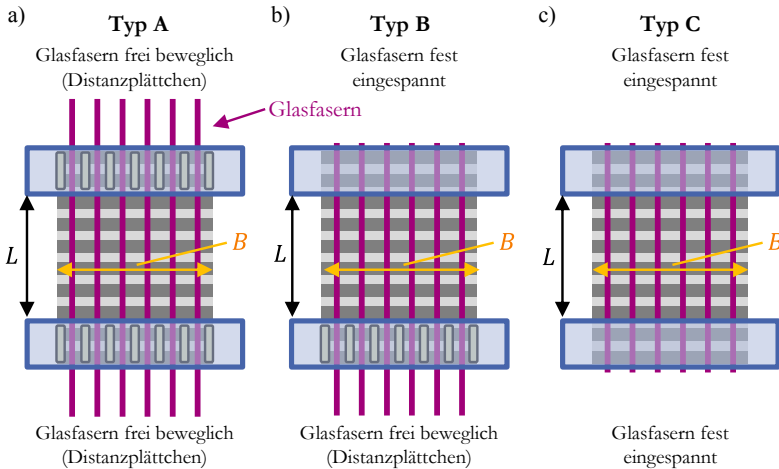


Abbildung B-2: Schematische Darstellung der Einspannung der UD-Gelege-Proben zur Charakterisierung der Querzugeigenschaften: a) Die Glasfasern sind beidseitig frei beweglich; b) Die Glasfasern sind auf einer Seite fest eingespannt; c) Die Glasfasern sind beidseitig fest eingespannt.

Zur Realisierung der verschiedenen Einspannkonfigurationen wird im Rahmen dieser Arbeit eine für diesen Zweck entworfene Einspannvorrichtung verwendet (Abbildung B-3). Um sicherzustellen, dass weder die Glasfasern noch die Kohlenstofffasern aus der Klemmung rutschen, werden Klemmen mit einer Nut verwendet (siehe Abbildung B-3a). Sollen die Glasfasern bei Belastung in Belastungsrichtung nachfließen, erfolgt die Übertragung der Klemmkraft über Distanzplättchen, die in regelmäßigen Abständen zwischen die Glasfasern gelegt werden (siehe Abbildung B-3b,c). Somit werden nur die Kohlenstofffasern und die Naht geklemmt, während die Glasfasern beweglich bleiben. Da der strukturelle Zusammenhalt innerhalb des UD-Geleges ohne Glasfasern nicht aufrecht erhalten werden kann, werden die Proben so präpariert, dass die nachfließenden Glasfasern aus der Klemmung herausragen und bei Belastung in ausreichendem Maß nachfließen können (siehe Abbildung B-2 und Abbildung B-3c). Dadurch wird gewährleistet, dass der strukturelle Zusammenhalt innerhalb der UD-Gelege Proben auch bei großen Dehnungen bestehen bleibt (vgl. [Sch16]).

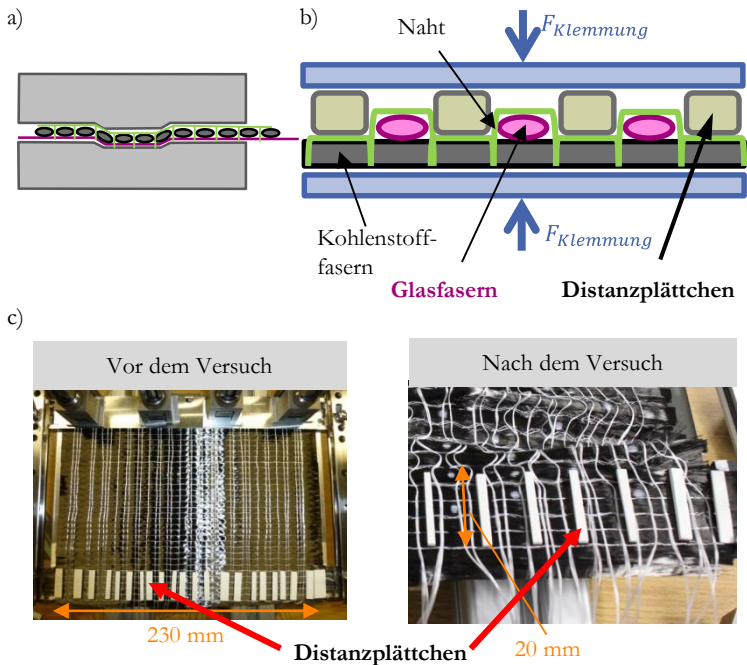


Abbildung B-3: a) Querschnitt der Klemmvorrichtung mit Nut für transversale Zugversuche mit geklemmten Glas- und Kohlenstofffasern; b) Spezieller Klemmmechanismus für transversale Zugversuche: Die Kohlenstofffasern werden über Distanzplättchen geklemmt, während die Glasfasern zwischen den Distanzplättchen in Belastungsrichtung nachfließen können; c) Distanzplättchen in der Klemmung vor und nach dem Zugversuch. [Sch16]

Ziel dieser Untersuchung ist es, zum einen herauszufinden, welche der oben genannten Konfigurationen am besten geeignet ist, um die transversalen Zugeigenschaften von UD-Gelegen zu charakterisieren. Dafür wird das Verhalten von Proben der Größe $230 \times 120 \text{ mm}^2$ (B (Breite) \times L (Länge), siehe Abbildung B-2) für alle drei Konfigurationen verglichen. Zum anderen ist der Einfluss der Probenlänge auf die Versuchsergebnisse Gegenstand dieser Untersuchung. Dafür werden die Probenlängen folgendermaßen variiert und für Klemmkonfiguration A (beidseitig nachfließende Glasfaser, Abbildung B-2a) in Abbildung B-2 verglichen: $230 \times 20 \text{ mm}^2$, $230 \times 40 \text{ mm}^2$, $230 \times 120 \text{ mm}^2$, $230 \times 180 \text{ mm}^2$ (Breite \times Länge). Zur Untersuchung der Halbzeugdeformation werden zwei Videokameras verwendet (Abbildung B-4): Kamera 1 wird frontal zur Textilprobe positioniert, um

die Verformung in der Ebene aufzuzeichnen. Kamera 2 wird seitlich zur Textilprobe positioniert (90° bezüglich Kamera eins), um Faltenbildung bzw. Ausbeulen der Kohlenstofffasern zu detektieren (vgl. [Sch16]).

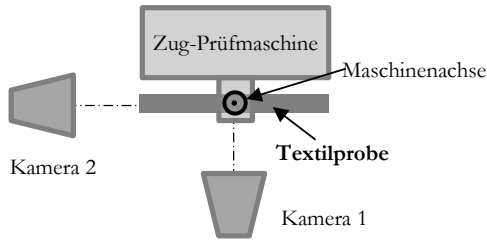


Abbildung B-4: Positionierung der Videokameras im Textil-Zugversuch (Ansicht von oben).

B 2.3 Pictureframe-Test

Eine Möglichkeit zur Messung der Schubeigenschaften von Textilien ist der Pictureframe-Test (Scherrahmen-Test, z.B. [Cao08], Abbildung B-5). Dabei wird eine kreuzförmige Textilprobe so in den Scherrahmen eingespannt, dass die Fasern parallel zu dessen Armen ausgerichtet sind. Um zu verhindern, dass Reibkräfte die Messergebnisse verfälschen, werden in den Gelenken dieses Scherrahmens Nadellager verwendet. Die Klemmung der Halbzeuge erfolgt über eine dünne Gummischicht, damit die Kraft gleichmäßig in die Probe eingeleitet wird und sich initial nicht korrekt ausgerichtete Fasern bei kleinen Scherwinkeln richtig ausrichten können [Wil08] (vgl. [Sch16]).

Durch die Kinematik des Scherrahmens wird reine Scherverformung (pure shear – vgl. Abbildung A-14a) des Textils erzwungen. Unter der Annahme, dass der Scherwinkel im Halbzeug dem Scherwinkel des Scherrahmens entspricht, lässt sich der Scherwinkel durch

$$\gamma = \frac{\pi}{2} - \psi = \frac{\pi}{2} - \cos^{-1} \left(\frac{\sqrt{2}L_{frame} + u_{frame}}{2L_{frame}} \right) \quad \text{B-4}$$

aus der Armlänge L_{frame} und der gemessenen globalen Verschiebung u_{frame} berechnen [Cao08] (Abbildung B-5).

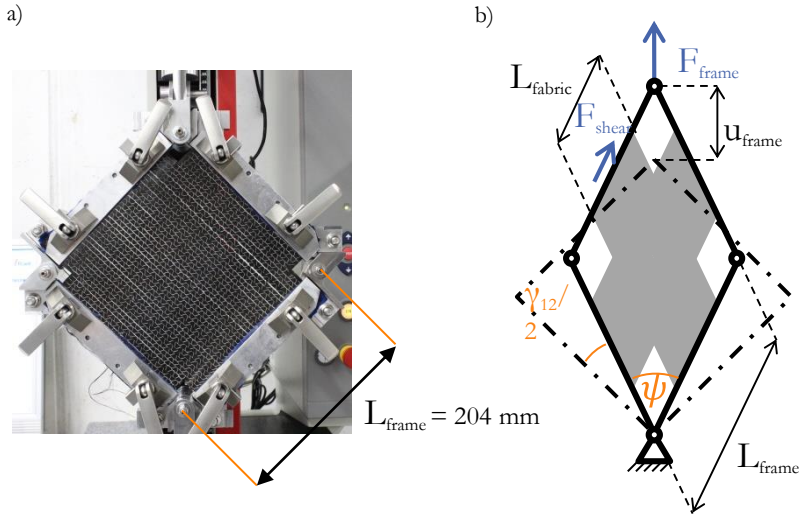


Abbildung B-5: Pictureframe-Test: a) Pictureframe mit UD-Gelege-Probe; b) Schematische Darstellung der Kinematik sowie der wirkenden Kräfte. [Sch16]

Die normierte Scherkraft $F_{S,N}$ kann mit

$$F_{S,N} = F_{Shear} \frac{L_{frame}}{L_{fabric}^2} = \frac{F_{frame} L_{frame}}{2 \cos\left(\frac{\psi}{2}\right) L_{fabric}^2} \quad \text{B-5}$$

aus der gemessenen Kraft F_{frame} , der Armlänge L_{frame} , der Einspannlänge der Probe L_{fabric} sowie dem Winkel zwischen den Armen des Scherrahmens ψ berechnet werden [Cao08]. Die Armlänge dieses Rahmens beträgt 204 mm. Die Deformation der Textilprobe wird durch zwei digitale Videokameras aufgenommen (Abbildung B-6). Die erste Kamera ist frontal zum Versuchsaufbau positioniert. Die zweite Kamera ist seitlich zur Probe positioniert (ca. 70° bezüglich Kamera 1) um Faltenbildung zu detektieren (vgl. [Sch16]).

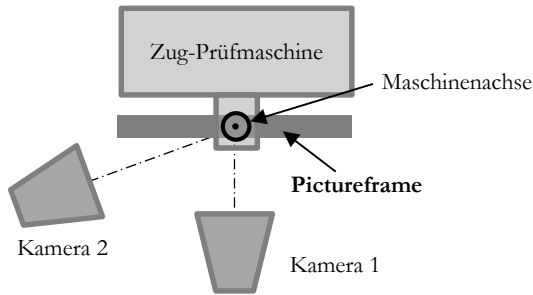


Abbildung B-6: Positionierung der Videokameras im Pictureframe-Test (Ansicht von oben).

Der Pictureframe-Test wird sowohl für das SGL UD-Gelege, als auch für das Gewebe von Hexcel durchgeführt. Für den Fall des UD-Geleges werden verschiedenen Geometrien für die Textilprobe verwendet (kreuzförmig und rechteckig - Abbildung B-7 a-c). Für den Fall des Gewebes wird nur eine kreuzförmige Probengeometrie (Abbildung B-7 a) verwendet.

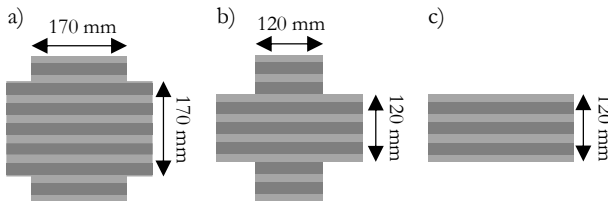


Abbildung B-7: Geometrie der Textilproben für den Pictureframe-Test.

B 2.4 Off-Axis-Zugversuche und Bias-Extension-Test

Zur Charakterisierung des Umformverhaltens von UD-Gelegen bei unterschiedlichen überlagerten Deformationszuständen, sowie zur Charakterisierung des Schubverhaltens werden in Anlehnung an den Bias-Extension-Test Zugversuche mit Faserorientierungen von $\theta = 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$ relativ zur Belastungsrichtung durchgeführt (Off-Axis-Tension (OAT) siehe Abbildung B-8).

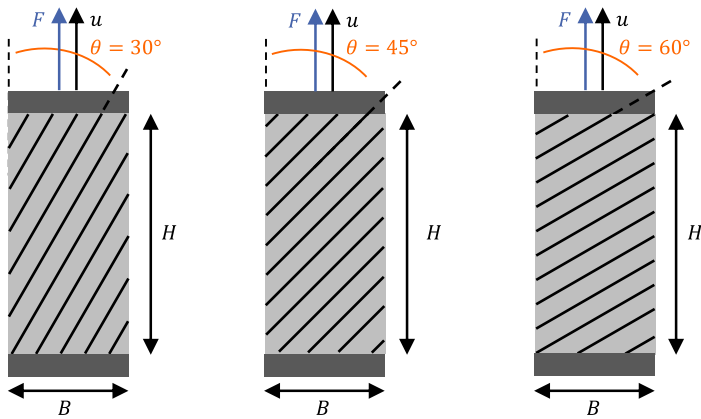


Abbildung B-8: Schematische Darstellung der Off-Axis-Zugversuche mit den Faserorientierungen $\theta = 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$.

Für den Fall $\theta = 45^\circ$ entspricht der Off-Axis-Zugversuch dem aus der Literatur bekannten Bias-Extension-Test (BET) (Abbildung B-9). Der BET wurde ursprünglich zur Charakterisierung des Scherverhaltens von Geweben entwickelt. Die für den BET in der Literatur beschriebenen Auswertmethoden [Cao08][Leb03][Här14a] setzen somit voraus, dass sich das getestete Halbzeug wie ein Gewebe ausschließlich unter reinem Schub verformt und dass die Verformung der Textilprobe in drei ausgeprägte Bereiche unterteilt werden kann (siehe Abbildung B-9). In Bereich A tritt reine Schubdeformation auf, in Bereich B tritt reine Schubdeformation mit dem halben Scherwinkel von Bereich A auf und Bereich C bleibt unverformt [Cao08][Leb03]. Mit diesen Annahmen lassen sich sowohl der Scherwinkel, als auch die Scherkraft aus der gemessenen Verschiebung und Reaktionskraft berechnen. Im Fall von UD-Gelegen dürfen diese Annahmen nicht getroffen werden [Här14b][Här14a], so dass es für UD-Gelegen nicht möglich ist, mit den für Gewebe entwickelten Gleichungen die Scherkraft-Scherwinkel-Kurven aus den gemessenen Kraft-Verschiebungs-Kurven zu berechnen. Nichts desto trotz wird der Bias-Extension-Test (45°-Zugversuch) zusammen mit den 30°- und 60°-Zugversuchen in dieser Arbeit dazu verwendet, um das Umformverhalten von UD-Gelegen mittels optischer Dehnungsmessung näher zu untersuchen. Zudem werden die Off-Axis-Zugversuche und der Pictureframe-Test in dieser Arbeit hinsichtlich ihrer Eig-

nung zur Charakterisierung der Schubeigenschaften von UD-Gelegen bewertet (vgl. [Sch16]) sowie dazu verwendet, die Parameter für das in dieser Arbeit entwickelte Simulationsmodell zu identifizieren (Abschnitt D 3.2).

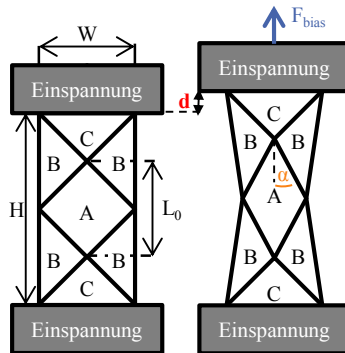


Abbildung B-9: Schematische Darstellung des uniaxialen Bias-Extension-Tests, angepasst von [Här14a].

Im Rahmen der Off-Axis-Zugversuche wird das SGL UD-Gelege mit zwei verschiedenen Prüfgeschwindigkeiten untersucht:

- $v_1 = 100 \text{ mm/min}$
- $v_2 = 20 \text{ mm/min}$

Die verwendete Probengröße aller Versuche beträgt $320 \times 160 \text{ mm}^2$, so dass das Verhältnis zwischen Probenlänge und Probenbreite zwei ist ($H/W = 2$).

Zur Veranschaulichung der Deformation des UD-Geleges im 45° -Zugversuch (Bias-Extension-Test) werden die Kanten der Bereiche A bis C in der Probe mit weißen Linien markiert (vgl. [Sch16]). Um die Verformung des Textils während des Versuchs zu beobachten und zu quantifizieren, wird die Dehnung der Versuche mit der Versuchsgeschwindigkeit v_2 mit dem in Abschnitt B 2.1 beschriebenen Verfahren optisch gemessen. Für die Versuche mit der Versuchsgeschwindigkeit v_1 erfolgt keine optische Dehnungsmessung. Zur Bewertung der Verformung wird zum einen die Dehnungsverteilung über die gesamte Probe herangezogen. Zum anderen werden die Mittelwerte der einzelnen Dehnungs-

komponenten ε_i für die in Abbildung B-10 gekennzeichneten Teilbereiche ermittelt. Dabei unterscheiden sich die Abmaße der einzelnen Teilbereiche der jeweiligen Versuche, da sich die Deformation des UD-Geleges in den einzelnen Versuchen unterscheidet (Abschnitt B 3.3.2) und die Teilbereiche der Deformation entsprechend gewählt wurden. Zur Bildung der Mittelwerte werden je Versuchstyp drei Proben optisch vermessen. Da die relative Position der Punkte auf den einzelnen Proben individuell verschieden ist, werden die Teilbereiche auf den jeweiligen Proben in Matlab so positioniert, dass sie ein vergleichbares Deformationsmuster (je Teilbereich) abdecken. Dabei sei darauf hingewiesen, dass der Teilbereich mit 7x1 Elementen bei den 30°-Proben jeweils so positioniert wird, dass der Ausgangspunkt der Deformation durch diesen Bereich abgedeckt wird. Zur Mittelwertbildung der Dehnungen wird im ersten Schritt der Mittelwert der Dehnungs-Verschiebungskurven der Dehnungskomponenten i der einzelnen Elemente j eines Teilbereichs K für jede Probe N mit

$$\overline{N_K \varepsilon_i}(u) = \frac{1}{n_e} \sum_{j=1}^{n_e} \varepsilon_i^j(u) \quad \text{B-6}$$

berechnet, wobei n_e die Anzahl der Elemente eines Teilbereiches K ist. D.h. die Dehnung der einzelnen Elemente eines Teilbereiches wird zu gleichen Teilen in der Dehnungs-Verschiebungskurve eines Teilbereiches K einer Probe N berücksichtigt. Die drei gemittelten Dehnungs-Verschiebungskurven (je Teilbereich und Versuchstyp) werden dann in einem zweiten Schritt zu einer gemittelten Dehnungs-Verschiebungskurve je Teilbereich und Versuchstyp zusammengefasst. Dieses Vorgehen zur optischen Dehnungsauswertung unterscheidet sich von der optischen Dehnungsauswertung in [Sch16]. In [Sch16] werden zur optischen Dehnungsmessung im Bias-Extension-Test die Eckpunkte von Bereich A (Abbildung B-9) einer Probe zu einem finiten Element zusammengefasst. Die Dehnungs-Verschiebungskurve errechnet sich in [Sch16] weiter aus der Verschiebung der Eckpunkte von Bereich A. Eine Mittelung der Dehnungs-Verschiebungskurven mehrerer Proben erfolgt in [Sch16] nicht.

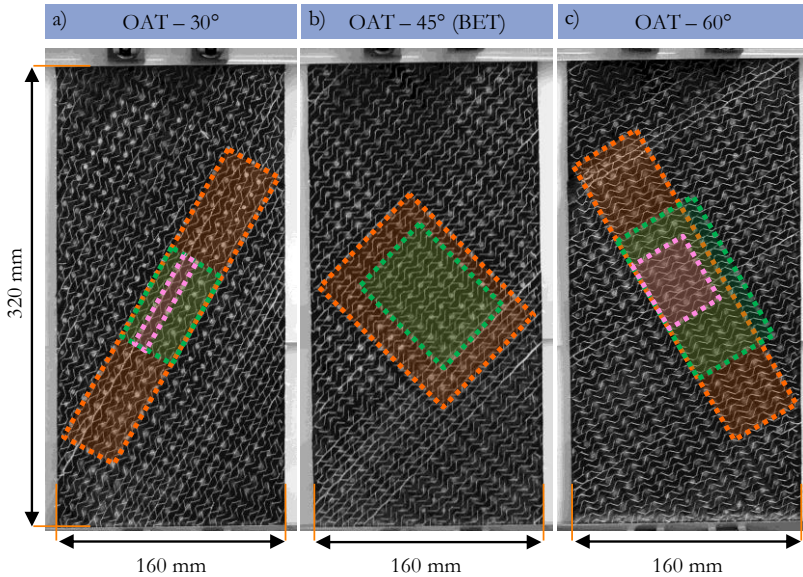


Abbildung B-10: Teilbereiche zur optischen Dehnungsauswertung: a) OAT-30°: 23x4 Elemente (orange), 7x4 Elemente (grün), 7x1 Elemente (rosa); b) OAT-45° (BET): 12x9 Punkte (orange), 8x6 Punkte (grün); c) OAT-60°: 22x5 Punkte (orange), 11x6 Punkte (grün), 5x4 Punkte (rosa).

B 2.5 Untersuchung der Reibeigenschaften

Zur Charakterisierung der Reibeigenschaften zwischen zwei Halbzeugen sowie zwischen Halbzeugen und Umformwerkzeugen wird der in Abbildung B-11 dargestellte Versuchsaufbau verwendet. Die Versuchsvorrichtung ist eine Weiterentwicklung des von Thoma [Tho15] vorgeschlagenen Versuchsaufbaus, mit dem aus konstruktiven Gründen nur Auszugsversuche möglich sind, bei denen die Reibfläche im Versuch kontinuierlich abnimmt. Mit dem weiterentwickelten Versuchsaufbau ist es möglich, Durchzugs-Reibversuche sowie Glasfaser-Durchzugsversuche (Abschnitt B 2.6) durchzuführen. Bei dem Durchzugs-Reibversuch wird die Halbzeugprobe (A in Abbildung B-11) zwischen zwei Reibpartnern durchgezogen, d.h. die Reibfläche bleibt über die gesamte Versuchsdauer konstant. Die Normalkraft wird in diesem Versuch durch die Gewichtskraft eines Gewichts (Masse m) aufgebracht. Die Betätigung des Versuchs

und die Messung der resultierenden Reibkraft F_R werden über ein dünnes Drahtseil und eine Seilumlenkrolle realisiert. Dabei wird das lose Ende des Drahtseils mit dem Kraftaufnehmer der Zug-Prüfmaschine verbunden. Zur Minimierung der entstehenden Reibkräfte durch den Versuchsaufbau an sich, befindet sich die Klemmung der Halbzeugprobe auf einem Schlitten, dessen axiale Bewegung über zwei Linearlager geführt wird. Zur Lagerung der Umlenkrolle wird ein Nadellager verwendet. Die durch den Versuchsaufbau erzeugten Reibkräfte werden in „Leerversuchen“ gemessen und bei der Auswertung der Versuchsdaten von den Halbzeug-Reibversuchen subtrahiert.

Zur Charakterisierung der Reibeigenschaften zwischen Halbzeug und Werkzeug wird die Halbzeugprobe zwischen zwei feingefrästen Aluplatten durchgezogen (Abbildung B-11f). Die Breite b_H der bewegten Halbzeugprobe beträgt 95mm und die Breite b_A der Aufstandsfläche der Aluplatte zur Einleitung der Normalkraft F_N beträgt 108 mm (Abbildung B-11b). Daraus ergibt sich mit

$$A_N = b_H \cdot b_A = 10260 \text{ mm}^2 \quad \text{B-7}$$

die effektive Fläche zur Einleitung der Normalkraft $F_N = m \cdot g$.

Zur Charakterisierung der Reibeigenschaften zwischen zwei Halbzeugen wird die Halbzeugprobe zwischen zwei weiteren (B in Abbildung B-11b,d), seitlich geklemmten (C in Abbildung B-11b,d) Halbzeugproben durchgezogen. Da die seitlich geklemmten Halbzeugproben mit 117 mm Probenbreite breiter sind als die Aufstandsfläche der Aluplatte, ändert sich die effektive Fläche A_N bei dieser Versuchsführung nicht. Um den entstehenden Dickenunterschied zwischen dem Lagenaufbau im seitlichen Klemmbereich und dem Lagenaufbau in der Mitte auszugleichen, wird in den Lagenaufbau im Klemmbereich eine zusätzliche Zwischenlage mit der Dicke der bewegten Halbzeugprobe integriert (D in Abbildung B-11d). Damit sollen die Normalkräfte, die durch die seitliche Klemmung in die Reibpaarung induziert werden, reduziert werden. Um zu vermeiden, das sich das bewegte Halbzeug mit den festen Halbzeugen verhakt, wird im Bereich des Probeneinzugs eine dünne Plastikfolie zwischen die Textilproben gelegt (E in Abbildung B-11a,e).

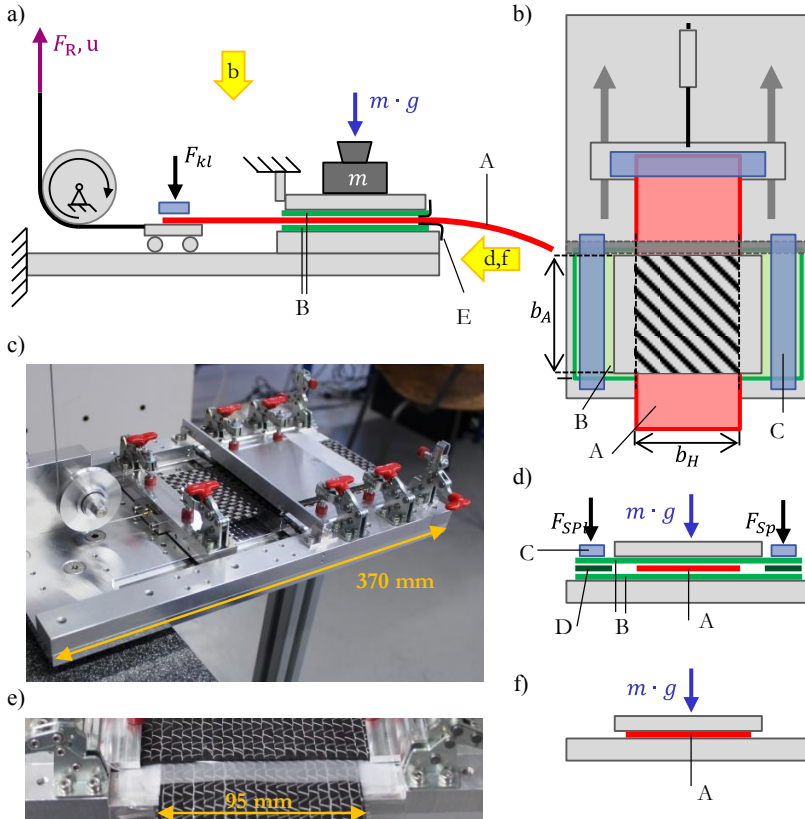


Abbildung B-11: Reibvorrichtung: a) Schematische Darstellung seitlicher Querschnitt; b) Schematische Darstellung in der Draufsicht; c) Reale Versuchsvorrichtung; d) Schematische Darstellung Vorderansicht eines Halbzeug-Halbzeug Reibversuchs; e) Plastikfolie im Bereich des Probeneinzugs; f) Schematische Darstellung Vorderansicht eines Halbzeug-Werkzeug Reibversuchs; A) Halbzeugprobe an der gezogen wird; B) seitlich geklemmte Halbzeugproben (Reibpartner); C) seitliche Klemmen; D) seitliche Halbzeug-Zwischenlage; E) Plastikfolie.

Für alle Reibversuche wird eine Verfahrensgeschwindigkeit von 150 mm/min gewählt. Zur Charakterisierung der Reibeigenschaften des unbedingten UD-Geleges werden die in Tabelle B-1 dargestellten Variationen untersucht.

Einspannbedingungen	Halbzeug-Halbzeug (HH)		Werkzeug- Halbzeug (WH)
	[0°/0°/0°]	[90°/0°/90°]	[0°]
$m_0 = 0 \text{ kg}$, ($F_N = 0$) ohne seitliche Spannkraft ($F_{SP} = 0$)	X	X	--
$m_0 = 0 \text{ kg}$, ($F_{SP} = 0$) mit seitlicher Spannkraft ($F_{SP} > 0$)	X	X	--
$m_1 = 0,551 \text{ kg}$ mit seitlicher Spannkraft F_{SP}	X	X	X

Tabelle B-1: Parametervariation Reibversuche.

Zur Auswertung der Reibversuche wird im ersten Schritt die Mittelwertkurve (MW) der Versuchskurven bestimmt (Abbildung B-12 – schwarze Kurve). Im zweiten Schritt wird im Bereich von 15 bis 55 mm ein konstanter Durchschnittswert (F_R^{res}) der gemittelten Kurve von jeder Variation berechnet (Abbildung B-12 – rote Linie). Die Berechnung des Reibkoeffizienten erfolgt durch

$$\mu = \frac{F_R^{res}}{2 \cdot F_N} = \frac{F_R^{res}}{2 \cdot m \cdot g}, \quad \text{B-8}$$

wobei F_R die resultierende Reibkraft ist und F_N die aus der Masse m und der Erdbeschleunigung g resultierende Normalkraft ist. Die Gewichtskraft der Masse m_1 beträgt $F_{N,m1} = 5,41 \text{ N}$. Da die durchgezogene Proben auf jeder Seite einen Reibpartner hat, fällt die Fläche A_N doppelt ins Gewicht und wird bei der Berechnung des Reibkoeffizienten (Gleichung B-8) durch Faktor 2 im Nenner berücksichtigt. Zur Untersuchung des Einflusses der seitlichen Spannelemente werden zur Berechnung des Reibkoeffizienten unterschiedlich resultierende Reibkräfte F_R^{res} ermittelt:

$$\mu_{res0} : F_R^{res,0} = F_{R,m1} - F_{R,Leer} \quad \text{B-9}$$

$$\mu_{res1} : F_R^{res,1} = F_{R,m1} - F_{R,Leer} - \Delta F_{R,SP} \quad \text{B-10}$$

$$\mu_{res2} : F_R^{res,2} = F_{R,m1} - F_{R,m0}^{mit F_{SP}} \quad \text{B-11}$$

Mit $F_R^{res,0}$ wird zur Berechnung des Reibkoeffizienten direkt die mit der Masse m_1 gemessene Reibkraft $F_{R,m1}$ abzüglich des Einflusses der prüfstandinternen Reibkraft $F_{R,Leer}$ verwendet. Mit der Kraft $F_R^{res,1}$ wird die gemessene Kraft $F_{R,m1}$ um den Einfluss der prüfstandinternen Reibung $F_{R,Leer}$ und um den Einfluss der durch die Kniehebel aufgebrachten seitlichen Klemmkraft $\Delta F_{R,SP}$ korrigiert. Dabei berechnet sich der Einfluss der Spannkraft der Kniehebel aus der Differenz der gemessenen Reibkraft der Reibversuche mit der Masse m_0 sowie mit und ohne seitliche Spannkraft:

$$\Delta F_{R,SP} = F_{R,m0}^{mit\ F_{SP}} - F_{R,m0}^{ohne\ F_{SP}} \quad \text{B-12}$$

Da die seitlichen Aluplatten zur Fixierung der Reibpartner jedoch auch im Fall des Versuches ohne Betätigung der seitlichen Kniehebel verwendet werden, wird die gemessene Kraft $F_{R,m1}$ mit der Kraft $F_R^{res,2}$ sowohl um den Einfluss der Probenfixierung/-Klemmung als auch um den Einfluss der prüfstandinternen Reibung korrigiert ($F_{R,Leer}$ ist in $F_{R,m0}^{mit\ F_{SP}}$ enthalten).

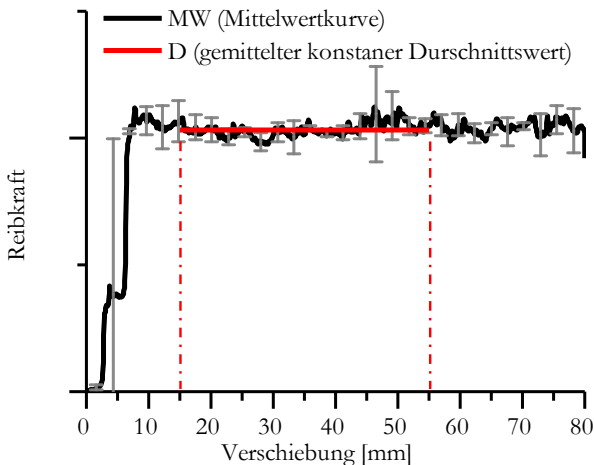


Abbildung B-12: Darstellung des Vorgehens zur Auswertung der Reibversuche am Beispiel einer Kraft-Verschiebungs-Kurve eines Reibversuches.

B 2.6 Glasfaserauszugsversuche

Um zu untersuchen, welcher Anteil der Querkzugsteifigkeit von UD-Gelegeproben mit nachfließenden Glasfasern auf die Reibung bei Abgleiten der Glasfasern zurückzuführen ist, wird das Abgleitverhalten der Glasfasern innerhalb des UD-Geleges mit der in Abschnitt B 2.5 beschriebene Reibvorrichtung untersucht. Die Proben werden seitlich geklemmt und die Glasfasern werden durch die Probe gezogen (Abbildung B-13). Dazu werden die Proben so präpariert, dass die Glasfasern vorne und hinten aus den Proben heraus schauen, so dass sich die Reibfläche während des Versuchs nicht ändert (Abbildung B-13a). Zur Untersuchung des Zusammenhalts des UD-Geleges werden die Abgleiteigenschaften der Glasfasern innerhalb des UD-Geleges ohne wirkende Normalkraft und ohne zusätzlichen Reibpartner durchgeführt (Abbildung B-13c). Zur Charakterisierung der Abgleiteigenschaften zwischen Glasfasern und Kohlenstofffasern in einem mehrlagigen Aufbau, wird eine zweite UD-Gelege-Schicht auf die Glasfaserdurchzugsprobe gelegt (Abbildung B-13d) und mit den in Tabelle B-2 gegebenen Normalkräften belastet.

	m_0	m_1	m_2
Masse	0 kg	0,551 kg	1,27 kg
Normalkraft	0 N	5,41 N	12,45 N

Tabelle B-2: Variation der Normalkraft zur Charakterisierung der Abgleiteigenschaften der Glasfasern innerhalb eines UD-Geleges.

Dabei ist die zweite UD-Gelege Schicht 90° zur Glasfaserdurchzugsprobe orientiert. Die Verfahrensgeschwindigkeit für diese Versuche beträgt 150 mm/min. Aus den Reibkraft-Verschiebungs-Kurven der Glasfaserauszugsversuche wird mit dem in Abschnitt B 2.5 beschriebenen Vorgehen für jede Variation eine durchschnittliche konstante Reibkraft F_R berechnet. Die resultierende Reibkraft F_R^{res} berechnet sich mit

$$F_R^{res} = F_R - F_{R,Leer} \quad \text{B-13}$$

aus der Reibkraft F_R abzüglich der Kraft der Leerversuche $F_{R,Leer}$.

Zum Vergleich des Kraftaufwands für den Glasfaserauszug mit dem Verhalten des UD-Geleges bei Querkzugbelastung wird die Reibkraft mit

$$\sigma_{F_{R,GF}} = \frac{F_R^{res}}{A_{Q,GF}} \quad \text{B-14}$$

auf den Probenquerschnitt $A_{Q,GF}$ der Glasfaserauszugsversuche bezogen, wobei

$$A_{Q,GF} = b_{GF} \cdot t_{tex} = 90 \text{ mm} \cdot 0,3 \text{ mm} = 27 \text{ mm}^2 \quad \text{B-15}$$

ist. Weiter wird für die Massen m_1 und m_2 (Tabelle B-2) nach Gleichung B-8 ein „Gleitreibungskoeffizient“ μ berechnet.

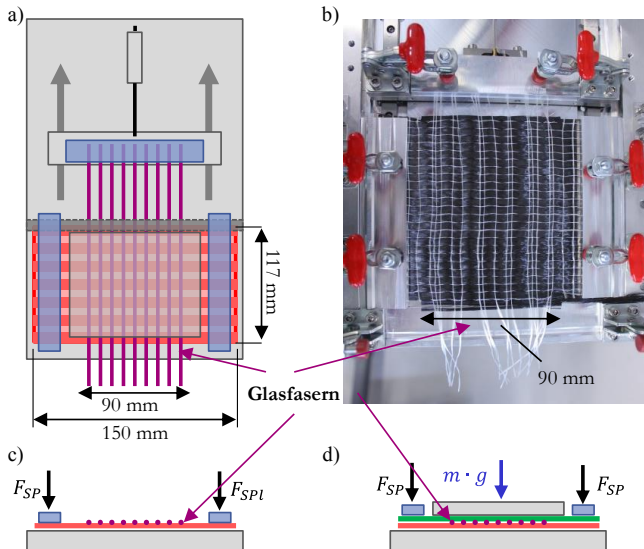


Abbildung B-13: Versuchsaufbau zur Bestimmung der Abgleiteigenschaften der Glasfasern innerhalb eines UD-Geleges: a) Schematische Darstellung des Glasfaserdurchzugsversuchs in der Ansicht von oben; b) Abbildung einer präparierten Probe in der Versuchsvorrichtung (Ansicht von oben); c) Schematische Darstellung des Glasfaserdurchzugsversuchs ohne zusätzlichen textilen Reibpartner in der Vorderansicht; d) Schematische Darstellung des Glasfaserdurchzugsversuchs mit zusätzlichem textilen Reibpartner (grüne Schicht) in der Vorderansicht.

B 2.7 Cantilever-Test

Die Biegeeigenschaften des UD-Geleges werden in dieser Arbeit mit einem einfachen Cantilever-Test in Anlehnung an die Normen [DIN03][AME15] mit dem Versuchsaufbau von Thoma [Tho15] bestimmt (Abbildung B-14 und Abbildung A-24). Dabei wird das Halbzeug mit einer Linearführung über eine Kante geschoben, so dass es sich aufgrund des Eigengewichts nach unten biegt. Gemessen wird die lineare Verschiebung L_x des Halbzeugs bis das Halbzeug eine um $\theta = 41,5^\circ$ verdrehte Ebene schneidet. Über eine einfache geometrische Beziehung lässt sich dann die Überhanglänge L_b berechnen, die in der Literatur dazu verwendet wird, die Biegesteifigkeit des Textils zu ermitteln [Bil10][AME15][DIN03]. Da die Biegesteifigkeit jedoch keine direkte Eingangsgröße für das Simulationsmodell ist (siehe C 3.1), wird zur Anpassung der Biegeeigenschaften die lineare Verschiebung L_x verwendet (Abschnitt D 3.2.3.3). Im Rahmen dieser Untersuchung werden die Biegeeigenschaften in jeweils 0° - und 90° -Orientierung mit der Glasfaserseite oben und unten gemessen. Die Probenabmaße betragen $800 \times 100 \text{ mm}^2$.

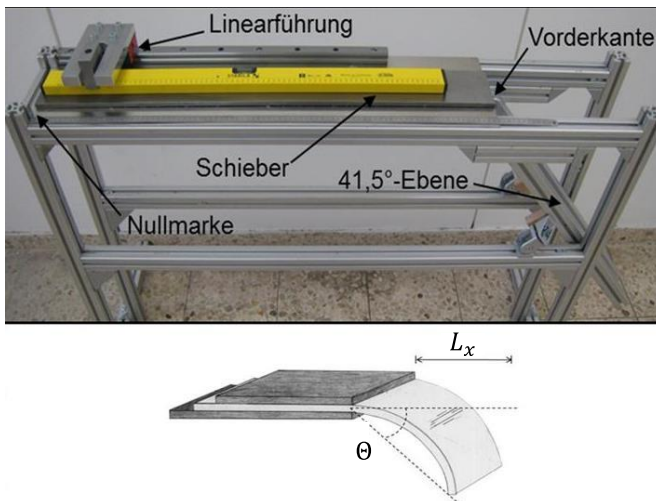


Abbildung B-14: Cantilever Test zur Bestimmung der Biegeeigenschaften von Textilien [Tho15].

B 2.8 Hemisphären-Test

Zur Untersuchung des Umformverhaltens von UD-Gelegen bei überlagerter Belastung und unter realistischen Umformbedingungen wird der Hemisphären-Test (doppelt gekrümmte Geometrie) durchgeführt. Mit dem Hemisphären-Test wird insbesondere untersucht, ob die Effekte, die in Couponversuchen beobachtet werden können, auch in Umformversuchen auf Bauteillevel beobachtet werden können. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung B-15 dargestellt. Eine Textilprobe der Größe $350 \times 350 \text{ mm}^2$ wird auf einer Basisplatte mit einem Loch vom Durchmesser $d_{bp} = 120 \text{ mm}$ positioniert und eine Halbkugel mit dem Durchmesser $d_h = 100 \text{ mm}$ wird mit einer Gesamtverschiebung von $u = 50 \text{ mm}$ in die Textilprobe gedrückt. Um extensive Faltenbildung zu vermeiden, werden durch das Eigengewicht eines Niederhalters (750 g) Membranspannungen im Textil erzeugt. Der Innendurchmesser des Niederhalters trägt $d_{nh} = 190 \text{ mm}$.

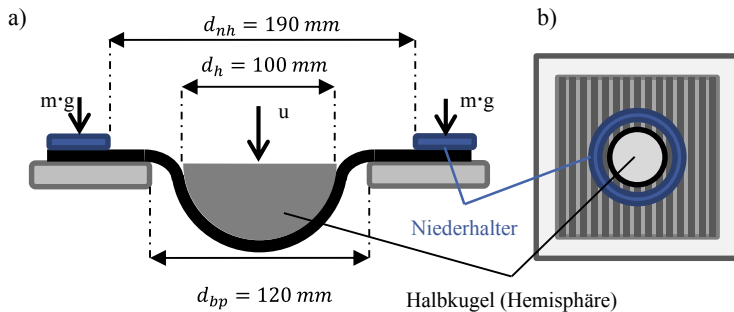


Abbildung B-15: Versuchsaufbau Hemisphären-Test: a) Querschnitt von der Seite; b) Draufsicht. (Übersetzt aus [Sch16])

B 2.9 Lampentopf-Umformversuche

Zur Untersuchung des Umformverhaltens von UD-Gelegen unter realen Produktionsbedingungen sowie zur Untersuchung des Einflusses der relativen Orientierungen einzelner Halbzeuglagen auf das Umformergebnis, werden mehrla-

gige Umformversuche mit dem sequentiellen Preformprozess [Gra12] [Hen15] [DIE15a] der DIEFFENBACHER GMBH Maschinen- und Anlagenbau in Eppingen durchgeführt. Als Demonstratorbauteil dient der Lampentopf eines Heckdeckels einer Mercedes-Benz S-Klasse (Abbildung B-16a) [Hen15]. Damit die Preform nach dem Umformprozess zur weiteren Verarbeitung formstabil bleibt, wird zwischen den einzelnen Lagen 12 g/m² EPIKOTE 05390 Binder aufgetragen. Der Halbzeugstapel wird vor dem eigentlichen Umformprozess auf einem beheizten Förderband auf ca. 120° C erwärmt, so dass der Binder in einen klebrig flüssigen Zustand übergeht (Aktivierung des Binders). Anschließend wird der warme Halbzeugstapel durch drei sequentiell agierende Drapierstempel (S1, S2, S3 - siehe Abbildung B-16b) auf ein kaltes Unterwerkzeug abgeformt und der Binder kühlt ab. Dadurch werden die einzelnen Halbzeuglagen miteinander verklebt, so dass die Preform formstabil bleibt und im anschließenden Prozessschritt mit Kunstharz infiltriert werden kann (z.B. im RTM-Verfahren). Eine Optimierung der Prozessführung ist nicht das Ziel dieser Untersuchung. Aus diesem Grund wird auf die Verwendung lokaler Spannelemente (z.B. um Faltenbildung zu verhindern) bewusst verzichtet.

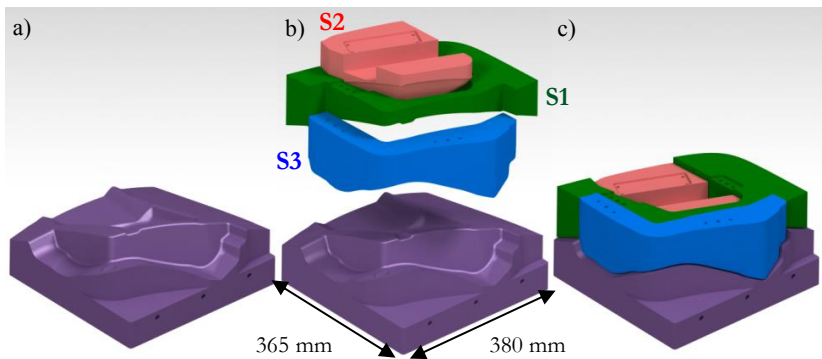


Abbildung B-16: Lampentopf Demonstratorbauteil: a) Unterwerkzeug; b) Unterwerkzeug mit geöffneten Drapierstempeln (vor der Umformung); c) Unterwerkzeug mit geschlossenen Drapierstempeln (nach der Umformung).

Im Rahmen dieser Untersuchung wird jeweils ein vier lagiger Halbzeugstapel mit folgenden Lagenaufbauten umgeformt:

- unidirektional: $[0/0/0/0]$, $[90/90/90/90]$, $[45/45/45/45]$, $[-45/-45/-45/-45]$
- multidirektional: $[0/90/0/90]$, $[+45/-45/+45/-45]$, $[0/90/-45/+45]$, $[0/-45/90/+45]$

Die Geometrie und die Positionierung der Zuschnitte sowie die relative Orientierung der einzelnen Lagen ist in Abbildung B-17 dargestellt. Dabei wird darauf hingewiesen, dass die Zuschnitte im Rahmen der in dieser Arbeit durchgeführten Umformversuche händisch und nicht robotergesteuert positioniert werden, da die Umformversuche auf der Prototypen-Anlage des Dieffenbacher PreformCenters durchgeführt werden.

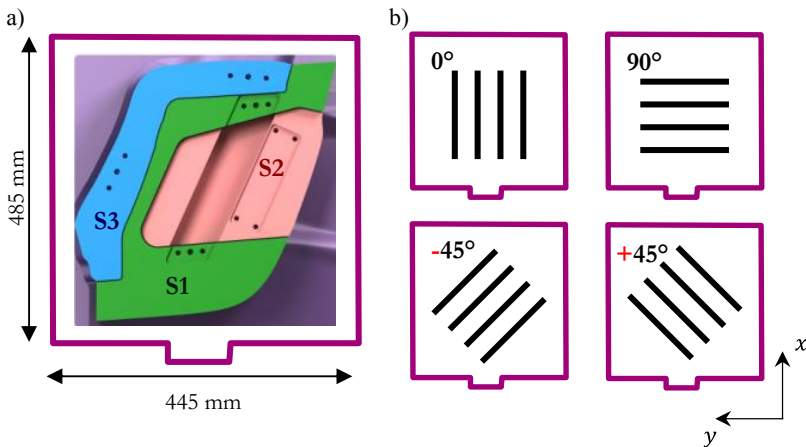


Abbildung B-17: Zuschnitt der UD-Gelege für die Lampentopf-Umformversuche: a) Geometrie und Positionierung der Zuschnitte im Umformwerkzeug; b) Relativorientierung der einzelnen Halbzeuglagen.

B 3 Versuchsergebnisse

B 3.1 Uniaxialer Zugversuch

B 3.1.1 Querzugverhalten von Proben mit nachfließenden Glasfasern (ein- oder beidseitig)

In Abbildung B-18b und Abbildung B-18d ist die Deformation der UD-Gelege-Proben mit einseitig nachfließenden Glasfasern (Typ B, vgl. Abbildung B-2) jeweils in der Seiten- und in der Frontalansicht für 30% und 60% Gesamtdehnung dargestellt. Das Ausmaß der Normaldehnung lässt sich an der Größe der Lücken zwischen den Kohlenstofffaserbündeln ablesen. Es ist erkennbar, dass die Normdehnungsverteilung innerhalb der Proben von Typ B sehr inhomogen ist. Die Normaldehnung ist an der unteren Probenseite (Glasfasern können durch die Klemmung nachfließen) deutlich größer, als an der oberen Probenseite mit fest eingespannten Glasfasern. Die Normaldehnung führt in der UD-Gelege-Probe sowohl zur Querkontraktion der Naht als auch zur Querkontraktion des UD-Geleges selbst (bei homogenisierter Betrachtung). Dabei gleitet die Naht teilweise auf den Kohlenstofffasern ab und die effektive Querkontraktion der Naht ist somit größer als die des UD-Geleges. Aus der Seitenansicht der Deformation der UD-Gelege-Proben (Abbildung B-18b,d) lässt sich erkennen, dass die Kohlenstofffaserbündel mit zunehmender Normaldehnung mehr und mehr aus der Probenebene ausbeulen. Daraus folgt, dass die homogenisierte Querkontraktion des UD-Geleges Ausbeulen einzelner Kohlenstofffasern aus der Probenebene bedeutet. Das Maximum des Ausbeulens liegt in Bereichen, in denen der Abstand zwischen den einzelnen Glasfasern fertigungsbedingt größer ist als der nominelle Abstand zwischen den Glasfasern. Die Deformation der einzelnen Komponenten des UD-Geleges sowie das Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel ist in Abbildung B-19b bzw. Abbildung B-19d schematisch dargestellt [Sch16].

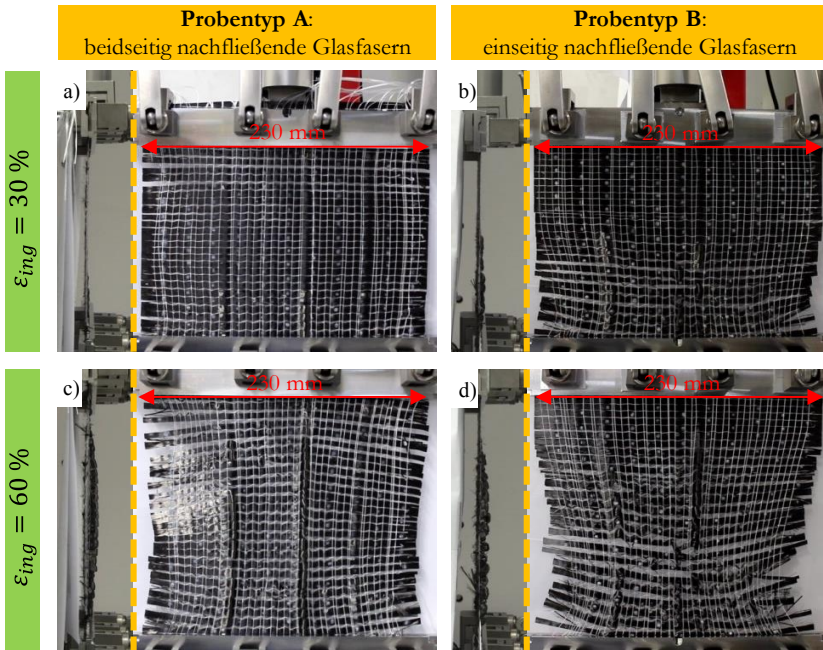


Abbildung B-18: Vergleich der Deformation von UD-Gelege-Proben (230x120mm²) mit ein- und beidseitig nachfließenden Glasfasern bei Querkzugbelastung (jeweils in Seiten- und Frontansicht in maßstabsgleicher Darstellung): a) einseitig nachfließende Glasfasern bei eine Gesamtdehnung von $\epsilon_{ing} = 30\%$; b) einseitig nachfließende Glasfasern bei eine Gesamtdehnung von $\epsilon_{ing} = 60\%$; c) beidseitig nachfließende Glasfasern bei eine Gesamtdehnung von $\epsilon_{ing} = 30\%$; d) beidseitig nachfließende Glasfasern bei eine Gesamtdehnung von $\epsilon_{ing} = 60\%$. Vgl. [Sch16], Abbildung ähnlich.

Vergleichend dazu ist in Abbildung B-18a und Abbildung B-18c die Deformation der UD-Gelege-Proben mit beidseitig nachfließenden Glasfasern (Typ A) dargestellt. Es ist erkennbar, dass die Normaldehnungsverteilung in Probe A homogener ist als in Probe B. Die größten Normaldehnungen treten in beiden Proben im Bereich der Klemmung mit nachfließenden Glasfasern auf. Die Normaldehnungen im Bereich der Klemmung ist in Probe A jedoch geringer als in Probe B. Auch die Querkontraktion von Naht und UD-Gelege sowie Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel wird sowohl in Probe B als auch in Probe A beobachtet. Querkontraktion und Ausbeulen sind in Probe A jedoch geringer

ausgeprägt und beginnen im Vergleich zu Probe B bei einer größeren Gesamtdehnung. Die Spannungsdehnungskurven der Proben B und A sind in Abbildung B-19b vergleichend dargestellt. Beide Kurven haben dieselbe Anfangssteifigkeit, aber die Kurve von Probe A fällt früher und stärker ab als die Kurve von Probe B. Somit ist die Gesamtsteifigkeit von Probe A geringer als die von Probe B; Probe B versagt jedoch bei einer geringeren Gesamtdehnung als Probe A. Die Streuung der Kurven der Proben von Typ B ist größer als die Streuung der Kurven der Proben vom Typ A [Sch16].

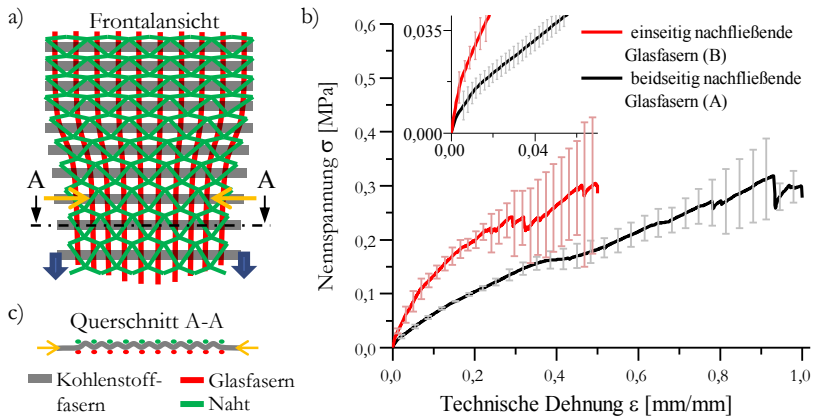


Abbildung B-19: a) Schematische Darstellung der Deformation einer UD-Gelege-Probe mit unten nachfließenden Glasfasern bei Querkzugbelastung; b) Vergleich der gemittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven von UD-Gelege Proben ($230 \times 120 \text{ mm}^2$) mit ein- und beidseitig nachfließenden Glasfasern bei Querkzugbelastung (Nennspannung über technische Dehnung); c) schematische Darstellung des Ausbeulens einzelner Kohlenstofffaserbündel aufgrund der Querkontraktion der Naht. [Sch16]

B 3.1.2 Einfluss der Probenlänge auf das Querzugverhalten von Proben mit beidseitig nachfließenden Glasfasern

Die Deformation von UD-Gelege-Proben mit beidseitig nachfließenden Glasfasern, jedoch unterschiedlichen Probenlängen, ist in Abbildung B-20 vergleichend dargestellt. Sowohl die Querkontraktion des UD-Geleges als auch das

Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel nimmt mit der Probenlänge zu. Während bei der kleinsten Probe (230x20 mm²) kaum Querkontraktion auftritt, ist die Querkontraktion der größten Proben (230x180 mm²) offensichtlich.

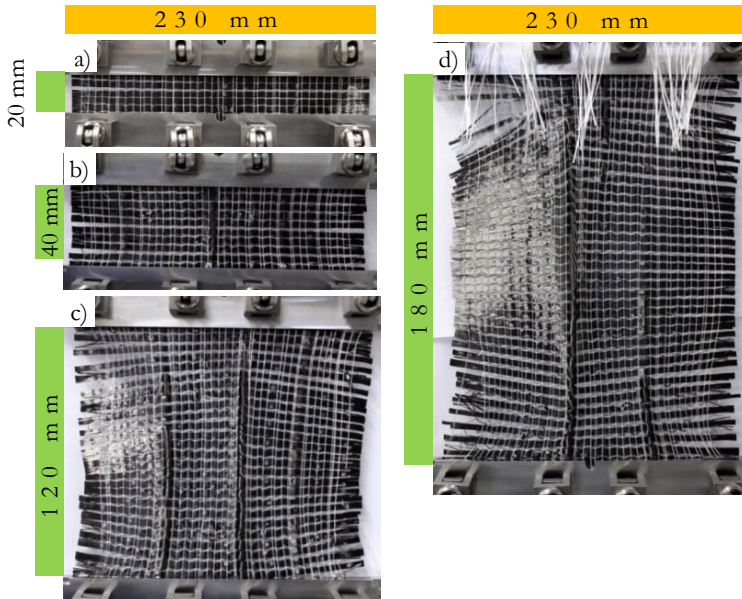


Abbildung B-20: Vergleich der Deformation von UD-Gelegen mit beidseitig nachfließenden Glasfasern (Typ A) und unterschiedlichen Probenlängen (230x20 mm² bis 230x180 mm² im Ausgangszustand) bei einer Gesamtdehnung von jeweils 60%. [Sch16]

Die Anfangssteifigkeit ist bei allen Proben identisch. Der Verlauf der Spannungsdehnungskurven ist jedoch von der Probenlänge abhängig (Abbildung B-21). Die effektive Steifigkeit fällt schneller, je kürzer die UD-Gelege Probe ist. Nach dem initialen Steifigkeitsabfall nimmt die effektive Steifigkeit der Proben mit 20 mm und 40 mm Ausgangslänge für Dehnungen größer 30% progressiv zu, während die längeren Proben einen degressiven Steifigkeitsabfall im gesamten Dehnungsbereich zeigen. Zusammenfassend wird festgestellt, dass sich bei beidseitig nachfließenden Glasfasern lange Proben effektiv steifer verhalten als kurze Proben [Sch16].

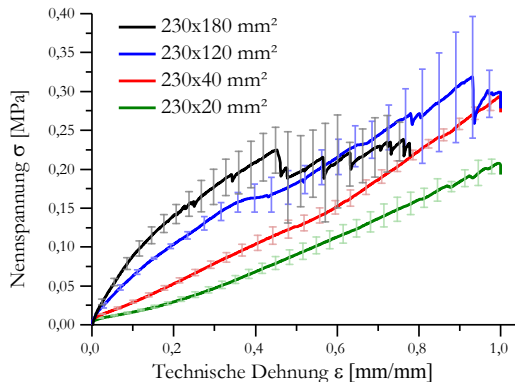


Abbildung B-21: Spannungs-Dehnungs-Kurven (Nennspannung über technischer Dehnung) von UD-Gelege-Proben mit beidseitig nachfließenden Glasfasern und unterschiedlichen Probenlängen [Sch16].

B 3.1.3 Querzugverhalten von Proben mit beidseitig fest eingespannten Glasfasern

Zu Beginn der Belastung von UD-Gelege-Proben mit beidseitig fest eingespannten Glasfasern nimmt die Spannung linear zu, bis ein maximaler Spannungswert erreicht ist (Abbildung B-22a). Wird die Probe weiter belastet, fällt die Spannung sukzessive auf den Wert der Spannung einer Probe mit beidseitig nachfließenden Glasfasern ab. Unterhalb der Klemmnut wird nach dem Versuch Versagen der Glasfasern beobachtet (Abbildung B-22b). Die Glasfasern, die in Abbildung B-22b nicht versagt sind, sind in der gegenüberliegenden Klemmung, die nicht dargestellt ist, versagt. Bevor die Glasfasern versagen, sind Proben mit beidseitig fest eingespannten Glasfasern wesentlich steifer, als Proben mit beidseitig nachfließenden Glasfasern (Abbildung B-22a). Die Anfangssteifigkeit von Proben mit beidseitig fest eingespannten Glasfasern beträgt 420 N/mm², wohingegen die Anfangssteifigkeit von Proben mit beidseitig nachfließenden Glasfasern nur 4 N/mm² und die Sekantensteifigkeit dieser Proben bei 100% Dehnung nur noch 0,3 N/mm² beträgt (siehe auch Abbildung B-19b, Kurve A) [Sch16].

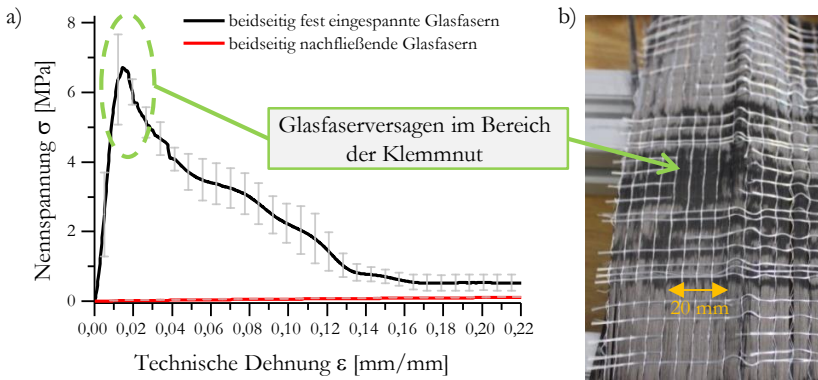


Abbildung B-22: a) Spannungs-Dehnungs-Kurven (Nennspannung über technischer Dehnung) der UD-Gelege Proben mit beidseitig fest eingespannten und beidseitig nachfließenden Glasfasern; b) Glasfaserversagen unterhalb der Klemmnut einer Probe mit beidseitig fest eingespannten Glasfasern [Sch16].

B 3.2 Pictureframe-Test

Abbildung B-23a zeigt die normalisierte Scherkraft-Scherwinkel-Kurve der verschiedenen Proben des UD-Geleges. Die Kurven der beiden kreuzförmigen Proben (170 mm und 120 mm) haben bei einem Scherwinkel von 0,2 rad (10°) ein lokales Maximum. Im Gegensatz dazu hat die Kurve der rechteckigen 120mm Proben kein ausgeprägtes lokales Maximum zu Beginn der Belastung. Im Bereich zwischen 0,05 rad (3°) und 0,9 rad (50°) ist die auf die Einspannlänge der Probe normierte Scherkraft $F_{S,N}$ (Gleichung B-5) der 120mm Proben annähernd konstant und kleiner als die lokale maximale Kraft der kreuzförmigen Proben. Ab einem Scherwinkel von 0,9 rad (50°) weisen alle Kurven einen Kraftanstieg auf, wobei die maximale Kraft der rechteckigen 120 mm Proben deutlich kleiner ist als die maximale Kraft der beiden kreuzförmigen Proben. Im Vergleich zum Scherkraftanstieg des Gewebes (Abbildung B-23b) fällt der Scherkraftanstieg des UD-Geleges kaum ins Gewicht. Bei einem Scherwinkel von ca. 1,2 rad (70°) ist die normalisierte Scherkraft des Gewebes neun Mal größer als die normalisierte Scherkraft des UD-Geleges (vgl. [Sch16]).

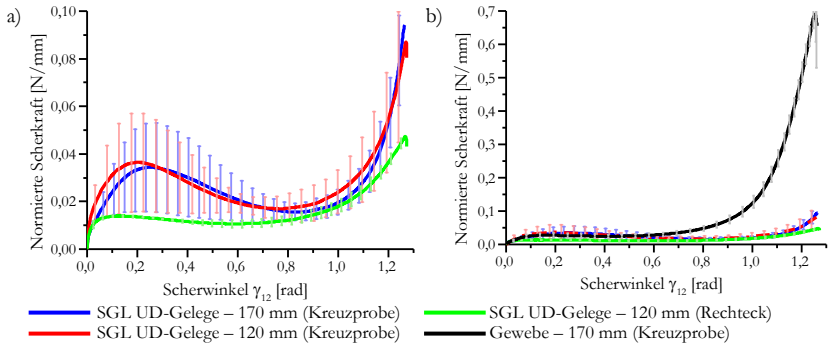


Abbildung B-23: Verlauf der normierten Scherkraft (Gleichung B-5) über den Scherwinkel der textilen Halbzeuge im Pictureframe-Test: a) SGL HPT-320-C0 UD-Gelege mit verschiedenen Probengeometrien; b) Vergleich zwischen dem UD-Gelege (SGL HPT-320-C0) und dem Gewebe (HexForce® PrimeTex™ 48331 C 1500).

Während des Pictureframe-Tests können zwei Effekte beobachtet werden: Zum einen werden die mittleren Lager des Scherrahmens im Fall der 170 mm Kreuzprobe bei Scherwinkeln größer als 0,9 rad (50°) seitlich in die Textilprobe gedrückt (Abbildung B-24 a,b) [Sch16]. Für den Fall der 120 mm Proben erfolgt der Kontakt zwischen dem seitlichen Lager und der Textilprobe erst bei einem Scherwinkel von ca. 1,2 rad (70°). Zum anderen wird der Abstand zwischen den Kohlenstofffaserbündeln des UD-Geleges mit zunehmendem Scherwinkel kleiner, bis die Kohlenstofffaserbündel in Kontakt kommen (Abbildung B-24 d) [Sch16]. Ab diesem Punkt beginnt die Faltenbildung des UD-Geleges (Abbildung B-24 c,d).

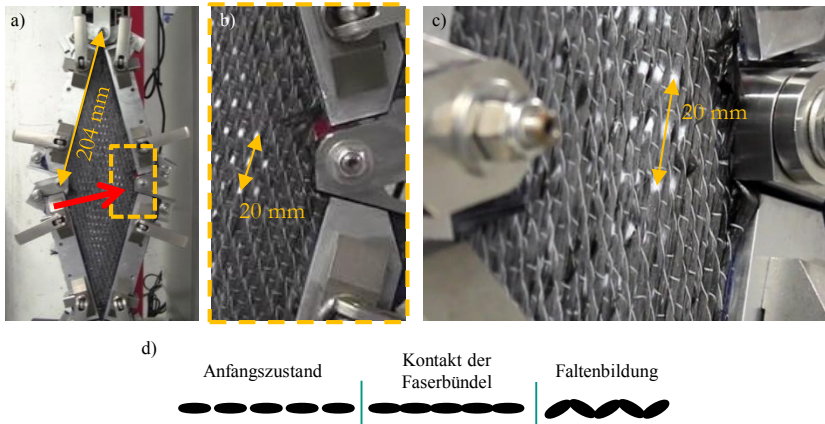


Abbildung B-24: Deformation des UD-Geleges im Pictureframe-Test: a) Frontalansicht; b) Zoom des in der Frontalansicht markierten Rechtecks; c) seitliche Ansicht in Richtung des roten Pfeils (siehe Frontalansicht); d) schematische Darstellung des Ausbeulens des UD-Geleges aufgrund von Druckspannungen senkrecht zur den Kohlenstofffasern [Sch16].

B 3.3 Off-Axis-Zugversuche

B 3.3.1 Verlauf der Kraft über der Verschiebung

In Abbildung B-25 sind die Verläufe der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Off-Axis-Zugversuche (OAT) für die Prüfgeschwindigkeiten v_1 (100 mm/min) und v_2 (20 mm/min) abgebildet. Zu Beginn der Belastung steigt die globale Kraft aller Versuch steil an, anschließend folgt ein Bereich mit konstantem Kraftniveau, bevor die Kraft zum Ende der Belastung erneut ansteigt. Dabei ist zu erkennen, dass die Kraft-Verschiebungs-Kurven der 45°- und 60°-Proben am Anfang schneller abflachen und „sanfter“ in den Bereich den konstanten Kraftniveaus übergehen, als die Kraft-Verschiebungs-Kurven der 30°-Proben (Abbildung B-25a,c,e). Der weitere Verlauf der Kraft-Verschiebungs-Kurven unterscheidet sich dadurch, dass der erneute Kraftanstieg bei den 30°-Proben vergleichbar früh beginnt ($u < 30$ mm) und die maximale Kraft der 30°-Proben deutlich größer ist als die maximale Kraft der 45°- und 60°-Proben. Bei den 45°-

und 60°-Proben ist der Bereich der konstanten Kraft deutlich länger als bei den 30°-Proben und der Kraftanstieg zum Ende der Belastung ist vergleichbar gering.

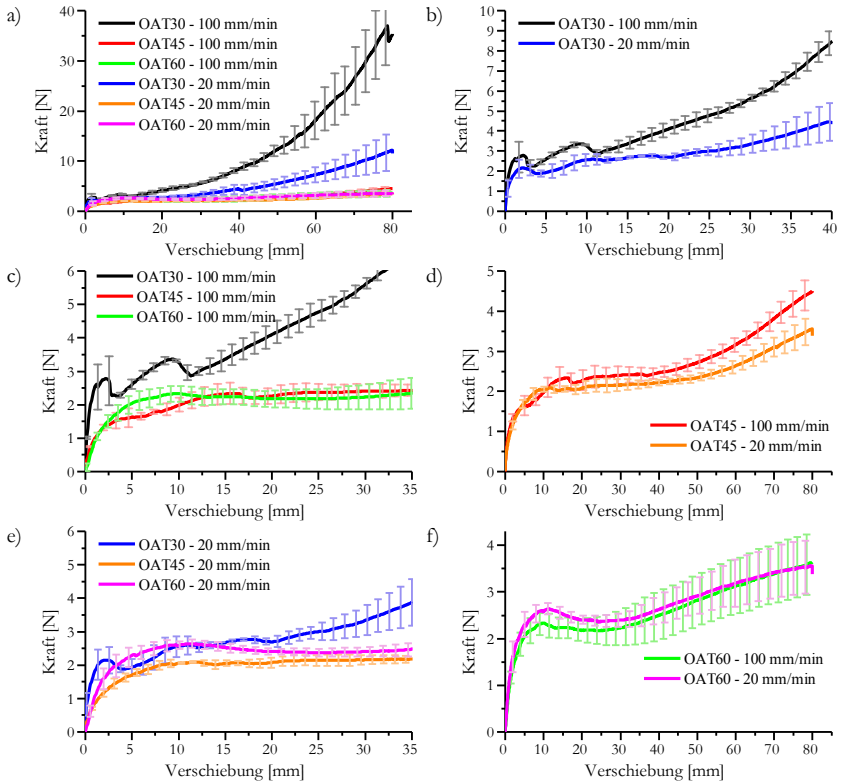


Abbildung B-25: Verlauf der gemessenen Kraft-Verschiebungs-Kurven der Off-Axis-Zugversuche (OAT): a) Alle Faserorientierungen und beide Belastungsgeschwindigkeiten; b) OAT-30° bei v_1 (100 mm/min) und v_2 (20 mm/min); c) OAT-30°, OAT-45°, OAT-60° jew. bei v_1 ; d) OAT-45° bei v_1 und v_2 ; e) OAT-30°, OAT-45°, OAT-60° jew. bei v_2 ; f) OAT-60° bei v_1 und v_2 .

Im Fall der 30°-Proben ist deutlich erkennbar, dass sich die Kraft-Verschiebungs-Kurven der Proben mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten ab einer Verschiebung von 15 mm deutlich unterscheiden (Abbildung B-25a,b). Zu Beginn der Belastung ist das Kraftniveau der 30°-Proben bei der höheren

Prüfgeschwindigkeit v_1 geringfügig größer als bei der Prüfgeschwindigkeit v_2 . Der Kraftanstieg beginnt bei den 30°-Proben mit der Prüfgeschwindigkeit v_1 jedoch schon bei einer Verschiebung von 15 mm, verläuft deutlich steiler und endet bei der deutlich größeren Maximalkraft von 37 N als bei den 30°-Proben mit der Prüfgeschwindigkeit v_2 . In diesem Fall beginnt der Kraftanstieg bei ca. 25 mm Verschiebung und die maximale Kraft beträgt 12 N. Im Gegensatz dazu ist bei den 45°-Zugproben nur ein geringer Unterschied zwischen den Kraft-Verschiebungs-Kurven der Proben mit unterschiedlicher Prüfgeschwindigkeit erkennbar. Im Fall des 60°-Zugversuchs ist kein Unterschied der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Proben mit unterschiedlicher Prüfgeschwindigkeit erkennbar (Abbildung B-25d,f). Hier liegen alle Kraft-Verschiebungs-Kurven im selben Streuband.

B 3.3.2 Verformung und Dehnungsverteilung in den Off-Axis-Zugproben

In Abbildung B-26 sind die verformten Off-Axis-Zugproben mit Prüfgeschwindigkeit v_2 (20 mm/min) bei Versuchsende exemplarisch abgebildet. In der 45°-Probe und insbesondere in der 60°-Probe ist die Verformung inhomogen verteilt. An den seitlichen Probenrändern sind deutliche Faserbündellücken erkennbar, in der Probenmitte existieren keine Faserbündellücken. Weiter lässt sich das Ausbeulen einzelner Kohlenstofffaserbündel bei diesen beiden Proben deutlich erkennen. Im Gegensatz dazu ist der größte Teil der Verformung der 30°-Probe in einem parallel zu den Kohlenstofffasern verlaufenden Bereich (von links unten nach rechts oben) konzentriert. Die Anzahl der seitlichen Faserbündellücken ist in der 30°-Probe geringer als in der 45°- und 60°-Probe. Bei der Auswertung des Videomaterials fällt auf, dass die Kohlenstofffaserbündel im Fall des 30°-Zugversuchs mit der Prüfgeschwindigkeit v_2 mit zunehmender Verformung im seitlichen Bereich aus der Einspannung rutschen. Im Fall des 30°-Zugversuchs mit der Prüfgeschwindigkeit v_1 wird kein Durchrutschen der Kohlenstofffaserbündel in der Einspannung beobachtet. Die Unterschiede in der Deformation der UD-Gelege Probe sind in Abbildung B-27 dargestellt. In der Probe mit Prüfgeschwindigkeit v_1 ist die Deformation im parallel zu den Kohlenstofffasern verlaufenden Bereich (von links unten nach rechts oben) of-

fensichtlich größer und im Bereich der Einspannung werden größere Faserbündellücken beobachtet. Im Fall des 45°-Zugversuchs mit der Prüfgeschwindigkeit v_2 wird ebenfalls leichtes Durchrutschen (im Vgl. zu den 30°-Zugversuchen) der seitlichen Kohlenstofffaserbündel in der Einspannung beobachtet. Dies muss bei der Interpretation der Versuchsergebnisse sowie beim Abgleich zwischen Simulations- und Versuchsergebnisse berücksichtigt werden.

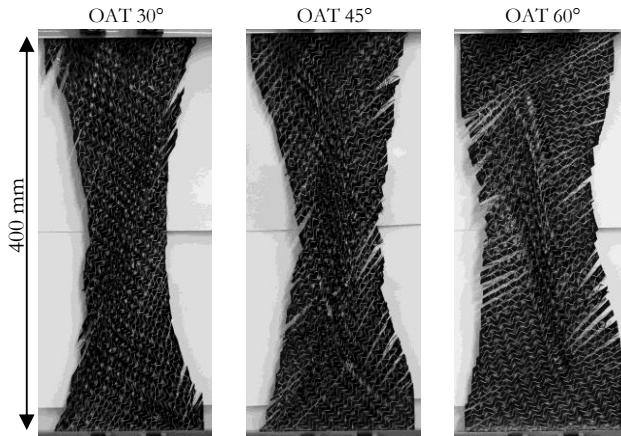


Abbildung B-26: Deformation des UD-Geleges bei Versuchsende der Off-Axis-Zugversuche.

Weiter wird auch in den Off-Axis-Zugversuchen relatives Abgleiten zwischen den Kohlenstofffaserbündeln und der Naht beobachtet. Dies führt insbesondere in Bereichen sehr großer Deformation dazu, dass die weißen Farbpunkte lokal unterhalb der Naht durchgleiten, was wiederum bei der Interpretation der optisch gemessenen Dehnungen berücksichtigt werden muss.

In Abbildung B-28 ist exemplarisch die unverformte und verformte UD-Gelege-Probe des 45°-Zugversuches (Bias-Extension-Test) mit weiß markierten Grenzen der von Geweben bekannten Deformationsbereiche im uniaxialen Bias-Extension Test (vgl. Abbildung B-9) dargestellt. Es ist offensichtlich, dass zwei parallele Kanten von Bereich A gedehnt werden, während die dazu senkrechten Kanten gestaucht werden. Somit handelt es sich im Fall von UD-Gelegen bei der Deformation von Bereich A nicht um reine Schubdeformation [Sch16].

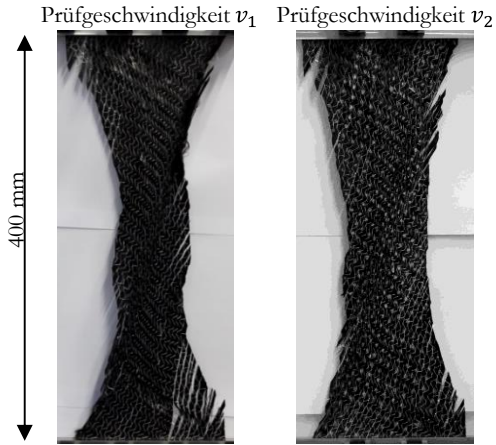


Abbildung B-27: Deformation des UD-Geleges im 30°-Zugversuchs mit Prüfgeschwindigkeit v_1 (100 mm/min, links) und v_2 (20 mm/min, rechts) bei Versuchsende.

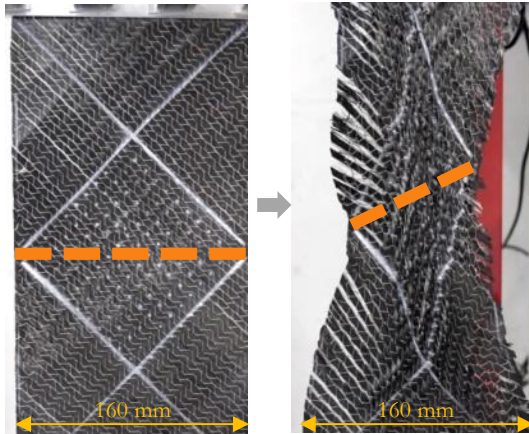


Abbildung B-28: Unverformte und verformte UD-Gelege-Probe mit weiß markierten Grenzen der Deformationsbereiche im uniaxialen Bias-Extension Test (45°-Off-Axis Zugversuch) [Sch16].

In den folgenden Abbildungen (Abbildung B-29 - Abbildung B-34) ist die optisch gemessene Verteilung der Dehnungskomponenten γ_{12} , ε_{22} , ε_{\perp} und ε_{11} exemplarisch für je eine Off-Axis-Zugprobe mit der Versuchsgeschwindigkeit v_2 dargestellt. Die Deformation aller Off-Axis-Zugproben beginnt mit einer lokalen Schubdeformation zwischen zwei Kohlenstofffaserbündeln (Abbildung B-29 - oben). Bei Versuchsende ist die Schubdeformation in der 30°-Probe in einem parallel zu den Kohlenstofffasern verlaufenden Bereich (von links unten nach rechts oben) konzentriert, wohingegen in der 45°- und 60°-Probe größere Schubdeformationen in einem Parallelogramm-förmigen Bereich in der Mitte der Probe zu finden sind (Abbildung B-29 – unten). Der Betrag des auftretenden Scherwinkel ist in der 30°-Probe größer als in der 45°- und 60°-Probe. In der 30°-Probe beginnt die lokale Schubdeformation im OAT-30°-7x1 Auswertebereich (Abbildung B-30), der sich innerhalb des OAT-30°-7x4 Auswertebereichs befindet (vgl. Abbildung B-10), und breitet sich mit zunehmender Verschiebung zunehmend homogen im gesamten OAT-30°-7x4 Auswertebereich aus.

Wie die Schubdehnungen, sind auch die ε_{22} -Dehnungen bei Versuchsende in der 30°-Probe am größten und in dem parallel zu den Kohlenstofffasern verlaufenden Bereich (von links unten nach rechts oben) konzentriert. In der 45°-Probe und in der 60°-Probe sind die ε_{22} -Dehnungen nicht wie die Schubdeformation in der Mitte der Proben konzentriert, sondern haben insbesondere in der 60°-Probe ihr Maximum an den seitlichen Probenrändern. Weiter ist erkennbar, dass es in allen Proben Bereiche gibt, in denen die ε_{22} -Dehnung kleiner als Null ist (weiße Elemente). Insbesondere bei der 30°-Probe ist der Bereich mit den maximalen ε_{22} -Dehnungen umgeben von einem Bereich mit ε_{22} -Dehnungen kleiner Null. In Abbildung B-32 ist die Verformung einer Einheitszelle aus der Mitte der 30°-Zugprobe schematisch dargestellt. Es ist erkennbar, dass sich sowohl die Naht (Vektor \mathbf{t}_2) als auch die Kohlenstofffaserbündel (Vektor \mathbf{t}_1) aufgrund der Zugbelastung in Belastungsrichtung ausrichten (Kraftvektor \mathbf{F}_{glob}). Dabei ist der Vektor \mathbf{t}_2 der Naht bei Versuchsende parallel zur Belastungsrichtung orientiert.

Die ε_{\perp} -Dehnungen (Abbildung B-33) sind in allen Off-Axis-Proben in den Bereichen konzentriert, in denen auch die größten Scherwinkel auftreten. Die be-

tragsmäßig größten ε_{\perp} -Dehnungen sind dabei in der 30°-Probe zu finden. Der Bereich, in dem die ε_{\perp} -Dehnungen größer als Null sind, ist in der 60°-Probe, im Vergleich zu den anderen Proben, an den seitlichen Probenrändern sehr deutlich ausgeprägt.

