

Experimentelle und numerische Analyse des In-situ-Hybridisierungsprozesses für dreidimensional geformte Faser-Metall-Lamine

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften (Dr.-Ing.)
von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

angenommene
Dissertation
von

M. Sc. Henrik O. Werner

Tag der mündlichen Prüfung:	07. März 2025
Referent:	Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. Frank Henning

Kurzfassung

In dieser Ausarbeitung wird der *In-situ-Hybridisierungsprozess*, ein neuer einstufiger Prozess zur Herstellung von endkonturnahen, dreidimensional geformten Faser-Metall-Laminaten (FML), untersucht. Dieser kombiniert den Tiefziehprozess aus der Metallumformung, sowie das Resin Transfer Molding reaktiver Thermoplaste aus der Faserverbundherstellung. Vor, während oder nach dem Tiefziehprozess wird eine reaktive Matrix zwischen Deckbleche aus Metall injiziert. Die Matrix infiltriert die Fasern, polymerisiert nach der Umformung und bildet so die Grenzfläche zwischen dem Faserverbund und den metallischen Deckblechen aus. Die hergestellten FML-Bauteile werden experimentell bezüglich der prozessinduzierten Eigenschaften untersucht. Zusätzlich wird für ein detaillierteres Prozessverständnis ein makroskopisches numerisches Prozessmodell in der Finiten Element Software ABAQUS/Explicit entwickelt. Hierfür wird der Fokus auf die Beschreibung des Gewebematerialverhaltens gelegt und ein hyperelastisches Materialmodell mit gekoppelten Rovingeigenschaften unter Zug-, Druck- und Schubbeanspruchung formuliert. Die Kombination der experimentellen und numerischen Ergebnisse liefert detaillierte Analysen der Prozessführung auf die FML-Eigenschaften.

Abstract

In this study, the *in-situ-hybridization process*, a novel one-step process for manufacturing near-net-shape, three-dimensional fiber-metal laminates (FML), is investigated. The process combines deep drawing from metal forming with resin transfer molding (RTM) of reactive thermoplastics from composite manufacturing. During or after the deep drawing process, a reactive matrix is injected between the metal face sheets, infiltrating the fibers, polymerizing after forming, and thus forming the interface between the fiber composite and the metallic face sheets. The produced FML components are experimentally analyzed with regard to the process-induced properties. Additionally, a macroscopic numerical process model is developed in the finite element software ABAQUS/Explicit to gain deeper insights into the process mechanics, focusing on the description of the fabric material behavior through a hyperelastic material model with coupled roving properties under tension, compression, and shear. The combination of experimental and numerical results provides detailed analyses of the process control and its impact on FML properties.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Zeit als akademischer Mitarbeiter des Instituts für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) und des Instituts für Fahrzeugsystemtechnik (FAST) am Karlsruher Institut für Technologie (KIT). Finanziell wurde die Forschung durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG, Projektnummer 269244876) in zwei Projektphasen gefördert, wofür ich mich ausdrücklich bedanken möchte. Ohne die Unterstützung und den stetigen wissenschaftlichen Austausch mit meinen Kolleginnen und Kollegen wäre diese Arbeit in ihrer heutigen Form nicht möglich gewesen. Ihnen allen gilt mein aufrichtiger Dank.

Mein besonderer Dank gilt Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die Übernahme des Hauptreferats sowie für die wertvollen wissenschaftlichen Diskussionen und die kontinuierliche Unterstützung während des gesamten Forschungsprozesses in Zusammenarbeit mit Prof. Dr.-Ing. Luise Kärger. Ebenso danke ich Prof. Dr.-Ing. Frank Henning für die Übernahme des Korreferats.

Ein ebenso großer Dank gebührt meinen Kolleginnen und Kollegen am IAM-WK und FAST, insbesondere den Arbeitsgruppen für Hybride Werkstoffe und Leichtbau sowie Leichtbautechnologie. Die zahlreichen fachlichen Diskussionen, der offene Austausch sowie die angenehme und produktive Arbeitsatmosphäre haben diese Zeit besonders bereichert. Mein besonderer Dank gilt Dr.-Ing. Wilfried Liebig, Constantin Krauß, Christian Poppe, Clemens Zimmerling, Michael Seitz, Vincent Sessner, Anna Trauth, Ludwig Schöttl und Miriam Bartkowiak für ihre wertvollen Ratschläge sowie stetige Unterstützung.

Thomas Mennecart (Technische Universität Dortmund, Institut für Umformtechnik und Leichtbau (IUL)) und Moritz Kruse (Leuphana Universität Lüneburg, Institut für Produktionstechnik und –systeme (IPTS)) möchte ich für die außerordentlich gute und produktive Zusammenarbeit während der ersten und zweiten Projektphase des gemeinsamen DFG-Projektes danken. Ohne den offenen sowie anregenden wissenschaftlichen Austausch wäre eine erfolgreiche gemeinsame Bearbeitung des Projektes nicht möglich gewesen.

Dem technischen Personal und den Mitarbeitenden der Werkstatt danke ich für ihre unermüdliche Hilfsbereitschaft und Geduld, insbesondere bei der Umsetzung experimenteller Aufbauten und kurzfristiger Anpassungen.

Darüber hinaus möchte ich mich bei Izzettin Sönmez, Paul Roßmanith, Paul Faber, Freia Lorenz, Bernard Bose, Simon Schäfer und Florian Schäfer für ihre engagierte Unterstützung im Rahmen ihrer studentischen Abschlussarbeiten bedanken. Mein Dank gilt ebenso Jakob Technau, Christian Stern, Marcel Viereck, Manuel Enns, Jan Bucher, Malte Flachmann, Julia Penzien und Daniel Esse, die mich als wissenschaftliche Hilfskräfte tatkräftig unterstützt haben.

Zu guter Letzt gilt mein tief empfundener Dank meinen Freundinnen und Freunden sowie meiner Familie. Ihr Zuspruch, ihre Geduld und ihr Vertrauen haben mich während dieser Zeit stets begleitet und motiviert. Ohne ihre Unterstützung wäre diese Arbeit nicht möglich gewesen.

Karlsruhe, im April 2025

Henrik O. Werner

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	i
Abstract	iii
Danksagung	v
Abkürzungs- und Symbolverzeichnis	xiii
1 Einleitung	1
2 Kenntnisstand	5
2.1 Faser-Kunststoff-Verbund	5
2.2 Faser-Metall-Laminat	6
2.3 Materialverhalten auf verschiedenen Skalen	7
2.4 Mechanisches Verhalten von Geweben	8
2.4.1 Zug- und Druckdeformation von Geweben	9
2.4.2 Schubdeformation von Geweben	12
2.4.3 Biegedeformation von Geweben	15
2.5 Modellierung von Geweben	16
2.5.1 Kontinuumsmechanische Grundlagen	16
2.5.2 Chauchy-elastische Modelle	25
2.5.3 Hyperelastische Modelle	26
2.6 Umformung von FML	27
2.6.1 Grundlagen der Blechumformtechnik	28
2.6.2 Eindimensionale Umformung von FML	31
2.6.3 Zweidimensionale Umformung von FML	33
2.7 Fazit des Kenntnisstands	37

3	Der In-situ-Hybridisierungsprozess	41
3.1	Versuchswerkstoffe	44
3.1.1	Metallblech	44
3.1.2	Faserhalbzeug	45
3.1.3	Matrix	47
3.2	Anlagentechnik	48
3.2.1	Injektionsanlage	48
3.2.2	Ziehpresse und Werkzeug	49
3.3	Prozessablauf und Bauteilherstellung	51
3.3.1	Materialzuschnitt	51
3.3.2	In-situ-Hybridisierung	51
3.3.3	Nachbehandlung	53
4	Experimentelle Methoden	55
4.1	Auswertungsmethodik	55
4.1.1	Probekörperbenennung und -entnahme	55
4.1.2	Elastische Kennwerte und Statistik	58
4.2	Bauteildicke und -faservolumengehalt	59
4.2.1	Dichtemessung und thermogravimetrische Analyse	59
4.2.2	Dickenmessung an Probekörpern	61
4.2.3	Optische Bauteilvermessung	62
4.2.4	Optische Scherwinkelmessung	63
4.3	Methoden zur Charakterisierung der Konstituenten	64
4.3.1	Warmzugversuch an DC04	65
4.3.2	Zug- und Druckversuch am Gewebe	67
4.3.3	Schubversuch am Gewebe	72
4.4	Charakterisierung der Reibeigenschaften	76
4.4.1	Gleitschlittenversuch	79
4.4.2	Streifenziehversuch	80
4.4.3	Auswertung der Reibversuche	80
4.5	Mechanische Charakterisierung	81
4.5.1	Schneidscherversuch	82
4.5.2	Zugversuch	83

5 Analyse der durch den In-situ-Hybridisierungsprozess hergestellten Bauteile	85
5.1 Formfüllstudie der Bauteile	86
5.2 Geometrische Bauteilanalyse	89
5.3 Drapierung der Gewebelagen	96
5.4 Diskussion der Bauteilanalyse	97
6 Entwicklung des numerischen Modells für den In-situ-Hybridisierungsprozess	103
6.1 Anforderungen und Annahmen für die Prozessmodellierung	103
6.2 Modellaufbau in ABAQUS/Explicit	107
6.2.1 Abbildung des Werkzeugs und der Randbedingungen	107
6.2.2 Element-, Section- und Materialmodellauswahl	109
6.2.3 Modellierung des Kontakts	115
6.3 Sensitivitätsstudie	116
6.3.1 Sensitivität der Symmetrierandbedingung	118
6.3.2 Sensitivität der Niederhalte kraft	119
6.3.3 Sensitivität der Reibeigenschaften	121
6.3.4 Sensitivität der Geweebeeigenschaften	123
6.4 Diskussion des Modellierungsansatzes	125
7 Anwendung des numerischen In-situ-Hybridisierungsprozessmodells mit hyperelastischem Gewebemodell	131
7.1 Hyperelastisches Gewebemodell mit Kopplungen	132
7.1.1 Zug-Druck-Verhalten	132
7.1.2 Kombiniertes Normal-Schub Verhalten	136
7.1.3 Gesamtes Materialverhalten	138
7.1.4 Implementierung und Parametrisierung des hyperelastischen Gewebemodells mit Kopplungen	139
7.1.5 Numerische Verifikation anhand eines Ein-Elementmodells	142
7.1.6 Validierung des hyperelastischen Gewebemodells auf physikalisch sinnvolles Materialverhalten	144

7.2	Charakterisierung des Gewebes und Parametrisierung des hyperelastischen Gewebemodells	149
7.2.1	Ergebnisse der Gewebezugversuche	149
7.2.2	Ergebnisse der Gewebedruckversuche	153
7.2.3	Ergebnisse der Gewebeschubversuche	155
7.2.4	Parametrisierung des hyperelastischen Gewebemodells mit eigenen Messdaten	157
7.3	Charakterisierung und Modellierung des Metallblechs	164
7.3.1	Ergebnisse der Warmzugversuche	164
7.3.2	Materialmodell des Metallblechs	165
7.3.3	Validierung Materialmodell Metallblech	166
7.4	Charakterisierung der Reibung zwischen den Konstituenten	168
7.4.1	Ergebnisse des Gleitschlittenversuches	168
7.4.2	Ergebnisse des Streifenziehversuches	169
7.5	Anwendung des numerischen In-situ-Hybridisierungsprozessmodells mit experimentellen Daten	172
7.6	Diskussion der Versuchsergebnisse und Materialmodelle	182
7.6.1	Diskussion der Gewebemodellierung und -charakterisierung	182
7.6.2	Diskussion der Metallcharakterisierung und -modellierung	186
7.6.3	Diskussion der Reibeigenschaften	188
8	Charakterisierung der physikalischen und mechanischen Eigenschaften von umgeformten FML-Bauteilen	195
8.1	Faser- und Porenvolumengehalt	195
8.2	Schneidscherversuch	197
8.3	Zugversuch	200
8.3.1	FML Bauteile	201
8.3.2	GFK Bauteile	205
8.4	Diskussion der mechanischen Charakterisierung	207
8.4.1	Einfluss des Faser- und Porenvolumengehalts auf die interlaminare Scherfestigkeit	207

8.4.2 Einfluss der Umformung auf die Zugeigenschaften	212
9 Diskussion	219
10 Zusammenfassung und Ausblick	225
10.1 Zusammenfassung	225
10.2 Ausblick	227
Eigene Veröffentlichungen	229
Betreute Abschlussarbeiten	233
Literaturverzeichnis	235

Abkürzungs- und Symbolverzeichnis

Formelzeichen

A	Fläche	mm^2
A_g	Gleichmaßdehnung	-
A_{80}	Bruchdehnung eines Flachzugprobekörpers mit $L_0 = 80 \text{ mm}$	-
B	Breite	mm
c	Federsteifigkeit, Konstante	$\text{N/mm}; -$
CD	Bestimmtheitsmaß (Coefficient of Determination)	-
CV	Variationskoeffizient (Coefficient of Variation)	%
D	Durchmesser	mm
E	Elastizitätsmodul	GPa
EV	Erwartungswert (Expected Value)	-
F	Kraft	N
f	Frequenz	Hz
G	Schubmodul	GPa
h	Höhe, Dicke	mm
I	Invariante	-
i	Injektionsbeginn, -ende in Abhängigkeit des Ziehwegs	%
J	Jacobi-Determinante	-
k	Faktor	-

k_f	Fließspannung	MPa
L	Ausgangslänge	mm
l	Momentanelänge	mm
m	Masse	g
N	Normalkraft	N
n	Zählvariable, Verfestigungsexponent	-
p	Druck	MPa
R	Festigkeitskennwert (Resistance)	MPa
r	Senkrechte Anisotropie, Rotation	-; °
R_a	Mittenrauwert	µm
R_z	Gemittelte Rautiefe	µm
s	Weg, Verschiebung	mm
SD	Standardabweichung (Standard Deviation)	
T	Temperatur	°C
t	Zeit	s
u	Verschiebung	mm
v	Geschwindigkeit	m/s
W	Verzerrungsenergiedichte	MPa
w	Gewichtsspezifische Verzerrungsenergie	J/kg
w	Massenanteil	%
x	Längsrichtung im kartesischen Koordinatensystem	-
y	Querrichtung im kartesischen Koordinatensystem	-
z	Hochachse im kartesischen Koordinatensystem	-
\mathbf{a}	Richtungsvektor in \mathbf{a} bzw. 1 bzw. 0°-Richtung, Kettrichtung	-
\mathbf{A}_0	Strukturtensor von \mathbf{a}_0	-
\mathbf{B}	Linker Cauchy-Green-Tensor	-

\mathbf{b}	Richtungsvektor in \mathbf{b} bzw. 2 bzw. 90°-Richtung, Schussrichtung	-
\mathbf{B}_0	Strukturtensor von \mathbf{b}_0	-
\mathbf{C}	Rechter Cauchy-Green-Tensor (RCG)	-
\mathbf{C}_0	Kombinierter Strukturtensor von \mathbf{a}_0 und \mathbf{b}_0	-
\mathbf{E}	Green–Lagrange'scher Verzerrungstensor	-
\mathbf{F}	Deformationsgradient	-
\mathbf{I}	Identität, Einheitstensor	-
\mathbf{n}	Flächennormale, Normalenvektor	-
\mathbf{P}	Erster Piola–Kirchhoff-Spannungstensor (PKS)	MPa
\mathbf{R}	Rotationstensor	-
\mathbf{S}	Zweiter Piola–Kirchhoff-Spannungstensor (PKS)	MPa
\mathbf{t}	Spannungsvektor	MPa
\mathbf{U}	Rechter Strecktensor	-
\mathbf{u}	Verschiebungsvektor	
\mathbf{V}	Linker Strecktensor	-
\mathbf{X}	Ortsvektor der Ausgangskonfiguration \-lage	-
\mathbf{x}	Ortsvektor der Momentankonfiguration \-lage	-
α	Kippwinkel	°
β	Ziehverhältnis	-
$\dot{\gamma}$	Scherrate	1/s
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrate	1/s
η	dynamische Viskosität	mPas
χ	Funktion der Momentankonfiguration	-
Γ	Flächenelement	mm ²
γ	Scherwinkel	°

κ	transversale Schubsteifigkeit	N/mm
Λ	Seiten-, Aspektverhältnis	-
λ	Streckung	-
μ	Reibwert	-
ν	Poisson-Zahl	-
Φ	Formänderung, Orientierung zur Lastrichtung	-; °
Φ_1	Hauptformänderung	-
Φ_2	Nebenformänderung	-
Φ_3	Dickenformänderung	-
ψ	Beliebige Feldgröße	-
ρ	Dichte	kg/m ³
ρ_A	Flächengewicht	kg/m ²
ρ_L	Längengewicht	kg/m
$\sigma, \boldsymbol{\sigma}$	Spannung bzw. Cauchy-Spannungstensor	MPa
τ	Schubspannung	MPa
θ	Winkel zwischen den Faserorientierungen a und b	°
$\varepsilon, \boldsymbol{\varepsilon}$	Dehnung bzw. Verzerrungstensor	-
φ	Volumengehalt	%
ξ	Konstante des hyperelastischen Materialmodells im Spannungs-Dehnungsraum	-

Indizes

0_0°	0°-Richtung
0_0	Ausgangs-, Anfangszustand
0_{11}	Normalkomponente in x bzw. 0°-Richtung, in Faserrichtung
0_{12}	Schubkomponente in der x - y -Ebene

0_{22}	Normalkomponente in y bzw. 90° -Richtung, quer zur Faserrichtung
0_{23}	Schubkomponente in der y - z -Ebene
0_{90°	90° -Richtung
0_a	Komponente in a -Richtung
0_{BR}	Bodenreißer
0_B	Beginn, Biegung
0_b	Komponente in b -Richtung
0_{DC04}	Metallblech aus DC04
0_D	Druck
0_d	dynamisch
0_E	Ende, Einspannung, Element
0_F	Faser
0_{ges}	gesamt
0_G	Gewebe
0_g	Gleichmaß
0_h	homogenisiert
0_{Inj}	Injektion
0_{in}	innere
0_K	Kettrichtung
0_{linear}	Lineares Verhalten, Verlauf
0_L	Locking, Längeneinheit
0_l	logarithmisch
0_{me}	gemessen
0_M	Matrize, Matrix, Metall
0_m	maximal, Schmelze (melt)

0_{NH}	Niederhalter
0_{n}	normal, normiert
0_{oben}	Oberseite
0_{offset}	lineare Verschiebung
$0_{p0,i}$	$0, i$ % plastische Dehnung
0_{P}	Polymerisation, Pore
0_{p}	plastisch, parallel
$0_{\text{Ref,DIC}}$	Referenz im DIC-System
$0_{\text{Ref,real}}$	reale Referenz
0_{R}	Roving
0_{r}	radial
0_{St}	Stempel
0_{S}	Schub, Schussrichtung
0_{th}	theoretisch
0_{t}	tangential
0_{unten}	Unterseite
0_{V}	Vergleich
0_{w}	Größe bezogen auf wahren, Wirkquerschnitt
0_{x}	Komponente in x -Richtung
0_{y}	Komponente in y -Richtung
0_{Z}	Zug, Zarge
0_{z}	Komponente in z -Richtung
0_i	Substitutionsvariable für Richtung, Orientierung
0_{\perp}	Senkrecht zur Faserrichtung, Lastrichtung
$0_{\perp\perp}$	Senkrecht-senkrecht zur Faserrichtung, gleichbedeutend mit 23-Richtung

$0_{\perp \parallel}$	Senkrecht-parallel zur Faserrichtung, gleichbedeutend mit 12-Richtung
0_{\parallel}	Parallel zur Faserrichtung, Lastrichtung

Konstanten

π	Kreiskonstante, -zahl
e	Eulersche Zahl

Abkürzungen

Al	A luminium
ASTM	A merican S ociety for T esting and M aterials
BET	B ias E xtension T est
BS	B eulstütze
bzw.	b eziehungsweise
C	C aprolactam
CFK	K ohlenstofffaserverstärkter K unststoff
det	D eterminate, mathematische Operation
DFG	D eutsche F orschungsgemeinschaft
DIC	D igital I mage C orrelation, digitale Bildkorrelation
DIN	D eutsches I nstitut für N ormung
EN	E uropäische N orm
eSV	e bener S tauch v ersuch
FABRIC	Chauchy-elastisches Gewebematerialmodell in ABAQUS/Explicit
FAST-LB	Institut für F ahrzeugsystem t echnik - L eicht b au, KIT
FE	F inite E lemente
FKV	F aser- K unststoff- V erbund

FML	Faser-Matall-Laminat
FSDT	Schubdeformations Theorie 1. Ordnung (first-order shear deformation theory)
FSI	Fluid-Struktur-Interaktion
FVG	Faservolumengehalt
G	Guss
galvanneal	galvanizing + annealing, galvanisieren und danach glühen
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
ggf.	gegebenenfalls
GLARE	Glass Laminate Aluminium Reinforced Epoxy
GOM	Gesellschaft für optische Messtechnik mbH
GSV	Gleitschlittenversuch
gSV	gestützter Stauchversuch
GUI	Graphical User Interface, grafische Benutzeroberfläche
H	Haftvermittler
H ₂ O	Wasser
i.d.R.	in der Regel
IAM-WK	Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde, KIT
ICT	Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie
ilr	Institut für Luft- und Raumfahrttechnik, TU Dresden
inkl.	inklusive
IPTS	Institut für Produktionstechnik und –systeme
ISO	International Organization for Standardization
IUL	Institut für Umformtechnik und Leichtbau, TU Dortmund
KIT	Karlsruher Institut für Technologie
KLT	Klassische Laminat Theorie
KOS	Koordinatensystem

MoS ₂	M olybdändisulfid
MVG	M etall v olumen g ehalt
Organosheet	engl.: vorimprägnierte thermoplastische Faserhalbzeuge
P	P artikel
PA6	P oly a mid 6
PF	P icture- F rame
PKS	P iola- K irchhoff- S pannungstensor
PMMA	P oly m ethyl m ethacrylat
PP	P olypropylen
Prepreg	engl.: pre - imp regnated fibers, vorimprägniertes duromeres Faserhalbzeug
RCG	R echter Chauchy G reen Tensor
RO	R amberg- O sgood
RTM	R esin T ransfer M olding
Sc	G eschliffen
sp	S pur, mathematische Operation
SPS	S peicher p rogrammierbare S teuerung
SSV	S chneidscherversuch
SZV	S treifenziehversuch
T-RTM	Thermoplastisches R esin T ransfer M olding
TGA	T hermogravimetrische A nalys e
TU	T echnische U niverstität
UD	u nidirektionl, in eine Richtung ausgerichtet
VFABRIC	Benutzerdefiniertes Chauchy-elastisches Gewebematerialmodell in ABAQUS/Explicit
vgl.	v ergleiche
VUMAT	Benutzerdefiniertes Materialmodell in ABAQUS/Explicit

z.B. **zum Beispiel**

1 Einleitung

Der Klimaschutz ist allgegenwärtig in der aktuellen gesellschaftlichen und politischen Diskussion. Die deutsche Bundesregierung hat am 25. Juni 2021 das neue Klimaschutzgesetz verabschiedet [1]. Hiernach ist bis zum Jahr 2045 die Treibhausgasneutralität zu erreichen. Als Zwischenziel sollen die Emissionen bis zum Jahr 2030 um 65 % reduziert werden. Als Bezugsjahr für diese Ziele gilt 1990.

Ein entscheidender Teil der Emissionen wird vom Individualverkehr durch Automobile verursacht. Der Gesamtenergieverbrauch eines Automobils entsteht zu 87 % durch die Nutzung [2]. Der Energieverbrauch hierbei ist proportional zur Fahrzeugmasse. Wird für den Antrieb ein fossiler Energieträger genutzt, so ist die Energie ebenfalls proportional zum Kohlendioxidausstoß. Durch die Reduktion der Fahrzeugmasse kann unabhängig vom Energieträger der Kohlendioxidausstoß reduziert werden. Leichtbau wird dort betrieben, wo es die technischen Anforderungen gebieten, es sich aus wirtschaftlichen Gründen lohnt oder es die gesetzlichen Rahmenbedingungen erfordern. Die Bereitschaft, entstehende Mehrkosten durch Leichtbau je eingespartem Kilogramm Masse zu finanzieren, variiert daher stark nach Branche oder Anwendungsgebiet [3]. Extreme Beispiele sind der Motorsport oder die Raumfahrt, wo bis zu 3000 €/kg Masseinsparung akzeptiert werden. Im klassischen Automobilbau mit fossilem Antrieb werden gerade einmal Mehrkosten von 7 €/kg getragen. Durch die gesetzlichen Vorgaben zum durchschnittlichen Kohlendioxidausstoß der gesamten Fahrzeugflotte eines Automobilherstellers [4] und der damit einhergehenden Elektrifizierung des Antriebsstranges, lohnen sich Mehrkosten in der Herstellung von 18 €/kg [3].

Moderner Leichtbau kombiniert verschiedene Materialien und Materialklassen. Hierdurch lassen sich vorteilhafte Eigenschaften erzielen und Nachteile monolithischer Werkstoffe ausgleichen [5]. So kommen, neben Stahl- und Aluminiumblechen [6], im Automobilbau vermehrt Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) zum Einsatz [7]. Hierbei stellt die Verbindung und Krafteinleitung in FKV Strukturen eine besondere Herausforderung dar. Die schichtweise Kombination von Metallblechen und FKV in einem Laminat bietet eine Lösung und wird Faser-Metall-Laminat (FML) genannt. Durch die Metalllagen wird die Lasteinleitung in den FKV nicht nur verbessert, da die Lasteinleitung flächig und nicht punktuell erfolgt, sondern FML besitzen einen herausragenden Widerstand gegen Rissausbreitung und Impact [8]. FML wurden in den 1980er Jahren für die zivile Luftfahrtindustrie entwickelt und kommerzialisiert [9, 10], welche bereit ist hohe Mehrkosten von bis zu 500 €/kg für den Leichtbau auszugeben [3]. Aus dem Fertigungsprozess von FML ergibt sich das größte Defizit. Die klassische Herstellung ist zeitaufwendig, teuer und die erreichbare geometrische Komplexität der Bauteile ist sehr gering [11, 12]. In den vergangenen 40 Jahren wurde eine Vielzahl an FML untersucht und diverse Veröffentlichungen unter verschiedenen Gesichtspunkten angefertigt [5, 9, 13–22].

In der vorliegenden Arbeit wird der Fokus auf der Analyse der prozessinduzierten Eigenschaften von FML liegen, um hieraus Rückschlüsse auf den Herstellungsprozess zu ziehen. Dazu werden die bisher vorhandenen Herstellungsrouten im Kenntnisstand vorgestellt und auf die Grenzen dieser Prozesse eingegangen. In Kapitel 3 werden die verwendeten Werkstoffe, sowie der *In-situ-Hybridisierungsprozess*, welcher den Tiefziehprozess aus der Metallumformung und das Resin Transfer Molding (RTM) mit reaktiven Thermoplasten aus der Faserverbundherstellung kombiniert [23], vorgestellt. Kapitel 4 führt die verwendeten experimentellen Methoden auf. In Kapitel 5 werden die FML-Bauteile hinsichtlich ihrer Herstellungsdefekte bzw. -effekte untersucht, wie der Dickenverteilung, der Blechdehnung, des Infiltrationsverhaltens und der Faserdrapierung. Für ein besseres Prozessverständnis der wirkenden physikalischen Mechanismen bei der Entstehung der Herstellungsdefekte wird ein

numerischer Modellierungsansatz des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* in Kapitel 6 und 7 erarbeitet. Die mechanischen Eigenschaften der FML-Bauteile werden in Kapitel 8 bezüglich Haftungs- und Zugeigenschaften untersucht. Die Ergebnisse und Zusammenhänge aus der Prozessanalyse, der numerischen Modellierung und mechanischen Charakterisierung werden in Kapitel 9 unter dem Gesichtspunkt der Struktur-Eigenschafts-Beziehungen diskutiert. Die vorgestellte Arbeit wird in Kapitel 10 zusammengefasst.