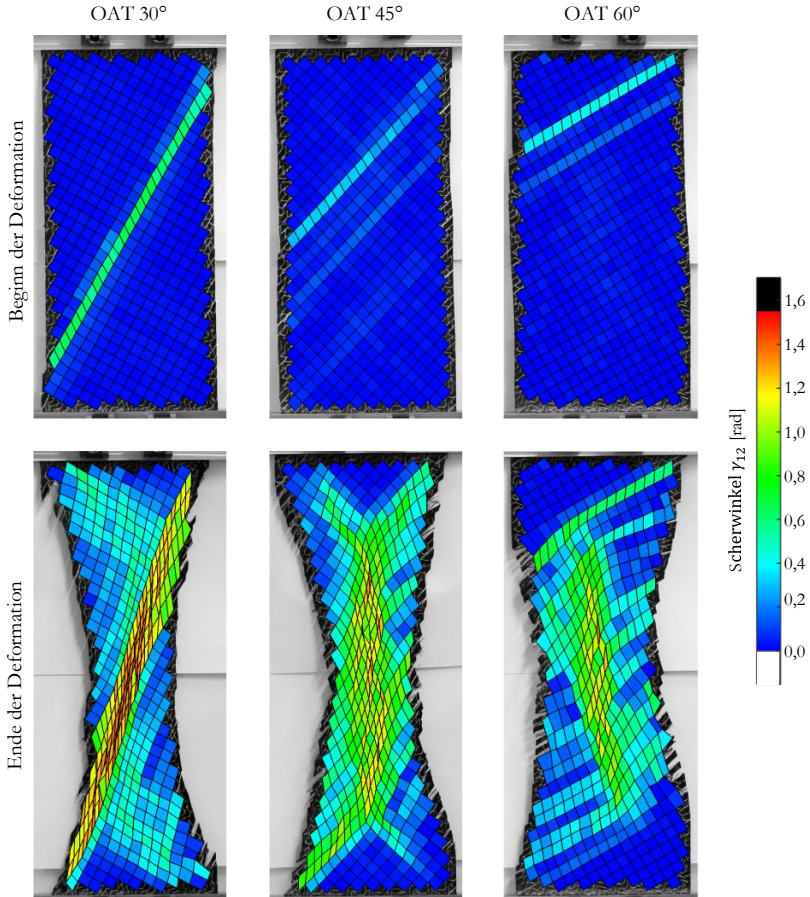
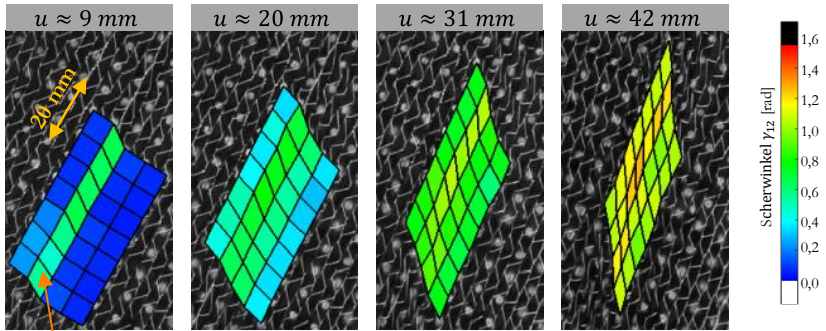


Abbildung B-29: Verteilung des Scherwinkels γ_{12} in den Off-Axis Zugproben bei Versuchsgeschwindigkeit v_2 : Zu Beginn der Deformation bei ca. 9 mm Verschiebung (oben, Länge der Deformierten Proben: 329 mm); bei Versuchsende (unten, Länge der Deformierten Proben: 400 mm).



die Schubdeformation beginnt im OAT-30°-7x1 Auswertebereich

Abbildung B-30: Verlauf der Schubdeformation im OAT-30°-7x4-Auswertebereich im Bereich von 9 mm bis 42 mm globale Verschiebung.

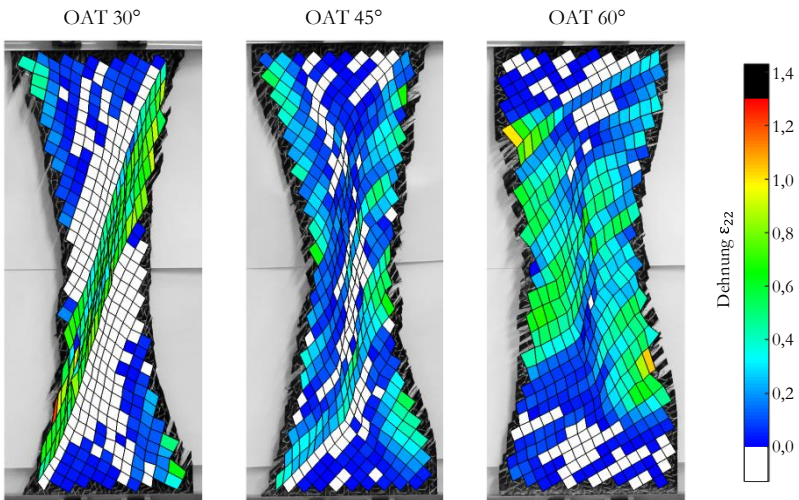


Abbildung B-31: Verteilung der Dehnung ϵ_{22} in den Off-Axis Zugproben bei Versuchsgeschwindigkeit v_2 bei Versuchsende (Länge der Deformierten Proben: 400 mm).

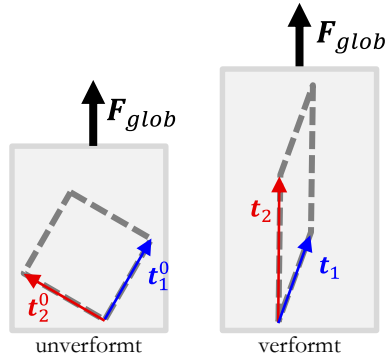


Abbildung B-32: Schematische Darstellung der Verformung einer Einheitszelle in der Mitte einer 30°-Off-Axis-Zugprobe.

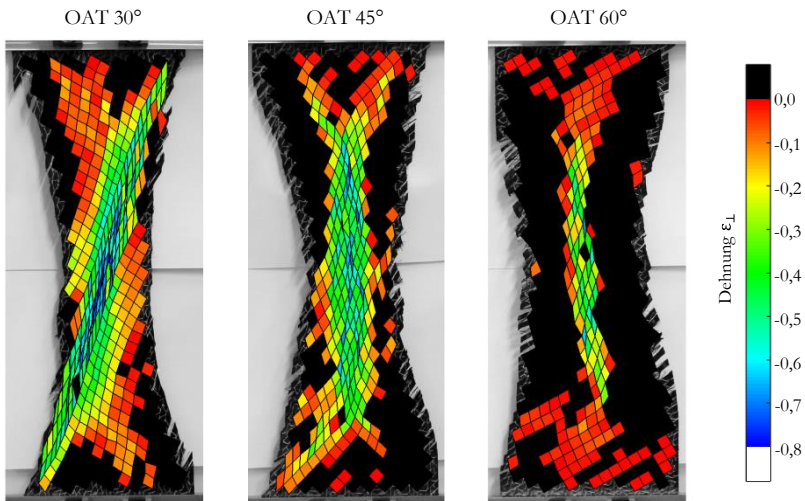


Abbildung B-33: Verteilung der Dehnung ϵ_1 in den Off-Axis Zugproben Versuchsgeschwindigkeit v_2 bei Versuchsende (Länge der Deformierten Proben: 400 mm).

Im Gegensatz zu den Dehnungskomponenten γ_{12} , ϵ_{22} und ϵ_1 sind die ϵ_{11} -Dehnungen in allen drei Proben sehr inhomogen über der Probenfläche verteilt (Abbildung B-34). Dabei sind sowohl Bereiche, in denen $\epsilon_{11} \geq 0$ ist, als auch Bereiche in denen $\epsilon_{11} < 0$ ist, erkennbar. Weiter ist zu betonen, dass in allen

Proben lokal sehr große ε_{11} -Stauchungen auftreten ($\varepsilon_{11} < -0,4$). Diese lokalen Druckdehnungsmaxima sind in der 30°-Probe in dem parallel zu den Kohlenstofffasern verlaufenden Bereich konzentriert und in der 45°- und 60°-Probe über die ganze Probe verteilt.

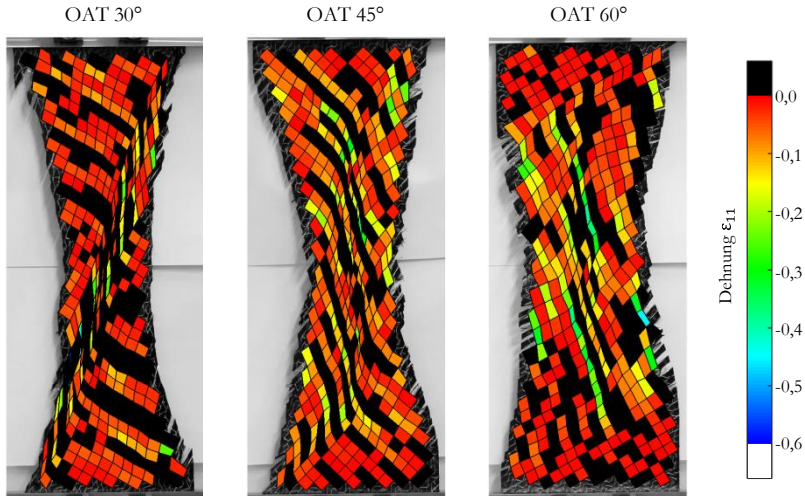


Abbildung B-34: Verteilung der Dehnung ε_{11} in den Off-Axis Zugproben Versuchsgeschwindigkeit v_2 bei Versuchsende (Länge der Deformierten Proben: 400 mm).

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass sich das Deformationsbild des 30°-Zugversuchs von dem des 45°- und 60°-Zugversuchs unterscheidet. Im 30°-Zugversuch kann zwischen der parallel zu den Kohlenstofffasern (von links unten nach rechts oben) verlaufenden Hauptdeformationszone, in der die γ_{12} -, ε_{22} -, ε_{\perp} - und ε_{11} -Dehnungen konzentriert sind, und dem restlichen Bereich der Probe unterschieden werden, in dem nur vergleichbar kleine Deformationen stattfinden. Dagegen lässt sich die Deformation des 45°-Zugversuchs und insbesondere des 60°-Zugversuchs in drei unterschiedliche Bereiche unterteilen: Im Bereich der Probeneinspannung werden, wie im Bereich C des Bias-Extension-Tests von Geweben (Abbildung B-9), kaum nennenswerte Deformationen beobachtet. In der Probenmitte dominieren die Schubdeformationen und die ε_{\perp} -Dehnungen. Im Bereich der seitlichen Probenränder dominiert die Zugdeformation (ε_{22} -Dehnung) der Naht.

B 3.3.3 Verlauf der gemittelten Dehnungen in den einzelnen Auswertebereichen

Im Folgenden werden die gemittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven (Abschnitt B 2.4) für die einzelnen Auswertebereiche der Off-Axis-Zugversuche (Abschnitt B 2.4 - Abbildung B-10) präsentiert. In Abbildung B-35 werden die $\gamma_{12}(u)$ - und die $\varepsilon_{22}(u)$ -Kurven der einzelnen Auswertebereiche verglichen, in Abbildung B-36 die $\varepsilon_{11}(u)$ -Kurven und die $\varepsilon_{\perp}(u)$ -Kurven und in Abbildung B-37a die $\nu_{21}(u)$ -Kurven. Weiter werden in Abbildung B-37b die Entwicklung der ε_{22} -Dehnung der einzelnen Auswertebereiche in Abhängigkeit des jeweiligen Scherwinkels γ_{12} dargestellt.

Allgemein lässt sich feststellen, dass die Dehnungen γ_{12} , ε_{22} und ε_{\perp} in den 30°-Off-Axis-Zugversuchen betragsmäßig am größten sind. Die größten Stauchungen ε_{11} in den Kohlenstofffaserbündeln werden in den 60°-Off-Axis-Zugversuchen beobachtet. Weiter lässt sich feststellen, dass sich die Kurven der einzelnen Auswertebereiche eines Versuchstyps unterscheiden.

Der Vergleich der Scherwinkelkurven (Abbildung B-35a) zeigt, dass der Scherwinkel in allen Auswertebereichen zunächst ansteigt und die Steigung zum Ende der Belastung abnimmt. Dies wird insbesondere bei der Scherwinkelkurve des OAT-30°-7x1-Auswertebereichs sichtbar, deren Anfangssteigung deutlich größer ist als die der anderen Auswertebereiche, die jedoch auch deutlich früher abflacht als die restlichen Kurven. Weiter fällt auf, dass die Steigung der Scherwinkelkurven der OAT-60°-Auswertebereiche bei kleinen Verschiebungen nicht linear verläuft, sondern progressiv zunimmt. Der Vergleich der Scherwinkelkurven zeigt auch, dass im 30°-Zugversuch größere Scherwinkel erreicht werden, als im 45°- und 60°-Zugversuch, deren Scherwinkelkurven in einem gemeinsamen Bereich liegen.

Die Kurven der ε_{22} -Dehnungen (Abbildung B-35b) aller Auswertebereiche sind größer Null. Die größten ε_{22} -Dehnungen treten im 30° Off-Axis-Zugversuch auf, die kleinsten im 45° Off-Axis-Zugversuch (vgl. Abschnitt D 4.2.1.1).

Abgesehen von den ε_{22} -Kurven des OAT-30°-7x1-Auswertebereichs und des OAT-60°-22x5-Auswertebereichs, ist die Steigung der ε_{22} -Kurven bei Versuchsende am größten. Die ε_{22} -Kurve des OAT-60°-22x5-Auswertebereichs ist über den ganzen Versuch näherungsweise linear. Die Form der ε_{22} -Kurve des OAT-30°-7x1-Auswertebereichs unterscheidet sich ebenfalls von der Form der ε_{22} -Kurven der anderen OAT-30°-Auswertebereiche: Die ε_{22} -Kurve des OAT-30°-7x1-Auswertebereichs steigt bei einer Verschiebung von 5mm deutlich an und flacht bei einer Verschiebung von 15 mm wieder ab. Die Steigung der ε_{22} -Kurven der anderen OAT-30°-Auswertebereiche nimmt ab einer Verschiebung von 25 mm progressiv zu. Im weiteren fällt auf, dass die Streuung der ε_{22} -Kurve des OAT-30°-7x1-Auswertebereichs deutlich größer ist als die Streuung der anderen Kurven.

Im Vergleich zu den γ_{12} -Kurven und den ε_{22} -Kurven sind die Kurven der Dehnung der Kohlenstofffaserbündel ε_{11} (Abbildung B-36a) deutlich weniger glatt und mit viel größeren Streuungen behaftet. Dabei sind die gemittelten Druckdehnungen in den Auswertebereichen des 30° und des 45° Off-Axis-Zugversuchs kleiner als in den Auswertebereichen des 60° Off-Axis-Zugversuchs. Weiter fällt auf, dass die maximale gemittelte Stauchung von $\varepsilon_{11} = |0,045|$ (OAT-60°-22x5-Auswertebereich) deutlich kleiner ist als die lokalen Druckdehnungskonzentrationen in Abbildung B-34.

Aus Abbildung B-36b wird ersichtlich, dass sowohl die Dehnungen ε_{\perp} senkrecht zu den Kohlenstofffasern des 30° Off-Axis-Zugversuchs als auch deren Steigung im gesamten Verschiebungsbereich negativ sind. Dahingegen weisen die Dehnungskurven des 45° und des 60° Off-Axis-Zugversuchs am Anfang des Verschiebungsbereichs ein positives Maximum auf, bevor sie zum Versuchsende negativ werden. Das Maximum der senkrechten Druckdehnungen ε_{\perp} wird im OAT-30°-7x1-Auswertebereich gemessen und liegt bei $\varepsilon_{\perp} = |-0,66|$.

In Abbildung B-37a ist der Verlauf der Querkontraktionszahl ν_{21} über der globalen Verschiebung der einzelnen Auswertebereiche der Off-Axis-Zugversuche dargestellt. Es ist deutlich erkennbar, dass sich einige Kurven am Anfang des Verschiebungsbereichs deutlich außerhalb des dargestellten Bereichs befinden und dass sich in den meisten Auswertebereichen bei kleinen

Verschiebungen negative Querkontraktionszahlen (gemittelt, vgl. Gleichung B-6) ergeben. Zum Ende der Verschiebung konvergiert die Querkontraktionszahl der 30° Off-Axis-Zugversuche auf $\nu_{21} \approx 0,05$, die Querkontraktionszahl des OAT-45°-8x5-Auswertebereichs auf $\nu_{21} \approx 0,1$ und die Querkontraktionszahl des OAT-45°-11x9-Auswertebereichs sowie der 60° Off-Axis-Zugversuche auf $\nu_{21} \approx 0,17$.

In Abbildung B-37b ist die Dehnung ε_{22} über dem Scherwinkel γ_{12} für die einzelnen Auswertebereiche der Off-Axis-Zugversuche aufgetragen. Die Dehnung ε_{22} nimmt mit steigendem Scherwinkel γ_{12} in allen Auswertebereichen zu. Der Verlauf der einzelnen $\varepsilon_{22}(\gamma_{12})$ -Kurven unterscheidet sich jedoch: In den größeren Auswertebereichen der Off-Axis-Zugproben treten auch bei kleinen Scherwinkeln signifikante ε_{22} -Dehnungen auf. Hingegen sind die ε_{22} -Dehnungen in den kleineren, im Inneren der Off-Axis-Zugproben liegenden Auswertebereichen, bei kleinen Scherwinkeln sehr klein. Dies wird insbesondere bei der Kurve des OAT-30°-7x1-Auswertebereichs deutlich, deren ε_{22} -Dehnung für Scherwinkel $\gamma_{12} < 0,2$ rad näherungsweise bei Null liegt (vgl. senkrechte Strich-Punkt-Linie in Abbildung B-35).

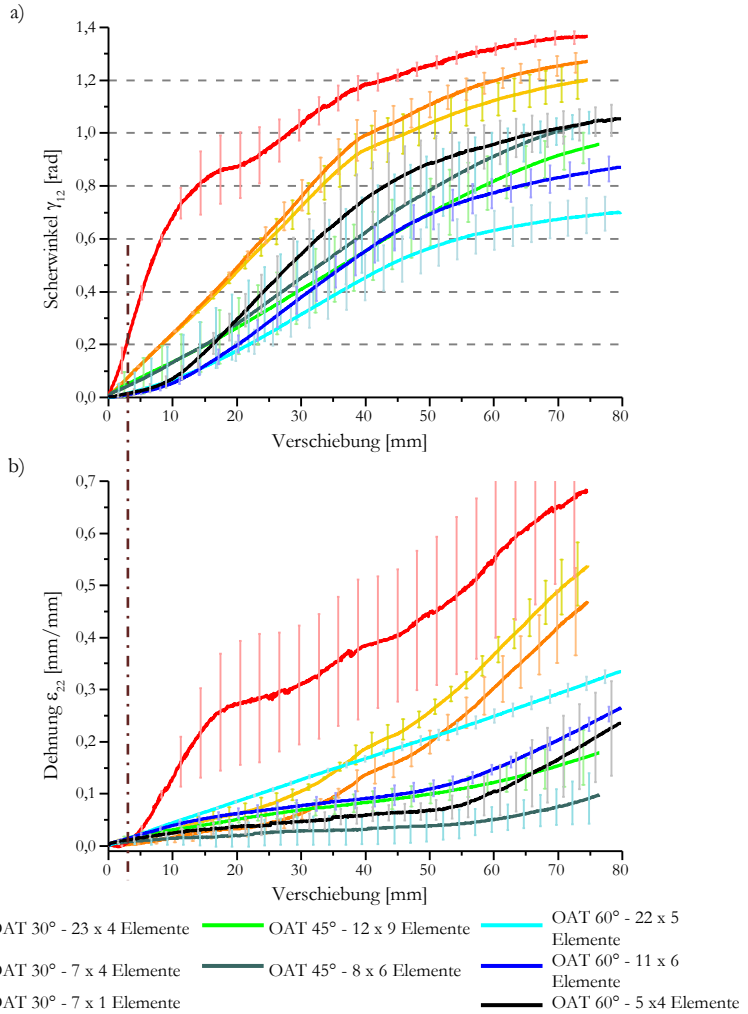


Abbildung B-35: Verlauf der gemittelten Dehnungen über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Off-Axis Zugversuche: a) Scherwinkel γ_{12} ; b) Dehnung ϵ_{22} .

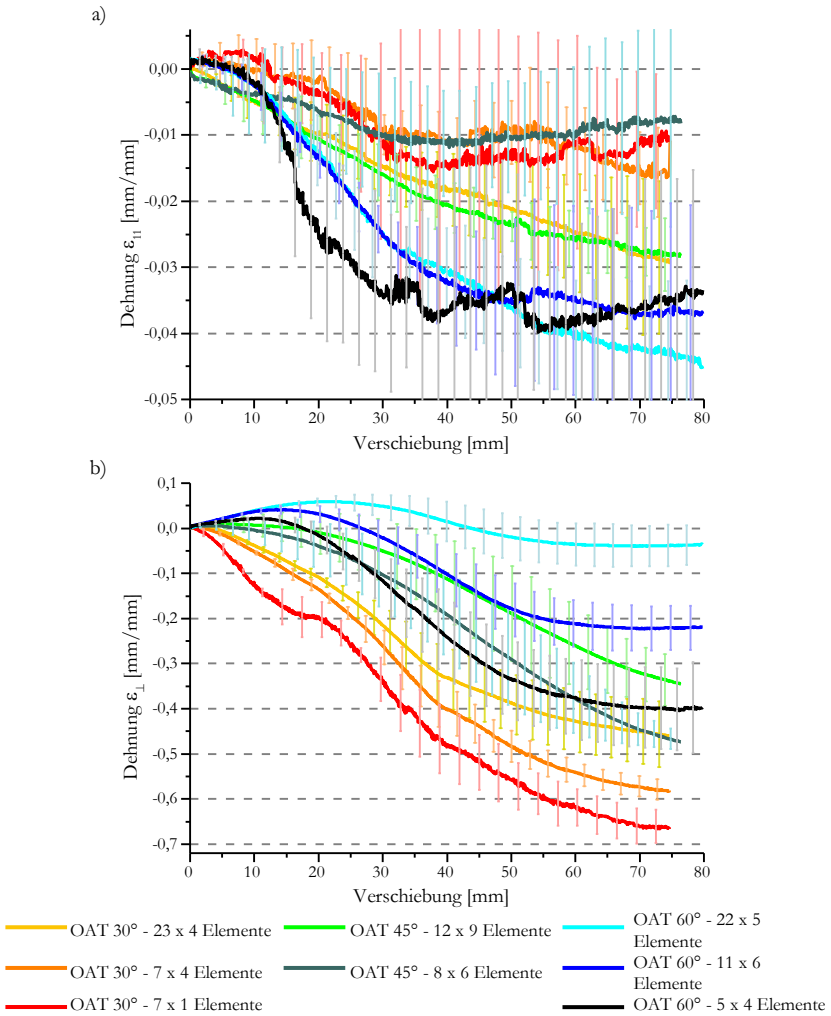


Abbildung B-36: Verlauf der gemittelten Dehnungen über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Off-Axis Zugversuche: a) Dehnung ϵ_{11} ; b) Dehnung ϵ_{\perp} .

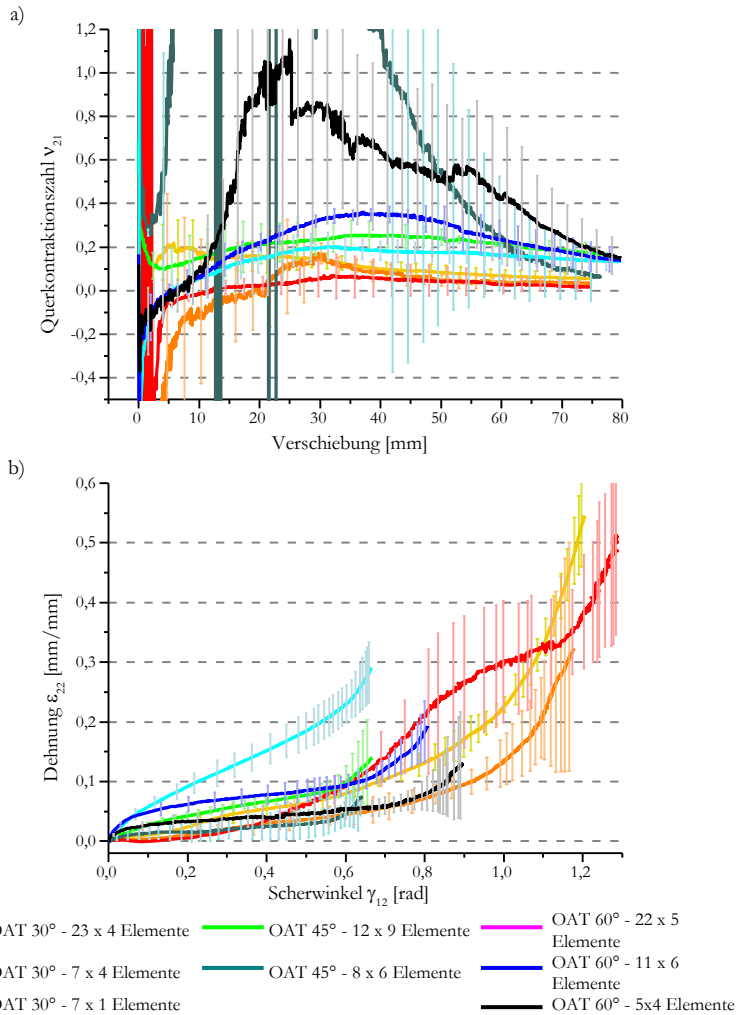


Abbildung B-37: a) Verlauf der gemittelten Querkontraktionszahl v_{21} über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Off-Axis Zugversuche; b) Entwicklung der Dehnung ϵ_{22} über dem Scherwinkel γ_{12} in den verschiedenen Auswertebereichen der Off-Axis Zugversuche.

B 3.4 Halbzeug-Halbzeug und Werkzeug-Halbzeug Reibeigenschaften

In Abbildung B-38 sind die Reibkraft-Verschiebungs-Kurven der Reibversuche mit dem SGL UD-Gelege dargestellt. Die daraus ermittelten durchschnittlichen Reibkräfte sowie die aus den durchschnittlichen Reibkräften berechneten Reibkoeffizienten sind in Tabelle B-3 ersichtlich. Wird von der gemessenen Reibkraft nur der Einfluss der prüfstandinternen Reibung abgezogen, ist der Reibkoeffizient (μ_{res0}) der $0/90^\circ$ -Reibversuche um $\Delta\mu_{HH} = 0,06$ größer als der Reibkoeffizient der $0/0^\circ$ -Reibversuche. Werden von der gemessenen Reibkraft dagegen die Einflüsse von Klemmung und prüfstandinterner Reibung abgezogen, sind die berechneten Reibkoeffizienten (μ_{res2}) kleiner, als wenn nur der Einfluss der prüfstandinternen Reibung abgezogen wird. Zudem beträgt die Differenz der Reibkoeffizienten in diesem Fall nur noch $\Delta\mu_{HH} = 0,02$. Weiter lässt sich erkennen, dass der Reibkoeffizient zwischen dem UD-Gelege und Metall (Werkzeug-Halbzeug) mit $\mu_{res0} = 0,24$ kleiner ist als alle ermittelten Halbzeug-Halbzeug-Reibkoeffizienten.

	WH0	HH090	HH00	$\Delta\mu_{HH}$
$F_{R,Leer}$	0,26	0,26	0,26	
$F_{R,m0}^{ohne SP}$	--	0,52	0,44	
$F_{R,m0}^{mit SP}$	--	0,94	0,62	
$F_{R,m1}$	2,91	4,13	3,5	
$\Delta F_{R,SP}$	--	0,42	0,18	
$F_R^{res,0}$	2,65	3,87	3,24	
$F_R^{res,1}$	--	3,45	3,06	
$F_R^{res,2}$	--	3,19	2,88	
μ_{res0}	0,24	0,36	0,30	0,06
μ_{res1}	--	0,32	0,28	0,04
μ_{res2}	--	0,29	0,27	0,02

Tabelle B-3: Reibkräfte und Reibkoeffizienten des SGL UD-Geleges.

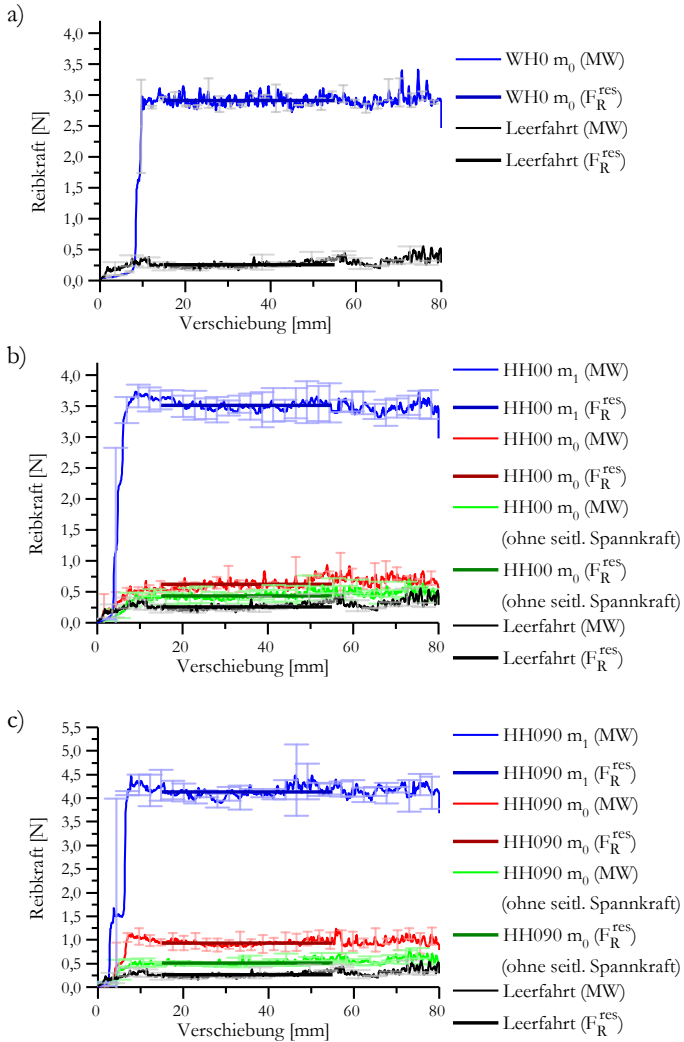


Abbildung B-38: Reibkraft-Verschiebungs-Kurven SGL UD-Gelege (vgl. Tabelle B-2): a) Werkzeug-Halbzeug Reibung; b) Halbzeug-Halbzeug Reibung von $0^\circ/0^\circ$ orientierten Schichten; c) Halbzeug-Halbzeug Reibung von $0^\circ/90^\circ$ orientierten Schichten.

B 3.5 Reibeigenschaften zwischen Glasfasern und C-Fasern

In Abbildung B-39 sind die Reibkraft-Verschiebungs-Kurven der Glasfaserauszugsversuche des SGL UD-Geleges dargestellt. Die daraus ermittelten durchschnittlichen Reibkräfte sowie die auf den Probenquerschnitt bezogene Spannung und die „Gleitreibungskoeffizienten“ sind in Tabelle B-4 ersichtlich. Es ist erkennbar, dass die gemessene Reibkraft für den Fall ohne wirkende Normalkraft (Masse m_0) mit 1,38 N bereits 65% der mit der Masse m_2 gemessenen Reibkraft beträgt und dass der „Gleitreibungskoeffizient“ mit zunehmender Normalkraft abnimmt.

	m_0	m_1	m_2
$F_{R,Leer} [N]$	0,26	0,26	0,26
$F_R [N]$	1,64	1,92	2,39
$F_R^{res} [N]$	1,38	1,66	2,13
$\sigma_{F_R,GF} [N/mm^2]$	5,11 E-2	6,15 E-2	7,89 E-2
μ	--	0,31	0,17

Tabelle B-4: Reibkräfte Glasfaserauszugsversuche SGL UD-Gelege

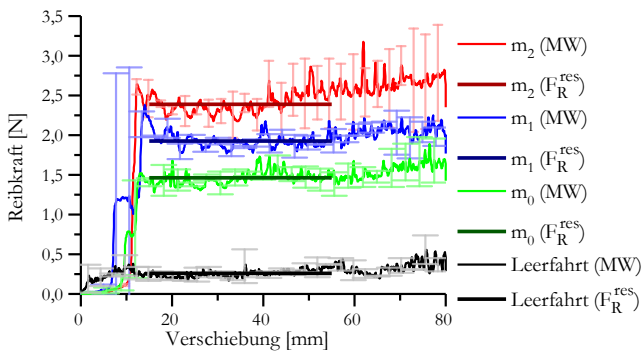


Abbildung B-39: Reibkraft-Verschiebungs-Kurven der Glasfaserauszugsversuche.

B 3.6 Cantilever-Test

Abbildung B-40 zeigt das Biegeverhalten von UD-Gelegen in 0° - und 90° - Orientierung. Es ist deutlich erkennbar, dass das Biegeverhalten von UD-Gelegen stark anisotrop ist und dass das UD-Gelege in 90° -Richtung so gut wie keine Biegesteifigkeit hat.

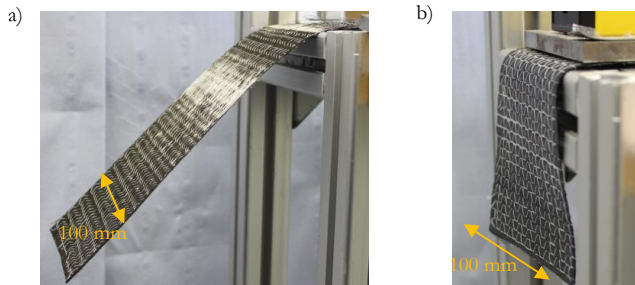


Abbildung B-40: Biegeverhalten von UD-Gelegen: a) 0° -Orientierung; b) 90° -Orientierung.

Weiter zeigt sich, dass die Biegesteifigkeit von UD-Gelegen in 0° -Richtung davon abhängt, ob die Halbzeugseite mit den Glasfasern nach oben oder nach unten zeigt (Tabelle B-5). Zeigen die Glasfasern nach unten beträgt die Halbzeugverschiebung 249 mm, zeigen die Glasfasern nach oben beträgt die Halbzeugverschiebung 219 mm. Damit ist die Biegesteifigkeit größer, wenn die Biegung in Richtung der Halbzeugseite mit den Glasfasern erfolgt. Im Gegensatz dazu kann bei der Biegesteifigkeit in 90° -Richtung keine Abhängigkeit der Halbzeugseite beobachtet werden. In beiden Fällen beträgt die Verschiebung ca. 5 mm (Tabelle B-5), was der Breite eines einzelnen Faserbündels entspricht.

Orientierung	Ausrichtung	Verschiebung [mm]
0°	Glasfasern oben	219
0°	Glasfasern unten	249
90°	-	5

Tabelle B-5: Versuchsergebnisse Cantilever Test UD-Gelege.

B 3.7 Hemisphären-Test

Die Deformation des UD-Geleges nach dem Hemisphären-Umformversuch ist in Abbildung B-41 dargestellt. Kohlenstofffasern, die über den Meridian der Halbkugel verlaufen, werden weiter nach „Innen“ eingezogen (Abbildung B-41e) als Kohlenstofffasern, die über die Seite der Halbkugel verlaufen oder gar nicht über die Halbkugel verlaufen (Abbildung B-41c). Somit existiert ein Lauflängenunterschied zwischen den Kohlenstofffasern, der sich in Form von Schubdeformationen der Naht bemerkbar macht (Abbildung B-41e). Dies steht im Gegensatz zur Deformation des UD-Geleges in den Bereichen, die 90° dazu liegen (Abbildung B-41d). In diesen Bereichen werden nur die Glasfasern in Richtung Hemisphäre eingezogen, wohingegen die Kohlenstofffasern im äußeren Bereich so gut wie nicht verformt werden. Im äußeren Bereich gleiten somit die Glasfasern relativ zu den Kohlenstofffasern ab. Im Bereich der Halbkugel lassen sich hingegen Normaldehnungen der Naht (quer zu den Kohlenstofffaserbündeln) beobachten (Abbildung B-41f). Im Bereich der Schubdeformation der Naht (Abbildung B-41e) kommt es zusätzlich zur Faltenbildung des UD-Geleges. Dabei verlaufen alle Falten parallel zu den Kohlenstofffasern. Zusammenfassend werden bei der Umformung von UD-Gelegen im Hemisphären-Umformversuch sowohl Schubdeformationen als auch Normaldehnungen quer zur Richtung der Kohlenstofffasern sowie relatives Abgleiten zwischen Glas- und Kohlenstofffasern beobachtet.

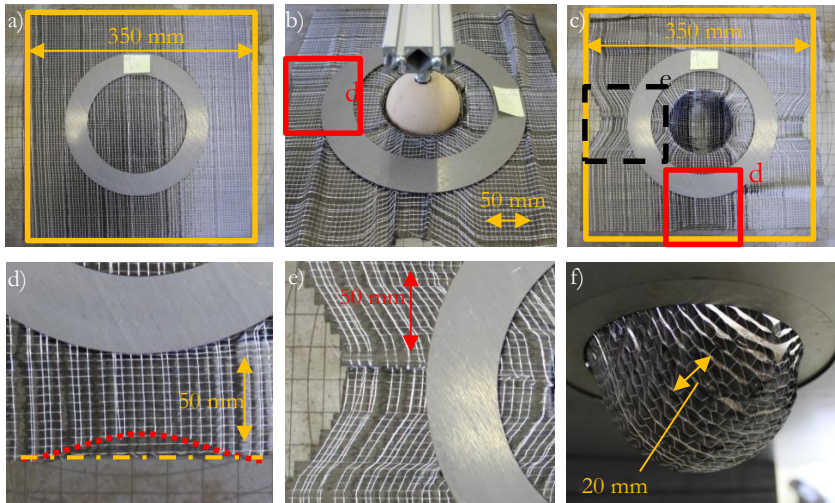


Abbildung B-41: Hemisphären-Test von UD-Gelegen: a) Ansicht von oben vor dem Versuch; b) Seitenansicht nach dem Versuch; c) Ansicht von oben nach dem Versuch (ohne Umformwerkzeug); d) relatives Abgleiten zwischen Glas- und Kohlenstofffasern; e) Schubdeformation zwischen den Kohlenstofffaserbündeln; f) Lückenbildung zwischen den Kohlenstofffaserbündeln im Bereich der Hemisphäre (Ansicht von unten).

B 3.8 Lampentopf-Umformversuche

Die Preforms der verschiedenen Lagenaufbauten sind in Abbildung B-42 dargestellt. Es ist deutlich erkennbar, dass sowohl die Kontur der einzelnen Preforms, als auch die Position und die Ausprägung fertigungsbedingter Fehlstellen bzw. Drapiereffekte (siehe Abbildung B-43) vom Lagenaufbau, also von der Orientierung der einzelnen Lagen, abhängig sind. Dabei unterscheiden sich insbesondere die Konturen der einzelnen unidirektionalen Preforms (Abbildung B-42 a,b,d,e) deutlich. Ein Vergleich der Preformkonturen der $[0/0/0/0]_{\text{er}}$, $[90/90/90/90]_{\text{er}}$ und $[0/90/0/90]_{\text{er}}$ Preform zeigt exemplarisch, dass sich die Konturen der unidirektionalen Preforms (Abbildung B-42 a,b) in „abgeschwächter Form“ wieder in der Kontur der bidirektionalen Preform (Abbildung B-42 c) wiederfinden. Ein Abgleiten der einzelnen Lagen kann nur bedingt beobachtet werden. Vielmehr werden die Lagen miteinander „verklebt“ umgeformt. Während der Ver-

suchsdurchführung lässt sich beobachten, dass die einzelnen Schichten bereits durch den aktivierten Binder (zähflüssiger Zustand) in normaler und tangentialer Richtung zusammengehalten werden. Beim Handling der abgekühlten Preforms lässt sich außerdem feststellen, dass die unidirektionalen Preforms im Vergleich zu multidirektionalen Preforms eine geringere Formstabilität besitzen.

Die während der Umformung entstandenen Drapiereffekte sind exemplarisch in Abbildung B-43 dargestellt. Die auf den ersten Blick erkennbaren Drapiereffekte sind makroskopische Falten (Abbildung B-43a), deren Entstehung bei der Umformung unidirektionaler Lagenaufbauten besonders ausgeprägt ist (Abbildung B-42a,b,d,e). Makroskopische Falten breiten sich in UD-Gelegen mit einer Vorzugsrichtung quer zu den Kohlenstofffasern aus, so dass der „Gebirgskamm“ einzelner Falten parallel zu den Kohlenstofffasern verläuft (Abbildung B-43a). Entstehen Falten unterhalb eines Drapierstempels, werden sie durch den Drapierstempel platt gedrückt (Abbildung B-43b) und es entstehen Bereiche mit mehrfacher Dicke des Lagenaufbaus. Neben den Falten werden auch Faserbündellücken (Gaps) (Abbildung B-43c) in Kombination mit der Ondulation einzelner Kohlenstofffaserbündel (Abbildung B-43d) beobachtet.

Die Ausprägung der Ondulationen von Kohlenstofffaserbündeln ist in Abbildung B-44 für einen bestimmten Bereich der obersten Preformlage (+45°-Lage) der Preforms mit den Lagenaufbauten [+45/+45/+45/+45], [0/-45/90/+45] und [0/90/-45/+45] vergleichend dargestellt. Es ist erkennbar, dass die Ondulationen in der unidirektionalen Preform nur sehr gering ausgeprägt sind, wohingegen die Ondulationen in den multidirektionalen Preforms sehr viel deutlicher ausgeprägt sind. Dabei sind die Ondulationen in der [0/90/-45/+45]-Preform, stärker ausgeprägt als in der [0/-45/90/+45]-Preform.



Abbildung B-42: Ergebnisse Lampentopfumformversuche der jeweiligen Lagenaufbauten (Ansicht von oben): a) $[0/0/0/0]$; b) $[90/90/90/90]$; c) $[0/90/0/90]$; d) $[-45/-45/-45/-45]$; e) $[+45/+45/+45/+45]$; f) $[-45/+45/-45/+45]$; g) $[0/90/-45/+45]$; h) g) $[0/-45/90/+45]$.

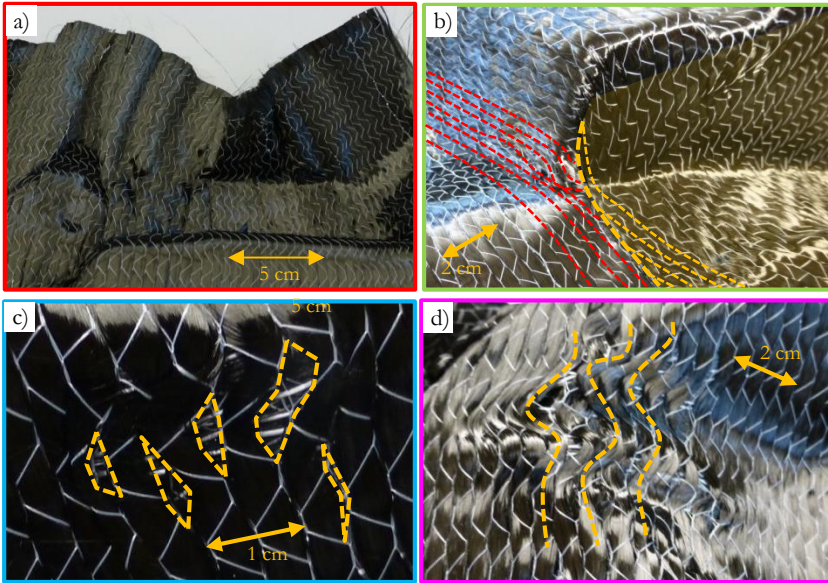


Abbildung B-43: Drapiereffekte bei den Lampentopf-Umformversuchen: a) Globale Faltenbildung mit Vorzugsrichtung am Beispiel der Umformung des $[0/0/0/0]$ -Lagenaufbaus (Falten verlaufen parallel zur den Kohlenstofffaserbündeln, vgl. rot markierter Bereich in Abbildung B-42c); b) Faltenbildung unterhalb eines Drapierstempels bei der Umformung des $[0/90/0/90]$ -Lagenaufbaus (vgl. grüner Pfeil (Blickrichtung) in Abbildung B-42c); c) Lücken zwischen den Kohlenstofffaserbündeln bei der Umformung des $[0/90/0/90]$ -Lagenaufbaus (vgl. blauer Pfeil (Blickrichtung) in Abbildung B-42c); d) Ondulationen der Kohlenstofffaserbündel und Lücken zwischen den Kohlenstofffaserbündeln bei der Umformung des $[0/90/-45/+45]$ -Lagenaufbaus (vgl. rosa Pfeil (Blickrichtung) in Abbildung B-42g).

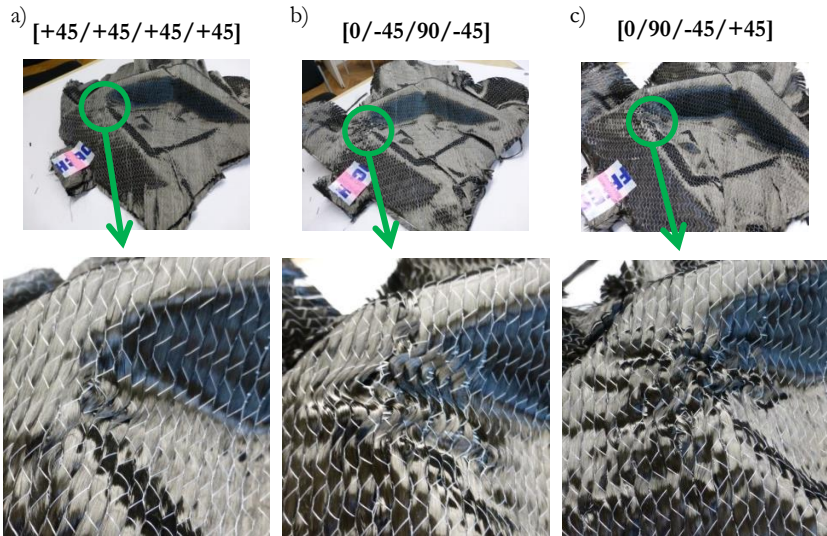


Abbildung B-44: Einfluss verschiedener Lagenaufbauten (Einfluss der Relativorientierung einzelner Lagen) auf die Entstehung lokaler Ondulationen und Faserlücken: a) $[+45/+45/+45/+45]$; b) $[0/-45/90/+45]$; c) $[0/90/-45/+45]$.

B 4 Diskussion der Versuchsergebnisse

B 4.1 Reine Querkzugdeformation

Aus den Ergebnissen der Querkzugversuchen (Abschnitt B 3.1) lässt sich schließen, dass das Querkzugverhalten von UD-Gelegen ambivalent ist. Die Querkzugsteifigkeit, der Verlauf der Spannungs-Dehnungskurven (Abbildung B-19, Abbildung B-21 und Abbildung B-22) und die Homogenität der Dehnungsverteilung (Abbildung B-18 und Abbildung B-20) innerhalb der Querkzugproben sind maßgeblich von den Einspannbedingungen der Glasfasern (Abbildung B-2) sowie von der Größe der Textilproben abhängig (vgl. [Sch16]).

Im Fall von Proben mit beidseitig fest eingespannten Glasfasern wird die Kraft bis zum Versagen der Glasfasern hauptsächlich über die Glasfasern übertragen (Abbildung B-22). Nach dem Versagen der Glasfasern werden diese aus der Einspannung gezogen und die Kraft wird über Reibkräfte zwischen den Glasfasern, den Kohlenstofffaserbündeln und der Einspannung übertragen. Dabei fällt die Querkzugspannung sukzessive bis auf das Spannungsniveau der Proben mit nachfließenden Glasfasern ab. Die in dieser Phase des Versuchs gemessene Kraft hängt somit von der Klemmkraft in der Einspannung und von den Abgleiteigenschaften der Glasfasern ab (vgl. [Sch16]).

Im Gegensatz dazu findet die Kraftübertragung in den Proben mit nachfließenden Glasfasern hauptsächlich über die Naht statt (Abbildung B-18). Daher ist die Steifigkeit dieser Proben ca. 100-mal kleiner als die Steifigkeit der Proben mit beidseitig eingespannten Glasfasern (Abbildung B-22a). Darüber hinaus ist die Querkontraktion der Naht und die daraus resultierende Querkontraktion der Kohlenstofffaserbündel (bei homogenisierter Betrachtung), hervorgerufen durch Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel, zentraler Bestandteil des Deformationsverhaltens von UD-Gelegen unter Querkzugbelastung. Die Querkontraktion der Naht bzw. das Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel sind hauptsächlich in Bereichen der Textilproben zu finden, in denen die Glasfasern

nachfließen können (Abbildung B-18c). Dies wird als ein Grund für die Korrelation zwischen zunehmender Probenlänge und zunehmender Querkzugsteifigkeit (Abbildung B-21), bzw. abnehmender Homogenität der Dehnungsverteilung (Abbildung B-20) angesehen (vgl. [Sch16]).

Die Querkontraktion der Naht wird zum einen durch das Abgleiten der Naht auf den Kohlenstofffaserbündeln und zum anderen durch das Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel ermöglicht. Bei diesem Abgleiten handelt es sich, wie beim Abgleiten der Glasfasern zwischen Kohlenstofffaserbündeln und Naht, um einen irreversiblen Vorgang. Obwohl alle Textilproben mit beidseitig nachfließenden Glasfasern dieselbe Anfangssteifigkeit haben, fällt die Anfangssteifigkeit umso schneller ab je kürzer die Proben sind (Abbildung B-21). Dies ist auf den unterschiedlichen Anteil an irreversiblen Abgleitvorgängen zurückzuführen, wobei davon ausgegangen wird, dass die Anfangssteifigkeit die Steifigkeit des Textils mit intaktem Zusammenhalt zwischen der Naht und den Kohlenstofffaserbündeln ist (vgl. [Sch16]). Das Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel ist jedoch ein sehr lokales Phänomen und führt lokal zu sehr großen „homogenisierten“ Stauchungen ($\approx 30\%$ - vgl. Abbildung B-34). Die über einen größeren Bereich homogenisierten Querdehnungen fallen dagegen mit $\approx 1-4\%$ deutlich kleiner aus (Abbildung B-36a). Entsprechend problematisch ist auch die Bestimmung einer homogenisierten Querkontraktionszahl (Abbildung B-37a). Insbesondere bei kleinen Verschiebungen führen die über die einzelnen Auswertebereichen der Off-Axis-Zugversuche gemittelten Dehnungskomponenten zu unphysikalischen Querkontraktionszahlen. Gründe dafür sind die Inhomogenität der Querdehnung und die im undeformierten Zustand minimal gewellten Kohlenstofffaserbündel, die bei Belastung zunächst „gerade gezogen werden“, was wiederum zu positiven Dehnungen in t_1 -Richtung führt.

Aus den Glasfaserauszugsversuchen (Abschnitt B 3.5) folgt, dass das Abgleiten der Glasfasern zwischen den Kohlenstofffaserbündeln und der Naht das Querkzugverhalten der Proben mit nachfließenden Glasfasern stark beeinflusst. Die auf den Querschnitt bezogenen Normalspannungen $\sigma_{F_R,GF}$ der Glasfaserauszugsversuche (Tabelle B-4) liegen im Bereich der Spannungen, bei dem die Anfangssteifigkeit der Querkzugproben mit beidseitig nachfließenden Glasfasern abfällt (Abbildung B-21). Somit ist die interne Reibung zwischen den Glasfasern, den Kohlenstofffaserbündeln und der Naht eine weitere Ursache für den

Zusammenhang zwischen zunehmender Probenlänge und zunehmendem Querzugwiderstand (Abbildung B-21). Allerdings lassen sich die im Glasfaserauszugversuch gemessenen Reibkräfte nicht Eins zu Eins mit den im Querzugversuch wirkenden internen Reibkräften vergleichen. Im Gegensatz zu den Glasfaserauszugversuchen steht die Naht in den Querzugversuchen unter Zugspannung, so dass die internen Reibkräfte in den Querzugversuchen vermutlich größer sind, als sie in den Glasfaserauszugversuchen gemessen wurden.

Die Tatsache, dass UD-Gelege quer zur Faserrichtung eine geringe Zugsteifigkeit aufweisen, deckt sich mit den Ergebnissen von Senner et. al. [Sen14a]. Das Phänomen der Querkontraktion wird von Senner et. al. jedoch nicht erwähnt oder nicht beobachtet. Ein direkter Vergleich der Versuchsergebnisse mit den Versuchsergebnissen von Senner et. al ist nicht möglich, da in [Sen14a] alle Kräfte dimensionslos dargestellt werden und die verwendeten Versuchsmaterialien zum anderen nicht explizit genannt werden. Eine Untersuchung des Einflusses der Einspannbedingungen auf das mechanische Verhalten wird in [Sen14a] nicht gegeben, obwohl das Halbzeug auf der Rückseite aufgrund der schematisch dargestellten Naht ebenfalls einen Schussfaden haben müsste. In den Querzugversuchen werden die von Böhler et. al als potentielle Umformeffekte identifizierten Faserlücken beobachtet. Da Böhler et. al [Böh13] die Querzugdeformationen nicht zu den Umformmechanismen von UD-Gelegen zählen und auch keine Querzugversuche präsentieren, lässt sich das Querzugverhalten dieses Materials nicht mit dem von Böhler et. al untersuchten Material vergleichen. Vergleicht man das mechanische Verhalten von UD-Gelegen quer zur Faserrichtung mit dem von Geweben und Biaxialgelegen wird deutlich, dass sich UD-Gelege in diesem Punkt signifikant von biaxialen Faserverbundhalbzeugen unterscheiden, da die Verstärkungsfasern bei biaxialen Faserverbundhalbzeugen in zwei Richtungen verlaufen. In Zugversuchen an Geweben oder Biaxialgelegen werden Dehnungen $<1\%$ gemessen [Boi06][Lom05], wohingegen in den Querzugversuchen von UD-Gelegen je nach Einspannbedingung Dehnungen von bis zu 100% gemessen werden (Abbildung B-21).

Zusammenfassend liefern die Proben mit beidseitig fest eingespannten Glasfasern die obere Grenze der Querzugsteifigkeit, wohingegen kurze Proben mit beidseitig nachfließenden Glasfasern die untere Grenze liefern. Das Querzugverhalten des UD-Geleges in einem realen Umformprozess liegt zwischen die-

sen beiden Grenzen und ist von der Existenz und vom Ort freier Glasfasern im Umformhalbzeug, vom Reibverhalten zwischen Glasfasern, Kohlenstofffaserbündeln, Naht und Umformhalbzeugen abhängig. Die großen Dehnungen quer zur Faserrichtung sowie das ambivalente Verhalten sind gegensätzlich zum mechanischen Verhalten von Geweben unter Zugbelastung (vgl. [Sch16]). Da die Querzugeigenschaften von UD-Gelegen offensichtlich sehr stark von den herrschenden Randbedingungen abhängen und die Randbedingungen zum einen in verschiedenen Preformprozessen unterschiedlich sind und sich zum anderen innerhalb eines Preformprozesses mit zunehmender Umformdauer auch verändern können, lässt sich die Frage, welche Versuchsführung zur Charakterisierung der Querzugeigenschaften von UD-Gelegen am besten geeignet ist, nicht pauschal beantworten. Zwar sind Querzugversuche mit beidseitig fest eingespannten Glasfasern offensichtlich ungeeignet, da diese Randbedingungen in realen Preformprozessen unwahrscheinlich sind. Ob jedoch Proben mit ein- oder beidseitig nachfließenden Glasfasern das Umformverhalten im Inneren eines Halbzeugzuschnitts besser abbilden, kann ohne weitere Untersuchungen schwer vorhergesehen werden.

B 4.2 Überlagerte Schub- und Querzugdeformation

Das Schubverhalten von UD-Gelegen unterscheidet sich offensichtlich vom Schubverhalten bekannter textiler Halbzeuge, wie beispielweise Geweben oder Biaxialgelegen. Auch wenn die Schubeigenschaften von Geweben vom aufgebrachtten Zugspannungszustand abhängen [Lau08][Nos14], ist „pure shear“ der intrinsische Deformationsmodus biaxialer Faserverbundhalbzeuge, da diese eine sehr große Steifigkeit in zwei im unverformten Zustand orthogonalen Richtungen aufweisen und es somit zu keinen signifikanten ϵ_{22} -Dehnungen kommt [Boi06][Lom05]. Dagegen treten Schubdehnungen in UD-Gelegen überlagert mit signifikanten ϵ_{22} -Dehnungen sowohl in den Off-Axis-Zugversuchen (Abbildung B-35) als auch im Hemisphären-Test (Abbildung B-41c,f) auf (vgl. [Sch16]). Dabei ist die Höhe der überlagerten Querzugdehnungen ϵ_{22} von der relativen Faserorientierung der Off-Axis-Zugprobe, von der Größe und Position des ausgewerteten Bereiches in einer Off-Axis-Zugprobe und vom aktuellen

Scherwinkel in dem ausgewerteten Bereich abhängig. Im Allgemeinen gilt für die überlagerte Schub- und Querkzugbelastung des UD-Geleges, dass reine Schubdeformation (pure shear – Abbildung A-14) offensichtlich kein intrinsischer Deformationsmodus von UD-Gelegen ist (vgl. [Sch16]): Nur im Inneren der OAT-45°- und OAT-30°- Zugproben (OAT-45°-8x6, OAT-30°-7x4 und OAT-30°-7x4 Auswertebereich) kann bei kleinen Scherwinkeln näherungsweise von reiner Schubdeformation gesprochen werden (Abbildung B-37b). Mit zunehmender Schubbelastung wechselt der Deformationsmodus von Schubdeformation in „Querkzugdeformation“ der Naht (Abbildung B-37b). Nur im OAT-60°-22x5 Auswertebereich tritt „Querkzugdeformation“ scheinbar auch bei kleinen Scherwinkeln auf. Dies lässt sich jedoch auf die inhomogene Verteilung der lokalen Materialeigenschaften in den Off-Axis-Zugproben zurückführen (Abschnitt B 4.5).

Im Gegensatz zu den Off-Axis-Zugversuchen wird reine Schubdeformation durch die Kinematik des Pictureframes erzwungen, was wiederum die Frage aufwirft, inwiefern der im Pictureframe gemessene Scherkraft-Scherwinkel-Verlauf repräsentativ ist. Somit liefern der Pictureframe-Test und der Bias-Extension-Test (OAT-45° Zugversuch) für den Fall von UD-Gelegen anders als bei Geweben, deren intrinsischer Deformationsmodus reine Schubdeformation ist [Cao08], keine vergleichbaren Ergebnisse. Auch die Gleichungen zur Berechnung des Scherkraft-Scherwinkel-Verlaufs aus der globalen Kraft-Verschiebungs-Kurve des Bias-Extension-Tests [Cao08][Leb03][Här14a] sind für UD-Gelege nicht gültig. Diese Erkenntnis stimmt mit den Erkenntnissen in [Böh13][Här14b] überein. Allerdings wird der mehrachsige Dehnungszustand während der Umformung von UD-Gelegen in [Böh13][Här14b] nicht detailliert untersucht. Stattdessen unterteilen die Autoren von [Böh13][Här14b] die Deformation des UD-Geleges in Schubdeformation (fibre shear) und Abgleiten der Faserbündel (fibre slip) (Abbildung A-18), was jedoch irreführend sein kann. Prinzipiell ist die Unterscheidung zwischen Abgleiten „parallel“ (21-Schub) und „quer“ (12-Schub) zu den Kohlenstofffasern sinnvoll, da das Schubverhalten aufgrund der Inhomogenität des Materials nicht wie bei einem Kontinuum paarweise gleich ist. Der Begriff „fibre slip“ impliziert jedoch, dass es bei dieser Deformation zu einem Abgleiten zwischen den Kohlenstofffaserbündeln und der Naht kommt, was jedoch nicht zwangsläufig sein muss. Zur Messung der Abgleiteigenschaften der Kohlenstofffasern schlagen Härtel et al. [Här14b] den

Faserabgleitversuch (Abbildung A-20) vor. Dieser Versuch erzwingt jedoch die „simple shear“-Deformation des UD-Geleges. Aus der Tatsache, dass die senkrechte Querdehnung ε_{\perp} in allen Auswertebereichen der Off-Axis-Zugversuche ungleich Null ist (Abbildung B-36b), folgt jedoch, dass „simple shear“ (siehe Abbildung) offensichtlich ebenfalls kein intrinsischer Schubdeformationsmodus von UD-Gelegen ist. Daraus resultiert, wie auch beim Pictureframe-Test, die Frage nach der Verwertbarkeit der Versuchsergebnisse des Faserabgleitversuchs.

B 4.3 Kraftanstieg im 30°- und 45°-Zugversuch

Die Änderung der Versuchsgeschwindigkeit wirkt sich signifikant auf den Beginn und die Höhe des Kraftanstiegs des 30°-Zugversuchs (Abbildung B-25 a und b) sowie in geringerem Maße auf die Höhe des Kraftanstiegs am Ende des 45°-Zugversuchs (Abbildung B-25d) aus. Dabei wird ein geringerer Kraftanstieg bei den Versuchen mit Versuchsgeschwindigkeit v_2 (20 mm/min) im Vergleich zu den Versuchen mit Versuchsgeschwindigkeit v_1 (100 mm/min) beobachtet. Auch wenn ratenabhängiges Materialverhalten bei der Deformation des Materials prinzipiell vorstellbar ist, ist der geringere Kraftanstieg im Fall des 30°- und 45°-Zugversuchs bei Versuchsgeschwindigkeit v_2 auf die im seitlichen Bereich der Einspannung durchrutschenden Kohlenstofffaserbündel zurückzuführen. Der Einfluss vom Durchrutschen der Kohlenstofffaserbündel beginnt offensichtlich mit dem Beginn der Abweichung der Kraft-Verschiebungs-Kurven.

Nichtsdestotrotz ist der beachtliche Anstieg der Kraft im 30°-Zugversuch ein signifikanter Unterschied zu den Kraft-Verschiebungs-Kurven des 45°- und 60°-Zugversuchs und es stellt sich die Frage, durch welchen Deformationsmodus die Kraft-Verschiebungs-Kurve im 30°-Zugversuch maßgeblich beeinflusst wird. Aus Abbildung B-32 wird ersichtlich, dass die Einheitszellen in der Mitte der 30°-Zugprobe so verformt werden, dass es mit zunehmender Verschiebung zu einer Umorientierung der Naht in Belastungsrichtung kommt (parallel zur globalen Kraft). Der Vergleich der Kraft-Verschiebungs-Kurven (Abbildung B-25a,b -Prüfgeschwindigkeit v_2) mit den $\varepsilon_{22}(u)$ -Kurven (Abbildung B-35b) des 30°-Versuchs zeigt, dass sowohl die Kraft als auch die gemittelte Dehnung

ϵ_{22} ab einer Verschiebung von ca. 25 mm ansteigt. Daraus folgt, dass der Verlauf des Kraftanstiegs in den 30°-Off-Axis-Zugversuchen auf das Materialverhalten der Naht unter Zugbelastung in Richtung des Vektors \mathbf{t}_2 zurückzuführen ist. Dass die Steigung der Scherwinkelkurven mit zunehmender globaler Verschiebung abnimmt (Abbildung B-35a) zeigt, dass Schubdeformation nicht der begünstigte Deformationsmodus bei großer globaler Verschiebung im 30°-Zugversuch ist. Daraus zu schließen, dass der im Pictureframe-Test gemessene Anstieg des Schubwiderstands (Abbildung B-24) für den globalen Kraftanstieg verantwortlich ist, wie es bei Geweben im Bias-Extension-Test der Fall ist [Cao08][Lau08], wäre falsch, da die resultierende Kraft maßgeblich durch den Widerstand des begünstigten Deformationsmodus beeinflusst wird, was in dieser Phase der Deformation eindeutig die Zugdehnung der Naht ist. Somit spiegelt sich in dem Kraftanstieg das mechanische Verhalten der Naht unter Zugbelastung wieder. Der Anstieg des Schubwiderstands trägt wenn dann dazu bei, dass die Zugdehnung der Naht begünstigt wird. Eine vertiefte Untersuchung dieser Fragestellung erfolgt durch die Simulation der Off-Axis-Zugversuche (Abschnitt D 3.2).

B 4.4 Schublocking im Pictureframe-Test

Werden nur die Ergebnisse der Pictureframe-Tests der 170mm UD-Gelege-Proben und der Gewebe-Proben betrachtet, lässt sich schlussfolgern, dass Schublocking (Blockieren der Schubdeformation) von UD-Gelegen, anders als klassisches Schublocking von Geweben, nicht im Pictureframe-Test gemessen werden kann (vgl.: [Sch16]): Zum einen ist der Scherkraftanstieg des UD-Geleges bei großen Scherwinkeln klein im Vergleich zum Scherkraftanstieg des Gewebes (Abbildung B-23b). Zum anderen findet der Scherkraftanstieg des UD-Geleges in einem Scherwinkelbereich statt, in dem die seitlichen Lager des Scherrahmens in die Textilprobe gedrückt (Abbildung B-24 a,b) werden. Ein Vergleich des Pictureframe-Test der 120 mm und der 170 mm UD-Gelege Kreuzproben zeigt jedoch, dass beide Scherkraft-Scherwinkel-Kurven (Abbildung B-23a) vergleichbar sind, die Lager des Scherrahmens die UD-Gelege-Proben mit 120-mm erst deutlich später bei einem Scherwinkel von $\gamma_{12} = 1,2 \text{ rad}$, also bei Versuchsende, berühren. Somit ist das seitliche Ein-

dringen der Lager des Scherrahmens in die Textilprobe offensichtlich nicht die Ursache des Kraftanstiegs im Pictureframe-Test. Es ist jedoch auch schwer vorstellbar, dass der Kraftanstieg im Pictureframe-Test durch die transversale Kompression der Kohlenstofffaserbündel hervorgerufen wird, da diese bei Berührung seitlich ausbeulen (Abbildung B-24c). Der Vergleich des Pictureframe-Tests der 120 mm - Rechteckprobe mit der 120 mm - Kreuzprobe zeigt, dass der Scherkraftanstieg bei der 120 mm - Rechteckprobe geringer ist als bei der 120 mm - Kreuzprobe. Da der wesentlich Unterschied der beiden Proben darin besteht, dass die Naht der 120 mm - Rechteckprobe quer zu den Kohlenstofffaserbündeln sowie die senkrecht verlaufenden Glasfasern nicht eingespannt sind, sind die Einspannbedingungen der Proben im Pictureframe offensichtlich der Hauptgrund für den Kraftanstieg bei großen Scherwinkeln. Diese Schlussfolgerung wird dadurch gestützt, dass der Pictureframe-Test bei Geweben sehr sensitiv bezüglich der Einspannung der Gewebe reagiert. Werden die Gewebe in der Einspannung vorgespannt (Zugspannungen in den Faserbündeln), steigt der gemessene Scherwiderstand [Lus02][Lau08][Nos14]. Die Frage, ob die im Pictureframe-Test gemessenen Kennlinien eine das Materialverhalten von UD-Gelegen charakterisierende Größe ist, wird ebenfalls durch die Simulation der Off-Axis-Zugversuche (Abschnitt D 3.2) untersucht.

B 4.5 Inhomogenität der Materialeigenschaften der Couponproben

Sowohl bei den Querzugversuchen (Abschnitt B 3.1) als auch bei den Off-Axis-Zugversuchen (B 3.3) ist die Deformation in den Couponproben inhomogen verteilt. Aus dem Deformationsbild der 60°-Zugproben folgt, dass der Zusammenhalt zwischen der Naht und den Kohlenstofffaserbündeln insbesondere am Rand der Couponproben deutlich geringer ist als im Inneren der Couponproben (Abschnitt B 3.3.2). Am seitlichen Rand der 60°-Zugproben kommt es zu großen ϵ_{22} -Dehnungen, wohingegen größere Schubdeformationen eher in der Probenmitte stattfinden. Die Zugsteifigkeit der Naht ist am Rand der Proben somit so gering, dass sich die Naht direkt unter Zugbelastung verformt, ohne dass eine Rotation der Naht in Belastungsrichtung (vgl. Abbildung B-32) aufgrund von Schubdeformation stattfindet. Dieses Verhalten spiegelt sich auch in den Deh-

nungs-Verschiebungs-Kurven der einzelnen Auswertebereichen des 60°-Versuchs wider (Abbildung B-35 und Abbildung B-36). Die inhomogene Deformation der Probe ist der Grund, weshalb sich die Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der verschieden großen Auswertebereichen unterscheiden. Der größte Auswertebereich (OAT-60°-22x5) der 60°-Proben umfasst sowohl den seitlichen Bereich mit großen Querspannungen, als auch den mittleren Bereich mit großen Schubdeformationen, während der kleinste Auswertebereich (OAT-60°-22x5) der 60°-Probe in der schubdominierten Probenmitte liegt.

Auch im 30°-Zugversuch sind die Materialeigenschaften inhomogen über die Probenfläche verteilt, was jedoch aufgrund der Hauptdeformationszone der 30°-Proben nicht so sehr auffällt. Bei genauerer Betrachtung ist auch hier erkennbar, dass die Schubdeformation am Rand der Hauptdeformationszone geringer ist als in der Probenmitte und dass der Vektor der Naht (vgl. Abbildung B-32) am Rand der Hauptdeformationszone bei Versuchsende nicht parallel zur Belastungsrichtung ist (Abbildung B-31). Zusätzlich dazu verläuft die Deformation in der Hauptdeformationszone nicht homogen über die Versuchsdauer. Die Deformation beginnt mit der lokalen Schubdeformation zwischen zwei Kohlenstofffaserbündeln und breitet sich dann mit zunehmender Versuchsdauer in der Hauptdeformationszone der 30°-Zugprobe aus (Abbildung B-30). Diese, sich sukzessive ausbreitende Deformation spiegelt sich auch in den Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der einzelnen Auswertebereiche des 30°-Versuchs wieder. Da der OAT-30°-7x1-Auswertebereich im Wesentlichen die Deformation zwischen den initial abgleitenden Kohlenstofffaserbündeln erfasst (Abbildung B-29 und Abbildung B-30), steigen die Dehnungs-Verschiebungs-Kurven des OAT-30°-7x1-Auswertebereichs zu Beginn der Deformation steiler an als die Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der OAT-30°-7x4 und OAT-30°-23x4-Auswertebereiche. Das Abflachen der Dehnungs-Verschiebungs-Kurven des OAT-30°-7x1-Auswertebereichs ab einer Verschiebung von ca. 15 mm liegt daran, dass sich die Deformation ab dieser Verschiebung weiter in der Probe ausbreitet (Abbildung B-30). Die Inhomogenität der Deformation im 30°-Zugversuch hängt jedoch auch von den Einspannbedingungen ab. Im 30°-Zugversuch mit Versuchsgeschwindigkeit v_1 ist die Deformation wesentlich inhomogener als im 30°-Zugversuch mit Versuchsgeschwindigkeit v_2 , bei dem die Fasern im seitlichen Einspannbereich durchrutschen (Abbildung B-27).

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die Materialeigenschaften eines UD-Geleges nicht konstant sind, sondern über eine UD-Gelege-Probe bzw. einen Halbzeugzuschnitt variieren. Dabei spielen der Abstand eines lokalen Punktes vom Probenrand sowie die an diesem Probenrand herrschenden Randbedingungen eine zentrale Rolle. Die Querszugsteifigkeit nimmt offensichtlich mit zunehmender Nähe zum Probenrand ab. Ist der Probenrand jedoch fest eingespannt, wird der Zusammenhalt zwischen Naht und Kohlenstofffasern durch die Einspannung stabilisiert. Weiter ist es entscheidend, ob die Glasfasern fest eingespannt sind, oder zu einem gewissen Grad nachfließen können.

Derart inhomogene Materialeigenschaften sind von biaxialen Faserverbundeigenschaften nicht bekannt. Bei ausgewogenen Geweben bilden sich aufgrund des Verwebens der Faserbündel im Bias-Extension-Test drei klare Deformationszonen aus (Abbildung B-9), innerhalb derer die Deformation des Gewebes näherungsweise homogen ist [Cao08][Lau08]. Bei Biaxialgelegen wird im Bias-Extension-Test zwar relatives Abgleiten der Faserbündel an ihren Berührungspunkten beobachtet [Bel12a]. Dieser lokale Effekt ist jedoch auf die Randbedingungen im Bias-Extension-Test und nicht auf inhomogene Materialeigenschaften zurückzuführen. Das bedeutet, dass die Inhomogenität der Materialeigenschaften ein weiterer signifikanter Unterschied zwischen UD-Gelegen und biaxialen Faserverbundhalbzeugen ist.

B 4.6 Optische Dehnungsmessung

Mit der in dieser Arbeit verwendeten Methode zur optischen Dehnungsmessung wird, abgesehen von der Dehnung der Kohlenstofffaserbündel (ϵ_{11}), die mittlere Deformation zwischen drei Kohlenstofffaserbündeln gemessen. Die Relativverschiebung zwischen der Naht und den Kohlenstofffaserbündeln kann mit dieser Methode nicht sichtbar gemacht werden. Dies muss berücksichtigt werden, wenn im Zusammenhang mit optisch gemessenen Dehnungen von der Deformation der Naht gesprochen wird. Die Deformation zwischen den Kohlenstofffaserbündeln entspricht nur dann der Deformation der Naht, wenn angenommen wird, dass kein relatives Abgleiten zwischen Kohlenstofffaserbündeln und Naht stattfindet. Insbesondere bei großen Verformungen ist unklar, inwiefern diese Annahme noch zutreffend ist. In diesem Fall wird in Berei-

chen mit großer Deformation beobachtet, dass die Naht an einzelnen Stellen über den weißen „Trackingpunkt“ gleitet (Abschnitt B 3.3.2). Das bedeutet, dass der Trackingalgorithmus ab diesem Punkt möglicherweise die Verschiebung der weißen Naht statt des weißen Punktes verfolgt. Wo genau und wie oft dies in einer Probe passiert, lässt sich jedoch nur schwer erfassen.

Weiter beulen die Kohlenstofffaserbündel bei großen Deformationen aus der Probenebene aus (Abbildung B-26). Dies muss bei der Interpretation der optisch gemessenen Dehnungen beachtet werden, da es zum einen passieren kann, dass der Trackingalgorithmus dadurch einzelne Punkte verliert, was wiederum dazu führt, dass die Deformation der entsprechenden finiten Elemente nicht der Deformation des Halbzeugs entspricht. Zum anderen wird für die Berechnung der Dehnungen angenommen, dass sich das Halbzeug nicht aus der Probenebene heraus verformt. Verformung aus der Probenebene führen somit zu großen verschmierten Stauchungen in der Probenebene.

Zusammenfassend sind die Ergebnisse der optischen Dehnungsmessung jedoch sehr hilfreich, um die Deformation innerhalb der Off-Axis-Zugproben sichtbar zu machen und um die unterschiedlichen Deformationsmodi von UD-Gelegen zu quantifizieren.

B 4.7 Reibverhalten

Aus dem Vergleich der Reibkoeffizienten μ_{res0} (Tabelle B-3) ließe sich schlussfolgern, dass das Reibverhalten von der relativen Halbzeugorientierung abhängt. Wird zum Vergleich des Reibverhaltens jedoch der Reibkoeffizient μ_{res2} verwendet, ist davon auszugehen, dass die relative Halbzeugorientierung das Reibverhalten zwischen den Lagen nicht, oder nur geringfügig beeinflusst, sofern die Relativbewegung der Halbzeuge parallel zur Faserorientierung eines Reibpartners verläuft. Damit unterscheidet sich das Reibverhalten von UD-Gelegen scheinbar vom Reibverhalten von Geweben, deren Reibkoeffizienten sich zwischen der $0^\circ/0^\circ$ -Orientierung und $0^\circ/45^\circ$ -Orientierung deutlich unterscheiden ($\Delta\mu \approx 0,4$). Allerdings ist die Reibkraftdifferenz bei Geweben darauf zurückzuführen, dass im Fall eines $0^\circ/0^\circ$ -Reibversuchs aufgrund des Webmusters parallel orientierte Kohlenstofffaserbündel quer zur Faserrichtung aufeinander abgleiten

[All12b]. Somit wird auch bei UD-Gelegen für den Fall $90^\circ/90^\circ$ orientierter Halbzeuge (Abgleiten quer zur Faserrichtung) eine deutlich höhere Reibkraft erwartet, da die Relativbewegung in diesem Fall senkrecht zur Faserorientierung beider Reibpartner verläuft.

Die mehrlagigen Umformversuche am Beispiel des Lampentopfes verdeutlichen den Einfluss der Interfaceigenschaften zwischen den Halbzeugen. Durch den aktivierten (zähflüssigen) Binder werden die einzelnen Lagen offensichtlich „zusammengeklebt“, so dass die Möglichkeit des relativen Abgleitens einzelner Lagen während der Umformung offensichtlich deutlich eingeschränkt ist (Abbildung B-42). Somit ist davon auszugehen, dass der „Reibkoeffizient“ von UD-Gelegen mit aktiviertem Binder deutlich größer als Eins ist (vgl. [Tho15]) und die Interfaceigenschaften der bebinderten UD-Gelege im Lampentopfumformprozess mehr Gemeinsamkeiten mit endlosfaserverstärkten Thermoplasten im Thermoforming-Prozess [Van09a][Haa13] haben als mit trockenen textilen Halbzeugen. Damit kann auch davon ausgegangen werden, dass ein wesentlicher Anteil der Reibkraft zwischen den bebinderten UD-Gelegen nicht nur vom wirkenden Normaldruck abhängig ist, sondern auch von der relativen Abgleitgeschwindigkeit und der Halbzeugtemperatur [Van09a][Sac14a][Sac14b].

Insgesamt werden durch die Interfaceigenschaften von UD-Gelegen mit aktiviertem Binder sowohl die Bildung makroskopischer, als auch mesoskopischer Falten beeinflusst (siehe Abschnitt B 4.11). Auch die Entstehung lokaler Ondulationen ist offensichtlich maßgeblich von den Interfaceigenschaften sowie von der relativen Faserorientierung der Nachbarlagen abhängig (Abbildung B-44). Dieses Verhalten ist vergleichbar zum Umformverhalten von Geweben in einem mehrlagigen Umformprozess (Abschnitt A 3.2.5 bzw. [All15]) und zum Umformverhalten von endlosfaserverstärkten Thermoplasten im Thermoformingprozess (Abschnitt A 3.2.4 und A 3.3.2.5 bzw. [Van09a] [Haa13][Dör16a]).

B 4.8 Biegeigenschaften

Die Anisotropie im Biegeverhalten von UD-Gelegen (Abbildung B-40) ist der zentrale Unterschied zum Biegeverhalten von Geweben [Bil10] oder Biaxialgelegen [Lom03] und deckt sich mit den Ergebnissen von Senner et al. [Sen14b].

Die unterschiedliche Biegesteifigkeit, je nach Ausrichtung der Glasfasern (oben oder unten), lässt sich dadurch erklären, dass die Naht nur auf Zug belastet werden kann, wenn sie oben liegt und die Glasfasern unten liegen. In diesem Fall ist die Biegesteifigkeit etwas größer, da ein Teil dieser Zugspannungen über transversale Schubspannungen zwischen den Glasfasern und der Naht übertragen werden. Weiter ist davon auszugehen, dass auch die Biegemoment-Krümmungskurve dieses UD-Geleges nichtlinear ist, da die Biegeeigenschaften auch in diesem Fall im Wesentlichen durch das Abgleiten einzelner Filamente bzw. die Reibeigenschaften zwischen den Filamenten innerhalb eines Faserbündels definiert werden (vgl.: [Bil10][Lom03][Sen14b]). Die detaillierte Untersuchung der Biegeeigenschaften des UD-Geleges ist jedoch nicht der Fokus dieser Arbeit.

B 4.9 Umformverhalten von UD-Gelegen im Hemisphären-Test

Aus dem Hemisphären-Test des UD-Geleges wird deutlich, dass in einem realitätsnahen Umformprozess von UD-Gelegen zwei Membran-Deformationsmechanismen auftreten: Während im Fall von Geweben reine Schubdeformation der einzige Membran-Deformationsmechanismus ist [Moh00][Pen11], tritt im Fall von UD-Gelegen mit der Dehnung quer zur Faserrichtung ein zweiter Membran-Deformationsmechanismus auf (Faserbündellücken in Abbildung B-41f). Beide Deformationsmechanismen sind jedoch hinsichtlich des Preformings komplexer Geometrien gegensätzlich zu bewerten. Schubdeformationen sind erwünscht, um ein zweidimensionales UD-Gelege in eine dreidimensionale doppelt gekrümmte Struktur umzuformen. Dagegen müssen Faserbündellücken aufgrund großer Dehnungen quer zur Faserrichtung vermieden werden (Abbildung B-41f). Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass das Umformverhalten von UD-Gelegen in Faserrichtung vom Umformverhalten quer zur Faserrichtung grundlegend verschieden ist und dass die resultierende Kontur vergleichbar zur Kontur beim Hemisphären-Test von wenig ausgewogenen Geweben ist [Dan03][Boi07][Boi10][Boi11a]. Die Deformation quer zur Faserrichtung besteht zum einen aus der „geodätischen Anordnung“ der Glasfasern an die Kontur der Hemisphäre, und zum anderen aus der Dehnung der Naht. Infolge dessen gleiten die Glasfasern zwischen den Kohlenstofffaserbündeln

und der Naht ab. Wird das UD-Gelege als sehr unausgewogenes Biaxialgelege mit einer 300 g/m² Kohlenstofffaserschicht und einer 13 g/m² Glasfaserschicht aufgefasset (Abschnitt A 3.1.1.1), ist das Abgleiten zwischen Glas- und Kohlenstofffasern vergleichbar zum Abgleiten der beiden Kohlenstofffaserlagen eines ausgewogenen Biaxialgeleges im Hemisphären-Test [Bel12b][Bel12a]. Die Größe der Dehnungen quer zur Richtung der Kohlenstofffasern ist offensichtlich von der Interaktion zwischen den Glasfasern, den Kohlenstofffaserbündeln und der Naht abhängig. Somit erscheint es sinnvoll, das Deformationsverhalten des UD-Geleges mit und ohne Kraftübertragung über die Glasfasern (Querzugversuche mit fest eingespannten und nachfließenden Glasfasern – Abschnitt B 2.2 und B 3.1) sowie das Auszugsverhalten der Glasfasern (Abschnitt B 2.6 und B 3.5) zu untersuchen (vgl. [Sch16]).