2 Kennntnisstand

Die Definition eines Materials hängt auch von der betrachteten Skala ab, so wird nach [24] zwischen Verbundwerkstoff und Werkstoffverbund anhand der Größenskala unterschieden. Ist die Kombination unterschiedlicher Werkstoffe makroskopisch deutlich sichtbar, so handelt es sich um einen Werkstoffverbund. Erscheint der Werkstoff demgegenüber makroskopisch homogen und mikroskopisch heterogen, so ist es ein Verbundwerkstoff. In nachfolgenden Abschnitten werden Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) und Faser-Metall-Laminat (FML) unter dem Gesichtspunkt der Skala definiert.

2.1 Faser-Kunststoff-Verbund

Ein Faser-Kunststoff-Verbund (FKV) gehört nach der Definition von Weidenmann [24] zu der Gruppe der Verbundwerkstoffe und zeichnet sich durch eine Verstärkung in Faserform aus. Die Matrix ist zwingend ein Kunststoff, welcher die Faser einbettet und schützt. Die Faser wird der Matrix hinzugefügt, um eine mechanische Verstärkungswirkung zu erzielen. Hierzu muss der Faserwerkstoff eine höhere Festigkeit und Steifigkeit aufweisen, als der Kunststoff, in den sie eingebettet wird. FKV können nach der Länge der Faser und zusätzlich nach der Art der Kunststoffmatrix in Untergruppen eingeteilt werden. Üblich ist die Unterteilung nach Kurzfaserverbund (Faserlänge $l < 1$ mm), Langfaserverbund ($l \approx 1$ bis 50 mm) und Endlosfaserverbund ($l \approx$ Bauteildimension) [25]. Für die Matrix werden entweder reaktive Duromere oder (reaktive) Thermoplaste verwendet.

2.2 Faser-Metall-Laminat

Nach der Definition von [24] handelt es sich bei Faser-Metall-Laminaten (FML) um einen hybriden Werkstoffverbund. Dieser ist schichtweise aus dünnen Metallblechen oder -folien und FKV aufgebaut. Die Metalllagen leiten die Last in den FKV ein und schützen ihn vor äußeren Stoßbelastungen, die zur Delamination der Faserlagen führen können. Der FKV hingegen vergrößert die aufgenommene Energie bei Aufprall- bzw. Stoßbeanspruchung. In Kombination mit den Metalllagen verlängert der FKV die Lebensdauer unter zyklischer Beanspruchung und verbessert die Flamm- und Korrosionsresistenz durch den schichtweisen Aufbau [11, 26, 27]. Die FKV Schichten isolieren die Metallschichten thermisch voneinander [11, 28]. Nur bei geeigneter Wahl der Konstituenten Metall und Faserverbund werden die Schichten auch elektrisch und chemisch voneinander getrennt. Als negatives Beispiel sei hier die Kombination Aluminium-Kohlenstofffaser erwähnt, bei der es zu elektrochemischer Korrosion innerhalb des Verbundes durch die große Differenz in der Elektronegativität zwischen Aluminium und Kohlenstofffasern kommen kann, wenn keine geeigneten Maßnahmen getroffen werden [29].

Faser-Metall-Laminat wurden in den 1980er und 1990er Jahren für die Luftfahrtindustrie entwickelt [10]. Ziel der Entwicklung war ein Material mit hohem Widerstand gegen Risswachstum unter zyklischer Beanspruchung [5]. Hierfür wurden zuerst mehrlagige, geklebte Metallbleche mit monolithischen Metallstrukturen verglichen, wobei die mehrlagigen, geklebten Metallblechstrukturen geringere Risswachstumsraten aufzeigten, woraus sich die FML entwickelten. Für die Herstellung von FML-Strukturen oder -Bauteile wird der Autoklavprozess verwendet, welcher eine gute Laminatqualität ermöglicht und somit gute mechanische Eigenschaften bietet. Der Autoklavprozess ist jedoch beschränkt in der geometrischen Komplexität der Bauteile. Die Zykluszeit beträgt mehrere Stunden bei Temperaturen von 120 °C und Drücken von 6 bar, wodurch die Materialkosten für das FML GLARE (*Glass Laminat Aluminium Reinforced Epoxy*) etwa zehnmal höher sind, als für Bleche aus Al 2024-T3 [5].

Im Automobilbau ist die Zielsetzung für die entwickelten hybriden Strukturen aus Metall und FKV eine andere. Vor allem Spannungsspitzen in stark beanspruchten Regionen der Metallkomponente sollen durch die hohe Streckgrenze des FKV reduziert werden.

2.3 Materialverhalten auf verschiedenen Skalen

Das mechanische Verhalten von Verbundwerkstoffen oder Werkstoffverbunden kann in seiner gesamten Komplexität nicht mathematisch beschrieben werden. Für die physikalische Beschreibung des Materialverhaltens müssen Annahmen getroffen werden. Die Wahl des Modells hängt von der Betrachtungsebene der Verbundstruktur ab. Auf der Mikroebene werden in einem Faser-Kunststoff-Verbund einzelne Fasern mit Durchmessern von 6 bis 13 μm betrachtet. Die Faser, die Matrix und die Grenzschicht dazwischen müssen durch ein Materialmodell beschrieben werden. Die Mesoebene fasst einzelne Fasern zu Rovings zusammen und die Verteilung der Fasern innerhalb des Rovings wird vernachlässigt. Es findet eine Homogenisierung der statistischen Größen statt. Bei Betrachtung der Makroebene bildet das Materialmodell die homogenisierte Struktur aus Faser, Matrix und Grenzschicht ab, siehe Abbildung 2.1. Die Orientierung der Fasern oder das Material einzelner Schichten wird in Subschichten homogenisiert und unterschieden. Einflüsse wie Matrixrisse, Einschlüsse, Poren oder Fehlorientierung einzelner Fasern werden auf der Meso- und Makroebene nicht betrachtet. Ihr Einfluss wird durch statistisch abgesicherte Messdaten oder durch Abminderungsfaktoren berücksichtigt. Aus diesem Grund sollten Materialparameter immer aus Probekörpern ermittelt werden, welche im selben Fertigungsprozess hergestellt wurden, wie das reale Bauteil. Ansonsten können fertigungsbedingte Einflüsse bei der Bestimmung der grundlegenden mechanischen Eigenschaften nicht berücksichtigt werden.

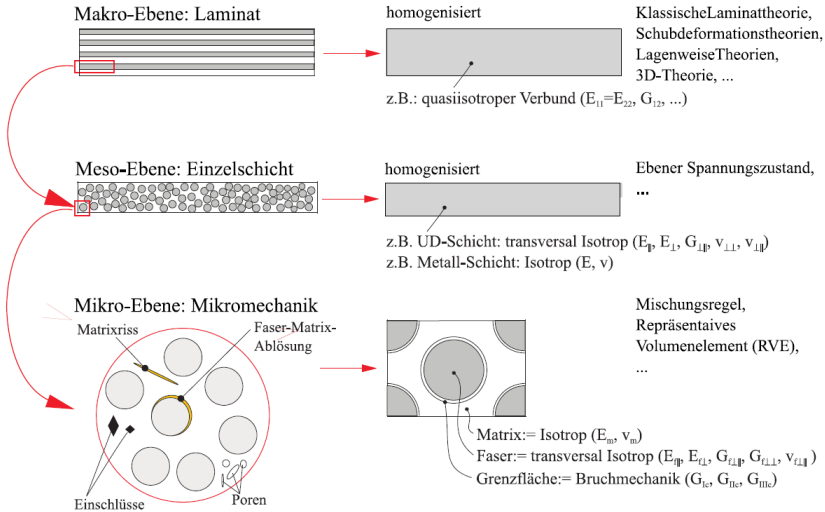


Abbildung 2.1: Skalen der Werkstoffbetrachtung in einem Verbundwerkstoff nach [30]

2.4 Mechanisches Verhalten von Geweben

Ein Gewebe ist eine flächige Textilstruktur, die durch die Technik des Webens hergestellt wird. Die Betrachtung und Modellierung von Geweben kann auf den drei genannten Skalen des vorherigen Abschnittes 2.3 erfolgen. Die mehrere Tausend Einzelfasern auf der Mikroebene bilden auf der Mesoebene ein Faserbündel, welche als Fäden oder Rovings bezeichnet und hier als homogen angenommen werden. Die Rovings werden in der Regel in zwei Richtungen verwoben und bilden ein zweidimensionales Gewebe auf der Makroebene. Auf dieser werden die einzelnen Rovings nicht berücksichtigt und das Gewebe als homogener Festkörper betrachtet [31]. Die Rovings in Produktionsrichtung heißen Kettfäden (hier 0° oder a), während die senkrecht dazu verlaufenden Schussfäden genannt werden (hier 90° oder b). Die durch das Weben entstehende Welligkeit der Rovings wird als Ondulation bezeichnet. Trotz der daraus resultierenden, lokal dreidimensionalen Struktur bieten Gewebe nur

eine in der Ebene liegende Verstärkung und werden daher als zweidimensional bezeichnet [32]. Mit der Webart ändern sich die Anteile von geraden und gekrümmten Rovingabschnitten, wodurch der erreichbare Faservolumenanteil und das makroskopische Materialverhalten maßgeblich beeinflusst werden [33, 34]. Aufgrund der Mikro- und Mesostruktur von Geweben unterscheidet sich ihr makroskopisches Materialverhalten von demjenigen kontinuierlicher Festkörper. Die Faserrichtungen verursachen eine starke Anisotropie des Materials. Die Auswirkungen dieser Anisotropie auf das mechanische Verhalten soll in den nachfolgenden Abschnitten beschrieben werden.

2.4.1 Zug- und Druckdeformation von Geweben

Boisse et al. [35] haben gezeigt, dass das makroskopische nichtlineare Verhalten im Wesentlichen auf Geometrieänderungen auf der Mesoebene zurückzuführen ist und lediglich in geringem Maße von Nichtlinearitäten in den Kontaktpunkten abhängt. Die Interaktion der ondulierten Rovings bewirkt auch, dass sich das Materialverhalten unter Zugbeanspruchung von dem unter Druckbeanspruchung unterscheidet. Diese Zug-Druck-Anisotropie ist bisher kaum erforscht worden.

Daher befasst sich Adumitroaie et al. [32] mit der rechnerischen Bestimmung der effektiven Steifigkeit unter Berücksichtigung der Gewebearchitektur. Ausgehend von einem geometrischen Modell auf der Mesoebene werden den Bestandteilen (Faser, Matrix und Grenzfläche) Materialeigenschaften in Abhängigkeit von der lokalen Faserorientierung und dem Faservolumenanteil zugewiesen. Anschließend werden mit Hilfe der klassischen Laminattheorie (KLT) die effektiven Materialeigenschaften auf Makroebene bestimmt. Anstelle der KLT können die Eigenschaften auch mit Hilfe der "Theorie der effektiven Moduli" bestimmt werden [33]. Andere Studien unterscheiden sich hauptsächlich durch ihre Annahmen zur Querschnittsgeometrie der Fasern. Dixit und Mali [34] geben einen detaillierten Überblick über die verschiedenen Ansätze zur Vorhersage der mechanischen Eigenschaften, insbesondere

der Zugsteifigkeit. Keiner dieser analytischen Ansätze berücksichtigt jedoch die tatsächlichen Vorgänge während der Verformung. Für ein besseres Verständnis des Materialverhaltens von Geweben unter Zugbeanspruchung ist es wichtig, die Vorgänge auf der Mesoebene zu analysieren, da hier das Verhalten hauptsächlich durch geometrische Veränderungen bestimmt wird. Kashani et al. [36] beschreiben in ihrer Arbeit das makroskalige Verhalten aufgrund von mesoskaligen Prozessen in Leinwandgeweben unter verschiedenen Beanspruchungen. Aus den experimentellen Daten lassen sich verschiedene Koppelungsmechanismen und Einflüsse ableiten. Aufgrund der verwobenen Struktur der Rovings kommt es zu Wechselwirkungen zwischen ihnen. Dehnungen in einer Faserrichtung induzieren folglich nicht ausschließlich Längsnormalspannungen, sondern auch Spannungen in Querrichtung. Dieses biaxiale Verhalten führt zu einem Effekt, der der Querkontraktion in homogenen Festkörpern entspricht. Dies wird durch experimentelle Ergebnisse biaxialer Zugversuche an Geweben mit unterschiedlichen Dehnungsverhältnissen zwischen den beiden Rovingrichtungen belegt [35]. Die einachsige Spannungs-Dehnungs-Kurve ohne Quervorspannung kann, wie in Abbildung 2.2 dargestellt, in zwei Bereiche unterteilt werden. In den zwei Bereichen herrschen unterschiedliche physikalische Mechanismen vor. Bei Zugbeanspruchung wird zuerst die Ondulation der Rovings entlang der Zugrichtung reduziert. Die Verringerung der Ondulation in Längsrichtung führt zu einer erhöhten Ondulation der Querfäden. Dieser Effekt wird häufig als Ondulationsinteraktion (engl.: crimp-interchange) bezeichnet. Bei einachsiger Zugbeanspruchung ohne Behinderung der Querkontraktion kann diese Ondulationsinteraktion leicht auftreten. Die leicht ansteigende einachsige Zugkurve bei kleinen Dehnungen beschreibt diese Ondulationsinteraktion. Nach der Verringerung der Ondulation in den Rovings entlang der Zugrichtung werden diese mit zunehmender Beanspruchung gedehnt. Aufgrund der hohen Zugsteifigkeit der Fasern kommt es zu einem starken Anstieg der Zugspannungen mit zunehmender Dehnung. Werden die Rovings in Querrichtung vorgedehnt, so erschwert dies die Ondulationsinteraktion und erhöht somit die erforderliche Energie,

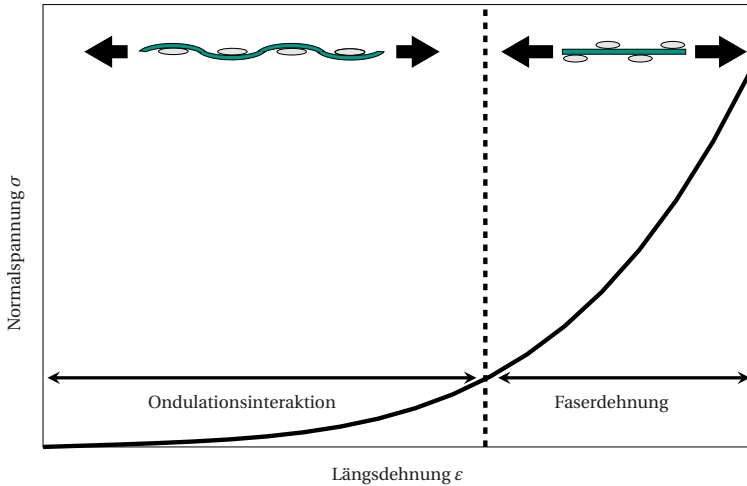


Abbildung 2.2: Charakteristischer Kurvenverlauf beim uniaxialen Zugversuch an Geweben nach [36]

um eine bestimmte Längsdehnung zu erreichen. Im Spannungs-Dehnungs-Diagramm ist dies durch einen steileren Verlauf in der Ondulationszone erkennbar. Im Bereich großer Längsdehnungen ($\epsilon_i > 3\%$) zeigen experimentelle Untersuchungen ein nachgiebigeres Verhalten für Gewebe mit zunehmender Quervorspannung. Eine Erklärung hierfür könnte sein, dass mit zunehmender Quervorspannung die Ondulation in den Rovings entlang der Zugrichtung in geringerem Maße reduziert wird, was zu einem nachgiebigeren Dehnungsverhalten führt [36]. Da große Verformungen bei der Gewebeumformung hauptsächlich durch große Scherverformungen realisiert werden, wird häufig der Bereich kleiner Längsdehnungen betrachtet [31, 37]. In weiteren experimentellen Untersuchungen wurde der Einfluss der aktuellen Scherverformung auf das Zugverhalten analysiert. Verglichen mit dem Einfluss von Querdehnungen sind die Auswirkungen der Scherdeformation auf die Normalspannungen sehr gering. Dementsprechend hat die biaxiale Kopplung den größten Einfluss auf das Zugverhalten und sollte in einem Materialmodell für Drapiersimulationen berücksichtigt werden [36].

Das Membrandruckverhalten von Geweben ist hingegen bisher kaum untersucht worden. Die Herausforderung besteht darin, das Knicken des Gewebes zu vermeiden, ohne dabei zu viel Reibung zu erzeugen und hierdurch das Messergebnis zu beeinflussen. Ein möglicher Versuchsaufbau ist in [38] beschrieben. Eine indirekte Methode zur Bestimmung der Drucksteifigkeit in der Ebene könnte die von Dangora et al. [39] vorgestellte Methode sein. Dabei wird die Drucksteifigkeit in der Ebene aus den Biege- und Zugsteifigkeiten berechnet, die durch experimentelle Ergebnisse gewonnen werden. Für ein Mischgewebe aus E-Glasfasern und Polypropylen (TWINTEX) geben Dangora et al. eine Drucksteifigkeit von $E_{D,K} = 6500$ MPa in Kettrichtung und $E_{D,S} = 5800$ MPa in Schussrichtung an. Für ein biaxiales E-Glasgelege (Vectorply E-LT 2900) betragen die Drucksteifigkeiten $E_{D,K} = 52$ MPa und $E_{D,S} = 24$ MPa. Damit entsprechen die Drucksteifigkeiten für das TWINTEX 32,5 % bzw. 29 % und für das biaxiale Gelege 0,087 % bzw. 0,04 % der Zugsteifigkeit. Naujokaityte et al. [40] führten Stabilitätsexperimente an Geweben durch, um die Biegesteifigkeit und Knicklast zu berechnen. Diese Testmethode könnte in zukünftigen Arbeiten zur Identifizierung der Drucksteifigkeit von Geweben verwendet werden. Selezneva et al. [41] nahmen für selbstverstärktes, erwärmtes Polypropylen eine Drucksteifigkeit in der Ebene an, die 10 % der Zugsteifigkeit entspricht. Im Vergleich zur Zugsteifigkeit wird die Drucksteifigkeit als sehr gering angenommen, weshalb diese in vielen publizierten numerischen Berechnungen gleich Null gesetzt wird [42–45].

2.4.2 Schubdeformation von Geweben

Die Schubdeformation ist der zentrale Verformungsmechanismus in Geweben, insbesondere in doppelt gekrümmten Strukturen [46]. Im Idealfall wirken die Kontaktpunkte von Kett- und Schussfaden als Scharnierpunkte, die ausschließlich Rotationen in der Ebene zulassen, was die Annahme einer reinen Scherung rechtfertigt. Der Scherwinkel beschreibt die Winkeländerung

zwischen den beiden Rovingrichtungen. Abbildung 2.3 zeigt die charakteristische Schubspannungskurve ohne den Einfluss von Normalspannungen entlang der Faserrichtungen. Sie lässt sich in drei Zonen unterteilen. In der ers-

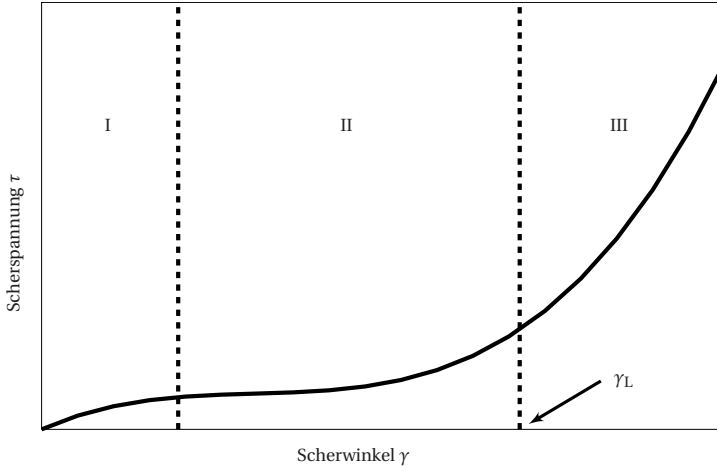


Abbildung 2.3: Charakteristischer Kurvenverlauf der Schubverformung von Geweben im Picture-Frame-Versuch nach [47]

ten Zone (I) finden reine Starrkörperrotationen der Rovings statt. Die geringe Schubkraft ist ausschließlich auf die Reibung an den Kontaktstellen zurückzuführen. Sobald die Rovings in seitlichen Kontakt zueinander kommen, folgt ein Kraftanstieg (Zone II). Die höhere Kraft lässt sich durch die seitliche Verdichtung der Rovings erklären. Der Übergang zwischen den Zonen II und III ist durch den kritischen Scherwinkel γ_L gekennzeichnet, der oft auch als Lockingwinkel bezeichnet wird. Der Zustand der maximalen Verdichtung wird als Schub-Locking (engl.: shear locking) bezeichnet und ist charakteristisch für den dritten Bereich (III). Eine weitere Schubverformung ist nur unter großer Krafteinwirkung möglich. Außerdem treten hohe Druckspannungen quer zu den Rovings auf, was aufgrund der geringen Biegesteifigkeit von Geweben häufig zu Faltenbildung führt [47, 48]. Die Charakterisierung des Schubverhaltens von Geweben mit analytischen Modellen ist schwierig, so dass komplexe

Simulationen auf Mesoebene [49] oder experimentelle Studien [46, 47, 50] verwendet werden. Cao et al. [50] veröffentlichten Benchmark-Tests verschiedener Forschungsgruppen, die das Schubverhalten mit Hilfe von Picture-Frame (PF) und Bias-Extension-Test (BET) charakterisieren. Sie erklären die Notwendigkeit der Verwendung von Normalisierungsmethoden, um den Einfluss unterschiedlicher Versuchsaufbauten auf die Ergebnisse zu kompensieren. Unter anderem wird eine Vorkonditionierung vorgeschlagen, da das Gewebe während des ersten Verformungszyklus ein steiferes Verhalten zeigt als bei weiteren Zyklen. Für die Beschreibung industrieller Anwendungen ist das Verhalten im ersten Zyklus entscheidend, da die Umformprozesse ohne Vorkonditionierung ablaufen [50].

Ähnlich wie das Zugverhalten zeigt auch das Schubverhalten eine Dehnungsabhängigkeit. Nosrat-Nezami et al. [46] zeigen in ihrer Arbeit, dass eine Erhöhung der Membrandehnungen die Schubsteifigkeit von Kohlenstoffasergewebe erhöht. Im Schubspannungsdiagramm zeigt sich dieser Effekt durch eine steilere Kurve sowie einen starken anfänglichen Anstieg der Schubspannung. Dieser anfängliche Sprung kann darauf zurückgeführt werden, dass bei Dehnungen in Faserrichtung die Rovings stärker mit den quer verlaufenden Rovings interagieren. Die daraus resultierenden größeren Kontaktkräfte an den Kreuzungspunkten der Rovings erhöhen die Reibung zwischen Kett- und Schussfäden und erschweren so die Rotationen, die das Verhalten im Bereich kleiner Scherwinkel dominieren. Die biaxiale Vorstreckung des Gewebes maximiert diesen Effekt. Bei sehr großen Scherwinkeln im Bereich des Schub-Lockings nimmt der Einfluss der Normaldehnung ab [36, 47]. Die Kopplung ist also nicht linear, und das Kopplungsverhalten hängt von der Gewebestruktur ab. Für Drapiersimulationen ist der Bereich der kleinen und mittleren Scherwinkel von besonderem Interesse. Außerdem erhöhen global aufgebrachte Dehnungen entlang der Rovings den Widerstand gegen Faltenbildung, während lokale Dehnungen die Faltenbildung erleichtern [46]. Der Einfluss von Normaldehnungen auf das Schubverhalten ist besonders wichtig bei Fertigungsprozessen, die mit hohen Umform- und Niederhalterkräften

arbeiten [47]. Die Abhängigkeit des Schubverhaltens von den Normaldehnungen wird als Zug-Schub-Kopplung bezeichnet und ist die stärkste Kopplung im Verformungsverhalten von Geweben. Ihr Einfluss übertrifft sogar den der biaxialen Kopplung, sodass die Berücksichtigung der Zug-Schub-Kopplung in Materialmodellen notwendig ist [36].

Über das Schubverhalten mit überlagerter Druckbeanspruchung in der Gewebeebene sind keine Veröffentlichungen bekannt. Während der Umformung von Geweben mit Niederhalten, z.B. in einem Tiefziehprozess, können Druckspannungen in der Gewebeebene auftreten, ohne dass es zur Faltenbildung des Gewebes kommt, sodass weitere Untersuchungen notwendig sind.

2.4.3 Biegedeformation von Geweben

Das Biegeverhalten von Geweben beeinflusst die Bildung und Form von Falten während der Umformung. Werden Faserstrukturen, wie z.B. Gewebe, auf Biegung beansprucht, kommt es zu Relativverschiebungen zwischen den einzelnen, zugfesten Fasern. Entsprechend unterscheidet sich das Biegeverhalten eines Gewebes deutlich von dem eines kontinuierlichen Festkörpers. Das Gleiten der Fasern führt zu einer vergleichsweise geringeren Biegesteifigkeit, sodass eine starke Biegung ohne Faserschädigung möglich ist [51]. Boisse et al. [52] haben gezeigt, dass klassische Platten- oder Schalentheorien, die eine Beziehung zwischen Zug- und Biegesteifigkeit herstellen, das Biegeverhalten von Geweben nicht realistisch beschreiben können. Um eine akzeptable Darstellung des Biegeverhaltens in numerischen Modellen zu erreichen, werden Biege- und Membranverhalten in der Regel unabhängig voneinander modelliert [34, 53].

2.5 Modellierung von Geweben

Galliot und Luchsinger [54] schlagen ein weiteres makroskaliges Materialmodell vor. Es basiert auf einem orthotropen Modellierungsansatz, der anhand experimentell gewonnener Daten angepasst wird. Das Materialmodell konzentriert sich auf die biaxiale Kopplung unter Zugbeanspruchung, während das komplexe Schubverhalten nicht dargestellt wird. Boisse et al. [55] verwenden in verschiedenen Veröffentlichungen [35, 48, 56, 57] ein neu entwickeltes Schalenelement für FE-Simulationen. Das Element berücksichtigt das biaxiale Zugverhalten, aber der Einfluss der Membrandehnungen auf das Schubverhalten wird nicht dargestellt [48, 57]. Eine andere Arbeit verfolgt einen semidiskreten Ansatz, bei dem ein finites Element aus einer bestimmten Anzahl von Einheitszellen besteht. Dieser Ansatz rangiert zwischen der Meso- und Makroebene [56]. Weiterhin schlagen Iwata et al. [58] in ihrer Arbeit einen kombinierten Ansatz aus einem Meso- und einem Makromodell vor. Sie verfeinern ein numerisches Modell auf der Makroebene mit lokalen numerischen Berechnungen auf der Mesoebene.

2.5.1 Kontinuumsmechanische Grundlagen

2.5.1.1 Bewegung und Verschiebung

Die Bewegung eines materiellen Punktes im euklidischen Raum von der Anfangskonfiguration zum Zeitpunkt $t = 0$ hin zur Momentankonfiguration zum Zeitpunkt $t \geq 0$ kann über den Zusammenhang

$$\mathbf{x} = \chi(\mathbf{X}, t) \tag{2.1}$$

beschrieben werden. Dabei ist der Ortsvektor der Momentankonfiguration \mathbf{x} eine Funktion der Zeit t und der Ausgangslage, die durch den Ortsvektor \mathbf{X}

dargestellt wird. Aus dem Zusammenhang zwischen den beiden Positionen ergibt sich die Verschiebung \mathbf{u} zu

$$\mathbf{u}(\mathbf{X}, t) = \boldsymbol{\chi}(\mathbf{X}, t) - \mathbf{X}. \quad (2.2)$$

Bei der hier gezeigten Form des Verschiebungsfeldes handelt es sich um die Lagrange'sche Darstellung, bei welcher die Feldgröße $\psi(\mathbf{X}, t)$ eine Funktion der Anfangskonfiguration ist. Wenn eine Feldgröße in der Form $\psi(\mathbf{x}, t)$ angegeben ist, wird dies als Euler'sche Darstellung bezeichnet. Dabei ist die Feldgröße eine Funktion der momentanen Lage. Beide Formulierungen lassen sich mit Hilfe der Funktion $\boldsymbol{\chi}$ ineinander überführen. Während die Euler'sche Betrachtungsweise häufig in der Fluidmechanik zum Einsatz kommt, findet die Lagrange'sche Darstellung überwiegend in kontinuumsmechanischen Formulierungen der Festkörpermechanik Anwendung [59].