B 4.10 Umformverhalten von UD-Gelegen beim Lampentopf

Durch den aktivierten (zähflüssigen) Binder im Lampentopf-Preformprozess werden die einzelnen Lagen offensichtlich „zusammengeklebt“ (Abbildung B-42). Dadurch wird relatives Abgleiten einzelner Lagen während der Umformung deutlich eingeschränkt (vgl. Abschnitt B 4.7). Somit handelt es sich bei der Umformung eher um eine Art „homogenisierte“ Umformung aller Lagen, anstatt der individuellen Deformation einzelner Lagen. Der Preformprozess von UD-Gelegen mit aktiviertem zähflüssigen Binder erinnert daher eher an einen Thermoforming-Prozess von endlosfaserverstärkten Thermoplasten [Van09a] [Haa13] als an einen klassischen Preforming-Prozess trockener textiler Halbzeuge. Insgesamt folgt aus den Lampentopf-Umformversuchen, dass das verwendete UD-Gelege durchaus für die Herstellung geometrisch komplexer Bauteile geeignet ist. Die Lampentopf-Umformversuche zeigen aber auch, dass beim Umformen von UD-Gelegen zusätzlich zu unerwünschten Falten (Abschnitt B 4.11), die der wesentliche Drapiereffekte von Geweben sind [All11][All15] [Hen15], Faserbündellücken und lokale Faserbündelondulationen entstehen (Abbildung B-43). Zur Vermeidung dieser Drapiereffekte müsste sowohl der Zuschnitt der einzelnen Lagen als auch die Prozessführung (z.B. Membranspannungen durch einen Niederhalter oder lokale Spannelemente) verbessert

werden, da das Umformverhalten bei dieser Prozessführung (ohne Niederhalter) von Faltenbildung dominiert wird. Das Ziel dieser Untersuchung war es jedoch mit Drapiereffekten behaftete Preforms herzustellen, um das im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Simulationsmodell zu validieren (Abschnitt D 3.5).

B 4.11 Faltenbildung

Die Entstehung von Falten ist bei der Umformung von UD-Gelegen, wie auch bei der Umformung von Geweben [All11][All15][Hen15], ein signifikanter Drapiereffekt. Allerdings unterscheiden sich die beiden Halbzeugtypen in der Ausprägung der Faltenbildung sowie in den Mechanismen, die zur Faltenbildung führen. Bei UD-Gelegen breiten sich makroskopische Falten vorzugsweise quer zu den Kohlenstofffasern aus, so dass der „Gebirgskamm“ einzelner Falten parallel zu den Kohlenstofffasern verläuft (Abbildung B-24c,d und Abbildung B-43a). Die Anisotropie der Faltenbildung lässt sich mit der Anisotropie der Biegesteifigkeit (Abschnitt B 3.6) bzw. mit der vergleichbar geringen Biegesteifigkeit quer zu den Kohlenstofffasern erklären. Des Weiteren entstehen mesoskopische Falten innerhalb einzelner Kohlenstofffaserbündel aufgrund der Querkontraktion der Naht (Abbildung B-18 und Abbildung B-19c). Dies ist im Gegensatz zu Geweben, deren makroskopische Falten keine Vorzugsrichtung haben und deren lokale mesoskopische Falten innerhalb einzelner Kohlenstofffaserbündel aufgrund großer Schubdeformation entstehen [All15] (Vgl. [Sch16]). Sowohl bei Geweben [All15], als auch bei UD-Gelegen wird die Entstehung mesoskopischer Falten durch die Interaktion unterschiedlich orientierter Halbzeugschichten begünstigt (vgl. Abschnitt B 4.7).

C Entwicklung eines Umformsimulationsmodells für UD-Gelege

C 1 Einführende Beschreibung des Simulationsmodells

Bei der Modellierung des Umformverhaltens von UD-Gelegen in einem mehrlagigen Drapierprozess existieren drei wesentliche Herausforderungen: Die Modellierung großer Membran-Schubdeformationen überlagert mit großen Deformationen transversal zu den Kohlenstofffasern, die Entkopplung von Membran- und Biegeeigenschaften sowie die Modellierung des Kontaktes zwischen behinderten Halbzeugen.

Fokus dieser Arbeit ist die Modellierung der Membraneigenschaften von UD-Gelegen. Diese werden durch die Materialsubroutine VUMAT kombiniert mit einem Standard-Membranelement in ABAQUS/Explicit modelliert (Abschnitt C 2). Zur Entkopplung der Biegeeigenschaften von den Membraneigenschaften wird ein Schalenelement ohne Membransteifigkeit (de facto ein Plattenelement) mit dem oben beschriebenen Membranelement überlagert (Abbildung C-1). Das mechanische Verhalten des Schalenelements wird mit der Subroutine VUGENS in ABAQUS/Explicit modelliert (Abschnitt C 3).

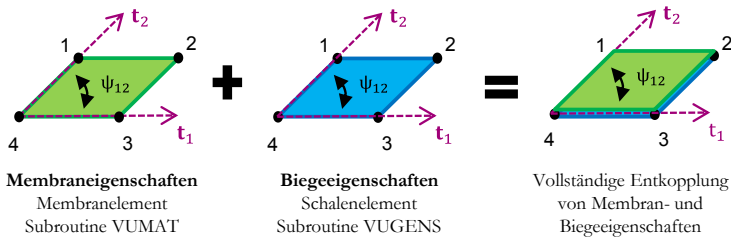


Abbildung C-1: Modellierung der Einzelschicht: Überlagerung von Membran- und Schalenelementen zur vollständigen Entkopplung der Membran- und Biegeeigenschaften.

Zur Simulation eines mehrlagigen Drapierprozesses wird jede Halbzeugschicht mit jeweils einer Schicht von überlagerten Membran- und Schalenelementen modelliert (Abbildung C-2). Die Drapierwerkzeuge werden vereinfacht als Starrkörper modelliert und der Kontakt zwischen Halbzeugen und Werkzeugen

wird mit einem Standard-Kontaktmodell realisiert (Abschnitt C 4.2). Der Kontakt zwischen zwei Halbzeugen (Abschnitt C 4.1) wird mit der Kontaktsubroutine VUINTERACTION in ABAQUS/Explicit modelliert.

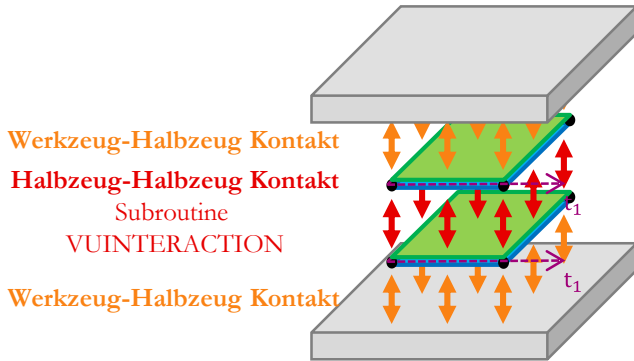


Abbildung C-2: Modellaufbau einer mehrlagigen Drapiersimulation.

C 2 Modellierung der Membraneigenschaften

Die Membraneigenschaften von UD-Gelegen werden im Rahmen dieser Arbeit homogenisiert und kontinuierlich modelliert und in Form einer benutzerdefinierten Materialsubroutine (VUMAT) für den Solver ABAQUS/Explicit realisiert. Das bedeutet, dass relatives Abgleiten zwischen Naht und Kohlenstofffaserbündel (Abschnitt B 3.1.1) nicht diskret abgebildet werden kann und dass das lokale Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel (Abschnitt B 3.1.1) in das homogenisierte Materialverhalten bei Druckbelastung in Faserrichtung mit eingeht. Auch die Bildung von Faserlücken wird mit einem kontinuierlichen Ansatz verschmiert modelliert. Weiter wird vereinfachend angenommen, dass die Glasfaserschussfäden (Abbildung A-8) frei zwischen der Naht und den Kohlenstofffaserbündeln abgleiten können, da im Rahmen dieser Arbeit nur Umformprozesse ohne Niederhalter (Abschnitt B 2.9), bzw. mit sehr geringen Niederhalterkräften (Abschnitt B 2.8) betrachtet werden. D.h. auf die Modellierung ambivalenter, von den Randbedingungen abhängiger transversaler Zugeigenschaften (Abschnitt B 4.1) wird im Rahmen dieser Arbeit verzichtet. Zusätzlich dazu wird die Halbzeugdicke als konstant während der Umformung angenommen, d.h. das Membranverhalten wird durch einen ebenen Spannungs- und Dehnungszustand beschrieben.

Bei entsprechender Anpassung der Konstitutivgesetze lässt sich das Umformverhalten von UD-Gelegen prinzipiell mit den meisten in Abschnitt A 3.3.2.2 beschriebenen kontinuierlichen Ansätzen modellieren. Im Gegensatz zum Materialverhalten von biaxialen Faserverbundhalbzeugen treten bei UD-Gelegen jedoch große Dehnungen der Naht unter Zugbelastung auf (Abbildung B-21). Somit ist die Wahl eines geeigneten Dehnungsmaßes zur Beschreibung des Umformverhaltens von UD-Gelegen von größerer Bedeutung als bei biaxialen Faserverbundhalbzeugen (Abschnitt C 2.4), die im Wesentlichen unter großen Schubdeformationen verformen (Abschnitt A 3.2.1). Um nichtlineares Materialverhalten ohne den Einfluss eines nichtlinearen Dehnungsmaßes ausschließlich über das Konstitutivgesetz zu modellieren, wird im Rahmen dieser Arbeit die

Entwicklung eines neuartigen, linearen, für nicht-orthogonales Materialverhalten materiell objektiven Dehnungsmaßes verfolgt. Dazu werden zunächst die homogenisierte Beschreibung der Kinematik der UD-Einheitszelle (Abschnitt C 2.1) beschrieben sowie verschiedene Dehnungs- (Abschnitt C 2.2) und Spannungsmaße (Abschnitt C 2.3) vorgestellt und hinsichtlich der Modellierung des Umformverhaltens von UD-Gelegen bewertet (Kapitel B), bevor auf die Modellierung der Konstitutivgesetze (Abschnitt C 2.5) eingegangen wird.

Abschließend wird darauf hingewiesen, dass sich alle Tensor-Komponenten in Matrixdarstellung mit den Indizes 1 und 2 immer auf die Basis \mathbf{e}_1 und \mathbf{e}_2 des Koordinatensystems der Referenzkonfiguration beziehen (Abbildung C-3). Auf die Darstellung der Multiplikation der Matrix mit dem dyadischen Produkt der Basisvektoren der Referenzkonfiguration ($\mathbf{e}_1 \otimes \mathbf{e}_2$) wird der Einfachheit halber verzichtet.

C 2.1 Homogenisierte Beschreibung der Deformation der UD-Einheitszelle

Grundlage zur Beschreibung der Kinematik des Membranverhaltens von UD-Gelegen ist der Deformationsgradient \mathbf{F} . Der Deformationsgradient ist definiert durch die Ableitung der Koordinaten der aktuellen Konfiguration x_i nach den Koordinaten der Referenzkonfiguration x_j^0 [Bel14][Alt94]:

$$F_{ij} = \frac{\partial x_i}{\partial x_j^0} \quad \text{C-1}$$

Unter der Annahme, dass die Linienelemente der Materialhauptrichtungen

$$\mathbf{t}_1^0 \triangleq \mathbf{e}_1 = \begin{pmatrix} 1 \\ 0 \end{pmatrix} \quad \text{C-2}$$

und

$$\mathbf{t}_2^0 \triangleq \mathbf{e}_2 = \begin{pmatrix} 0 \\ 1 \end{pmatrix} \quad \text{C-3}$$

des unverformten Textils den Einheitsvektoren des Koordinatensystems der Referenzkonfiguration entsprechen (Abbildung C-3), lassen sich die Vektoren der Linienelemente der Materialhaupttrichtungen \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 direkt aus dem Deformationsgradienten mit

$$\begin{aligned}\mathbf{t}_1 &= \mathbf{F} \cdot \mathbf{t}_1^0 = \begin{pmatrix} F_{11} & F_{12} \\ F_{21} & F_{22} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 1 \\ 0 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} F_{11} \\ F_{21} \end{pmatrix} \\ \mathbf{t}_2 &= \mathbf{F} \cdot \mathbf{t}_2^0 = \begin{pmatrix} F_{11} & F_{12} \\ F_{21} & F_{22} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 0 \\ 1 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} F_{12} \\ F_{22} \end{pmatrix}\end{aligned}\tag{C-4}$$

berechnen. Diese lineare Abbildung der Faserorientierungsvektoren mit dem Deformationsgradient wird in der Literatur auch als Faserorientierungsmodell bezeichnet und auf Peng und Cao [Pen05] zurückgeführt, obwohl das die Natur des Deformationsgradienten ist [Bel14][Alt94]. Im Rahmen des hier entwickelten Umformsimulationsmodells für UD-Gelege werden die Kohlenstofffasern durch Linienelement \mathbf{t}_1 und die Naht durch Linienelement \mathbf{t}_2 repräsentiert (Abbildung C-3). **Damit wird explizit angenommen, dass die Kraftübertragung der Naht unter Zugbelastung immer in Richtung Linienelement \mathbf{t}_2 orientiert ist.**

Weiter kann der Deformationsgradient mittels polarer Zerlegung in

$$\mathbf{F} = \mathbf{R} \cdot \mathbf{U} = \mathbf{V} \cdot \mathbf{R}\tag{C-5}$$

zerlegt werden [Bel14][Alt94]. Dabei ist \mathbf{R} die mittlere Starrkörperrotation der Einheitszelle, \mathbf{U} der Rechtsstrecktensor und \mathbf{V} der Linksstrecktensor (Abbildung C-3). Wird die Referenzkonfiguration mit dem Rotationstensor \mathbf{R} rotiert, resultiert das mitdrehende Koordinatensystem $\hat{\mathbf{x}}, \hat{\mathbf{y}}$. Es wird in der englischsprachigen Literatur als „co-rotational framework“ bezeichnet und hat eine besondere Bedeutung. In vielen Anwendungen ist es üblich, das Materialverhalten direkt in diesem Koordinatensystem zu modellieren. Auch die in der ABAQUS Materialsubroutine VUMAT berechneten Spannungen müssen am Ende jedes Inkrements im mitdrehenden Koordinatensystem $\hat{\mathbf{x}}, \hat{\mathbf{y}}$ an den ABAQUS Solver übergeben werden.

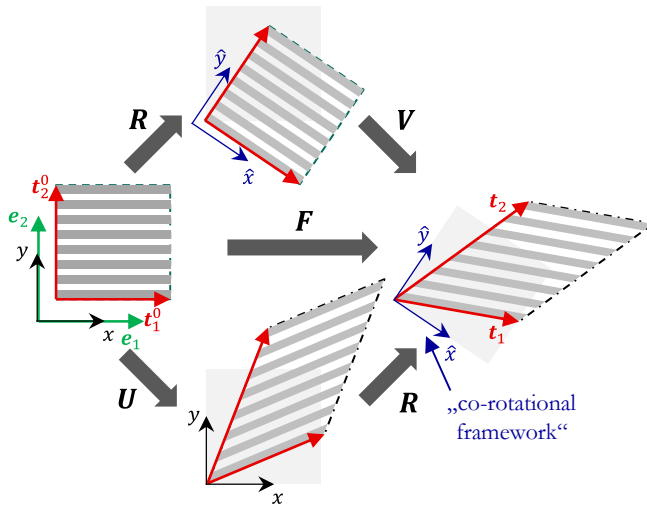


Abbildung C-3: Polare Zerlegung des Deformationsgradienten \mathbf{F} in die Starrkörperrotation \mathbf{R} und den Rechts- bzw. Linksstrecktensor \mathbf{U} bzw. \mathbf{V} am Beispiel der in-plane Deformation der UD-Einheitszelle während der Umformung.

Für die Modellierung des Materialverhaltens von UD-Gelegen wird im Rahmen dieser Arbeit eine Zwischenkonfiguration (mit * indiziert) eingeführt (siehe Abbildung C-4). Zur Berechnung der Zwischenkonfiguration wird der Deformationsgradient alternativ zur polaren Zerlegung (Gleichung C-5) in

$$\mathbf{F} = \mathbf{B} \cdot \mathbf{A} \tag{C-6}$$

zerlegt (Abbildung C-4). Der Deformationstensor \mathbf{A} bewirkt ausschließlich die Streckung der Linienelemente entlang ihrer ursprünglichen Orientierung und wird im Folgenden als „alternativer Strecktensor“ bezeichnet. Der Deformationstensor \mathbf{B} hingegen beschreibt ausschließlich die individuelle Rotation der Linienelemente bezüglich der Referenzkonfiguration, bzw. der Zwischenkonfiguration. Der Tensor \mathbf{B} wird im Folgenden als „individueller Rotationstensor“ bezeichnet.

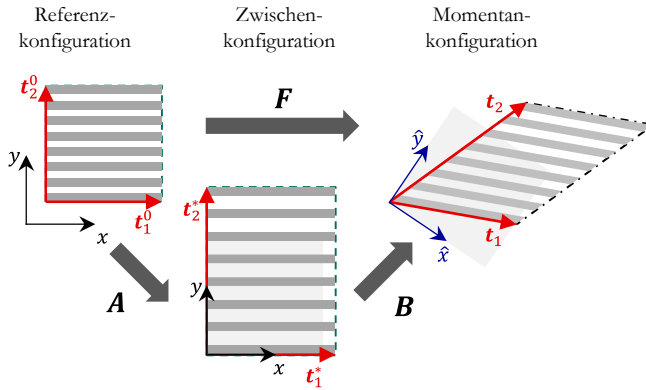


Abbildung C-4: Alternative Zerlegung des Deformationsgradienten in die Tensoren \mathbf{A} (alternativer Strecktensor) und \mathbf{B} (individueller Rotationstensor).

Da die Linienelemente durch \mathbf{A} dieselbe betragsmäßige Streckung erfahren sollen, wie durch den Deformationsgradient \mathbf{F} , muss die Bedingungen

$$|\mathbf{t}_i| = |\mathbf{t}_i^*| = \lambda_i |\mathbf{t}_i^0| \quad \text{C-7}$$

gelten und die Streckung der Linienelemente kann durch

$$\lambda_i = \frac{|\mathbf{t}_i|}{|\mathbf{t}_i^0|} = \frac{|\mathbf{t}_i|}{1} = |\mathbf{t}_i| \quad \text{C-8}$$

berechnet werden.

Aus den Gleichungen C-8 und C-4 folgt somit für die Berechnung des alternativen Strecktensors

$$\mathbf{A} = \begin{pmatrix} \lambda_1 & 0 \\ 0 & \lambda_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sqrt{F_{11}^2 + F_{21}^2} & 0 \\ 0 & \sqrt{F_{12}^2 + F_{22}^2} \end{pmatrix}. \quad \text{C-9}$$

Der individuelle Rotationstensor lässt sich nach Gleichung C-6 mit

$$\mathbf{B} = \mathbf{F} \cdot \mathbf{A}^{-1} \quad \text{C-10}$$

berechnen. Diese Zerlegung wird im Folgenden zur Formulierung eines neuen Spannungs- und Dehnungsmaßes verwendet (siehe Abschnitt C 2.2.2 und insb. Abschnitt C 2.3.2).

C 2.2 Dehnungsmaße zur Beschreibung der Deformation des UD-Geleges

C 2.2.1 Bekannte Dehnungsmaße

Zur Modellierung der Verzerrung eines Körpers sind verschiedene Dehnungsmaße mit jeweils unterschiedlichen Eigenschaften bekannt. Die tensorielle Verallgemeinerung der technischen Dehnung ist der linearisierte Dehnungstensor \mathbf{E}^{lin} . Er kann direkt aus dem Verschiebungsgradient

$$\mathbf{H} = \mathbf{F} - \mathbf{I} \quad \text{C-11}$$

mit

$$\mathbf{E}^{lin} = \frac{1}{2} (\mathbf{H} + \mathbf{H}^T) = \frac{1}{2} \begin{pmatrix} 2 F_{11} & F_{21} + F_{12} \\ F_{12} + F_{21} & 2 F_{22} \end{pmatrix} \quad \text{C-12}$$

berechnet werden, ist jedoch nur für kleine Deformationen geeignet [Alt94]. Für Deformationen mit großen Rotationen und kleinen Verformungen wird oft der Green-Lagrange Dehnungstensor

$$\begin{aligned} \mathbf{E}^{GL} &= \frac{1}{2} (\mathbf{F}^T \cdot \mathbf{F} - \mathbf{I}) = \frac{1}{2} (\mathbf{C} - \mathbf{I}) \\ &= \frac{1}{2} \begin{pmatrix} F_{11}^2 + F_{21}^2 - 1 & F_{11}F_{12} + F_{21}F_{22} \\ F_{11}F_{12} + F_{21}F_{22} & F_{12}^2 + F_{22}^2 - 1 \end{pmatrix} \end{aligned} \quad \text{C-13}$$

verwendet [Bel14][Alt94], wobei

$$\mathbf{C} = \mathbf{F}^T \cdot \mathbf{F} \quad \text{C-14}$$

der rechte Cauchy-Green Tensor ist. Eine Besonderheit des Green-Lagrange Dehnungstensors ist, dass die Verformung der Materialhaupttrichtungen sowie der Winkel zwischen den Materialhaupttrichtungen direkt durch seine Komponenten abgebildet werden kann und der Green-Lagrange Dehnungstensor somit materiell objektiv ist (Abschnitt C 2.4.1 und Abschnitt A 3.3.2.2 - hyperelastische Materialmodelle).

Zur Beschreibung großer Deformationen (große Verformungen und Rotationen) wird oft der logarithmische (Hencky'sche) Dehnungstensor

$$\mathbf{E}^{log} = \ln(\mathbf{C}) = \frac{1}{2} \ln(\mathbf{F}^T \cdot \mathbf{F}) \quad \text{C-15}$$

verwendet [Alt94]. Auf die Darstellung der Komponenten von \mathbf{E}^{log} wird verzichtet, da sie aufgrund des Matrixlogarithmus sehr umfangreich ist.

C 2.2.2 Einführung einer linearen und materiell objektiven Dehnungsmatrix zur Beschreibung der Dehnung der Linienelemente der Materialhaupttrichtungen

Zur einfachen und komfortablen Modellierung des Umformverhaltens von UD-Gelegen wird im Rahmen dieser Arbeit mit

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \frac{\gamma_{12}}{2} \\ \frac{\gamma_{12}}{2} & \varepsilon_{22} \end{pmatrix} \quad \text{C-16}$$

eine **neue lineare Dehnungsmatrix** eingeführt. $\boldsymbol{\varepsilon}$ ist so konzipiert, dass die Normaldehnungskomponenten von $\boldsymbol{\varepsilon}$ ausschließlich die Normaldehnung der Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 bezüglich des Referenzkoordinatensystems sowie die Schubdehnungskomponenten von $\boldsymbol{\varepsilon}$ ausschließlich den Winkel zwischen \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 bezüglich des Referenzkoordinatensystems beschreiben. Dies entspricht dem Prinzip des materiell objektiven Green-Lagrange Dehnungstensors \mathbf{E}^{GL} , mit dem Unterschied dass sich die Dehnungen von $\boldsymbol{\varepsilon}$ linear mit der Deformation entwickeln und die Dehnungen von \mathbf{E}^{GL} quadratisch (vgl. Abschnitt C 2.4.1).

Die neue lineare Dehnungsmatrix $\boldsymbol{\varepsilon}$ setzt voraus, dass die Materialhaupttrichtungen im unverformten Zustand den Einheitsvektoren des Referenzkoordinatensystems entsprechen (Bedingungen aus Gleichung C-2 und C-3). Die Dehnungen der Materialhaupttrichtungen (ε_1 und ε_2) werden wie folgt direkt aus dem Deformationsgradienten \mathbf{F} , bzw. aus dem alternativen Strecktensor \mathbf{A} berechnet (siehe Gleichung C-9 und Abbildung C-5):

$$\varepsilon_{11} = \frac{l_1}{l_1^0} - 1 = \frac{|\mathbf{t}_1|}{|\mathbf{t}_1^0|} - 1 = \lambda_1 - 1 = \sqrt{F_{11}^2 + F_{21}^2} - 1 \quad \text{C-17}$$

$$\varepsilon_{22} = \frac{l_2}{l_2^0} - 1 = \frac{|\mathbf{t}_2|}{|\mathbf{t}_2^0|} - 1 = \lambda_2 - 1 = \sqrt{F_{12}^2 + F_{22}^2} - 1 \quad \text{C-18}$$

Der Scherwinkel γ_{12} berechnet sich mit

$$\gamma_{12} = \gamma_1 + \gamma_2 = \frac{\pi}{2} - \psi_{12} \quad \text{C-19}$$

ebenfalls direkt aus dem Deformationsgradienten, wobei

$$\psi_{12} = \cos^{-1} \left(\frac{\mathbf{t}_1 \cdot \mathbf{t}_2}{|\mathbf{t}_1| |\mathbf{t}_2|} \right) \quad \text{C-20}$$

ist (siehe Abbildung C-5).

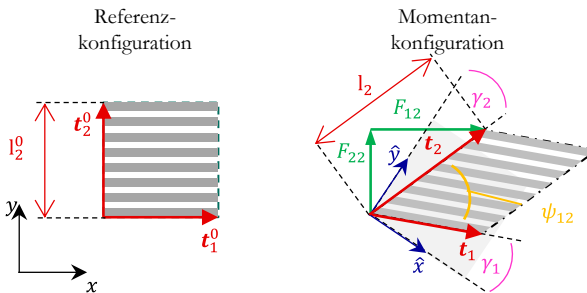


Abbildung C-5: Komponenten zur Berechnung der Dehnungsmatrix $\boldsymbol{\varepsilon}$ für den Fall der Membrandeformation der UD-Einheitszelle (Gleichungen C-17 bis C-19).

Wichtig zu beachten ist, dass die Matrix $\boldsymbol{\varepsilon}$ nicht invariant gegenüber einer Rotation ist und somit kein Tensor ist. Soll beispielweise die Dehnung eines in der Referenzkonfiguration in 45° orientierten Linielementes $\boldsymbol{t}_{45^\circ}^0$ berechnet werden, kann diese Dehnung nicht durch die Rotation von $\boldsymbol{\varepsilon}$ um 45° berechnet werden. Die lineare Dehnung dieses Linielementes muss in diesem Fall durch $\varepsilon_{45^\circ} = |\boldsymbol{t}_{45^\circ}|/|\boldsymbol{t}_{45^\circ}^0| - 1$ direkt aus dem Deformationsgradienten berechnet werden. Dennoch sind die Komponenten von $\boldsymbol{\varepsilon}$ materiell objektiv, da sie direkt aus der relativen Längenänderung der Vektoren der materiellen Linielemente berechnet werden.

Zur inkrementellen Beschreibung des Materialverhaltens wird das Dehnungsinkrement durch

$$\Delta \boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^{i+1} - \boldsymbol{\varepsilon}^i \quad \text{C-21}$$

definiert. Dabei bezieht sich das Inkrement der jeweiligen Komponenten von $\boldsymbol{\varepsilon}$ zur Erzielung materieller Objektivität immer auf die entsprechende Ausgangslänge l^0 der Referenzkonfiguration und nicht auf die Länge l^i der Konfiguration am Anfang eines Berechnungsinkrements.

Viskose Effekte, bzw. numerische Dämpfung, werden proportional zur aktuellen Dehnrate

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \frac{\Delta \boldsymbol{\varepsilon}}{\Delta t} \quad \text{C-22}$$

modelliert, die sich aus dem aktuellen Dehnungsinkrement $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}$ und dem aktuellen Zeitinkrement Δt berechnet.

C 2.2.3 Einführung einer materiell objektiven eindimensionalen Dehnungskomponente senkrecht zur Faserrichtung

Bei reiner Schubbelastung bewegen sich die Faserbündel aufeinander zu bis sie sich berühren und ggf. ausbeulen (Abbildung B-24). Da das Linielement \boldsymbol{t}_2

bei diesem Lastfall nicht senkrecht zu den Fasern orientiert ist, die aus dem Kontakt der Faser resultierende Druckbelastung hingegen senkrecht zu den Fasern wirkt, ist die Dehnung ε_2 nicht dazu geeignet, das Membranverhalten von UD-Gelegen unter Querdruckbelastung zu beschreiben (Kapitel B). Somit wird zur Modellierung des Membran-Querdruckverhaltens, bzw. zur Modellierung von „Schublocking“, die skalare und lineare Dehnung

$$\varepsilon_{\perp} = \frac{l_{\perp}}{l_{\perp}^0} - 1 = \frac{|\mathbf{t}_2| \sin(\psi_{12})}{|\mathbf{t}_1^0|} - 1 = \sqrt{F_{12}^2 + F_{22}^2} \sin(\psi_{12}) - 1 \quad \text{C-23}$$

für $\varepsilon_{\perp} < 0$ zusätzlich zur Dehnung der Materialhauptrichtungen eingeführt (siehe Abbildung C-6). Da sich auch ε_{\perp} direkt aus der relativen Längenänderung des Vektors \mathbf{t}_{\perp} berechnet, ist ε_{\perp} wie auch die Komponenten von $\boldsymbol{\varepsilon}$ materiell objektiv.

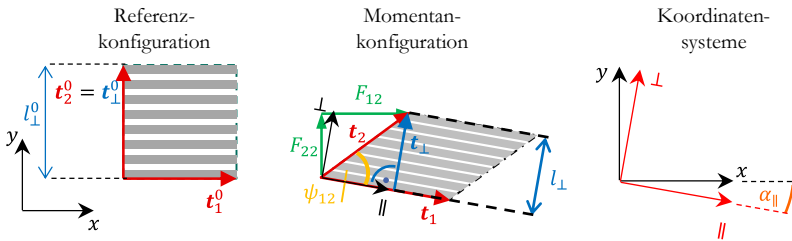


Abbildung C-6: Komponenten zur Berechnung der skalaren Dehnung ε_{\perp} für den Fall der Querdruckbeanspruchung der UD-Einheitszelle (Gleichung C-23).

Die zur Modellierung numerischer Dämpfung notwendige Dehnrate ist durch

$$\dot{\varepsilon}_{\perp} = \frac{\Delta \varepsilon_{\perp}}{\Delta t} \quad \text{C-24}$$

definiert, wobei sich das Dehnungssinkrement

$$\Delta \varepsilon_{\perp} = \varepsilon_{\perp}^{i+1} - \varepsilon_{\perp}^i \quad \text{C-25}$$

aus der Differenz der Dehnungen ε_{\perp} am Ende ($i + 1$) und am Anfang (i) des aktuellen Zeitinkrements Δt berechnet.

C 2.3 Korrespondierende Spannungsmaße

In der ABAQUS Materialsubroutine VUMAT muss die Spannung am Ende jedes Inkrementes an den ABAQUS Solver in Form einer Cauchy-Spannung $\hat{\boldsymbol{\sigma}}$ im mitdrehenden Koordinatensystem $\hat{\boldsymbol{x}}, \hat{\boldsymbol{y}}$ übergeben werden. Im Folgenden werden die zu den in Abschnitt C.2.2 beschriebenen Dehnungsmaßen korrespondierenden Spannungsmaße beschrieben sowie deren Transformation in eine Cauchy-Spannung $\hat{\boldsymbol{\sigma}}$ im mitdrehenden Koordinatensystem $\hat{\boldsymbol{x}}, \hat{\boldsymbol{y}}$.

C 2.3.1 Bekannte Spannungsmaße

Als Maß für die Beanspruchung eines materiellen Punktes P eines Körpers dient die Spannung. Der Spannungsvektor

$$\boldsymbol{t}(\boldsymbol{n}, \boldsymbol{x}, t) = \frac{d\boldsymbol{f}}{dA} \quad \text{C-26}$$

beschreibt die Wirkung einer inneren Kraft $d\boldsymbol{f}$ auf eine durch den Punkt P verlaufende Schnittfläche dA (Abbildung C-7a) und ist im Allgemeinen vom Ort \boldsymbol{x} , der Zeit t und der Orientierung \boldsymbol{n} der Schnittfläche abhängig [Bel14][Alt94]. D.h. die Schnittfläche

$$dA = \boldsymbol{n} \cdot d\boldsymbol{A} \quad \text{C-27}$$

ist durch ihren Betrag dA sowie ihren Einheitsnormalenvektor \boldsymbol{n} definiert. Der Spannungszustand des Punktes P wird durch den Spannungstensor \boldsymbol{T} beschrieben, der als die Gesamtheit aller in P wirkenden Spannungsvektoren definiert ist. Der Zusammenhang zwischen Spannungsvektor \boldsymbol{t} und Spannungstensor \boldsymbol{T} ergibt sich aus dem Kräftegleichgewicht an einem differentiellen Tetraedervolumenelement durch den Punkt P

$$\begin{aligned} \boldsymbol{t} &= \boldsymbol{n} \cdot \boldsymbol{T} \\ t_i &= T_{ji} n_j \quad (\text{Indexschreibweise}) \end{aligned} \quad \text{C-28}$$

für $dV \rightarrow 0$ (Abbildung C-7b) [Bel14][Alt94].

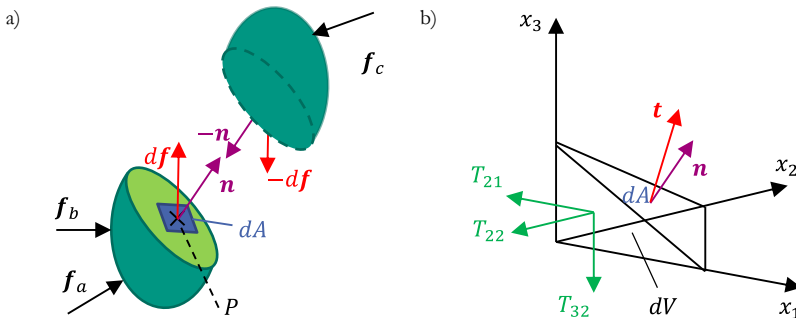


Abbildung C-7: a) Teilkörper mit äußeren Kräften und in der Schnittfläche auf das Element dA wirkende Reaktionskraft ([Alt94], Abbildung ähnlich); b) Differenzielles Tetraedervolumenelement dV ([Alt94], Abbildung ähnlich).

Da sowohl die Kraft df als auch die Schnittfläche dA , auf die die Kraft df wirkt in der Referenzkonfiguration, in der Momentankonfiguration sowie in verschiedenen weiteren Zwischenkonfigurationen beschrieben werden können, existieren verschiedene Spannungstensoren. Der Cauchy'sche Spannungstensor

$$\mathbf{t}_c = \frac{df}{dA} \tag{C-29}$$

beschreibt die Wirkung der Kraft df , in der Momentankonfiguration (aktuelle Kraft) auf eine Fläche dA in der Momentankonfiguration (aktuell orientiertes Flächenelement, siehe auch Abbildung C-8) [Bel14][Alt94]. Der dazugehörige **Cauchy'sche Spannungstensor** σ wird auch als „wahre Spannung“ bezeichnet und korrespondiert zum logarithmischen Dehnungstensor \mathbf{E}^{log} (Gleichung C-15). Wird der aktuelle Kraftvektor df auf das Flächenelement in der Referenzkonfiguration dA^0 bezogen, erhält man den Nennspannungstensor

$$\mathbf{t}_P = \frac{df}{dA^0}. \tag{C-30}$$

Der dazugehörige Spannungstensor heißt **erster Piola-Kirchhoff Spannungstensor** \mathbf{P} und ist ein Nennspannungstensor [Bel14][Alt94]. Der erste Piola-Kirchhoff Spannungstensor korrespondiert zum linearen Dehnungstensor \mathbf{E}^{lin}

(Gleichung B-12). Da der erste Piola-Kirchhoff Spannungstensor \mathbf{P} im Allgemeinen nicht symmetrisch ist, wird mit der Transformation

$$\begin{aligned} d\mathbf{f}^0 &= \mathbf{F}^{-1} \cdot d\mathbf{f} \\ df_i^0 &= F_{ij}^{-1} df_j \end{aligned} \quad (\text{Indesschreibweise}) \quad \text{C-31}$$

ein fiktiv in der Referenzkonfiguration wirkender Kraftvektor $d\mathbf{f}^0$ eingeführt, der mit dem realen Kraftvektor $d\mathbf{f}$ (Momentankonfiguration) auf dieselbe Art und Weise verbunden ist, wie die Linienelemente von Referenz- und Momentankonfiguration (siehe Abbildung C-8). Bezieht man den fiktiven Kraftvektor $d\mathbf{f}^0$ auf die Fläche dA^0 der Referenzkonfiguration ergibt sich mit

$$\mathbf{t}_S = \frac{d\mathbf{f}^0}{dA^0} \quad \text{C-32}$$

der zweite Piola-Kirchhoff Spannungvektor [Bel14][Alt94]. Der zu \mathbf{t}_S zugehörige **zweite Piola-Kirchhoff Spannungstensor \mathbf{S}** ist ein Pseudo-Spannungstensor, da der Betrag der einzelnen Spannungskomponenten von \mathbf{S} keine direkte physikalische Bedeutung hat. Der zweite Piola-Kirchhoff Spannungstensor \mathbf{S} korrespondiert zum Green-Langrange Dehnungstensor \mathbf{E}^{GL} (Gleichung C-13).

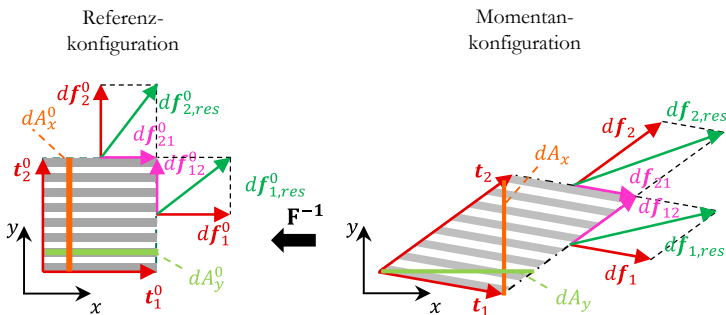


Abbildung C-8: Transformation differenzieller Kräfte der Momentankonfiguration in fiktive differenzielle Kräfte der Referenzkonfiguration zur Berechnung der zweiten Piola-Kirchhoff Spannung.

Da sich die Spannungen $\boldsymbol{\sigma}$ und \mathbf{S} nur durch eine „kinematische“ Transformation der Kräfte sowie der Geometrie unterscheiden, jedoch ein und denselben Beanspruchungszustand beschreiben, lassen sich die Spannungen durch

$$\boldsymbol{\sigma} = J^{-1} \mathbf{F} \cdot \mathbf{S} \cdot \mathbf{F}^T \quad \text{C-33}$$

ineinander umrechnen [Bel14][Alt94], wobei

$$J = \det(\mathbf{F}) \quad \text{C-34}$$

die Determinante des Deformationsgradienten ist, vgl. Gleichung C-1. Wird die Cauchy-Spannung $\hat{\boldsymbol{\sigma}}$ im mitdrehenden (co-rotational) Koordinatensystem benötigt, lässt sich diese direkt aus der zweiten Piola-Kirchhoff Spannung durch die Transformation

$$\hat{\boldsymbol{\sigma}} = J^{-1} \mathbf{U} \cdot \mathbf{S} \cdot \mathbf{U} \quad \text{C-35}$$

über den Rechtsstrecktensor

$$\mathbf{U} = \sqrt{\bar{\mathbf{C}}} \quad \text{C-36}$$

berechnen [Bel14][Alt94].

C 2.3.2 Einführung der fiktiven Nennspannung

Zur Modellierung des Materialverhaltens mit der linearen Dehnungsmatrix $\boldsymbol{\varepsilon}$ wird die zu $\boldsymbol{\varepsilon}$ korrespondierenden fiktive Nennspannung \mathbf{P}^* eingeführt. Dafür wird die in der Momentankonfiguration wirkenden Kraft $d\mathbf{f}$ mit dem individuellen Rotationstensor \mathbf{B} in die Zwischenkonfiguration „zurücktransformiert“ und mit

$$\begin{aligned} d\mathbf{f}^* &= \mathbf{B}^{-1} \cdot d\mathbf{f} \\ df_i^* &= B_{ij}^{-1} df_j \quad (\text{Indesschreibweise}) \end{aligned} \quad \text{C-37}$$

eine fiktive, in der Zwischenkonfiguration wirkende Kraft $d\mathbf{f}^*$ eingeführt (siehe Abbildung C-9). Da der individuelle Rotationstensor \mathbf{B} nur eine Rotation einzelner Vektoren bewirkt (Abschnitt C 2.1), jedoch keine Streckung dieser Vek-

toren bewirkt, sind die Kräfte $d\mathbf{f}^*$ und $d\mathbf{f}$ betragsmäßig gleich, unterscheiden sich jedoch in ihrer Richtung. Durch die Transformation nach Gleichung C-37 werden somit alle Kräfte, die in der Momentankonfiguration parallel zum Linienelement \mathbf{t}_1 wirken, parallel zu den Linienelementen \mathbf{t}_1^* bzw. \mathbf{t}_1^0 ausgerichtet und alle Kräfte, die in der Momentankonfiguration parallel zum Linienelement \mathbf{t}_2 wirken, parallel zu den Linienelementen \mathbf{t}_2^* bzw. \mathbf{t}_2^0 ausgerichtet.

Wird der fiktive Kraftvektor der Zwischenkonfiguration $d\mathbf{f}^*$ auf das Flächenelement in der Referenzkonfiguration dA^0 bezogen (siehe Abbildung C-9), erhält man mit

$$\mathbf{t}_{P^*} = \frac{d\mathbf{f}^*}{dA^0} \quad \text{C-38}$$

einen fiktiven Nennspannungsvektor, da mit $d\mathbf{f}^*$ eine Kraft, die betragsmäßig der Kraft der Momentankonfiguration entspricht, auf eine Fläche in der Referenzkonfiguration wirkt. Der zu \mathbf{t}_{P^*} korrespondierende Spannungstensor wird im Folgenden als **fiktiver Nennspannungstensor** \mathbf{P}^* bezeichnet. Somit ist die Definition des fiktiven Nennspannungstensors \mathbf{P}^* vergleichbar zur Definition der zweiten Piola-Kirchhoff Spannung \mathbf{S} , mit dem Unterschied, dass bei der zweiten Piola-Kirchhoff Spannung \mathbf{S} die aktuellen Kräfte durch die Transformation nach Gleichung C-31 zusätzlich zur Richtungsänderung eine betragsmäßige Änderung erfahren.

Mit

$$\mathbf{S} = \mathbf{P}^* \cdot \mathbf{A}^{-T} \quad \text{C-39}$$

wird die fiktive Nennspannung in die zweite Piola-Kirchhoff Spannung transformiert. Aus Gleichung C-39 und Gleichung C-35 folgt mit

$$\hat{\boldsymbol{\sigma}}_{MH} = \mathbf{J}^{-1} \mathbf{U} \cdot \mathbf{P}^* \cdot \mathbf{A}^{-T} \cdot \mathbf{U} \quad \text{C-40}$$

die Transformation der fiktiven Nennspannung in die Cauchy-Spannung der Materialhauptrichtungen $\hat{\boldsymbol{\sigma}}_{MH}$ im mitdrehenden (co-rotational) Koordinatensystem.

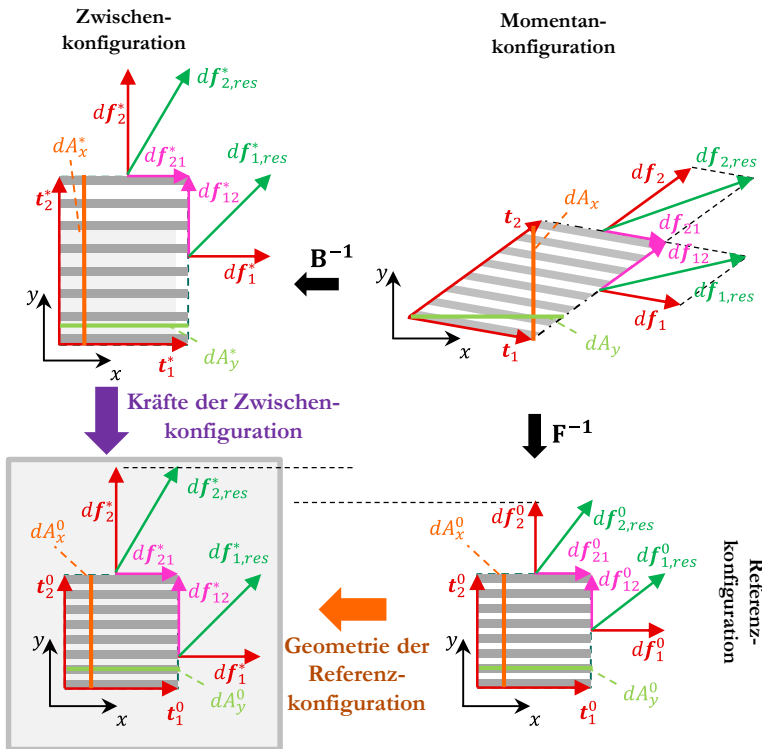


Abbildung C-9: Transformation der Geometrie (rechts unten) sowie der Kräfte (links oben) zur Berechnung der fiktiven Nennspannung \mathbf{P}^* (links unten).

Da die Tensoren \mathbf{F} , \mathbf{A} und \mathbf{U} jeweils die Gesamtdeformation und nicht die inkrementelle Deformation beschreiben, ist die Spannungstransformation nach Gleichung C-40 nur für die Gesamtspannung \mathbf{P}^* gültig, nicht aber für das Spannungsinkrement $\Delta\mathbf{P}^*$. Wird das Spannungsinkrement $\Delta\mathbf{P}^*$ zur Modellierung des Konstitutivverhaltens verwendet, muss zur Erzielung materieller Objektivität mit

$$\mathbf{P}^{*i+1} = \mathbf{P}^{*i} + \Delta\mathbf{P}^* \quad \text{C-41}$$

zunächst die Gesamtspannung \mathbf{P}^{*i+1} berechnet werden, bevor \mathbf{P}^{*i+1} nach Gleichung C-40 in die Cauchy-Spannung $\hat{\boldsymbol{\sigma}}_{MH}^{i+1}$ transformiert werden kann.

Betrachtet man die Komponenten der Tensoren in Gleichung C-39 bezüglich des Referenzkoordinatensystems, ergibt sich:

$$\begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} \\ S_{21} & S_{22} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} P_{11}^* & P_{12}^* \\ P_{21}^* & P_{22}^* \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \frac{1}{\lambda_1} & 0 \\ 0 & \frac{1}{\lambda_2} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{P_{11}^*}{\lambda_1} & \frac{P_{12}^*}{\lambda_2} \\ \frac{P_{21}^*}{\lambda_1} & \frac{P_{22}^*}{\lambda_2} \end{pmatrix} \quad \text{C-42}$$

Aus der Tatsache, dass der zweite Piola-Kirchhoff Spannungstensor symmetrisch ist und somit $S_{12} = S_{21}$ gilt, folgt, dass der fiktive Nennspannungstensor \mathbf{P}^* unsymmetrisch ist. Aus $S_{12} = S_{21}$ folgt die Bedingung

$$\frac{P_{21}^*}{P_{12}^*} = \frac{\lambda_1}{\lambda_2}, \quad \text{C-43}$$

die bei der Definition bei Modellierung des Konstitutivverhaltens berücksichtigt werden muss (vgl. Abschnitt C 2.5).

C 2.3.3 Transversale Druckspannung

Die zur Dehnung ε_{\perp} korrespondierende Spannung ist die skalare transversale Nennspannung P_{\perp} . Sie ist definiert durch die Wirkung der senkrecht zum Linienelement \mathbf{t}_1 orientierten Kraft $d\mathbf{f}_{\perp}$ auf die in das \parallel - \perp -Koordinatensystem rotierte Ausgangsfläche dA_{\perp}^0 (Abbildung C-10):

$$P_{\perp} = \frac{|d\mathbf{f}_{\perp}|}{dA_{\perp}^0} \quad \text{C-44}$$

Die Fläche A_{\perp}^0 ist mit \perp durch ihre Normale gekennzeichnet und verläuft somit parallel zum Linienelement \mathbf{t}_1 .

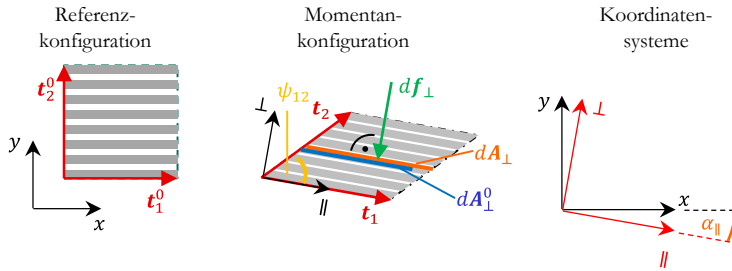


Abbildung C-10: Komponenten zur Berechnung der Spannung senkrecht zur \mathbf{t}_1 -Richtung aufgrund einer differentiellen Querdruckkraft.

Zur Verwendung von P_{\perp} im Rahmen der Materialsubroutine VUMAT muss die Nennspannung P_{\perp} in eine Cauchy-Spannung transformiert sowie in das mitdrehende Koordinatensystem \hat{x} - \hat{y} rotiert werden. Die aus der Kraft $d\mathbf{f}_{\perp}$ resultierende skalare Cauchy-Spannung ist definiert durch

$$\sigma_{\perp} = \frac{|d\mathbf{f}_{\perp}|}{dA_{\perp}}, \quad \text{C-45}$$

wobei dA_{\perp} die aktuelle Fläche ist. Da dA_{\perp} parallel zum Linienelement \mathbf{t}_1 verläuft, gilt

$$dA_{\perp} = \lambda_1 \cdot dA_{\perp}^0. \quad \text{C-46}$$

Aus den Gleichungen C-44 bis C-46 folgt mit

$$\sigma_{\perp} = \frac{|d\mathbf{f}_{\perp}|}{dA_{\perp}} = \frac{|d\mathbf{f}_{\perp}|}{\lambda_1 \cdot dA_{\perp}^0} = \frac{P_{\perp}}{\lambda_1} \quad \text{C-47}$$

die Transformation der skalaren Nennspannung P_{\perp} in die skalare Cauchy Spannung σ_{\perp} . Wird σ_{\perp} als Tensor im faserparallelen \parallel - \perp -Koordinatensystem dargestellt, folgt

$$\boldsymbol{\sigma}_{\perp}^{\parallel\perp} = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{\perp} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 & 0 \\ 0 & \frac{P_{\perp}}{\lambda_1} \end{pmatrix}. \quad \text{C-48}$$

Die Rotation vom Referenzkoordinatensystem in das faserparallele \parallel - \perp -Koordinatensystem erfolgt mit dem Rotationstensor

$$\mathbf{R}^{x\parallel} = \begin{pmatrix} \cos \alpha_{\parallel} & -\sin \alpha_{\parallel} \\ \sin \alpha_{\parallel} & \cos \alpha_{\parallel} \end{pmatrix}, \quad \text{C-49}$$

wobei α_{\parallel} der Winkel zwischen der x -Achse des Referenzkoordinatensystems und der \parallel -Achse des faserparallelen Koordinatensystems ist und in mathematisch positiver Richtung gemessen wird (Abbildung C-10). Somit gilt für die Rotation von $\boldsymbol{\sigma}_{\perp}^{\parallel\perp}$ in das Referenzkoordinatensystem die Transformationsbeziehung

$$\boldsymbol{\sigma}_{\perp} = \mathbf{R}^{x\parallel\text{T}} \cdot \boldsymbol{\sigma}_{\perp}^{\parallel\perp} \cdot \mathbf{R}^{x\parallel} \quad \text{C-50}$$

und für Rotation von $\boldsymbol{\sigma}_{\perp}$ in das mitdrehende Koordinatensystem \hat{x} - \hat{y} die Transformationsbeziehung

$$\hat{\boldsymbol{\sigma}}_{\perp} = \mathbf{R}^T \cdot \boldsymbol{\sigma}_{\perp} \cdot \mathbf{R} \quad \text{C-51}$$

über den Starrkörperrotationstensor \mathbf{R} (Gleichung C-5).

C 2.4 Diskussion und Bewertung der Spannungs- und Dehnungsmaße

Im folgenden Abschnitt werden die verschiedenen Dehnungsmaße für repräsentative Lastfälle verglichen sowie die Eignung der verschiedenen Dehnungsmaße, deren korrespondierende Spannungsmaße hinsichtlich der Modellierung des Konstitutivverhaltens von UD-Gelegen diskutiert.

C 2.4.1 Vergleichende Betrachtung der Dehnungsmaße

Der Unterschied der in den Abschnitten C 2.2.1 bis C 2.2.3 beschriebenen Dehnungsmaße wird anhand der Deformation eines Volumenelements unter reiner Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung (Abbildung C-11a), unter „pure shear“ Belastung (Abbildung C-12a) sowie unter „simple shear“ Belastung (Abbildung

C-12b) veranschaulicht. Bei dem Lastfall „pure shear“ handelt es sich um reine Schubdeformation, da sich die beiden „oberen Ecken“ auf einer Kreisbahn bewegen. Somit findet keine Streckung von Linienelement \mathbf{t}_2 statt und es gilt $\mathbf{t}_2^{PS} = \mathbf{t}_2^0$. Beim Lastfall „simple shear“ (Abbildung C-12b) „bewegt“ sich die obere Kante des Volumelements parallel zur x-Achse des Referenzkoordinatensystems. Somit wird die Schubverformung des Volumelements mit der Streckung von Linienelement \mathbf{t}_2 überlagert. Im Fall reiner Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung steigen nur die Dehnungskomponenten E_{22}^{lin} und ε_{22} linear mit der Verschiebung u_2 an. Die Green-Lagrange Dehnung E_{22}^{GL} entwickelt sich (progressiv) quadratisch mit der Verschiebung u_2 und die logarithmische Dehnung E_{22}^{log} entwickelt sich (degressiv) logarithmisch mit der Verschiebung u_2 (Abbildung C-11a).

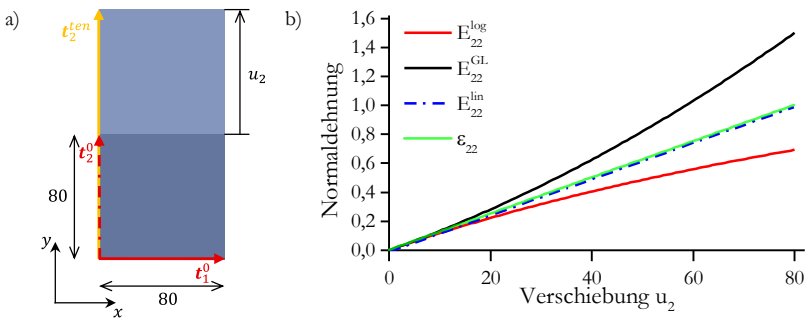


Abbildung C-11: a) Lastfall reiner Zug in \mathbf{t}_2 -Richtung ohne Querkontraktion; b) Vergleichende Darstellung der 22-Normaldehnungskomponente der verschiedenen Dehnungsmaße für den Lastfall reiner Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung ohne Querkontraktion.

Der Vergleich der Lastfälle „pure shear“ und „simple shear“ zeigt, dass alle Dehnungsmaße bei kleinen Deformationen in den linearisierten Dehnungstensor \mathbf{E}^{lin} übergehen (Abbildung C-12c-f). Die Schubdehnungskomponenten der Dehnungsmaße \mathbf{E}^{lin} , \mathbf{E}^{GL} und \mathbf{E}^{log} verhalten sich bezüglich des Scherwinkels γ_{12} nichtlinear (Abbildung C-12c,d), wohingegen die Schubdehnungskomponente des Dehnungstensors $\boldsymbol{\varepsilon}$ für beide Lastfälle direkt der Scherwinkel γ_{12} ist. Im Fall von „pure shear“ sind sowohl E_{22}^{log} als auch E_{22}^{lin} kleiner Null, obwohl in diesem Linienelement \mathbf{t}_2 nicht gestaucht wird (Abbildung C-12e). Die Normal-

dehnung senkrecht zur Faserrichtung ε_{\perp} ist bei diesem Lastfall kleiner Null ($\varepsilon_{\perp} < 0$, siehe Abbildung C-12g). Im Fall von „simple shear“ sind $E_{22}^{GL} > \varepsilon_{22} > E_{22}^{log} > 0$ während die Streckung von Linienelement \mathbf{t}_2 durch den linearisierten Dehnungstensor \mathbf{E}^{lin} nicht erfasst wird (Abbildung C-12f). Die Normaldehnung senkrecht zur Faserrichtung ε_{\perp} ist für diesen Lastfall gleich Null ($\varepsilon_{\perp} = 0$, siehe Abbildung C-12h). Für den Fall „pure shear“ ist die Normaldehnung senkrecht zur Faserrichtung kleiner Null ($\varepsilon_{\perp} < 0$) (Abbildung C-12g). Somit sind die beiden Dehnungstensoren \mathbf{E}^{log} und \mathbf{E}^{lin} bezüglich der Deformation der Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 nicht materiell objektiv. Badel et al. [Bad08] zeigen, dass zur Verwendung der logarithmischen Dehnung eine spezielle Transformation des logarithmischen Dehnungsinkrements in ein zu dem entsprechenden materiellen Linienelement parallelen Koordinatensystem erforderlich ist (hypoelastische Ansätze in Abschnitt A 3.3.2.2).

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass sowohl der Green-Lagrange Dehnungstensor \mathbf{E}^{GL} als auch die lineare Dehnungsmatrix $\boldsymbol{\varepsilon}$ prinzipiell zur Modellierung des Materialverhaltens von UD-Gelegen geeignet sind, da diese bezüglich der Deformation der Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 materiell objektiv sind: Die Dehnung der Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 sowie die Schubdehnung wird exklusiv durch einzelne Komponenten von \mathbf{E}^{GL} oder $\boldsymbol{\varepsilon}$ beschrieben. Der wesentliche Unterschied zwischen \mathbf{E}^{GL} und $\boldsymbol{\varepsilon}$ ist, dass die Dehnung der Linienelemente der Materialhauptrichtungen sich in $\boldsymbol{\varepsilon}$ linear und in \mathbf{E}^{GL} quadratisch mit der Verschiebung in Richtung der Linienelemente bewegen (vgl. Abschnitt C 2.4.3). Wird das Materialverhalten mit \mathbf{E}^{GL} oder $\boldsymbol{\varepsilon}$ modelliert, ist zusätzlich die Verwendung der skalaren Dehnung ε_{\perp} zur Beschreibung des Verhaltens bei Querdrukbelastung sinnvoll (vgl. Abbildung C-12 e und g).

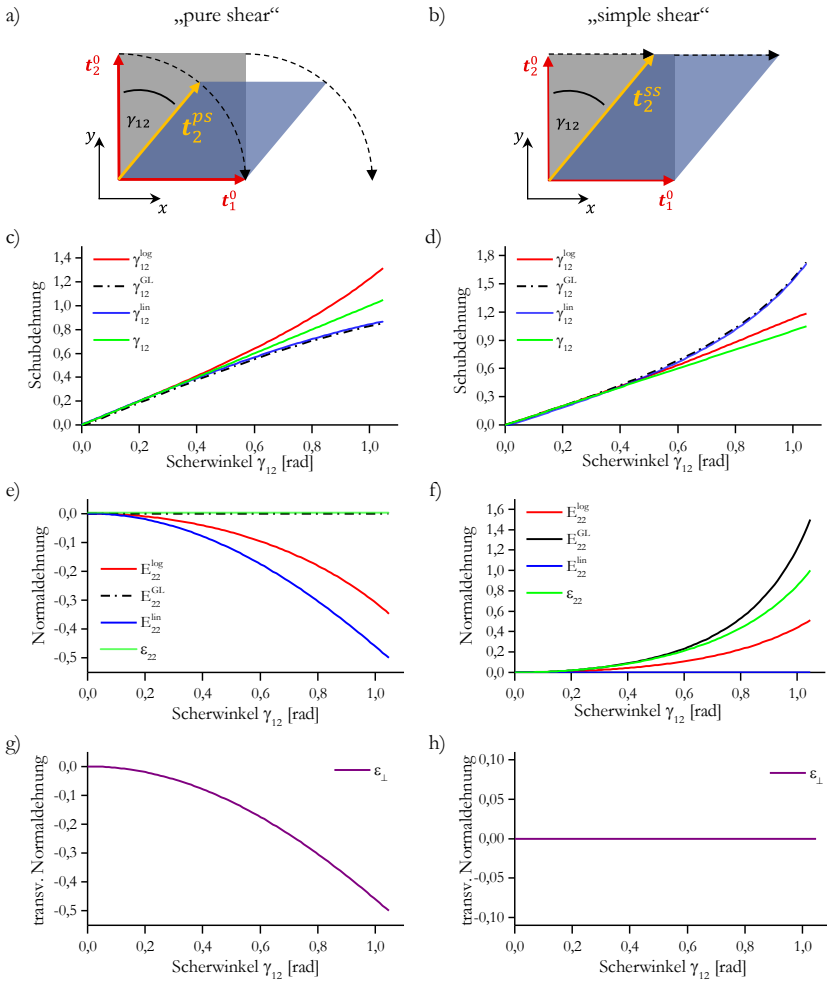


Abbildung C-12: Vergleichende Darstellung versch. Dehnungskomponenten für verschiedene Lastfälle: a) Lastfall „pure shear“; b) Lastfall „simple shear“; c) Normaldehnungskomponenten bei „pure shear“; d) Normaldehnungskomponenten bei „simple shear“; e) Schubdehnungskomponenten bei „pure shear“; f) Schubdehnungskomponenten bei „simple shear“; g) Normaldehnung senkrecht zur Faserrichtung bei „pure shear“; h) Normaldehnung senkrecht zur Faserrichtung bei „simple shear“.

C 2.4.2 Vergleichende Betrachtung der Spannungsmaße

Der Unterschied zwischen den vorgestellten Spannungstensoren wird im Folgenden anhand der vergleichenden Darstellung in Abbildung C-13 diskutiert. Die Kräfte der Momentankonfiguration werden jeweils in ihre parallel zu den Linienelementen \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 wirkenden Anteile zerlegt und über die Zwischenkonfiguration in die Referenzkonfiguration transformiert (Abbildung C-13, oben). Die Geometrie der Momentankonfiguration wird direkt in die Referenzkonfiguration (Abbildung C-13, unten) transformiert. Von links nach rechts werden dann folgende Spannungsmaße dargestellt: Die zweite Piola-Kirchhoff-Spannung \mathbf{S} , bei der eine fiktive Kraft der Referenzkonfiguration auf die Ausgangsgeometrie wirkt; die fiktive Nennspannung \mathbf{P}^* , bei der eine fiktive Kraft der Zwischenkonfiguration auf die Ausgangsgeometrie wirkt; die erste Piola-Kirchhoff-Spannung \mathbf{P} , bei der die aktuelle Kraft der Momentankonfiguration auf die Ausgangsgeometrie wirkt; die Cauchy-Spannung $\boldsymbol{\sigma}$, bei der die aktuelle Kraft der Momentankonfiguration auf die aktuelle Geometrie der Momentankonfiguration wirkt.

Weder bei der Cauchy Spannung $\boldsymbol{\sigma}$ noch bei der ersten Piola-Kirchhoff Spannung \mathbf{P} existiert ein exklusiver Zusammenhang zwischen den einzelnen Komponenten der Spannungstensoren und der Deformation der Linienelemente der Materialhaupttrichtungen. Beispielsweise resultiert aus der Kraft $d\mathbf{f}_2$ eine Deformation von Linienelement \mathbf{t}_2 . Da die Kraft $d\mathbf{f}_2$ weder normal zu dA_x noch zu dA_y ist, resultiert aus $d\mathbf{f}_2$ sowohl ein Normalspannungs- als auch ein Schubspannungsanteil in den Tensoren $\boldsymbol{\sigma}$ und \mathbf{P} . Somit sind die Spannungstensoren $\boldsymbol{\sigma}$ und \mathbf{P} nicht materiell objektiv bezüglich der Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 . Im Gegensatz dazu existiert sowohl bei der zweiten Piola-Kirchhoff Spannung \mathbf{S} als auch bei der fiktiven Nennspannung \mathbf{P}^* ein exklusiver Zusammenhang zwischen den einzelnen Komponenten der Spannungstensoren und der Deformation der Linienelemente der Materialhaupttrichtungen. Die Linienelemente und die Kräfte werden durch die Transformation in die Zwischen- und Referenzkonfiguration so ausgerichtet, dass sie parallel zu den Achsen des Referenzkoordinatensystems verlaufen. Beispielsweise resultiert aus Kraft $d\mathbf{f}_2^0$ bzw. $d\mathbf{f}_2^*$ ausschließlich eine Normalspannungskomponente in den Tensoren \mathbf{S} und

\mathbf{P}^* . Somit sind die Spannungstensoren \mathbf{S} und \mathbf{P}^* bezüglich der Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 materiell objektiv. Die Dehnung von Linienelement \mathbf{t}_2 kann somit exklusiv aus der Spannung S_{yy} bzw. P_{yy}^* berechnet werden. Die Spannungstensoren \mathbf{S} und \mathbf{P}^* unterscheiden sich somit nur aufgrund der unterschiedlichen Beträge der wirkenden fiktiven Kräfte $d\mathbf{f}^0$ und $d\mathbf{f}^*$.

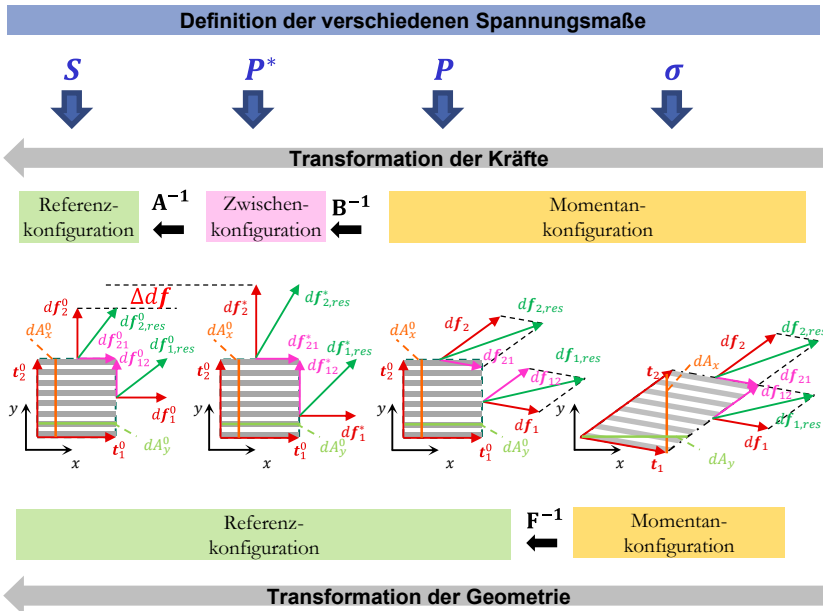


Abbildung C-13: Vergleich der verschiedenen Spannungsmaße am Beispiel eines beliebigen Lastfalls: Zweite Piola-Kirchhoff-Spannung \mathbf{S} , fiktive Nennspannung \mathbf{P}^* , erste Piola-Kirchhoff-Spannung \mathbf{P} , Cauchy-Spannung $\boldsymbol{\sigma}$ (von links nach rechts).

Lassen sich die wirkenden differentiellen Kräfte physikalisch nicht sinnvoll in Anteile aufteilen, die zu den Linienelementen der Materialhaupttrichtungen parallel oder tangential sind, sind die Spannungstensoren \mathbf{S} und \mathbf{P}^* unkomfortabel zur Beschreibung des Materialverhaltens. Dies ist beispielsweise bei der Beschreibung des Materialverhaltens bei Druckbelastung senkrecht zu Linienelement \mathbf{t}_1 der Fall. Aus der Druckbelastung senkrecht zu Linienelement \mathbf{t}_1 resultiert eine differentielle Kraft $d\mathbf{f}_\perp$, die zu jedem Zeitpunkt senkrecht zu

Linielement \mathbf{t}_1 wirkt. Wird die Kraft $d\mathbf{f}_\perp$ in zu den Linielementen \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 parallele Anteile $d\mathbf{f}_{\perp 1}$ und $d\mathbf{f}_{\perp 2}$ zerlegt und über die Zwischenkonfiguration in die Referenzkonfiguration transformiert (siehe Abbildung C-14), resultieren aus $d\mathbf{f}_\perp$ sowohl eine Normal- als auch eine Schubspannungskomponente in den Spannungstensoren \mathbf{S} und \mathbf{P}^* . Wird aus der Kraft $d\mathbf{f}_\perp$ dagegen die Cauchy-Spannung im faserparallelen Koordinatensystem $\sigma_\perp^{\parallel\perp}$ berechnet, existiert wieder die für die Konstitutivmodellierung komfortable direkte Korrelation der wirkenden Kraft $d\mathbf{f}_\perp$ und der Normalspannungskomponenten σ_\perp (Abschnitt C 2.3.3), so dass die Normalspannungskomponenten σ_\perp material objektiv bezüglich Linielement \mathbf{t}_\perp sind.

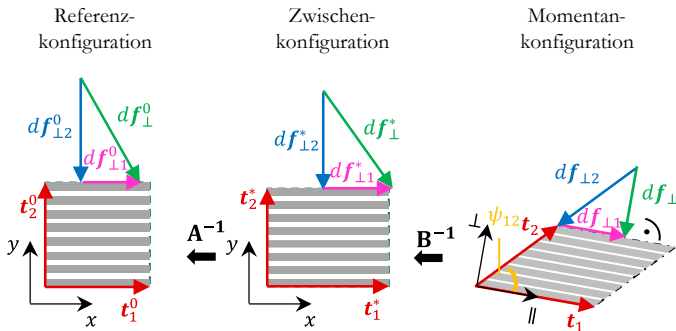


Abbildung C-14: Transformation einer senkrecht zum Linielement \mathbf{t}_1 wirkenden differentiellen Kraft $d\mathbf{f}_\perp$ von der Momentankonfiguration über die Zwischenkonfiguration in die Referenzkonfiguration für einen beliebigen Lastfall, für den skalare Dehnung $\varepsilon_\perp < 0$ ist.

C 2.4.3 Bewertung der Spannungs- und Dehnungsmaßen hinsichtlich der Konstitutivmodellierung

Die Modellierung des Materialverhaltens ist prinzipiell mit allen Spannungs- und Dehnungsmaßen möglich. Die direkte Verwendung von \mathbf{E}^{lin} und \mathbf{P} bzw. \mathbf{E}^{log} und σ würde aufgrund der großen Rotation der Linielemente aber bedeuten, dass die Materialmatrix zum einen komplett anisotrop ist und dass sich zum anderen die einzelnen Komponenten der Materialmatrix zur Beschreibung von linearem Materialverhalten entsprechend der Rotation der Linielemente ver-

ändern müssen, da \mathbf{E}^{lin} und \mathbf{E}^{log} nicht materiell objektiv bezüglich der Linienelemente der Materialhauptrichtungen des UD-Geleges sind. Aus diesem Grund sind \mathbf{E}^{lin} und \mathbf{P} , bzw. \mathbf{E}^{log} und $\boldsymbol{\sigma}$ für die Modellierung des Materialverhaltens von Textilien ungeeignet.

Im Gegensatz dazu lässt sich das Materialverhalten von textilen Halbzeugen durch die Verwendung von \mathbf{E}^{GL} und \mathbf{S} sowie von $\boldsymbol{\varepsilon}$ und \mathbf{P}^* wesentlich einfacher durch eine orthotrope Materialmatrix modellieren (Abschnitt C 2.5.1.1), deren Komponenten von der Rotation der Linienelemente unabhängig sind. Die Dehnungskomponenten von \mathbf{E}^{GL} und $\boldsymbol{\varepsilon}$ entsprechen direkt den Normaldehnungen der Linienelemente bzw. der Schubdeformation (siehe Abschnitt C 2.4.1) und die Komponenten der Spannungstensoren korrespondieren mit den Kräften, die die einzelnen Dehnungsanteile hervorrufen (siehe Abschnitt C 2.4.2). Die lineare Dehnungsmatrix $\boldsymbol{\varepsilon}$ und die dazu korrespondierende fiktive Nennspannung \mathbf{P}^* sind wie Kirchhoff-Material ($\mathbf{S} \sim \mathbf{E}^{GL}$) und alle weiteren hyperelastischen Materialmodelle materiell objektiv bezüglich der Linienelemente der Materialhauptrichtungen des UD-Geleges.

Zur Beschreibung des Materialverhaltens von UD-Gelegen ist die Verwendung von $\boldsymbol{\varepsilon}$ und \mathbf{P}^* geschickter als die Verwendung von Kirchhoff Material ($\mathbf{S} \sim \mathbf{E}^{GL}$). In beiden Fällen ist zwar die Modellierung des Materialverhaltens durch eine orthotrope Materialmatrix möglich, sie hat jedoch andere Auswirkungen. Da sich die Dehnung in \mathbf{E}^{GL} quadratisch mit der Verschiebung entwickelt (Abbildung C-11b) und sich die fiktive Kraft $d\mathbf{f}^0$ betragsmäßig von der realen Kraft $d\mathbf{f}$ unterscheidet, führt eine konstante orthotrope Materialmatrix bei der Verwendung von Kirchhoff Material ($\mathbf{S} \sim \mathbf{E}^{GL}$) zu stark progressiv nichtlinearem Verhalten bei großen Deformationen in Normalenrichtung der Linienelemente (Abbildung C-11b). Soll mit Kirchhoff Material ($\mathbf{S} \sim \mathbf{E}^{GL}$) lineares Materialverhalten für große Deformationen modelliert werden, müssen die Komponenten der orthotropen Materialmatrix sich mit dem Deformationszustand verändern, was insbesondere bei der korrekten Beschreibung der Querkontraktion zu komplizierten und unübersichtlichen Termen führt. Mit $\boldsymbol{\varepsilon}$ und \mathbf{P}^* lässt sich lineares Materialverhalten auch für große Deformationen durch eine konstante orthotrope Materialmatrix beschreiben (siehe auch Abschnitt D 3.1.1), da sich die Dehnung in $\boldsymbol{\varepsilon}$ linear mit Verschiebung entwickelt und \mathbf{P} ein Nennspannungstensor ist, dessen

fiktive Kräfte $d\mathbf{f}^*$ betragsmäßig den realen Kräften $d\mathbf{f}$ entsprechen. Damit gelingt die Übertragung der in Abschnitt B 3.1 gemessenen Eigenschaften bei Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung in das Simulationsmodell problemlos, da den Versuchsergebnissen ebenfalls lineare Dehnungen und Nennspannungen zugrunde liegen.

Einzig das Materialverhalten bei Druckbeanspruchung senkrecht zu den Kohlenstofffasern lässt sich weder mit $\boldsymbol{\varepsilon}$ und \mathbf{P}^* noch mit Kirchhoff Material ($\mathbf{S} \sim \mathbf{E}^{GL}$) komfortabel modellieren (siehe Abschnitt C 2.4.1 und C 2.4.2). Aus diesem Grund wird das Materialverhalten von UD-Gelegen bei Druckbeanspruchung senkrecht zu den Kohlenstofffasern nicht durch $\boldsymbol{\varepsilon}$ und \mathbf{P}^* modelliert, sondern durch ε_{\perp} und P_{\perp} bzw. σ_{\perp} .

Somit werden zur Modellierung des Umformverhaltens von UD-Gelegen zwei Materialmodelle superpositioniert: Das mechanische Verhalten der Kohlenstofffasern, das Zugverhalten der Naht sowie das Schubverhalten wird durch die lineare Dehnungsmatrix $\boldsymbol{\varepsilon}$ und die fiktive Nennspannung \mathbf{P}^* beschrieben. Das mechanische Verhalten bei Druckbeanspruchung senkrecht zu den Kohlenstofffasern wird mit der skalaren Dehnung ε_{\perp} und der skalaren Nennspannung P_{\perp} bzw. σ_{\perp} modelliert. Die Überlagerung wird durch die Addition der jeweiligen Spannungsantworten in Form der im mitdrehenden Koordinatensystem wirkenden Cauchy-Spannung realisiert. Für die Gesamtspannung gilt somit:

$$\hat{\boldsymbol{\sigma}}_{ges} = \hat{\boldsymbol{\sigma}}_{MH} + \hat{\boldsymbol{\sigma}}_{\perp} \quad \text{C-52}$$

C 2.5 Konstitutivgesetze

Das Umformverhalten von UD-Gelegen wird durch die Superposition zweier Materialmodelle modelliert (Gleichung C-52). Im Folgenden wird die Modellierung des Konstitutivverhaltens der einzelnen Materialmodelle beschrieben. Aufgrund der Superposition der Materialmodelle müssen bei der Modellierung bzw. bei der Wahl der Materialparameter (Abschnitt D 1.1) folgende Punkte berücksichtigt werden:

- $\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12} \neq 0$: Für Lastfälle bei denen \mathbf{t}_2 kleiner ist, als das sich bei „simple shear“ ergebende \mathbf{t}_2^{SS} (Abbildung C-12a), ist sowohl $\varepsilon_{\perp} \neq 0$ als auch $\gamma_{12} \neq 0$. Das effektive Schubverhalten wird somit sowohl durch Terme, die von γ_{12} abhängen, als auch durch Terme, die von ε_{\perp} abhängen sind, beeinflusst.
- $\varepsilon_{22} = \varepsilon_{\perp} < 0$: Bei reiner Druckbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung (ohne Schubdeformation) werden die Druckeigenschaften durch die Gleichzeitige Modellierung von ε_{22} und ε_{\perp} doppelt erfasst.

C 2.5.1 Materialverhalten der Materialhauptrichtungen

Zur Beschreibung des Konstitutivverhaltens der Materialhauptrichtungen wird anstatt der tensoriellen Schreibweise die Voigt-Kelvin-Schreibweise (vektorielle Schreibweise) verwendet. Somit folgt mit

$$\underline{\boldsymbol{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \gamma_{12} \end{pmatrix} \quad \text{C-53}$$

der zur Dehnungsmatrix $\boldsymbol{\varepsilon}$ korrespondierende lineare Dehnungsvektor und mit

$$\underline{\mathbf{P}}^* = \begin{pmatrix} P_{11}^* \\ P_{22}^* \\ P_{21}^* \end{pmatrix} \quad \text{C-54}$$

der zum Spannungstensor \mathbf{P}^* korrespondierende fiktive Nennspannungsvektor. Bei der Modellierung des Konstitutivverhaltens wird angenommen, dass die Schubspannung P_{21}^* direkt von γ_{12} abhängt, so dass Gleichung C-43 erfüllt ist. Die fiktive Nennspannung am Ende des Inkrements ergibt sich mit

$$\underline{\mathbf{P}}^{*i+1} = \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^{*i+1} + \underline{\mathbf{P}}_{visc}^{*i+1} \quad \text{C-55}$$

aus der Summe des elastisch-plastischen Anteils $\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^{*i+1}$ und des viskosen Anteils $\underline{\mathbf{P}}_{visc}^{*i+1}$. Der viskose Anteil $\underline{\mathbf{P}}_{visc}^{*i+1}$ wird nur für die Modellierung numerischer Dämpfung benötigt und berechnet sich mit

$$\underline{\mathbf{P}}_{visc}^{*i+1} = \eta_{D,MH} \dot{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} \quad \text{C-56}$$

aus dem numerischen Dämpfungsfaktor $\eta_{D,MH}$ und der aktuellen Dehnrate $\dot{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}$ (vgl. Gleichung C-22).

Das eigentliche Umformverhalten der UD-Gelege wird durch ein elastisch-plastisches Materialgesetz beschrieben. Dabei erfolgt die Berechnung der elastisch-plastischen Spannung $\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^{*i+1}$ inkrementell nach Gleichung C-41 und das elastisch-plastische Spannungsinkrement $\Delta\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*$ wird mit

$$\Delta\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^* = \underline{\mathbf{C}}_T(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*) \cdot \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}} \quad \text{C-57}$$

aus der tangentialen Materialsteifigkeit $\underline{\mathbf{C}}_T$ und dem Dehnungsinkrement $\Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}$ berechnet.

Ausgehend von einem orthotropen linear elastischen Materialmodell bezüglich $\Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}$ und $\Delta\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*$ werden im Folgenden verschiedene Detaillierungsstufen für die Modellierung des Membranverhaltens von UD-Gelegen beschrieben.

C 2.5.1.1 Orthotropes linear elastisches Materialverhalten

Da das UD-Gelege in der Referenzkonfiguration bezüglich der x- und der y-Achse symmetrisch ist und sich $\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}$ und $\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*$, bzw. $\Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}$ und $\Delta\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*$ auf die Geometrie in der Referenzkonfiguration beziehen, kann das Konstitutivverhalten von UD-Gelegen durch orthotropes Materialverhalten modelliert werden. Für den einfachsten Fall von linear-elastischem Materialverhalten sieht die orthotrope Materialmatrix folgendermaßen aus:

$$\underline{\mathbf{C}}_{T,el} = \begin{pmatrix} \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & \frac{\nu_{21}E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ \frac{\nu_{12}E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & \frac{E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{pmatrix} \quad \text{C-58}$$

Dabei wird die Steifigkeit (E_1 und E_2) der Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 in Abhängigkeit der linearen Dehnung (ε_{11} und ε_{22}) entlang der Linienelemente und auf die Ausgangsfläche bezogen. E_1 wirkt entlang von Linienelement \mathbf{t}_1 und ist die Steifigkeit der Kohlenstofffaserbündel. E_2 wirkt entlang Linienelement \mathbf{t}_2 und beschreibt die effektive Steifigkeit der Naht unter Zugbelastung. Aufgrund der besonderen Eigenschaften von $\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}$ und $\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*$ werden durch die Querkontraktionszahlen die Auswirkung der Dehnung entlang eines Linienelements auf die „Querdehnung“ des anderen Linienelements beschrieben. Beispielsweise beschreibt die Querkontraktionszahl ν_{21} die Entstehung der Querdehnung in Richtung der Materialhaupttrichtung \mathbf{t}_1 aufgrund einer Dehnung des Materials in Richtung von Materialhaupttrichtung \mathbf{t}_2 (Abbildung C-15 bzw. Abschnitt D 3.1.1).

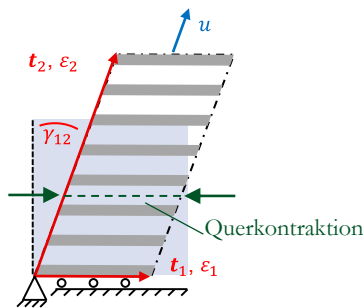


Abbildung C-15: Querkontraktion in Richtung von Linienelement \mathbf{t}_1 aufgrund von Zugbelastung in Richtung von Linienelement \mathbf{t}_2 .

C 2.5.1.2 Zug-Druck Anisotropie

Mesoskopisch betrachtet, entstehen aus der Querkontraktion der Naht Meso-Ondulationen der Kohlenstofffasern. Makroskopisch entsprechen diese bei homogenisierter Betrachtung einer effektiven Querkontraktion des Halbzeugs (Abschnitt B 3.1 und B 3.3). Diese Querkontraktion tritt jedoch nur im Fall einer positiven Gesamtdehnung in \mathbf{t}_2 -Richtung auf ($\varepsilon_{22} > 0$). Auch die Rückkopplung einer Querdehnung in \mathbf{t}_1 -Richtung auf die effektive Steifigkeit in \mathbf{t}_2 -Richtung ist nur für $\varepsilon_{22} > 0$ und für $\varepsilon_{11} < 0$ denkbar. Eine positive Dehnung

der Kohlenstofffasern ($\varepsilon_{11} > 0$) kann nicht zu einer Querkontraktion in t_2 -Richtungen führen, da in diesem Fall alle Kohlenstofffasern gestreckt sind und somit keine Meso-Ondulationen existieren. Im Gegensatz dazu kann ein positives Dehnungszinkrement in t_1 -Richtung ($\Delta\varepsilon_{11} > 0$) zu einer Querkontraktion in t_2 -Richtung führen, wenn der Gesamtdehnungszustand der Kohlenstofffasern kleiner Null ist ($\varepsilon_{11} < 0$). Da zur Beschreibung des Kohlenstofffaserbündelausbeulens weitere experimentelle Untersuchungen und ggf. erweiterte Modelle notwendig sind, wird bei der Modellierung der Querkontraktion im Rahmen dieser Arbeit nur zwischen $\varepsilon_{22} > 0$ und $\varepsilon_{22} \leq 0$ unterschieden.