2.5.1.2 Verzerrungsmaße für isotrope Kontinua

Die Deformation eines materiellen Punktes kann über den Deformationsgradienten

$$\mathbf{F} = \frac{\partial \boldsymbol{\chi}(\mathbf{X}, t)}{\partial \mathbf{X}} \quad (2.3)$$

beschrieben werden. Er bildet die Verknüpfung zwischen initialer und momentaner Position. Durch Anwendung des Deformationsgradienten lassen sich Linienelemente $d\mathbf{X}$ aus der Ausgangslage in die Momentankonfiguration überführen:

$$d\mathbf{x} = \mathbf{F}d\mathbf{X}. \quad (2.4)$$

Der Deformationsgradient lässt sich über die Zusammenhänge

$$\mathbf{F} = \mathbf{R}\mathbf{U} = \mathbf{V}\mathbf{R} \quad (2.5)$$

polar in einen orthogonalen Rotationstensor \mathbf{R} , sowie die Strecktensoren \mathbf{U} und \mathbf{V} zerlegen. Dabei werden die beiden symmetrischen, positiv definiten

Tensoren \mathbf{U} und \mathbf{V} als rechter und linker Strecktensor bezeichnet. Die Eigenwerte der Strecktensoren sind die Hauptstreckungen λ_i und beschreiben die Materialausdehnungen entlang der Eigenvektoren von \mathbf{U} bzw. \mathbf{V} . Die polare Zerlegung separiert somit eindeutig die Streckungen eines Punktes von der mittleren Rotation. Das mit \mathbf{R} rotierte, orthogonale \hat{x} - \hat{y} -Koordinatensystem wird als *Corotational Frame* bezeichnet. Zur Modellierung des Umformverhaltens von Geweben eignet es sich im Allgemeinen jedoch nicht, da die Materialrichtungen, die Kett- und Schussfäden eines Gewebes, in diesem Fall nicht orthogonal bleiben. Stattdessen ist eine Beschreibung des Umformverhaltens entlang der Materialrichtungen, den Rovings, erstrebenswert. Das mit \mathbf{F} transformierte Koordinatensystem der Momentankonfiguration wird als kovariantes Bezugssystem bezeichnet. Eine Darstellung der polaren Zerlegung ist in Abbildung 2.4 am Beispiel einer Gewebeprobe gegeben. Der Deformationsgra-

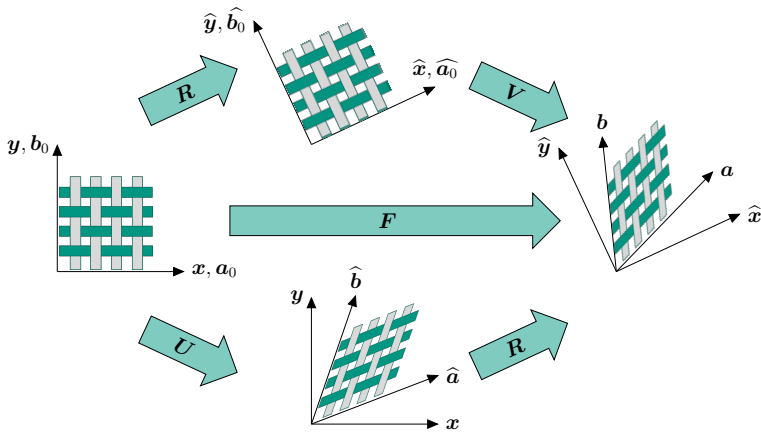


Abbildung 2.4: Visualisierung der polaren Zerlegung nach [60, 61]

dient beinhaltet somit nach Gleichung 2.5 immer einen rotationsabhängigen Anteil. Die polare Zerlegung zur Berechnung der rotationsunabhängigen Verformungen ist rechnerisch aufwendig. Für den Rotationstensor gilt aufgrund

der Orthogonalität der Zusammenhang $\mathbf{R}^{-1} = \mathbf{R}^\top$. Aus der Kombination von Rotation und inverser Rotation folgt gemäß

$$\mathbf{R}\mathbf{R}^{-1} = \mathbf{R}\mathbf{R}^\top = \mathbf{R}^\top\mathbf{R} = \mathbf{I} \quad (2.6)$$

der Einheitstensor \mathbf{I} . Diese Identität wird genutzt, um Deformationstensoren ohne den Einfluss von Starrkörperrotationen zu erhalten. Durch die Multiplikation des Deformationsgradienten \mathbf{F} mit seiner Transponierten \mathbf{F}^\top ergeben sich mit dem Zusammenhang aus Gleichung 2.6 die beiden Cauchy–Green’schen Deformationstensoren

$$\mathbf{B} = \mathbf{F}\mathbf{F}^\top = \mathbf{V}\mathbf{R}(\mathbf{V}\mathbf{R})^\top = \mathbf{V}\mathbf{R}\mathbf{R}^\top\mathbf{V}^\top = \mathbf{V}^2 \quad (2.7)$$

und

$$\mathbf{C} = \mathbf{F}^\top\mathbf{F} = (\mathbf{R}\mathbf{U})^\top\mathbf{R}\mathbf{U} = \mathbf{U}^\top\mathbf{R}^\top\mathbf{R}\mathbf{U} = \mathbf{U}^2 \quad (2.8)$$

wobei \mathbf{B} als linker und \mathbf{C} als rechter Cauchy–Green-Tensor (RCG-Tensor) bezeichnet wird. Die Eigenwerte der beiden Tensoren sind die Quadrate der Eigenwerte der Strecktensoren \mathbf{U} und \mathbf{V} [62]. Der Green–Lagrange’sche Verzerungstensor \mathbf{E} ist ein nicht lineares kontinuumsmechanisches Dehnungsmaß, das für reine Starrkörperrotationen verschwindet. Er ergibt sich direkt aus dem RCG-Tensor, wie folgt:

$$\mathbf{E} = \frac{1}{2}(\mathbf{C} - \mathbf{I}). \quad (2.9)$$

Die Einträge des RCG-Tensors sind von der Basis abhängig, in der die Deformation formuliert ist. Um eine basisunabhängige Beschreibung von Konstitutivgesetzen zu ermöglichen, kann auf die Dehnungsinvarianten, also die Invarianten des RCG-Tensors, zurückgegriffen werden. Die Hauptinvarianten von \mathbf{C} für isotrope Materialien sind

$$I_1 = \text{sp}(\mathbf{C}), \quad (2.10)$$

$$I_2 = \frac{1}{2}[\text{sp}(\mathbf{C})^2 - \text{sp}(\mathbf{C}^2)], \quad (2.11)$$

$$I_3 = \det(\mathbf{C}) \quad (2.12)$$

mit den Operatoren zur Berechnung der Spur des Tensors $\text{sp}(\mathbf{C})$ und der Tensordeterminante $\det(\mathbf{C})$ [63, 64].

2.5.1.3 Verzerrungsmaße für anisotrope Kontinua

Für anisotrope Materialien mit einer oder mehreren Vorzugsrichtungen, wie es bei faserverstärkten Materialien der Fall ist, können aufbauend auf Spencer [65] unter Zuhilfenahme von Strukturtenoren weitere Invarianten berechnet werden, die neben der Deformation zusätzlich von der Ausgangsorientierung abhängig sind. Diese werden in manchen Veröffentlichungen auch als Pseudo-Invarianten bezeichnet [66]. Für eine Verstärkung in zwei Richtungen \mathbf{a} und \mathbf{b} mit den Einheitsvektoren der Ausgangsorientierungen \mathbf{a}_0 und \mathbf{b}_0 ergeben sich die von Aimène et al. [67] und Yao et al. [68] genutzten Strukturtenoren zu

$$\mathbf{A}_0 = \mathbf{a}_0 \otimes \mathbf{a}_0, \quad (2.13)$$

$$\mathbf{B}_0 = \mathbf{b}_0 \otimes \mathbf{b}_0, \quad (2.14)$$

$$\mathbf{C}_0 = \mathbf{a}_0 \otimes \mathbf{b}_0. \quad (2.15)$$

Daraus folgen die Invarianten:

$$I_4 = \mathbf{A}_0 \cdot \mathbf{C} = \mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{C} \mathbf{a}_0 = \lambda_a^2, \quad (2.16)$$

$$I_5 = \mathbf{A}_0 \cdot \mathbf{C}^2 = \mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{C}^2 \mathbf{a}_0, \quad (2.17)$$

$$I_6 = \mathbf{C}_0 \cdot \mathbf{C} = \mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{C} \mathbf{b}_0, \quad (2.18)$$

$$I_7 = \mathbf{C}_0 \cdot \mathbf{C}^2 = \mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{C}^2 \mathbf{b}_0, \quad (2.19)$$

$$I_8 = \mathbf{B}_0 \cdot \mathbf{C} = \mathbf{b}_0 \cdot \mathbf{C} \mathbf{b}_0 = \lambda_b^2, \quad (2.20)$$

$$I_9 = \mathbf{B}_0 \cdot \mathbf{C}^2 = \mathbf{b}_0 \cdot \mathbf{C}^2 \mathbf{b}_0. \quad (2.21)$$

Aimène et al. [67] zeigen in ihrer Arbeit, dass es sinnvoll ist, zur Formulierung von Konstitutivgesetzen Invarianten zu nutzen, die eine physikalische Bedeutung haben. Aus diesem Grund eignen sich die Invarianten I_4 und I_8 zur Charakterisierung des Materialverhaltens, da sie die Quadrate der Streckungen λ_a und λ_b entlang der momentanen Orientierungen \mathbf{a} und \mathbf{b} der Verstärkungsfasern darstellen. Die Streckungen entsprechen dem Verhältnis der aktuellen Länge l zur Ausgangslänge L . Für die Ingenieursdehnungen in die Richtungen $i = a$ für $j = 4$ und $i = b$ für $j = 8$ ergibt sich der Zusammenhang

$$\varepsilon_i = \frac{l_i - L_i}{L_i} = \lambda_i - 1 = \sqrt{I_j} - 1. \quad (2.22)$$

Zur Beschreibung des Schubverhaltens ist es notwendig, eine weitere physikalisch repräsentative Invariante zu berechnen, welche die beiden Verstärkungsrichtungen miteinander koppelt. Auf Basis der Invariante I_6 kann zusammen mit den Invarianten I_4 und I_8 eine Formulierung für den Scherwinkel γ aufgestellt werden. Der Scherwinkel γ beschreibt die Änderung des Winkels θ zwischen den beiden Momentanorientierungen \mathbf{a} und \mathbf{b} im Vergleich zum eingeschlossenen Winkel θ_0 in der Ausgangskonfiguration. Der Kosinus des Winkels θ lässt sich über

$$\cos \theta = \frac{\mathbf{a} \cdot \mathbf{b}}{\|\mathbf{a}\| \|\mathbf{b}\|} = \frac{\mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{F}^\top \mathbf{F} \mathbf{b}_0}{\lambda_a \|\mathbf{a}_0\| \lambda_b \|\mathbf{b}_0\|} = \frac{\mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{C} \mathbf{b}_0}{\lambda_a \lambda_b} = \frac{I_6}{\sqrt{I_4 I_8}} \quad (2.23)$$

berechnen und daraus folgt für den Scherwinkel

$$I_{10} = \gamma = \theta_0 - \theta = \arccos(\mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{b}_0) - \arccos\left(\frac{I_6}{\sqrt{I_4 I_8}}\right). \quad (2.24)$$

Für den Fall, dass die Vorzugsrichtungen \mathbf{a}_0 und \mathbf{b}_0 in der Ausgangslage aufeinander senkrecht stehen, ergibt sich der Ausdruck $\arccos(\mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{b}_0)$ zu $\pi/2$ [69].

2.5.1.4 Spannungen

Spannungstensoren werden über einen Spannungsvektor \mathbf{t} und ein Flächenelement $d\mathbf{\Gamma} = \mathbf{n}d\Gamma$ mit zugehöriger Flächennormalen \mathbf{n} definiert. Das Lemma von Cauchy definiert den Cauchy-Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ als lineare Abbildung des Normalenvektors \mathbf{n} der Fläche auf den Spannungsvektor:

$$\mathbf{t}d\Gamma = \boldsymbol{\sigma}\mathbf{n}d\Gamma. \quad (2.25)$$

Physikalisch stellt der Cauchy-Spannungstensor damit die aktuell wirkende Kraft pro Fläche in der Momentankonfiguration dar. Statt des aktuellen Flächenelements $d\mathbf{\Gamma}$ kann der Spannungsvektor auch bezüglich der zugehörigen Ausgangsfläche $d\mathbf{\Gamma}_0$ ausgedrückt werden. Dazu wird der Cauchy-Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ entsprechend in die Ausgangskonfiguration transformiert und es ergibt sich

$$\mathbf{t}d\Gamma = J\boldsymbol{\sigma}\mathbf{F}^{-\top}d\mathbf{\Gamma}_0 = \mathbf{P}\mathbf{n}_0d\mathbf{\Gamma}_0 \quad (2.26)$$

mit der Jacobi-Determinante $J = \det(\mathbf{F})$ und der Flächennormalen der Ausgangskonfiguration \mathbf{n}_0 . Der erste Piola–Kirchhoff-Spannungstensor (PKS-Tensor) \mathbf{P} lässt sich nicht einer Konfiguration zuordnen, sondern verknüpft den aktuellen Spannungsvektor mit einem Flächenelement in der Referenzkonfiguration. Wird der aktuelle Spannungsvektor \mathbf{t} mit Hilfe des inversen Deformationsgradienten \mathbf{F}^{-1} zurück in die Ausgangskonfiguration transformiert, so ergibt sich mit dem zugehörigen Flächenelement die Definition des zweiten Piola–Kirchhoff-Spannungstensors \mathbf{S} zu

$$\mathbf{F}^{-\top}\mathbf{t}_0d\mathbf{\Gamma}_0 = \mathbf{S}\mathbf{n}_0d\mathbf{\Gamma}. \quad (2.27)$$

Der zweite PKS-Tensor \mathbf{S} ist wie $\boldsymbol{\sigma}$ ein symmetrischer Tensor. Er ist nicht direkt physikalisch interpretierbar, da er einen fiktiven Spannungsvektor mit einem Flächenelement der Referenzkonfiguration verknüpft. Der Vorteil dieses Spannungsmaßes ist, dass das zugehörige Materialverhalten in den initialen Materialkoordinaten beschrieben werden kann. Zur sinnvollen Nutzung der Ergebnisse ist eine Umrechnung der zweiten Piola–Kirchhoff-Spannungen in

die Cauchy-Spannungen notwendig. Die entsprechende Transformationsgleichung lautet:

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{1}{J} \mathbf{F} \mathbf{S} \mathbf{F}^T. \quad (2.28)$$

Zur Definition von Materialgleichungen müssen die verwendeten Tensoren das Kriterium der materiellen Objektivität erfüllen. Das bedeutet, dass das Materialverhalten auch bei einer Rotation des Bezugssystems gleich bleibt. Sowohl der Cauchy-Spannungstensor als auch der zweite PKS-Tensor sind objektive Tensoren zweiter Stufe und damit für das Aufstellen von Konstitutivgleichungen geeignet [59, 70, 71].

2.5.1.5 Materialtheorie

Ein Festkörper wird als elastisch bezeichnet, wenn er sich unter Krafteinwirkung verformt und bei Wegfall der Kraft wieder in seinen Ausgangszustand zurückkehrt, die Dehnungen also reversibel sind. Ein weiteres Charakteristikum elastischer Materialien ist die Wegunabhängigkeit, also die Tatsache, dass die aktuellen Spannungen ausschließlich von den aktuellen Dehnungen abhängen [66, 72]. Die am weitesten verbreitete Darstellungsform der Elastizitätstheorie ist die Cauchy-Elastizität. Sie beschreibt die Dehnungsabhängigkeit der Cauchy-Spannungen $\boldsymbol{\sigma}$ in einem homogenen Körper über den algebraischen Zusammenhang $\boldsymbol{\sigma} = f(\boldsymbol{\epsilon})$. Bei der Cauchy-Elastizität handelt es sich um eine zeitunabhängige Materialeigenschaft, da die Spannungen nicht von den Deformationsraten abhängig sind. Im Gegensatz zu den Spannungen ist die geleistete Formänderungsarbeit hier nicht zwangsläufig wegunabhängig. Die Spannungen lassen sich daher nicht eindeutig aus einer skalaren Potentialfunktion ableiten. Um die Konservativität, also die Wegunabhängigkeit der Formänderungsarbeit im Materialmodell, zu berücksichtigen, kann auf eine integrale Darstellung der Zusammenhänge zurückgegriffen werden.

Der so entstehende Ansatz wird als Hyperelastizität oder Green'sche Elastizität bezeichnet und verknüpft Spannungen und Dehnungen über die Verzerrungsenergiedichte W , wie folgt:

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial W}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}}. \quad (2.29)$$

Die Verzerrungsenergiedichte ist eine skalare Funktion, die ein elastisches Potenzial darstellt und damit ein Maß für die im Körper gespeicherte Formänderungsenergie liefert. Letztere wird in hyperelastischen Materialmodellen vollständig als Verzerrungsenergie im Material gespeichert und zur Rückverformung in den Ausgangszustand genutzt, sobald die externen Kräfte nicht mehr wirken. In diesem Fall ist eine eindeutige Ableitung der Spannungen aus der elastischen Potentialfunktion möglich [66]. Hyperelastische Materialmodelle basieren auf der Definition dieser Funktion in Abhängigkeit von kinematischen Größen, wie beispielsweise den Deformationen. Der Gesamtspannungstensor resultiert aus der Ableitung der Potentialfunktion nach der entsprechenden kinematischen Größe. Zur Beschreibung des Deformationsverhaltens von Materialien mit richtungsabhängigen Eigenschaften eignen sich insbesondere Materialmodelle, die es ermöglichen, die Materialeigenschaften bezüglich der Ausgangskonfiguration zu beschreiben. Die zweiten Piola–Kirchhoff-Spannungen lassen sich beispielsweise über

$$\mathbf{S} = 2 \frac{\partial W(\mathbf{C})}{\partial \mathbf{C}} \quad (2.30)$$

in Abhängigkeit des RCG-Tensors ausdrücken. Zur basisunabhängigen Darstellung wird eine Formulierung der Verzerrungsenergiedichte gewählt, die von den Invarianten des RCG-Tensors abhängt:

$$W(\mathbf{C}) = W(I_i). \quad (2.31)$$

Der Cauchy-Spannungstensor im mitgedrehten Koordinatensystem berechnet sich über

$$\hat{\boldsymbol{\sigma}} = \mathbf{J}^{-1} \mathbf{U} \mathbf{S} \mathbf{U}^\top. \quad (2.32)$$

2.5.2 Cauchy-elastische Modelle

Der erste Ansatz basiert auf der Definition der Cauchy-elastischen Materialeigenschaften entlang der Materialrichtungen im kovarianten Bezugssystem. Die Cauchy-Spannungen sind direkt mit den Dehnungen gekoppelt. Da Gewebe während der Umformung große Scherverformungen erfahren können, ist ein nicht-orthogonales konstitutives Modell erforderlich [42]. Der Kern der Arbeit von Xue et al. [42] ist die entkoppelte Beschreibung von Zug- und Schub Eigenschaften im kovarianten Koordinatensystem entlang der Faserrichtungen. Die Materialeigenschaften werden zunächst als Parameter in den konstitutiven Gleichungen dargestellt. Es wird auch angenommen, dass das Material inkompressibel ist. Mit Hilfe von Transformationsmatrizen werden die Materialgleichungen in das ursprüngliche orthogonale Bezugssystem transformiert. Mit dem Modell werden dann FE-Simulationen durchgeführt und die Materialparameter durch Vergleich mit experimentellen Untersuchungen bestimmt. Mit diesem Modell ist die Darstellung von nicht linearem Verhalten möglich, aber Kopplungsmechanismen werden nicht berücksichtigt. Peng und Cao [43] verwenden eine alternative Darstellung von Spannungen und Dehnungen unter unveränderten Annahmen. Darüber hinaus implementieren sie eine Methode zur Verfolgung der Faserrichtungen, um die Ausrichtung des Materialverhaltens entlang der Fasern zu gewährleisten. In einer weiteren Arbeit von Lee et al. [49] wird das Modell individuell erweitert, um das von der Membrandehnung abhängige Schubverhalten bzw. das biaxiale Zugverhalten einzubeziehen. Die Parameter, die diese Kopplungen beschreiben, werden aus Simulationsergebnissen mesoskopischer Modelle bestimmt. Anschließend wird das Materialmodell in FE-Simulationen auf der Makroebene angewendet und mit experimentellen Daten verglichen [73, 74]. Das in ABAQUS verfügbare FABRIC-Modell verwendet ebenfalls den Cauchy-elastischen Ansatz. Experimentelle Daten zum einachsigen Zugverhalten und zum Schubverhalten müssen als Eingangsgrößen übergeben werden. Alternativ können die Materialeigenschaften über eine Subroutine bereitgestellt werden. Mit Hilfe eines Algorithmus, der die Faserrichtungen verfolgt, werden die Materialeigenschaften

immer entlang der Rovings ausgerichtet. Es ist möglich, unterschiedliche Daten für die Be- und Entlastung anzugeben. Eine Berücksichtigung von Kopplungen ist nicht vorgesehen, diese könnten aber über die ABAQUS interne Subroutine VFABRIC realisiert werden [75].

2.5.3 Hyperelastische Modelle

Der zweite, häufig verwendete Ansatz basiert auf der hyperelastischen Materialmodellierung. Die wichtigste Komponente hyperelastischer Materialmodelle ist die Formulierung einer Potentialfunktion, aus der ein Spannungsmaß durch Ableitung in Bezug auf eine kinematische Größe berechnet werden kann. In einigen Fällen erlaubt diese Art der Modellierung, die Materialgleichungen in Bezug auf die Ausgangskonfiguration aufzustellen, sodass keine komplexen Koordinatentransformationen durchgeführt werden müssen. Alle hier vorgestellten Modelle verwenden die Dehnungsenergiedichte W als Potentialfunktion und formulieren sie nach

$$W(\mathbf{C}) = W(I_i) \quad (2.33)$$

als Funktion der Invarianten des rechten Cauchy-Green-Tensors \mathbf{C} (RCG) in Kombination mit den Anfangsfaserrichtungen \mathbf{a}_0 , \mathbf{b}_0 . Die Invarianten werden beschrieben durch

$$I_4 = \mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{C} \mathbf{a}_0 = \lambda_a^2 \quad (2.34)$$

$$I_6 = \mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{C} \mathbf{b}_0 \quad (2.35)$$

$$I_8 = \mathbf{b}_0 \cdot \mathbf{C} \mathbf{b}_0 = \lambda_b^2 \quad (2.36)$$

$$I_{10} = \arccos(\mathbf{a}_0 \cdot \mathbf{b}_0) - \arccos\left(\frac{I_6}{\sqrt{I_4 I_8}}\right) = \gamma \quad (2.37)$$

Dabei stellen die Invarianten I_4 und I_8 die quadratische Dehnung λ_i^2 mit $i = a, b$ einer Rovingrichtung dar, und I_{10} ist der Scherwinkel zwischen den Rovingrichtungen entsprechend der ursprünglichen Orientierung. Es wird auch

angenommen, dass die gesamte Dehnungsenergiedichte W additiv in eine zugabhängige Komponente für jede Faserrichtung $W_{Z,i}$ und eine Schubkomponente W_S zerlegt werden kann, und zwar nach

$$W = W_Z + W_S = W_{Z,a} + W_{Z,b} + W_S. \quad (2.38)$$

Die Ableitung der Verzerrungsenergiedichte nach dem RCG-Tensor ergibt die zweiten Piola-Kirchhoff-Spannungen. Es wird auch angenommen, dass es keine Energiedissipation aufgrund von Reibung gibt. Die ersten hyperelastischen Materialmodelle berücksichtigen weder die Druckspannungen in der Ebene noch die Kopplungsmechanismen. In jedem Fall hängen die zugabhängigen Komponenten der Verformungsenergiedichte ausschließlich von der Dehnung in Faserrichtung ab, und die schubabhängige Komponente wird durch eine mit dem Scherwinkel verbundene Invariante bestimmt. Die Parameter der einzelnen Komponenten werden mit Hilfe von einachsigen Zugversuchen und Picture-Frame-Versuchen (PF-Versuchen) bestimmt [44, 67, 69]. Basierend auf diesen Veröffentlichungen wurde das Modell in weiteren Arbeiten um den Einfluss der viskosen Matrix [45, 76], die biaxiale Kopplung der zugabhängigen Komponenten [68, 77, 78] und die Zug-Schub-Kopplung [76, 77, 79] erweitert. Je nach betrachteter Kopplung sind ein- und zweiachsige Zugversuche sowie PF-Versuche mit und ohne Membranbeanspruchungen zur Bestimmung der Parameter notwendig. Die Modelle zeigen bereits eine gute Übereinstimmung mit experimentellen Daten, auch für komplexe Geometrien. Die Modellqualität steigt mit der Darstellung von Kopplungsmechanismen.

2.6 Umformung von FML

Für die Übertragung von FML in die Großserie werden neue Fertigungsprozesse benötigt, da der Autoklavprozess lange Zykluszeiten besitzt und keine Umformung der metallischen Komponente ermöglicht. Viele Prozessrouten sind erforscht worden. Als vielversprechendste Route erscheint der Tiefziehprozess, der in der Automobilindustrie und darüber hinaus erfolgreich zur

Produktion komplexer Geometrien und hoher Stückzahlen eingesetzt wird. Dieser soll in den folgenden Abschnitten näher betrachtet werden, weshalb kurz auf die Grundlagen der Blechumformtechnik eingegangen wird. Es folgen Abschnitte zur eindimensionalen und zweidimensionalen Umformung von FML.