Auch die Steifigkeiten in Richtung der Materialhauptrichtungen hängen davon ab, ob es sich um eine Zug- oder eine Druckbeanspruchung handelt. Die effektive homogenisierte Steifigkeit der Kohlenstofffaser wird für den Fall einer Druckbelastung in t_1 -Richtung aufgrund des Ausbeulens der Kohlenstofffasern theoretisch kleiner als unter Zug-Belastung. Das Verhalten bei Druckbelastung quer zu den Kohlenstofffasern soll mit dem überlagerten Materialmodell in Abhängigkeit von ε_{\perp} beschrieben werden. Für diesen Fall ist es sinnvoll, wenn die Steifigkeit E_2 Null wird. Somit werden für die Steifigkeiten der Materialhauptrichtungen jeweils eine Zug- und eine Drucksteifigkeit eingeführt.

Die einzelnen Steifigkeiten und Querkontraktionszahlen werden je nach Dehnungszustand mit folgenden Werten belegt:

Materialkonstante	Deformationszustand		Bemerkungen
$E_1 = E_{1c}$	für	$\varepsilon_{11} < 0$	
$E_1 = E_{1t}$	für	$\varepsilon_{11} \geq 0$	
$E_2 = E_{2c}$	für	$\varepsilon_{22} < 0$	Für $E_{\perp} \neq 0$ (Abschnitt C.2.5.2) muss $E_{2c} = 0$ werden
$E_2 = E_{2t}$	für	$\varepsilon_{22} \geq 0$	
$\nu_{21} = \nu_{12} = 0$	für	$\varepsilon_{22} < 0$	
$\nu_{21} \neq \nu_{12} \neq 0$	für	$\varepsilon_{22} \geq 0$	

Tabelle C-1: Wahl der Materialkonstanten bei der Modellierung der Zug-Druck Anisotropie.

C 2.5.1.3 Plastisches Materialverhalten der Naht bei Zug- und Schubbelastung

Weiter stehen zur Beschreibung des nichtlinearen Materialverhaltens der Naht unter Zug-Belastung in \mathbf{t}_2 -Richtung und unter Schubbelastung mehrere elastisch-plastische Modelle zur Verfügung. Dabei wird zur Modellierung der Plastizität angenommen, dass sich die Gesamtdehnung

$$\varepsilon_{22} = \varepsilon_{22,e} + \varepsilon_{22,p}, \quad \text{C-59}$$

bzw. der gesamte Scherwinkel

$$\gamma_{12} = \gamma_{12,e} + \gamma_{12,p} \quad \text{C-60}$$

additiv aus dem elastischen Anteil $\varepsilon_{22,e}$, bzw. $\gamma_{12,e}$ und dem plastischen Anteil der Dehnung $\varepsilon_{22,p}$, bzw. des Scherwinkels $\gamma_{12,p}$ zusammensetzt [Bel14]. Entsprechend folgt für die inkrementelle Beschreibung der Dehnungen

$$\Delta\varepsilon_{22} = \Delta\varepsilon_{22,e} + \Delta\varepsilon_{22,p}, \quad \text{C-61}$$

$$\Delta\gamma_{12} = \Delta\gamma_{12,e} + \Delta\gamma_{12,p}, \quad \text{C-62}$$

wobei $\Delta\varepsilon_{22,e}$ und $\Delta\varepsilon_{22,p}$ der elastische und der plastische Anteil des Dehnungsinkrementes $\Delta\varepsilon_{22}$ sind und $\Delta\gamma_{12,e}$ und $\Delta\gamma_{12,p}$ der elastische und der plastische Anteil des Inkrements des Scherwinkels $\Delta\gamma_{12}$ sind. In jedem Berechnungsinkrement wird mit der elastischen Steifigkeit $\underline{\mathbf{C}}_{T,el}$ (Gleichung C-58) das elastische Spannungsinkrement $\Delta\underline{\mathbf{P}}_{el}^*$ und nach Gleichung C-41 die Prädiktor-Spannung ${}^{tr}\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^{*i+1}$ berechnet. Die plastische Dehnung beginnt, sobald die Prädiktor-Spannung ${}^{tr}\mathbf{P}_2^{*i+1}$ bzw. ${}^{tr}\mathbf{P}_{21}^{*i+1}$ die Fließgrenze $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$ bzw. $R_{12\Gamma}(\gamma_{12,p})$ überschreitet. Diese wird mathematisch durch die Fließbedingungen

$$\Gamma_2 = P_2^* - R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12}) \leq 0, \quad \text{C-63}$$

$$\Gamma_{12} = P_{21}^* - R_{12\Gamma}(\gamma_{12,p}) \leq 0 \quad \text{C-64}$$

beschrieben. Ist $\Gamma_j < 0$, verhält sich das Material rein elastisch und die Spannung am Ende des Inkrements ist mit der Prädiktor-Spannung bereits gefunden, so das gilt:

$$\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*{}^{i+1} = {}^{tr}\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*{}^{i+1} \quad \Gamma_j < 0, j = 1, 12 \quad \text{C-65}$$

Ist $\Gamma_j > 0$, wird die Fließgrenze mit der berechneten Prädiktor-Spannung überschritten und plastisches Verhalten tritt auf. In diesem Fall muss die Prädiktor-Spannung soweit korrigiert werden, dass die Spannung der Fließgrenze entspricht (Korrektor-Spannung) und die Fließbedingung (Gleichung C-63 und C-64) somit wieder erfüllt ist. Die Spannung „bewegt“ sich im plastischen Bereich also genau auf der Fließkurve. Die Berechnung des dazu notwendigen elastisch-plastischen Spannungsincrements $\Delta\underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*$ erfolgt dabei mit der elastisch-plastischen Materialtangente

$$\underline{\mathbf{C}}_T(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*) = \begin{pmatrix} \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & \frac{\nu_{21}E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ \frac{\nu_{12}E_{2,tan}(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*)}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & \frac{E_{2,tan}(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*)}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{12,tan}(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*) \end{pmatrix}. \quad \text{C-66}$$

Obwohl die Fließfläche $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$ der Naht unter Zug-Belastung in \mathbf{t}_2 -Richtung in diesem Modell sowohl von $\varepsilon_{22,p}$ als auch von γ_{12} abhängen kann, ist das zu Grunde liegende Plastizitätsmodell ein eindimensionales Modell, da γ_{12} nur die Berechnung von $E_{2,tan}(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*)$ beeinflusst, jedoch nicht in die Berechnung von \mathbf{P}_2^* mit einfließt. Für eindimensionale Plastizitätsmodelle berechnen sich die effektiven tangentialen Moduli $E_{2,tan}(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*)$ und $G_{12,tan}(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*)$ mit

$$E_{2,tan} = E_2 + \frac{E_2^2}{E_2 + H_{2,pl}(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*)} \quad \text{C-67}$$

$$G_{12,tan} = G_{12} + \frac{G_{12}^2}{G_{12} + H_{12,pl}(\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \Delta\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}, \underline{\mathbf{P}}_{el-pl}^*)} \quad \text{C-68}$$

aus den elastischen Moduli E_2 und G_{12} sowie den plastischen Moduli $H_{2,pl}$ und $H_{12,pl}$ [Bel14]. Die Berechnung des plastischen Dehnungsinkrements erfolgt mit

$$\Delta \varepsilon_{22,p} = \Delta \varepsilon_{22} - \frac{\Delta P_{22}^*}{E_2} \quad \text{C-69}$$

$$\Delta \gamma_{12,p} = \Delta \gamma_{12} - \frac{\Delta P_{12}^*}{G_{12}} \quad \text{C-70}$$

jeweils aus dem Gesamtdehnungsinkrement, dem elastisch-plastischen Spannungsinkrement und dem elastischen Modul [Bel14]. Die plastischen Moduli $H_{j,pl}$ beschreiben die Änderung der Fließfläche aufgrund der Änderung der plastischen Dehnungen sowie anderen Zustandsgrößen.

Im Fall von Schubbelastung wird die Fließkurve nur in Abhängigkeit des plastischen Scherwinkels $\gamma_{12,p}$ modelliert. Somit errechnet sich der plastische Schubmodul

$$H_{12,pl}^i = \left. \frac{dR_{12\Gamma}}{d\gamma_{12,p}} \right|_{\gamma_{12,p}=\gamma_{12,p}^i} \quad \text{C-71}$$

an der Stelle i aus der Ableitung der Fließkurve $R_{12\Gamma}$ nach der plastischen Scherwinkel $\gamma_{12,p}$ bei $\gamma_{12,p} = \gamma_{12,p}^i$.

Für den Fall der Zug-Belastung der Naht in \mathbf{t}_2 -Richtung wird die Fließfläche $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$ sowohl in Abhängigkeit der plastischen Dehnung $\varepsilon_{22,p}$ und des Scherwinkels γ_{12} als auch nur in Abhängigkeit der plastischen Dehnung $\varepsilon_{22,p}$ modelliert. Für den Fall, das die Fließfläche $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p})$ nur in Abhängigkeit der plastischen Dehnung $\varepsilon_{22,p}$ modelliert wird, berechnet sich der plastische Modul in \mathbf{t}_2 -Richtung äquivalent zum plastischen Schubmodul (Gleichung C-71) mit

$$H_{2,pl} = \left. \frac{dR_{2\Gamma}}{d\varepsilon_{22,p}} \right|_{\varepsilon_{22,p}=\varepsilon_{22,p}^i} \quad \text{C-72}$$

aus der Ableitung der Fließkurve $R_{2\Gamma}$ nach der plastischen Dehnung $\varepsilon_{22,p}$ bei $\varepsilon_{22,p} = \varepsilon_{22,p}^i$.

Für den Fall, dass die Fließfläche $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$ von $\varepsilon_{22,p}$ und γ_{12} abhängt, berechnet sich der plastische Modul aus dem Richtungsableitung

$$\begin{aligned} \left. \frac{\partial R_{2\Gamma}}{\partial \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}} \right|_{\substack{\varepsilon_{22,p} = \varepsilon_{22,p}^i \\ \gamma_{12} = \gamma_{12}^i}} &= \left. \nabla R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12}) \right|_{\substack{\varepsilon_{22,p} = \varepsilon_{22,p}^i \\ \gamma_{12} = \gamma_{12}^i}} \cdot \frac{\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}}{|\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}|} \\ &= \left. \frac{\partial R_{2\Gamma}}{\partial \varepsilon_{22,p}} \right|_{\substack{\varepsilon_{22,p} = \varepsilon_{22,p}^i \\ \gamma_{12} = \gamma_{12}^i}} \cdot \frac{\Delta \varepsilon_{22,p}}{|\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}|} + \left. \frac{\partial R_{2\Gamma}}{\partial \gamma_{12}} \right|_{\substack{\varepsilon_{22,p} = \varepsilon_{22,p}^i \\ \gamma_{12} = \gamma_{12}^i}} \cdot \frac{\Delta \gamma_{12}}{|\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}|} \end{aligned} \quad \text{C-73}$$

der $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$ an der Stelle $\varepsilon_{22,p} = \varepsilon_{22,p}^i$ und $\gamma_{12} = \gamma_{12}^i$ in Richtung des Vektors

$$\mathbf{v}_{R_{2\Gamma}} = \begin{pmatrix} \Delta \varepsilon_{22,p} \\ \Delta \gamma_{12} \end{pmatrix}. \quad \text{C-74}$$

Da die Spannung P_2^* bei orthotropem Materialverhalten unabhängig vom Scherwinkel berechnet wird (Gleichung C-66), entspricht die Richtungsableitung von $R_{2\Gamma}$ in Richtung $\mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}$ nicht der gesuchten plastischen Materialtangente $H_{2,pl}$. Die gesuchte plastische Materialtangente $H_{2,pl}$ multipliziert mit $\Delta \varepsilon_{22,p}$ muss jedoch dieselbe Änderung der Fließgrenze $\Delta R_{2\Gamma}$ bewirken, wie die Richtungsableitung von $R_{2\Gamma}$ in Richtung $\mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}$ multipliziert mit dem Betrag $|\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}|$ des Richtungsvektors (siehe Abbildung C-16). Somit muss

$$\Delta \tilde{R}_{2\Gamma, \varepsilon_{22,p}} = \frac{\partial \tilde{R}_{2\Gamma}}{\partial \varepsilon_{22,p}} \Delta \varepsilon_{22,p} = \frac{\partial R_{2\Gamma}}{\partial \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}} |\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}| = \Delta R_{2\Gamma, \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}} \quad \text{C-75}$$

gelten und die plastische Materialtangente

$$H_{2,pl} = \frac{\partial \tilde{R}_{2\Gamma}}{\partial \varepsilon_{22,p}} = \frac{\partial R_{2\Gamma}}{\partial \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}} \frac{|\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}|}{\Delta \varepsilon_{22,p}} \quad \text{C-76}$$

ergibt sich durch Umstellen von Gleichung C-75. Aus Gleichung C-73 und Gleichung C-76 folgt für die plastische Materialtangente:

$$\begin{aligned}
 H_{2,pl} &= \nabla R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12}) \Big|_{\substack{\varepsilon_{22,p}=\varepsilon_{22,p}^i \\ \gamma_{12}=\gamma_{12}^i}} \cdot \frac{\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}}{|\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}|} \cdot \frac{|\Delta \mathbf{v}_{R_{2\Gamma}}|}{\Delta \varepsilon_{22,p}} \\
 &= \frac{\partial R_{2\Gamma}}{\partial \varepsilon_{22,p}} \Big|_{\substack{\varepsilon_{22,p}=\varepsilon_{22,p}^i \\ \gamma_{12}=\gamma_{12}^i}} + \frac{\partial R_{2\Gamma}}{\partial \gamma_{12}} \Big|_{\substack{\varepsilon_{22,p}=\varepsilon_{22,p}^i \\ \gamma_{12}=\gamma_{12}^i}} \cdot \frac{\Delta \gamma_{12}}{\Delta \varepsilon_{22,p}}
 \end{aligned} \tag{C-77}$$

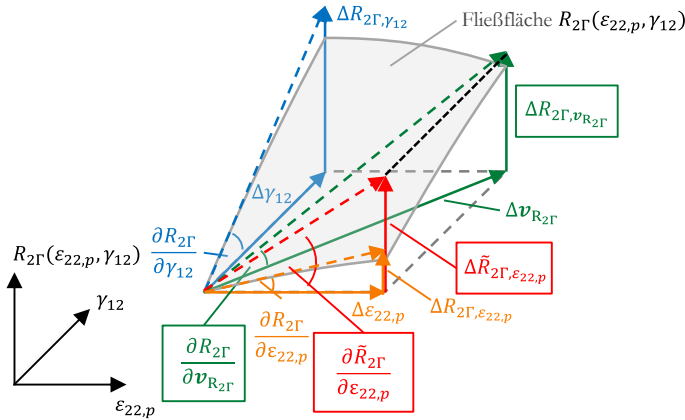


Abbildung C-16: Bestimmung der plastischen Materialtangente im Fall der zweidimensionalen Fließfläche $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$.

Eindimensionale Fließkurve zur Beschreibung der Zugeigenschaften in \mathbf{t}_2 -Richtung

Die Beschreibung der Fließkurve $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p})$ (eindimensionale Fließkurve) der Naht bei Zug-Belastung in \mathbf{t}_2 -Richtung in Abhängigkeit der plastischen Dehnung $\varepsilon_{22,p}$ (Abbildung C-17) erfolgt mit folgender analytischen Funktion:

$$R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}) = \begin{cases} R_{2\Gamma,b}(\varepsilon_{22,p}) & , \varepsilon_{22,p} \leq \varepsilon_{22,p,lock} \\ R_{2\Gamma,b}(\varepsilon_{22,p}) + R_{2\Gamma,lock}(\varepsilon_{22,p}) & , \varepsilon_{22,p} > \varepsilon_{22,p,lock} \end{cases} \tag{C-78}$$

Dabei wächst

$$R_{2\Gamma,b}(\varepsilon_{22,p}) = (1 - e^{-k_{2p} \cdot \varepsilon_{22,p}})(H_{2p} \cdot \varepsilon_{22,p} + \Delta R_{2\Gamma}^0) + R_{2\Gamma}^0 \tag{C-79}$$

für $\varepsilon_{22,p} \leq \varepsilon_{22,p,lock}$ von $R_{2\Gamma}^0$ bis zur linearen Funktion $H_{2p}\varepsilon_{22,p} + R_{2\Gamma,max}^0$, wobei $R_{2\Gamma,max}^0$ in

$$\Delta R_{2\Gamma}^0 = R_{2\Gamma,max}^0 - R_{2\Gamma}^0 \quad C-80$$

miteinfließt. Für $\varepsilon_{22,p} > \varepsilon_{22,p,lock}$ wird $R_{2\Gamma,b}(\varepsilon_{22,p})$ zusätzlich mit dem verfestigenden Term

$$R_{2\Gamma,lock}(\varepsilon_{22,p}) = \frac{H_{2p,lock} \cdot (\varepsilon_{22,p} - \varepsilon_{22,p,lock})^2}{2\Delta\varepsilon_{22,p,lock}} \quad C-81$$

überlagert. Dabei ist $H_{2p,lock}$ die Steigung von $R_{2\Gamma,lock}$ bei $\varepsilon_{22,p} = \varepsilon_{22,p,lock} + \Delta\varepsilon_{22,p,lock}$.

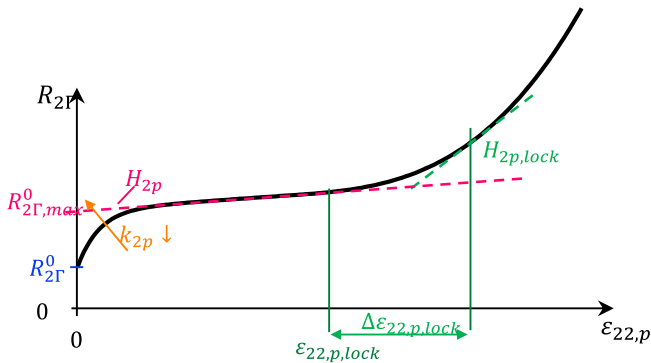


Abbildung C-17: Fließkurve $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p})$ zur Beschreibung des plastischen Materialverhaltens der Naht bei Zug-Belastung in \mathbf{t}_2 -Richtung.

Für die Berechnung des plastischen Moduls folgt nach Gleichung C-72

$$H_{2,pl} = \begin{cases} H_{2,pl,b} & , \varepsilon_{22,p} \leq \varepsilon_{22,p,lock} \\ H_{2,pl,b} + H_{2,pl,lock} & , \varepsilon_{22,p} > \varepsilon_{22,p,lock} \end{cases} \quad C-82$$

mit

$$H_{2,pl,b} = k_{2p} \cdot e^{-k_{2p} \cdot \varepsilon_{22,p}} (H_{2p} \cdot \varepsilon_{22,p} + \Delta R_{2\Gamma}^0) + (1 - e^{-k_{2p} \cdot \varepsilon_{22,p}}) \cdot H_{2p} \quad C-83$$

und

$$H_{2,p,lock} = \frac{H_{2p,lock} \cdot (\varepsilon_{22,p} - \varepsilon_{22,p,lock})}{\Delta\varepsilon_{22,p,lock}}. \quad \text{C-84}$$

Zweidimensionale Fließfläche zur Beschreibung der Zugeigenschaften in \mathbf{t}_2 -Richtung

Im Weiteren wird die Fließfläche $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$ der Naht bei Zug-Belastung in \mathbf{t}_2 -Richtung in Abhängigkeit der plastischen Dehnung $\varepsilon_{2,p}$ und in Abhängigkeit des Scherwinkels γ_{12} modelliert (zweidimensionale Fließfläche). Die Überlagerung wird realisiert, indem die Konstanten $\mathbf{K} = [R_{2\Gamma}^0, R_{2\Gamma,max}^0, H_{2p}, k_{2p}, \varepsilon_{22,p,lock}, H_{2p,lock}]$ der Fließkurve $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p})$ (Gleichung C-78) folgendermaßen als Funktion des Scherwinkels γ_{12} beschrieben werden (Abbildung C-18):

$$\mathbf{K}(\gamma_{12}) = \begin{cases} \mathbf{K}^s & , \gamma_{12} \leq \gamma_{12}^s \\ \frac{\mathbf{K}^s - \mathbf{K}^e}{2} \left[\cos\left(\frac{\pi(\gamma_{12} - \gamma_{12}^s)}{\gamma_{12}^e - \gamma_{12}^s}\right) + 1 \right] + \mathbf{K}^s & , \gamma_{12}^s < \gamma_{12} < \gamma_{12}^e \\ \mathbf{K}^e & , \gamma_{12}^e \leq \gamma_{12} \end{cases} \quad \text{C-85}$$

Für den Bereich $\gamma_{12}^s < \gamma_{12} < \gamma_{12}^e$ berechnet sich die Ableitung von \mathbf{K} nach γ_{12} mit

$$\frac{\partial \mathbf{K}(\gamma_{12})}{\partial \gamma_{12}} = -\frac{\pi \cdot (\mathbf{K}^s - \mathbf{K}^e)}{2 \cdot (\gamma_{12}^e - \gamma_{12}^s)} \cdot \sin\left(\frac{\pi(\gamma_{12} - \gamma_{12}^s)}{\gamma_{12}^e - \gamma_{12}^s}\right). \quad \text{C-86}$$

Somit werden zur Beschreibung der Fließfläche $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$ die Konstanten $R_{2\Gamma}^{0s}, R_{2\Gamma}^{0e}, R_{2\Gamma,max}^{0s}, R_{2\Gamma,max}^{0e}, H_{2p}^s, H_{2p}^e, k_{2p}^s, k_{2p}^e, \varepsilon_{22,p,lock}^s, \varepsilon_{22,p,lock}^e, H_{2p,lock}^s$ und $H_{2p,lock}^e$ benötigt. Einzig der Parameter $\Delta\varepsilon_{22,p,lock}$ bleibt über den Scherwinkel konstant. Die Fließfläche $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$ ist in Abbildung C-19 schematisch dargestellt.

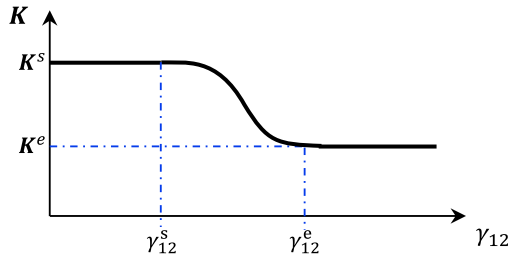


Abbildung C-18: Funktion zur Beschreibung der Materialkonstanten der Fließkurve $R_{2r}(\varepsilon_{22,p})$ (Gleichung C-82) in Abhängigkeit des Scherwinkels γ_{12} am Beispiel der beliebig ersetzbaren Konstante \mathbf{K} .

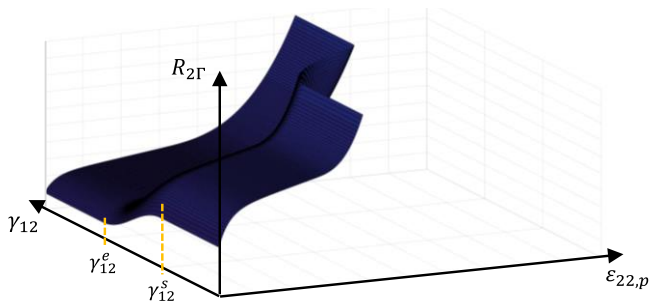


Abbildung C-19: Schematische Darstellung der Fließfläche $R_{2r}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$.

Für $\gamma_{12} \leq \gamma_{12}^s$ und $\gamma_{12}^e \leq \gamma_{12}$ besteht, abgesehen davon, dass die Konstanten \mathbf{K} mit \mathbf{K}^s und \mathbf{K}^e unterschiedliche Werte haben, keine Abhängigkeit der Fließfläche vom Scherwinkel. Für $\gamma_{12} \leq \gamma_{12}^s$ und $\gamma_{12}^e \leq \gamma_{12}$ erfolgt die Berechnung des plastischen Moduls nach den Gleichungen C-72, C-82, C-83 und C-84. Für Scherwinkel im Bereich $\gamma_{12}^s < \gamma_{12} < \gamma_{12}^e$ erfolgt die Berechnung des plastischen Moduls nach Gleichung C-77. Aus den Gleichungen C-78, C-79, C-81 und C-85 folgt

$$\frac{\partial R_{2r}}{\partial \varepsilon_{22,p}} = \begin{cases} \frac{\partial R_{2r,b}}{\partial \varepsilon_{22,p}} & , \varepsilon_{22,p}^i \leq \varepsilon_{22,p,lock} \\ \frac{\partial R_{2r,b}}{\partial \varepsilon_{22,p}} + \frac{\partial R_{2r,lock}}{\partial \varepsilon_{22,p}} & , \varepsilon_{22,p}^i > \varepsilon_{22,p,lock} \end{cases} \quad \text{C-87}$$

mit

$$\frac{\partial R_{2\Gamma,b}}{\partial \varepsilon_{22,p}} = k_{2p}(\gamma_{12}^i) \cdot e^{-k_{2p}(\gamma_{12}^i) \cdot \varepsilon_{22,p}} \left(H_{2p}(\gamma_{12}^i) \cdot \varepsilon_{22,p} + \Delta R_{2\Gamma}^0(\gamma_{12}^i) \right) + \left(1 - e^{-k_{2p}(\gamma_{12}^i) \cdot \varepsilon_{22,p}} \right) \cdot H_{2p}(\gamma_{12}^i) \quad \text{C-88}$$

und

$$\frac{\partial R_{2\Gamma,lock}}{\partial \varepsilon_{22,p}} = \frac{H_{2p,lock}(\gamma_{12}^i) \cdot \left(\varepsilon_{22,p} - \varepsilon_{22,p,lock}(\gamma_{12}^i) \right)}{\Delta \varepsilon_{22,p,lock}} \quad \text{C-89}$$

Aus den Gleichungen C-78, C-79, C-80, C-81 und C-86 folgt

$$\frac{\partial R_{2\Gamma}}{\partial \gamma_{12}} = \begin{cases} \frac{\partial R_{2\Gamma,b}}{\partial \gamma_{12}} & , \varepsilon_{22,p}^i \leq \varepsilon_{2,p,lock} \\ \frac{\partial R_{2\Gamma,b}}{\partial \gamma_{12}} + \frac{\partial R_{2\Gamma,lock}}{\partial \gamma_{12}} & , \varepsilon_{22,p}^i > \varepsilon_{2,p,lock} \end{cases} \quad \text{C-90}$$

mit

$$\begin{aligned} \frac{\partial R_{2\Gamma,b}}{\partial \gamma_{12}} &= \frac{\partial k_{2p}(\gamma_{12})}{\partial \gamma_{12}} \cdot \varepsilon_{2,p} e^{-k_{2p}(\gamma_{12}) \cdot \varepsilon_{22,p}} \left[H_{2p}(\gamma_{12}) \cdot \varepsilon_{22,p} + \Delta R_{2\Gamma}^0(\gamma_{12}) \right] \\ &+ \left(1 - e^{-k_{2p}(\gamma_{12}) \cdot \varepsilon_{22,p}} \right) \left[\frac{H_{2p}(\gamma_{12})}{\partial \gamma_{12}} + \frac{\partial R_{2\Gamma,max}^0(\gamma_{12})}{\partial \gamma_{12}} - \frac{\partial R_{2\Gamma}^0(\gamma_{12})}{\partial \gamma_{12}} \right] \\ &\quad + \frac{\partial R_{2\Gamma}^0(\gamma_{12})}{\partial \gamma_{12}} \end{aligned} \quad \text{C-91}$$

und

$$\begin{aligned} \frac{\partial R_{2\Gamma,lock}}{\partial \gamma_{12}} &= \frac{\partial H_{2p,lock}(\gamma_{12})}{\partial \gamma_{12}} \cdot \frac{[\varepsilon_{22,p} - \varepsilon_{22,p,lock}(\gamma_{12})]^2}{2\Delta \varepsilon_{22,p,lock}} \\ &- \frac{\partial \varepsilon_{2,p,lock}(\gamma_{12})}{\partial \gamma_{12}} \frac{H_{2p,lock}(\gamma_{12}) [\varepsilon_{22,p} - \varepsilon_{22,p,lock}(\gamma_{12})]}{\Delta \varepsilon_{22,p,lock}} \end{aligned} \quad \text{C-92}$$

Eindimensionale Fließkurve zur Beschreibung der Schubeigenschaften

Die Beschreibung der Fließkurve $R_{12\Gamma}(\gamma_{12,p})$ des Materials unter Schubbelastung erfolgt in Abhängigkeit des plastischen Scherwinkels $\gamma_{12,p}$ (Abbildung C-20) mit folgender analytischen Funktion:

$$R_{12\Gamma}(\gamma_{12,p}) = \begin{cases} R_{12\Gamma,b}(\gamma_{12,p}) & , \gamma_{12,p} \leq \gamma_{12,p,lock} \\ R_{12\Gamma,b}(\gamma_{12,p}) + R_{12\Gamma,lock}(\gamma_{12,p}) & , \gamma_{12,p} > \gamma_{12,p,lock} \end{cases} \quad C-93$$

Dabei ist

$$R_{12\Gamma,b}(\gamma_{12,p}) = (1 - e^{-k_{12p} \cdot \gamma_{12,p}}) (\Delta R_{12\Gamma}^1 \cdot e^{-n_{12p} \cdot \gamma_{12,p}} + H_{12p} \cdot \gamma_{12,p} + \Delta R_{12\Gamma}^0) + R_{12\Gamma}^0 \quad C-94$$

mit

$$\Delta R_{12\Gamma}^0 = R_{12\Gamma,max}^0 - R_{12\Gamma,sat}^0 \quad C-95$$

und

$$\Delta R_{12\Gamma}^1 = R_{12\Gamma,sat}^0 - R_{12\Gamma}^0 \quad C-96$$

Für $\gamma_{12,p} > \gamma_{12,p,lock}$ wird $R_{12\Gamma,b}(\gamma_{12,p})$ zusätzlich mit dem verfestigenden Term

$$R_{12\Gamma,lock}(\gamma_{12,p}) = \frac{H_{12p,lock} \cdot (\gamma_{12,p} - \gamma_{12,p,lock})^2}{2\Delta\gamma_{12,p,lock}} \quad C-97$$

überlagert. Dabei ist $H_{12p,lock}$ die Steigung von $R_{12\Gamma,lock}$ bei $\gamma_{12,p} = \gamma_{12,p,lock} + \Delta\gamma_{12,p,lock}$.

Für die Berechnung des plastischen Moduls nach C-71 folgt

$$H_{12,pl} = \begin{cases} H_{12,pl,b} & , \gamma_{12,p} \leq \gamma_{12,p,lock} \\ H_{12,pl,b} + H_{12,pl,lock} & , \gamma_{12,p} > \gamma_{12,p,lock} \end{cases} \quad C-98$$

mit

$$H_{12,p,l,b} = k_{12p} e^{-k_{12p} \gamma_{12,p}} (\Delta R_{12\Gamma}^1 \cdot e^{-n_{12p} \gamma_{12,p}} + H_{12p} \cdot \gamma_{12,p} + \Delta R_{12\Gamma}^0) + (1 - e^{-k_{12p} \gamma_{12,p}}) (H_{12p} - \Delta R_{12\Gamma}^1 \cdot e^{-n_{12p} \gamma_{12,p}}) \quad \text{C-99}$$

und

$$H_{12,p,l,lock} = \frac{H_{12p,lock} \cdot (\gamma_{12,p} - \gamma_{12,p,lock})}{\Delta \gamma_{12,p,lock}}. \quad \text{C-100}$$

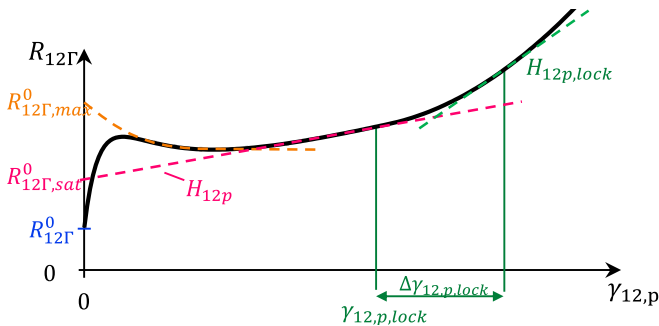


Abbildung C-20: Fließkurve $R_{12\Gamma}(\gamma_{12,p})$ zur Beschreibung des plastischen Materialverhaltens der Naht bei Schubbelastung.

Lassen sich die Fließflächen nicht durch eine analytische Funktion in Abhängigkeit der plastischen Dehnung beschreiben oder werden zur Berechnung sehr große Zeitschritte verwendet, wie sie beispielsweise bei impliziten Berechnungen üblich sind, sind zur Bestimmung des plastischen Anteils der Dehnung bzw. der Spannung am Ende eines Zeitschrittes in der Regel mehrere lokale Iterationen notwendig. Auf lokale Iterationen kann hier verzichtet werden, da der Fehler bei der Berechnung der Spannungen aufgrund der kleinen Zeitschritte vernachlässigbar ist (Abschnitt D 3.1.2).

C 2.5.2 Materialverhalten bei Querdruckbeanspruchung

Das Materialverhalten bei Querdruckbeanspruchung wird für $\epsilon_{\perp} \leq 0$ durch

$$P_{\perp} = P_{\perp,el} + P_{\perp,visc} \quad \text{C-101}$$

beschrieben, wobei der Term

$$P_{\perp,visc} = \eta_{\perp} \cdot \dot{\varepsilon}_{\perp} \quad \text{C-102}$$

die numerische Dämpfung bei Querdruckbeanspruchung beschreibt und der Term

$$P_{\perp,el}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12}) = \begin{cases} P_{\perp,el,b}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12}) & , \varepsilon_{\perp} \geq \varepsilon_{\perp,lock}(\gamma_{12}) \\ P_{\perp,el,b}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12}) + P_{\perp,el,lock}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12}) & , \varepsilon_{\perp} < \varepsilon_{\perp,lock}(\gamma_{12}) \end{cases} \quad \text{C-103}$$

das elastische Verhalten, wobei zwischen dem Bereich mit geringerer Querdrucksteifigkeit ($\varepsilon_{\perp} \geq \varepsilon_{\perp,lock}(\gamma_{12})$) und dem Bereich mit stark ansteigender („locking“) Querdrucksteifigkeit ($\varepsilon_{\perp} < \varepsilon_{\perp,lock}(\gamma_{12})$) unterschieden wird. Dabei berechnet sich $P_{\perp,el,b}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12})$ aus

$$P_{\perp,el,b}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12}) = N(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12}) \cdot [P_{\perp,off}(\gamma_{12}) + E_{\perp,off}(\gamma_{12}) \cdot \varepsilon_{\perp}] \quad \text{C-104}$$

mit dem Verstärkungsfaktor

$$N(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12}) = \begin{cases} a_N(\gamma_{12})\varepsilon_{\perp}^3 + b_N(\gamma_{12})\varepsilon_{\perp}^2 + c_N(\gamma_{12})\varepsilon_{\perp} & \varepsilon_{\perp} \geq \varepsilon_{\perp,N}(\gamma_{12}) \\ 1 & \varepsilon_{\perp} < \varepsilon_{\perp,N}(\gamma_{12}) \end{cases} \quad \text{C-105}$$

Dabei beschreibt

$$\varepsilon_{\perp,N}(\gamma_{12}) = \frac{2P_{\perp,off}(\gamma_{12})}{E_{\perp,0} - E_{\perp,off}(\gamma_{12})} \quad \text{C-106}$$

die Dehnung, an der das Polynom aus Gleichung C-105 den Wert 1 annimmt und die Parameter

$$a_N(\gamma_{12}) = \frac{E_{\perp,0} \cdot |\varepsilon_{\perp,N}(\gamma_{12})| - 2 \cdot |P_{\perp,off}(\gamma_{12})|}{|\varepsilon_{\perp,N}(\gamma_{12})|^3 \cdot |P_{\perp,off}(\gamma_{12})|} \quad \text{C-107}$$

$$b_N(\gamma_{12}) = \frac{2 \cdot E_{\perp,0} \cdot |\varepsilon_{\perp,N}(\gamma_{12})| - 3 \cdot |P_{\perp,off}(\gamma_{12})|}{|\varepsilon_{\perp,N}(\gamma_{12})|^2 \cdot |P_{\perp,off}(\gamma_{12})|} \quad \text{C-108}$$

$$c_N(\gamma_{12}) = \frac{E_{\perp,0}}{|P_{\perp,off}(\gamma_{12})|} \quad \text{C-109}$$

sind so definiert, dass die $P_{\perp,el}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12})$ bei $\varepsilon_{\perp} = 0$ die Steigung $E_{\perp,0}$ hat und dass $P_{\perp,el,b}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12})$ stetig differenzierbar ist.

Für $\varepsilon_{\perp} > \varepsilon_{\perp,lock}(\gamma_{12})$ wird $P_{\perp,el,b}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12})$ zusätzlich mit dem „locking“-Term

$$P_{\perp,el,lock}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12}) = \frac{E_{\perp,lock}(\gamma_{12}) \cdot (\varepsilon_{\perp} - \varepsilon_{\perp,lock}(\gamma_{12}))^3}{3\Delta\varepsilon_{\perp,lock}} \quad \text{C-110}$$

überlagert. Dabei ist $E_{\perp,lock}(\gamma_{12})$ die Steigung von $P_{\perp,el,lock}$ bei $\varepsilon_{\perp} = \varepsilon_{\perp,lock}(\gamma_{12}) - \Delta\varepsilon_{\perp,lock}$. Der Verlauf von $P_{\perp,el}$ über ε_{\perp} ist für einen festen Scherwinkel in Abbildung C-21a dargestellt.

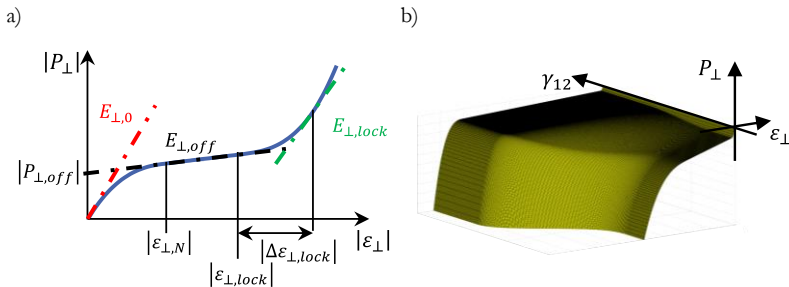


Abbildung C-21: Modellierung des Materialverhaltens bei Druckbelastung senkrecht zu den Kohlenstofffasern: a) Verlauf von $P_{\perp,el}$ über ε_{\perp} für einen festen Scherwinkel (betragsmäßige Darstellung); b) Verlauf von $P_{\perp,el}$ in Abhängigkeit von ε_{\perp} und γ_{12} .

Die Abhängigkeit der elastischen Querdrukkspannung $P_{\perp,el}(\varepsilon_{\perp}, \gamma_{12})$ vom Scherwinkel γ_{12} wird wie auch beim plastischen Verhalten der Naht bei Zugbelastung in t_2 -Richtung (Gleichung C-85) durch die Abhängigkeit der Kon-

stanten $\mathbf{L}(\gamma_{12}) = [E_{\perp,off}(\gamma_{12}), P_{\perp,off}(\gamma_{12}), E_{\perp,lock}(\gamma_{12}), \varepsilon_{\perp,lock}(\gamma_{12})]$ vom Scherwinkel γ_{12} modelliert (Abbildung C-21b):

$$\mathbf{L}(\gamma_{12}) = \begin{cases} \mathbf{L}^a & , \gamma_{12} \leq \gamma_{12}^a \\ \frac{\mathbf{L}^a - \mathbf{L}^b}{2} \left[\cos\left(\frac{\pi(\gamma_{12} - \gamma_{12}^a)}{\gamma_{12}^a - \gamma_{12}^b}\right) + 1 \right] + \mathbf{L}^a & , \gamma_{12}^a < \gamma_{12} < \gamma_{12}^b \\ \mathbf{L}^b & , \gamma_{12}^b \leq \gamma_{12} \end{cases} \quad \text{C-111}$$

Einzig der Parameter $\Delta\varepsilon_{\perp,lock}$ ist unabhängig vom Scherwinkel. Somit wird das Querdruckverhalten mit den Konstanten $E_{\perp,0}, E_{\perp,off}^a, E_{\perp,off}^b, P_{\perp,off}^a, P_{\perp,off}^b, E_{\perp,lock}^a, E_{\perp,lock}^b, \varepsilon_{\perp,lock}^a, \varepsilon_{\perp,lock}^b$ und $\Delta\varepsilon_{\perp,lock}$ beschrieben.

Im Gegensatz zur Modellierung des nichtlinearen Verhaltens der Fließflächen (Abschnitt C 2.5.1.3) kann mit dieser etwas aufwändigeren Beschreibung mit $E_{\perp,0}$ die initiale Steifigkeit bei $\varepsilon_{\perp} = \mathbf{0}$ definiert werden. Aus numerischen Gründen wird die initiale Querdrucksteifigkeit $E_{\perp,0}$ wie in Tabelle C-2 angegeben nach unten beschränkt.

Materialkonstante		Deformationszustand
$E_{\perp,0} = E_{\perp,0}$	für	$\varepsilon_{\perp} \leq 0$, $E_{\perp,0} \geq \frac{E_{1c}}{1000}$
$E_{\perp,0} = \frac{E_{1c}}{1000}$	für	$\varepsilon_{\perp} \leq 0$, $E_{\perp,0} < \frac{E_{1c}}{1000}$

Tabelle C-2: Definition der initialen Querdrucksteifigkeit $E_{\perp,0}$.

Durch den versteifenden Term $P_{\perp,el,lock}$ wird zum einen verhindert, dass sich die Elemente bis zu einer Fläche nahe Null zusammenfallen können, was zum Abbruch der ABAQUS Berechnung führen würde. Zum anderen ist die Versteifung senkrecht zu den Kohlenstofffasern kombiniert mit einer sehr geringen Biegesteifigkeit in genau dieser Richtung (Abschnitt C 3.1) notwendig, um die anisotrope Faltenbildung von UD-Gelegen (Abschnitt B 4.11) zu modellieren.

C 3 Modellierung der Biegeeigenschaften

Die Entwicklung eines neuen Modells zur korrekten Simulation des Biegeverhaltens von UD-Gelegen ist nicht der Fokus dieser Arbeit. Da jedoch insbesondere bei der Umformsimulation von Bauteilen in einem Preformprozess ohne globale Niederhalter auf die Modellierung der Biegeeigenschaften nicht verzichtet werden kann, wird im Rahmen dieser Arbeit ein am Institut für Fahrzeugsystemtechnik bestehendes Modell zur Beschreibung der Biegeeigenschaften verwendet. Die notwendige Rotation der Biegeeigenschaften basiert auf den Ansätzen von Badel et al. [Bad08] (vgl. – Abschnitt A 3.3.2.2, hypoelastische Ansätze) und wurde am Institut für Fahrzeugsystemtechnik ursprünglich für die Umformsimulation unidirektional verstärkten Thermoplasten in ABAQUS implementiert. Die Anwendung des Modells wurde erstmals in Dörr et al. [Dör16a] veröffentlicht (vgl. – Abschnitt A 3.3.2.4). Das Modell ist somit nicht im Rahmen dieser Arbeit entstanden. Die Grundzüge des Modells sowie das Zusammenspiel der Biege- und Membraneigenschaften werden für ein besseres Verständnis jedoch an dieser Stelle im Kontext der Modellbildung erklärt.

C 3.1 Modell zur Beschreibung des Biegeverhaltens

Die Modellierung der Biegeeigenschaften erfolgt mit Hilfe der Subroutine VU-GENS. Eingangsgrößen dieser Subroutine sind der Deformationsgradient der Mittelfläche (siehe Abbildung C-22a), der inkrementelle Membrandehnungstensor $\Delta \underline{\underline{E}}^m$ (log. Dehnung siehe Gleichung C-15), der symmetrische Anteil des Krümmungstensors $\underline{\underline{K}}$ und das Inkrement des Krümmungstensors $\Delta \underline{\underline{K}}$, jeweils in vektorieller Voigt-Kelvin Schreibweise (siehe auch Abschnitt C 2.5.1) dargestellt. Die Größen $\Delta \underline{\underline{E}}^m$, $\underline{\underline{K}}$ und $\Delta \underline{\underline{K}}$ beziehen sich auf das mitdrehenden \hat{x}, \hat{y} – Koordinatensystem (siehe Abbildung C-3), das sog. „co-rotational framework“. Einzig der Deformationsgradient der Mittelfläche bezieht sich auf das Koordinaten-

system der Referenzkonfiguration und dient, wie auch bei der Beschreibung des Membranverhaltens, der Berechnung der aktuellen Faserorientierung (Gleichung C-4).

Aus diesen Eingangsgrößen müssen die Linienkräfte $\hat{\underline{N}}$ und Linienmomente $\hat{\underline{M}}$ berechnet werden und im mitdrehenden \hat{x}, \hat{y} -Koordinatensystem an den ABAQUS-Solver zurückgegeben werden. Für den linear-elastischen Fall entspricht dieses Vorgehen mit

$$\begin{pmatrix} \hat{\underline{N}} \\ \hat{\underline{M}} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \hat{\underline{A}} & \hat{\underline{B}} \\ \hat{\underline{B}} & \hat{\underline{D}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \hat{\underline{E}}^m \\ \hat{\underline{\kappa}} \end{pmatrix} \quad \text{C-112}$$

der klassischen Laminattheorie [Red04]. Zur entkoppelten Beschreibung der Biegeeigenschaften von Faserverbundhalbzeugen vereinfacht sich Gleichung C-112 zu

$$\begin{pmatrix} \hat{\underline{N}} \\ \hat{\underline{M}} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \mathbf{0} & \mathbf{0} \\ \mathbf{0} & \hat{\underline{D}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \hat{\underline{E}}^m \\ \hat{\underline{\kappa}} \end{pmatrix}, \quad \text{C-113}$$

da für die Biegeeigenschaften in erster Linie der Plattenanteil ($\hat{\underline{D}}$ -Matrix) relevant ist. Auch wenn die Biegeeigenschaften des UD-Geleges in geringem Maße davon abhängen, ob die Biegung in Richtung der Halbzeugseite mit den Glasfasern oder in die entgegengesetzte Richtung erfolgt (Abschnitt B 3.6) und somit davon ausgegangen werden kann, dass auch eine geringfügige Dehnungs-Biegungs-Kopplung existiert, wird der Kopplungsterm ($\hat{\underline{B}}$ -Matrix) vernachlässigt. Für die Modellierung der Biegeeigenschaften wird entsprechend dem üblichen Vorgehen bei der Modellierung von Schalenelementen [Bud63] angenommen, dass sich die „Biegedehnungen“ ${}^B\hat{\underline{\epsilon}}$ bzw. ${}^{B,\parallel}\underline{\epsilon}$ linear über den Querschnitt entwickeln (siehe Abbildung C-22b) und mit

$${}^B\hat{\underline{\epsilon}} = \hat{\underline{\kappa}} \cdot z \quad \text{C-114}$$

aus der Krümmung $\hat{\underline{\kappa}}$ mitdrehenden \hat{x}, \hat{y} -Koordinatensystem berechnen lassen, bzw. mit

$${}^{B,\parallel}\underline{\epsilon} = {}^{\parallel}\underline{\kappa} \cdot z \quad \text{C-115}$$

aus der Krümmung im faserparallelen \parallel, \perp –Koordinatensystem berechnen lassen (Abbildung C-22a und Abbildung C-6).

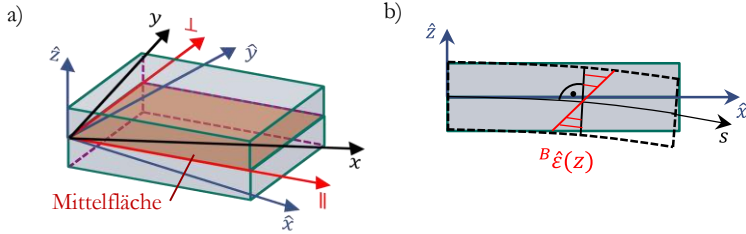


Abbildung C-22: Schalelement: a) Dreidimensionale Darstellung des Schalelements; b) Verlauf der Normaldehnung über die Schalendicke bei Biegebelastung.

Da $\underline{\hat{\mathbf{K}}}$ die Krümmung bezogen auf die aktuelle Konfiguration beschreibt und sichergestellt werden muss, dass die Spannungs- und Dehnungsmaße bezüglich des faserparallelen \parallel, \perp –Koordinatensystem materiell objektiv sind, erfolgt die Berechnung der Dehnungsverteilung, bzw. der resultierenden Linienmomente inkrementell im faserparallelen \parallel, \perp –Koordinatensystem (vgl. [Bad08]).

Die inkrementelle Biegedehnung im „co-rotational framework“ berechnet sich mit

$$\Delta^B \underline{\hat{\epsilon}} = \Delta \underline{\hat{\mathbf{K}}} \cdot \mathbf{z} \quad \text{C-116}$$

und wird mit

$$\Delta^{B, \parallel} \underline{\hat{\epsilon}} = {}^{\parallel \hat{x}} \underline{\hat{\mathbf{R}}} \cdot \Delta^B \underline{\hat{\epsilon}} \quad \text{C-117}$$

vom \hat{x}, \hat{y} –Koordinatensystem ins faserparallelen \parallel, \perp –Koordinatensystem rotiert. Dabei ist $\Delta^{B, \parallel} \underline{\hat{\epsilon}}$ die inkrementelle Biegedehnung im \parallel, \perp –Koordinatensystem und

$${}^{\parallel \hat{x}} \underline{\hat{\mathbf{R}}} = \begin{pmatrix} \cos^2 \alpha_{\parallel \hat{x}} & \sin^2 \alpha_{\parallel \hat{x}} & \sin \alpha_{\parallel \hat{x}} \cos \alpha_{\parallel \hat{x}} \\ \cos^2 \alpha_{\parallel \hat{x}} & \sin^2 \alpha_{\parallel \hat{x}} & \sin \alpha_{\parallel \hat{x}} \cos \alpha_{\parallel \hat{x}} \\ 2 \cos^2 \alpha_{\parallel \hat{x}} & 2 \sin^2 \alpha_{\parallel \hat{x}} & \sin 2\alpha_{\parallel \hat{x}} \end{pmatrix} \quad \text{C-118}$$

ist die Rotationsmatrix zwischen dem faserparallelen $\parallel\perp$ - und dem mitdrehenden \hat{x}, \hat{y} - Koordinatensystem für Größen in Voigt-Kelvin Schreibweise (Abbildung C-23). Die Rate der Biegedehnungen im faserparallelen $\parallel\perp$ -Koordinatensystem berechnet sich durch

$${}^{B,\perp\parallel}\underline{\dot{\underline{\epsilon}}}^{i+1} = \frac{\Delta {}^{B,\perp\parallel}\underline{\epsilon}}{\Delta t}, \quad \text{C-119}$$

wobei Δt das aktuelle Zeitinkrement ist (vgl. Gleichung C-22). Somit kann das Spannungsinkrement am Integrationspunkt im faserparallelen $\parallel\perp$ -Koordinatensystem mit

$$\Delta {}^{B,\perp\parallel}\underline{\sigma} = {}^{B,\perp\parallel}\underline{\mathbf{C}} \Delta {}^{B,\perp\parallel}\underline{\epsilon} + {}^{B,\perp\parallel}\eta {}^{B,\perp\parallel}\underline{\dot{\underline{\epsilon}}}, \quad \text{C-120}$$

berechnet werden. Dabei sind ${}^{B,\perp\parallel}\underline{\mathbf{C}}$ die Steifigkeit und ${}^{B,\perp\parallel}\eta$ die Viskositätskonstante, die zusammen die effektive Biegesteifigkeit definieren. Im Gegensatz zu Faserverbundhalbzeugen mit thermoplastischer Matrix wird die Biegeviskosität wie auch die Viskosität des Membranverhaltens aus Gründen der numerischen Dämpfung verwendet. Die Steifigkeit wird mit

$${}^{B,\perp\parallel}\underline{\mathbf{C}} = \begin{pmatrix} {}^B E_{\parallel} & 0 & 0 \\ 0 & {}^B E_{\perp} & 0 \\ 0 & 0 & {}^B G_{\parallel\perp} \end{pmatrix} \quad \text{C-121}$$

durch linear elastisches orthotropes Materialverhalten ohne Querkontraktion im faserparallelen $\parallel\perp$ -Koordinatensystem (Abbildung C-23) modelliert. Dabei beschreiben ${}^B E_{\parallel}$ das Biegeverhalten in \mathbf{t}_1 - bzw. \parallel - Richtung, ${}^B E_{\perp}$ das Biegeverhalten in \perp - Richtung und ${}^B G_{\parallel\perp}$ das Verhalten bei Verdrillung des Schalenelements.

Die Biegespannung ${}^{B,\perp\parallel}\underline{\sigma}^{i+1}$ am Ende eines Inkrements berechnet sich mit

$${}^{B,\perp\parallel}\underline{\sigma}^{i+1} = {}^{B,\perp\parallel}\underline{\sigma}^i + \Delta {}^{B,\perp\parallel}\underline{\sigma} \quad \text{C-122}$$

aus der Spannung am Anfang des Inkrements ${}^{B,\perp\parallel}\underline{\sigma}^i$ und dem Spannungsinkrement. Die Biegespannung am Ende eines Inkrements wird mit

$${}^B\hat{\underline{\sigma}}^{i+1} = ({}^{\parallel\hat{x}}\underline{R})^{-1} \cdot {}^{B,\perp\parallel}\underline{\sigma}^{i+1} \tag{C-123}$$

vom faserparallelen $\parallel\perp$ - ist das mitdrehenden \hat{x}, \hat{y} - Koordinatensystem rotiert. Die Berechnung des resultierenden Biegemoments $\underline{\hat{M}}^{i+1}$ im mitdrehenden \hat{x}, \hat{y} -Koordinatensystem erfolgt mit

$$\underline{\hat{M}}^{i+1} = \int_{-h/2}^{h/2} z \cdot {}^B\hat{\underline{\sigma}}^{i+1} dz \tag{C-124}$$

durch die Integration der Biegespannung über die Schalendicke h .

Zusammenfassend bewirkt diese Art der Beschreibung der Biegeeigenschaften (im faserparallelen $\parallel\perp$ -Koordinatensystem), dass die Biegesteifigkeit ${}^B E_{\perp}$ (quer zur Faserrichtung) bei Querdruckbelastung immer parallel zur Membransteifigkeit $E_{\perp}(\underline{\epsilon}_{\perp})$ (Abschnitt C 2.5.2 – Gleichung C-101) wirkt. D.h. das Beulverhalten in diese Richtung ergibt sich im Wesentlichen durch diese beiden Größen.

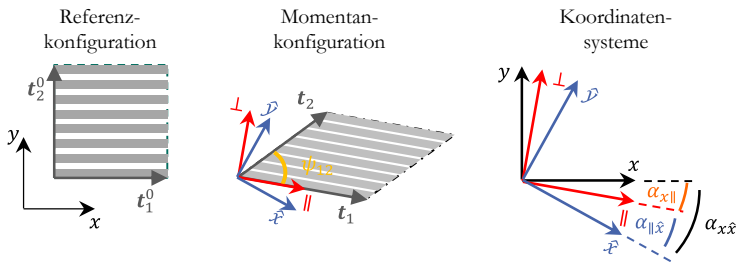


Abbildung C-23: Komponenten zur Berechnung der Biegesteifigkeit im faserparallelen $\parallel\perp$ -Koordinatensystem.

C 3.2 Transversale Schubsteifigkeit der Schalelemente

Bei den in ABAQUS implementierten Schalelementen handelt es sich um Schalelemente mit „schubweichem“ Plattenanteil, deren Kinematik auf den

Ansätzen von Reißner/Mindlin [Rei45][Min51][Das14] basiert, d.h. die effektive Biegesteifigkeit der Schalenelemente resultiert zum einen aus der Integration der Plattenspannungen über die Schalendicke (Gleichung C-124) und zum anderen aus der Integration der transversalen Schubspannungen über die Schalendicke (transversale Schubsteifigkeit). Im Gegensatz zur Integration der Plattenspannungen über die Schalendicke (Abschnitt C 3.1) wird die Berechnung der transversalen Schubsteifigkeit in ABAQUS nicht während der Berechnung, sondern im Vorfeld der Berechnung durchgeführt. Für in ABAQUS implementierte Materialien wird die transversale Schubsteifigkeit basierend auf den effektiven transversalen Schubmoduli im Vorfeld der ABAQUS Berechnung berechnet. Werden die Schaleigenschaften jedoch durch die Subroutine VUMAT oder VUGENS modelliert, muss die transversale Schubsteifigkeit vom Benutzer durch die Parameter K_{11} , K_{22} und K_{12} definiert werden (vgl. Abschnitt D 3.3 und D 4.2.2). Dabei beschreiben die Parameter K_{11} und K_{22} die transversale Schubsteifigkeit in \mathbf{t}_1 - und \mathbf{t}_2 -Richtung. Der Parameter K_{12} ist der Kopplungsterm zwischen den beiden Richtungen [Das14]. Wesentlich dabei ist, dass die transversale Schubsteifigkeit bezüglich des orthogonalen Referenzkoordinatensystems definiert wird und die Umorientierung der Fasern bzw. Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 bzw. \mathbf{t}_\parallel und \mathbf{t}_\perp durch die transversalen Schubsteifigkeit der Schalenelemente nicht berücksichtigt wird (vgl. Abschnitt D 4.3.2.2). Dazu wäre die Integration der transversalen Schubspannungen über die Schalendicke während der ABAQUS Berechnung notwendig, was sich in ABAQUS nur in Verbindung mit einem benutzerdefinierten Schalenelement (Subroutine VUEL) realisieren ließe.

C 4 Modellierung der Kontakteigenschaften

C 4.1 Kontakteigenschaften zwischen zwei Halbzeugen

Die Grundzüge des im Folgenden beschriebenen Kontakt-Modells wurden gemeinsam von Dörr und Schirmaier am Institut für Fahrzeugsystemtechnik entwickelt und erstmals im Rahmen der Umformsimulation von UD-Tapes [Dör16b] veröffentlicht. Das im Rahmen dieser Arbeit verwendete Kontaktmodell unterscheidet sich jedoch bei der Modellierung des Konstitutivverhaltens vom Kontaktmodell für UD-Tapes.

Für die korrekte Beschreibung der Halbzeug-Halbzeug-Interaktion, insbesondere für bebinderte Halbzeuge, muss zusätzlich zur Coulomb'schen Reibung adhäsives Verhalten normal und tangential zu den Halbzeugen modelliert werden (Abschnitt B 4.7). Mit bestehenden ABAQUS Kontaktmodellen ist es zwar möglich, entweder einen Reibkontakt oder kohäsives Verhalten (Delamination) zwischen zwei einzelnen Lagen zu modellieren, die Kombination beider ABAQUS built-in Modelle ist jedoch für die Modellierung der Interaktion zweier bebindeter Halbzeuge nicht möglich. Aus diesem Grund wird die Halbzeuge-Halbzeug-Interaktion mit der Kontaktsubroutine VUINTERACTION modelliert. Mit der Kontaktsubroutine VUINTERACTION kann benutzerdefiniertes Konstitutivverhalten für den in ABAQUS/Explicit zur Verfügung stehenden „General Contact“ Algorithmus [Das14] modelliert werden. Eingangsgrößen dieser Subroutine sind u.a. die Relativverschiebungen (\mathbf{u}_n , \mathbf{u}_{t1} , \mathbf{u}_{t2}) zwischen den Kontaktpartnern in inkrementeller und absoluter Form. Dabei ist \mathbf{u}_n die Durchdringung der Kontaktknoten in Normalenrichtung (Abschnitt C 4.1.1) und \mathbf{u}_{t1} und \mathbf{u}_{t2} sind tangential Relativverschiebungen der Kontaktknoten (Abschnitt C 4.1.2). Innerhalb der Subroutine werden aus den Eingangsgrößen zum Verschiebungszustand korrespondierende Spannungen (σ_N , τ_1 , τ_2) berechnet und an den Solver zurückgegeben.

C 4.1.1 Normalverhalten

Der „General Contact“ Algorithmus in ABAQUS verwendet das Master-Slave Prinzip [Das14], bei dem sich die Knoten des Slave-Körpers und des Master-Körpers bis zu einem gewissen Grad durchdringen können (siehe Abbildung C-24). Dabei ist zu beachten, dass die Durchdringung der beiden Körper in der VUINTERACTION als positive Normalverschiebung u_n definiert ist.

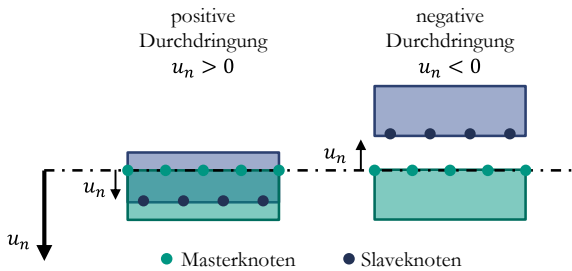


Abbildung C-24: Durchdringung von Slave- und Masterknoten im „General Contact“ Algorithmus in ABAQUS.

Der Durchdringung beider Körper wirkt die Normalspannung σ_n entgegen. Die Normalspannung berechnet sich mit

$$\sigma_n = \sigma_n^E(u_n) + \sigma_n^D(\dot{u}_n) \tag{C-125}$$

aus einem Anteil der zur Durchdringung u_n proportional ist und aus einem Anteil der zur Durchdringungsgeschwindigkeit \dot{u}_n proportional ist. Die zur Durchdringung u_n proportionale Normalspannung berechnet sich durch

$$\sigma_n^E(u_n) = \begin{cases} E_{n,c} \cdot u_n, & u_n \geq 0 \\ E_{n,t} \cdot u_n, & u_n < 0 \end{cases} \tag{C-126}$$

und ist per Definition für den Fall positiver Durchdringung (Druckbelastung) ebenfalls positiv. $E_{n,c}$ ist die sogenannte Penalty-Stei­figkeit (siehe Abbildung C-25a) und wirkt der Durchdringung entgegen. $E_{n,t}$ ist die Sekantenstei­figkeit bei Zugbelastung und beschreibt das Kontaktverhalten für den Fall der Kontaktöffnung. Die Sekantenstei­figkeit $E_{n,t}$ berechnet sich durch

$$E_{n,t} = (1 - d) \cdot E_{n,t}^0 \quad \text{C-127}$$

und ist von der Schädigungsvariablen d und von der initialen Zugsteifigkeit $E_{n,t}^0$ abhängig. Die initiale Zugsteifigkeit $E_{n,t}^0$ des Kontakts berechnet sich mit

$$E_{n,t}^0 = \left| \frac{2 \cdot R_{n,t}}{u_n^{op}} \right| \quad \text{C-128}$$

aus der negativen Kontaktöffnungsdistanz u_n^{op} und aus der Zugfestigkeit $R_{n,t}$ (Abbildung C-25a). Dabei beschreibt die Zugfestigkeit $R_{n,t}$ die durch den Binder maximal ertragbare Zugspannung zwischen den einzelnen Halbzeuglagen bei Schälbeanspruchung (Delamination) im Kontakt. Für $u_n < \frac{u_n^{op}}{2}$ bzw. $|\sigma_n^E(u_n)| > R_{n,t}$ beginnt die Schädigung der Steifigkeit $E_{n,t}^0$. Der Verlauf der Schädigungsvariablen berechnet sich durch

$$d = \begin{cases} 1, & u_n \leq u_n^{op} \\ \frac{2}{|u_n^{op}|} \cdot |u_n| - 1, & u_n^{op} < u_n < \frac{u_n^{op}}{2} \\ 0, & u_n > \frac{u_n^{op}}{2} \end{cases} \quad \text{C-129}$$

und ist in Abbildung C-25b dargestellt.

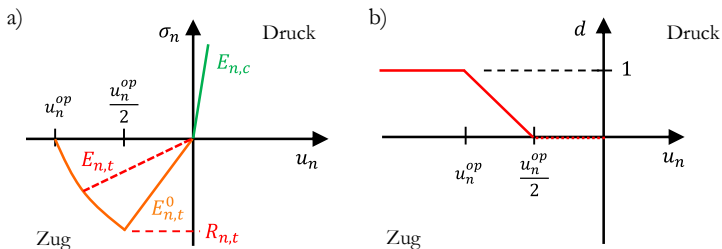


Abbildung C-25: Modellierung des Normalverhaltens im Kontakt: a) Verlauf der Normalspannung in Abhängigkeit der Durchdringung der Kontaktflächen; b) Verlauf der Schädigungsvariablen beim Öffnen des Kontakts.

Der zur Durchdringungsgeschwindigkeit \dot{u}_n proportionale Normalspannungsanteil $\sigma_n^D(\dot{u}_n)$ beschreibt die Kontaktdämpfung in Normalenrichtung und berechnet sich mit

$$\sigma_n^D(\dot{u}_n) = \eta_D \cdot \dot{u}_n . \quad \text{C-130}$$

Die normale Kontaktdämpfung hat keine physikalische Bedeutung, ist jedoch für die numerische Stabilität der expliziten Berechnung essentiell.

C 4.1.2 Tangentialverhalten

Obwohl die VUINTERACTION zwei tangentiale Verschiebungen \mathbf{u}_{t1} und \mathbf{u}_{t2} , bzw. deren Inkremente $\Delta\mathbf{u}_{t1}$ und $\Delta\mathbf{u}_{t2}$ als Eingangsgrößen zur Verfügung stellt und die Schubspannungen τ_1 und τ_2 zurück erwartet, ist es nicht ohne weiteres möglich, richtungsabhängiges Tangentialverhalten zu modellieren. Dies liegt daran, dass das dem Kontakt zu Grunde liegende Koordinatensystem durch eine Projektion des globalen Koordinatensystems auf die Kontaktfläche [Das14] entsteht und somit die Starrkörperrotation der Kontaktflächen um die Flächennormale in diesem Koordinatensystem nicht erfasst wird.

Somit wird das tangential Verhalten im Kontakt als isotropes ideal elastisch-plastisches Verhalten modelliert. Zunächst wird mit

$$\boldsymbol{\tau}_{tr}^{n+1} = \boldsymbol{\tau}^n + E_t \cdot \Delta\mathbf{u}_t \quad \text{C-131}$$

die elastische Prädiktor-Spannung $\boldsymbol{\tau}_{tr}^{n+1}$ am Ende des aktuellen Zeitinkrements berechnet. Dabei ist $\boldsymbol{\tau}^n$ der tangential Spannungsvektor am Anfang des aktuellen Zeitinkrements, $\Delta\mathbf{u}_t$ der aktuelle Vektor des tangentialen Verschiebungsincrements und E_t die elastische tangential Kontaktsteifigkeit. Aus der Prädiktor-Spannung wird mit

$$\tau_{tr,eff}^{n+1} = \sqrt{(\tau_{tr,1}^{n+1})^2 + (\tau_{tr,2}^{n+1})^2} \quad \text{C-132}$$

die effektive tangentielle Prädiktor-Spannung berechnet. Das plastische Verhalten beginnt, sobald die Spannung $\tau_{tr,eff}^{n+1}$ die Fließgrenze τ_{crit} überschreitet (siehe Abbildung C-26a). Daraus ergibt sich die Fließbedingung

$$f_t = \tau_{tr,eff}^{n+1} - \tau_{crit} \leq 0. \quad C-133$$

Wird die Fließbedingung nicht verletzt ($f_t \leq 0$), liegt rein elastisches Verhalten vor. Wird die Fließbedingung jedoch verletzt ($f_t > 0$), muss die Spannung soweit korrigiert werden, dass wieder $f_t = 0$ erreicht wird, bzw. $\tau_{eff}^{n+1} = \tau_{crit}$ ist. Somit berechnet sich der tangentielle Spannungsvektor am Ende eines Zeitinkrements folgendermaßen:

$$\tau^{n+1} = \begin{cases} \tau_{tr}^{n+1}, & f_t \leq 0 \\ \tau_{crit} \frac{\tau_{tr}^{n+1}}{|\tau_{tr}^{n+1}|}, & f_t > 0 \end{cases} \quad C-134$$

Die Fließgrenze τ_{crit} wird zur Beschreibung des Abgleitverhaltens beidererter Halbzeug durch

$$\tau_{crit} = \begin{cases} \tau_{off} + \mu \cdot \sigma_n, & \sigma_n > 0 \\ \tau_{off}, & \sigma_n \leq 0 \end{cases} \quad C-135$$

modelliert. Der Term $\mu \cdot \sigma_n$ beschreibt den Coulomb'schen Anteil der Reibung und ist nur bei Druckbelastung im Kontakt aktiv. Die Konstante μ ist dabei die Reibkonstante. Der Term τ_{off} beschreibt die Adhäsion zweier Schichten aufgrund der Haftung durch den Binder. Um sicherzustellen, dass $\tau_{off} = 0$ ist, wenn der Kontakt vollständig geöffnet ist ($u_n \leq u_n^{op}$), wird τ_{off} mit

$$\tau_{off} = (1 - d) \cdot \tau_{adh} \quad C-136$$

in Abhängigkeit der Schädigungsvariable d (Gleichung C-129) und in Anhängigkeit der tangentialen Adhäsionsspannung τ_{adh} modelliert. Der Verlauf von τ_{off} über der Durchdringung in Normalen-Richtung ist in Abbildung C-26b dargestellt.

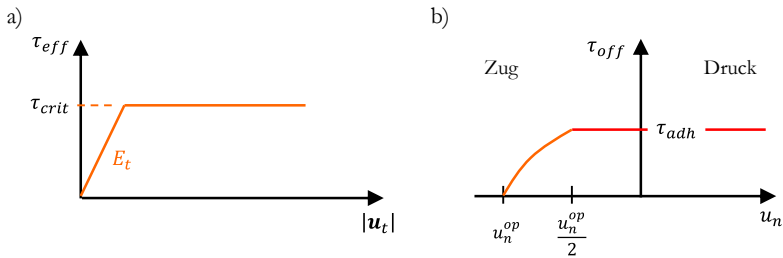


Abbildung C-26: a) Schematische Darstellung des ideal elastisch plastischen Tangentialverhaltens im Kontakt; b) Verlauf Schubspannungsoffset τ_{off} in Abhängigkeit der Durchdringung u_n .

C 4.2 Kontakteigenschaften zwischen Halbzeugen und Werkzeugen

Der Kontakt zwischen Halbzeugen und Werkzeugen wird wie der Kontakt zwischen den Halbzeugen mit dem „General Contact“ Algorithmus in ABAQUS modelliert, mit dem Unterschied, dass das Konstitutivverhalten in diesem Kontakt mit in ABAQUS existierenden ABAQUS Kontaktmodellen modelliert wird. Hierbei müssen vom Benutzer nur entsprechende Materialparameter eingegeben werden. Die hierfür in ABAQUS verwendeten Konstitutivmodelle sind vereinfachte Formen der in Abschnitt C 4.1 beschriebenen Modelle.

Das Normalverhalten wird ebenfalls mit der Penalty-Methode modelliert [Das14], mit dem Unterschied, dass bei Zugbelastung keine Adhäsion modelliert wird (Abbildung C-27a). Gleichung C-126 vereinfacht sich dadurch folgendermaßen:

$$\sigma_n^E(u_n) = \begin{cases} E_{n,c} \cdot u_n, & u_n \geq 0 \\ 0, & u_n < 0 \end{cases} \quad \text{C-137}$$

Zur Definition des Normalverhaltens müssen vom Benutzer die Penalty-StEIFigkeit $E_{n,c}$ und der Kontaktdämpfungskoeffizient η_D (siehe Gleichung C-130) angegeben werden.

Das Tangentialverhalten wird in ABAQUS ebenfalls mit einem isotropen ideal elastisch-plastischen Modell beschrieben, mit dem Unterschied, dass keine tangentiale Adhäsion in Form eines Terms τ_{off} wie in Gleichung C-135 modelliert wird (Abbildung C-27). Gleichung C-135 vereinfacht sich dadurch folgendermaßen:

$$\tau_{crit} = \begin{cases} \mu \cdot \sigma_n, & \sigma_n > 0 \\ 0, & \sigma_n \leq 0 \end{cases} \quad \text{C-138}$$

Zur Definition des Normalverhaltens müssen vom Benutzer die tangentiale Steifigkeit E_t und der Reibkoeffizient μ angegeben werden.

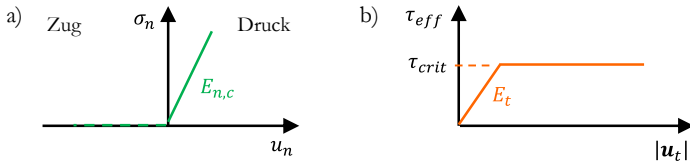


Abbildung C-27: a) Normalverhalten in Halbzeug-Werkzeug Kontakt (ABAQUS Kontaktmodell); b) Tangentialverhalten in Halbzeug-Werkzeug Kontakt (ABAQUS Kontaktmodell).

C 5 **Automatisierter Modellaufbau in ABAQUS/CAE**

C 5.1 **Problemstellung**

Wird das Umformverhalten textiler Halbzeuge mit einem homogenisierten kontinuierlichen Ansatz beschrieben, besteht die Gefahr von numerischem Schublocking, wenn die Faserorientierungen nicht mit den Elementkanten übereinstimmen (Abschnitt A 3.3.2.2, numerisches Intra-Ply „Schublocking“). Mit Standard-Vernetzungsalgorithmen, wie sie beispielsweise in ABAQUS/CAE existieren, ist die Ausrichtung der Elementkanten an der Faserorientierung nur für rechteckige Zuschnittsgeometrien möglich, deren Kanten bereits an der Orientierung der Fasern ausgerichtet sind, da das Netz nach anderen, für die Strukturmechanik relevanten Kriterien erstellt wird. Für beliebige Zuschnittsgeometrien kann ein solches Netz nicht erzeugt werden, da die Vernetzung anderer strukturmechanischer Problemstellungen i.d.R. nach anderen Optimierungskriterien erfolgt. Zur Entkopplung des Membran- und Biegeverhaltens müssen für jede Halbzeuglage jeweils eine Schicht Membran- und Schalenelemente überlagert werden. Dies ist in ABAQUS/CAE nur mit großem Aufwand realisierbar. Zur Modellierung der Interfaceigenschaften müssen außerdem entsprechende Kontaktflächen definiert und diesen die entsprechenden Kontakteigenschaften zugewiesen werden. Zusätzlich müssen die Membran-, Schalen- und Kontakteigenschaften an sich definiert werden. Dabei ist zu beachten, dass die Subroutinen VUGENS und VUINTERACTION nicht direkt durch ABAQUS/CAE unterstützt werden, sondern in ABAQUS/CAE nur über die Funktionalität „edit Keywords“ definiert werden können.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass der Aufbau großer und geometrisch komplexer Modelle zur Umformsimulation von UD-Gelegen aufgrund der oben beschriebenen Besonderheiten und fehlenden Funktionalitäten im Preprocessor ABAQUS/CAE sehr zeitaufwändig und vor allem sehr fehleranfällig ist, so dass der Modellaufbau mit den im Folgenden beschriebenen Methoden in ABAQUS/CAE automatisiert wird.

C 5.2 Der Modellgenerator SlowForm.PrePost für ABAQUS/CAE

Um in endlicher Zeit fehlerfreie Umformsimulationsmodelle mit geometrisch komplexen Zuschnitten zu erstellen sowie zum Export der berechneten Faserorientierungen für nachfolgende Simulationsschritte [Kär15], wurde im Rahmen dieser Arbeit das auf der Programmiersprache Python basierende Programm SlowForm.PrePost für ABAQUS/CAE entwickelt. SlowForm.PrePost erweitert die Funktionalitäten von ABAQUS/CAE für die Erstellung von Umformsimulationsmodellen und ist so konzipiert, dass Umformsimulationsmodelle für verschiedene Halbzeugtypen wie beispielsweise UD-Gelege, Gewebe, Organobleche oder UD-Tapes, aufgebaut werden können, sofern entsprechende Modelle/Subroutinen zur Beschreibung der Membran-, Biege- und Interfaceigenschaften vorhanden sind. Im Fall von Geweben ermöglicht SlowForm.PrePost auch die Verwendung des in ABAQUS bestehenden *Fabric Materialmodells. SlowForm.PrePost besteht aus den drei Modulen ImportTools, CreateModel und ExportOri, die vom Benutzer in ABAQUS/CAE ausgeführt werden müssen (Abbildung C-28).

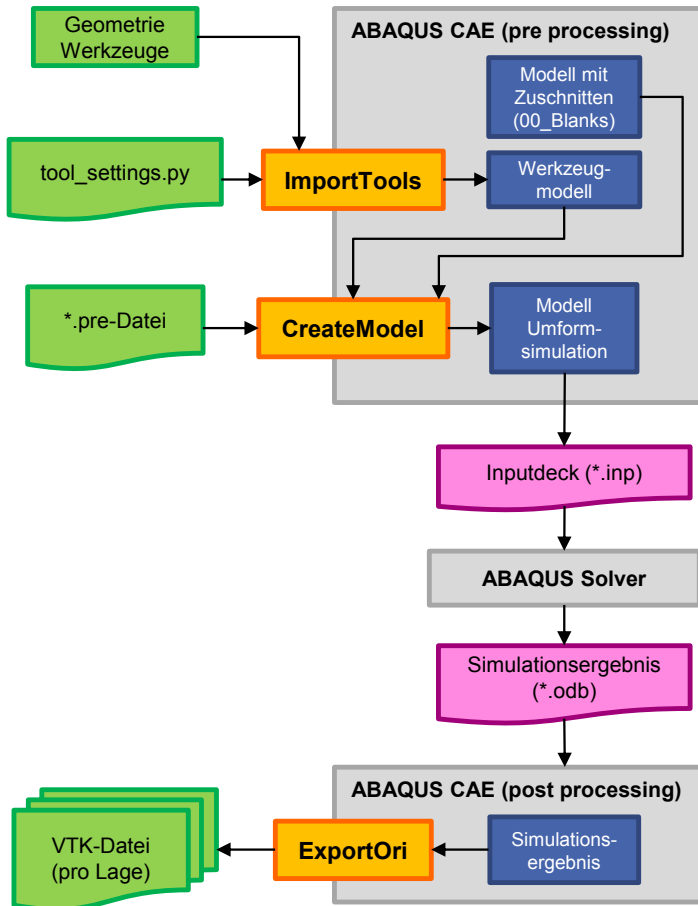


Abbildung C-28: Flussdiagramm SlowForm.PrePost für ABAQUS/CAE.

C 5.2.1 Das Modul ImportTools

Das Modul ImportTools (Abbildung C-28) dient der Erstellung eines ABAQUS/CAE Modells der Umformwerkzeuge. Im ersten Schritt werden die Umformwerkzeuge als Starrkörper in ABAQUS/CAE importiert. Ist die geometrische Komplexität der Umformwerkzeuge gering, können Werkzeuge im

Step-Format importiert werden und automatisch vernetzt werden. Ist die geometrische Komplexität der Umformwerkzeuge groß, müssen die Werkzeuge in Form eines ABAQUS Starrkörpernetzes vorliegen, da in diesem Fall eine automatisierte Vernetzung in ABAQUS/CAE zu einem fehlerhaften Netz führen kann. Im zweiten Schritt werden die importierten Werkzeuge in ein rechenfähiges Simulationsmodell ohne Halbzeuge überführt (Abbildung C-29). Die dafür benötigten Parameter sowie Prozessrandbedingungen (Richtung und zeitlicher Verlauf der Verschiebungs- bzw. Krastrandbedingungen einzelner Drapierstempel) werden für ImportTools in der Datei tool_settings.py definiert. Sofern für alle Werkzeuge ausschließlich Verschiebungsrandbedingungen verwendet werden, kann eine Simulation des Werkzeugmodells durchgeführt werden, um zu kontrollieren, ob die Prozessrandbedingungen korrekt definiert wurden. Da das Modell ausschließlich aus Starrkörpern besteht, ist die Rechenzeit hierfür kleiner als eine Minute.

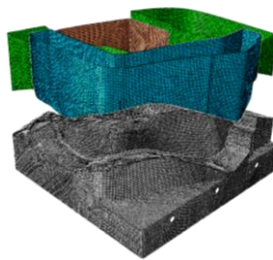


Abbildung C-29: Werkzeugmodell des Lampentopfdemonstrators in ABAQUS/CAE.

C 5.2.2 Das Modul CreateModel

Mit dem Modul CreateModel wird aus einem Werkzeugmodell sowie aus zuvor vom Benutzer im Zuschnittsmodell definierten Zuschnittsgeometrien ein Umformsimulationsmodell erstellt. Dabei werden Lagenaufbau, Lagenorientierung, Materialparameter (Membran-, Biege- und Kontakteigenschaften), Elementgröße und -typ, Art der Elementüberlagerung, Rotationsträgheit sowie Output-Anforderungen in der *.pre-Datei definiert. Jede Zuschnittsgeometrie wird im Zuschnittsmodell 00_Blanks in Form eines separaten ABAQUS/CAE parts

hinterlegt. Dabei kann die Zuschnittsgeometrie sowohl in vernetzter Form (orphan mesh) als auch in Form einer zweidimensionalen Geometrie vorliegen. Wesentlicher Bestandteil von CreateModel ist der Algorithmus zur Vernetzung der Zuschnitte mit an der Faserorientierung ausgerichteten Elementen (Abbildung C-30).

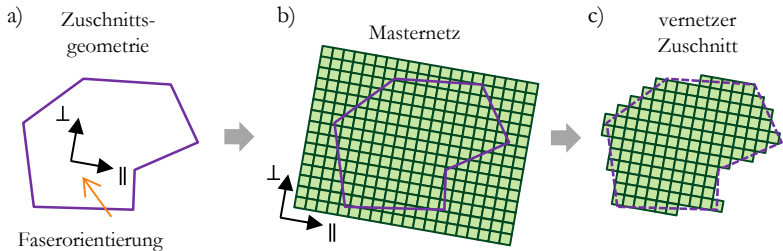


Abbildung C-30: Funktionsweise des Algorithmus zur Vernetzung einer beliebigen Zuschnittsgeometrie: a) Zuschnittsgeometrie; b) Masternetz; c) vernetzter Zuschnitt.