2.6.1 Grundlagen der Blechumformtechnik

In Abbildung 2.5 sind die Spannungszustände in einem Ziehteil beim Tiefziehen dargestellt. Im Bauteilboden treten biaxiale Zugspannungen, im Stempelkantenradius ebene Dehnung und im Flansch Zug-Druckspannung auf. Die Spannungs- bzw. Dehnungszustände (1, 2, 3) können in Form von Haupt- und Nebenformänderung ϕ_1 bzw. ϕ_2 im Grenzformänderungsdiagramm in Abbildung 2.6 eingetragen werden. Die Hauptformänderung ϕ_1 ist hierbei die größte plastische logarithmische Dehnung und die Nebenformänderung ϕ_2 die kleinste plastische logarithmische Dehnung in der Ebene, welche nach

$$\phi_{1,2} = \frac{\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22}}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22}}{2}\right)^2 + \left(\frac{1}{2}\gamma_{12}\right)^2} \quad (2.39)$$

berechnet werden können. Darin sind ε_{11} , ε_{22} und $\gamma_{12} = 2\varepsilon_{12}$ die Verzerrungen in der Ebene in einem beliebigen Koordinatensystem. Die Grenzformänderung beschreibt die zulässige Formänderung in Abhängigkeit des Dehnungszustandes und somit das Umformvermögen, bis Versagen eintritt. Versagen bedeutet in diesem Zusammenhang, dass Reißen des Blechs, wie in Abbildung 2.7 gezeigt, eintritt. Zusätzlich können mögliche Defekte aus dem Dehnungszustand abgelesen werden. Für Formänderungszustände unterhalb der Geraden $\phi_1 = -\phi_2$ ist z.B. die Wahrscheinlichkeit der Faltenbildung durch tangentielle Druckspannungen erhöht. Darüber hinaus ist die zulässige Formänderung von dem Umformgrad der verwendeten Platinen bzw. der Bleche abhängig, welcher aus dem Walzprozess resultiert, sofern die Bleche nicht wärmebehandelt werden. Durch den Walzprozess zur Blechherstellung kann

sich eine Textur ausbilden, sodass parallel und senkrecht zur Walzrichtung unterschiedliche Mikrostrukturen vorliegen, welche zu anisotropen makroskopischen mechanischen Eigenschaften führen. Bleche mit einer geringeren Wandstärke sind in der Regel stärker umgeformt worden, und besitzen daher ein geringeres Formänderungsvermögen. Der Einfluss der Textur und der Blechdicke auf die Grenzformänderung ist in Abbildung 2.6 dargestellt. Beim Tiefziehen können die in Abbildung 2.7 dargestellten Defekte auftreten. Dies sind die Faltenbildung 1. und 2. Art, das Reißen des Blechs und die Rückfederung. Die Defekte sind dem Grenzformänderungsdiagramm in Abbildung 2.6 zugeordnet. Treten im Zieheteil Falten 1. Art auf, können diese durch Anpassung des Werkzeuges mit kleineren Ziehkantenradien behoben werden. Einfacher ist jedoch, die Radialspannung σ_r im Flansch zu erhöhen durch eine höhere Niederhalterkraft. Dies führt zu einer Zunahme der Hauptformänderung

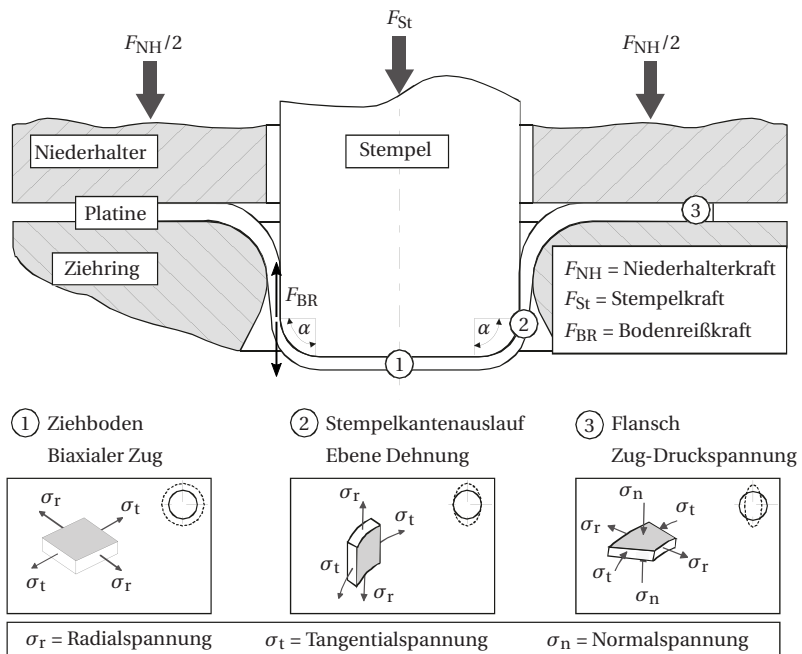


Abbildung 2.5: Spannungsverteilung im Ziehteil nach [80]

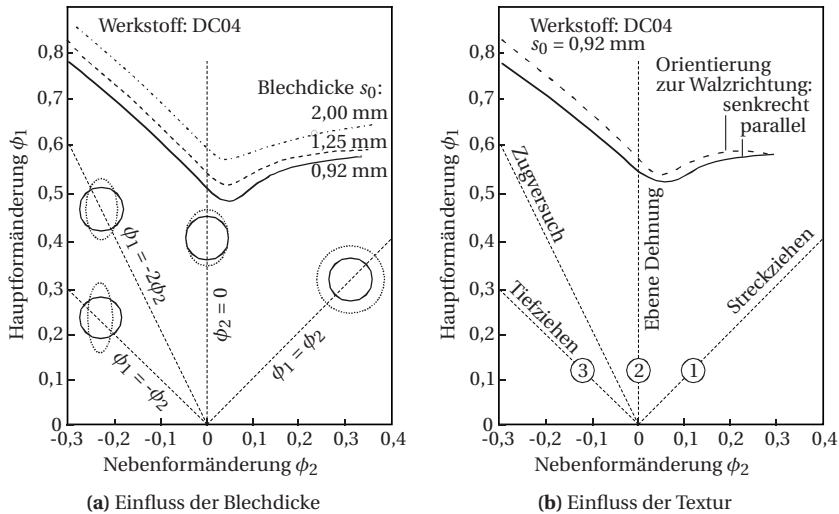


Abbildung 2.6: Einfluss der Textur und Blechdicke auf die Grenzformänderung von DC04 nach [81]

ϕ_1 im Verhältnis zur Nebenformänderung ϕ_2 , sodass keine Formänderungszustände unterhalb der Geraden *Tiefziehen* ($\phi_1 = -\phi_2$) in Abbildung 2.6 auftreten. Falten 2. Art entstehen in freien Umformzonen, in denen kein Kontakt zwischen Ziehteil und Werkzeug vorliegt. Dies ist der Fall im Ziehspalt, insbesondere, wenn dieser zu großzügig ausgelegt ist. Weitere Ursachen können große Ziehkanten- und/oder Stempelkantenradien, ein kleines Ziehverhältnis β oder ein konischer Stempelboden sein. Auch der Werkstoff selbst kann die Bildung Falten 2. Art begünstigen, wenn dieser einen kleinen Verfestigungsexponenten n besitzt. Reißer hingegen treten i.d.R. im Auslauf des Stempelkantenradius auf, in welchem die Beanspruchung des Ziehteils am größten ist, wie in Abbildung 2.5 dargestellt. Unter *Ebener Dehnung* ist das Formänderungsvermögen des Werkstoffes am geringsten, siehe Abbildung 2.6 Punkt 2, weshalb dies der kritischste Ziehteilbereich ist. Die Maßhaltigkeit des Ziehteils wird durch die Rückfederung stark beeinflusst, welche größer ausfällt, wenn der Werkstoff einen besonders hohen Elastizitätsmodul besitzt und/oder eine hohe Streckgrenze R_p , da besonders große elastische Dehnungen auftreten.

Für den Tiefziehprozess ist demnach eine möglichst niedrige Streckgrenze R_p bei gleichzeitig sehr hoher Zugfestigkeit R_m besonders günstig [80]. Idealerweise wird die Zugfestigkeit erst bei großen Dehnungen erreicht, denn bis zur Zugfestigkeit liegt die Gleichmaßdehnung A_g ohne Volumenänderung vor. Der Verfestigungsexponent n entspricht der logarithmischen Dehnung bzw. der Formänderung $\phi_g = n = \ln(\Delta l / L_0)$ bei R_m bzw. A_g . Somit ist ein hoher Wert des Verfestigungsexponenten ebenfalls vorteilhaft für den Tiefziehprozess [80, 82].

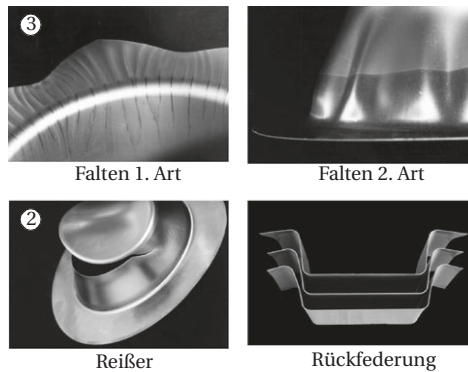


Abbildung 2.7: Defekte beim Tiefziehen nach [83]

2.6.2 Eindimensionale Umformung von FML

Behrens et al. [84] formen Sandwichverbunde aus HC220Y+ZE Stahlblech mit 0,26 mm Decklagen und einer 1,25 mm dicken Mittelschicht, bestehend aus 46 % UD-Glasfasern verstärktem Polyamid 6 (PA6), für eine vereinfachte Stoßfängergeometrie um. Die Geometrie besteht aus zwei verbundenen U-förmigen Querschnitten. Die Umformung der Sandwichstruktur erfolgt in eine Richtung, quer zur Längsachse der Geometrie. Die Faserverbundschicht wird in

zwei unterschiedlichen Faserorientierungen eingebracht (0° und 90°), wobei diese getrennt voneinander untersucht werden. Die 0° -Orientierung entspricht der Längsachse und die 90° -Orientierung der Querachse der Geometrie. Die Halbzeugkomponenten werden gestapelt, in einem Ofen auf 240°C erhitzt und in das auf 240°C isotherm beheizte Werkzeug transferiert, wo die Umformung stattfindet. Nach der Umformung wird das Bauteil aus dem Werkzeug entnommen und zur Abkühlung gelagert. Der Umformprozess im Werkzeug wird in der FE-Software LS-DYNA numerisch abgebildet. Das Metallblech wird mit dem Johnson-Cook Materialmodell beschrieben. Hierfür werden Zugversuche bei 100°C , 180°C und 220°C in 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung durchgeführt. Zusätzlich wird ein hydraulischer Tiefungsversuch bei Raumtemperatur genutzt, um das Fließverhalten präziser oberhalb der Gleichmaßdehnung beschreiben zu können. Als Fließbedingung wird planar anisotropes Fließen nach dem Hill 1948 Kriterium (Hill48) angenommen. Die Faserverbundkomponente wird durch zwei Schalenelemente modelliert. Die unidirektionale Faser wird über ein hyperelastisches benutzerdefiniertes Materialmodell (*MAT_249) beschrieben und für die PA6 Matrix wird ein isotropes elastisch-plastisches Materialmodell verwendet, welches auf der von Mises-Plastizität basiert. Die Materialparameter für das PA6 werden anhand von Zugversuchen bei Raumtemperatur, 50°C und 100°C ermittelt und für 240°C extrapoliert. Die Fasereigenschaften werden aus Zugversuchen in 0° - und 90° -Orientierung an Faserverbundproben bestimmt. Die Analyse der umgeformten Stoßfänger zeigt für beide Faserkonfigurationen, dass Fasereinzug in Faserrichtung und Matrixaustrag quer zur Faserrichtung stattfindet. Dieser Effekt tritt sowohl experimentell als auch numerisch auf. Grbic et al. [85] vergleichen die experimentellen und numerischen Stoßfängerbauteile mit 0° -Faserorientierung mittels optischer Vermessung (GOM GmbH, System: ATOS). Die Vermessung ergibt, dass das experimentelle Bauteil im Mittel um $0,47\text{ mm}$ von dem numerisch umgeformten Bauteil abweicht. Im Flanschbereich beträgt die Differenz $-0,65\text{ mm}$ bis $-1,08\text{ mm}$, sowie $+0,23\text{ mm}$ bis $+0,65\text{ mm}$ im mittleren Teil der Geometrie. Grbic et al. vermuten, dass die Abweichung aus Rückfederungseffekten resultiert, welche nicht in dem Materialmodell des Stahlblechs in der Umformsimulation berücksichtigt werden.

Behrens et al. [86] entwickeln den Prozess weiter von einem dreistufigen Prozess zu einem einstufigen Prozess. Hierbei findet das Aufheizen, die Umformung und das Abkühlen in einem Werkzeug in der Presse statt. Das Werkzeug ist mit oberflächennahen Kühlkanälen ausgestattet, um hohe Heiz- und Kühlraten realisieren zu können. Hierzu wird das Werkzeug permanent auf eine Arbeitstemperatur von 250 °C geheizt und zur Entnahme der Bauteile oberflächennah innerhalb von 45 s auf 160 °C gekühlt. Durch den entstehenden hohen Temperaturgradienten wird die Werkzeugoberfläche innerhalb von 240 s wieder vom restlichen Werkzeug erhitzt. Die gesamte Zykluszeit beträgt 360 s. Behrens et al. folgern, dass die Zykluszeit durch angepasste Kühlkanäle, welche näher an der Oberfläche sitzen, weiter reduziert werden kann. Als Material wird ein Sandwichaufbau aus 0,25 mm HC220Y+ZE Stahlblechen als Decklagen und 0,6 mm glasfaserverstärkter PA6 in der Mittelschicht verwendet. Um die Anhaftung zwischen Stahlblech und GFK zu verbessern, werden 0,2 mm dünne PA6 Folien zusätzlich als Klebeschicht zwischen Stahlblech und GFK-Schicht eingebracht. Es werden U-Profile mit der Faserorientierung in Profilrichtung hergestellt, die Umformung erfolgt also faserparallel. Die Profile weisen im Bereich des Matrizenradius Matrixansammlungen auf. Um die Zykluszeit und die benötigte Energie zur Beheizung des Werkzeugs zu reduzieren, schlagen Behrens et al. [87] eine weitere Prozessroutenvariante vor. Die 1 mm DP800-GI oder HX340-LAD+Z100 Stahlbleche werden in einem Ofen beheizt und galvannealed (Glühen von galvanisierten Blechen). Die Haltezeit und Temperatur betragen 15 s bei 550 °C für den DP800-GI und 15 s bei 470 °C für den HX340-LAD+Z100 Stahl. In einem zweiten Ofen werden die 1,5 mm Organosheets aus glasfaserverstärktem PA6 (Köper 2/2) mit 66 % FVG auf 220 °C geheizt. Die Halbzeuge werden in das auf 110 °C beheizte Werkzeug transferiert und umgeformt.