Der Algorithmus erstellt im ersten Schritt entsprechend der gewünschten Faserorientierung ein Masternetz (Abbildung C-30b). Im zweiten Schritt werden Masternetz und Zuschnittsgeometrie übereinander gelegt und alle Elemente, deren Schwerpunkt außerhalb der Zuschnittsgeometrie liegt, werden gelöscht (Abbildung C-30c). Sollen anstatt der in Abbildung C-30 dargestellten QUAD-Elemente TRI-Elemente verwendet werden, so können die QUAD-Elemente nach dem in Abbildung C-31 dargestellten Muster in TRI-Elemente umgewandelt werden.

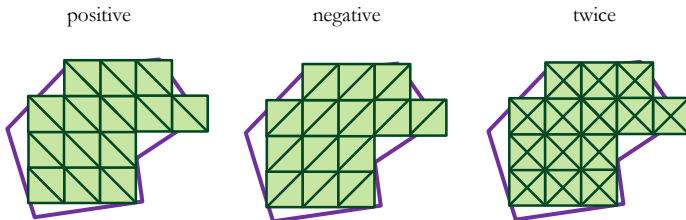


Abbildung C-31: Muster zur Umwandlung von QUAD-Elementen in TRI-Elemente.

Zur Erstellung des finalen Umformsimulationsmodells (Abbildung C-32) werden die Zuschnitte entsprechend dem Lagenaufbau in einer Kopie des Werkzeugmodells positioniert, für die Elemente der Zuschnitte die in der *.pre-Datei definierte Elementüberlagerung (z.B. Membran- + Schalenelement) realisiert, Kontakt zwischen den einzelnen Halbzeugen bzw. zwischen Halbzeugen und Werkzeugen definiert und entsprechende Materialmodelle und -Parameter zugewiesen.

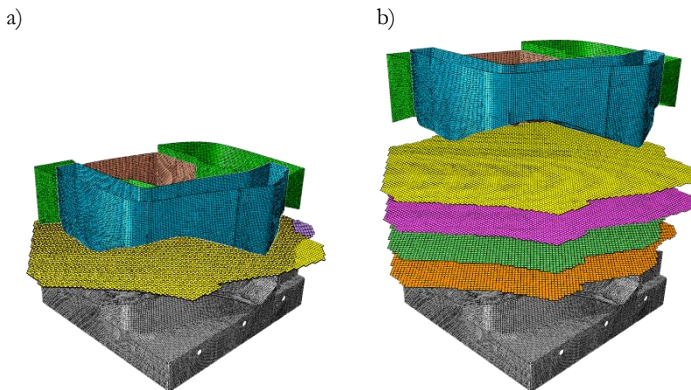


Abbildung C-32: Umformsimulationsmodell des Lampentopfdemonstrators: a) normale Darstellung; b) Explosionsdarstellung.

C 5.2.3 Das Modul ExportOri

Nach erfolgreicher Simulation des Umformvorgangs werden mit dem Modul ExportOri das umgeformte Netz sowie die Faserorientierungen in eine *.vtk-Datei [Kär15] pro Halbzeuglage exportiert. Im Modul ExportOri definiert der Benutzer in einer interaktiven Abfrage den Halbzeugtyp des zu Grunde liegenden Simulationsergebnisses sowie weitere Exportspezifikationen. Für den Fall von UD-Gelegen wird nur der Vektor der Materialhaupttrichtung \mathbf{t}_1 in normierter Form exportiert. Dabei wird der normierte Faserorientierungsvektor bezüglich der globale Koordinaten exportiert.

D Validierung und Anwendung des Simulationsmodells

D 1 Materialparameter für die Simulation

In diesem Abschnitt werden alle in den nachfolgenden Simulationen verwendeten Materialparameter zur Übersicht zusammenfassend dargestellt. Die Materialparameter wurden dabei so variiert, dass sich die prinzipielle Funktionsweise des Materialmodells sowie der Einfluss einzelner Materialparameter (-Sätze) auf die Simulationsergebnisse anschaulich demonstrieren und validieren lassen und dass die Simulationsergebnisse mit den Versuchsergebnissen übereinstimmen. Bei allen durchgeführten Simulationen wird angenommen, dass die Materialeigenschaften über die gesamte Probenfläche bzw. über den gesamten Halbzeug-zuschnitt konstant sind (vgl. Abschnitt B 4.5).

D 1.1 Membraneigenschaften

D 1.1.1 Linear-elastische Materialien

Die Materialparameter der linear-elastischen Materialien sind Tabelle D-1 zu entnehmen. Material MLIN01 und MLIN02 werden zur Veranschaulichung und zur Validierung der prinzipiellen Funktionsweise des Materialmodells verwendet (Abschnitt D 2.1). Material MLIN03 dient zur Veranschaulichung der Eignung des Materialmodells zur Modellierung des Umformverhaltens von biaxialen Faserverbundhalbzeugen (Abschnitt D 3.2.2.1), wie beispielsweise Gewebe. Die vergleichbar kleine Steifigkeit in Faserrichtung ist damit begründet, dass ein sehr großes Anisotropieverhältnis das kritische Zeitinkrement der expliziten Simulation negativ beeinflusst und zu einer sehr großen Berechnungsdauer führt.

	MLIN01	MLIN02	MLIN03
E_1 [MPa]	1000	1000	1000
E_2 [MPa]	10	10	1000
ν_{21}	0,0	0,3	0,0
ν_{12}	0,0	0,0	0,0
G_{12} [MPa]	1E-5	1E-5	0.01
E_{\perp} [MPa]	0	0	0

Tabelle D-1: Materialparameter für linear-elastische Materialien.

D 1.1.2 Elastisch-plastische Materialien

Im Folgenden werden die Materialparameter zur Modellierung der Membraneigenschaften mit elastisch-plastischem Verhalten aufgeführt. Dabei werden verschiedene Parametersätze zur Beschreibung des Verhaltens in Richtung der Linienelemente der Materialhauptrichtungen, zur Beschreibung des Schubverhaltens und zur Beschreibung des Querdruckverhaltens aufgelistet, die in den einzelnen Simulationen unterschiedlich miteinander kombiniert werden. Die verwendeten Materialparameter wurden so ausgewählt, dass sie entweder den in den Querkzugversuchen (Abschnitt B 3.1) oder Pictureframe-Tests (Abschnitt B 3.2) ermittelten Kennlinien entsprechen (Abbildung D-13) oder zu einer guten Übereinstimmung zwischen Simulationsergebnissen und Versuchsergebnissen der Off-Axis-Zugversuche führen (Abschnitt D 4.2.1) oder um die Sensitivität einzelner Parameter in der Simulation der Off-Axis-Zugversuche zu veranschaulichen (Abschnitt D 3.2). Die sich mit den Materialparametern ergebenden „Materialkennlinien“ werden in Abschnitt D 3.1.2 vergleichend zu den Kennlinien der Querkzugversuche bzw. des Pictureframe-Test dargestellt.

D 1.1.2.1 Materialverhalten bei Belastung des UD-Geleges in Richtung der Linienelemente \boldsymbol{t}_1 und \boldsymbol{t}_2

Die verwendeten Materialparameter für den Fall der eindimensionalen Fließkurve $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p})$ (Abbildung C-17) sind Tabelle D-2 zu entnehmen. Dabei wird darauf hingewiesen, dass sich die Materialien MT02 und MT02QK sowie die Materialien MT07 und MT07QK nur durch den Wert der Querkontraktionszahl ν_{21} unterscheiden. Für alle Materialien wird die Steifigkeit in Faserrichtung mit

$E_1 = 1000\text{MPa}$ deutlich kleiner als die reale Steifigkeit der Fasern gewählt. Dies ist damit begründet, dass ein sehr großes Anisotropieverhältnis das kritische Zeitinkrement der expliziten Simulation und somit auch die effektive Berechnungsdauer der durchgeführten Umformsimulationen negativ beeinflusst.

	MT01	MT02	MT02 QK	MT03	MT04	MT05	MT06	MT07	MT07 QK	MT08	MT09
E_{1t} [MPa]	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000
E_{1c} [MPa]	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000
E_{2t} [MPa]	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3
E_{2c} [MPa]	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
ν_{12}	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
ν_{21}	0	0	0.1	0	0	0	0	0	0.1	0	0
Konstanten zur Beschreibung der Fließkurve $R_{2\Gamma}$ nach Abbildung C-17											
$R_{2\Gamma,max}^0$ [MPa]	0.02	0.018	0.018	0.018	0.02	0.006	0.008	0.05	0.05	0.07	0.09
H_{2p} [MPa]	0.013	0.017	0.017	0.025	0.07	0.15	0.25	0.25	0.25	0.25	0.28
$R_{2\Gamma}^0$ [MPa]	0.002	0.002	0.002	0.002	0.002	0.003	0.005	0.005	0.005	0.005	0.008
k_{2p}	40	40	40	40	40	200	200	15	15	15	30
$H_{2p,lock}$ [MPa]	0.0005	0.020	0.020	0.023	0.012	0.03	0.1	0.02	0.02	0.02	0.02
$\varepsilon_{22,p,lock}$ [mm/mm]	0.8	0.2	0.2	0.2	0.2	0.3	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1
$\Delta\varepsilon_{22,p,lock}$ [mm/mm]	0.4	0.8	0.8	0.8	0.4	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2

Tabelle D-2: Variation der Materialparametersätze zur Beschreibung des elastisch-plastischen Materialverhaltens in Richtung der Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 mit eindimensionaler Fließkurve $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p})$.

Die verwendeten Materialparameter für den Fall der zweidimensionalen Fließfläche $R_{2\Gamma}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$ (Abbildung C-19) sind Tabelle D-3 zu entnehmen. Dabei ist zu beachten, dass die Werte der schervinkelabhängigen Parameter K^s und K^e (Gleichung C-85) jeweils den Werten der entsprechenden Materialparameter der Materialien MT02, MT04 und MT07 entsprechen. D.h. für $\gamma_{12} \leq \gamma_{12}^s$ entsprechen die Materialparameter den Materialparametern von Material MT07 und für $\gamma_{12} \geq \gamma_{12}^e$ entsprechen die Materialparameter den Materialparametern von Material MT02 bzw. MT04. **Die Materialien MT02, MT04 und MT07 dienen somit als „Ausgangsmaterial“ für die Materialien MT10 bis MT14.**

Weiter unterscheiden sich die Materialien MT10, MT11 und MT12 nur durch unterschiedliche Werte für den Winkel γ_{12}^e . Weiter wird darauf hingewiesen, dass der Parameter $\Delta\varepsilon_{22,p,lock}$ der Materialien MT10 bis MT14 über den Winkel γ_{12} konstant ist und dem Wert der Ausgangsmaterialien MT02 bzw. MT04 entspricht.

	MT10	MT11	MT12	MT13
E_{1t} [MPa]	1000	1000	1000	1000
E_{1c} [MPa]	1000	1000	1000	1000
E_{2t} [MPa]	3	3	3	3
E_{2c} [MPa]	0	0	0	0
ν_{12}	0	0	0	0
ν_{21}	0	0	0	0
Konstanten zur Beschreibung der Fließfläche R_{2T} nach Abbildung C-19 und Tabelle D-2				
γ_{12}^s [rad]	0.05	0.05	0.05	0.05
γ_{12}^e [rad]	0.1	0.15	0.3	0.15
K^s	MT07	MT07	MT07	MT07
K^e	MT02	MT02	MT02	MT04
$\Delta\varepsilon_{22,p,lock}$ [mm/mm]	0.8	0.8	0.8	0.4

Tabelle D-3: Variation der Materialparametersätze zur Beschreibung des elastisch-plastischen Materialverhaltens in Richtung der Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 mit zweidimensionaler Fließfläche $R_{2T}(\varepsilon_{22,p}, \gamma_{12})$.

D 1.1.2.2 Materialverhalten bei Schubbelastung des UD-Geleges

Die verwendeten Materialparameter zur Beschreibung des Schubverhaltens (Abbildung C-20) sind Tabelle D-4 zu entnehmen. Dabei wird darauf hingewiesen, dass sich die Materialien MS2, MS2L1, MS2L2, MS2L3 in den Parametern zur Beschreibung von Schublocking unterscheiden (siehe auch Abbildung D-15).

	MS1	MS2	MS2L1	MS2L2	MS2L3	MS3
G_{12} [MPa]	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0
$R_{12\Gamma}^0$	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01	0.015
H_{12p}	0.001	0.001	0.001	0.001	0.001	0.01
k_{12p}	20	20	20	20	20	25
$R_{12\Gamma,max}^0$	0.024	0.028	0.028	0.028	0.028	0.065
n_{12p}	10	10	10	10	10	5
$R_{12\Gamma,sat}^0$	0.016	0.018	0.018	0.018	0.018	0.03
$H_{12p,lock}$	0.001	0.001	0.06	0.1	0.1	0.1
$\gamma_{12,p,lock}$	0.8	0.8	1.0	0.8	0.6	0.6
$\Delta\gamma_{12,p,lock}$	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3

Tabelle D-4: Variation der Materialparametersätze zur Beschreibung des elastisch-plastischen Schubverhaltens nach Abbildung C-20.

D 1.1.2.3 Materialverhalten bei Druckbelastung quer zu den Kohlenstofffasern

Die verwendeten Materialparameter zur Beschreibung des Materialverhaltens bei Druckbelastung quer zu den Kohlenstofffasern (Abschnitt C 2.5.2) sind Tabelle D-5 zu entnehmen. Die Materialparameter zur Beschreibung des Materialverhaltens bei Druckbelastung in \mathbf{t}_1 -Richtung wurden im Vorfeld der Variation aller weiteren Materialparameter so angepasst, dass eine gute Übereinstimmung zwischen den Simulations- und Versuchsergebnissen der Off-Axis-Zugversuche erzielt werden kann und dass das Simulationsmodell stabil ist (Abschnitt D 4.1.3).

$E_{\perp,0}$ [MPa]	γ_{12}^a [rad]	γ_{12}^b [rad]	$ \varepsilon_{\perp,lock}^a $ [$\frac{mm}{mm}$]	$ \varepsilon_{\perp,lock}^b $ [$\frac{mm}{mm}$]	$ \Delta\varepsilon_{\perp,lock} $ [$\frac{mm}{mm}$]
1.0	0.2	1.0	0.2	0.5	0.2
$E_{\perp,off}^a$ [MPa]	$E_{\perp,off}^b$ [MPa]	$P_{\perp,off}^a$ [MPa]	$P_{\perp,off}^b$ [MPa]	$E_{\perp,lock}^a$ [MPa]	$E_{\perp,lock}^b$ [MPa]
0.08	0.01	0.008	0.004	10.0	5.0

Tabelle D-5: Parameter zur Beschreibung des Materialverhaltens in Richtung von Linienelement \mathbf{t}_1 bei Druckbelastung nach Abbildung C-21.

D 1.2 Biegeeigenschaften

Die allgemeinen Materialparameter zur Beschreibung des Biegeverhaltens in Faserrichtung sind Tabelle D-6 zu entnehmen. Dabei wird der Modul ${}^B E_{\parallel}$ zur Beschreibung der Plattensteifigkeit des Schalenelements in Faserrichtung so gewählt, dass sich bei der Simulation des Cantilever-Tests dieselbe Überhanglänge ergibt wie in den Versuchen. Der Modul ${}^B G_{\parallel\perp}$ zur Beschreibung der Torsionssteifigkeit des Schalenelements, die transversale Schubsteifigkeit K_{11} in Faserrichtung und der Kopplungsterm K_{12} der beiden transversalen Schubsteifigkeiten wurden so gewählt, dass die Simulation stabil läuft und dass das Biegeverhalten in Faserrichtung maßgeblich durch ${}^B E_{\parallel}$ definiert wird.

${}^B E_{\parallel} [MPa]$	${}^B G_{\parallel\perp} [MPa]$	$K_{11} [MPa]$	$K_{12} [MPa]$
4700	1	1	0

Tabelle D-6: Allgemeine Materialparameter zur Beschreibung des Biegeverhaltens von UD-Gelegen.

Der Modul ${}^B E_{\perp}$ zur Beschreibung der Plattensteifigkeit des Schalenelements in Faserrichtung in 90°-Richtung und die transversale Schubsteifigkeit K_{22} in 90°-Richtung werden im Rahmen dieser Arbeit folgendermaßen variiert:

	${}^B E_{\perp} = 1 MPa$	${}^B E_{\perp} = 0,01 MPa$	${}^B E_{\perp} = 0,001 MPa$
$K_{22} = 1 MPa$	B11	B12	B13
$K_{22} = 0,01 MPa$	B21	B22	B23
$K_{22} = 0,001 MPa$	B31	B32	B33
$K_{22} = 0,0001 MPa$	B41	B42	B43

Tabelle D-7: Variation der Materialparameter zur Beschreibung des Biegeverhaltens quer zur Faserrichtung.

D 1.3 Interface-Eigenschaften

Die Parameter zur Beschreibung der Interface-Eigenschaften sind Tabelle D-8 und Tabelle D-9 zu entnehmen. Dabei entspricht der Reibkoeffizient μ jeweils dem in Abschnitt B 3.4 experimentell ermittelten Wert. Alle anderen Parameter basieren auf der Erfahrung aus Vorversuchen sowie aus der Erfahrung mit der Umformsimulation mit biaxialen Verstärkungstextilien. Eine Abschätzung der tangentialen Adhäsionsspannung aus den in [Tho15] ermittelten Reibwerten für ein bebindertes Gewebe führt zu $\tau_{adh} = 0,0143MPa$. Diese Abschätzung setzt jedoch voraus, dass die Adhäsion bebindeter textiler Halbzeuge konstant ist. Da der Aggregatzustand und die Viskosität des Binders sehr stark temperaturabhängig sind, ist davon auszugehen, dass auch die Adhäsion zwischen zwei bebinderten textilen Halbzeugen maßgeblich durch die Scherrate zwischen den Halbzeugen und durch die aktuelle Temperatur beeinflusst wird. Diese Effekte werden durch das Reibmodell in dieser Arbeit jedoch nicht modelliert, was dazu führt, dass der abgeschätzte Wert deutlich zu groß ist und zu einer unrealistischen Faltenbildung führt (Erfahrung aus Vorversuchen sowie aus Umformsimulation mit biaxialen Verstärkungshalbzeugen). Aus diesem Grund wird im Rahmen dieser Arbeit mit $\tau_{adh} = 0,001MPa$ gearbeitet.

$E_{n,c}[N/mm^3]$	$E_{n,t}[N/mm^3]$	μ
100.0	Penalty: Wird von ABAQUS berechnet.	0.24

Tabelle D-8: Materialparameter zur Beschreibung des Kontakts zwischen Halbzeugen und Werkzeugen.

$E_{n,c}[N/mm^3]$	$R_{n,t}[MPa]$	$u_n^{op}[mm]$	$E_{n,t}[N/mm^3]$	μ	$\tau_{adh}[MPa]$
10.0	0.003	0.1	10.0	0.28	0.001

Tabelle D-9: Materialparameter zur Beschreibung des Kontakts zwischen den Halbzeugen

Abschätzung der tangentialen Adhäsionsspannung

Ausgehend von dem in [Tho15] für ein bebindertes Gewebe bei einer Temperatur von 120°C gemessenen Reibkoeffizienten $\mu_{ges} \approx 3,6$ und der Annahme, dass

$$\mu_{ges} = \mu_{fric} + \mu_{adh} \quad \text{D-1}$$

gilt, sowie dass der Reibkoeffizient $\mu_{fric} = 0,28$ ist (Abschnitt B 3.4), folgt der Wert für einen der Adhäsion zugeordneten Reibkoeffizient $\mu_{adh} = 3,32$. Aus μ_{adh} und der wirkenden Normalkraft F_N kann mit

$$F_{R,adh} = \mu_{adh} \cdot F_N \quad \text{D-2}$$

somit eine der Adhäsion zugeordneten Reibkraft $F_{R,adh}$ berechnet werden, die wiederum bei bekannter Reibfläche A_R zur Abschätzung der tangentialen Adhäsionsspannung

$$\tau_{adh} = \frac{F_{R,adh}}{A_R} = \frac{\mu_{adh} \cdot F_N}{A_R} \quad \text{D-3}$$

verwendet werden kann.

Mit $F_N = 21,6 \text{ N}$, $A_R = 5000 \text{ mm}^2$ [Tho15] und $\mu_{adh} = 3,32$ folgt für die tangentialen Adhäsionsspannung $\tau_{adh} = 0,0143 \text{ MPa}$.

D 2 Beschreibung der Umformsimulationen

D 2.1 Simulation mit Ein-Element-Modellen

Zur Veranschaulichung der Funktionsweise des entwickelten Materialmodells (Abschnitt C 2) werden Ein-Element-Simulationen in ABAQUS durchgeführt. Anhand dieser Simulationen werden insbesondere die materielle Objektivität des Modells, die Modellierung der Querkontraktion, das Zusammenspiel zwischen Spannungs- und Dehnungsmaßen überprüft sowie ein Abgleich zwischen den aus den Materialparametern resultierenden Materialkennlinien mit den Versuchsergebnissen der Querkzug-Versuche (Abschnitt B 3.1) sowie des Pictureframe-Tests (Abschnitt B 3.2) durchgeführt. Der prinzipielle Versuchsaufbau der Ein-Element-Simulation ist in Abbildung D-1 dargestellt. Knoten 1 ist fest gelagert, Knoten 2 wird zur Untersuchung der Querkontraktion wahlweise als Fest- (FL) oder Loslager (LL) verwendet. Knoten 3 und 4 sind über eine kinematische Kopplung der Freiheitsgrade mit einem Referenzpunkt verbunden. Dabei sind alle Freiheitsgrade der Knoten 3 und 4, bis auf den Translationsfreiheitsgrad von Knoten 3 in x-Richtung fest mit dem Referenzpunkt verbunden. Knoten 3 wird bezüglich des Referenzpunktes wahlweise als Fest- (FL) oder Loslager (LL) modelliert. Die Materialorientierung wird initial so gewählt, dass die Fasern (\mathbf{t}_1) in x-Richtung orientiert sind und die Naht (\mathbf{t}_2) in y-Richtung orientiert ist. Die Elementkantenlänge beträgt $L_E = 80 \text{ mm}$ und die Elementdicke beträgt $h_E = 0.3 \text{ mm}$.

Die Kinematik des Versuchs wird über die Verschiebung des Referenzpunktes in x- und y- Richtung gesteuert. Die Translation in z-Richtung sowie die Rotation des Referenzpunktes sind dabei gesperrt. Die unterschiedliche Variation der Verschiebungsrandbedingungen des Referenzpunktes und die Ausführung der Lagerrandbedingungen der Knoten 2 und 3 sind in Tabelle D-10 dargestellt. Dabei ist t die dimensionslose Zeit des Berechnungsschritts (step time) und verläuft von Null bis Eins. Weiter geht aus Tabelle D-10 hervor, welche Versuchs-

randbedingungen mit welchen Materialparametern (Abschnitt D 1.1) kombiniert werden.

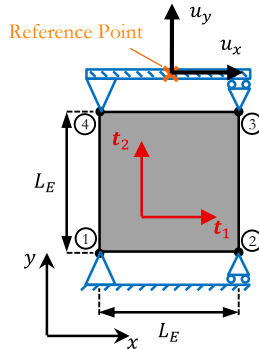


Abbildung D-1: Aufbau und Randbedingungen des Simulationsmodells für Ein-Element-Zugversuche.

Nr.	Beschreibung	Kinematik Referenzpunkt		Lagerung Knoten		Materialparameter
		$u_x(t)$	$u_y(t)$	2	3	
EE01	Querzug	0	$L_E \cdot t$	LL	LL	MLIN01, MLIN02
EE02	Schrägzug	$0,7746 \cdot L_E \cdot t$	$0,6 \cdot L_E \cdot t$	LL	LL	MLIN01, MLIN02
EE03	Querzug	0	$L_E \cdot t$	FL	FL	MT01-MT09
EE04	Pure Shear	$L_E \cdot \sin(t)$	$L_E \cdot (1 - \cos(t))$	FL	FL	MS1-MS3

Tabelle D-10: Randbedingungen und verwendete Materialparameter (Abschnitt D 1.1) für die Ein-Element-Simulationsmodelle.

Zur Validierung der Umsetzung des elastisch-plastischen Materialverhaltens ohne lokale Iterationen (Abschnitt C 2.5.1.3) wird Versuch EE03 mit Material MT06 mit verschiedenen großen Zeitinkrementen ($\Delta t_{EE03} = 10^{-2}s, 10^{-3}s, 10^{-4}s, 10^{-5}s, 10^{-6}s$) durchgeführt.

Zur Validierung des Materialmodells und zur Demonstration der materiellen Objektivität des Materialmodells werden die Spannungs-Dehnungs-Kurven, die

sich aus den Statusvariablen der Nennspannungskomponente P_{22}^* und der Dehnungskomponente ε_{22} des Materialmodells am Integrationspunkt des Elements ergeben, mit den Spannungsdehnungskurven, die nach der Simulation aus den Elementknotenverschiebungen und der Reaktionskraft \mathbf{F}_R am Referenzpunkt berechnet werden (Abbildung D-2a), verglichen. Da sich die Knotenverschiebungen aufgrund numerischer Fehler der expliziten Analyse geringfügig unterscheiden können, werden die Normaldehnungskomponenten folgendermaßen aus den Elementknotenverschiebungen der oberen und unteren Elementknoten gemittelt:

$$\varepsilon_{22,EE} = \frac{\Delta L_{E,2}}{L_{E,2}^0} \quad \text{D-4}$$

$$\varepsilon_{11,EE} = \frac{\Delta L_{E,1,12} + \Delta L_{E,1,34}}{2 \cdot L_{E,1}^0} \quad \text{D-5}$$

Die Dehnungskomponenten $\varepsilon_{11,EE}$ wird dabei aus dem Mittelwert der Dehnung zwischen den Knoten 1 und 2 sowie 3 und 4 berechnet und wird für die Berechnung der Querkontraktionszahl

$$\nu_{21,EE} = -\frac{\varepsilon_{11,EE}}{\varepsilon_{22,EE}} \quad \text{D-6}$$

benötigt. Anhand der Querkontraktionszahl $\nu_{21,EE}$ wird die Modellierung der nicht-orthogonalen Querkontraktion validiert.

Die fiktive Nennspannung in Materialhauptrichtung \mathbf{t}_2

$$P_{22,EE}^* = \frac{|\mathbf{F}_R|}{L_E \cdot h_E} \quad \text{D-7}$$

berechnet sich aus dem Betrag der Reaktionskraft \mathbf{F}_R am Referenzpunkt und der Ausgangsquerschnitts $L_E \cdot h_E$ des Elements. Weiter wird zur Validierung der materiellen Objektivität der Winkel α (Abbildung D-2b) zwischen dem Vektor der Reaktionskraft am Referenzpunkt \mathbf{F}_R und dem Vektor von Materialhauptrichtung \mathbf{t}_2 berechnet.

Für den Vergleich zwischen dem definierten Materialverhalten und der im Querzugversuch bzw. im Pictureframe-Test gemessenen Kurven werden nur die internen Statusvariablen des Materialmodells verwendet, da die korrekte Berechnung des Scherwinkels an dieser Stelle nicht explizit nachgewiesen wird.

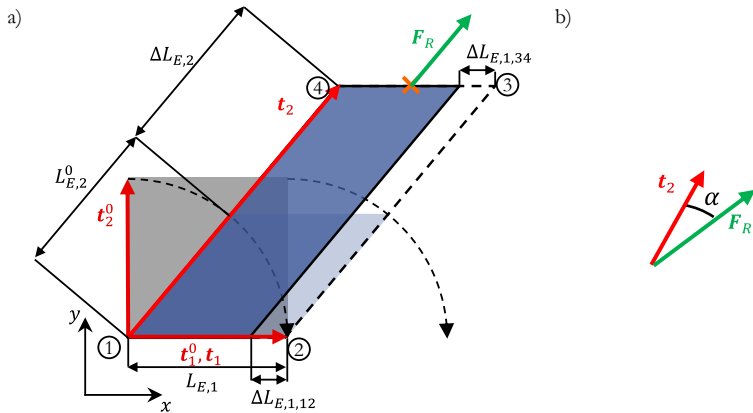


Abbildung D-2: Ein-Element-Schrägzugversuch mit Querkontraktion (EE02): a) Prinzipdarstellung der Relativverschiebung der einzelnen Elementknoten; b) Winkel α als Maß der Abweichung zwischen dem Vektor der Reaktionskraft F_R und dem Vektor der Materialhaupttrichtung t_2 .

D 2.2 Simulation der Off-Axis-Zugversuche

Die Parametrisierung des Materialmodells erfolgt anhand der Simulation der Off-Axis-Zugversuche (Abbildung D-3). Dabei werden Membranelemente verwendet und das Netz wird jeweils so ausgerichtet, dass die Elementkanten parallel zur Faserorientierung verlaufen (siehe A 3.3.2.2 - numerisches Intra-Ply „Schublocking“). Die unteren Knoten sind fest eingespannt, die Kinematik der oberen Knoten ist mit der Kinematik eines Referenzpunktes verbunden, über dessen Verschiebung die Versuchskinematik gesteuert wird (Einspannbedingung R0). Um das Ableiten der Kohlenstofffaserbündel im Randbereich der Einspannung des 30°-Zugversuchs (Abbildung B-27) zu untersuchen, werden die äußeren beiden Knoten (Einspannbedingung R1) bzw. die äußeren drei Knoten

(Einspannbedingung R2) des 30°-Zugversuchs aus der festen Einspannung entfernt (Abbildung D-4).

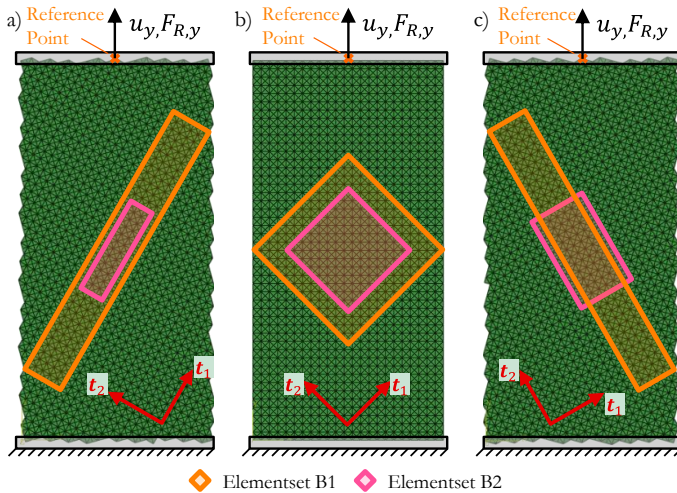


Abbildung D-3: Aufbau und Randbedingungen der Simulationsmodelle der Off-Axis-Zugversuche (Einspannbedingung R0) und Elementsets (B1-orange, B2-rosa) zur Berechnung der Dehnungs-Verschiebungs-Kurven: a) 30° Off-Axis-Zugversuche; b) 45° Off-Axis-Zugversuch (Bias-Extension-Test); c) 60° Off-Axis-Zugversuch.

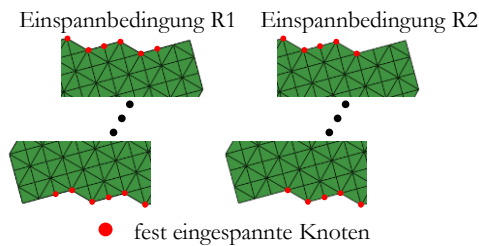


Abbildung D-4: Eingespannte Knoten in der Simulation des 30°-Zugversuchs mit den Einspannbedingungen R1 (links) und R2 (rechts).

Zur Auswertung der Versuche dienen neben dem Contourplot der Deformationen auch die Kraft-Weg-Kurve des Referenzpunktes sowie die gemittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der Dehnungskomponenten der Elementsets B1 und B2 (Abbildung D-3). Die Ermittlung der Dehnungs-Verschiebungs-

Kurven der einzelnen Elementsets erfolgt nach demselben Prinzip wie die Ermittlung der Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der experimentellen Off-Axis-Zugversuche (Abschnitt B 2.4).

Zur Demonstration dass das Modell prinzipiell auch zur Umformsimulation biaxialer textiler Halbzeuge mit der Kinematik von Geweben geeignet ist, wird der Bias-Extension-Test mit dem Gewebematerial MLIN03 durchgeführt. Zur Parameteridentifikation sowie zur Veranschaulichung der Eigenschaften des Materialmodelles bei der Simulation der Off-Axis-Zugversuche werden die Materialparameter wie in Tabelle D-11 und Tabelle D-13 dargestellt mit der Einspannbedingung R0 (fest eingespannt - Abbildung D-3) variiert. Zur Untersuchung des Einflusses der Einspannbedingungen (Abbildung D-4) auf das Verhalten des Materials in den 30°-Off-Axis-Zugversuchen werden die Materialparameter wie in Tabelle D-12 dargestellt variiert.

		Schubeigenschaften					
		MS1	MS2	MS2L1	MS2L2	MS2L3	MS3
Zugeigenschaften	MT01	x	x	x	x	x	x
	MT02	x	x	x	x	x	x
	MT02QK		x				
	MT03		x				
	MT04	x	x	x	x	x	x
	MT05						
	MT06						
	MT07		x				
	MT07QK						
	MT08						
	MT09						
	MT10		x				
	MT11		x	x			
	MT12		x				
	MT13		x	x			

Tabelle D-11: Untersuchte Kombinationen von Materialparametersätzen (Zug- Schubeigenschaften, vgl. Abschnitt D 1.1) in der Simulation des 30°-Off-Axis-Zugversuchs mit Einspannbedingung R0.

Einspannbedingung:		R1		R2			
Schubparameter:		MS2	MS2	MS2L1	MS2L2	MS2L3	MS3
Zug-Eigen- schaften	MT02	x	x	x	x	x	x
	MT04	x	x				
	MT07	x	x				
	MT13	x	x	x	x	x	x

Tabelle D-12: Untersuchte Kombinationen von Materialparametersätzen (Zug- Schubeigenschaften, vgl. Abschnitt D 1.1) in der Simulation des 30°-Off-Axis-Zugversuchs mit den Einspannbedingungen R1 und R2.

		Schubeigenschaften					
		MS1	MS2	MS2L1	MS2L2	MS2L3	MS3
Zugeigenschaften	MT01						
	MT02		x				
	MT02QK						
	MT03						
	MT04		x				
	MT05		x				
	MT06		x				
	MT07	x	x	x	x	x	x
	MT07QK		x				
	MT08		x				
	MT09		x				
	MT10		x				
	MT11		x	x			
	MT12		x				
MT13		x	x				

Tabelle D-13: Untersuchte Kombinationen von Materialparametersätzen (Zug- Schubeigenschaften, vgl. Abschnitt D 1.1) in der Simulation des 45°- und 60°-Off-Axis-Zugversuchs.

D 2.3 Simulation des Cantilever-Tests

Mit der Simulation des Cantilever-Tests werden zwei Ziele verfolgt: Mit der Simulation des Cantilever-Tests in 0° -Richtung werden die Biegeeigenschaften des Modells in 0° -Richtung bestimmt, so dass die im Versuch in (Abschnitt B 3.6) gemessene Biegelänge mit der aus der Simulation resultierenden Biegelänge übereinstimmt. Die Simulation des Cantilever-Tests in 90° -Richtung dient zur Veranschaulichung der numerischen Grenze bei der Definition einer sehr kleinen Biegesteifigkeit. Dazu wird die Probe in der Simulation auf der einen Seite fest eingespannt und mit Schwerkraft belastet (Abbildung D-5). Zur grafischen Veranschaulichung der um $\theta = 41,5^\circ$ geneigten schiefen Ebene wird diese Ebene durch einen Starrkörper modelliert. Zwischen der Probe und dem Starrkörper wird jedoch kein Kontakt modelliert. Die Probenbreite beträgt 100mm. Die Probenlänge $L_x^{0^\circ} = 234 \text{ mm}$ der 0° -Probe entspricht dem Mittelwert der experimentell ermittelten linearen Verschiebung der Biegeproben mit Glasfasern oben und unten (Abschnitt B 3.6). Simulations- und Versuchsergebnis stimmen dann überein, wenn die Biegeprobe in der Simulation den um $\theta = 41,5^\circ$ geneigten Starrkörper berührt. Zur Veranschaulichung der Biegeeigenschaften des Materials in 90° -Richtung wird für die Probenlänge der 90° -Probe $L_x^{90^\circ} = 30 \text{ mm}$ gewählt. Mit der Variation der Parameter ${}^B E_1$ und K_{22} (Tabelle D-7) wird der Einfluss der transversalen Schubsteifigkeit auf die Biegeeigenschaften quer zur Fasersichtung untersucht. Als Maß für die Biegesteifigkeit dient die Verschiebung u_z des Referenzpunktes an der Vorderseite der Probe (Abbildung D-5).

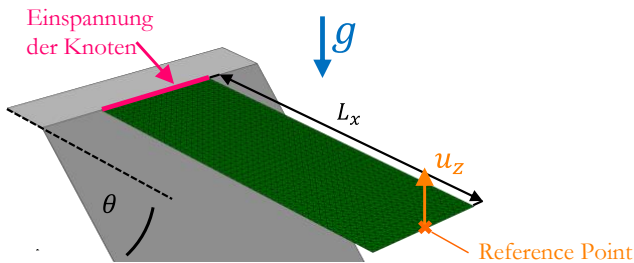


Abbildung D-5: Aufbau und Randbedingungen der Simulationsmodelle des Cantilever-Tests.

D 2.4 Simulation des Hemisphären-Tests

Ziel der Simulation des Hemisphären-Tests ist der Vergleich zwischen Simulationsergebnis und Umformergebnis sowie die Demonstration des Umformverhaltens des UD-Geleges im Hemisphären-Test mit unterschiedlichen Biegeeigenschaften. Der Aufbau des Simulationsmodells (Abbildung D-6) erfolgt per Python-Script mit SlowForm.PrePost für ABAQUS/CAE (Abschnitt A 1). Die Abmaße der Werkzeuge sowie des Halbzeugs entsprechen den Abmaßen des experimentellen Hemisphären-Tests (Abschnitt B 2.8). Für das Netz des Halbzeugs werden Dreiecks-Elemente mit einer Elementkantenlänge von 5 mm (Hypotenuse) gewählt.

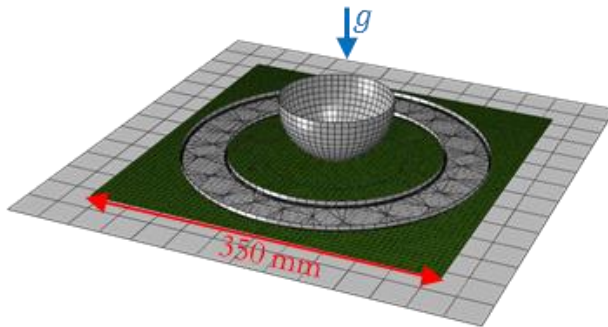


Abbildung D-6: Aufbau und Randbedingungen der Simulationsmodelle des Hemisphären-Tests.

Die maximale Verschiebung der Halbkugel beträgt 60 mm, die maximale auf den Niederhalter wirkende Kraft entspricht der Gewichtskraft (7,5 N, vgl. Abschnitt B 2.8) des Niederhalters im Experiment. Die zeitliche Wirkung der Randbedingungen ist in Abbildung D-7 dargestellt: Zuerst wird der Niederhalter mit seiner Gewichtskraft „belastet“, bevor die Verschiebung der Halbkugel beginnt. Bei der Simulation des Hemisphären-Tests werden die Materialparameter zur Beschreibung der Biegeeigenschaften wie in Tabelle D-14 dargestellt variiert. Die Materialparameter zur Beschreibung des Werkzeug-Halbzeug-Kontakts sind Abschnitt D 1.3 zu entnehmen.

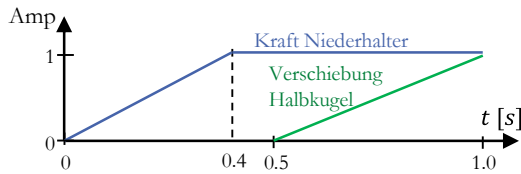


Abbildung D-7: Zeitlicher Verlauf der Amplituden der Kräfte und Randbedingungen im Simulationsmodell der Hemisphäre.

	B12	B22	B32	B42
MT13-MS2L1	x	x	x	x

Tabelle D-14: Variation der Materialparameter zur Beschreibung der Biegeeigenschaften (Abschnitt D 1.2) bei der Simulation des Hemisphären-Tests bei festen Membraneigenschaften (MT13-MS2L1, vgl. Tabelle D-3 und Tabelle D-4).

D 2.5 Simulation der Lampentopf-Umformversuche

Ziel der Lampentopf-Umformsimulation ist ein qualitativer Vergleich zwischen dem Simulationsergebnis und Umformergebnis sowie die Demonstration des Simulationsmodells an einer realistischen, sehr komplexen Bauteilgeometrie. Der Aufbau des Simulationsmodells (Abbildung D-8) erfolgt per Python-Script mit SlowForm.PrePost für ABAQUS/CAE (Abschnitt A 1). Die Abmaße der Werkzeuge sowie der Halbzeugzuschnitte entsprechen den Abmaßen des experimentellen Lampentopf-Umformversuchs (Abschnitt B 2.9). Für das Netz der Halbzeugzuschnitte werden Dreiecks-Elemente mit einer Elementkantenlänge von 5 mm (Hypotenuse) gewählt.

Die Verschiebungen der Werkzeuge in der Simulation entsprechen den Verschiebungen der Werkzeuge in den experimentellen Umformversuchen. Die zeitliche Wirkung der Schwerkraft sowie die Abfolge der Drapierstempel ist in Abbildung D-9 dargestellt: Zuerst werden die Halbzeuge mit „Schwerkraft“ belastet, bevor die sequentielle Verschiebung der Drapierstempel beginnt.

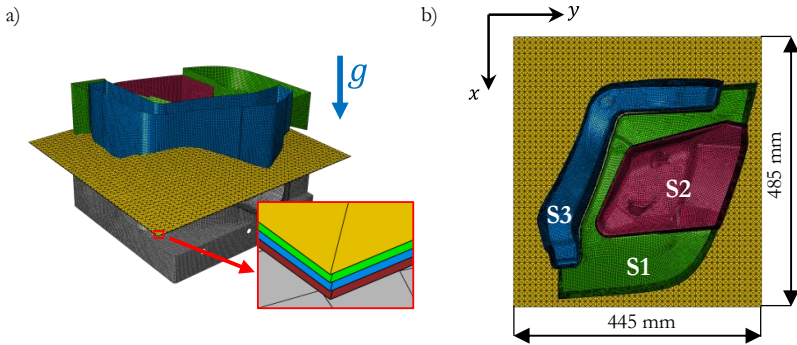


Abbildung D-8: Simulationsmodell zur Simulation des Umformverhaltens von UD-Gelegen im Lampentopfdemonstrator mit Drapierstempeln S1, S2 und S3: a) Ansicht von der Seite; b) Draufsicht.

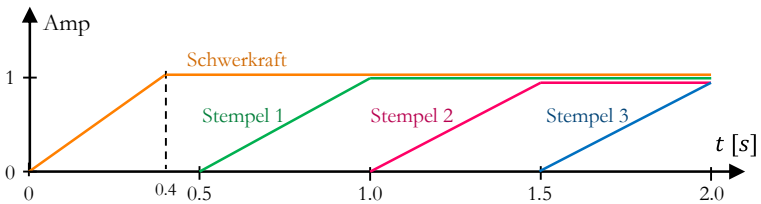


Abbildung D-9: Zeitlicher Verlauf der Amplituden der Schwerkraft und der Verschiebungsrandbedingungen der Drapierstempel im Umformsimulationsmodell des Lampentopfbauteils.

Bei der Simulation der Lampentopfumformung wird zur Beschreibung der Membraneigenschaften das Material MT13-MS2L1 verwendet (Tabelle D-3 und Tabelle D-4). Die Materialparameter zur Beschreibung des Biegeverhaltens werden wie in Tabelle D-15 dargestellt variiert. Die Materialparameter zur Beschreibung des Werkzeug-Halbzeug- sowie des Halbzeug-Halbzeug-Kontaktes sind Abschnitt D 1.3 zu entnehmen.

	B12	B22	B32	B42
[0°]	x	x	x	x
[90°]		x		
[-45°]		x		
[+45°]		x		
[0°/90°]		x		
[+45°/-45°]		x		
[0°/-45°/90°/+45°]		x		
[0°/90°/-45°/-45°]		x		

Tabelle D-15: Variation der Materialparameter zur Beschreibung der Biegeigenschaften (Abschnitt D 1.2) bei der Simulation des Lampentopfumformversuchs.

D 3 Simulationsergebnisse

D 3.1 Ein-Element-Simulation

D 3.1.1 Querzug- und Schrägzugsimulation mit linear elastischem Materialverhalten

In Abbildung D-10 sind die verformten Elemente der Ein-Element-Simulationen EE01 und EE02 (Tabelle D-10) sowie die Verteilung der Querdehnung (Dehnung in Materialhaupttrichtung t_1 aufgrund der Zugbelastung in Materialhaupttrichtung t_2) dargestellt. Im Fall von Material MLIN02 wird sowohl in der Querzugsimulation (EE01) als auch in der Schrägzugsimulation (EE02) eine Querkontraktion in t_1 -Richtung beobachtet, wohingegen im Fall von Material MLIN01 in keiner der Simulationen Querdehnungen beobachtet werden. Weiter wird beobachtet, dass die Verteilung der Querdehnung in der Schrägzugsimulation mit Material MLIN02 über das Element variiert (Abbildung D-10d). Aus diesem Grund wird die Querkontraktionszahl im Rahmen der Versuchsauswertung aus den gemittelten Querdehnungen der oberen und unteren Elementkante ermittelt (Gleichung D-5).

In Abbildung D-11 sind Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Ein-Element-Simulationen mit linearem Material dargestellt. Dabei sind für jede Ein-Element-Simulation jeweils die aus den Zustandsvariablen des Materialmodells ($P_{22}^*(\epsilon_{22})$) als auch die aus den Knotenverschiebungen und der Reaktionskraft am Referenzpunkt errechneten Spannungs-Dehnungs-Kurven ($P_{22-EE}^*(\epsilon_{22-EE})$ Gleichungen D-4 und D-7) dargestellt. Es ist offensichtlich, dass alle Spannungs-Dehnungs-Kurven linear verlaufen und übereinander liegen. Die Steigung der Spannungs-Dehnungs-Kurven beträgt 10 MPa.

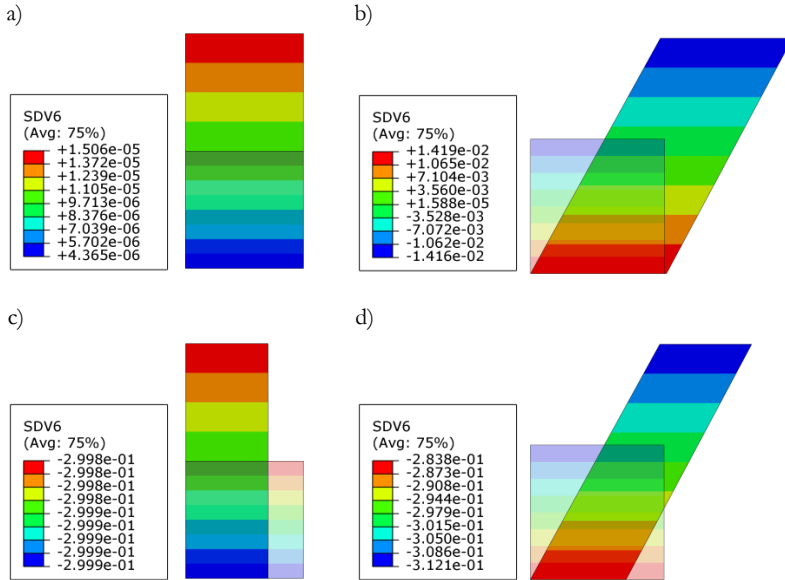


Abbildung D-10: Verformung in den Ein-Element-Simulationen; dargestellt ist jeweils die Verteilung der Querdehnung ε_{11} (SDV6) bei Zugbelastung in Materialhaupttrichtung \mathbf{t}_2 ($\varepsilon_{22} = 100\%$): a) Querkzug EE01-MLIN01; b) Schrägzug EE02-MLIN01; c) Querkzug EE01-MLIN02; d) Schrägzug EE02-MLIN02.

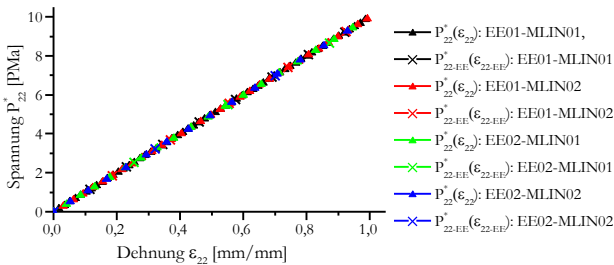


Abbildung D-11: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven der internen Zustandsvariablen des Materialmodells $P_{22}^*(\varepsilon_{22})$ mit den aus den Knotenverschiebungen und der Reaktionskraft errechneten Spannungs-Dehnungs-Kurven $P_{22-EE}^*(\varepsilon_{22-EE})$ für die Ein-Element-Simulationen EE01 und EE02 sowie die Materialien MLIN01 und MLIN02.

In Abbildung D-12a ist der Verlauf der nach Gleichung D-6 berechneten Querkontraktionszahl über die Berechnungsdauer der Ein-Element-Simulationen dargestellt. Es ist ersichtlich, dass die Querkontraktionszahl im Fall von Material MLIN01 Null ist und im Fall von Material MLIN02 bereits nach kurzer Zeit gegen den Wert $u_{21,EE} \approx 0,3$ konvergiert.

In Abbildung D-12b ist der Verlauf des Winkels α zwischen dem Reaktionskraftvektor \mathbf{F}_R am Referenzpunkt und dem Vektor der Materialhaupttrichtung \mathbf{t}_2 (vgl. Abbildung D-2b im Schrägzugversuch) über die Berechnungsdauer dargestellt. Es ist erkennbar, dass der Winkel α bereits nach kurzer Zeit gegen den Wert $\alpha \approx 0$ konvergiert, was bedeutet, dass der Reaktionskraftvektor \mathbf{F}_R und der Vektor der Materialhaupttrichtung \mathbf{t}_2 in dieselbe Richtung zeigen.

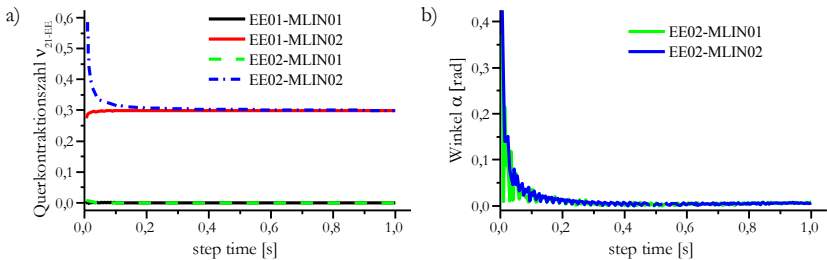


Abbildung D-12: a) Verlauf der Querkontraktion über die Berechnungszeit in den Ein-Element-Simulationen EE01 (Querzugversuch) und EE02 (Schrägzugversuch); b) Verlauf des Winkels α zwischen dem Reaktionskraftvektor \mathbf{F}_R am Referenzpunkt und dem Vektor der Materialhaupttrichtung \mathbf{t}_2 über die Berechnungszeit der Ein-Element-Simulationen EE02 (Schrägzugversuch).

D 3.1.2 Querzugsimulationen und „pure shear“-Simulationen mit nichtlinearem Materialverhalten

In Abbildung D-13 sind die aus der Ein-Element-Simulation EE03 resultierenden Spannungs-Dehnungskurven (Materialkennlinien) der Materialparameter zur Beschreibung des Verhaltens der Naht unter Zugbelastung dargestellt. Die Materialparameter wurden so gewählt, dass die Kennlinien der Materialien MT01 bis MT04 unter den experimentell ermittelten Kennlinien (Abschnitt B 3.1) liegen und die Kennlinien der Materialparameter MT05 bis MT09 im Be-

reich der experimentell ermittelten Kennlinien, bzw. teilweise deckungsgleich zu einzelnen Versuchskurven sind. In Abbildung D-14 sind die aus der Ein-Element-Simulation resultierenden Spannungs-Dehnungs-Kurven mit Material MT05, jedoch unterschiedlich großen Zeitinkrementen Δt dargestellt. Dabei liegen die Kurven für Zeitinkremente $\Delta t \geq 10^{-3} s$ quasi übereinander. Einzig die Kurve $\Delta t \geq 10^{-2} s$ weicht von den anderen Kurven ab.

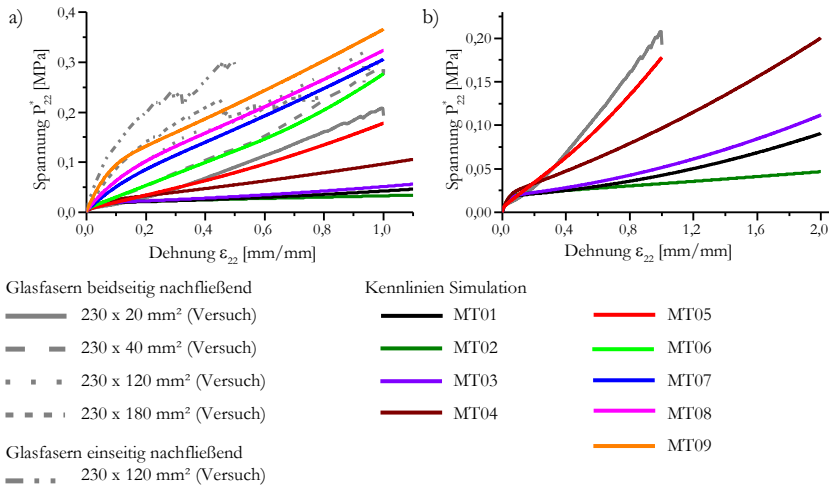


Abbildung D-13: Materialverhalten der Naht bei Querkzugbelastung in der Ein-Element-Simulation des Querkzugversuchs EE03 bei verschiedenen Materialparametern: a) Vergleich mit den experimentell ermittelten Versuchskurven; b) Darstellung ausgewählter Kurven bis zu einer Dehnung von 200%.

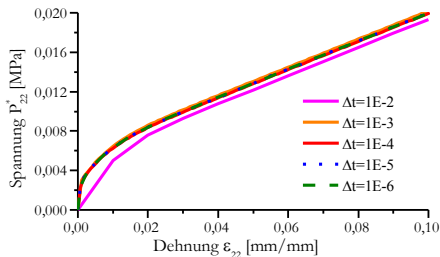


Abbildung D-14: Einfluss des Zeitinkrements Δt auf das berechnete Materialverhalten in der Ein-Element-Simulation EE03 des Schrägzugversuchs mit Material MT05.

In Abbildung D-15 sind die aus den Ein-Element-Simulationen EE04 des „pure-shear“-Versuchs resultierenden Schubspannungs-Scherwinkel-Kurven (d.h. die effektiven Schubkennlinien) der Materialparameter zur Beschreibung der Schubeigenschaften der Naht dargestellt. Materialparameter MS3 wurde so gewählt, dass die resultierende Schubkennlinie der experimentell im Pictureframe ermittelten Kennlinien entspricht. Das Niveau der Schubspannung der aus den anderen Materialparametern resultierenden Kennlinien (MS1 und MS2) liegt mit der Hälfte des Schubspannungsniveaus der im Pictureframe-Test ermittelten Kennlinien (MS3) deutlich unter dem Spannungsniveau dieser Kennlinien. Die Kennlinien MS2L1, MS2L2 und MS2L3 unterscheiden sich in der Modellierung von Schublocking, also in der Modellierung des Anstiegs der Schubspannung bei großen Scherwinkeln, von der „Basiskurve“ MS2. Weiter ist das Schublocking von Kurve MS2L3 vergleichbar zum Schublocking von Kurve MS3 (Versuchskurve).

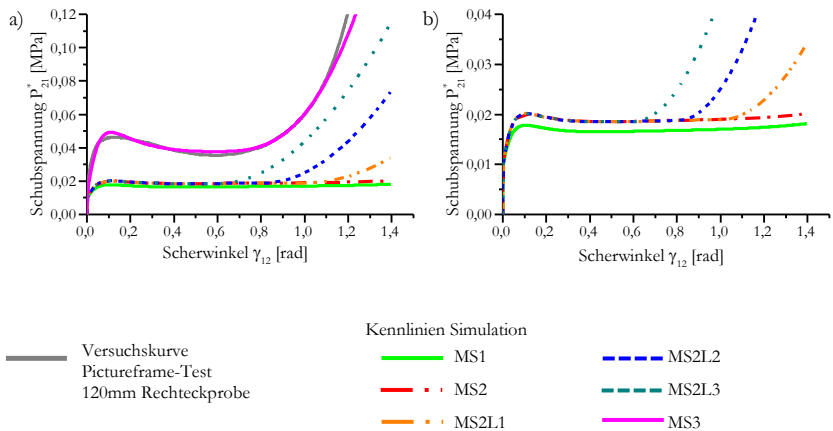


Abbildung D-15: Materialverhalten der Naht bei Schubbelastung in der Ein-Element-Simulation EE04 des „pure-shear“-Versuchs bei verschiedenen Materialparametern: a) Vergleich mit der experimentell ermittelten Versuchskurve; b) Vergrößerte Darstellung ausgewählter Kurven.

D 3.2 Off-Axis-Zugversuche

D 3.2.1 Kraft-Weg-Kurven

D 3.2.1.1 Simulation mit eindimensionaler Fließkurve

Wird die Fließkurve R_{2F} eindimensional in Abhängigkeit der plastischen Dehnung $\epsilon_{2,p}$ und unabhängig vom Scherwinkel modelliert (Abbildung C-17), lässt sich bei der Simulation der Off-Axis-Zugversuche (Einspannbedingung R0, alle Knoten in der Einspannung fest) feststellen, dass je steifer das der Simulation zugrunde liegende Zugverhalten der Naht ist (Steifigkeit wird von MT01 bis MT09 größer, vgl. Abbildung D-13), desto höher ist das Kraftniveau der simulativ ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven und desto stärker steigt die Kraft mit zunehmender Verschiebung an (Abbildung D-16). Weiter ist zu beobachten, dass es mit einem Materialparametersatz (z.B. MT02-MS2) nicht möglich ist, für alle Off-Axis-Zugversuche mit Einspannbedingung R0 eine gute Übereinstimmung zwischen den simulativ und experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven zu erzielen: Im Fall des 30°-Zugversuchs stimmt die Kurve der MT02-MS2-Simulation gut mit der 20 mm/min Versuchskurve überein und die Kurve der MT04-MS2-Simulation gut mit der 100 mm/min Versuchskurve (Abbildung D-16a). Dagegen liegt die Kraft-Verschiebungs-Kurve der Simulation des 30°-Zugversuchs mit Material MT05 (also das mit der „kleinsten“ experimentell ermittelten Querkzug-Kurve korrespondierende Material (Abbildung D-13)) und Material MT07 (steifer als MT05, passend für 45°- und 60°-Zugversuche), deutlich über den experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven. Im Fall des 45°-Zugversuchs stimmt die Kurve der MT06-MS2-Simulation gut mit der 20 mm/min Versuchskurve überein und die Kurven der MT07-MS2- und MT08-MS2-Simulation stimmen gut mit der 100 mm/min Versuchskurve überein (Abbildung D-16b). Die MT02-MS2- und MT04-MS2-Simulationskurven (passend für 30°-Zugversuche) liegen im Fall des 45°-Zugversuchs leicht unterhalb der experimentellen Kurven. Im Fall des 60°-Zugversuchs stimmen die Kurven der MT07-MS2- und MT08-MS2-Simulation gut mit der 20 mm/min- und 100 mm/min-Versuchskurve überein (Abbildung D-16c). In diesem Fall liegen die Kurve der MT06-MS2-Simulation leicht unterhalb der experimentellen Kurven und die Kurven der MT02-MS2- und MT04-

MS2-Simulation (passend 30°-Zugversuche) deutlich unterhalb der experimentellen Kurven. Die Steigung sowie das lokale Maximum am Anfang der experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven des 60°-Zugversuchs wird von keiner der durchgeführten Simulationen vorhergesagt. Für den Fall des 45°-Zugversuchs und 60°-Zugversuchs wirkt sich die Definition der Querkontraktion $v_{21} \neq 0$ (vgl. MT07 und MT07KQ) nicht auf die resultierende Kraft-Verschiebungs-Kurve aus. Im Fall des 30°-Versuchs führt die Definition der Querkontraktion $v_{21} \neq 0$ zu instabilem Verhalten (vgl. Abbildung D-28) und zum Abbruch der Simulation.

Weiter lässt sich feststellen, dass je größer das Spannungsniveau der verwendeten Schubspannungskurven (Spannungsniveau wird von MS1 bis MS3 größer, vgl. Abbildung D-15) ist, desto größer ist auch das Kraftniveau bei der Simulation der Off-Axis-Zugversuche (Abbildung D-17 und Abbildung D-18). Dabei liegt das Niveau der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen mit der Schubkennlinie MS3, also der Kennlinie, die der experimentell im Pictureframe-Test ermittelten Schubkennlinie entspricht, deutlich über den experimentell in den Off-Axis-Zugversuchen ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven. Im Gegensatz zum Spannungsniveau der Schubkennlinien wirkt sich die unterschiedliche Modellierung von „Schublocking“ nur auf die Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen der 30°-Zugversuche deutlich aus. Je früher der Beginn von „Schublocking“ ist („Schublocking“ von MS2L1 bis MS2L3 immer später, vgl. Abbildung D-15), desto stärker ist der Anstieg der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen der 30°-Zugversuche. Verläuft die der Simulation zu Grunde liegende Querkurve, wie im Fall von Material MT01 sehr flach (Abbildung D-13b), führt Schublocking zwar zu einem Anstieg der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation des 30°-Zugversuchs, die Form dieser Kurven weicht jedoch von der Form der experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven ersichtlich ab (Abbildung D-18a). Verläuft die der Simulation zu Grunde liegende Querkurve, wie im Fall von Material MT04 deutlich steiler (Abbildung D-13b), führt Schublocking ebenfalls zu einem Anstieg der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation des 30°-Zugversuchs. Die Form dieser Kurven weicht von der Form der experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven ebenfalls ab (Abbildung D-18b), da die Kraft ab einer bestimmten Verschiebung nahezu linear ansteigt. In den Simulationen des 45°-

und 60°-Zugversuchs sind die Kurven mit Schublocking (MS2L1 bis MS2L3) deckungsgleich mit der entsprechenden Kurven ohne Schublocking (MS2).

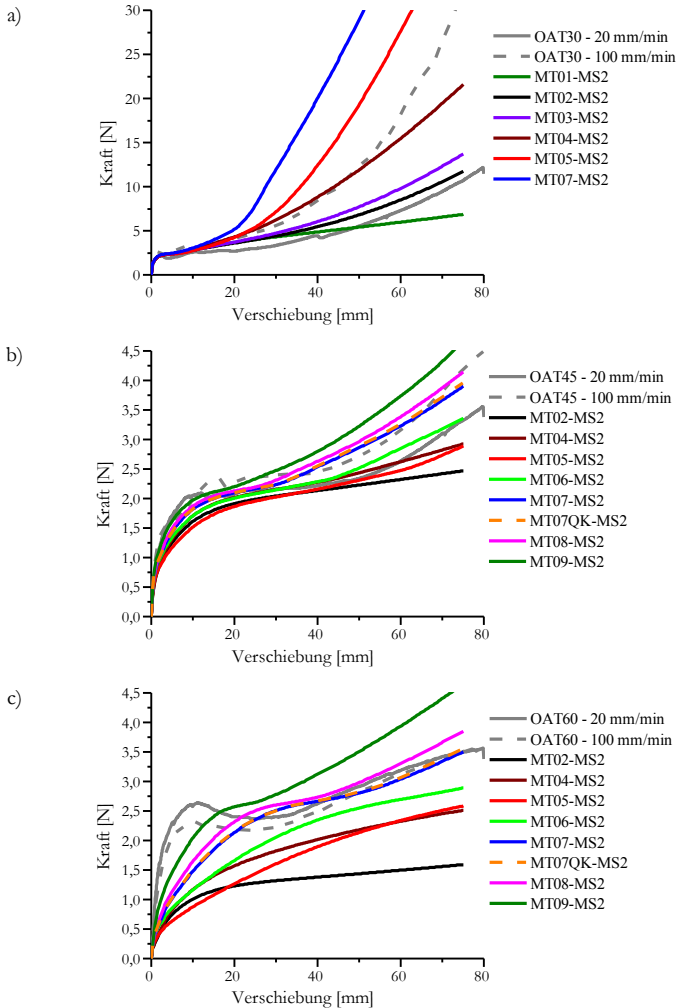


Abbildung D-16: Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation der Off-Axis-Zugversuche (Einspannbedingung R0) mit Material MS2 zur Beschreibung des Schubverhaltens der Naht und variierenden Materialparametern (MT) zur Beschreibung des Zugverhaltens der Naht: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

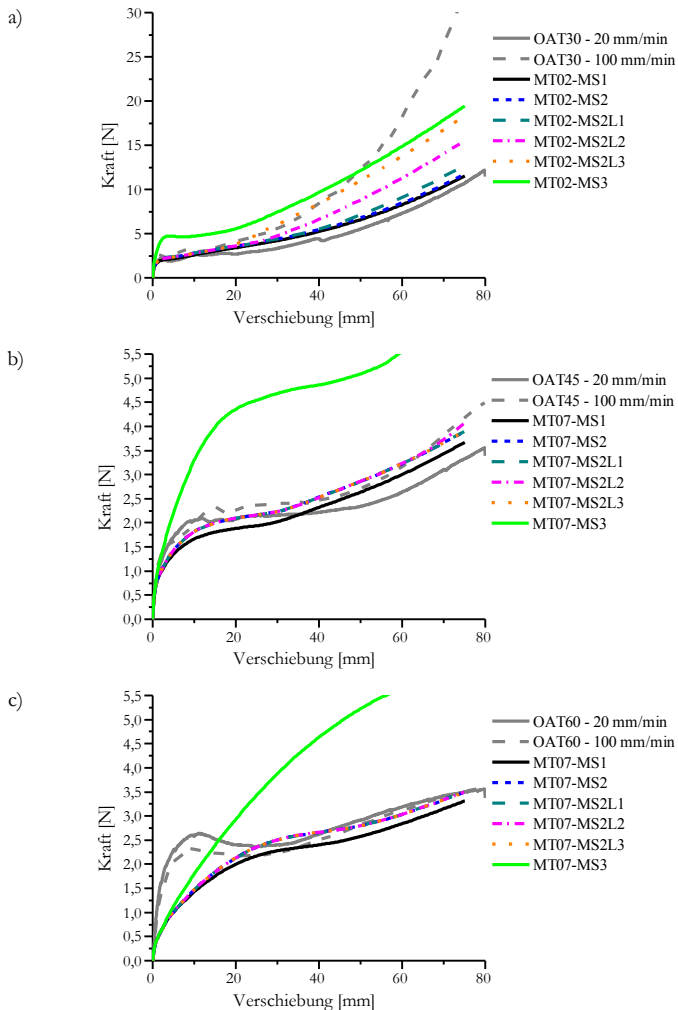


Abbildung D-17: Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation der Off-Axis-Zugversuche (Einspannbedingung R0) mit variierenden Materialparametern (MS) zur Beschreibung des Schubverhaltens der Naht und jeweils festen Materialparametern (MT) zur Beschreibung des Zugverhaltens der Naht: a) OAT-30° mit Materialparameter MT02; b) OAT-45° mit Materialparameter MT07; c) OAT-60° mit Materialparameter MT07.

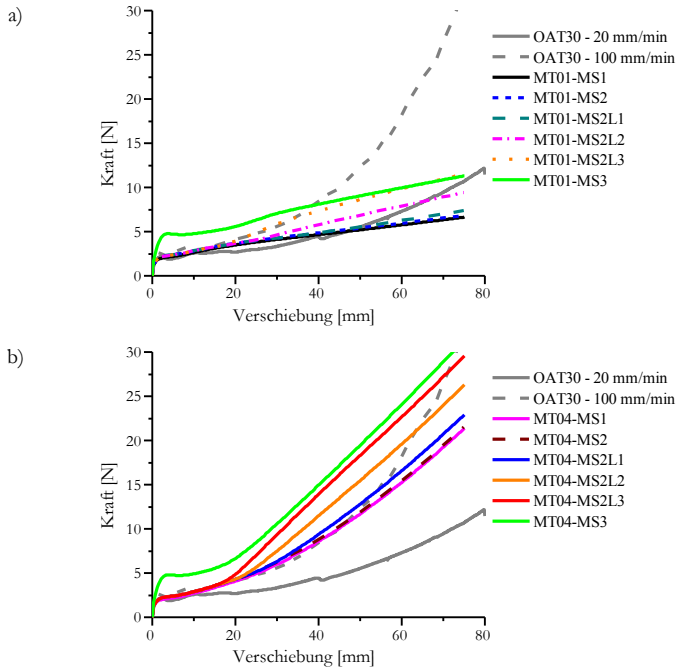


Abbildung D-18: Verlauf der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation des 30°-Zugversuchs (Einspannbedingung R0) mit variierenden Materialparametern (MS) zur Beschreibung des Schubverhaltens und mit festen Materialparametern zur Beschreibung des Zugverhaltens der Naht: a) Material MT02; b) Material MT04.

D 3.2.1.2 Simulation mit zweidimensionaler Fließfläche

Wird die Fließfläche $R_{2\Gamma}$ nicht nur in Abhängigkeit der plastischen Dehnung $\epsilon_{2,p}$, sondern zusätzlich auch in Abhängigkeit des Scherwinkel γ_{12} modelliert (zweidimensionale Fließfläche, Abbildung C-19), lässt sich feststellen, dass die resultierenden Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen mit den Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 (vgl. Tabelle D-3) nicht mit den Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen mit den Ausgangsmaterialien (MT02, MT04 und MT07 – vgl. Tabelle D-2) übereinstimmen (Abbildung D-19), sondern eine Art „Mittelwert“ zwischen Simulationskurven der Ausgangsmaterialien darstellen: Für kleine Verschiebungen entsprechen die

Kraft-Verschiebungs-Kurven der Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 (zweidimensionale Fließfläche) der Kraft-Verschiebungs-Kurve von Ausgangsmaterial MT07 (eindimensionale Fließkurve). Für große Verschiebungen weichen die Kraft-Verschiebungs-Kurven der Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 (zweidimensionale Fließfläche) immer mehr von der Kraft-Verschiebungs-Kurve von Ausgangsmaterial MT07 (zugsteif) ab und nähern sich an die Kraft-Verschiebungs-Kurve des jeweiligen zweiten Ausgangsmaterial MT02 bzw. MT04 (beide zugweich) an. Im Fall der Simulation des 30°-Zugversuchs weichen die Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen mit den Materialien MT10, MT11 und MT12 von der Kraft-Verschiebungs-Kurve der Simulationen mit Ausgangsmaterial MT02 (passend für 30°-Zugversuche mit 20 mm/min Prüfgeschwindigkeit) umso mehr ab, umso größer der Wert für den kritischen Winkel γ_{12}^e gewählt wird (Abbildung D-19a). Im Fall der Simulation des 45°- und 60°-Zugversuchs lässt sich genau das entgegengesetzte Verhalten feststellen (Abbildung D-19b,c). In diesem Fall ist die Abweichung zwischen den Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen mit den Materialien MT10, MT11 und MT12 und der Kraft-Verschiebungs-Kurve der Simulation mit dem Ausgangsmaterial MT07 (passend für 45°- und 60°-Zugversuche) umso kleiner, umso größer der Wert für den kritischen Winkel γ_{12}^e gewählt wird. Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die Modellierung der Fließfläche R_{2F} in Abhängigkeit der plastischen Dehnung $\varepsilon_{2,p}$ und des Scherwinkel γ_{12} dazu führt, dass mit einem einzigen Materialparametersatz eine gute Übereinstimmung der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation aller Off-Axis-Zugversuche mit den entsprechenden experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven erzielt werden kann (z.B. MT13-MS2 für alle experimentell mit 100 mm/min Verfahrensgeschwindigkeit ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven). Weiter bleibt festzuhalten, dass der Kurvenverlauf durch die Modellierung von moderatem Schublocking (MS2L1) auch in diesem Fall kaum beeinflusst wird. Wird stärkeres Schublocking modelliert (MS2L2 und MS2L3), steigen auch die Kraft-Verschiebungs-Kurven an. Die Form dieser Kurven unterscheidet sich jedoch von der Form experimentell ermittelten Kurven.

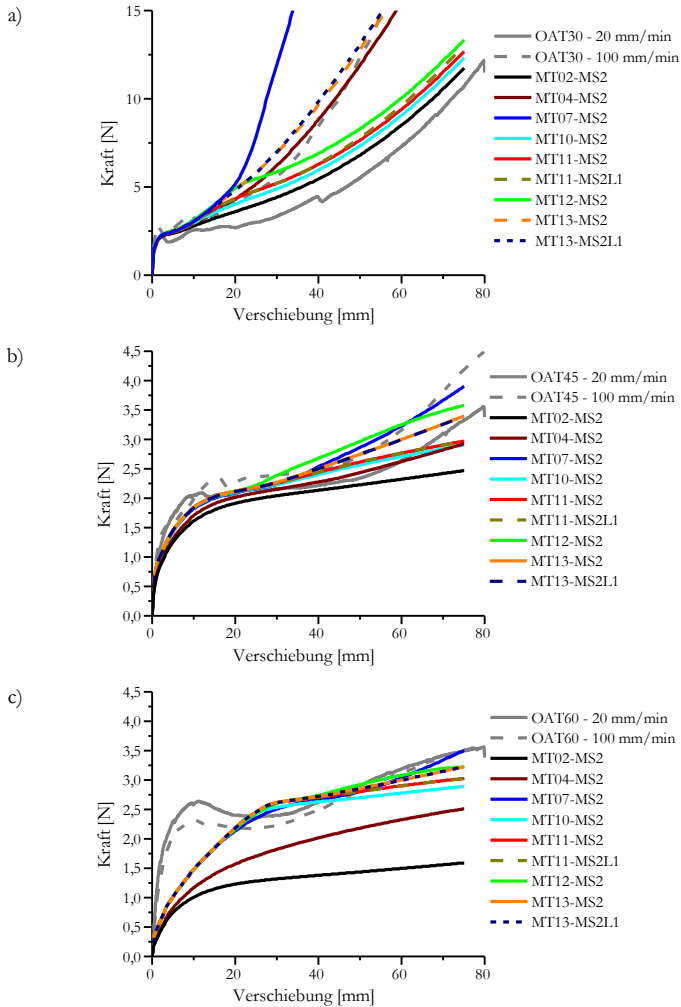


Abbildung D-19: Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation der Off-Axis-Zugversuche (Einspannbedingung R0) mit zweidimensionaler Fließfläche zur Beschreibung des Zugverhaltens der Naht: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

D 3.2.1.3 Simulation des 30°-Zugversuchs mit verschiedenen Einspannbedingungen

Aus der Simulation des 30°-Zugversuchs mit den Einspannbedingungen R1 und R2 (Abbildung D-4) wird ersichtlich, dass je weniger seitliche Knoten fest eingespannt sind, desto geringer ist die resultierende Kraft (Abbildung D-20a). Mit Einspannbedingung R1 (zwei Knoten frei) verlaufen die Kurven der Materialien MT04-MS2(-R1) und MT13-MS2(-R1) etwas oberhalb der experimentell mit 20 mm/min ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven und sind fast deckungsgleich zur Simulationskurve mit Material MT02-MS2 (Einspannbedingung R0, alle Knoten der Einspannung sind fest). Mit Einspannbedingung R2 (vier Knoten frei) verlaufen die Kurven der Materialien MT04-MS2-R2 und MT13-MS2-R2 etwas unterhalb der mit 20 mm/min experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven. Im Fall von Material MT07 (passend für 45°- und 60°-Zugversuche, vgl. Abschnitt D 3.2.1.1) liegen die Kräfte am Ende der Simulation mit allen Einspannbedingungen deutlich oberhalb der mit 20 mm/min experimentell ermittelten Kraft. Im Fall von Material MT02 (passend für 30°-Zugversuche mit 20 mm/min Prüfgeschwindigkeit und Einspannbedingung R0) liegen die Kräfte am Ende der Simulation mit den Einspannbedingungen R1 und R2 deutlich unterhalb der experimentell ermittelten Kräfte. Wie auch im Fall der Simulation mit ausschließlich fest eingespannten Knoten führt die Zunahme von Schublocking (Schublocking nimmt von MS2L1 bis MS2L3 ab) bei der Simulation des 30°-Zugversuche mit den Einspannbedingungen R2 zu einem Anstieg der Kraft-Verschiebungs-Kurven (Abbildung D-20b). Dabei liegt die Kraft-Verschiebungs-Kurve MT13-MS2L2-R2 genau auf der mit 20 mm/min experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurve. Das Niveau der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen mit der Schubkennlinie MS3 (experimentell im Pictureframe-Test ermittelte Kennlinie) liegt auch im Fall der Simulation mit Einspannbedingung R2 deutlich über der experimentell ermittelten Kurve.

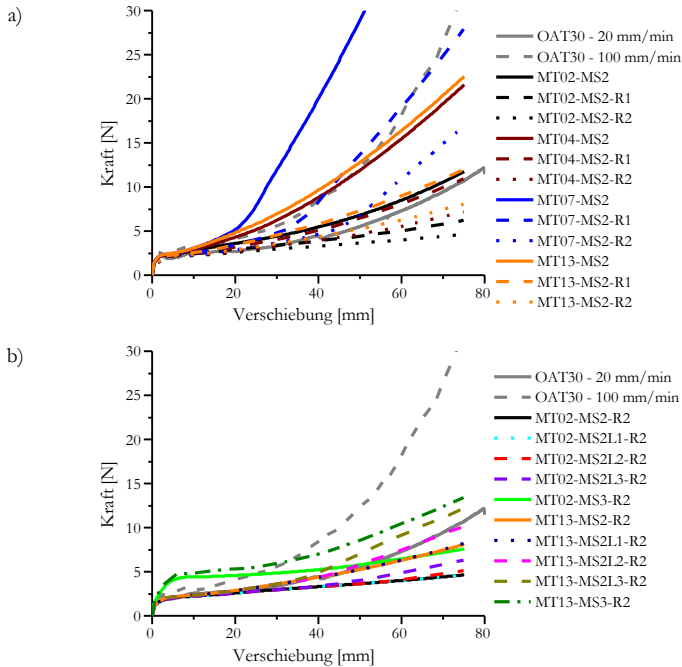


Abbildung D-20: Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation des 30°-Zugversuchs mit verschiedenen Materialien und verschiedenen Einspannbedingungen der Randknoten: a) Einfluss der Einspannbedingungen; b) Einfluss der Schubeigenschaften bei Einspannbedingung R2.

D 3.2.2 Verformung und Dehnungsverteilung in der Simulation der Off-Axis-Zugversuche

D 3.2.2.1 Simulation mit Material MLIN03 (linear, Gewebe)

In Abbildung D-21 ist die Verteilung des Scherwinkels im Bias-Extension-Test mit Material MLIN03 (entspricht Gewebe) dargestellt. Es sind deutlich die vom Bias-Extension-Test des Gewebes bekannten Deformationszonen zu sehen (vgl. Abbildung B-9 und Abschnitt A 3.2.1).

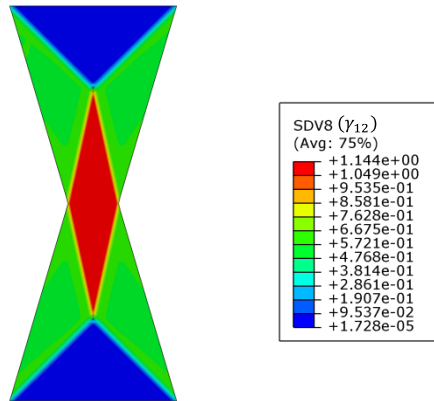


Abbildung D-21: Deformation und Verteilung des Scherwinkels γ_{12} in [rad] im Bias-Extension-Test mit Material MLIN03 (entspricht Gewebe).

D 3.2.2.2 Simulation mit elastisch-plastischem Materialverhalten

In Abbildung D-22 ist die Verteilung der Dehnungskomponenten der Simulation des 30°-Zugversuchs im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen (Abschnitt B 3.3) dargestellt. Es ist erkennbar, dass sich die Deformation der Probe in der Simulation, wie auch im Experiment, in einem schmalen, parallel zu den Kohlenstofffasern verlaufenden Bereich konzentriert. Die Form der Deformationszone der Simulation unterscheidet sich jedoch von der Deformationszone im Versuch. Zum einen unterscheiden sich die Richtung der Linienelemente \mathbf{t}_2 am Rand der Deformationszone, zum anderen ist die Deformationszone in der Simulation deutlich schmaler als im Experiment. Die erreichten Scherwinkel γ_{12} und ε_1 -Dehnungen der Simulation sind vergleichbar zu den im Versuch gemessenen Werten. Die ε_{22} -Dehnungen der Simulation überschreiten die experimentell ermittelten ε_{22} -Dehnungen jedoch um ein Vielfaches. Der Vergleich der Simulationsergebnisse mit den verschiedenen Materialien zeigt insbesondere, dass die Hauptdeformationszone der Simulation mit Material MT13 (passend für die Kraft-Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche, bei korrekter Modellierung der Einspannung) dünner ist als in den Simulationen mit den Materialien MT02 (passend für die Kraft-Verschiebungs-Kurven des 30°-Zugversuchs mit 20 mm/min Verfahrensgeschwindigkeit) und MT11 (passend für die Kraft-

Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche mit 20 mm/min Verfahrensgeschwindigkeit, vgl. Abschnitt D 3.2.1 und Abschnitt D 4.2.1.1). Ebenso sind die erreichten ε_{\perp} -Dehnungen in der Simulation mit Material MT13 betragsmäßig größer als in den Simulationen mit den Materialien MT02 und MT11.

Im Vergleich zur Deformation am Ende der 30°-Zugprobe mit Prüfgeschwindigkeit v_1 (100 mm/min) (Abbildung B-27) fällt insbesondere auf, dass die im Bereich der Einspannung entstehenden Faserbündellücken durch die Simulation (ε_{22} -Dehnung) nicht vorhergesagt werden. Werden in der Simulation des 30°-Zugversuchs die äußeren Knoten im Bereich der Einspannung nicht fest eingespannt, zeigt sich, dass die Hauptdeformationszone mit der Zunahme der freien Knoten breiter wird und sich an die Deformation im Experiment mit der Prüfgeschwindigkeit v_2 (20 mm/min) annähert (Abbildung D-23). Auch die ε_{22} -Dehnungen der Simulation sinken mit der Zunahme der freien Knoten in der Einspannung auf das Niveau der experimentell ermittelten ε_{22} -Dehnungen. Die in der Simulation ermittelten Scherwinkel γ_{12} und ε_{\perp} -Dehnungen werden mit Zunahme der freien Knoten in der Einspannung ebenfalls kleiner, bleiben jedoch im Bereich der experimentell ermittelten Werte. Im Unterschied zum Experiment, in dem die Kohlenstofffaserbündel durchrutschen und somit teilweise „nachfließen“, wird in der Simulation eine andere, kontinuierliche Verformung im Bereich der freien und nicht unter Zugbelastung stehenden Randknoten beobachtet (Abbildung D-24).

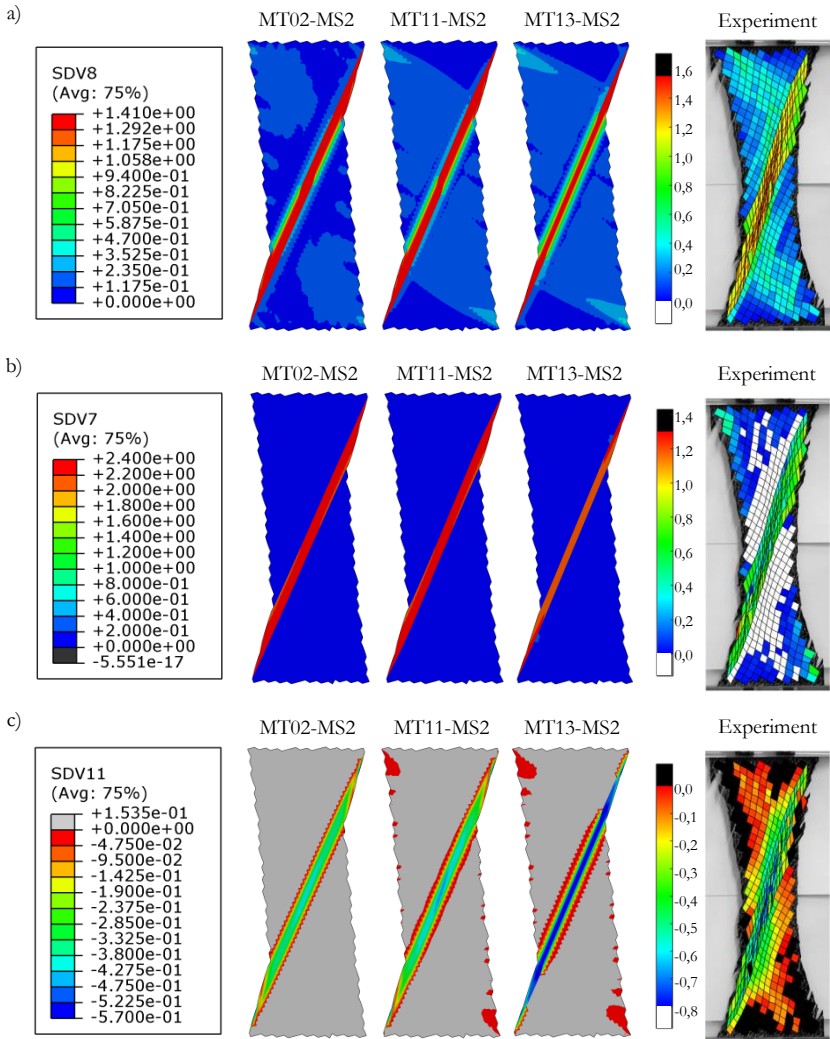


Abbildung D-22: Verteilung der Dehnungskomponenten am Ende der Simulation des 30°-Zugversuchs mit Material MT13-MS2 im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen mit Prüfgeschwindigkeit v_2 (vgl. Abbildung B-29 bis Abbildung B-33): a) Scherwinkel γ_{12} [rad]; b) Dehnung ε_{22} [mm/mm]; c) Dehnung ε_{\perp} [mm/mm].

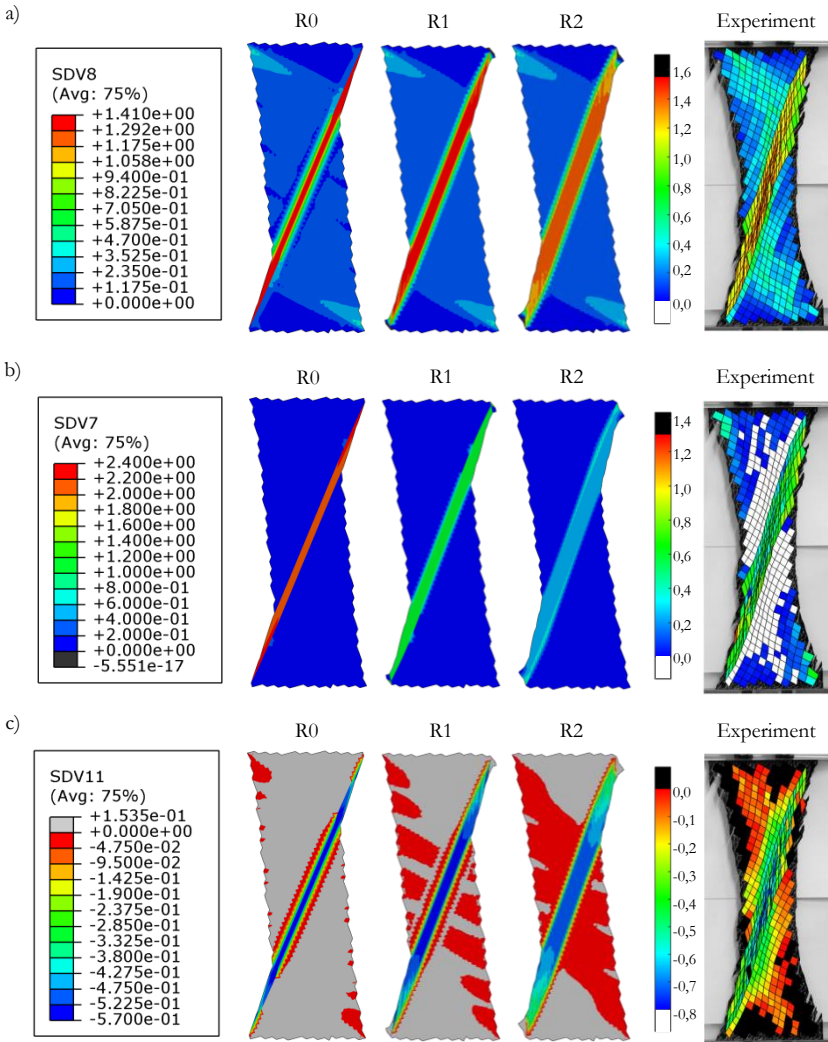


Abbildung D-23: Verteilung der Dehnungskomponenten am Ende der Simulation des 30°-Zugversuchs bei verschiedenen Einspannbedingungen im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen mit Prüfgeschwindigkeit v_2 (vgl. Abbildung B-29 bis Abbildung B-33): a) Scherwinkel γ_{12} [rad]; b) Dehnung ϵ_{22} [mm/mm]; c) Dehnung ϵ_1 [mm/mm].

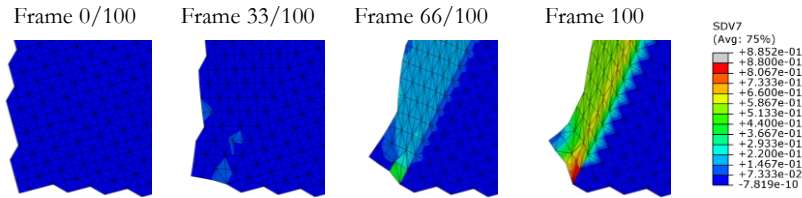


Abbildung D-24: Deformation im Bereich der linken unteren freien Randknoten in der Simulation des 30°-Zugversuchs mit Einspannbedingung R2 (Dehnung ε_{22} [mm/mm]).

In Abbildung D-25 ist die Verteilung der Dehnungskomponenten der Simulation des 45°-Zugversuchs im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen dargestellt. Es ist erkennbar, dass sich die Deformation der Probe in der Simulation von der Deformation der Probe im Versuch insofern unterscheidet, dass die Deformation in der Simulation homogener ist als im Versuch. Insbesondere die ε_{22} -Dehnungen am Probenrand sind im Versuch deutlich größer als in der Simulation. Die Beträge der einzelnen Dehnungskomponenten in der Simulation im 45°-Versuchs hängen stark von den verwendeten Materialparametern ab. Während die erreichten Scherwinkel und ε_{\perp} -Dehnungen der Simulation mit Material MT07 (passend für die Kraft-Verschiebungs-Kurven des 45°- und des 60°-Zugversuchs) den Versuchsergebnissen am nächsten kommen, kommen die ε_{22} -Dehnungen der Simulation mit Material MT11 (passend für die Kraft-Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche mit 20 mm/min Verfahrensgeschwindigkeit) den Versuchsergebnissen am nächsten. Insbesondere der Betrag der ε_{\perp} -Dehnungen ist in der Simulation mit Material MT11 deutlich kleiner als im Versuch ermittelt. Die Dehnungskomponenten der Simulation mit Material MT13 (passend für die Kraft-Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche, bei korrekter Modellierung der Einspannung) liegen betragsmäßig zwischen denen der Simulationen mit den Materialien MT07 und MT11.

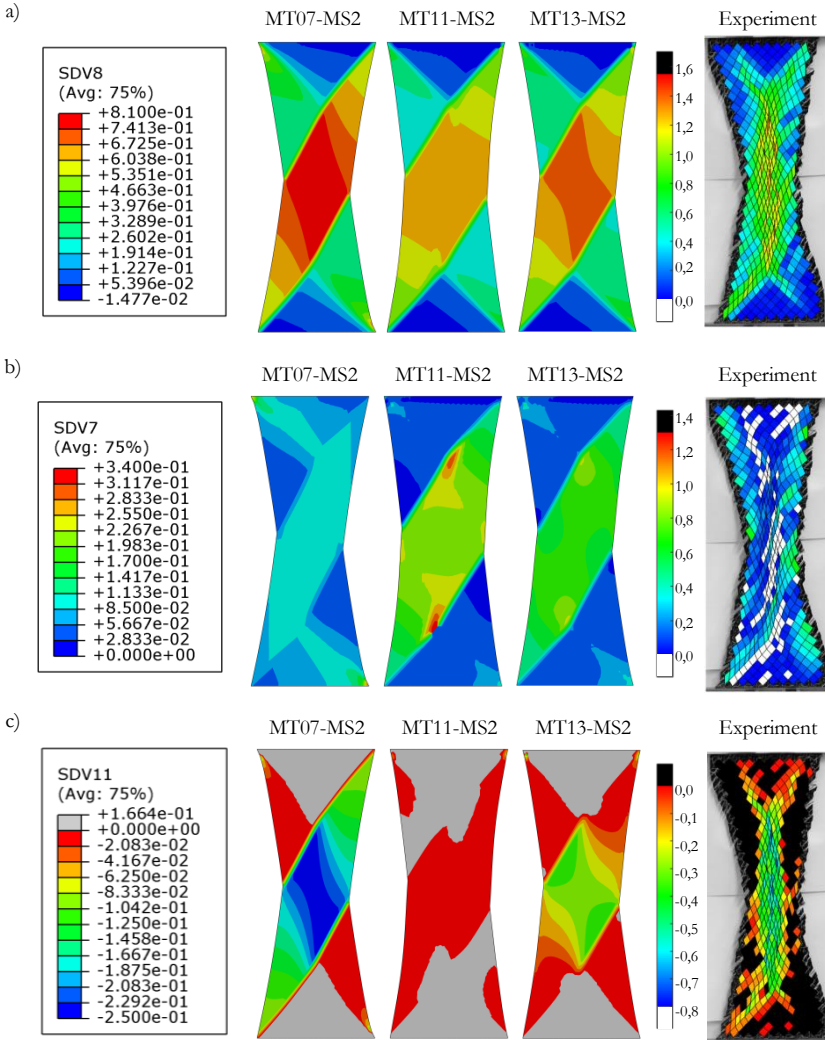


Abbildung D-25: Verteilung der Dehnungskomponenten am Ende der Simulation des 45°-Zugversuchs im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen mit Prüfgeschwindigkeit v_2 (vgl. Abbildung B-29 bis Abbildung B-33): a) Scherwinkel γ_{12} [rad]; b) Dehnung ϵ_{22} [mm/mm]; c) Dehnung ϵ_1 [mm/mm].

In Abbildung D-26 ist die Verteilung der Dehnungskomponenten der Simulation des 60°-Zugversuchs im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen dargestellt. Auch in diesem Fall unterscheidet sich die Deformation der Proben in der Simulation von der Deformation der Probe im Versuch. Während im Versuch zwischen der schubdominierten Deformationszone in der Probenmitte und der zugdominierten Deformationszone am Probenrand unterschieden werden kann (Abschnitt B 3.3.2), ist die Deformation in der Simulation, wie auch in der Simulation des 45°-Zugversuchs, deutlich homogener als im Versuch. Insbesondere die ε_{22} -Dehnungen am Probenrand sind im Versuch deutlich größer als in der Simulation. Auch bei der Simulation des 60°-Zugversuchs sind die Beträge der einzelnen Dehnungskomponenten stark von den verwendeten Materialparametern abhängig. Während die erreichten Scherwinkel und ε_{\perp} -Dehnungen der Simulation mit Material MT07 (passend für die Kraft-Verschiebungs-Kurven des 45°- und des 60°-Zugversuchs) den Versuchsergebnissen am nächsten kommen, kommen die ε_{22} -Dehnungen der Simulation mit Material MT11 (passend für die Kraft-Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche mit 20 mm/min Verfahrensgeschwindigkeit) den Versuchsergebnissen am nächsten. Der Betrag der ε_{\perp} -Dehnungen der Simulation mit Material MT11 ist, wie auch im Fall der Simulation der 45°-Zugversuchs, deutlich kleiner als im Versuch ermittelt. Die Dehnungskomponenten der Simulation mit Material MT13 (passend für die Kraft-Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche, bei korrekter Modellierung der Einspannung) liegen auch bei der Simulation des 60°-Zugversuchs betragsmäßig zwischen denen, die in der Simulationen mit den Materialien MT07 und MT11 erreicht werden.

In Abbildung D-27 ist die Verteilung der Dehnung in Faserrichtung (ε_{11}) am Ende der Simulation des 45°- und des 60°-Zugversuchs mit Material MT07QK vergleichend zu den experimentellen Ergebnissen dargestellt. Im Gegensatz zu den Versuchsergebnissen sind die ε_{11} -Dehnungen in der Simulation deutlich homogener verteilt und die Beträge der ε_{11} -Dehnungen sind in der Simulation deutlich kleiner als im Versuch.

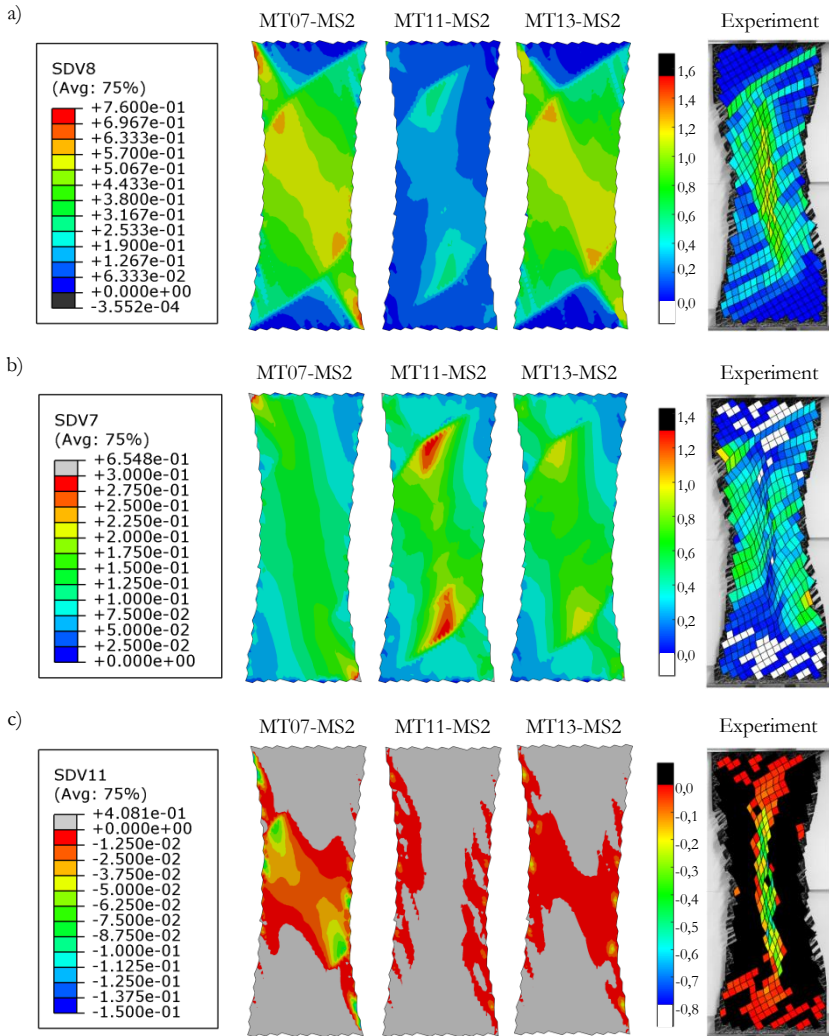


Abbildung D-26: Verteilung der Dehnungskomponenten am Ende der Simulation des 60° -Zugversuchs im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen mit Prüfgeschwindigkeit v_2 (vgl. Abbildung B-29 bis Abbildung B-33): a) Scherwinkel γ_{12} [rad]; b) Dehnung ϵ_{22} [mm/mm]; c) Dehnung ϵ_{\perp} [mm/mm].

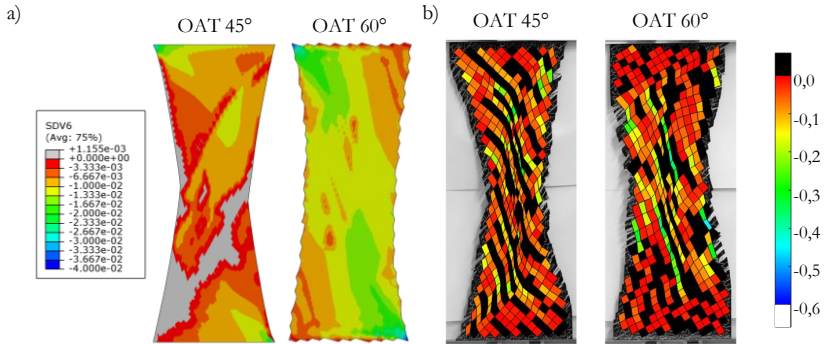


Abbildung D-27: Verteilung der Dehnung ϵ_{11} (in Faserrichtung) am Ende der Simulation des 45°- und des 60°-Zugversuchs mit Material MT07QK (a) im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen mit Prüfgeschwindigkeit v_2 (b, vgl. Abbildung B-34).

In Abbildung D-28 ist die Verteilung der Dehnung in Faserrichtung (ϵ_{11}) in der Simulation des 30°-Zugversuchs mit Material MT03QK bei $t = 0,17s$ und $t = 0,23s$ dargestellt. Es ist erkennbar, dass die Elemente bei $t = 0,23s$ sehr stark verzerrt sind, was den Abbruch der Simulation zur Folge hat (die geplante Simulationsdauer $t = 1,0s$ beträgt). Für $t < 0,23s$ lässt sich jedoch feststellen, dass die Dehnung in Faserrichtung auch im 30°-Zugversuch homogen in der Hauptdeformationszone des Versuchs verteilt ist.

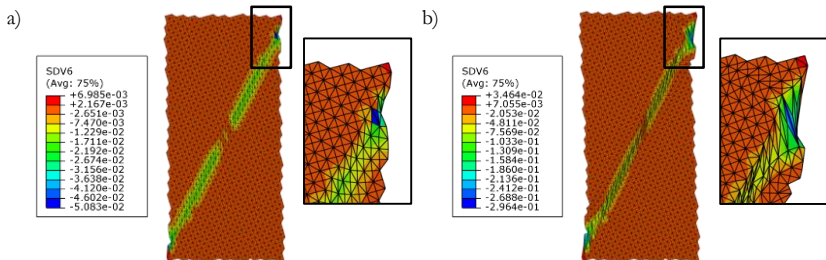


Abbildung D-28: Verteilung der Dehnung ϵ_{11} (in Faserrichtung) in der Simulation des 30°-Zugversuchs mit Material MT02QK: a) $t = 0,17s$; b) $t = 0,23s$ (Simulationsabbruch).

D 3.2.3 Verlauf der Dehnungskomponenten

D 3.2.3.1 Simulation mit eindimensionaler Fließkurve

In Abbildung D-29 und Abbildung D-30 ist jeweils der gemittelte Scherwinkel der Auswertebereiche B1 und B2 (Abbildung D-3) der Simulationen der Off-Axis-Zugversuche über die globale Verschiebung dargestellt. Dabei fällt auf, dass nur im Fall der Simulation des 30°-Zugversuchs ein signifikanter Unterschied zwischen den Kurven der beiden Auswertebereiche festgestellt werden kann. Die Kurven der beiden Auswertebereiche sind im Fall der Simulation der 45°- und 60°-Zugversuche nahezu identisch. Dies steht im Gegensatz zu den experimentell ermittelten Ergebnissen, bei denen sich die Kurven der einzelnen Auswertebereiche unterscheiden (Abschnitt B 4.5). Weiter lässt sich feststellen, dass das Niveau des Scherwinkels mit zunehmender Zugsteifigkeit der Naht (Zugsteifigkeit wird von MT01 bis MT09 größer) zunimmt (Abbildung D-29) und mit zunehmendem Niveau der Fließkurve der Schubspannungen (Spannungsniveau steigt von MS1 bis MS3 an) abnimmt (Abbildung D-30). Dabei wirkt sich Schublocking (MS2L1) nicht erkennbar auf die Form der resultierenden Scherwinkel-Verschiebungs-Kurven aus. Im Fall des 30°-Zugversuchs liegen die aus der Simulation resultierenden Kurven im Bereich der experimentell ermittelten Kurven und die Form der Kurven ist vergleichbar. Im Fall der 45°- und 60°-Zugversuche ist zwar die Form der aus der Simulation resultierenden Kurven mit der Form der experimentell ermittelten Kurven in weiten Teilen vergleichbar, die in der Simulation erreichten Scherwinkel liegen jedoch in allen Fällen unterhalb der experimentell ermittelten Scherwinkeln. Dabei liegen die Scherwinkelkurven der Simulation mit Material MT09 (zugsteif) am nächsten bei den experimentellen Kurven und die der Simulationen mit Material MT02 (zugweich) und MS3 (schubsteif) am weitesten weg von den experimentellen Kurven.

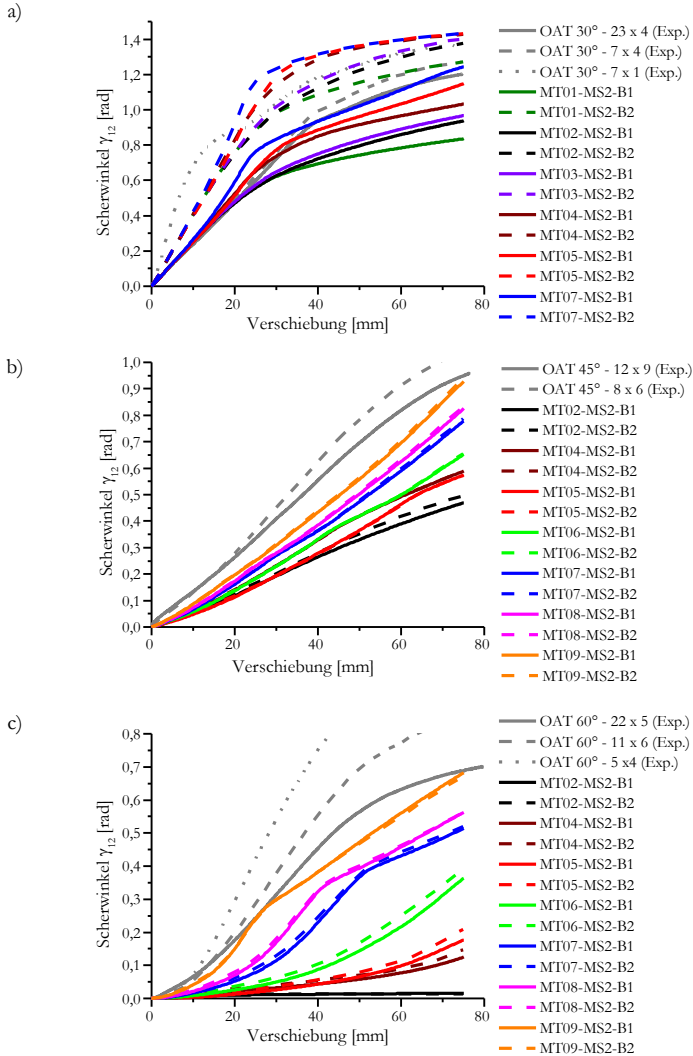


Abbildung D-29: Verlauf des gemittelten Scherwinkels über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation (Abbildung D-3) der Off-Axis-Zugversuche (Abbildung B-10) mit festen Schubeigenschaften (MS) und variierenden Zugeigenschaften in t_2 -Richtung: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

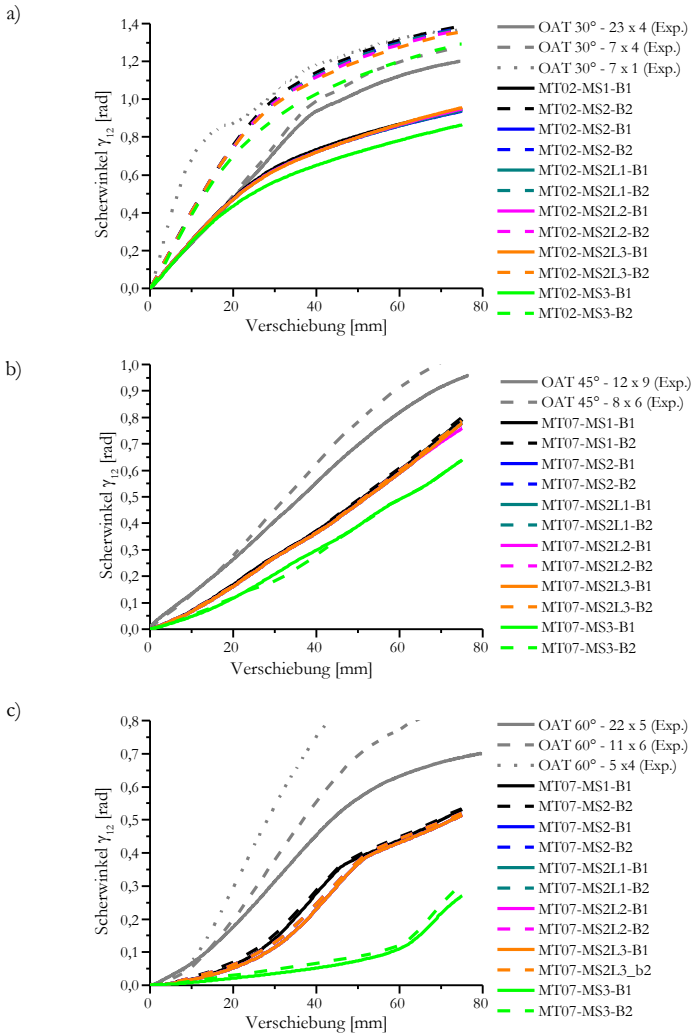


Abbildung D-30: Verlauf des gemittelten Scherwinkels über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation (Abbildung D-3) der Off-Axis-Zugversuche (Abbildung B-10) mit Zugeigenschaften in t_2 -Richtung (MT und variierenden festen Schubelastigkeiten: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

In Abbildung D-31 und Abbildung D-32 ist jeweils die gemittelte Dehnung ε_{22} der Auswertebereiche B1 und B2 der Simulationen der Off-Axis-Zugversuche über die globale Verschiebung dargestellt. Im Fall der Simulation des 30°-Zugversuchs lässt sich ein signifikanter Unterschied zwischen den Kurven der beiden Auswertebereiche feststellen. Im Fall der Simulation des 45°- und 60°-Versuchs unterscheiden sich die Kurven der beiden Auswertebereiche teilweise. Weiter lässt sich feststellen, dass das Niveau der gemittelten Dehnung ε_{22} mit zunehmender Zugsteifigkeit der Naht (Zugsteifigkeit wird von MT01 bis MT09 größer) abnimmt (Abbildung D-31) und mit zunehmendem Niveau der Fließkurve der Schubspannungen zunimmt (Abbildung D-32). Dies ist gegensätzlich zum Verhalten der gemittelten Scherwinkelkurven (Abbildung D-29 und Abbildung D-30). Einen Einfluss von Schublocking (MS2L1) auf den Verlauf der $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven ist wie in der Simulation des 30°-Zugversuchs ebenfalls nicht erkennbar. Im Gegensatz zum Verlauf der Scherwinkelkurven liegen die aus der Simulation resultierenden $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven im Fall des 30°-Zugversuchs deutlich über den experimentell ermittelten Kurven und im Fall des 45°- und 60°-Zugversuch im Bereich der experimentell ermittelten Kurven. Dabei liegen die $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven der Simulation (45°- und 60°) mit steiferem „Querzugverhalten“ näher an den experimentellen Kurven, die aus den großen Auswertebereichen der Dehnungen (OAT45-12x9, OAT60-22x5) resultieren und die $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven der Simulation (45°- und 60°) mit weniger steifem „Querzugverhalten“ näher an den experimentellen Kurven die aus den kleinen Auswertebereichen der Dehnungen (OAT45-8x6, OAT60-5x4) resultieren.

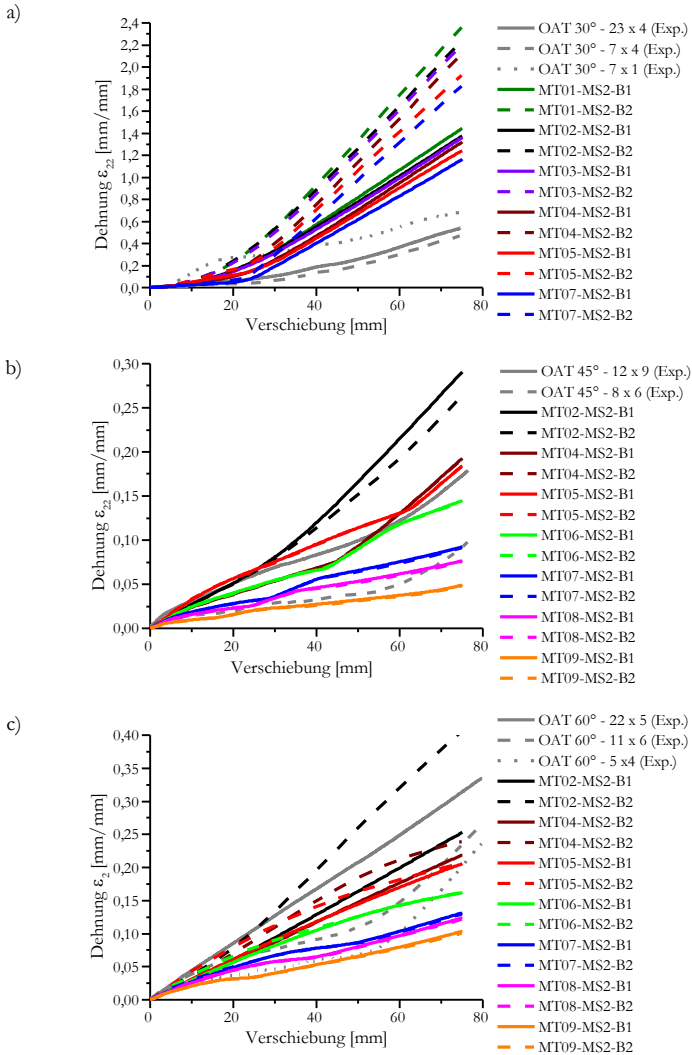


Abbildung D-31: Verlauf der gemittelten Dehnung ϵ_{22} über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation (Abbildung D-3) der Off-Axis-Zugversuche (Abbildung B-10) mit festen Schubelastigkeiten (MS) und variierenden Zugeigenschaften in t_2 -Richtung: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

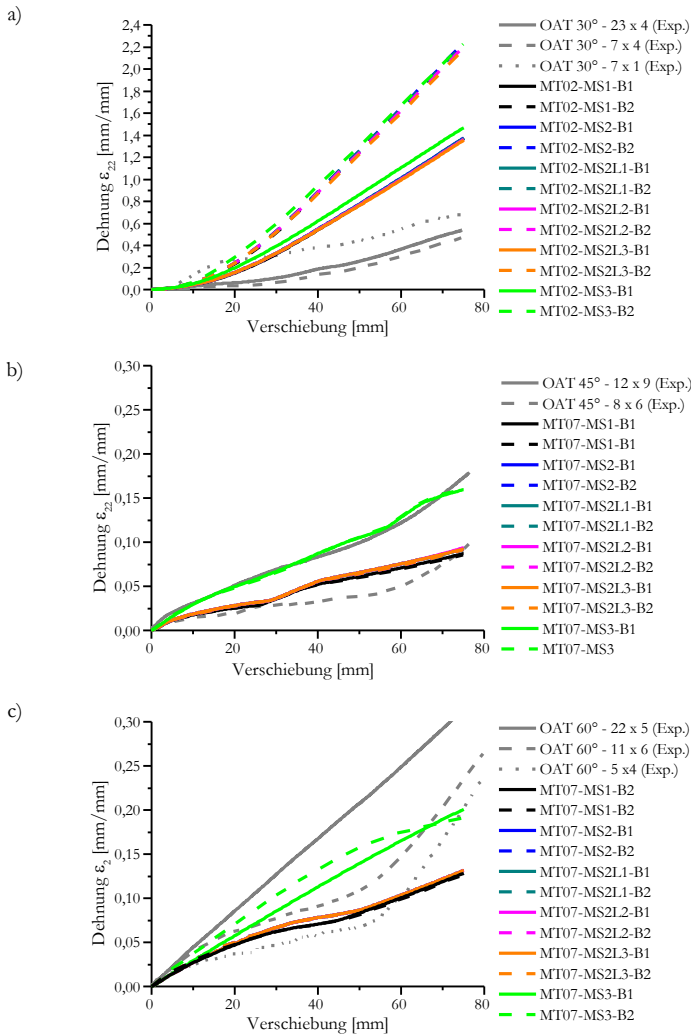


Abbildung D-32: Verlauf der gemittelten Dehnung ϵ_{22} über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation (Abbildung D-3) der Off-Axis-Zugversuche (Abbildung B-10) mit Zugeigenschaften in t_2 -Richtung (MT und variierenden festen Schubeigenschaften: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

In Abbildung D-33 und Abbildung D-34 ist jeweils die gemittelte Dehnung ε_{\perp} der Auswertebereiche B1 und B2 der Simulationen der Off-Axis-Zugversuche über die globale Verschiebung dargestellt. Wie auch beim Verlauf des gemittelten Scherwinkels lässt sich nur im Fall der Simulation des 30°-Zugversuchs ein signifikanter Unterschied zwischen den Kurven der beiden Auswertebereiche feststellen. Im Fall der Simulation des 45°- und 60°-Zugversuchs sind die Kurven der beiden Auswertebereiche für die meisten Materialien nahezu identisch, was gegensätzlich zu den experimentell ermittelten Ergebnissen ist. Weiter lässt sich feststellen, dass der Betrag der gemittelten Dehnung ε_{\perp} umso mehr steigt, umso mehr die Zugsteifigkeit der Naht (Zugsteifigkeit wird von MT01 bis MT09 größer) zunimmt (Abbildung D-33), und dass sich die $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven mit steigender Zugsteifigkeit der Naht den experimentellen Kurven annähern. Ein geringeres Niveau der Fließkurve der Schubspannungen (MS1) führt ebenfalls zu betragsmäßig größeren ε_{\perp} -Dehnung (Abbildung D-34). Im Gegensatz zum Verlauf der $\gamma_{12}(\mathbf{u})$ - und der $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven beeinflusst Schublocking (MS2L1) den Verlauf der $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven im Fall der Simulation des 30°-Zugversuchs. Mit zunehmendem Schublocking sinkt hier der Betrag der gemittelte Dehnung ε_{\perp} (Abbildung D-34a). Stärkeres Schublocking führt somit zur Entfernung der simulativ ermittelten $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven von den experimentell ermittelten $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven.

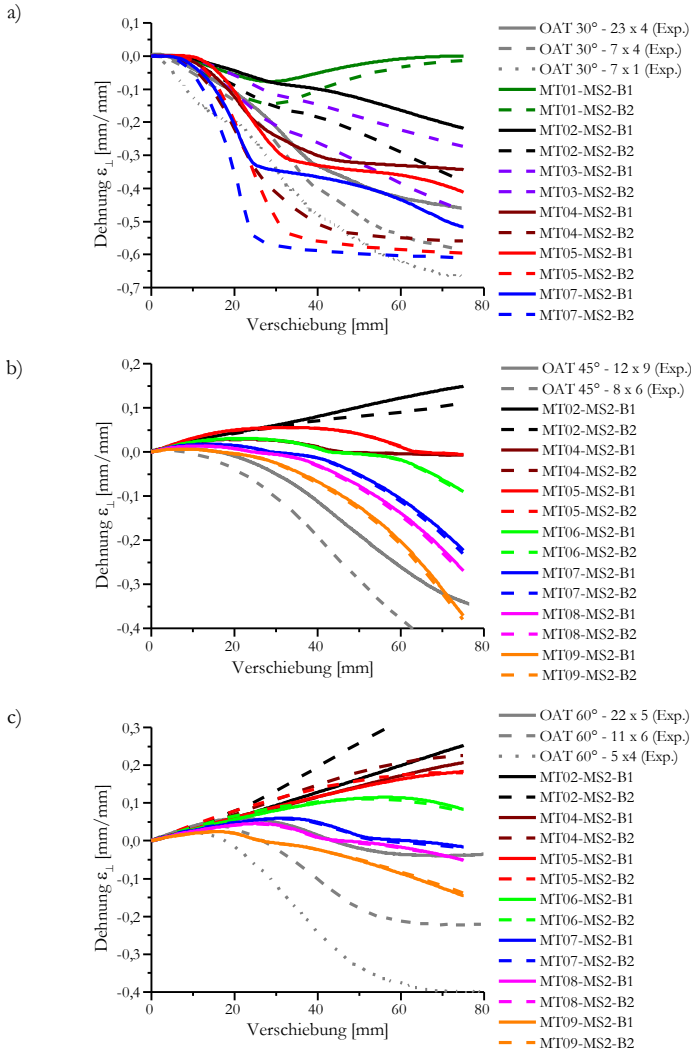


Abbildung D-33: Verlauf der gemittelten Dehnung ϵ_{\perp} über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation (Abbildung D-3) der Off-Axis-Zugversuche (Abbildung B-10) mit festen Schubmodulen (MS) und variierenden Zugmodulen in t_2 -Richtung: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

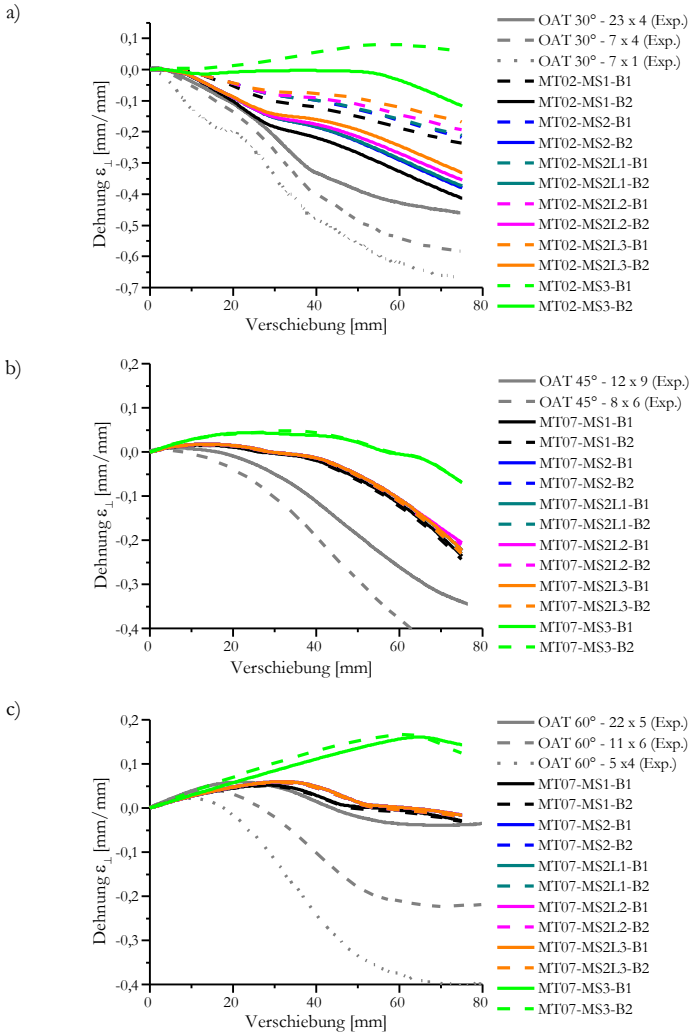


Abbildung D-34: Verlauf der gemittelten Dehnung ϵ_{\perp} über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation (Abbildung D-3) der Off-Axis-Zugversuche (Abbildung B-10) mit Zugeigenschaften in t_2 -Richtung (MT und variierenden festen Schubeigenschaften: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

D 3.2.3.2 Simulation mit zweidimensionaler Fließfläche

In Abbildung D-35 ist der gemittelte Scherwinkel der Auswertebereiche B1 und B2 der Simulationen der Off-Axis-Zugversuche über die globale Verschiebung für die Materialien mit zweidimensionaler Fließfläche (MT10 bis MT13) vergleichend zu ihren „Ausgangsmaterialien“ (MT02 bzw. MT04 und MT07 mit eindimensionaler Fließkurve) dargestellt. Die $\gamma_{12}(u)$ -Kurven der Simulation mit den Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 (zweidimensionale Fließfläche) stellen eine Art „Mittelwert“ zwischen Simulationskurven der Ausgangsmaterialien dar (vgl. Abschnitt D 3.2.1.2). Bei kleinen Verschiebungen entsprechen die $\gamma_{12}(u)$ -Kurven der Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 der $\gamma_{12}(u)$ -Kurven von Ausgangsmaterial MT07 (zugsteif). Bei großen Verschiebungen nähern sich die $\gamma_{12}(u)$ -Kurven der Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 der $\gamma_{12}(u)$ -Kurven von Ausgangsmaterial MT02 bzw. MT04 (beide zugweich) an. Bei den $\gamma_{12}(u)$ -Kurven der Simulation der 60°-Zugversuche ist jedoch zu beachten, dass die zweidimensionale Fließfläche dazu führt, dass die Steigung der Kurve von Material MT10 (kleinster kritischer Winkel γ_{12}^c) ab einer Verschiebung von ca. 25 mm im Vergleich zur Steigung der Kurve von Material MT07 abnimmt, wohingegen die Steigungen der Kurven der Materialien Mt11-MT13 ab einer Verschiebung von ca. 25 mm im Vergleich zur Steigung der Kurve von Material MT07 zunehmen. Für sehr große Verschiebungen flachen die Kurven aller Materialien mit zweidimensionaler Fließfläche ab und nähern sich somit an die Kurven der Ausgangsmaterialien MT02 bzw. MT04 an, was dazu führt, dass die Kurve von Material MT10 zwischen den Kurven der entsprechenden Ausgangsmaterialien verläuft, die Kurven der Materialien MT11-MT13 jedoch alle oberhalb der Kurve von Ausgangsmaterial MT07 verlaufen. Damit verlaufen die Kurven der Materialien MT11 bis MT13 im 60°-Zugversuch näher an den experimentell ermittelten Kurven, als die Kurve von Ausgangsmaterial MT07.

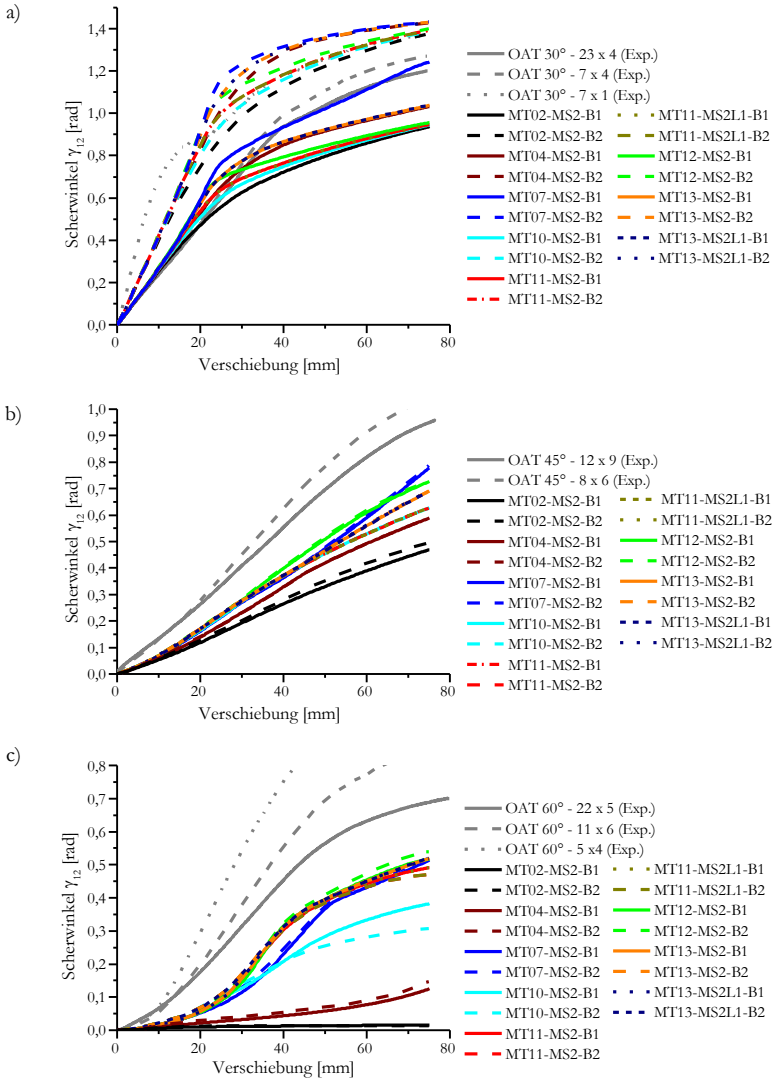


Abbildung D-35: Verlauf des gemittelten Scherwinkels über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation der Off-Axis-Zugversuche mit zweidimensionaler Fließfläche zur Beschreibung des Zugverhaltens in t_2 -Richtung: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

In Abbildung D-36 ist die gemittelte Dehnung ε_{22} der Auswertebereiche B1 und B2 der Simulationen der Off-Axis-Zugversuche über die globale Verschiebung für die Materialien mit zweidimensionaler Fließfläche vergleichend zu ihren „Ausgangsmaterialien“ (mit eindimensionaler Fließkurve) dargestellt. Die $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven der Simulation mit den Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 (zweidimensionale Fließfläche) stellen, wie schon die $\gamma_{12}(\mathbf{u})$ -Kurven eine Art „Mittelwert“ zwischen den Simulationskurven der Ausgangsmaterialien dar. Auch hier entsprechen die $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven der Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 bei kleinen Verschiebungen der $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven von „Ausgangsmaterial“ MT07 (zugsteif) und nähern sich bei großen Verschiebungen an die $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven von Ausgangsmaterial MT02 bzw. MT04 (beide zugweich) an. Der größte Einfluss der zweidimensionalen Fließfläche auf den Verlauf der $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven ist bei der Simulation der 45°-Zugversuche festzustellen. Hier weichen die $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven der Materialien mit zweidimensionaler Fließfläche insbesondere bei großen Verschiebungen von der Kurve des „Ausgangsmaterial“ MT07 ab. Bei großen Verschiebungen ist in diesem Fall die Abweichung umso größer, umso kleiner der kritische Winkel γ_{12}^e gewählt wird. Für den Fall der Simulation des 60°-Zugversuchs weicht insbesondere die Kurve von Material MT10 (kleinster kritischer Winkel γ_{12}^e) von der Kurve von Ausgangsmaterial MT07 ab. Weiter lässt sich feststellen, dass Schublocking (MS2L1) auch die resultierenden $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven nicht erkennbar beeinflusst. Abschließend bleibt festzuhalten, dass auch die zweidimensionale Fließfläche nicht dazu führt, dass die ε_{22} -Dehnungen in der Simulation des 30°-Zugversuchs deutlich größer sind, als im Experiment ermittelt.

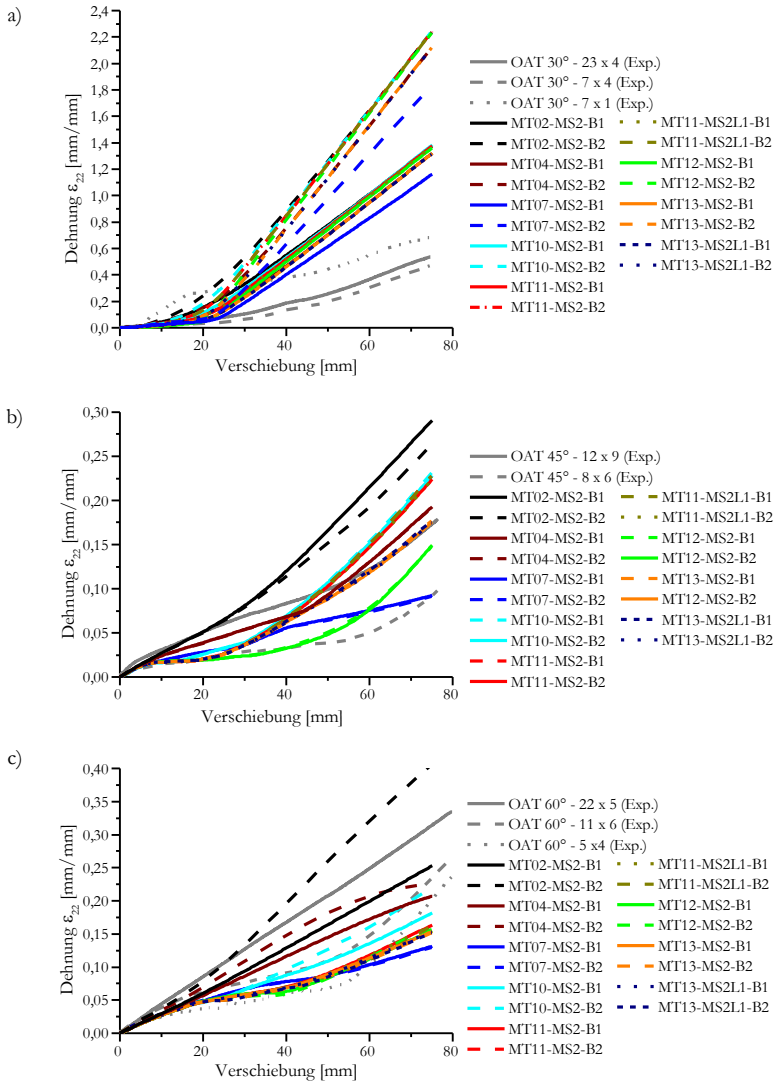


Abbildung D-36: Verlauf der Verschiebung Dehnung ϵ_{22} über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation der Off-Axis-Zugversuche mit zweidimensionaler Fließfläche zur Beschreibung des Zugverhaltens in t_2 -Richtung: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

In Abbildung D-37 ist die gemittelte Dehnung ε_{\perp} der Auswertebereiche B1 und B2 der Simulationen der Off-Axis-Zugversuche über die globale Verschiebung für die Materialien mit zweidimensionaler Fließfläche vergleichend zu ihren „Ausgangsmaterialien“ (mit eindimensionaler Fließkurve) dargestellt. Die $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven der Simulation mit den Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 (zweidimensionale Fließfläche) stellen, wie schon die $\gamma_{12}(\mathbf{u})$ - und $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven eine Art „Mittelwert“ zwischen den Simulationskurven der Ausgangsmaterialien dar. Auch hier entsprechen die $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven der Materialien MT10, MT11, MT12 und MT13 bei kleinen Verschiebungen der $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven von Ausgangsmaterial MT07 (zugsteif) und nähern sich bei großen Verschiebungen an die $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven von Ausgangsmaterial MT02 bzw. MT04 (beide zugweich) an. Im Fall der Simulation des 30°-Zugversuchs ist die Abweichung von Ausgangsmaterial MT02 insbesondere im Bereich mittlerer Verschiebungen signifikant und umso größer, je größer der kritische Winkel γ_{12}^e gewählt wird. Im Fall der Simulation des 45°-Zugversuchs unterscheiden sich die Kurven der Materialien MT10 bis MT13 insbesondere bei großen Verschiebungen und für kleine kritische Winkel γ_{12}^e von der Kurve der Simulation mit Ausgangsmaterial MT07. Bei der Simulation des 60°-Zugversuchs unterscheidet sich insbesondere die MT10-Kurve von der Kurve des „Ausgangsmaterials“ (MT07). Schublocking (MS2L1) beeinflusst die resultierenden $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven ebenfalls nicht erkennbar.

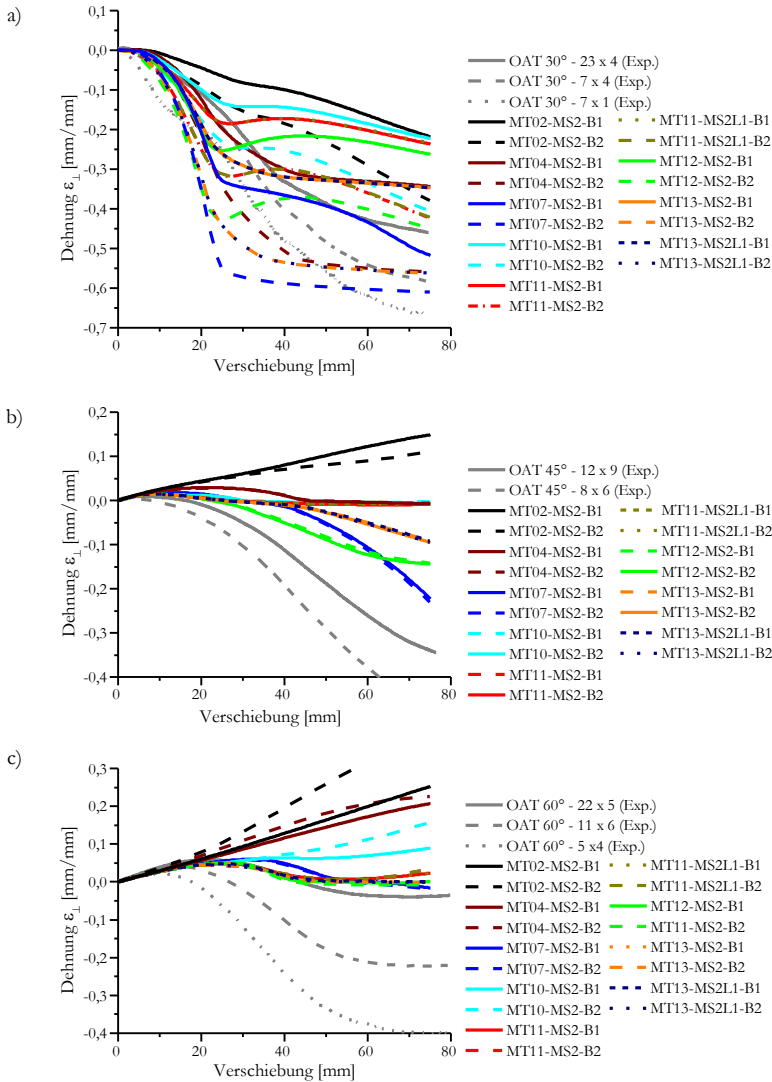


Abbildung D-37: Verlauf der gemittelten Dehnung ϵ_1 über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation der Off-Axis-Zugversuche mit zweidimensionaler Fließfläche zur Beschreibung des Zugverhaltens in t_2 -Richtung: a) OAT-30°; b) OAT-45°; c) OAT-60°.

D 3.2.3.3 Simulation des 30°-Zugversuchs mit verschiedenen Einspannbedingungen

Der Vergleich der Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der Simulation des 30°-Zugversuche mit unterschiedlichen Einspannbedingungen (vgl. Abbildung D-4) zeigt, dass die Kurven der beiden Auswertebereiche einer Simulation im Fall der Einspannbedingung R1 und R2 identisch sind, wohingegen sich die Kurven der beiden Auswertebereiche im Fall der Simulation mit fest eingespannten Knoten (Einspannbedingung R0) unterscheiden (Abbildung D-38). Das Niveau der in der Simulation erreichten Dehnungen und insbesondere das Niveau der ε_{22} -Dehnungen sinkt mit zunehmender Anzahl freier Knoten. Dabei verlaufen die $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven der Simulationen mit Einspannbedingung R2 im Bereich der experimentell ermittelten Kurven. Die ε_{22} -Dehnungen der Simulationen mit Einspannbedingung R1 liegen oberhalb der experimentell ermittelten Dehnungen, wobei die ε_{22} -Dehnungen der Simulation mit Material MT02 größer sind als die der Simulation mit Material MT13 (Ausgangsmaterialien MT07 und MT02). Dagegen sind die Scherwinkel der Simulationen mit Material MT13 größer als die der Simulationen mit Material MT02 und deren Kurven liegen im Gegensatz zu Material MT02 innerhalb des Bereichs der experimentell ermittelten Scherwinkel. Die $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven der Simulationen mit Material MT02 entfernen sich mit zunehmender Anzahl freier Knoten von den experimentell ermittelten Kurven, wohingegen die $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven der Simulationen mit Material MT13 im Bereich der experimentell ermittelten Kurven liegen. Schublocking wirkt sich kaum auf den Verlauf der $\gamma_{12}(\mathbf{u})$ - und $\varepsilon_{22}(\mathbf{u})$ -Kurven der Simulationen mit Einspannbedingung R2 aus (Abbildung D-39). Der Verlauf der $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven der Simulationen mit Material MT13 und Einspannbedingung R2 wird dagegen von Schublocking beeinflusst.

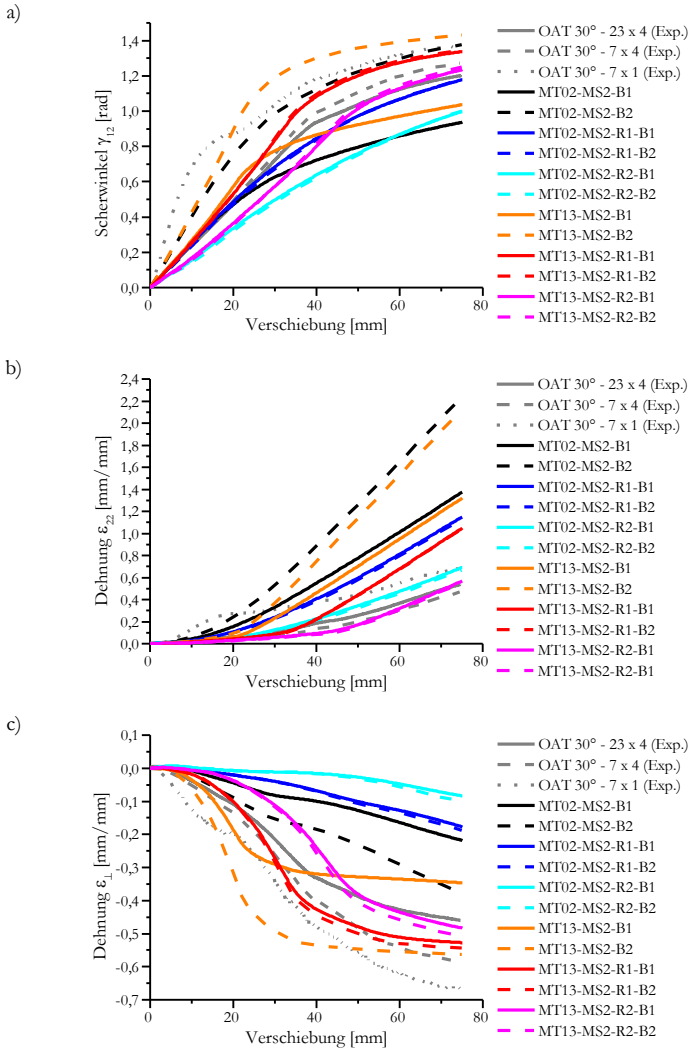


Abbildung D-38: Verlauf der gemittelten Dehnungskomponenten über der globalen Verschiebung in den verschiedenen Auswertebereichen der Simulation des 30° -Zugversuchs bei verschiedenen Einspannbedingungen: a) Scherwinkel γ_{12} ; b) Dehnung ϵ_{22} ; c) Dehnung ϵ_{11} .

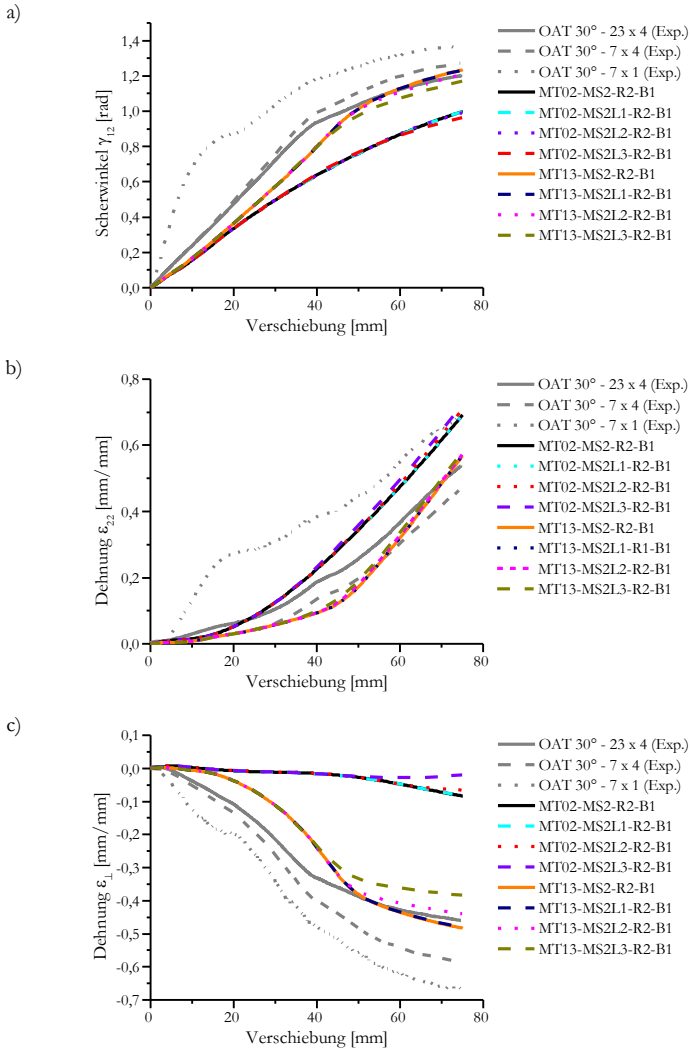


Abbildung D-39: Verlauf der gemittelten Dehnungskomponenten über der globalen Verschiebung in Auswertebereich B1 der Simulation des 30° -Zugversuchs mit Einspannbedingung R2 und verschiedenen Materialien zur Beschreibung des Schubverhaltens: a) Scherwinkel γ_{12} ; b) Dehnung ϵ_{22} ; c) Dehnung ϵ_{11} .

D 3.3 Cantilever-Test

Die Simulation des Cantilever-Test in 0° -Richtung (Abbildung D-40a) zeigt, dass die gewählten Materialparameter (Tabelle D-6) bei einer definierten Überhanglänge von $L_x^0 = 234 \text{ mm}$ zur Berührung der um $41,5^\circ$ geneigten Ebene führen. Die Simulation des Cantilever-Tests in 90° -Richtung (Abbildung D-40b) zeigt, dass mit keinem der gewählten Parameter (Tabelle D-7) die Biegesteifigkeit so gering ist, dass die Probe quasi senkrecht nach unten fällt, wie es im Experiment (Abbildung B-40b) beobachtet wird. Weiter ist erkennbar, dass sich die Form der gebogenen Proben mit abnehmender Transversalschubsteifigkeit K_{22} ändert. In der Simulation mit der niedrigsten Transversalschubsteifigkeit von $K_{22} = 0.0001 \text{ MPa}$ (Abbildung D-40b, B42) findet die Biegung fast ausschließlich in den eingespannten Elementen statt. In den restlichen Elementen wird in diesem Fall keine Krümmung beobachtet, was unphysikalisch ist (Abschnitt D 4.2.2), da kein Kontakt zwischen dem Starrkörper und der Biegeprobe modelliert wurde.

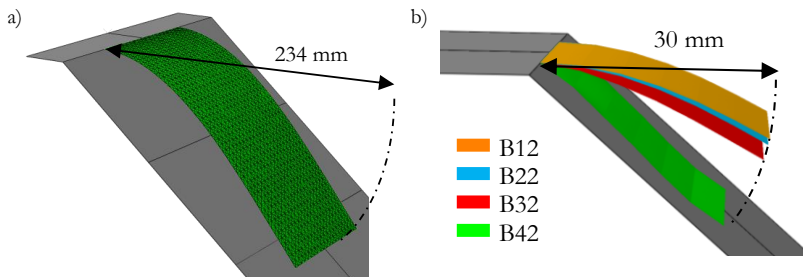


Abbildung D-40: Simulation des Cantilever-Tests: a) 0° -Probe; b) 90° -Proben mit variablen Biegeeigenschaften B12 bis B42 (Tabelle D-7).

Aus der Verschiebung u_z des Referenzpunktes der 90° -Proben (Abbildung D-41) lässt sich eindeutig erkennen, dass sich die (sehr kleine) Biegesteifigkeit in 90° -Richtung nur durch Reduzieren der transversalen Schubsteifigkeit K_{22} herabsetzen lässt, nicht jedoch durch Reduzieren des Moduls ${}^B E_\perp$ (vgl. Tabelle D-7): Während die Verschiebungskurven mit fester Transversalschubsteifigkeit K_{22} (ersten Index) und variierendem Modul ${}^B E_\perp$ (zweiter Index) nahezu überei-

einander liegen, liegen die Verschiebungskurven mit unterschiedlichen Transversalschubsteifigkeit und festem Modul ${}^B E_{\perp}$ deutlich auseinander. Die größte Verschiebung und damit geringste Biegesteifigkeit wird mit $K_{22} = 0.0001 \text{ MPa}$ beobachtet. Weiter zeigt Abbildung D-41, dass es sich bei dem untersuchten Zustand um einen Gleichgewichtszustand handelt, bei dem alle Schwingungen des dynamischen Vorgangs abgeklungen sind.

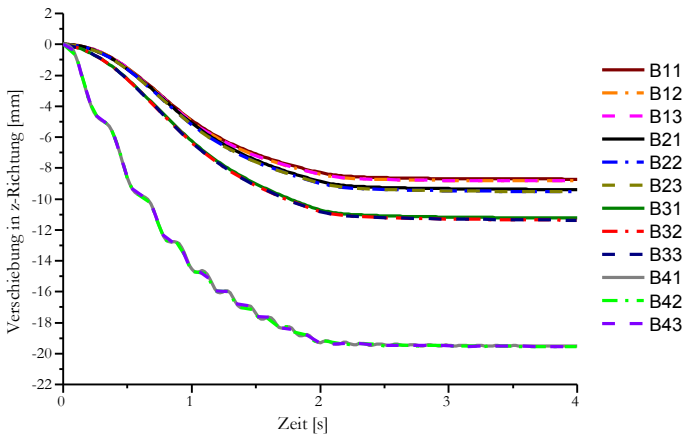


Abbildung D-41: Verschiebung u_z des Referenzpunktes der 90° -Proben in der Simulation des Cantilever-Tests über die Simulationsdauer bei verschiedenen Materialparametern.

D 3.4 Hemisphären-Test

Abbildung D-42 zeigt die Verformung des UD-Geleges in der Simulation des Hemisphären-Tests mit Material MT13-MS02L1 und verschiedenen Biegesteifigkeiten. Es ist deutlich erkennbar, dass die Halbzeugkontur am Ende der Umformsimulation mit der experimentell im Hemisphären-Test bestimmten Preformkontur (Abbildung B-41c) übereinstimmt. Weiter ist erkennbar, dass im Fall der größten Biegesteifigkeit B12 keine Falten entstehen und dass das Ausmaß der Faltenbildung mit abnehmender Biegesteifigkeit zunimmt. Dabei sind die Falten so orientiert, dass ihr „Gebirgskamm“ parallel zu den Kohlenstofffasern (\mathbf{t}_1 -Richtung) verläuft. Somit stimmt die Orientierung der Falten der Simu-

lation gut mit den experimentellen Beobachtungen überein (Abbildung B-41b,e). Bei genauerer Betrachtung der entstehenden Falten (Abbildung D-42e) ist erkennbar, dass die kleinstmögliche Größe der Falten der Größe der verwendeten Elemente entspricht.

In Abbildung D-43 ist die Entstehung der Falten in Korrelation mit der Entwicklung der ϵ_{\perp} -Dehnungen in der Simulation des Hemisphären-Tests für verschiedene Biegesteifigkeiten dargestellt. Bei 42 mm Werkzeughub sind die ϵ_{\perp} -Dehnungen bei allen Biegesteifigkeiten vergleichbar. Bei 45 mm Werkzeughub sind die ϵ_{\perp} -Dehnungen in der Simulation mit der geringsten Biegesteifigkeit B32 deutlich kleiner als in den anderen beiden Simulationen. Gleichzeitig wird bei 45 mm Werkzeughub eine Falte in der Simulation mit Biegesteifigkeit B32 beobachtet. Bei 48 mm Werkzeughub sind die ϵ_{\perp} -Dehnungen in der Simulation mit Biegesteifigkeit B12 am größten. Gleichzeitig wird in der Simulation mit Biegesteifigkeit B22 eine kleine Falte und in der Simulation mit Biegesteifigkeit B32 eine große Falte beobachtet.

Abbildung D-44 zeigt die Faserorientierung am Ende der Simulation des Hemisphären-Tests mit Material MT13-MS02L1-B22 im Vergleich zur Faserorientierung im Versuch. Dabei wird eine sehr gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Versuch beobachtet.

Abbildung D-45 zeigt die Verteilung des Scherwinkels γ_{12} in der Simulation des Hemisphären-Tests mit Material MT13-MS02L1-B22. Es ist erkennbar, dass Schubdeformation in der Umformsimulation von UD-Gelegen mit einem kontinuierlichen Ansatz sowohl Abgleiten „parallel“ zu den Kohlenstofffasern (große Schubdeformationen γ_{12} in \mathbf{t}_1 -Richtung ausgerichtet), als auch Abgleiten „quer“ zu den Kohlenstofffasern (große Schubdeformationen γ_{12} in \mathbf{t}_2 -Richtung ausgerichtet) bedeuten kann. Im Gegensatz dazu wird im Experiment jedoch nur Abgleiten „parallel“ zu den Kohlenstofffasern beobachtet (Abbildung B-41). Weiter muss betont werden, dass die größten Scherwinkel jeweils in einer Schubdeformationszone mit Abgleiten „quer“ zu den Kohlenstofffasern auftreten.

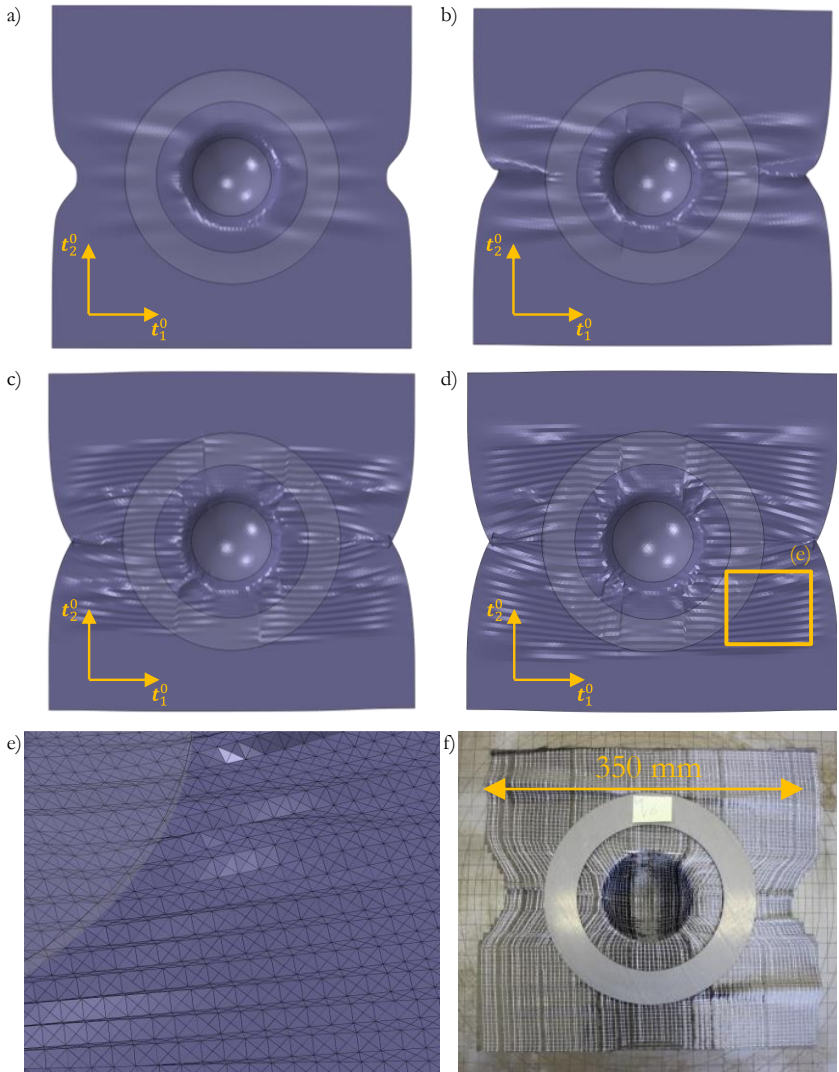


Abbildung D-42: Verformung des UD-Geleges in der Simulation des Hemisphären-Tests mit Material MT13-MS02L1 und den Biegesteifigkeiten B12 (a), B22 (b), B32 (c) und B42 (d) im Vergleich zum experimentellen Umformergebnis (f, vgl. Abbildung B-41e) sowie die vergrößerte Darstellung der Faltenbildung unterhalb des Niederhalters mit Material MT13-MS02L1-B42 (e).

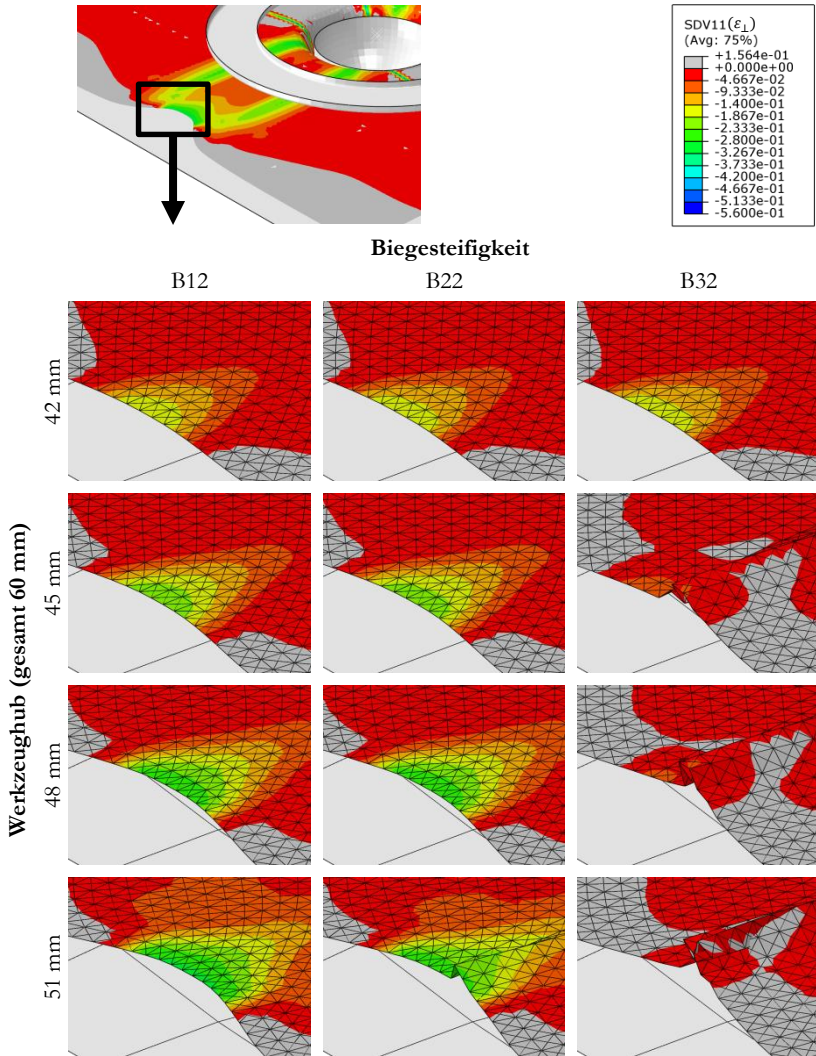


Abbildung D-43: Faltenbildung sowie Dehnungen ϵ_{\perp} senkrecht zu den Kohlenstofffasern zu verschiedenen Zeitpunkten in der Simulation des Hemisphären-Tests mit Material MT13-MS02L1 bei verschiedenen Biegesteifigkeiten (B12, B22, B32).

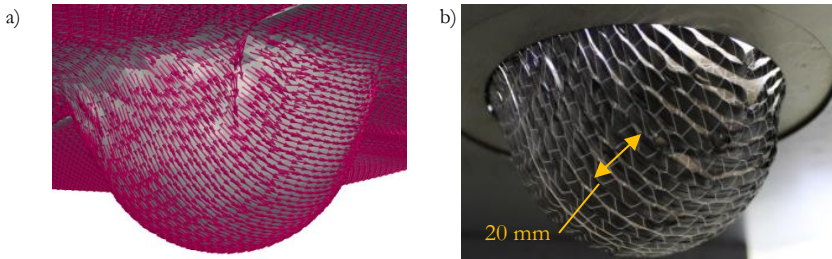


Abbildung D-44: Faserorientierung im Hemisphären-Test a) Simulation mit Material MT13-MS02L1-B22; b) Experiment (vgl. Abbildung B-41f).

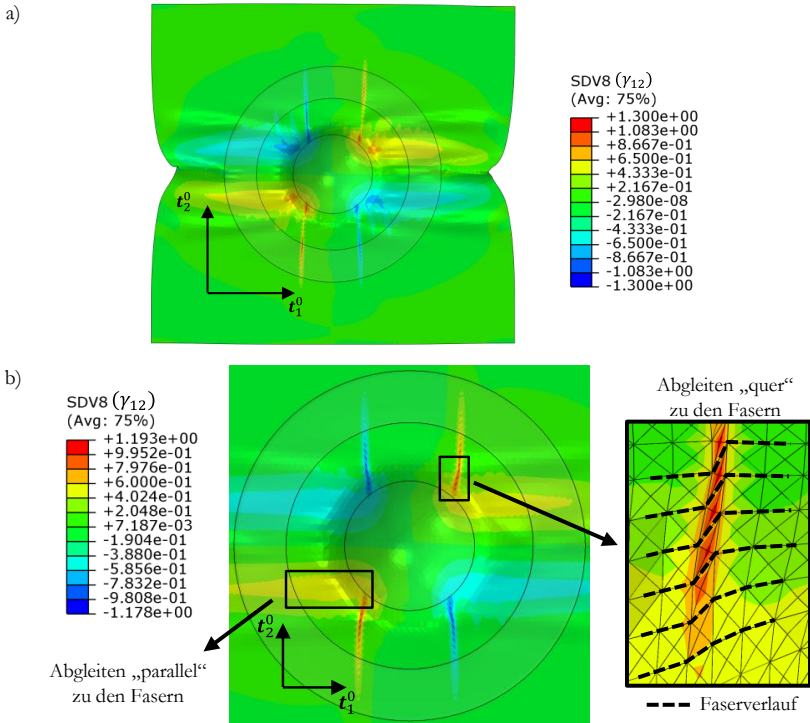


Abbildung D-45: Verteilung des Scherwinkels γ_{12} [rad] (SDV8) in der Simulation des Hemisphären-Tests mit Material MT13-MS02L1-B22: a) bei Simulationsende; b) zur Simulationszeit $t = 1,8s$ (90%).

In Abbildung D-46 ist die Verteilung der positiven ε_{22} -Dehnungen und ε_{\perp} -Dehnungen sowie der negativen ε_{\perp} -Dehnungen am Ende der Simulation des Hemisphären-Tests mit Material MT13-MS02L1-B22 dargestellt. In den Bereichen der Hemisphäre mit geringer Schubdeformation sind die positiven ε_{22} - und ε_{\perp} -Dehnungen vergleichbar, in Bereichen mit großer Schubdeformation unterscheiden sich die beiden Dehnungsmaße jedoch. Während die ε_{22} -Dehnungen in Bereichen großer Schubdeformation größer Null sind, sind die ε_{\perp} -Dehnungen in diesen Bereichen vielfach kleiner Null. Die Positionen mit maximal positiven ε_{22} - bzw. ε_{\perp} -Dehnungen der Simulation liegen etwas weiter unten (in Richtung der Werkzeugverschiebung) als die größten Faserlücken im Experiment (vgl. Abbildung D-44b).

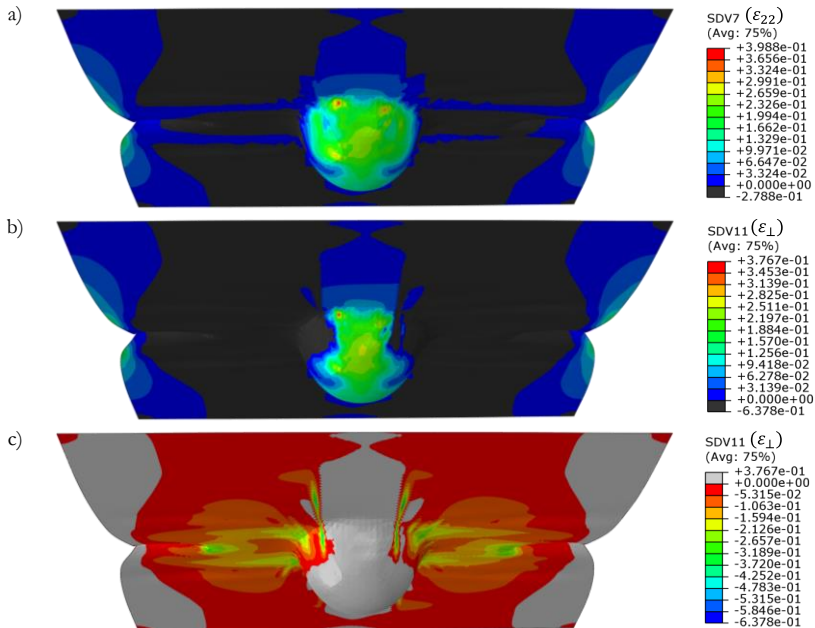


Abbildung D-46: Verteilung der Dehnung in der Simulation des Hemisphären-Tests mit Material MT13-MS02L1-B22: a) Dehnung ε_{22} [mm/mm]; b) positive Dehnung ε_{\perp} [mm/mm] > 0; c) negative Dehnung ε_{\perp} [mm/mm] < 0.

D 3.5 Lampentopf-Umformversuche

In Abbildung D-47 und Abbildung D-48 sind jeweils die Ergebnisse der Umformsimulation einer in 0° -Richtung orientierten UD-Gelegesicht am Lampentopf mit Material MT13-MS2L1 und variierender Biegesteifigkeit dargestellt. Die entstehenden Falten sind so orientiert, dass ihr „Gebirgskamm“ parallel zu den Kohlenstofffasern (\mathbf{t}_1 -Richtung) verläuft und die Ergebnisse der Umformsimulation somit vergleichbar zu den experimentellen Versuchsergebnissen (Abbildung B-42a und Abbildung B-43a) sind. Weiter ist festzustellen, dass das Ausmaß der Faltenbildung mit sinkender Biegesteifigkeit zunimmt und die Breite der Falten mit sinkender Biegesteifigkeit abnimmt.

In Abbildung D-49 bis Abbildung D-52 sind die Ergebnisse der Umformsimulation am Lampentopf mit Material MT13-MS2L1-B22 für die unterschiedlichen Lagenaufbauten (vgl. Tabelle D-15) vergleichend zu den Ergebnissen der experimentellen Umformversuche dargestellt. Sowohl die Preform-Kontur, als auch die entstandenen Falten der Umformsimulation aller Lagenaufbauten, auch der mit multidirektionalem Lagenaufbau und Halbzeug-Halbzeug-Kontakt, sind vergleichbar zu den Versuchsergebnissen. Allerdings weicht die relative Lage der Preforms auf dem Unterwerkzeug zwischen Simulation und Versuch, je nach Preform, mehr oder weniger ab.

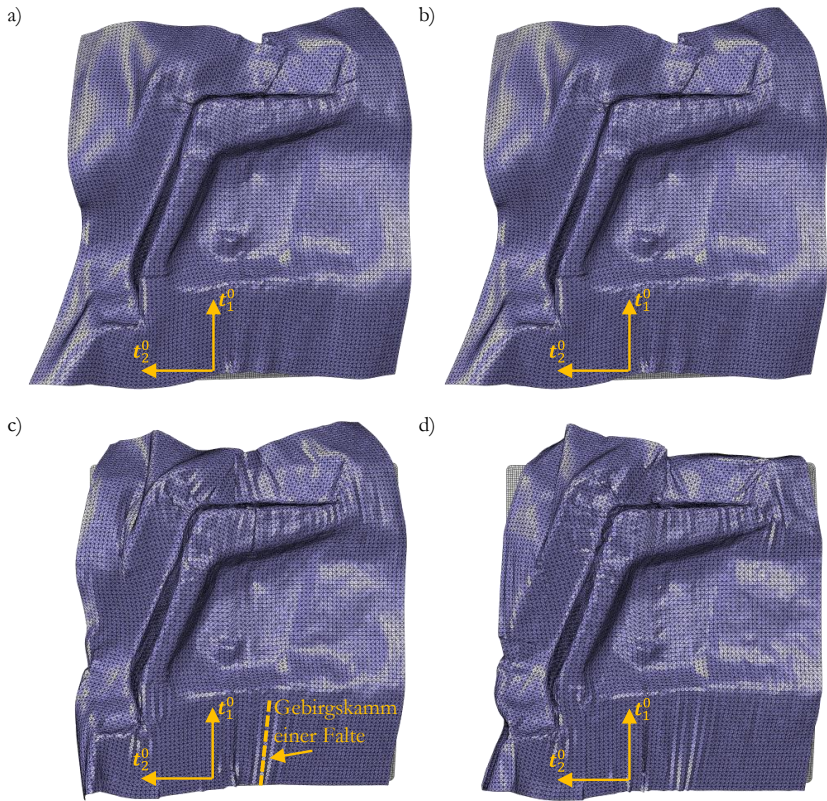


Abbildung D-47: Variation der Biegesteifigkeit bei der Umformsimulation des Lampentopfes, eine Halbzeugschicht, 0°-Orientierung, Material MT13-MS2L1, Ansicht von oben: a) B12; b) B22; c) B32; d) B42.

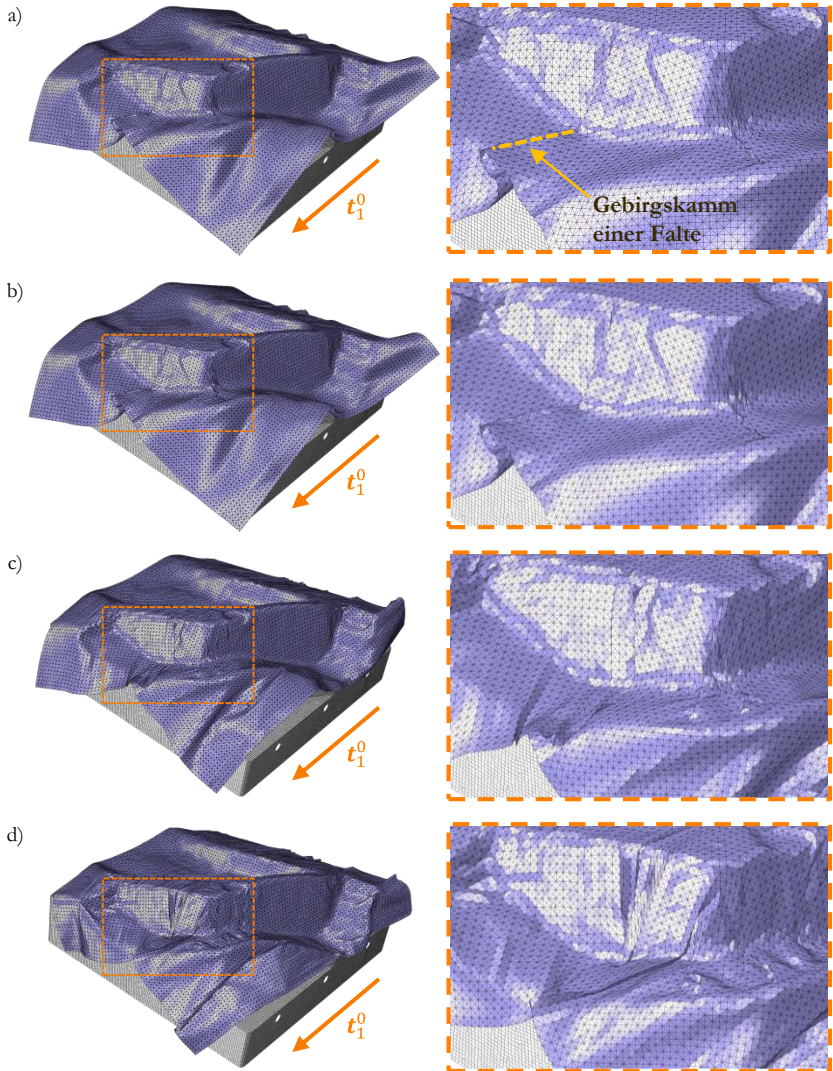


Abbildung D-48: Variation der Biegesteifigkeit bei der Umformsimulation des Lampentopfes, eine Halbzeugschicht, 0° -Orientierung, Material MT13-MS2L1, Seitenansicht (links) mit vergrößerter Darstellung (rechts): a) B12; b) B22; c) B32; d) B42.

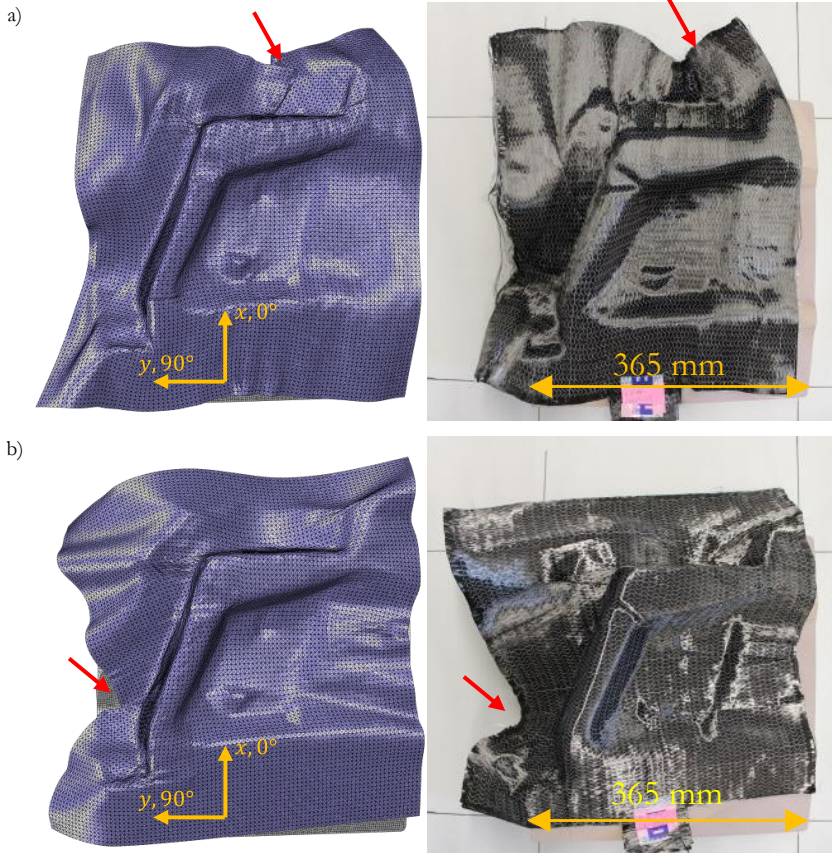


Abbildung D-49: Ergebnisse der einschichtigen Umformsimulation des Lampentopfes (links) mit Material MT13-MS2L1-B22 im Vergleich zu den Versuchsergebnissen (rechts): a) 0°-Orientierung; b) 90°-Orientierung.

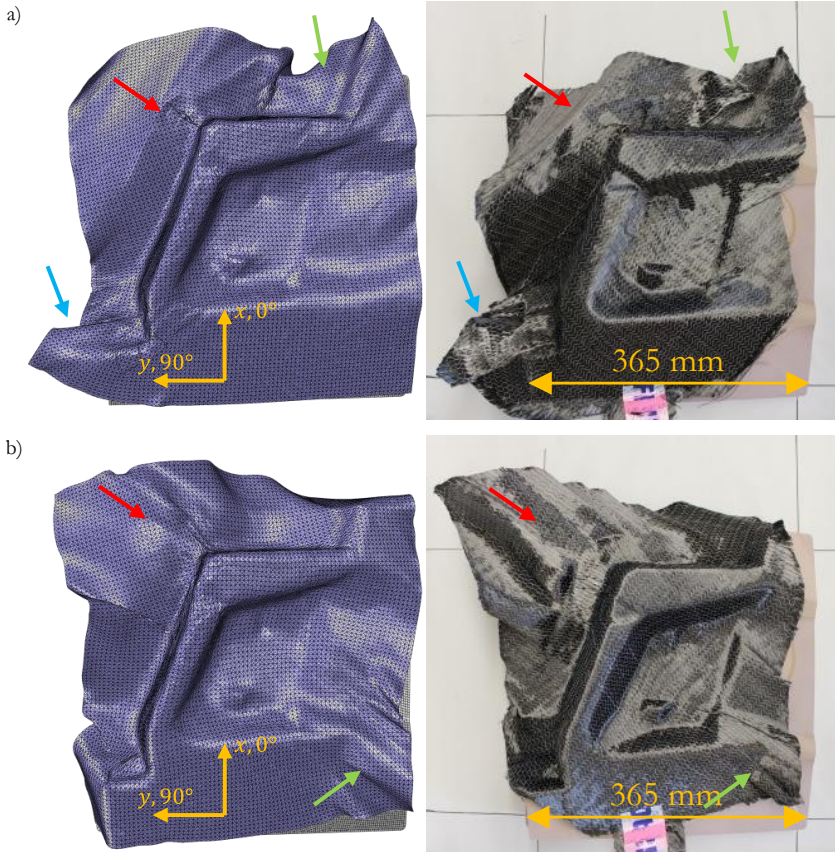


Abbildung D-50: Ergebnisse der einschichtigen Umformsimulation des Lampentopfes (links) mit Material MT13-MS2L1-B22 im Vergleich zu den Versuchsergebnissen (rechts): a) -45° -Orientierung; b) $+45^\circ$ -Orientierung.

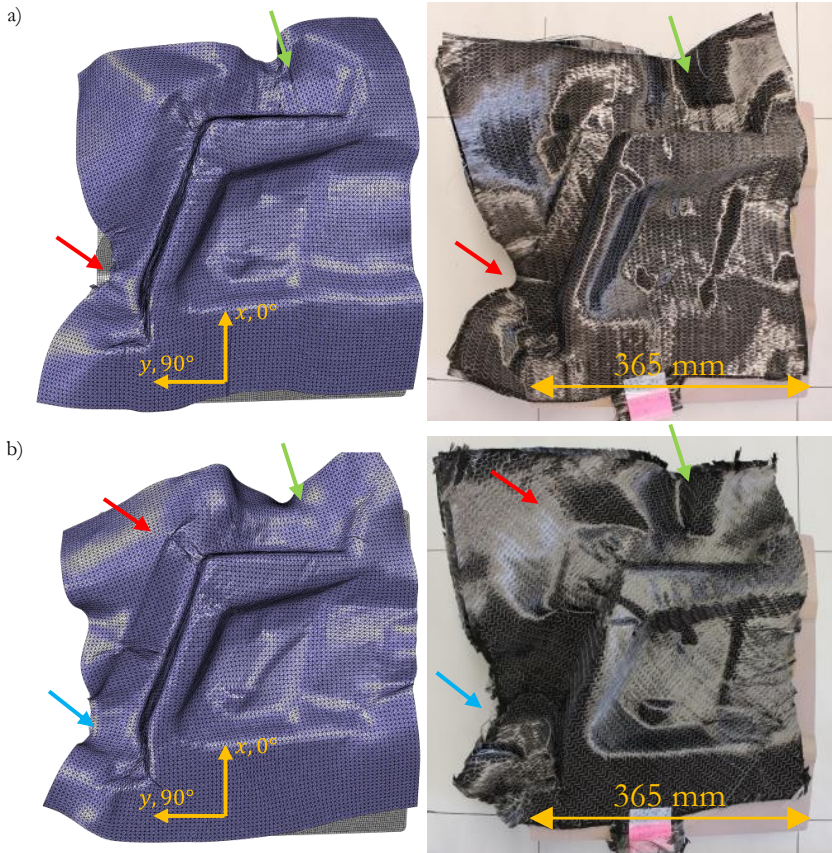


Abbildung D-51: Ergebnisse der zweischichtigen Umformsimulation des Lampentopfes (links) mit Material MT13-MS2L1-B22 im Vergleich zu den Versuchsergebnissen (rechts): a) 0/90°-Orientierung; b) $\pm 45^\circ$ -Orientierung.

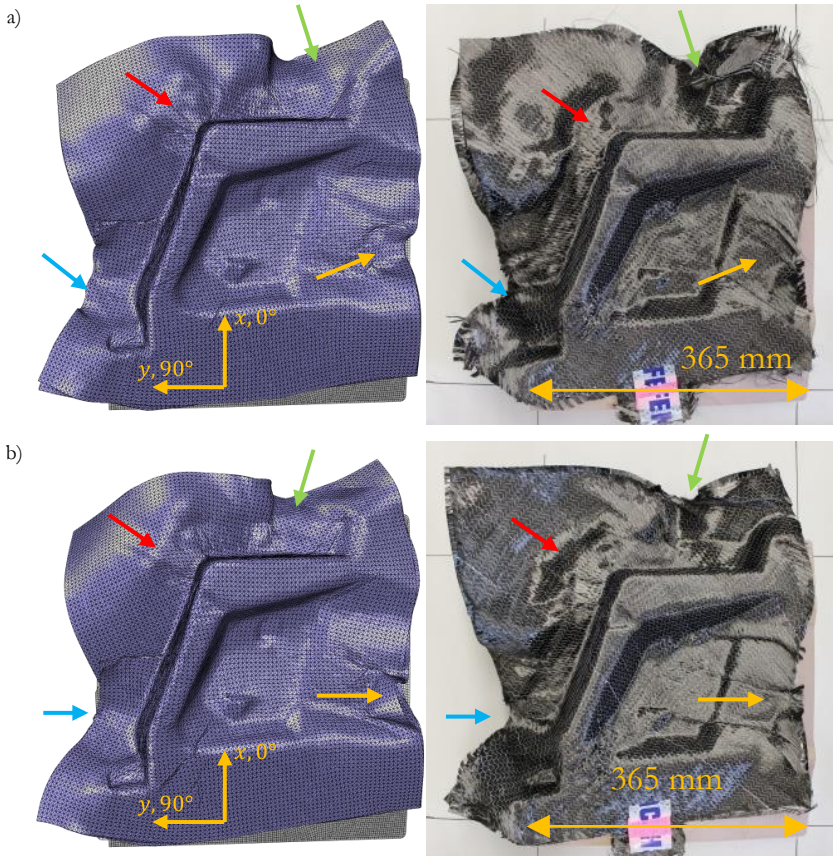


Abbildung D-52: Ergebnisse der vierschichtigen Umformsimulation des Lampentopfes (links) mit Material MT13-MS2L1-B22 im Vergleich zu den Versuchsergebnissen (rechts): a) $[0/-45/90/+45]^\circ$ -Orientierung; b) $[0/-45/90/+45]^\circ$ -Orientierung.

In Abbildung D-53 und Abbildung D-54 sind exemplarisch Drapiereffekte der sichtbaren obersten Lage ($+45^\circ$) des $[0/-45/90/+45]^\circ$ -Umformversuchs vergleichend zu den Ergebnissen der $[0/-45/90/+45]^\circ$ -Umformsimulation dargestellt. Faserbündellücken ohne Ondulationen korrelieren mit positiven ε_\perp -Dehnungen in der Umformsimulation (Abbildung D-53A). Die Entstehung von Faserbündelondulationen wird in der Simulation jedoch nicht diskret vorhergesagt.

Anstatt diskreter Faserbündelondulationen werden in der Simulation makroskopische Falten (Abbildung D-53B und Abbildung D-54B) sowie Schubdehnungen mit Abgleitrichtung „quer“ zu den Kohlenstofffasern (Schubdeformation in 12-Richtung) vorhergesagt (Abbildung D-53C und insb. Abbildung D-54C).

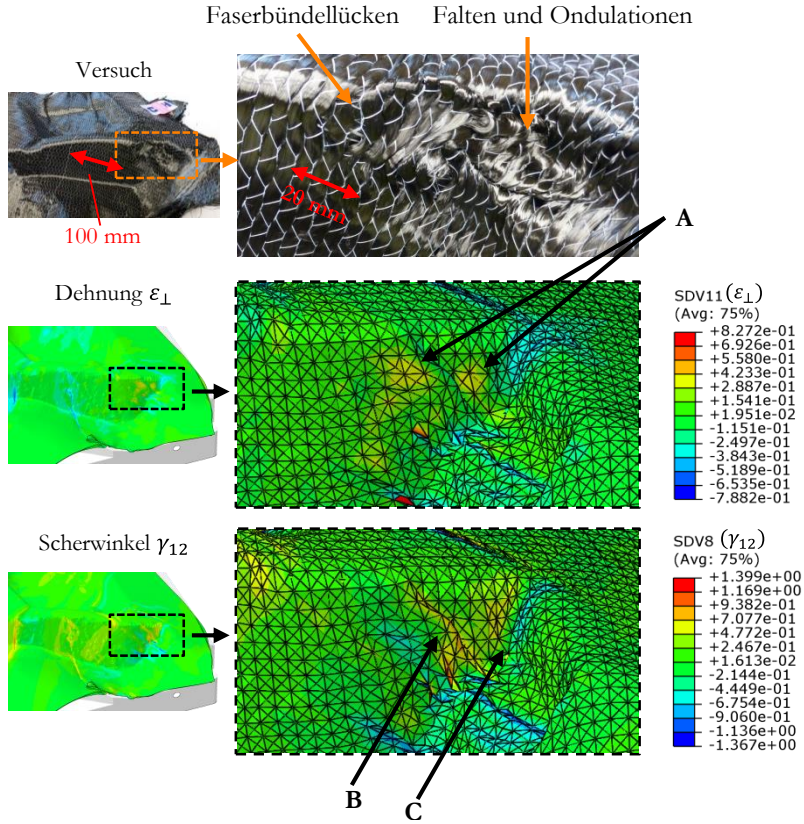


Abbildung D-53: Detailergebnis der [0/+45/90/-45]-Lampentopf-Umformsimulation mit Material MT13-MS02L1-B22 im Vergleich zum Umformversuch. Dargestellt ist jeweils die oben liegende -45°-Schicht.

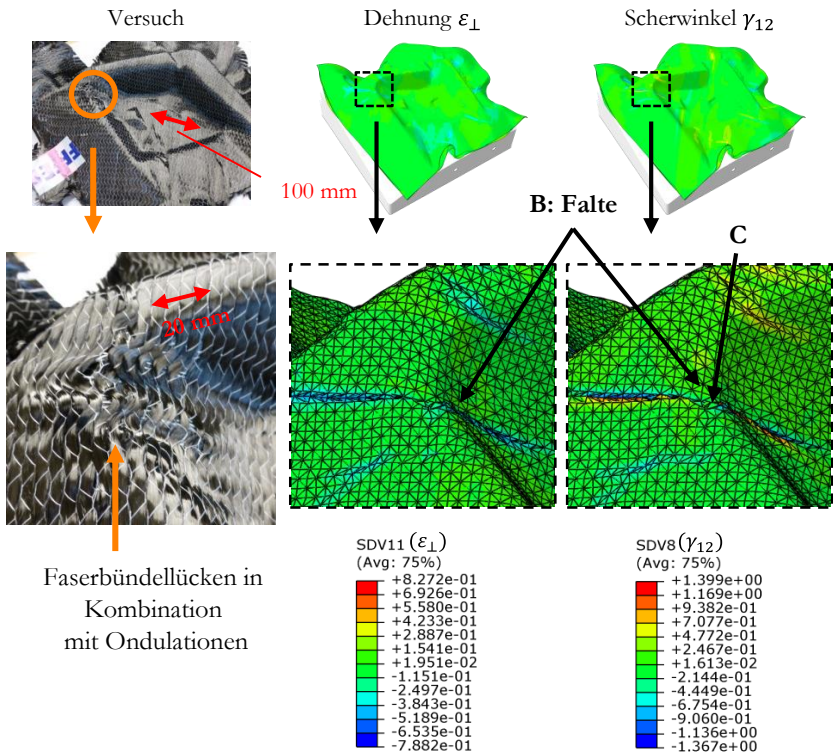


Abbildung D-54: Detailergebnis der $[0/+45/90/-45]$ -Lampentopf-Umformsimulation mit Material MT13-MS02L1-B22 im Vergleich zum Umformversuch. Dargestellt ist jeweils die oben liegende -45° -Schicht.

D 4 Diskussion des Simulationsmodells und der Simulationsergebnisse

D 4.1 Simulationsmodell zur Beschreibung der Membraneigenschaften

D 4.1.1 Modellierung von nicht-orthogonalem Materialverhalten

Die Ein-Element-Zugversuche mit linear elastischem orthotropem Materialverhalten (Abschnitt D 3.1.1) zeigen, dass die fiktiven Nennspannungen (Abschnitt C 2.3.2) und die linearen Dehnungen (C 2.2.2) auch im Fall von nicht-orthogonaler Belastung (EE02 - Schrägzugversuch) zueinander passen (korrespondieren), da die resultierenden Spannungs-Dehnungs-Kurven (Abbildung D-11) linear sind und deren Steigung dem durch die Materialien MLIN01 und MLIN02 definierten E-Modul in \mathbf{t}_2 -Richtung entspricht. Auch die Richtung der aus der ε_{22} -Dehnung berechneten fiktiven Nennspannung P_{22}^* entspricht der Richtung von Linienelement \mathbf{t}_2 , da der Winkel α zwischen der Reaktionskraft und der Belastungsrichtung nahezu Null ist (Abbildung D-12b). Die Winkelabweichungen am Anfang der Ein-Element-Simulation ($\mathbf{t} < \mathbf{0}, 2\mathbf{s}$) sind auf Trägheitskräfte zurückzuführen, die aufgrund der sprunghaften Beschleunigung der Elementknoten am Anfang der Simulation entstehen. Somit ist das hier entwickelte Modell materiell objektiv und erfüllt alle Voraussetzungen zur mechanisch korrekten Modellierung von nicht-orthogonalem Materialverhalten. Bei entsprechender Wahl der Materialparameter (z.B. MLIN03) kann dieses Materialmodell auch zur Modellierung des Umformverhaltens von biaxialen Faserverbundhalbzeugen, wie beispielsweise Geweben, verwendet werden (Abschnitt D 3.2.2.1). Im Gegensatz zu den bekannten hyperelastischen Materialmodellen (beispielsweise [Hue06],[Dri11] oder [Aim10]) oder hypoelastischen Materialmodellen (beispielsweise [Bad09] oder [Kha10], vgl. Abschnitt A 3.3.2.2),

ermöglicht dieses Materialmodell die Beschreibung von nicht-orthogonalem Materialverhalten auch im Fall von großen Deformationen und großen Rotationen bezüglich technischer Dehnungen und technischer Nennspannungen (Abschnitt C 2.4).

D 4.1.2 Modellierung der Querkontraktion

Aus den Ein-Element-Zugversuchen mit linear elastischem orthotropem Materialverhalten (Abschnitt D 3.1.1) wird ebenfalls ersichtlich, dass die Querkontraktionszahl ν_{21} wie erwartet auch im Fall von nicht-orthogonaler Belastung zu negativen ε_{11} -Dehnungen bei positiven ε_{22} -Dehnungen führt (Abbildung D-10). Die aus den Knotenverschiebungen errechnete Querkontraktionszahl (Gleichung D-6) zeigt, dass die resultierende Querkontraktion des Elements der in Material MLIN02 definierten Querkontraktionszahl $\nu_{21} = 0.3$ entspricht. Querkontraktion in UD-Gelegen bedeutet Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel und kann unter folgenden Bedingungen entstehen: Durch die Querkontraktion der Naht werden über Reibung zwischen der Naht und den Kohlenstofffaserbündeln axiale Druckkräfte in die Kohlenstofffaserbündel induziert, die, wenn sie zu groß werden, lokales Ausknicken der Kohlenstofffaserbündel bewirken. Dem entgegen wirkt die Stützwirkung der Naht, die jedoch je nach Beanspruchungszustand unterschiedlich sein dürfte. Diese physikalischen Vorgänge werden im aktuellen Modell jedoch nicht diskret erfasst. Der aktuelle Ansatz beschreibt die Querkontraktion homogenisiert in Abhängigkeit der ε_{22} -Dehnung. Dies führt zu einer weitaus homogeneren Verteilung der ε_{11} -Dehnungen in der Simulation der Off-Axis-Zugversuche als sie im Versuch beobachtet werden (Abbildung D-27). Im Fall der Simulation des 30°-Zugversuchs führt die Querkontraktion zu instabilem Verhalten, das wiederum den Abbruch der Simulation zu Folge hat. Zur genaueren und stabilen Modellierung der Querkontraktion von UD-Gelegen besteht somit weiterer Forschungsbedarf, dessen Basis dieses Modell zur homogenisierten Beschreibung von nicht-orthogonaler Querkontraktion sein kann (Abschnitt E 3). Da in diesem Modell alle lokalen Abgleitvorgänge zwischen den Kohlenstofffaserbündeln und der Naht in die phänomenologische Beschreibung des nichtlinearen Materialverhaltens unter Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung miteinfließen und somit lokales Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel nicht vorhergesagt werden kann, wurde

zur Parameteridentifikation mit der Simulation der Off-Axis-Zugversuche sowie in der Umformsimulationen auf Bauteillevel keine Querkontraktion definiert.

D 4.1.3 Modellierung der Materialeigenschaften senkrecht zu den Kohlenstofffasern

Das Materialverhalten bei Druckbelastung in \mathbf{t}_\perp -Richtung (senkrecht zu den Kohlenstofffasern) kombiniert mit Schubdeformation ist dadurch gekennzeichnet, dass der Abstand zwischen den Kohlenstofffaserbündeln des UD-Geleges mit zunehmendem Scherwinkel kleiner wird, die Kohlenstofffaserbündel bei Kontakt teilweise in der Ebene komprimiert werden, bevor Falten entstehen (Abbildung B-24d und Abbildung B-36b). D.h. auch die im Pictureframe-Test und in den Off-Axis-Zugversuchen gemessenen Kraft-Verschiebungs-Kurven beinhalten somit die Entstehung der Falten in „verschmierter“ Form, so wie auch die typischerweise für Gewebe bekannten Schubkennlinien die Faltenbildung bei Schublocking „verschmiert“ beinhalten [Boi05][Boi06][Lau08].

Im Rahmen dieser Arbeit wird das Materialverhalten bei Druckbelastung in \mathbf{t}_\perp -Richtung mit einem nicht-linearen elastischen, von der Dehnung ε_\perp und dem Scherwinkel γ_{12} abhängigen Modell beschrieben (Abbildung C-21, Gleichung C-103), dessen Spannungsbeitrag zu den Spannungen der Materialeigenschaften in Materialhaupttrichtung addiert wird (Gleichung C-52). Diese Superposition der Spannungen entspricht dem von hyperelastischen Materialmodellen bekannten Vorgehen der Summation des elastischen Potentials physikalischer Invarianten [Aim10][Boi10] (beispielsweise des Potentials bei Zugdehnung in Fasersichtung oder bei Schubdeformation, vgl. Abschnitt A 3.3.2.2). Mit den Parametern $E_{\perp,0}$, $E_{\perp,off}$, $P_{\perp,off}$ wird die effektive Drucksteifigkeit ausreichend klein gewählt, so dass die Deformation in \mathbf{t}_\perp -Richtung homogenisiert beschrieben wird, bevor diskrete Faltenbildung (Abschnitt D 4.3.2.2) durch den versteifenden „Locking-Term“ in Kombination mit der geringen Biegesteifigkeit \mathbf{t}_\perp -Richtung und ab einer Dehnung $|\varepsilon_\perp| > |\varepsilon_{\perp,lock}|$ erzwungen wird. Mit der Scherwinkelabhängigkeit wird erreicht, dass „Locking“ im Fall von großen Scherwinkeln erst bei betragsmäßig größeren ε_\perp -Dehnungen beginnt, als im Fall von kleinen Scherwinkeln, so dass es mit dem Modell bei entsprechender Wahl der Material-

parameter sowohl möglich ist, den Verlauf der experimentellen $\epsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurven in der Simulation der Off-Axis-Zugversuche abzubilden (z.B. Abbildung D-38c), als auch diskrete Faltenbildung im Fall reiner Druckbelastung bei betragsmäßig kleineren ϵ_{\perp} -Dehnungen zu erzwingen. Der versteifende „Locking-Term“ ist jedoch nicht nur dafür da, diskrete Faltenbildung zu erzwingen, durch diesen Term wird auch verhindert, dass die Elemente bei sehr großer Schubbelastung „zusammenklappen“, was wiederum zum Abbruch der Simulation führen würde.

D 4.2 Parameteridentifikation anhand der Simulation der Couponversuche

D 4.2.1 Materialparameter für die Membraneigenschaften

D 4.2.1.1 Einfluss der Materialparameter zur Beschreibung der Zugeigenschaften auf die Kraft-Verschiebungs-Kurven

Die Simulation der Off-Axis-Zugversuche zeigt, dass eine leicht unterhalb der Kennlinie des 230x120 mm² - Querzugversuchs (mit beidseitig nachfließenden Glasfasern) liegende Kurve zur Beschreibung des Materialverhaltens der Naht unter Zugbelastung (Abbildung D-13, MT07) zu einer guten Übereinstimmung zwischen den experimentell mit der Prüfgeschwindigkeit v_1 (100 mm/min) und den in der Simulation ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven der 45°- und 60°-Zugversuche (Abbildung D-16, MT07) führt. Die zugweicheren Kennlinien der Querzugversuche mit kürzeren Proben (Abbildung D-13, MT05 und MT06) führen jedoch insbesondere in der Simulation des 60°-Zugversuchs zu geringeren Kräften als sie im Experiment gemessen werden. Die Kennlinie des 230x180 mm² - Querzugversuchs (Abbildung D-13, MT09) führt in der Simulation des 45°- und 60°-Zugversuchs zu größeren Kräften als im Experiment (Abbildung D-16). Für eine gute Übereinstimmung zwischen den Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation der 30°-Zugversuche und den experimentell ermittelten Kurven sind die im Querzugversuch ermittelten Kennlinien jedoch nicht geeignet (Abbildung D-16a, MT05 und MT07). Die „Fließgrenze“ dieser Kurven ist insbesondere bei großen ϵ_{22} -Dehnungen zu hoch und muss für eine gute Über-

einstimmung zwischen Simulation und Experiment mit der Prüfgeschwindigkeit v_1 (100 mm/min) (Abbildung D-16a, MT04) reduziert werden (Abbildung D-13b, MT04). Wird angenommen, dass die Kohlenstofffaserbündel bei den 30°-Zugversuchen mit Prüfgeschwindigkeit v_2 (20 mm/min) nicht aus der Einspannung rutschen und der Unterschied zwischen den experimentell ermittelten Kurven auf ratenabhängiges Materialverhalten zurückzuführen wäre, muss die „Fließgrenze“ für eine gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment (Abbildung D-16a, MT02) weiter reduziert werden (Abbildung D-13b, MT02). Wird Durchrutschen der Kohlenstofffaserbündel dagegen vereinfacht dadurch modelliert, dass die seitlichen Knoten der Einspannung nicht fest eingespannt werden (Abbildung D-4), lässt sich zeigen, dass die entsprechenden Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen mit Material MT04 und den Einspannbedingungen R1 und R2 näherungsweise mit der experimentellen Kraft-Verschiebungs-Kurve mit Prüfgeschwindigkeit v_2 übereinstimmen (Abbildung D-20). Auch wenn der Einfluss der Reibkraft in den Klemmbacken durch dieses vereinfachte Modell nicht berücksichtigt wird, ist das zugweichere Verhalten im Fall des 30°-Versuchs mit 20 mm/min Verfahrensgeschwindigkeit eindeutig auf das Durchrutschen der Kohlenstofffasern in der Einspannung zurückzuführen. Diese These wird zusätzlich dadurch gestützt, dass die Höhe ϵ_{22} -Dehnungen in der Simulation des 30°-Zugversuchs mit Einspannbedingung (R2) den optisch gemessenen ϵ_{22} -Dehnungen entsprechen (Abbildung D-23b, Abbildung D-36a und Abschnitt D 4.2.1.3). Somit ist Material MT04 und nicht das deutlich zugweichere Material MT02 zur Beschreibung des Verhaltens des UD-Geleges im 30°-Zugversuch geeignet. Da Material MT04 bei der Simulation des 45°- und 60°-Zugversuchs wiederum zu kleineren Kräften führt, als sie im Versuch gemessen werden (Abbildung D-13), ist es offensichtlich nicht möglich mit einem einzigen Parametersatz eine gute Übereinstimmung zwischen den simulativ und experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche zu erzielen, sofern die eindimensionalen Fließkurve zur Beschreibung des Materialverhaltens in \mathbf{t}_2 -Richtung verwendet wird. Die Tatsache, dass Material MT04 im Vergleich zu Material MT07 nachgiebiger ist und dass bei der Simulation des 30°-Zugversuchs sehr große Scherwinkel entstehen, lässt vermuten, dass die effektive „Zugsteifigkeit“ von UD-Gelegen unter Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung mit zunehmendem Scherwinkel abnimmt. Wird das plastische Verhalten des Material unter Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung zusätzlich in

Abhängigkeit des Scherwinkels γ_{12} modelliert, kann die „Fließgrenze“ in Abhängigkeit des Scherwinkels so reduziert werden, dass es möglich ist, alle experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche mit einem einzigen Parametersatz im Mittel gut abzubilden (Abbildung D-19, MT13), sofern auch hier die Kraft-Verschiebungs-Kurve des 30°-Zugversuchs mit Prüfgeschwindigkeit v_2 mit den Simulationen mit Einspannbedingung R1 und R2 verglichen wird (Abbildung D-20a). Die aus der Simulation des Off-Axis-Zugversuchs mit Material MT13 (zweidimensionaler Fließfläche) resultierenden Kraft- und Dehnungs-Verschiebungs-Kurven stellen dabei eine Art „Mittelwert“ dar, der aus der Simulation der Off-Axis-Zugversuche mit den Ausgangsmaterialien MT04 und MT07 (eindimensionaler Fließkurve) resultierenden Kraft- und Dehnungs-Verschiebungs-Kurven dar. Es bleibt jedoch festzuhalten, dass für Verschiebungen kleiner 20 mm im Fall des 60°-Zugversuchs alle simulativ ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven von den experimentell ermittelten Kurven abweichen (Abbildung D-19c).

Somit ist die korrekte Modellierung der Zugeigenschaften in t_2 -Richtung sowie die Berücksichtigung der Wechselwirkung zwischen Zug- und Schubdeformationen für die Simulation des Umformverhaltens essentiell. Dies steht im Gegensatz zur Modellierung des Umformverhaltens von Geweben. Hier werden existierende Wechselwirkungen zwischen Schub- und Zugdeformation [Boi06] [Lau08][Nos14] in der Simulation in der Regel vernachlässigt [Kha10][Aim10] [Dri11][Mac16].

D 4.2.1.2 Einfluss der Materialparameter zur Beschreibung der Schubeigenschaften auf die Kraft-Verschiebungs-Kurven

Die Simulation der Off-Axis-Zugversuche zeigt, dass mit den im Pictureframe-Test gemessenen Schubkennlinien keine Übereinstimmung zwischen den Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation und den experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven erzielt werden kann (Abbildung D-17 und Abbildung D-20b – Material MS3). Die mit Material MS3 (Schubkurve aus Pictureframe-Test) resultierenden Kräfte sind viel zu groß, so dass das Niveau der „Fließgrenze“ für eine gute Übereinstimmung zwischen der Simulation der Off-Axis-Zugversuche und den entsprechenden Versuchen deutlich geringer gewählt werden muss (Abbildung D-17 und Abbildung D-20b – Material MS2). Bei ge-

ringerem Niveau der Schubkennlinien (im Vergleich zu Material MS3) wirkt sich Schublocking (MS2L1, MS2L2, MS2L3) nur auf die Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation des 30°-Zugversuchs aus (Abbildung D-17a, Abbildung D-18 und Abbildung D-20b), da die im 45°- und 60°-Zugversuch entstehenden Scherwinkel nicht entsprechend groß sind. Auch der Verlauf der Dehnungs-Verschiebungs-Kurven wird von Schublocking kaum beeinflusst (Abbildung D-30, Abbildung D-32 und Abbildung D-39). Die Form der resultierenden Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulation der 30°-Zugversuche weicht jedoch insbesondere im Fall von Material MT04 (geeignet zur Simulation der 30°-Zugversuche) umso stärker von der experimentell mit Prüfgeschwindigkeit v_1 (100 mm/min) ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurve ab (Abbildung D-18a), umso stärkeres Schublocking modelliert wird. Wird das Materialverhalten bei Zugbelastung des Materials in t_2 -Richtung mit Material MT01 sehr nachgiebig modelliert, führt Schublocking nicht zu einem ausreichend großen Kraftanstieg, um die experimentell mit Prüfgeschwindigkeit v_1 (20 mm/min) ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurve abzubilden. Im Fall der Simulation des 30°-Zugversuchs mit Einspannbedingung R2 wird jedoch eine gute Übereinstimmung zwischen der Kraft-Verschiebungs-Kurve MT13-MS2L2-R2 (MT13 mit Schublocking) und experimentell mit Prüfgeschwindigkeit v_2 ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurve erzielt. Der Vergleich der Simulation des 30°-Zugversuchs mit Einspannbedingung R0 und den experimentell mit Prüfgeschwindigkeit v_1 ermittelten Versuchsergebnissen wiegt bei der Bewertung der Simulationsergebnisse jedoch stärker als der Vergleich der Simulation des 30°-Zugversuchs mit Einspannbedingung R2 und den experimentell mit Prüfgeschwindigkeit v_2 ermittelten Versuchsergebnissen, da die mit Prüfgeschwindigkeit v_2 ermittelten Ergebnisse aufgrund des Durchrutschens der Kohlenstofffaserbündeln im seitlichen Bereich der Einspannung (Abschnitt B 3.3.2) mit einer größeren Unsicherheit behaftet sind. Somit ist davon auszugehen, dass der Kraftanstieg im 30°-Zugversuch maßgeblich vom Zugverhalten des Materials in t_2 -Richtung dominiert wird und Schublocking bei UD-Gelegen eine untergeordnete Rolle einnimmt (Abschnitt B 4.3).

Zusammenfassend folgt, dass das Kraftniveau am Anfang der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Off-Axis-Zugversuche signifikant durch die Schubigenschaften beeinflusst wird, wohingegen der Kraftanstieg zum Ende der De-

formation in den Off-Axis-Zugversuchen maßgeblich durch das Zugverhalten des Materials in t_2 -Richtung beeinflusst wird. Dies ist im Gegensatz zum bekannten Verhalten von Geweben, deren gesamte Kraft-Verschiebungs-Kurve im Bias-Extension-Test ausschließlich von den Schubeigenschaften abhängig ist [Cao08][Pen13][Mac16].

D 4.2.1.3 Verteilung der Deformation in der Simulation der Off-Axis-Zugversuche

Ein Vergleich der Deformation der Proben in der Simulation der Off-Axis-Zugversuche mit der optisch im Versuch gemessenen Deformation zeigt, dass sich nur im Fall der Simulation des 30°-Zugversuchs die experimentell ermittelten Deformationszonen ausbilden, wohingegen die Deformation in der Simulation des 45°- und 60°-Zugversuches deutlich homogener ist, als sie experimentell beobachtet wird (Abbildung D-22 bis Abbildung D-26). Dies lässt sich auch im Vergleich der experimentellen und simulativ ermittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven veranschaulichen (Abbildung D-29 bis Abbildung D-34): Die experimentell ermittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der einzelnen Auswertebereiche unterscheiden sich aufgrund der inhomogenen Deformation, während sich die simulativ ermittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der einzelnen Auswertebereiche nur im Fall des 30°-Versuchs mit Einspannbedingung R0 unterscheiden. Grund dafür ist die Tatsache, dass die Materialeigenschaften in den Versuchen über die Proben offensichtlich nicht konstant sind und insbesondere am Rand der Proben kaum Zusammenhalt zwischen den Kohlenstofffaserbündeln existiert (Abschnitt B 4.5), wohingegen die Materialeigenschaften in der Simulation konstant über die Probenfläche sind. Dies steht im Gegensatz zur Simulation des Bias-Extension-Tests von Geweben. Da die Materialeigenschaften von Geweben im Vergleich zu den Materialeigenschaften von UD-Gelegen über die Probenfläche homogener verteilt sind (Abschnitt B 4.5) und Schubdeformation der intrinsische Deformationsmodus von Geweben ist [Cao08][Lau08], lassen sich die für den Bias-Extension-Test typischen Deformationszonen (Abbildung B-9) in der Simulation Bias-Extension-Tests von Geweben problemlos abbilden [Pen13][Mac16].

Der Vergleich der Deformation der Proben in der Simulation des 30°-Zugversuchs mit der optisch im Versuch gemessenen Deformation zeigt

(Abbildung D-22 und Abbildung D-23), dass die parallel zu den Kohlenstofffasern verlaufende Hauptdeformationszone des 30°-Zugversuchs eine für diesen Versuch intrinsische Deformationszone ist, die in erster Näherung unabhängig von der Inhomogenität der Materialeigenschaften ist. Bei genauerer Betrachtung wird jedoch deutlich, dass sich die Hauptdeformationszone der Simulation des 30°-Versuchs von der im Experiment beobachteten Deformationszone unterscheidet: Während die Deformationszone in der Simulation mit Einspannbedingung R0 sehr schmal und nicht gebogen ist, ist die Deformationszone im Experiment insbesondere am Probenrand breiter als in der Simulation und leicht gebogen. Den größten Unterschied sind kennzeichnen die in der Simulation mit Einspannbedingung R0 auftretenden ε_{22} -Dehnungen, die um ein Vielfaches größer sind, als im Experiment (Abbildung D-25a und Abbildung D-31a). Diese Abweichung lässt sich auf das Durchrutschen der Kohlenstofffasern im seitlichen Bereich der Einspannung im Versuch mit Prüfgeschwindigkeit v_2 (20 mm/min) zurückführen, der die Basis für die Dehnungs-Verschiebungskurven darstellt. Wird Durchrutschen der Kohlenstofffaserbündel vereinfacht dadurch modelliert, dass die seitlichen Knoten der Einspannung nicht fest eingespannt werden, lässt sich zeigen, dass die ε_{22} -Dehnungen der Simulation mit Einspannbedingung R2 den experimentell ermittelten Dehnungen entsprechen. Auch die Breite der Hauptdeformationszone der Simulation mit Einspannbedingung R2 kommt der Deformationszone im Versuch näher als im Fall der Simulation mit Einspannbedingung R0. Somit kann davon ausgegangen werden, dass die Deformation des 30°-Zugversuchs mit durchrutschenden Kohlenstofffaserbündeln durch die Modellierung mit den Einspannbedingungen R1 bzw. R2 in guter Näherung abgebildet werden kann und die Ergebnisse aus diesem Versuch somit zum Erkenntnisgewinn im Rahmen dieser Arbeit beitragen. Weiter zeigt dieser Vergleich auch, dass insbesondere der 30°-Zugversuch mit den gewählten Abmaßen offensichtlich sehr sensitiv bezüglich der korrekten Modellierung der Einspannbedingungen und somit auch bezüglich der korrekten Modellierung des Längen- zu Breiten-Verhältnisses ist. Wäre die Probe etwas länger, gäbe es folglich mehr Kohlenstofffaserbündel, die an keinem ihrer Enden fest eingespannt sind. Die Deformation einer solchen etwas längeren Probe würde mit zunehmender Probenlänge der Deformation der Probe mit durchrutschenden Kohlenstofffaserbündeln entsprechen.

Der Einfluss verschiedener Materialparameter auf die Deformation der Probe lässt sich gut anhand der Dehnungs-Verschiebungs-Kurven veranschaulichen (Abbildung D-29 bis Abbildung D-34). Die Entstehung von Schubdeformationen (Scherwinkel γ_{12}) wird wie auch die Entstehung von ϵ_{\perp} -Dehnungen durch „steiferes“ Zugverhalten in \mathbf{t}_2 -Richtung und durch eine geringere „Schubsteifigkeit“ begünstigt. Somit definiert das Verhältnis zwischen „Schub-“ und „Zugsteifigkeit“ die tatsächliche Schubdehnung und ϵ_{\perp} -Dehnung und damit den effektiven „Faservolumengehalt“ der Preform. Für $\epsilon_{\perp} < 0$ nimmt der „Faservolumengehalt“ im Vergleich zum undeformierten zweidimensionalen Halbzeug zu, für $\epsilon_{\perp} > 0$ nimmt der „Faservolumengehalt“ ab. Dagegen wird die Entstehung von ϵ_{22} -Zugdehnungen in \mathbf{t}_2 -Richtung durch „steiferes“ Zugverhalten in \mathbf{t}_2 -Richtung und durch eine geringere „Schubsteifigkeit“ behindert. Schubdeformationen können also nur dann entstehen, wenn das Zugverhalten in \mathbf{t}_2 -Richtung „steif“ genug ist, um die Orientierung der Kohlenstofffaserbündel zu beeinflussen. Als Grenzfall hierfür kann die Deformation von Geweben betrachtet werden, deren Zugsteifigkeit in \mathbf{t}_2 -Richtung so groß ist, dass ausschließlich Schubdeformation (pure shear) auftritt [Cao08].

D 4.2.1.4 Identifikation geeigneter Materialparameter für das entwickelte Simulationsmodell für UD-Gelege

Neben der Tatsache, dass es mit einem Parametersatz, unter der Verwendung der eindimensionalen Fließkurve zur Beschreibung des Materialverhalten in \mathbf{t}_2 -Richtung nicht möglich ist, die Kraft-Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche abzubilden (Abschnitt D 4.2.1.1), besteht auch zwischen den Kraft-Verschiebungs-Kurven und den Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der jeweiligen Off-Axis-Zugversuche ein Zielkonflikt bei der Wahl geeigneter Materialparameter. Werden die Materialparameter in der Simulation des 45°- bzw. 60°-Zugversuchs so angepasst, dass eine möglichst gute Übereinstimmung zwischen den experimentell und in der Simulation ermittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven existiert (Material MT09), stimmen die experimentell und in der Simulation ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven nicht so gut überein, wie wenn die Materialparameter hinsichtlich einer möglichst guten Übereinstimmung zwischen den experimentell und in der Simulation ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurven (Material MT07) ausgewählt werden (Abbildung

D-16b-c, Abbildung D-29b-c, Abbildung D-31b-c und Abbildung D-33b-c). Das wiederum führt dazu, dass die mit diesem Material (MT07) in der Simulation ermittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven nicht so gut mit den experimentell ermittelten Kurven übereinstimmen, wie die mit Material MT09. Grund dafür ist im Wesentlichen die Tatsache, dass die Materialeigenschaften in den Proben der Simulation konstant sind, während sie in den Probe im Versuch offensichtlich über die Fläche der Proben variieren. An diesem grundsätzlichen Zusammenhang ändert auch die Simulation der Off-Axis-Zugversuche mit der zweidimensionalen Fließfläche zur Beschreibung des Zugverhalten in t_2 -Richtung nichts. Zwar ermöglicht die Verwendung der zweidimensionalen Fließfläche, dass die Kraft-Verschiebungs-Kurven für alle Off-Axis-Zugversuche mit einem einzigen Parametersatz im Mittel gut abgebildet werden. Zu einer Verbesserung der Übereinstimmung zwischen den experimentell und den in der Simulation ermittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven bei gleichzeitig guter Übereinstimmung der Kraft-Verschiebungs-Kurven führt die Verwendung der zweidimensionalen Fließfläche jedoch nicht (Abbildung D-19 und Abbildung D-37). Um dies zu erreichen, müsste die Inhomogenität der Materialeigenschaften in der Simulation der Off-Axis-Zugversuche berücksichtigt werden (Abschnitt E 3).

Des Weiteren ist bei der Bewertung der gefundenen Materialparameter zu beachten, dass die Identifikation der Materialparameter auf der Simulation der Off-Axis-Zugversuche mit jeweils nur einer Probengröße basiert. Gleichzeitig ist bekannt, dass sowohl die Probengeometrie als auch die Einspannbedingungen das Querzugverhalten von UD-Gelegen beeinflussen (Abbildung B-19 und Abbildung B-21) und dass die Materialeigenschaften über die Fläche der Off-Axis-Zugproben inhomogen verteilt sind (Abschnitt B 4.5). Somit ist davon auszugehen, dass auch das Materialverhalten des UD-Geleges in den Off-Axis-Zugversuchen und somit auch die anhand dieser Versuchsergebnisse identifizierten Materialparameter für das Simulationsmodell von der gewählten Probengeometrie abhängen. Der Einfluss der Probengeometrie auf das Materialverhalten muss in zukünftigen Arbeiten untersucht werden. Weiter muss das Simulationsmodell ggf. dahingehend weiterentwickelt werden, dass die Materialeigenschaften in der Simulation der Off-Axis-Zugversuche lokal veränderlich modelliert werden können (Abschnitt E 3).

Zusammenfassend zeigt sich, dass zur Parameteridentifikation des Materialverhaltens im Fall der UD-Gelege sowohl die Kraft-Verschiebungs-Kurven als auch die gemittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven aller drei Off-Axis-Zugversuche notwendig sind. Die Parameteridentifikation allein auf Basis der Kraft-Verschiebungs-Kurve des 45°-Zugversuchs (Bias-Extension-Test), wie es beispielweise bei der Parameteridentifikation der Simulationsmodelle für Gewebe üblich ist [Cao08][Pen13][Mac16], kann im Fall von UD-Gelegen zu falschen Schlussfolgerungen führen: Beispielsweise liegt die Kraft-Verschiebungs-Kurve der Simulation des 45°-Zugversuchs mit Material MT02 relativ nah an der experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurve mit Prüfgeschwindigkeit v_2 (Abbildung D-16b). Die dazu gehörige $\varepsilon_{\perp}(\mathbf{u})$ -Kurve (Abbildung D-33b) weicht jedoch sehr stark von der experimentell ermittelten Kurve ab. UD-Gelege haben mit der Zugdeformation in \mathbf{t}_2 -Richtung einen weiteren Deformationsmodus (Abschnitt B 4.2). Daraus folgt, dass zwangsläufig mehr als ein Versuch notwendig ist, um die entsprechenden Materialparameter für das Simulationsmodell zu finden. Die Wechselwirkungen zwischen der Schub- und Zugdeformation in \mathbf{t}_2 -Richtung (Abschnitt D 4.2.1.1) erschweren die Parameteridentifikation im Fall von UD-Gelegen zusätzlich. Zudem werden mit diversen Ableitvorgängen, dem diskreten Ausbeulen einzelner Kohlenstofffaserbündel sowie der inhomogenen Verteilung der Materialeigenschaften eine Reihe für das Umformverhalten von UD-Gelegen relevanter Effekte in diesem Simulationsmodell vernachlässigt. Das bedeutet wiederum, dass der Teil des Materialverhaltens, der sensitiv bezüglich dieser Effekte ist, genau an die in den Off-Axis-Zugversuchen herrschenden Bedingungen angepasst wird und der Einfluss der Änderung dieser Bedingungen (z.B. die Probengröße) durch das Modell damit prinzipiell nicht erfasst werden kann. Im Vergleich dazu haben Gewebe mit der Schubdeformation nur ein Deformationsmodus und die Schubeigenschaften sind über die Probenfläche konstant [Cao08][Lau08]. Da die Wechselwirkungen zwischen Schub- und Zugdeformation [Boi06][Lau08][Nos14] bei der Modellierung des Materialverhaltens von Geweben vernachlässigt werden kann [Kha10][Aim10][Mac16], werden mit der Modellierung von schubweichem Materialverhalten in Kombination mit steifen Verstärkungsfasern alle für die Deformation relevanten Effekte modelliert.

Unter Vernachlässigung aller oben genannten Einschränkungen ist mit Material MT13-MS2L1 ein Parametersatz gefunden, der das Materialverhalten des UD-

Geleges in den Off-Axis-Zugversuchen im Mittel gut abbildet. Die aus diesem Parametersatz resultierende Kraft-Verschiebungs-Kurve der Simulation des Bias-Extension-Tests (45°-Zugversuch, Abbildung D-19) stimmt mit der in dieser Arbeit experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurve deutlich besser überein, als die Kraft-Verschiebungs-Kurve der Simulation des Bias-Extension-Tests mit dem Meso-Modell von Böhler et. al [Böh13] und der entsprechenden experimentell ermittelten Kurve (Abbildung A-29).

D 4.2.2 Materialparameter für die Biegeeigenschaften

Aus der Simulation des Cantilever-Tests mit 90°-Proben folgt die Erkenntnis, dass sich die (sehr kleine) Biegesteifigkeit in 90°-Richtung (Abschnitt B 3.6) bei sehr geringen Werten für ${}^B E_{\perp}$ nur durch Reduzieren der transversalen Schubsteifigkeit K_{22} weiter herabsetzen lässt, nicht jedoch durch weiteres Reduzieren des Moduls ${}^B E_{\perp}$ (vgl. Tabelle D-7). Das bedeutet jedoch, dass die Anisotropie der Biegesteifigkeit je nach Deformationszustand nicht korrekt modelliert wird, da die transversale Schubsteifigkeit bezüglich des orthogonalen Referenzkoordinatensystems definiert wird und die Umorientierung der Fasern bzw. Linienelemente \mathbf{t}_1 und \mathbf{t}_2 durch die transversale Schubsteifigkeit der Schalelemente nicht berücksichtigt wird (Abschnitt C 3.2). Weiter ist aus Abbildung D-40b ersichtlich, dass die Krümmung der 90°-Biegeprobe mit Material B42 (sehr geringe transversale Schubsteifigkeit) unphysikalisch ist, da die Probe nur im Bereich der Einspannung gekrümmt ist und im Rest der Probe keine Krümmung ersichtlich ist. Bei diesem Effekt handelt es sich offensichtlich um einen numerischen Fehler, der dann zum Tragen kommt, wenn versucht wird, mit dem in ABAQUS implementierten Schalelement (Reissner-Mindlin-Schale [Rei45][Min51][Das14]) übermäßig biegeweiches Verhalten zu modellieren. Diese Schlussfolgerung deckt sich mit den Ergebnissen der Simulation des Hemisphären-Tests bzw. des Lampentopf-Umformversuchs. Aus diesen Simulationsergebnissen folgt, dass mit der Biegesteifigkeit B22 offensichtlich die beste Übereinstimmung zwischen der Faltenbildung in der Simulation und in den Umformversuchen erzielt wird (Abbildung D-42, Abbildung D-47 und Abbildung D-48), obwohl die Biegesteifigkeit B22 offensichtlich größer ist als die reale Biegesteifigkeit des UD-Geleges in 90°-Richtung (vgl. Abbildung B-40b und Abbildung D-40). Da die Modellierung der Biegesteifigkeit sowie die Untersu-

chung von Faltenbildung nicht der Fokus dieser Arbeit ist, kann dieser Widerspruch im Rahmen der Arbeit nicht final aufgelöst werden. Von der Modellierung der Biegeeigenschaften von Geweben sind derartige Probleme jedenfalls nicht bekannt. Da die Biegeeigenschaften bei Geweben in alle Richtungen vergleichbar groß sind [Bil10], kommen derartige numerische Fehler bei der Verwendung eines Standard-Schalenelements in Verbindung mit einer benutzerdefinierten Integration in Dickenrichtung nicht zum Tragen [Yu05b]. In vielen Fällen wird die entkoppelte Beschreibung der Biegeeigenschaften im Rahmen der Elementformulierung realisiert [Boi11b][Guz15], was wiederum den Vorteil hat, dass auf die Modellierung von Transversalschubeigenschaften verzichtet werden kann, da die effektiven Biegeeigenschaften ausschließlich vom Plattenanteil (\underline{D} -Matrix, Gleichung C-113) abhängen.

D 4.3 Umformsimulation auf Bauteillevel

Die Bewertung der experimentellen Umformversuche auf Bauteillevel erfolgt im Rahmen dieser Arbeit auf Basis von Fotos der Umformerzeugnisse. Kraft-Verschiebungs-Kurven der Umformwerkzeuge sowie optisch gemessene Dehnungen an der Oberfläche und Faserorientierungen innerhalb der Preform stehen nicht zur Verfügung. Somit erfolgt die Bewertung des Umformverhaltens auf Bauteillevel sowie der Abgleich zwischen Simulations- und Versuchsergebnisse auf Bauteillevel im Rahmen dieser Arbeit nur qualitativ und nicht quantitativ.

D 4.3.1 Globales Umformverhalten

Die in der Simulation des Hemisphären-Tests sowie in der Simulation der Lampentopf-Umformversuche berechnete Preformkontur stimmt sowohl im Fall der Simulation einer unidirektionalen Schicht als auch im Fall der Simulation der multidirektionalen Lagenaufbauten qualitativ betrachtet gut mit der Kontur der real hergestellten Preforms überein (Abbildung D-42, Abbildung D-49 bis Abbildung D-53). Da die Zuschnitte bei den Lampentopf-Umformversuchen auf der Prototypen-Anlage des Dieffenbacher PreformCenters händisch und nicht robotergesteuert positioniert werden, ist es möglich, dass die Ausgangsposition

der Halbzeugzuschnitte im Experiment von der Ausgangsposition der Halbzeugzuschnitte in der Simulation abweichen. Somit sind die Abweichungen der relativen Lage der Preforms auf dem Unterwerkzeug und die damit verbundenen Unterschiede in der Kontur der Preforms zwischen Simulation und Versuch im Wesentlichen auf die Abweichungen der Ausgangspositionen zwischen den Halbzeugzuschnitten in der Simulation und im Versuch zurückzuführen.

Wie auch in den Umformversuchen ist in der Umformsimulation des Lampentopf-Demonstrators erkennbar, dass sich die Konturen der Preforms mit den unidirektionalen Lagenaufbauten (Abbildung D-49 und Abbildung D-50) in „abgeschwächter Form“ wieder in der Kontur der bidirektionalen Preforms (Abbildung D-51 und Abbildung D-52) wiederfinden. Auch in der Simulation wird das Abgleiten der einzelnen Lagen somit nur bedingt beobachtet. Die einzelnen Lagen werden auch in der Simulation miteinander „verklebt“ umgeformt (Abschnitt D 3.5). Somit wird der Einfluss des Binders durch das Halbzeug-Halbzeug-Kontaktmodell (Abschnitt C 4.1) in der Simulation offensichtlich in guter Näherung abgebildet, auch wenn die Materialparameter kleiner gewählt wurden, als sie basierend auf den experimentellen Ergebnissen von Thoma [Tho15] vereinfacht abgeschätzt werden können (Abschnitt D 1.3). Dies lässt sich damit erklären, dass die Modellierung des Bindereinflusses rein durch Reibung und Adhäsion ein vereinfachter Ansatz ist. Vielmehr ist davon auszugehen, dass die Reibeigenschaften zwischen textilen Halbzeugen mit aktiviertem Binder auch von der Temperatur und von der Ableitgeschwindigkeit abhängig sind, was durch den vereinfachten Ansatz im Rahmen dieser Arbeit nicht berücksichtigt wird. Die Verwendung eines visko-elastisch-plastischen Reibgesetzes, wie es beispielweise in der Umformsimulation von UD-Tapes verwendet wird [Dör16b], würde jedoch in dieser Arbeit aufgrund fehlender experimenteller Daten zu keiner signifikanten Verbesserung der Ergebnisse der Umformsimulation führen.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass sich die Kontur einer UD-Gelege-Preform mit diesem Simulationsmodell genauso gut vorhersagen lässt, wie mit dem Meso-Modell von Böhler et. al [Böh13] bzw. wie sich die Preformkontur im Fall von biaxialen textilen Faserverbundhalbzeugen [Pen11][Bel12b] oder die Kontur von UD-Tape-Bauteilen [Haa13][Dör16b] mit den entsprechenden Modellen vorhersagen lassen.

D 4.3.2 Vorhersagen von lokalen Größen und Drapiereffekten

D 4.3.2.1 Faserorientierung und Ondulationen der Kohlenstofffaserbündel

Während die Faserorientierung in „ungestörten“ Bereichen durch die Simulation gut vorgesagt werden kann (Abbildung D-44), gestaltet sich die Vorhersage von lokalen Ondulationen der Kohlenstofffaserbündel weitaus schwieriger, da die Kohlenstofffaserbündel nicht diskret modelliert werden und in kontinuierlichen Ansätzen das Schubverhalten in 12-Richtung (Ableiten „quer“ zu den Kohlenstofffasern) äquivalent zum Schubverhalten in 21-Richtung (Ableiten „parallel“ zu den Kohlenstofffasern) ist. Somit wird weder die Biegesteifigkeit der Kohlenstofffaserbündel in der Ebene noch das diskrete Ausbeulen einzelnen Kohlenstofffaserbündel korrekt abgebildet. Anstatt diskreter Faserbündelondulationen werden in der Simulation makroskopische Falten sowie Schubdehnungen mit Abgleitrichtung „quer“ zu den Kohlenstofffasern (Schubdeformation in 12-Richtung) vorhergesagt (Abbildung D-45, Abbildung D-53 und Abbildung D-54). Da Schubdehnungen mit Abgleitrichtung „quer“ zu den Kohlenstofffasern der lokalen Umorientierung der Kohlenstofffaserbündel entsprechen, dient 12-Schub offensichtlich als Indiz für die Entstehung von Faserbündelondulationen im Umformprozess von UD-Gelegen. Allerdings muss diese These durch weitere Untersuchungen zur Bewertung homogener Simulationsergebnisse hinsichtlich der Entstehung lokaler Faserbündelondulationen validiert werden.

Die Vorhersage der Faserorientierung in ungestörten Bereichen ist vergleichbar zur Prognosegüte des Meso-Modells von Böhler et. al [Böh13] und zur Prognosegüte der Umformsimulationsmodelle für biaxiale Faserverbundhalbzeuge [Pen11][Bel12b][Mar14] oder UD-Tapes [Haa13][Dör16b]. Die Vorhersage lokaler Faserbündelondulationen bzw. der Faserorientierung in gestörten Bereichen ist für Gewebe aufgrund der Verwebung irrelevant und für Biaxialgelege mit homogenerisierten Modellen mit ähnlichen schwierig wie für UD-Gelege [Mar14]. Dagegen lassen sich diskrete Faserbündelondulation mit Meso-Modellen prinzipiell abbilden, auch wenn, wie in Abbildung A-26 ersichtlich, die im Versuch entstehenden lokalen Faserbündelondulationen durch das Meso-Modell von Böhler et. al [Böh13] nicht vorhergesagt werden.

D 4.3.2.2 Faltenbildung

Die Simulationen des Hemisphären-Tests und der Lampentopf-Umformversuche mit Biegesteifigkeit B22 zeigen, dass die Falten sowie deren Orientierung gut mit den Falten der Umformversuche übereinstimmen (Abbildung D-42, Abbildung D-49 bis Abbildung D-53), obwohl das Biegeverhalten in 90°-Richtung mit den Parametern B22 nicht so biegeschlaff modelliert ist, wie sich das reale UD-Gelege verhält (Abbildung B-40b und Abbildung D-40b). Dieses Phänomen lässt sich auch zwei Ursachen zurückführen: Einerseits ist die Abbildung sehr geringer Biegesteifigkeiten mit dem in dieser Arbeit gewählten Ansatz offensichtlich nicht korrekt (Abschnitt D 4.2.2). Zudem wird die Rotation der materiellen Linienelemente \mathbf{t}_{\parallel} und \mathbf{t}_{\perp} (Abbildung C-6) in der transversalen Schubsteifigkeit nicht erfasst (Abschnitt C 3.2), woraus folgt, dass die Orientierung der Anisotropie der Biegesteifigkeit in Bereichen mit großen 12-Schubverformungen nicht korrekt abgebildet wird. Andererseits ist zumindest im Fall der Simulation des Lampentopf-Umformversuchs mit unidirektionalen Lagenaufbauten zu berücksichtigen, dass im realen Umformversuch vier mit Binder „verklebte“ Lagen umgeformt werden, während in der Umformsimulation ersatzweise nur eine Lage umgeformt wird. Die effektive Biegesteifigkeit des vierlagigen, unidirektionalen bebinderten Lagenaufbaus dürfte größer sein als die einer einzigen unbinderten UD-Gelege-Schicht (vgl. Cantilever-Test in Abschnitt B 3.6).

Bei der Bewertung der Faltenbildung in der Umformsimulation von UD-Gelegen muss weiter berücksichtigt werden, dass das Ausmaß entstehender diskreter Falten maßgeblich vom Verhältnis der effektiven Biegesteifigkeit in \mathbf{t}_{\perp} -Richtung zur effektiven Membransteifigkeit in \mathbf{t}_{\perp} -Richtung abhängt. Ist die Biegesteifigkeit in \mathbf{t}_{\perp} -Richtung vergleichbar groß, entstehen keine diskreten Falten, sondern große Druckdehnungen (ε_{\perp} -Dehnungen) in \mathbf{t}_{\perp} -Richtung (Abbildung D-43). D.h. auch in Bereichen mit großen Druckdehnungen in \mathbf{t}_{\perp} -Richtung ist mit Faltenbildung zu rechnen, die jedoch verschmiert in Form von ε_{\perp} -Druckdehnungen abgebildet werden. Je kleiner die effektive Biegesteifigkeit in \mathbf{t}_{\perp} -Richtung im Vergleich zur effektiven Membransteifigkeit in \mathbf{t}_{\perp} -Richtung wird, desto mehr diskrete Falten entstehen (Abbildung D-42, Abbildung D-43, Abbildung D-47, Abbildung D-48). Die dabei minimal auflösbare Faltengröße entspricht der Größe eines Elements (Abbildung D-42e). Somit ist die Frage,

inwiefern Faltenbildung homogenisiert oder diskret modelliert werden soll, eine zentrale Frage bei der Modellierung des Materialverhaltens von UD-Gelegen, die in weiteren Arbeiten adressiert werden sollte, da die homogenisierte Druckdeformation von UD-Gelegen in \mathbf{t}_\perp -Richtung ab einen bestimmten Wert immer zum Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel führt (Abbildung B-24c). Dies muss bei der Interpretation der Simulationsergebnisse genauso berücksichtigt werden, wie bei der Interpretation der Simulationsergebnisse im Fall von Geweben zu berücksichtigen ist, dass in Bereichen in denen der Scherwinkel größer als der kritische Scherwinkel ist, Falten entstehen können, auch wenn diese in der Simulation nicht diskret vorhergesagt werden [All11]. Die im Pictureframe-Test aufgrund von Schublocking entstehenden Falten [Boi06][Lau08] werden in der Simulation durch den Anstieg des Schubwiderstandes verschmiert erfasst.

Aus Abbildung D-54 wird ersichtlich, dass in dem Bereich mit großen 12-Schubverformungen auch diskrete Falten entstehen, deren „Gebirgskamm“, anders als experimentell beobachtet, senkrecht zu den Kohlenstofffasern führt. Auch wenn derartige Falten prinzipiell vorstellbar sind, muss bei der Interpretation dieser Falten berücksichtigt werden, dass das Biegeverhalten quer zur Faserrichtung im Wesentlichen durch die transversale Schubsteifigkeit quer zur Faserrichtung des Schalenelements beeinflusst wird (Abschnitt D 3.3 und D 4.2.2). Große Schubdeformationen führen zur Rotation der materiellen Linienelemente \mathbf{t}_\parallel und \mathbf{t}_\perp (Abbildung C-6). Diese Rotation wird nur in der Integration der Plattenspannungen über die Schalendicke (Abschnitt C 3.1) berücksichtigt, jedoch nicht in der Integration der transversalen Schubsteifigkeit über die Schalendicke (Abschnitt C 3.2), so dass die Bildung diskreter Falten durch diesen Effekt im Bereich großer 12-Schubdeformationen beeinflusst wird.

Da die Kohlenstofffaserbündel in dem hier verwendeten kontinuierlichen Ansatz nicht diskret modelliert werden, lässt sich lokales Ausbeulen einzelner Kohlenstofffaserbündel (Abbildung D-27) mit diesem Modell nicht vorhersagen. Im Gegensatz dazu sind die Mesomodelle von Böhler et. al [Böh13] und Kärger et. al [Kär15] prinzipiell in der Lage lokales Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel abzubilden, entsprechende Untersuchungen sind jedoch nicht bekannt. Wie schon in Abschnitt D 4.3.2.1 angesprochen, wäre dafür die korrekte Modellierung der geometrischen Abmaße der Kohlenstofffaserbündel sowie deren Abstand im Meso-Modell erforderlich.

D 4.3.2.3 Faservolumengehalt und Faserbündellücken

Da in diesem Simulationsmodell weder die Kompressionssteifigkeit des UD-Geleges noch die Dickenänderung von UD-Gelegen während der Umformung berücksichtigt wird, ist die exakte Vorhersage des Faservolumengehalts des finalen Bauteils basierend auf den Ergebnissen der Umformsimulation ausgeschlossen. Mit dem Umformsimulationsmodell lässt sich bei Kenntnis des Flächengewichts des undeformierten UD-Geleges jedoch auf den Faserflächenanteil nach der Umformung schließen. Zur Berechnung des Faservolumenanteils müssen allerdings zusätzliche Annahmen bezüglich der lokalen Dicken der einzelnen Halbzeugschichten, bzw. der resultierende Preform- bzw. Bauteildicke, getroffen werden.

Zur Vorhersage des lokalen Faserflächenanteils und zur Vorhersage von Faserbündellücken sind die ε_{\perp} -Dehnungen ein geeignetes Maß. Positive ε_{\perp} -Dehnungen bedeuten, dass der Abstand zwischen den Kohlenstofffasern (gemessen senkrecht zu den Kohlenstofffasern) größer ist als im undeformierten Halbzeug (Abschnitt C 2.2.3). Negative ε_{\perp} -Dehnungen bedeuten, dass der Abstand zwischen den Kohlenstofffasern kleiner ist als im undeformierten Halbzeug. Somit sind positive ε_{\perp} -Dehnungen mit einer Abnahme des Faserflächenanteils und negative ε_{\perp} -Dehnungen mit einer Zunahme des Faserflächenanteils bezogen auf den Faserflächenanteil des undeformierten UD-Geleges gleichzusetzen. Dagegen bedeuten positive ε_{22} -Dehnungen, dass die Länge von Linienelement \mathbf{t}_2 größer ist als die Länge des undeformierten Linienelements \mathbf{t}_2^0 , was jedoch nicht zwangsläufig bedeutet, dass auch der senkrechte Abstand zwischen den Kohlenstofffasern größer ist. In Bereichen mit großer Schubdeformation können positive ε_{22} -Dehnungen und negative ε_{\perp} -Dehnungen gleichzeitig auftreten (Hauptdeformationszone im 30°-Zugversuch, Abbildung D-23). Im Fall von negativen ε_{\perp} -Dehnungen kommt es ab einem bestimmten Wert zu diskreter Faltenbildung (Abschnitt D 4.3.2.2), was bedeutet, dass der Betrag der ε_{\perp} -Druckdehnungen nach der Entstehung diskreter Falten wieder kleiner wird, obwohl der effektive Faserflächenanteil mit Bildung der Falte zunimmt (vgl. Abbildung D-43, B32, Frame 15 und 16). Zur Berechnung des Faservolumenanteils aus den ε_{\perp} -Dehnungen und diskreten Falten müssen jedoch entsprechende Kriterien, bzw. Methoden entwickelt werden (Abschnitt E 3).

Da die ε_{22} -Dehnungen als Maß für die Entstehung von Faserbündellücken ungeeignet sind, werden positive ε_1 -Dehnungen als Maß für die Entstehung von Faserbündellücken verwendet. Dabei wird sowohl in der Simulation des Hemisphären-Tests (Abbildung D-46) als auch in der Simulation des Lampentopf-Umformversuchs (Abbildung D-53) eine gute Übereinstimmung zwischen positiven ε_1 -Dehnungen in der Simulation und Faserbündellücken im Versuch beobachtet. Aus Abbildung A-26 wird ersichtlich, dass das Ausmaß der im Versuch entstehenden Faserbündellücken mit dem Meso-Modell von Böhler et. al. [Böh13] nicht vorhergesagt werden kann.

E **Diskussion und Zusammenfassung**

E 1 Diskussion

Die zentrale Erkenntnis dieser Arbeit ist, dass sich das Umformverhalten von UD-Gelegen signifikant vom Umformverhalten bekannter textiler Halbzeuge wie Gewebe oder Biaxialgelege unterscheidet (vgl. [Sch16]). Dabei unterscheiden sich die Halbzeuge sowohl in ihren Membran- als auch in ihren Biegeeigenschaften sowie bei den entstehenden Drapiereffekten (Abschnitt A 1).

Während bei Geweben reine Schubdeformation der Hauptdeformationsmodus ist [Cao08][Lau08], kommt es bei der Umformung von UD-Gelegen neben der Schubdeformation zu überlagerten Zugdehnungen in \mathbf{t}_2 -Richtung, da UD-Gelege im Gegensatz zu biaxialen Faserverbundhalbzeugen [Boi06][Lom05] eine sehr geringe Zugsteifigkeit in \mathbf{t}_2 -Richtung aufweisen (große ϵ_{22} -Dehnungen, Abschnitt C 2.2.2, vgl. [Sch16]). Beide Deformationsmechanismen sind jedoch hinsichtlich des Preformings komplexer Geometrien gegensätzlich zu bewerten. Schubdeformationen sind erwünscht, um ein zweidimensionales UD-Gelege in eine dreidimensionale, doppelt gekrümmte Struktur umzuformen. Dagegen muss die Bildung von Faserbündellücken aufgrund großer Dehnungen quer zur Faserrichtung vermieden werden. Auch wenn die Steifigkeit der quer zu den Kohlenstofffasern verlaufenden Glasfasern vergleichbar hoch ist (Abbildung B-22a), kommt die Kraftübertragung über die Glasfasern jedoch nur dann zum Tragen, wenn die Glasfasern an beiden Enden fest mit den Kohlenstofffasern eingeklemmt sind (z.B. durch lokale Spanner oder globale Niederhalter), was jedoch in vielen Umformprozessen nicht der Fall ist. Im Lampentopf-Umformversuch sind die Glasfasern immer mindestens an einem Ende frei (Abschnitt B 3.8), beim Hemisphären-Test ist die Gewichtskraft des Niederhalters offensichtlich viel zu klein, um Nachfließen der Glasfasern bei der Umformung zu verhindern (Abbildung B-41d). Sind die Glasfasern an einer oder an beiden Seiten nicht eingespannt, werden sehr große Zugdehnungen in \mathbf{t}_2 -Richtung sowie die Querkontraktion der Naht verbunden mit lokalem Ausbeulen der Kohlenstofffasern beobachtet (Abschnitt B 3.1 und B 3.3). In diesem Fall ist das Materialverhalten stark nichtlinear und hängt von den Einspannbedingungen, der Probenlänge sowie vom Belastungszustand ab. Die Kraftübertragung findet in diesem Fall hauptsächlich über die Naht statt. Es werden jedoch auch Kräfte

über die Glasfasern, bzw. über die internen Reibkräfte zwischen den Glasfasern, den Kohlenstofffaserbündeln und der Naht übertragen, die nicht vernachlässigbar sind (Abschnitt B 3.5) und deren Einfluss mit zunehmender Probenlänge offensichtlich größer wird (Abschnitt B 4.1). Ein weiterer Grund für die Abhängigkeit des Materialverhaltens von der Probenlänge und von den Einspannbedingungen ist die Querkontraktion der Naht unter Zugbelastung (Abschnitt B 4.1), die bei längeren Querzugproben, insbesondere in Bereichen mit nachfließenden Glasfasern, verstärkt auftritt (Abbildung B-18) und das durch die Querkontraktion der Naht induzierte lokale Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel (Abbildung B-18 und Abbildung B-19). Ambivalente, von den Einspannbedingungen abhängige Materialeigenschaften sind aus den Untersuchungen biaxialer Faserverbundhalbzeuge nicht bekannt. Aus der Simulation der Off-Axis-Zugversuche folgt zudem, dass die effektive Steifigkeit des Materials unter Zugbelastung in t_2 -Richtung offensichtlich mit zunehmendem Scherwinkel abnehmen muss, da es nur unter dieser Annahme möglich ist, alle drei Off-Axis-Zugversuche mit einem Materialparametersatz in der Simulation gut abzubilden (Abschnitt D 3.2 und D 4.2.1). Dies lässt sich damit erklären, dass sich die geometrischen Verhältnisse zwischen der Naht und den Kohlenstofffaserbündeln bei großen Schubdeformationen verändern. Um diese Wechselwirkungen genauer zu ergründen, sind sehr detaillierte Meso-Modelle notwendig. Wechselwirkungen zwischen den Schub- und Zugeigenschaften sind auch von Geweben bekannt [Boi06][Lau08], können in der Umformsimulation von Geweben jedoch vernachlässigt werden [Kha10][Aim10][Mac16].

Im Gegensatz zu Geweben [Har04][Lau08][Cao08] liefern der Pictureframe-Test und der Bias-Extension-Test bzw. die Off-Axis-Zugversuche bei UD-Gelegen keine vergleichbaren Ergebnisse. Zum einen zeigt die Simulation der Off-Axis-Zugversuche, dass der im Pictureframe-Test gemessene Scherwiderstand um ein vielfaches größer ist als der Scherwiderstand in den Off-Axis-Zugversuchen (Abbildung D-17 und Abbildung D-20b). Zum anderen ist reine Schubdeformation (pure shear) offensichtlich nicht der intrinsische Deformationsmodus von UD-Gelegen (Abbildung B-37b). Somit sind weder die Kinematik der Verformung (pure shear) noch die Einspannung der Proben im Pictureframe-Test vergleichbar zur Deformation bzw. zur Einspannung der UD-Gelege-Proben in den Off-Axis-Zugversuchen. Auch die Gleichungen zur Berechnung des Scherkraft-Scherwinkel-Verlaufs aus der globalen Kraft-

Verschiebungs-Kurve des Bias-Extension-Tests [Cao08][Leb03][Här14a] sind für UD-Gelege aufgrund überlagerter Zugdehnungen in \mathbf{t}_2 -Richtung nicht gültig (vgl. [Böh13] und [Här14b]).

Allerdings lässt sich die Frage, ob bei der Umformung von UD-Gelegen Schubdeformation oder Zugdehnungen in \mathbf{t}_2 -Richtung der begünstigte Deformationsmodus ist, nicht pauschal beantworten, da dies von der relativen Orientierung der Naht zur Belastungsrichtung sowie vom Verhältnis zwischen Schub- und Querkzugsteifigkeit abhängig ist und sich beide Größen im Laufe der Deformation des UD-Geleges verändern können. Zeigt die Naht in Richtung der Belastungsrichtung, wie beispielweise im Querkzugversuch (Abschnitt B 3.1), treten nur Querkzugdeformationen auf. Ist die Naht wie im Fall des 30°- oder 45°-Zugversuchs zunächst nicht in Belastungsrichtung orientiert, wird das UD-Gelege so gesichert, dass die Naht zunehmend in Richtung der Belastung rotiert wird (Abbildung B-32). Ist die Naht in Belastungsrichtung orientiert oder werden weitere Schubdeformationen beispielweise durch Schublocking behindert, ist die Zugdeformation in \mathbf{t}_2 -Richtung der begünstigte Modus. Dies lässt sich beispielsweise in den inneren Bereichen der Off-Axis-Zugproben beobachten (Abbildung B-31 und Abbildung B-35). Ist die Steifigkeit in \mathbf{t}_2 -Richtung, wie beispielweise am Proberand der Off-Axis-Proben, sehr klein, findet die schubdominierte Rotation des Materials nicht statt und Zugdeformationen in \mathbf{t}_2 -Richtung sind während der gesamten Deformation des Materials der begünstigte Deformationsmodus. Somit ist die Charakterisierung des Materialverhaltens unter Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung bei UD-Gelegen anders als bei Geweben, von zentraler Bedeutung. Während die Deformation von Geweben ausschließlich durch das Schubverhalten definiert wird [Cao08][Pen13][Mac16] und Schublocking bei Geweben somit ein zentrales Merkmal ist, spielt Schublocking bei UD-Gelegen nur eine untergeordnete Rolle. Schublocking von UD-Gelegen kann zwar die Entstehung weiterer Schubdeformationen behindern und somit Zugdeformation in \mathbf{t}_2 -Richtung begünstigen. Zusammenfassend folgt, dass das Kraftniveau am Anfang der Kraft-Verschiebungs-Kurven der Off-Axis-Zugversuche signifikant durch die Schubeigenschaften beeinflusst wird (Abbildung D-16), wohingegen der Kraftanstieg zum Ende der Deformation in den Off-Axis-Zugversuchen maßgeblich durch das Zugverhalten des Materials in \mathbf{t}_2 -Richtung beeinflusst wird (Abschnitt B 4.3 und D 4.2.1.2).

Neben den Membraneigenschaften unterscheiden sich auch die Biegeeigenschaften der UD-Gelegen (Abbildung B-40) von den Biegeeigenschaften von biaxialen Faserverbundhalbzeugen [Lom03][Bil10]. In Richtung der Kohlenstofffasern ist die Biegesteifigkeit von UD-Gelegen um ein Vielfaches höher als quer zur Faserrichtung, wo quasi keine Biegesteifigkeit existiert (vgl. [Sen14b]).

Im Gegensatz zu den Membran- und Biegeeigenschaften unterscheiden sich die Interfaceeigenschaften zwischen zwei UD-Gelegen nicht signifikant von den Interface-Eigenschaften zwischen zwei Geweben [All12b] (Abschnitt B 4.7). Allerdings unterscheiden sich die Interfaceeigenschaften von trockener textiler Halbzeuge offensichtlich von den Interfaceeigenschaften textiler Halbzeuge mit aktiviertem Binder (Abschnitt B 4.7). Durch den aktivierten (zähflüssigen) Binder werden die einzelnen Lagen offensichtlich „zusammengeklebt“, so dass die Möglichkeit des relativen Abgleitens einzelner Lagen während der Umformung offensichtlich deutlich eingeschränkt ist (Abbildung B-42). Das Umformverhalten bebindearter textiler Halbzeuge, ist somit eher mit dem Umformverhalten thermoplastischer Prepregs im Thermoforming-Prozess [Van09a][Haa13] vergleichbar. Zum Reibverhalten zwischen textilen Halbzeugen mit aktiviertem Binder finden sich in der Literatur, außer den Ergebnissen von Thoma [Tho15], keine Untersuchungen, obwohl die Umformung textiler Halbzeuge mit aktiviertem Binder gängige Praxis ist.

Bei Geweben ist die Bildung makroskopischer Falten ohne signifikante Vorzugsrichtung der wesentliche Drapiereffekt [All11][All15][Hen15], der durch die Prozessführung bei der Umformung verhindert werden muss. Makroskopische Falten breiten sich bei UD-Gelegen hingegen aufgrund der Anisotropie der Biegesteifigkeit vorzugsweise quer zu den Kohlenstofffasern aus, so dass der „Gebirgskamm“ einzelner Falten parallel zu den Kohlenstofffasern verläuft (Abbildung B-24c,d und Abbildung B-43a). Zusätzlich zu den makroskopischen Falten treten bei der Umformung von UD-Gelegen weitere unerwünschte Drapiereffekte in Erscheinung, die im Bestfall durch die Prozessführung bei der Umformung verhindert werden können: Die Querkontraktion der Naht unter Zugbelastung führt zu lokalem Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel und somit zu mesoskopischen Falten innerhalb einzelner Kohlenstofffaserbündel (Abbildung B-18 und Abbildung B-19c). Werden mesoskopische Falten durch die Umformwerkzeuge „platt“ gedrückt, entstehen in-plane Ondulationen bzw.

Faserwelligkeiten. Genauso können makroskopische Schubdeformationen „quer“ zu den Kohlenstofffaserbündeln (12-Schub) zur Bildung von in-plane Ondulationen bzw. Faserwelligkeiten führen (Abbildung D-54). Komplettiert werden die Drapiereffekte von UD-Gelegen durch die Bildung von Faserbündellücken aufgrund der geringen Zugsteifigkeit der Naht (Abbildung B-43).

Auch wenn die makroskopische Verformung des UD-Geleges zur diskreten lokalen Deformation einzelner Kohlenstofffaserbündel führt, wie beispielsweise das Ausbeulen einzelner Kohlenstofffaserbündel (Abbildung B-18), erfolgt die Modellierung des Umformverhaltens von UD-Gelegen im Rahmen dieser Arbeit mit einem kontinuierlichen Ansatz, da Mesomodelle [Böh13][Kär15] mit sehr viel Rechenaufwand verbunden sind. Der kontinuierliche Ansatz bedeutet jedoch, dass eine Reihe vereinfachender, bzw. einschränkender Annahmen getroffen werden müssen, wie beispielsweise der Verzicht auf die Modellierung von ambivalentem, von der Klemmung der Glasfasern abhängigem Verhalten bei Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung (Abschnitt C 2). Trotz dieser vereinfachenden Annahmen ist die kontinuierliche Beschreibung des Umformverhaltens von UD-Gelegen deutlich komplexer als von Geweben, da nicht nur die Rotation der Fasern aufgrund großer Schubdeformationen modelliert werden muss, sondern zusätzlich auch die Entstehung großer Deformationen in \mathbf{t}_2 -Richtung. Somit spielt die Wahl geeigneter Spannungs- und Dehnungsmaße bei UD-Gelegen eine viel größere Rolle als bei biaxialen Faserverbundhalbzeugen. Aus diesem Grund wurde im Rahmen dieser Arbeit ein lineares aber für große Deformationen materiell objektives, Dehnungsmaß (Abschnitt C 2.2.2) sowie ein entsprechendes Spannungsmaß (Abschnitt C 2.3.2) hergeleitet, dass es erlaubt, nicht-orthogonale Materialeigenschaften auch bei großen Deformationen mit einer orthotropen Materialmatrix (Abschnitt C 2.5) sowie Materialeigenschaften, die sich auch technische Dehnungen und Spannungen beziehen (Nennspannungskonzept), zu beschreiben. Dies ist der wesentliche Unterschied zu bekannten hyperelastischen [Hue06][Dri11] oder hypoelastischen Materialmodellen [Bad09][Kha10], die auf Green-Lagrange-Dehnungen (Gleichung C-13) oder logarithmischen Dehnungen (Gleichung C-15) basieren (vgl. Abschnitt A 3.3.2.2). Wird linear-elastisches orthotropes Materialverhalten ohne Querkontraktion mit geringer Schubsteifigkeit und vergleichbar großer Steifigkeit in \mathbf{t}_1 - und \mathbf{t}_2 -Richtung modelliert, lässt sich mit diesem Modell auch die Kinematik des Umformverhaltens von Geweben abbilden (Abbildung D-21). Zur entkop-

pelten Beschreibung der Biegeeigenschaften wird auf ein bestehendes Modell zur Beschreibung des Biegeverhaltens von UD-Tapes zurückgegriffen (Abschnitt C 3). Die Simulation des Cantilever-Test in 90° -Richtung (Abbildung D-40b) zeigt jedoch, dass die Modellierung sehr kleiner Biegeeigenschaften mit der Subroutine VUGENS in Kombination mit einer Reissner-Mindlin-Schale [Rei45][Min51][Das14] zu numerischen Fehlern führt. Da die Interfaceeigenschaften zwischen zwei UD-Gelegen mit aktiviertem Binder eher den Interfaceeigenschaften von endlosfaserverstärkten Thermoplasten sehr ähneln [Van09a][Haa13][Sac14a] (Abschnitt B 3.8 und B 4.7), wurde zur Beschreibung des Reibverhaltens zwischen zwei UD-Gelegen ein Kontaktmodell entwickelt, das es ermöglicht, Adhäsion in tangentialer und normaler Richtung zu modellieren (Abschnitt C 4.1), auch wenn die dafür benötigten Materialparameter abgeschätzt werden müssen (Abschnitt D 1.3).

Wird das elastisch-plastische Materialverhalten zur Beschreibung der Zugeigenschaften in \mathbf{t}_2 -Richtung mit einer zweidimensionalen von der plastischen Dehnung $\varepsilon_{22,p}$ und dem Scherwinkel γ_{12} abhängigen Fließfläche modelliert, lassen sich die Kraft-Verschiebungs-Kurven aller Off-Axis-Zugversuche im Mittel gut abbilden (Abschnitt D 3.2.1). Dabei stimmt die Kraft-Verschiebungs-Kurve der Simulation des Bias-Extension-Tests (45° -Zugversuch, Abbildung D-19) mit der experimentell ermittelten Kraft-Verschiebungs-Kurve in dieser Arbeit deutlich besser überein, als die Kraft-Verschiebungs-Kurve der Simulation des Bias-Extension-Tests mit dem Meso-Modell von Böhler et. al [Böh13] (Abbildung A-29). Die Modellierung der Wechselwirkungen zwischen Schub- und Zugeigenschaften ist somit im Fall von UD-Gelegen entscheidend, wohingegen existierende Wechselwirkungen im Fall von Geweben [Boi06][Lau08] in der Simulation vernachlässigt werden können [Kha10][Aim10][Mac16]. Für eine gute Übereinstimmung der gemittelten Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der Simulation der Off-Axis-Zugversuche und den experimentell ermittelten Kurven (Abschnitt B 3.3), ist es im Fall der Simulation des 30° -Zugversuchs erforderlich, dass die seitlichen Knoten in der Einspannung der Simulation nicht fest eingespannt werden (Abbildung D-4), da die entsprechenden Kohlenstofffaserbündel in den 30° -Zugversuchen aus der Klemmung gerutscht sind (Abschnitt B 3.3.2). Da die Kinematik der Deformation des Bias-Extension-Tests in [Böh13] nicht untersucht wird, lassen sich die beiden Modelle diesbezüglich nicht vergleichen.

Da das Materialverhalten von UD-Gelegen von vielen Faktoren abhängt, wie beispielsweise den Einspannbedingungen (Abschnitt B 3.1) und der Probengröße (Länge der nicht eingespannten Glasfasern), und da die Materialeigenschaften des UD-Geleges offensichtlich inhomogen über die Probenfläche der Couponversuche verteilt sind (die effektive Zugsteifigkeit des Materials in \mathbf{t}_2 -Richtung ist am Probenrand deutlich kleiner als in der Probenmitte (B 3.3.2)), gestaltet sich die Kennwertbestimmung bzw. die Parameteridentifikation für die Simulation deutlich schwieriger als bei Geweben (Abschnitt D 4.2.1.4). Zwar können anhand der Simulation der Off-Axis-Zugversuche Materialparameter gefunden werden, mit denen alle Off-Axis-Zugversuche im Mittel gut abbildet werden (Abschnitt D 4.2.1), jedoch ist keinesfalls sichergestellt, dass diese Materialparameter auch dem Materialverhalten im Inneren eines deutlich größeren Halbzeugzuschnitts entsprechen. Im Gegensatz dazu kann bei Geweben davon ausgegangen werden, dass die im Pictureframe-Test oder Bias-Extension-Test bestimmte Schubkennlinie das Umformverhalten des entsprechenden Gewebes ausreichend beschreibt [Cao08][Pen13][Mac16]. Der Einfluss der Probengröße auf das Materialverhalten sowie die Abhängigkeit der lokalen Materialeigenschaften vom Abstand zum Probenrand muss in weiteren Arbeiten untersucht werden. In diesem Zusammenhang sollten auch die Abmaße der Off-Axis-Zugversuche überprüft werden, da die Deformation im 30° -Zugversuch ohne durchrutschende Kohlenstofffasern deutlich inhomogener ist, als im Fall des 30° -Zugversuchs mit durchrutschenden Kohlenstofffasern (Abbildung B-27). Somit sind längere Proben bei gleicher Breite vermutlich besser geeignet, da die Hauptdeformationszone (Abschnitt B 3.3.2) in diesem Fall breiter wird. Neben der inhomogenen Verteilung der Materialeigenschaften über die Probenfläche ist auch die Querkontraktion der Naht sowie das Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel ein sehr lokal auftretendes Phänomen (Abbildung B-18 und Abbildung B-34). Auch wenn das Simulationsmodell prinzipiell dazu geeignet ist, nicht-orthogonale Querkontraktion, resultierend aus einer Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung, abzubilden (Abbildung D-10 und Abbildung D-12a), ist das Konzept der homogenisierten Beschreibung der Querkontraktion jedoch nicht zielführend, da damit nur homogen verteilte ε_{11} -Druckdehnungen entstehen, jedoch nicht die im Versuch beobachteten lokalen ε_{11} -Druckdehnungsmaxima (Abbildung D-27). Vielmehr müsste zur Modellierung der lokalen Querdehnung bzw. des lokalen Ausbeulens der Kohlenstofffaserbündel die Knickwahrschein-

lichkeit der Kohlenstofffaserbündel und die Stützwirkung der Naht evaluiert werden und daraus die lokale Querkontraktionszahl ermittelt werden. Dafür müsste jedoch auch die probabilistische Schwankung der Materialeigenschaften über die Probenfläche berücksichtigt werden.

Die Simulation der Bauteilumformversuche zeigt, dass die globale Faserorientierung, die Bildung makroskopischer Falten und die Preformkontur im Mittel sehr gut mit den Versuchsergebnissen übereinstimmen (Abschnitt D 3.4 und D 3.5). Insbesondere zeigt sich, dass mit dem Kontaktmodell (Abschnitt C 4.1) und den gewählten Materialparametern (Abschnitt D 1.3) auch im Fall der multidirektionalen Lagenaufbauten eine gute Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen der Umformsimulation und den Umformversuchen erzielt wird. Die mit diesem Modell erreichte Prognosegüte zur Vorhersage der Preformkontur ist vergleichbar zur Prognosegüte des Meso-Modells von Böhler et. al [Böh13] sowie zur Prognosegüte bekannter Modelle zur Umformsimulation biaxialer Faserverbundhalbzeuge [Pen11][Bel12b] oder UD-Tapes [Haa13][Dör16b]. Allerdings stehen zur Bewertung der experimentellen Umformversuche auf Bauteillevel im Rahmen dieser Arbeit nur Fotos der Umformerzeugnisse zur Verfügung, womit nur ein qualitativer Vergleich, jedoch kein quantitativer Vergleich zwischen den Simulations- und Versuchsergebnissen auf Bauteillevel möglich ist. Auch wenn das Modell die makroskopischen Falten im Mittel gut abbildet, bleibt zu berücksichtigen, dass die Modellierung sehr kleiner Biegeeigenschaften mit der Subroutine VUGENS in Kombination mit einer Reissner-Mindlin-Schale [Rei45] [Min51][Das14] zu numerischen Fehlern führt (Abschnitt D 3.3 und D 4.2.2). Zudem wird die Rotation der materiellen Linielemente \mathbf{t}_{\parallel} und \mathbf{t}_{\perp} (Abbildung C-6) in der transversalen Schubsteifigkeit nicht erfasst (Abschnitt C 3.2), was dazu führt, dass die Anisotropie der Biegesteifigkeit in Bereichen mit großen 12-Schubverformungen (Abgleiten „quer“ zu den Kohlenstofffaserbündeln) nicht korrekt wiedergegeben werden kann. Dies kann in diesen Bereichen wiederum zu falsch orientierten Falten in der Simulation führen (Abbildung D-54 bzw. Abschnitt D 4.3.2.2). Für die korrekte Beschreibung der Biegeeigenschaften von UD-Gelegen besteht somit weiterer Forschungsbedarf (Abschnitt E 3).

Zur Vorhersage von Faserbündellücken sowie zur Abschätzung des Faserflächengehalts (Abschnitt D 4.3.2.3) eignet sich insbesondere die eindimensionale lineare Dehnung ε_{\perp} (Abschnitt C 2.2.3), sofern der Umformprozess so gestaltet

wird, dass keine makroskopischen Falten entstehen. Die Faseranhäufung aufgrund makroskopischer Falten wird durch die ϵ_{\perp} -Dehnung nicht erfasst (Abschnitt D 4.3.2.3). Ein quantitativer Vergleich des Faserflächenanteils der Umformsimulation mit Umformergebnissen ist im Rahmen dieser Arbeit aufgrund fehlender Messdaten nicht möglich. Anhand des Fotomaterials lässt sich jedoch zeigen, dass die Entstehung von Faserbündellücken durch das Modell gut vorhergesagt wird (Abbildung D-46 und Abbildung D-53). Im Gegensatz zur Vorhersage des Faserflächenanteils mit einem homogenisierten Modell, gestaltet sich die Vorhersage des Faserflächenanteils mit einem Meso-Modell deutlich komplizierter, da der Faserflächenanteil nach aktuellem Stand der Forschung in einem separaten Schritt aus dem Abstand der diskreten Faserbündel interpoliert werden muss (vgl. [Kär15]). Wird das Ausmaß entstehender Faserbündellücken durch das Meso-Modell wie in Abbildung A-26 (vgl. [Böh13]) nicht korrekt vorhergesagt, ist auch der daraus berechnete Faservolumengehalt fehlerbehaftet.

Da die Kohlenstofffaserbündel in dem hier verwendeten kontinuierlichen Ansatz nicht diskret modelliert werden, werden mit diesem Modell weder lokales Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel (Abbildung D-27) noch lokale Ondulationen der Kohlenstofffaserbündel (Abbildung D-54) sowie das damit verbundene Schubverhalten in 12-Richtung (Abgleiten „quer“ zu den Kohlenstofffasern - Abbildung D-45) korrekt wiedergegeben. Zwar kann die Entstehung von 12-Schubdeformationen offensichtlich als Indiz für die Entstehung von Faserbündelondulationen betrachtet werden, dies müsste allerdings in weiteren Untersuchungen validiert werden. Diskrete Faserbündelondulation und lokales Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel lassen sich mit Meso-Modellen prinzipiell abbilden. Die Faserbündelondulationen in Abbildung A-26 werden mit dem Modell von Böhler et. al [Böh13] jedoch auch nicht vorhergesagt, was möglicherweise daran liegt, dass in den bestehenden Meso-Modellen für UD-Gelege [Böh13][Kär15] zu viele Vereinfachungen vorgenommen werden. Beispielsweise werden die geometrischen Abmaße der Kohlenstofffaserbündel sowie deren Abstand nicht korrekt modelliert. Außerdem ist die korrekte Modellierung der Biegesteifigkeit eines Kohlenstofffaserbündels in der Ebene mit einem Schalenelement vermutlich nicht möglich, so dass alle Phänomene, die auf lokales Stabilitätsversagen einzelner Komponenten des UD-Geleges zurückzuführen sind, mit derart vereinfachten Meso-Modellen nicht vorhergesagt werden können.

E 2 Zusammenfassung

Mit dieser Arbeit wurde das Umformverhalten von UD-Gelegen sowohl experimentell als auch mithilfe der Umformsimulation am Beispiel des nähgewirkten UD-Geleges ‘‘HPT-320-C0‘‘ der Firma SGL grundlegend untersucht. Anhand der experimentellen Untersuchungen konnten die Hauptdeformationsmechanismen sowie mögliche Drapiereffekte bei der Umformung von UD-Gelegen identifiziert werden. Auf deren Basis wurde ein homogenisiertes Modell zur effizienten Umformsimulation von UD-Gelegen mit dem FE-Solver ABAQUS/Explicit entwickelt. Das Modell zur Umformsimulation beinhaltet eine Materialsubroutine zur Beschreibung der Membraneigenschaften von UD-Gelegen (VUMAT), eine von der Umformsimulation von UD-Tapes bestehende Subroutine zur benutzerdefinierten Beschreibung der Biegeeigenschaften (VUGENS) und einer Subroutine zur Beschreibung des Reibverhaltens zwischen zwei UD-Gelegen mit aktiviertem Binder (VUINTERACTION). Weiter wurde zum automatisierten Aufbau von Umformsimulationsmodellen in ABAQUS/CAE das Python Script SlowForm.PrePost entwickelt. Somit steht ein leistungsfähiges und modular erweiterbares Werkzeug zur effizienten Umformsimulation von UD-Gelegen mit dem FE-Solver ABAQUS/Explicit zur Verfügung.

Zur experimentellen Untersuchung der Membraneigenschaften wurden Querzugversuche (90° zur Faserrichtung), Off-Axis-Zugversuche (30° , 45° und 60° zur Faserrichtung) und der Pictureframe-Test durchgeführt. Zusätzlich dazu wurde das Auszugsverhalten der Glasfasern separat untersucht. Im Rahmen der Querzugversuche wurde eine experimentelle Methode entwickelt, die es ermöglicht, das Zugverhalten in Richtung der Naht sowohl mit fest eingeklemmten Glasfasern als auch mit nachflieenden Glasfasern zu untersuchen. Die Bewertung der Verformung von UD-Gelegen erfolgte anhand optisch gemessener Dehnungen auf der Oberfläche der Off-Axis-Zugproben. Dazu wurden in Matlab bestehende Methoden an die Anforderungen der optischen Dehnungsmessung bei der Verformung von UD-Gelegen angepasst. Weiter wurde zur Bestimmung der Biegeeigenschaften des UD-Geleges der Cantilever-Test durchgeführt. Zusätzlich dazu wurden die Reibeigenschaften zwischen zwei tro-

ckenen UD-Gelegen sowie zwischen UD-Gelegen und den Umformwerkzeugen bestimmt. Neben den experimentellen Untersuchungen konnten auch die Simulationsergebnisse der Off-Axis-Zugversuche zum besseren Verständnis des Umformverhaltens von UD-Gelegen beitragen.

Die zentrale Erkenntnis dieser Arbeit ist, dass sich das Umformverhalten von UD-Gelegen sowohl hinsichtlich der Membran- und Biegeeigenschaften als auch hinsichtlich der entstehenden Drapiereffekte signifikant vom Umformverhalten bekannter textiler Halbzeuge wie Gewebe oder Biaxialgelege unterscheidet. Während bei Geweben reine Schubdeformation der Hauptdeformationsmodus ist, kommt es bei der Umformung von UD-Gelegen neben der Schubdeformation zu überlagerten Zugdehnungen in t_2 -Richtung (Richtung der Naht). Im Gegensatz zu Geweben spielt Schublocking bei UD-Gelegen eine untergeordnete Rolle, das Niveau der Schubspannungen bei kleinen Scherwinkeln beeinflusst das Umformverhalten zu Beginn der Deformation jedoch merklich. Wird das Schubverhalten zu Beginn der Deformation korrekt beschrieben, sind die ambivalenten, von den Einspannbedingungen, von der Größe der Couponproben und von der Belastungsrichtung abhängigen Eigenschaften bei Zugbelastung in t_2 -Richtung (Richtung der Naht) die entscheidenden Größen zur Charakterisierung des Umformverhaltens von UD-Gelegen. Die effektive Zugsteifigkeit in UD-Gelegen variiert zwischen 0,3 MPa und 420 MPa, je nachdem, ob die Glasfasern fest eingespannt sind oder nicht. Für den Fall, dass die Glasfasern im Umformprozess mindestens ein „freies Ende“ haben, weisen die Zugeigenschaften in t_2 -Richtung aufgrund der zahlreichen internen Abgleitvorgängen sowie dem fehlenden Zusammenhalt an nichteingespannten Probenrändern bzw. Zuschnittsrändern stark nichtlineares und irreversibles Materialverhalten auf, dessen effektive Zugsteifigkeit mit zunehmendem Scherwinkel abnimmt. Auch die Biegeeigenschaften von UD-Gelegen unterscheiden sich aufgrund ihrer starken Anisotropie von den Biegeeigenschaften von Geweben. Quer zur Faserrichtung existiert bei UD-Gelegen so gut wie keine Biegesteifigkeit. Dagegen unterscheidet sich das Reibverhalten zwischen UD-Gelegen nicht signifikant von den von Geweben bekannten Reibverhalten. Allerdings unterscheidet sich das Reibverhalten zwischen trockenen textilen Halbzeugen offensichtlich von dem Reibverhalten zwischen textilen Halbzeugen mit aktiviertem Binder, was wiederum dem Reibverhalten thermoplastischer Pregregs im Thermofforming-Prozess ähnelt. Wie auch bei Geweben ist die Bildung makroskopi-

scher Falten auch bei UD-Gelegen ein wesentlicher Drapiereffekt, der durch die Prozessführung bei der Umformung verhindert werden muss. Im Gegensatz zu Geweben breiten sich makroskopische Falten bei UD-Gelegen aufgrund der Anisotropie der Biegesteifigkeit vorzugsweise quer zu den Kohlenstofffasern aus, so dass der „Gebirgskamm“ der einzelnen Falten parallel zu den Kohlenstofffasern verläuft. Zusätzlich zur makroskopischen Faltenbildung entstehen bei der Umformung von UD-Gelegen weitere Drapiereffekte. Dies sind die Bildung von Lücken zwischen den Kohlenstofffaserbündeln, die Bildung von mesoskopischen Falten innerhalb einzelner Kohlenstofffaserbündel und die Bildung lokaler in-plane Ondulationen (Faserwelligkeiten) der Kohlenstofffaserbündel.

Zur effizienten Simulation des Umformverhaltens von UD-Gelegen wurde im Rahmen dieser Arbeit ein kontinuierlicher Modellierungsansatz gewählt, da Mesomodelle mit sehr viel Rechenaufwand verbunden sind. Damit mussten jedoch eine Reihe vereinfachender Annahmen getroffen werden, wie beispielsweise der Verzicht auf die Modellierung von ambivalentem, von der Klemmung der Glasfasern abhängigem Verhalten bei Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung. Trotz dieser vereinfachenden Annahmen erweist sich die kontinuierliche Beschreibung des Umformverhaltens von UD-Gelegen deutlich komplexer als die kontinuierliche Beschreibung des Umformverhaltens von Geweben, da neben der Rotation der Fasern aufgrund großer Schubdeformationen zusätzlich auch die Entstehung großer Deformationen in \mathbf{t}_2 -Richtung modelliert werden muss. Aus diesem Grund wurde im Rahmen dieser Arbeit ein lineares aber für große Deformationen materiell objektives Dehnungsmaß sowie ein entsprechendes Spannungsmaß entwickelt. Dieses Modell erlaubt es, nicht-orthogonales Materialverhalten auch bei großen Deformationen mit einer orthotropen Materialmatrix sowie Materialeigenschaften, die sich auch technische Spannungen und Dehnungen beziehen (Nennspannungskonzept), sowohl für Gewebe als auch für UD-Gelege zu beschreiben. Die Beschreibung der Schubeigenschaften sowie der Zugeigenschaften in \mathbf{t}_2 -Richtung erfolgt in diesem Zusammenhang mit einem elastisch-plastischen Materialgesetz, wobei zur Beschreibung der Zugeigenschaften in \mathbf{t}_2 -Richtung sowohl ein eindimensionales, von der plastischen Dehnung in \mathbf{t}_2 -Richtung abhängiges, als auch ein zweidimensionales, von der plastischen Dehnung in \mathbf{t}_2 -Richtung und vom Scherwinkel abhängiges, Plastizitätsmodell

zur Verfügung steht. Die Beschreibung des Materialverhaltens bei Druckbelastung quer zu den Kohlenstofffaserbündeln (in-plane) erfolgt durch die Superposition eines eindimensionalen nichtlinear-elastischen Materialgesetzes. Zur entkoppelten Beschreibung der Biegeeigenschaften wurde im Rahmen dieser Arbeit auf ein bestehendes Modell zur Beschreibung des Biegeverhaltens von UD-Tapes zurückgegriffen. Zur Beschreibung des Reibverhaltens behinderter UD-Gelege wurde ein Kontaktmodell entwickelt, das es ermöglicht, Adhäsion in tangentialer und normaler Richtung zu modellieren.

Unter Verwendung des zweidimensionalen Plastizitätsmodells zur Beschreibung der Zugeigenschaften in t_2 -Richtung konnte mit den Materialparametern MT13-MS2L1 sowohl zwischen den Kraft-Verschiebungs-Kurven als auch zwischen den Dehnungs-Verschiebungs-Kurven der Simulation und der experimentellen Off-Axis-Zugversuche eine gute Übereinstimmung erzielt werden. Das eindimensionale Plastizitätsmodell zur Beschreibung der Zugeigenschaften in t_2 -Richtung erfasst dagegen nicht alle relevanten Effekte. Die Simulation der Off-Axis-Zugversuche zeigt auch, dass der im Pictureframe-Test gemessene Scherwiderstand um ein vielfaches größer ist als der Scherwiderstand in den Off-Axis-Zugversuchen. Neben den Off-Axis-Zugversuchen wurden zur Validierung des Simulationsmodells auch der Hemisphären-Test und der Lampentopf-Umformversuch herangezogen. Dabei zeigt sich, dass die globale Faserorientierung, die makroskopischen Falten und die Preformkontur im Mittel sehr gut mit den Versuchsergebnissen übereinstimmen. Mit den Parametern B22 zur Beschreibung der Biegeeigenschaften konnte eine gute Übereinstimmung zwischen den Falten der Simulation und der Umformversuche erzielt werden, obwohl das Biegeverhalten in der Simulation mit den Parametern B22 steifer ist als in der Realität. Anhand der linearen Dehnung senkrecht zu den Kohlenstofffasern kann die Bildung der Faserlücken vorhergesagt werden. Die lineare Dehnung senkrecht zu den Kohlenstofffasern kann auch dazu verwendet werden, den Faserflächenanteil zu berechnen und somit den Faservolumenanteil unter Kenntnis der Bauteildicke abzuschätzen. Die Vorhersage von lokalem Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel sowie von lokalen (in-plane) Ondulationen der Kohlenstofffaserbündel ist mit dem hier verwendeten kontinuierlichen Ansatz nicht möglich. Jedoch können 12-Schubdeformationen (Abgleiten „quer“ zu den Kohlenstofffasern) als Indiz für die Entstehung von Faserbündelondulationen betrachtet werden.

E 3 Ausblick

Insgesamt gestaltete sich die Kennwertbestimmung, bzw. die Parameteridentifikation für die Simulation schwierig, da das Materialverhalten von UD-Gelegen über die Fläche der Proben bzw. der Zuschnitte sehr inhomogen ist und das Materialverhalten von zusätzlichen Faktoren abhängt, wie beispielsweise den Einspannbedingungen und der Probengröße. Somit ist anzunehmen, dass sich das Materialverhalten im Inneren großer Halbzeugzuschnitte vom Materialverhalten der vergleichbar kleinen Couponproben unterscheidet. Der Einfluss der Probengröße auf das Materialverhalten sowie die Abhängigkeit der lokalen Materialeigenschaften vom Abstand zum Probenrand muss in weiteren Arbeiten untersucht werden.

Die Simulation der Off-Axis-Zugversuche mit über die Probenfläche konstanten Materialeigenschaften führt zu einer Abweichung des Deformationsbildes der Simulationsergebnisse von dem optisch in den Versuchen gemessenen Deformationsbild. Im Rahmen weiterer Untersuchungen zum Einfluss der Probengröße auf das Materialverhalten sowie zur Abhängigkeit der lokalen Materialeigenschaften vom Abstand zum Probenrand (siehe oben), sollten variierende Materialeigenschaften auch in der Simulation der Couponversuche berücksichtigt werden.

Da das Materialverhalten unter Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung durch eine Reihe interner Abgleitvorgänge gekennzeichnet ist, ist anzunehmen, dass diese Abgleitvorgänge durch den Binder beeinflusst werden und dass das Materialverhalten bebindeter UD-Gelege unter Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung vermutlich von der Temperatur und von der Verformungsgeschwindigkeit abhängig ist. Diese Zusammenhänge müssen ebenfalls in weiteren Arbeiten untersucht werden.

Die mehrlagigen Umformversuche bebindeter UD-Gelege am Beispiel des Lampentopfes sowie die entsprechende Simulation verdeutlichen, dass der Binder die Interfaceigenschaften zwischen zwei textilen Halbzeugen maßgeblich beeinflusst, so dass die effektiven Interfaceigenschaften von textilen Halbzeugen mit aktiviertem Binder offensichtlich den Interfaceigenschaften thermo-

plastischer Faserverbundhalbzeuge ähneln. Somit muss in weiteren Arbeiten der Einfluss der Bindermenge, des Binderzustands (Temperatur), des wirkenden Normaldrucks sowie der Abgleitgeschwindigkeit auf die Interfaceeigenschaften textiler Halbzeuge mit aktiviertem Binder untersucht werden.

Für einen quantitativen Vergleich der Ergebnisse der Umformsimulation auf Bauteillevel mit den Ergebnissen der Bauteilumformversuche, werden Methoden zur quantitativen Bewertung des Umformzustands einer Preform benötigt. Dabei muss insbesondere auch der Umformzustand einer Halbzeugschicht im Inneren einer Preform vermessen werden können.

Da die Rotation der materiellen Linienelemente \mathbf{t}_{\parallel} und \mathbf{t}_{\perp} in der transversalen Schubsteifigkeit nicht erfasst wird, wird die Anisotropie der Biegesteifigkeit in Bereichen mit großen 12-Schubverformungen (Ableiten „quer“ zu den Kohlenstofffaserbündeln) nicht korrekt wiedergegeben. Dies kann zur falschen Orientierung der entstehenden Falten in diesen Bereichen führen. Zudem ist der verwendete Ansatz offensichtlich nicht dazu geeignet, sehr kleine Biegesteifigkeiten zu modellieren. Im Rahmen weiterer Arbeiten sollte somit das Biegeverhalten von UD-Gelegen im Allgemeinen näher untersucht werden. Insbesondere sollte jedoch das Modell zur Beschreibung der Beigeigenschaften dahingehend erweitert werden, dass die transversale Schubsteifigkeit sowie deren Fehlorientierung die Biegeigenschaften nicht verfälscht, was in ABAQUS jedoch nur mit der Implementierung eines benutzerdefinierten Schalen- bzw. Plattenelements realisiert werden kann.

Bei der Simulation des Umformverhaltens von UD-Gelegen zeigt sich, dass der kontinuierliche Ansatz bei allen lokalen Effekten, die von der diskreten Deformation einzelner Kohlenstofffaserbündeln beeinflusst werden, Schwächen aufweist. Diese Effekte sind lokales Ausbeulen der Kohlenstofffaserbündel und die damit verbundene Querkontraktion (bei homogenisierter Betrachtung), die Entstehung lokaler Kohlenstofffaserbündel-Ondulationen sowie der unterschiedliche Schubwiderstand gegen Ableiten „parallel“ zu den Kohlenstofffasern (Schubdeformation in 21-Richtung) und Ableiten „quer“ zu den Kohlenstofffasern (Schubdeformation in 12-Richtung). Da die Umformsimulation von Bauteilen mit realistischer Größe mit Mesomodellen jedoch nicht effizient ist und bisher auch noch nicht nachgewiesen wurde, dass diese Effekte mit Mesomodel-

len besser vorhergesagt werden können, könnte die Entwicklung eines semi-diskreten Modells ein geeignetes Mittel sein, um die Effizienz des kontinuierlichen Ansatzes mit der Vorhersage lokaler und diskreter Verformungen einzelnen Kohlenstofffaserbündel zu verbinden. Im Rahmen der Entwicklung eines semi-diskreten Elements zur Umformsimulation von UD-Gelegen sollten zusätzlich auch die ambivalenten Materialeigenschaften bei Zugbelastung in \mathbf{t}_2 -Richtung sowie das Kompressionsverhalten der UD-Gelege, beispielweise durch die Einführung zusätzlicher Freiheitsgrade, berücksichtigt werden.

F Literaturverzeichnis

- [Aim10] Aimène, Y.; Vidal-Sallé, E.; Hagège, B.; Sidoroff, F.; Boisse, P.: A Hyperelastic Approach for Composite Reinforcement Large Deformation Analysis. In *Journal of Composite Materials*, 2010, 44; S. 5–26. doi: 10.1177/0021998309345348.
- [All11] Allaoui, S.; Boisse, P.; Chatel, S.; Hamila, N.; Hivet, G.; Soulat, D.; Vidal-Salle, E.: Experimental and numerical analyses of textile reinforcement forming of a tetrahedral shape. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2011, 42; S. 612–622. doi: 10.1016/j.compositesa.2011.02.001.
- [All12a] Allison, B. D.; Evans, J. L.: Effect of fiber waviness on the bending behavior of S-glass/epoxy composites. In *Sustainable Materials, Design and Applications*, 2012, 36; S. 316–322. doi: 10.1016/j.matdes.2011.11.012.
- [All12b] Allaoui, S.; Hivet, G.; Wendling, A.; Ouagne, P.; Soulat, D.: Influence of the dry woven fabrics meso-structure on fabric/fabric contact behavior. In *Journal of Composite Materials*, 2012, 46; S. 627–639.
- [All14] Allaoui, S.; Hivet, G.; Soulat, D.; Wendling, A.; Ouagne, P.; Chatel, S.: Experimental preforming of highly double curved shapes with a case corner using an interlock reinforcement. In *International Journal of Material Forming*, 2014, 7; S. 155–165. doi: 10.1007/s12289-012-1116-5.
- [All15] Allaoui, S.; Cellard, C.; Hivet, G.: Effect of inter-ply sliding on the quality of multilayer interlock dry fabric preforms. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015, 68; S. 336–345. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.10.017.
- [Alt94] Altenbach, J.; Altenbach, H.: Einführung in die Kontinuumsmechanik. Mit ... 31 Übungsaufgaben mit Lösungen. Teubner, Stuttgart, 1994.
- [AME15] American Society for Testing and Materials: Standard Test Method for Stiffness of Fabrics, 2015.
- [Ash11] Ashby, M. F.: *Materials selection in mechanical design*. Butterworth-Heinemann, Amsterdam, 2011.
- [AVK13] AVK, –I.V.K.e.V. Hrsg.: *Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites*. Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2013.
- [Bad07] Badel, P.; Vidal-Sallé, E.; Boisse, P.: Computational determination of in-plane shear mechanical behaviour of textile composite reinforcements. In *Computational Materials Science*, 2007, 40; S. 439–448. doi: 10.1016/j.commatsci.2007.01.022.

- [Bad08] Badel, P.; Vidal-Sallé, E.; Boisse, P.: Large deformation analysis of fibrous materials using rate constitutive equations. In *Computers & Structures*, 2008, 86; S. 1164–1175. doi: 10.1016/j.compstruc.2008.01.009.
- [Bad09] Badel, P.; Gauthier, S.; Vidal-Sallé, E.; Boisse, P.: Rate constitutive equations for computational analyses of textile composite reinforcement mechanical behaviour during forming. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2009, 40; S. 997–1007. doi: 10.1016/j.compositesa.2008.04.015.
- [Bel12a] Bel, S.; Boisse, P.; Dumont, F.: Analyses of the Deformation Mechanisms of Non-Crimp Fabric Composite Reinforcements during Preforming. In *Applied Composite Materials*, 2012, 19; S. 513–528. doi: 10.1007/s10443-011-9207-x.
- [Bel12b] Bel, S.; Hamila, N.; Boisse, P.; Dumont, F.: Finite element model for NCF composite reinforcement preforming. Importance of inter-ply sliding. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2012, 43; S. 2269–2277. doi: 10.1016/j.compositesa.2012.08.005.
- [Bel14] Belytschko, T.: *Nonlinear finite elements for continua and structures*. Wiley, Chichester, 2014.
- [Bil10] Bilbao, E. de; Soulat, D.; Hivet, G.; Gasser, A.: Experimental Study of Bending Behaviour of Reinforcements. In *Experimental Mechanics*, 2010, 50; S. 333–351. doi: 10.1007/s11340-009-9234-9.
- [Böh13] Böhler, P.; Härtel, F.; Middendorf, P.: Identification of Forming Limits for Unidirectional Carbon Textiles in Reality and Mesoscopic Simulation. In *Key Engineering Materials*, 2013, 554-557; S. 423–432. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.554-557.423.
- [Boi01] Boisse, P.; Gasser, A.; Hivet, G.: Analyses of fabric tensile behaviour. determination of the biaxial tension–strain surfaces and their use in forming simulations. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2001, 32; S. 1395–1414. doi: 10.1016/S1359-835X(01)00039-2.
- [Boi05] Boisse, P.; Gasser, A.; Hagege, B.; Billoet, J.-L.: Analysis of the mechanical behavior of woven fibrous material using virtual tests at the unit cell level. In *Journal of Materials Science*, 2005, 40; S. 5955-5962. doi: 10.1007/s10853-005-5069-7.
- [Boi06] Boisse, P.; Zouari, B.; Daniel, J.-L.: Importance of in-plane shear rigidity in finite element analyses of woven fabric composite preforming. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2006, 37; S. 2201–2212. doi: 10.1016/j.compositesa.2005.09.018.
- [Boi07] Boisse, P.: 3 - Finite element analysis of composite forming. In (Long, A. Hrsg.): *Composites Forming Technologies* Woodhead Publishing Series in Textiles. Woodhead Publishing, 2007; S. 46–79.

- [Boi10] Boisse, P.: Simulations of Composite Reinforcement Forming. In (Polona Dobnik Dubrovski Hrsg.): Woven Fabric Engineering. InTech, 2010.
- [Boi11a] Boisse, P.; Hamila, H.; Wang, P.; Gatouillat, S.; Bel, S.; Charmentat, A.: Composite reinforcement forming simulation: continuous and mesoscopic approaches, 2011.
- [Boi11b] Boisse, P.; Hamila, N.; Vidal-Sallé, E.; Dumont, F.: Simulation of wrinkling during textile composite reinforcement forming. Influence of tensile, in-plane shear and bending stiffnesses. In *Composites Science and Technology*, 2011, 71; S. 683–692. doi: 10.1016/j.compscitech.2011.01.011.
- [Bou05] Boubaker, B. B.; Haussy, B.; Ganghoffer, J.-F.: Discrete models of fabric accounting for yarn interactions. In *Revue Européenne des Éléments*, 2005, 14; S. 653–675. doi: 10.3166/reef.14.653-675.
- [Bud63] Budiansky, B.; Sanders, J. L.: On the “best” first order linear shell theory. In *Prog. Appl. Mech. (Prager Anniversary Vol.)*, 1963.
- [Bue01] Buet-Gautier, K.; Boisse, P.: Experimental analysis and modeling of biaxial mechanical behavior of woven composite reinforcements. In *Experimental Mechanics*, 2001, 41; S. 260–269. doi: 10.1007/BF02323143.
- [Bun12] Bundesministerium für Wirtschaft und Energie: CO2-Reduzierungspotenziale bei PKW bis 2020. Abschlussbericht zur Studie im Auftrag des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie.
<http://www.bmw.de/BMWi/Redaktion/PDF/Publikationen/Studien/co2-reduzierungs-potenziale-bei-pkw-bis-2020-abschlussbericht,property=pdf,bereich=bmw2012,sprache=de,rwb=true.pdf>, 12.06.2016.
- [Cao08] Cao, J.; Akkerman, R.; Boisse, P.; Chen, J.; Cheng, H. S.; de Graaf, E. F.; Gorczyca, J. L.; Harrison, P.; Hivet, G.; Launay, J.; Lee, W.; Liu, L.; Lomov, S. V.; Long, A.; Luycker, E. de; Morestin, F.; Padvoiskis, J.; Peng, X. Q.; Sherwood, J.; Stoilova, T.; Tao, X. M.; Verpoest, I.; Willems, A.; Wiggers, J.; Yu, T. X.; Zhu, B.: Characterization of mechanical behavior of woven fabrics. Experimental methods and benchmark results. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2008, 39; S. 1037–1053. doi: 10.1016/j.compositesa.2008.02.016.
- [Cap14] Capelle, E.; Ouagne, P.; Soulat, D.; Duriatti, D.: Complex shape forming of flax woven fabrics: Design of specific blank-holder shapes to prevent defects. In *Composites Part B: Engineering*, 2014, 62; S. 29–36. doi: 10.1016/j.compositesb.2014.02.007.
- [Cha11] Charmentat, A.; Vidal-Sallé, E.; Boisse, P.: Hyperelastic modelling for mesoscopic analyses of composite reinforcements. In *Composites Science and Technology*, 2011, 71; S. 1623–1631. doi: 10.1016/j.compscitech.2011.07.004.

- [Cha14] Chaudhari, R.: Characterization of high-pressure resin transfer molding process variants for manufacturing high-performance composites. Dissertation. Fraunhofer Verlag, Stuttgart, 2014.
- [Che11a] Chen, Q.; Boisse, P.; Park, C. H.; Saouab, A.; Bréard, J.: Intra/inter-ply shear behaviors of continuous fiber reinforced thermoplastic composites in thermoforming processes. In *Composite Structures*, 2011, 93; S. 1692–1703. doi: 10.1016/j.compstruct.2011.01.002.
- [Che11b] Cherif, C. Hrsg.: *Textile Werkstoffe für den Leichtbau. Techniken - Verfahren - Materialien - Eigenschaften*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2011.
- [Cor14] Cornelissen, B.; Sachs, U.; Rietman, B.; Akkerman, R.: Dry friction characterisation of carbon fibre tow and satin weave fabric for composite applications. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, 56; S. 127–135. doi: 10.1016/j.compositesa.2013.10.006.
- [Cre06] Creech, G.; Pickett, A.: Meso-modelling of Non-Crimp Fabric composites for coupled drape and failure analysis. In *Journal of Materials Science*, 2006, 41; S. 6725–6736. doi: 10.1007/s10853-006-0213-6.
- [Dan03] Daniel, J.; Soulat, D.; Dumont, F.; Zouari, B.; Boisse, P.; Long, A.: Forming of a Very Unbalanced Fabric Experiment and Simulation. In *Int J Form Process*, 2003; S. 465–480. doi: 10.3166/ijfp.6.465-480.
- [Das14] Dassault Systèmes: Abaqus 6.14 Online Documentation.
- [DIE15a] DIEFFENBACHER GMBH, M. u. A.: Dieffenbacher Preform Center für CFK Produktionslinien. <https://www.youtube.com/watch?v=BQrLb-HngsM>, 26.05.2015.
- [DIE15b] DIEFFENBACHER GMBH, M. u. A. DIEFFENBACHER GMBH, M. u. A.: *Presses and More. Composites 2015. Das Magazin der Business Unit Composites*, 2015.
- [DIN03] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *Prüfung von Kunststoff-Folien und von textilen Flächengebilden (außer Vliesstoffe), mit oder ohne Deckschicht aus Kunststoff - Bestimmung der Biegesteifigkeit - Verfahren nach Cantilever*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2003.
- [DIN08] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *Prüfung von Papier, Karton und Pappe - Bestimmung der Biegesteifigkeit nach der Balkenmethode*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2008.
- [Dör15] Dörr, D.; Schirmaier, F.; Joppich, T.; fürst, T.; Kärger, L.; Henning, F.: *Methoden zur Umformsimulation von Endlosfaserverbunden mit ABAQUS*, Aachen, 2015.
- [Dör16a] Dörr, D.; Joppich, T.; Schirmaier, F.; Mostaf, T.; Kärger, L.; Henning, F.: Sensitivity of material properties on wrinkling behavior and fiber reorientation

- of thermoplastic UD-Tape laminates during forming analyzed by Finite Element forming simulation, München, 2016.
- [Dör16b] Dörr, D.; Joppich, T.; Schirmaier, F.; Mosthaf, T.; Kärger, L.; Henning, F.: A method for validation of Finite Element forming simulation on basis of a pointwise comparison of distance and curvature, Nantes, 2016.
- [Dri11] Dridi, S.; Dogui, A.; Boisse, P.: Finite element analysis of bias extension test using an orthotropic hyperelastic continuum model for woven fabric. In *The Journal of The Textile Institute*, 2011, 102; S. 781–789. doi: 10.1080/00405000.2010.522048.
- [Ebe06] Eberl, C.; Thompson, R.; Gianola, D.; Bundschuh, S.: *Digital Image Correlation and Tracking with Matlab*. MathWorks, Inc. USA / Karlsruhe Institute of Technology, Germany, 2006.
- [Erm07] Ermanni, P.: *Composites Technologien*. Skript zur ETH-Vorlesung 151-0307-00L.
https://www1.ethz.ch/structures/education/master/intro/compulsory/composites/Skript/151-0307-00L-V4.0_Composites-Technologien.pdf, 04.04.2016.
- [Fet13] Fetfatsidis, K. A.; Jauffrès, D.; Sherwood, J. A.; Chen, J.: Characterization of the tool/fabric and fabric/fabric friction for woven-fabric composites during the thermostamping process. In *International Journal of Material Forming*, 2013, 6; S. 209–221. doi: 10.1007/s12289-011-1072-5.
- [Fuh14] Fuhr, J.-P.; Feindler, N.; Middendorf, P.: *Virtual analysis of draping effects on stiffness and strength of ply-based composite structures*, Leipzig, 2014.
- [Gar04] Garnich, M. R.; Karami, G.: Finite Element Micromechanics for Stiffness and Strength of Wavy Fiber Composites. In *Journal of Composite Materials*, 2004, 38; S. 273–292. doi: 10.1177/0021998304039270.
- [Ger13] Gereke, T.; Döbrich, O.; Hübner, M.; Cherif, C.: Experimental and computational composite textile reinforcement forming. A review. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, 46; S. 1–10. doi: 10.1016/j.compositesa.2012.10.004.
- [Gra12] Graf, M.: *CFRP - Preform Technology – Advancements in the Fully Automated Preform Process for Complex Parts*, Troy, Michigan, USA, 2012.
- [Gud15] Gude, M. et al. Hrsg.: *FOREL-Studie. Chancen und Herausforderungen im ressourceneffizienten Leichtbau für die Elektromobilität*, 2015.
- [Guz15] Guzman-Maldonado, E.; Hamila, N.; Boisse, P.; Bikard, J.: Thermomechanical analysis, modelling and simulation of the forming of pre-impregnated thermoplastics composites. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015, 78; S. 211–222. doi: 10.1016/j.compositesa.2015.08.017.
- [Haa13] Haanappel, S.: *Forming of UD fibre reinforced thermoplastics. A critical evaluation of intra-ply shear*. Dissertationsschrift, 2013.

- [Hag05] Hagège, B.; Boisse, P.; Billoët, J.-L.: Finite element analyses of knitted composite reinforcement at large strain. In *Revue Européenne des Éléments*, 2005, 14; S. 767–776. doi: 10.3166/reef.14.767-776.
- [Ham07] Hamila, N.; Boisse, P.: A Meso–Macro Three Node Finite Element for Draping of Textile Composite Preforms. In *Applied Composite Materials*, 2007, 14; S. 235–250. doi: 10.1007/s10443-007-9043-1.
- [Ham08] Hamila, N.; Boisse, P.: Simulations of textile composite reinforcement draping using a new semi-discrete three node finite element. In *Composites Part B: Engineering*, 2008, 39; S. 999–1010. doi: 10.1016/j.compositesb.2007.11.008.
- [Ham09] Hamila, N.; Boisse, P.; Chatel, S.: Semi-discrete shell finite elements for textile composite forming simulation. In *International Journal of Material Forming*, 2009, 2; S. 169–172. doi: 10.1007/s12289-009-0518-5.
- [Ham13] Hamila, N.; Boisse, P.: Locking in simulation of composite reinforcement deformations. Analysis and treatment. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2013, 53; S. 109–117. doi: 10.1016/j.compositesa.2013.06.001.
- [Han05] Hancock, S. G.; Potter, K. D.: Inverse drape modelling—an investigation of the set of shapes that can be formed from continuous aligned woven fibre reinforcements. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2005, 36; S. 947–953. doi: 10.1016/j.compositesa.2004.12.001.
- [Han06] Hancock, S. G.; Potter, K. D.: The use of kinematic drape modelling to inform the hand lay-up of complex composite components using woven reinforcements. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2006, 37; S. 413–422. doi: 10.1016/j.compositesa.2005.05.044.
- [Har04] Harrison, P.; Clifford, M. J.; Long, A. C.: Shear characterisation of viscous woven textile composites: a comparison between picture frame and bias extension experiments. In *Composites Science and Technology*, 2004, 64; S. 1453–1465. doi: 10.1016/j.compscitech.2003.10.015.
- [Har11] Harrison, P.; Yu, W.-R.; Long, A. C.: Rate dependent modelling of the forming behaviour of viscous textile composites. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2011, 42; S. 1719–1726. doi: 10.1016/j.compositesa.2011.07.026.
- [Här14a] Härtel, F.; Harrison, P.: Evaluation of normalisation methods for uniaxial bias extension tests on engineering fabrics. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, 67; S. 61–69. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.08.011.
- [Här14b] Härtel, F.; Böhrer, P.; Middendorf, P.: An Integral Mesoscopic Material Characterization Approach. In *Key Engineering Materials*, 2014, 611-612; S. 280–291. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.611-612.280.

- [Hei88] Heisey, F. L.; Haller, K. D.: Fitting Woven Fabric to Surfaces in Three Dimensions. In *Journal of the Textile Institute*, 1988, 79; S. 250–263. doi: 10.1080/00405008808659140.
- [Hen11a] Henning, F.: Verarbeitung faserverstärkter Kunststoffe. In (Henning, F.; Moeller, E. Hrsg.): *Handbuch Leichtbau. Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. Hanser Verlag, München, 2011; S. 603–668.
- [Hen11b] Henning, F.; Moeller, E. Hrsg.: *Handbuch Leichtbau. Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. Hanser Verlag, München, 2011.
- [Hen11c] Henning, F.: Faserverstärkte Kunststoffe. In (Henning, F.; Moeller, E. Hrsg.): *Handbuch Leichtbau. Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. Hanser Verlag, München, 2011; S. 337–392.
- [Hen15] Henning, F.; Thoma, B.; Kärger, L.; fürst, T.; Schirmaier, F.: *Cost-efficient Pre-forming as leading process step to achieve a holistic and profitable RTM product development*, Stuttgart, Germany, 2015.
- [Hil12] Hillermeier, R.; Hasson, T.; Friedrich, L.; Ball, C.: *ADVANCED THERMOSETTING RESIN MATRIX TECHNOLOGY FOR NEXT GENERATION HIGH VOLUME MANUFACTURE OF AUTOMOTIVE COMPOSITE STRUCTURES*, Troy, Michigan, USA, 2012.
- [Hue06] Huetink, J. Hrsg.: *On Anisotropy, Objectivity and Invariancy in finite thermo-mechanical deformations*, 2006.
- [Iva14] Ivanov, D. S.; Lomov, S. V.: Compaction behaviour of dense sheared woven preforms: Experimental observations and analytical predictions. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, 64; S. 167–176. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.05.002.
- [Jop14] Joppich, T.; Henning, F.; Baumgärtner, S.; Hangs, B.; Huber, T.; Manger, F.; Bergert, M.; Reif, M.: *Thermoplast Tapelegen und Umformung von „Tailored Blanks“*. Technische und wirtschaftliche Aspekte am Beispiel einer Versteifungsstruktur, Ingolstadt, 2014.
- [Jop16] Joppich, T.; Dörr, D.; van der Meulen, L.; Link, T.; Hangs, B.; Henning, F.: *Layup and Process Dependent Behavior of PPS/CF UD Tape-Laminates during Non-Isothermal Press Forming Into a Complex Component*, Nantes, 2016.
- [Kar05] Karami, G.; Garnich, M.: Effective moduli and failure considerations for composites with periodic fiber waviness. In *Composite Structures*, 2005, 67; S. 461–475. doi: 10.1016/j.compstruct.2004.02.005.
- [Kär15] Kärger, L.; Bernath, A.; Fritz, F.; Galkin, S.; Magagnato, D.; Oeckerath, A.; Schön, A.; Henning, F.: Development and validation of a CAE chain for unidirectional fibre reinforced composite components. In *Composite Structures*, 2015, 132; S. 350–358. doi: 10.1016/j.compstruct.2015.05.047.

- [Kha10] Khan, M. A.; Mabrouki, T.; Vidal-Sallé, E.; Boisse, P.: Numerical and experimental analyses of woven composite reinforcement forming using a hypoelastic behaviour. Application to the double dome benchmark. In *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210; S. 378–388. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2009.09.027.
- [Läs12] Lässig, R.; Eisenhut, M.; Mathias, A.; Schulte, R.; Peters, F.; Kühmann, T.; Waldmann, T.; Begemann, W.: Serienproduktion von hochfesten Faserverbundbauteilen. Perspektive für den deutschen Maschinen und Anlagenbau. https://www.rolandberger.de/media/pdf/Roland_Berger_Serienproduktion_hochfester_Faserverbundbauteile_20120926.pdf.
- [Lau08] Launay, J.; Hivet, G.; Duong, A. V.; Boisse, P.: Experimental analysis of the influence of tensions on in plane shear behaviour of woven composite reinforcements. In *Composites Science and Technology*, 2008, 68; S. 506–515. doi: 10.1016/j.compscitech.2007.06.021.
- [Leb03] Lebrun, G.; Bureau, M. N.; Denault, J.: Evaluation of bias-extension and picture-frame test methods for the measurement of intraply shear properties of PP/glass commingled fabrics. In *Selected Papers from the Symposium on Design and Manufacturing of Composites*, 2003, 61; S. 341–352. doi: 10.1016/S0263-8223(03)00057-6.
- [Lee07] Lee, J. S.; Hong, S. J.; Yu, W.-R.; Kang, T. J.: The effect of blank holder force on the stamp forming behavior of non-crimp fabric with a chain stitch. In *Composites Science and Technology*, 2007, 67; S. 357–366. doi: 10.1016/j.compscitech.2006.09.009.
- [Li14] Li, L.; Zhao, Y.; Vuong, H.-g.-n.; Chen, Y.; Yang, J.; Duan, Y.: In-plane shear investigation of biaxial carbon non-crimp fabrics with experimental tests and finite element modeling. In *Materials & Design*, 2014, 63; S. 757–765. doi: 10.1016/j.matdes.2014.07.007.
- [Lia14] Liang, B.; Hamila, N.; Peillon, M.; Boisse, P.: Analysis of thermoplastic prepreg bending stiffness during manufacturing and of its influence on wrinkling simulations. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, 67; S. 111–122. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.08.020.
- [Lim02] Lim, T.-C.; Ramakrishna, S.: Modelling of composite sheet forming: a review. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2002, 33; S. 515–537. doi: 10.1016/S1359-835X(01)00138-5.
- [Lin07] Lin, H.; Wang, J.; Long, A. C.; Clifford, M. J.; Harrison, P.: Predictive modelling for optimization of textile composite forming. In *Composites Science and Technology*, 2007, 67; S. 3242–3252. doi: 10.1016/j.compscitech.2007.03.040.

- [Lin08] Lin, H.; Long, A. C.; Sherburn, M.; Clifford, M. J.: Modelling of mechanical behaviour for woven fabrics under combined loading. In *International Journal of Material Forming*, 2008, 1; S. 899–902. doi: 10.1007/s12289-008-0241-7.
- [Lom03] Lomov, S. V.; Verpoest, I.; Barbarski, M.; Laperre, J.: Carbon composites based on multiaxial multiply stitched preforms. Part 2. KES-F characterisation of the deformability of the preforms at low loads. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2003, 34; S. 359–370. doi: 10.1016/s1359-835x(03)00025-3.
- [Lom05] Lomov, S. V.; Barbarski, M.; Stoilova, T.; Verpoest, I.; Akkerman, R.; Loendersloot, R.; Ten Thije, R. H. W.: Carbon composites based on multiaxial multiply stitched preforms. Part 3. Biaxial tension, picture frame and compression tests of the preforms. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2005, 36; S. 1188–1206. doi: 10.1016/j.compositesa.2005.01.015.
- [Lon07a] Long, A. Hrsg.: *Composites Forming Technologies Woodhead Publishing Series in Textiles*. Woodhead Publishing, 2007.
- [Lon07b] Long, A. C.; Clifford, M. J.: Composite forming mechanisms and materials characterisation. In (Long, A. Hrsg.): *Composites Forming Technologies Woodhead Publishing Series in Textiles*. Woodhead Publishing, 2007; S. 1–21.
- [Lus02] Lussier, D.; Chen, J.: Material Characterization of Woven Fabrics for Thermoforming of Composites. In *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2002, 15; S. 497–509. doi: 10.1177/0892705702015006205.
- [Mac16] Machado, M.; Fischlschweiger, M.; Major, Z.: A rate-dependent non-orthogonal constitutive model for describing shear behaviour of woven reinforced thermoplastic composites. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2016, 80; S. 194–203. doi: 10.1016/j.compositesa.2015.10.028.
- [Mar14] Margossian, A.; Bel, S.; Balvers, J. M.; Leutz, D.; Freitas, R.; Hinterhoelzl, R.: Finite element forming simulation of locally stitched non-crimp fabrics. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, 61; S. 152–162. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.02.020.
- [Mar15] Margossian, A.; Bel, S.; Avila Gray, L.; Hinterhölzl, R.: Characterisation of Tensile Properties Perpendicular to Fibre Direction of a Unidirectional Thermoplastic Composite Using a Dynamic Mechanical Analysis System. In *Key Engineering Materials*, 2015, 651-653; S. 350–355. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.350.
- [Min51] Mindlin, R. D.: Influence of rotary inertia and shear on flexural motions of isotropic, elastic plates. In *Journal of Applied Mechanics*, 1951; S. 31–38.
- [Moh00] Mohammed, U.; Lekakou, C.; Bader, M. G.: Experimental studies and analysis of the draping of woven fabrics. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2000, 31; S. 1409–1420. doi: 10.1016/S1359-835X(00)00080-4.

- [Nei14] Neitzel, M.; Breuer, U.; Mitschang, P. Hrsg.: Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung. Hanser, München, 2014.
- [Nos14] Nosrat-Nezami, F.; Gereke, T.; Eberdt, C.; Cherif, C.: Characterisation of the shear–tension coupling of carbon-fibre fabric under controlled membrane tensions for precise simulative predictions of industrial preforming processes. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, 67; S. 131–139. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.08.030.
- [Pan09] Pansart, S.; Sinapius, M.; Gabbert, U.: A comprehensive explanation of compression strength differences between various CFRP materials: Micro-meso model, predictions, parameter studies. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2009, 40; S. 376–387. doi: 10.1016/j.compositesa.2009.01.004.
- [Paz14] Pazmino, J.; Carvelli, V.; Lomov, S. V.: Formability of a non-crimp 3D orthogonal weave E-glass composite reinforcement. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, 61; S. 76–83. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.02.004.
- [Pen05] Peng, X. Q.; Cao, J.: A continuum mechanics-based non-orthogonal constitutive model for woven composite fabrics. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2005, 36; S. 859–874. doi: 10.1016/j.compositesa.2004.08.008.
- [Pen11] Peng, X.; Ding, F.: Validation of a non-orthogonal constitutive model for woven composite fabrics via hemispherical stamping simulation. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2011, 42; S. 400–407. doi: 10.1016/j.compositesa.2010.12.014.
- [Pen13] Peng, X.; Guo, Z.; Du, T.; Yu, W.-R.: A simple anisotropic hyperelastic constitutive model for textile fabrics with application to forming simulation. In *Composites Part B: Engineering*, 2013, 52; S. 275–281. doi: 10.1016/j.compositesb.2013.04.014.
- [Pot01] Potluri, P.; Sharma, S.; Ramgulam, R.: Comprehensive drape modelling for moulding 3D textile preforms. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2001, 32; S. 1415–1424. doi: 10.1016/s1359-835x(01)00040-9.
- [Red04] Reddy, J. N.: *Mechanics of laminated composite plates and shells. Theory and analysis*. CRC Press, Boca Raton, Fla. [u.a.], 2004.
- [Rei45] Reissner, E.: The effect of transverse shear deformation on the bending of elastic plates. In *Journal of Applied Mechanics*, 1945; S. 69–77.
- [Sac14a] Sachs, U.: *Friction and bending in thermoplastic composites forming processes*, Enschede, The Netherlands, 2014.
- [Sac14b] Sachs, U.; Akkerman, R.; Fetfatsidis, K.; Vidal-Sallé, E.; Schumacher, J.; Ziegmann, G.; Allaoui, S.; Hivet, G.; Maron, B.; Vanclooster, K.; Lomov, S. V.: Characterization of the dynamic friction of woven fabrics: Experimental methods and benchmark results. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, 67; S. 289–298. doi: 10.1016/j.compositesa.2014.08.026.

- [Sch16] Schirmaier, F. J.; Weidenmann, K. A.; Kärger, L.; Henning, F.: Characterisation of the draping behaviour of unidirectional non-crimp fabrics (UD-NCF). In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2016, 80; S. 28–38. doi: 10.1016/j.compositesa.2015.10.004.
- [Sen14a] Senner, T.; Kreissl, S.; Merklein, M.; Meinhardt, J.; Lipp, A.: A modular modeling approach for describing the in-plane forming behavior of unidirectional non-crimp-fabrics. In *Production Engineering*, 2014, 8; S. 635–643. doi: 10.1007/s11740-014-0561-z.
- [Sen14b] Senner, T.; Kreissl, S.; Merklein, M.; Meinhardt, M.; Lipp, A.: Bending of unidirectional non-crimp-fabrics: experimental characterization, constitutive modeling and application in finite element simulation. In *Production Engineering*, 2014; S. 1-10. doi: 10.1007/s11740-014-0568-5.
- [Sha03] Sharma, S. B.; Sutcliffe, M. P. F.; Chang, S. H.: Characterisation of material properties for draping of dry woven composite material. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2003, 34; S. 1167–1175. doi: 10.1016/j.compositesa.2003.09.001.
- [Sha04] Sharma, S. B.; Sutcliffe, M.: A simplified finite element model for draping of woven material. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2004, 35; S. 637–643. doi: 10.1016/j.compositesa.2004.02.013.
- [Sir13] Sirtautas, J.; Pickett, A. K.; Lépicier, P.: A mesoscopic model for coupled drape-inflation simulation of biaxial Non-Crimp Fabric. In *Composites Part B: Engineering*, 2013, 47; S. 48–57. doi: 10.1016/j.compositesb.2012.09.088.
- [Sko07] Skordos, A. A.; Monroy Aceves, C.; Sutcliffe, M.: A simplified rate dependent model of forming and wrinkling of pre-impregnated woven composites. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2007, 38; S. 1318–1330. doi: 10.1016/j.compositesa.2006.11.005.
- [Spe00] Spencer, A. J. M.: Theory of fabric-reinforced viscous fluids. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2000, 31; S. 1311–1321. doi: 10.1016/S1359-835X(00)00006-3.
- [Ten07] Ten Thije, R. H. W.; Akkerman, R.; Huétink, J.: Large deformation simulation of anisotropic material using an updated Lagrangian finite element method. In *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 2007, 196; S. 3141–3150. doi: 10.1016/j.cma.2007.02.010.
- [Ten08] Ten Thije, R. H. W.; Akkerman, R.: Solutions to intra-ply shear locking in finite element analyses of fibre reinforced materials. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2008, 39; S. 1167–1176. doi: 10.1016/j.compositesa.2008.03.014.

- [Ten09] Ten Thije, R. H. W.; Akkerman, R.: A multi-layer triangular membrane finite element for the forming simulation of laminated composites. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2009, 40; S. 739–753. doi: 10.1016/j.compositesa.2009.03.004.
- [Tho15] Thoma, B.: Methodische Umsetzung und Bewertung eines neuartigen Prozesses zur lokalen und automatisierten Fixierung von textilen Preformlingen. Dissertation. Fraunhofer Verlag, Stuttgart, 2015.
- [Van08] Vanclooster, K.; Lomov, S. V.; Verpoest, I.: Investigation of interply shear in composite forming. In *International Journal of Material Forming*, 2008, 1; S. 957–960. doi: 10.1007/s12289-008-0216-8.
- [Van09a] Vanclooster, K.: Forming of multilayered fabric reinforced thermoplastic composites. Dissertationsschrift, Leuven, Belgien, 2009.
- [Van09b] Vanclooster, K.; Lomov, S. V.; Verpoest, I.: Experimental validation of forming simulations of fabric reinforced polymers using an unsymmetrical mould configuration. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2009, 40; S. 530–539. doi: 10.1016/j.compositesa.2009.02.005.
- [Wil08] Willems, A.; Lomov, S. V.; Verpoest, I.; Vandepitte, D.: Optical strain fields in shear and tensile testing of textile reinforcements. In *Composites Science and Technology*, 2008, 68; S. 807–819. doi: 10.1016/j.compscitech.2007.08.018.
- [Wil09] Willems, A.; Lomov, S. V.; Verpoest, I.; Vandepitte, D.: Drape-ability characterization of textile composite reinforcements using digital image correlation. In *Optics and Lasers in Engineering*, 2009, 47; S. 343–351. doi: 10.1016/j.optlaseng.2008.03.012.
- [Wol13] Wolthuizen, D. J.; Thije, R. ten; Akkerman, R.: Simple Tests as Critical Indicator of Intra-Ply Shear Locking. In *Key Engineering Materials*, 2013, 554-557; S. 512–520. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.554-557.512.
- [Yu02] Yu, W. R.; Pourboghra, F.; Chung, K.; Zampaloni, M.; Kang, T. J.: Non-orthogonal constitutive equation for woven fabric reinforced thermoplastic composites. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2002, 33; S. 1095–1105. doi: 10.1016/S1359-835X(02)00053-2.
- [Yu05a] Yu, W.-R.; Harrison, P.; Long, A.: Finite element forming simulation for non-crimp fabrics using a non-orthogonal constitutive equation. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2005, 36; S. 1079–1093. doi: 10.1016/j.compositesa.2005.01.007.
- [Yu05b] Yu, W. R.; Zampaloni, M.; Pourboghra, F.; Chung, K.; Kang, T. J.: Analysis of flexible bending behavior of woven preform using non-orthogonal constitutive equation. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2005, 36; S. 839–850. doi: 10.1016/j.compositesa.2004.10.026.

- [Yu06] Yu, X.; Cartwright, B.; McGuckin, D.; Ye, L.; Mai, Y.-W.: Intra-ply shear locking in finite element analyses of woven fabric forming processes. In *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2006, 37; S. 790–803. doi: 10.1016/j.compositesa.2005.04.024.

Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik (ISSN 1869-6058)

Herausgeber: FAST Institut für Fahrzeugsystemtechnik

Die Bände sind unter www.ksp.kit.edu als PDF frei verfügbar
oder als Druckausgabe bestellbar.

- Band 1** Urs Wiesel
Hybrides Lenksystem zur Kraftstoffeinsparung im schweren Nutzfahrzeug. 2010
ISBN 978-3-86644-456-0
- Band 2** Andreas Huber
Ermittlung von prozessabhängigen Lastkollektiven eines hydrostatischen Fahntriebsstrangs am Beispiel eines Teleskopladers. 2010
ISBN 978-3-86644-564-2
- Band 3** Maurice Bliesener
Optimierung der Betriebsführung mobiler Arbeitsmaschinen. Ansatz für ein Gesamtmaschinenmanagement. 2010
ISBN 978-3-86644-536-9
- Band 4** Manuel Boog
Steigerung der Verfügbarkeit mobiler Arbeitsmaschinen durch Betriebslasterfassung und Fehleridentifikation an hydrostatischen Verdrängereinheiten. 2011
ISBN 978-3-86644-600-7
- Band 5** Christian Kraft
Gezielte Variation und Analyse des Fahrverhaltens von Kraftfahrzeugen mittels elektrischer Linearaktuatoren im Fahrwerksbereich. 2011
ISBN 978-3-86644-607-6
- Band 6** Lars Völker
Untersuchung des Kommunikationsintervalls bei der gekoppelten Simulation. 2011
ISBN 978-3-86644-611-3
- Band 7** 3. Fachtagung
Hybridantriebe für mobile Arbeitsmaschinen. 17. Februar 2011, Karlsruhe. 2011
ISBN 978-3-86644-599-4

Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik (ISSN 1869-6058)

Herausgeber: FAST Institut für Fahrzeugsystemtechnik

- Band 8** Vladimir Iliev
Systemansatz zur anregungsunabhängigen Charakterisierung des Schwingungskomforts eines Fahrzeugs. 2011
ISBN 978-3-86644-681-6
- Band 9** Lars Lewandowitz
Markenspezifische Auswahl, Parametrierung und Gestaltung der Produktgruppe Fahrerassistenzsysteme. Ein methodisches Rahmenwerk. 2011
ISBN 978-3-86644-701-1
- Band 10** Phillip Thiebes
Hybridantriebe für mobile Arbeitsmaschinen. Grundlegende Erkenntnisse und Zusammenhänge, Vorstellung einer Methodik zur Unterstützung des Entwicklungsprozesses und deren Validierung am Beispiel einer Forstmaschine. 2012
ISBN 978-3-86644-808-7
- Band 11** Martin Gießler
Mechanismen der Kraftübertragung des Reifens auf Schnee und Eis. 2012
ISBN 978-3-86644-806-3
- Band 12** Daniel Pies
Reifenungleichförmigkeitserregter Schwingungskomfort – Quantifizierung und Bewertung komfortrelevanter Fahrzeugschwingungen. 2012
ISBN 978-3-86644-825-4
- Band 13** Daniel Weber
Untersuchung des Potenzials einer Brems-Ausweich-Assistenz. 2012
ISBN 978-3-86644-864-3
- Band 14** **7. Kolloquium Mobilhydraulik.**
27./28. September 2012 in Karlsruhe. 2012
ISBN 978-3-86644-881-0
- Band 15** 4. Fachtagung
Hybridantriebe für mobile Arbeitsmaschinen
20. Februar 2013, Karlsruhe. 2013
ISBN 978-3-86644-970-1

Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik (ISSN 1869-6058)

Herausgeber: FAST Institut für Fahrzeugsystemtechnik

- Band 16** Hans-Joachim Unrau
Der Einfluss der Fahrbahnoberflächenkrümmung auf den Rollwiderstand, die Cornering Stiffness und die Aligning Stiffness von Pkw-Reifen. 2013
ISBN 978-3-86644-983-1
- Band 17** Xi Zhang
Untersuchung und Entwicklung verschiedener Spurführungsansätze für Offroad-Fahrzeuge mit Deichselverbindung. 2013
ISBN 978-3-7315-0005-6
- Band 18** Stefanie Grollius
Analyse des gekoppelten Systems Reifen-Hohlraum-Rad-Radführung im Rollzustand und Entwicklung eines Rollgeräuschmodells. 2013
ISBN 978-3-7315-0029-2
- Band 19** Tobias Radke
Energieoptimale Längsführung von Kraftfahrzeugen durch Einsatz vorausschauender Fahrstrategien. 2013
ISBN 978-3-7315-0069-8
- Band 20** David Gutjahr
Objektive Bewertung querdynamischer Reifeneigenschaften im Gesamtfahrzeugversuch. 2014
ISBN 978-3-7315-0153-4
- Band 21** Neli Ovcharova
Methodik zur Nutzenanalyse und Optimierung sicherheitsrelevanter Fahrerassistenzsysteme. 2014
ISBN 978-3-7315-0176-3
- Band 22** Marcus Geimer, Christian Pohlandt
Grundlagen mobiler Arbeitsmaschinen. 2014
ISBN 978-3-7315-0188-6
- Band 23** Timo Kautzmann
Die mobile Arbeitsmaschine als komplexes System. 2014
ISBN 978-3-7315-0187-9

Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik (ISSN 1869-6058)

Herausgeber: FAST Institut für Fahrzeugsystemtechnik

- Band 24** Roman Weidemann
Analyse der mechanischen Randbedingungen zur Adaption der oszillierenden Hinterschneidtechnik an einen Mobilbagger. 2014
ISBN 978-3-7315-0193-0
- Band 25** Yunfan Wei
Spurführungsregelung eines aktiv gelenkten Radpaars für Straßenbahnen. 2014
ISBN 978-3-7315-0232-6
- Band 26** David Schmitz
Entwurf eines fehlertoleranten Lenkventils für Steer-by-Wire Anwendungen bei Traktoren. 2014
ISBN 978-3-7315-0264-7
- Band 27** Christian Schwab
Beitrag zu einer universellen Baggerschnittstelle zur Übertragung elektrischer und hydraulischer Leistung sowie elektronischer Signale für komplexe Anbaugeräte. 2014
ISBN 978-3-7315-0281-4
- Band 28** Peter Dengler
Untersuchung zum effizienten Betrieb von Hydraulikzylindern in Konstantdrucksystemen unter Verwendung einer Zwischendruckleitung. 2015
ISBN 978-3-7315-0295-1
- Band 29** Manuel Bös
Untersuchung und Optimierung der Fahrkomfort- und Fahrdynamikeigenschaften von Radladern unter Berücksichtigung der prozessspezifischen Randbedingungen. 2015
ISBN 978-3-7315-0310-1
- Band 30** 5. Fachtagung
Hybride und energieeffiziente Antriebe für mobile Arbeitsmaschinen 25. Februar 2015, Karlsruhe. 2015
ISBN 978-3-7315-0323-1
- Band 31** Michael Eckert
Energieoptimale Fahrdynamikregelung mehrmotoriger Elektrofahrzeuge. 2015
ISBN 978-3-7315-0332-3

Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik (ISSN 1869-6058)

Herausgeber: FAST Institut für Fahrzeugsystemtechnik

- Band 32** Martin Scherer
Beitrag zur Effizienzsteigerung mobiler Arbeitsmaschinen. Entwicklung einer elektrohydraulischen Bedarfsstromsteuerung mit aufgeprägtem Volumenstrom. 2015
ISBN 978-3-7315-0339-2
- Band 33** Rinaldo Arnold
Automatische Abstimmung der Sekundärseite eines dreiphasigen Systems zur berührungslosen induktiven Energieübertragung. 2015
ISBN 978-3-7315-0355-2
- Band 34** Johannes Gültlinger
Kraftübertragung und Fahrbahnverschleiß durch Spikereifen. 2015
ISBN 978-3-7315-0358-3
- Band 35** Thorsten Dreher
Energieeffizienz von Konstantdrucksystemen mit sekundärgeregelten Antrieben beim Einsatz in mobilen Arbeitsmaschinen. 2015
ISBN 978-3-7315-0377-4
- Band 36** Steffen Kölling
Konzeptionelle Untersuchung zur Neigekompensation von Stromabnehmern. 2015
ISBN 978-3-7315-0387-3
- Band 37** Michael Fritz
Entwicklungswerkzeuge für die Fahrzeugklimatisierung von Nutzfahrzeugen. 2015
ISBN 978-3-7315-0384-2
- Band 38** Ralf Oberfell
Stochastische Simulation von Energieflüssen im Nutzfahrzeug. Ein einsatzorientiertes Bewertungs- und Optimierungsverfahren. 2015
ISBN 978-3-7315-0403-0
- Band 39** Christoph Sturm
Bewertung der Energieeffizienz von Antriebssystemen mobiler Arbeitsmaschinen am Beispiel Bagger. 2015
ISBN 978-3-7315-0404-7

Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik (ISSN 1869-6058)

Herausgeber: FAST Institut für Fahrzeugsystemtechnik

- Band 40** Florian Netter
Komplexitätsadaption integrierter Gesamtfahrzeugsimulationen. 2016
ISBN 978-3-7315-0414-6
- Band 41** Markus Springmann
Auslegung eines asynchronen Langstatorlinearmotors mit großem Luftspalt als Straßenbahnantrieb. 2015
ISBN 978-3-7315-0418-4
- Band 42** Alexander Basler
Eine modulare Funktionsarchitektur zur Umsetzung einer gesamtheitlichen Betriebsstrategie für Elektrofahrzeuge. 2015
ISBN 978-3-7315-0421-4
- Band 43** Hans-Georg Wahl
Optimale Regelung eines prädiktiven Energiemanagements von Hybridfahrzeugen. 2015
ISBN 978-3-7315-0422-1
- Band 44** Jennifer Heck
Zur Simulation des Rad-Schiene-Verschleißes bei Straßenbahnen. 2016
ISBN 978-3-7315-0443-6
- Band 45** Moritz Vaillant
Design Space Exploration zur multikriteriellen Optimierung elektrischer Sportwagenantriebsstränge: Variation von Topologie und Komponenteneigenschaften zur Steigerung von Fahrleistungen und Tank-to-Wheel Wirkungsgrad. 2016
ISBN 978-3-7315-0452-8
- Band 46** Philip Nagel
Entwicklung einer Betriebsstrategie zur Energierückgewinnung in hybriden Mehrverbrauchersystemen. 2016
ISBN 978-3-7315-0479-5
- Band 47** Matthias Pfriedm
Analyse der Realnutzung von Elektrofahrzeugen in kommerziellen Flotten zur Definition einer bedarfsgerechten Fahrzeugauslegung. 2016
ISBN 978-3-7315-0489-4

Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik (ISSN 1869-6058)

Herausgeber: FAST Institut für Fahrzeugsystemtechnik

- Band 48** Mohanad El-Haji
Ontologie-basierte Definition von Anforderungen an Validierungswerkzeuge in der Fahrzeugtechnik. 2016
ISBN 978-3-7315-0496-2
- Band 49** **9. Kolloquium Mobilhydraulik**
22./23. September 2016 in Karlsruhe. 2016
ISBN 978-3-7315-0573-0
- Band 50** 6. Fachtagung
Hybride und energieeffiziente Antriebe für mobile Arbeitsmaschinen
15. Februar 2017, Karlsruhe. 2017
ISBN 978-3-7315-0601-0
- Band 51** Fabian Schirmaier
Experimentelle Untersuchung und Simulation des Umformverhaltens nähgewirkter unidirektionaler Kohlenstofffasergelege. 2017
ISBN 978-3-7315-0620-1

Unidirektionale Faserverbundhalbzeuge bieten aufgrund ihrer hohen gewichtsspezifischen mechanischen Eigenschaften ein sehr großes Potential zur Herstellung von gewichtsoptimierten Fahrzeugstrukturen aus Hochleistungs-Faserverbundkunststoffen. Das Umformverhalten und die Umformsimulation von nähgewirkten unidirektionalen Kohlenstofffasergelegen (UD-Gelege) sind jedoch noch unzureichend erforscht. In dieser Arbeit wird das Umformverhalten von UD-Gelegen am Beispiel eines ausgewählten nähgewirkten UD-Geleges experimentell untersucht sowie ein Modell zur Simulation des Umformverhaltens von UD-Gelegen im Kontext eines automatisierten Preformprozesses (Umformprozess) entwickelt und validiert. Die Identifikation der Materialparameter für das Simulationsmodell erfolgt anhand der Simulation experimenteller Couponversuche. Die mit dem Modell generierten Umformsimulationsergebnisse stimmen sowohl im Fall einer Halbkugel als auch im Fall eines komplexen Karosseriebauteils gut mit den Ergebnissen experimenteller Umformversuche überein.