2.6.3 Zweidimensionale Umformung von FML

Lee et al. [88] formen unsymmetrische Näpfe aus 0,9 mm CR340 Stahlblech und vier Lagen Leinwandgewebe aus je 0,3 mm kohlenstofffaserverstärkter

Epoxidmatrix (CFK) um, mit dem Ziel, die spezifische Steifigkeit und Festigkeit zu steigern. Als mögliches Einsatzgebiet nennen sie die Automobilindustrie. Das Werkzeug wird isotherm auf 140 °C beheizt und die Haltezeit zur Polymerisation der Matrix beträgt 30 min. Lee et al. testen unterschiedliche Niederhalterkräfte (15 kN, 30 kN und 90 kN), sowie verschiedene Umformgeschwindigkeiten (8 mm/s, 14 mm/s und 22 mm/s). Der Stempeldurchmesser beträgt 37,5 mm und der Platinendurchmesser 75 mm. Aus den Angaben errechnen sich das Ziehverhältnis $\beta = 2$ und Niederhaldedrucke von rund 4,74 MPa, 9,49 MPa und 28,74 MPa. Mit steigendem Niederhaldedruck nimmt die Tiefziehfähigkeit ab von 11,2 mm auf 10 mm bzw. 8 mm. Bei konstantem Niederhaldedruck von 28,74 MPa nimmt die Tiefziehfähigkeit mit steigender Umformgeschwindigkeit ab, von 8 mm auf 7,6 mm bzw. 6,4 mm. Die Metallbleche reißen ausgehend vom Stempelradius. Mit zunehmendem Niederhaldedruck nimmt die aus dem Napfboden gepresste Matrix in der Zarge am Matrizenradius zu, sowie die Ausdünnung der CFK-Schicht im Stempelradius. Insgesamt wird über den gesamten Querschnitt keine gleichmäßige Dicke erreicht. Die Faserorientierung wird von dem Niederhaldedruck nicht beeinflusst, jedoch von der Umformgeschwindigkeit. Mit zunehmender Ziehgeschwindigkeit wird die Faserorientierung stark beeinflusst. Am Napfboden werden die quer zur Matrixflussrichtung verlaufenden Fasern Richtung Stempelradius verschoben und die senkrecht dazu verlaufenden Fasern gedehnt. Am Matrizenradius, wo sich die Matrix ansammelt, treten Delaminationen zwischen Stahlblech und CFK auf. Lee et al. [89] untersuchten auch den umgekehrten unsymmetrischen Verbund aus CFK/CR340 mit gleichen Materialspezifikationen. Mit außenliegenden Fasern wird das Umformvermögen, gegenüber dem Verbund mit außenliegendem Stahlblech, stark erhöht. Mit steigendem Niederhaldedruck und zunehmender Umformgeschwindigkeit nähern sich die Umformgrenzen beider Varianten an, wobei der Verbund mit außenliegenden Fasern höhere Ziehtiefen erreicht. Bei dem Verbund mit außenliegenden Fasern kommt es im Napfboden zur Porenbildung und Delamination, die sich bis in den Stempelradius fortsetzt.

Für die Großserienproduktion wird von Behrens et al. [90] ein einstufiger Tiefziehprozess vorgeschlagen, welcher den Fügeprozess von Metall und FKV mit der Umformung kombiniert. Hierzu untersuchen Behrens et al. die Umformung von Sandwichstrukturen aus 1 mm EN AW-5754 als Decklagen und unidirektional glasfaserverstärktem PA6 mit 40 % FVG als Mittelschicht. Die Schichtdicke des thermoplastischen Glasfaserverbundes beträgt 1,2 mm und 2,5 mm. In dem isotherm auf 270 °C beheizten Werkzeug werden Rundnäpfe mit 100 mm Stempeldurchmesser und einer Ziehtiefe von 35 mm hergestellt. Der Platinendurchmesser oder das Ziehverhältnis werden nicht angegeben. Nach der Umformung werden an den Rundnäpfen Matrixansammlungen im Zargenbereich festgestellt. Die Matrix fließt aus Zonen hohen transversalen Druckes, dem Bauteilboden und dem Niederhaltebereich, in Zonen geringen transversalen Druckes, die Zarge. Durch den Druckgradienten entsteht ein Matrixfluss, welcher insbesondere die Fasern quer zur Matrixfließrichtung verschiebt. Zusätzlich kommt es zur Faltenbildung 1. und 2. Ordnung im Metallblech. Die Falten 2. Ordnung in der Zarge, kombiniert mit der Matrixansammlung, führen zu Falten in der GFK-Schicht, wenn die Fasern quer zur Ziehrichtung orientiert sind.

Rajabi et al. [91] untersuchen symmetrische Sandwichverbunde aus 0,5 mm Aluminium EN AW-1200-O und einer Polypropylen (PP) oder einer glasfaserverstärkten PP-Mittelschicht. Für eine bessere Haftung zwischen Aluminium und der unverstärkten bzw. verstärkten PP-Mittelschicht verwenden Rajabi et al. eine 0,2 mm hot-melt PP-Folie. Die Mittelschicht aus PP wird in zwei Schichtstärken hergestellt, 1 mm und 2 mm. Der FVG für die glasfaserverstärkte PP-Schicht beträgt 36 % bzw. 22 %. Die Glasfaserverstärkung liegt in Form eines Gewebes mit einer 0°-, 90°-Orientierung vor. Als weitere Einflussfaktoren werden der Platinendurchmesser D mit 110 mm und 120 mm, die Niederhaltekraft in vier Stufen mit 2,7 kN, 7,5 kN, 13 kN und 16,5 kN und die Werkzeugtemperatur in vier Stufen mit 30 °C, 70 °C, 110 °C und 150 °C untersucht. Aus den Abmessungen und Niederhaltekraften ergeben sich die Niederhaltedrucke zwischen 0,39 MPa bis 3,24 MPa und das Ziehverhältnis zu

$\beta(D = 110 \text{ mm}) = 1,71$ bzw. $\beta(D = 120 \text{ mm}) = 1,86$. Mit zunehmender Niederhaltekraft nehmen die Falten für beide Varianten ab, wobei die Wahrscheinlichkeit des Reißens im Stempelradius zunimmt. Bei höheren Werkzeugtemperaturen werden geringere Umformkräfte benötigt und die Tiefziehfähigkeit wird gesteigert. Jedoch muss mit zunehmender Temperatur auch der Niederhaldedruck erhöht werden, um die Faltenbildung zu unterbinden.

Hahn et al. [92] formen Näpfe aus zwei verschiedenen hybriden Sandwichkonfigurationen um. Die Decklagen bestehen aus 0,25 mm HC220Y oder MH340Z Stahlblech und für die Mittellage wird PA6 mit einer 1,5 mm Kohlenstofffasergewebeverstärkung oder 2 mm unidirektionalen Kohlenstofffaserverstärkung, mit jeweils 45 % FVG, verwendet. Die Halbzeuge werden 7 min in einem separaten Ofen auf 230 °C temperiert, damit eine homogene Temperaturverteilung im Halbzeug vorliegt, bevor der Transfer ins isotherm auf 230 °C beheizte Werkzeug erfolgt. Neben den unterschiedlichen Materialkombinationen untersuchen Hahn et al. den Niederhaldedruck in drei Stufen (5 MPa, 10 MPa und 15 MPa), sowie zwei Ziehtiefen mit 20 mm und 40 mm. Der Stempel- bzw. Platindurchmesser betragen 100 mm bzw. 190 mm, woraus sich das Ziehverhältnis $\beta = 1,9$ ergibt. Während der Umformung wird das Werkzeug mit MoS₂ geschmiert. Bei einem Niederhaldedruck von 5 MPa treten bereits bei einer Ziehtiefe von 20 mm Falten 1. Ordnung im Flansch und Falten 2. Ordnung im Zargenbereich, innenliegend zum Stempel, auf. Die Falten 1. und 2. Ordnung können bei Erhöhung des Niederhaldedrucks auf 10 MPa für Näpfe mit Gewebeverstärkung vermieden werden. Bei Näpfen mit unidirektionaler Verstärkung treten weiterhin Falten 1. und 2. Ordnung auf. Eine erfolgreiche Umformung von unidirektional verstärkten Näpfen war innerhalb dieser Studie nicht möglich. Die Bauteile wiesen entweder Falten auf oder rissen im Stempelradius. Bei 40 mm Ziehtiefe treten sowohl für unidirektional verstärkte, als auch für gewebeverstärkte Näpfe, Falten auf und das äußere Blech reißt am Stempelradius. Eine Erhöhung des Niederhaldedrucks auf 15 MPa führt bei beiden Konfigurationen zu versagen des äußeren Blechs im Stempelradius, wobei der gewebeverstärkte Napf eine Ziehtiefe von 16,9 mm, gegenüber 11,2 mm Ziehtiefe beim unidirektional verstärkten, erreicht. Hahn et al. schlussfolgern, dass

hybride Sandwichverbunde mit Faserverstärkung in Gewebeform besser für das Tiefziehen geeignet sind, als unidirektionale bzw. stark anisotrope Faserverstärkungen. Bereiche freier Umformung sollten durch konstruktive Maßnahmen vermieden werden, sodass das zu formende FML immer in beidseitigem Werkzeugkontakt ist. Je dünner die Faserverstärkungsschicht ist, desto weniger Faltenbildung wird erwartet, da die Metallbleche besser in Dickenrichtung gestützt werden.

Wollmann et al. [93] untersuchen hybride Sandwichverbunde mit Decklagen aus 0,25 mm HC220Y Stahlblechen mit 1 mm kohlenstofffaserverstärktem PA6 Kern mit 45 % FVG. Das Werkzeug ist isotherm auf 230 °C temperiert und wird mit MoS₂ Schmiermittel zur Reibungsminderung benetzt. Wollmann et al. testen verschiedene Niederhalterkräfte 100 kN, 200 kN und 300 kN, dies entspricht NiederhalTEDrücken von 5 MPa, 10 MPa und 15 MPa. Das Ziehverhältnis beträgt $\beta = 1,9$. Das Tiefziehen wird durchgeführt, bis Versagen eintritt, wobei Versagen durch Reißen der Metallbleche (Kraftabfall der Stempelkraft) oder Faltenbildung in Flansch und Zarge definiert wird. Bei 5 MPa NiederhalTEDruck treten Falten im Flansch und der Zarge auf. Ab 10 MPa wird die Faltenbildung auf den äußeren Flanschbereich reduziert und bei 15 MPa NiederhalTEDruck reißt das äußere Metallblech im Stempelkantenradius, wobei die NÄpfe faltenfrei sind.

2.7 Fazit des Kenntnisstands

Wie der Kenntnisstand gezeigt hat, ist die Herstellung von FML in Großserien derzeit nicht realisierbar. Dies liegt an der zu langen Prozesszykluszeit, der mangelnden Prozesssicherheit, der geringen erreichbaren Komplexität der Bauteile und den hohen Material- und Prozesskosten [12, 88–91, 94–97]. Die bisherigen Ansätze konnten die genannten Herausforderungen nur zum Teil lösen, es bedarf weiterer Prozessentwicklung. Für den Umformprozess ergeben sich die folgenden Rückschlüsse:

Prozesse mit vorimprägnierten Faserhalbzeugen (Organosheets oder Prepregs) besitzen einen vordefinierten FVG. Dies kann zu Matrixansammlungen führen und das Blech besitzt keinen beidseitig steifen Kontaktpartner, sondern wird einseitig elastisch auf dem Faserverbund gebettet. Zusätzlich sollten freie Umformzonen ohne Werkzeugkontakt vermieden werden [92]. Bei der Umformung im Tiefziehprozess kommt es daher bei Aufbringen der Niederhalterkraft

- a) zu Faltenbildung 1. Art im Flanschbereich bzw. 2. Art in der Zarge, wenn die Niederhalterkraft zu gering gewählt wird oder
- b) die Matrix wird aus dem Flanschbereich ausgequetscht, wenn die Niederhalterkraft zu groß gewählt wird [84, 90].
- c) Hohe Niederhaltedrucke, sowie hohe Umformgeschwindigkeiten, reduzieren die Tiefziehfähigkeit [88].

Für die numerische Modellierung sind nachfolgende Punkte zu berücksichtigen:

Arbeiten, die sowohl das querdehnungsabhängige Zugverhalten als auch das membrandehnungsabhängige Schubverhalten darstellen, sind bisher nicht publiziert. Außerdem wurde das Verformungsverhalten unter biaxialen Zug-Druckspannungen in der Gewebeebe in der makroskopischen Materialmodellierung bisher nicht berücksichtigt. Die Umformung der steifen Bleche im Tiefziehprozess erfordert hohe Niederhalterkräfte im Vergleich zu den Niederhalterkräften in der Gewebeumformung. Durch die hohen Niederhalterkräfte werden kombinierte Spannungszustände mit Zug-Druckspannungen in der Ebene in die Gewebelagen induziert. Um dieses komplizierte mehrachsige Verformungsverhalten zu modellieren, wird ein Materialmodell benötigt, das die Zug-Druck-Anisotropie, die biaxiale Kopplung durch die Ondulationsinteraktion der Rovings und die Scherversteifung bzw. -erweichung durch positive und negative Membranspannungen berücksichtigt. Denkbar ist ein hyperelastischer, invariantenbasierter Modellierungsansatz, auf der Grundlage der Arbeiten von Yao et al. [68, 77, 78, 98]. Hierzu müssen die Gleichungen

zur Beschreibung der Verzerrungsenergiedichte für negative Dehnungen erweitert werden. Diese müssen so modifiziert werden, dass die abschnittsweise Beschreibung des Materialverhaltens die mathematische Kontinuität an den Abschnittsgrenzen sicherstellt. Je nach Ebene der Materialgleichungen (Steifigkeits-, Spannungs-Dehnungs- oder Energieniveau) sind mehrere kontinuierlich differenzierbare Funktionen erforderlich. Basierend auf diesen Erkenntnissen soll ein Materialmodell entwickelt und in einer Subroutine in ABAQUS/Explicit implementiert werden.

3 Der In-situ-Hybridisierungsprozess

In Zusammenarbeit mit Thomas Mennecart (Technische Universität Dortmund, Institut für Umformtechnik und Leichtbau (IUL)) wird innerhalb des Projektes *In situ Hybridisierung beim Tiefziehen - Thermoplastische Faser-Metall-Laminatbauteile (FML) basierend auf reaktiv verarbeiteten Gusspolyamid 6*, gefördert durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG), ein neuer Ansatz zur Herstellung von mehrdimensional gekrümmten FML verfolgt. Dieser Ansatz wird in einer zweiten Projektphase in Zusammenarbeit mit Moritz Kruse (Leuphana Universität Lüneburg, Institut für Produktionstechnik und -systeme (IPTS)) und Christian Poppe (Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Institut für Fahrzeugsystemtechnik-Leichtbau (FAST-LB)) weiterentwickelt. Der zeitliche Verlauf der Projekte und der Inhalt dieser Arbeit, in Abgrenzung zu den anderen Arbeitsinhalten, sind in Abbildung 3.2 dargestellt. Der in dieser Arbeit betrachtete Prozess wird nachfolgend als *In-situ-Hybridisierungsprozess* bezeichnet und kombiniert den Tiefziehprozess aus der Metallumformung, sowie das Resin Transfer Molding (RTM) reaktiver Thermoplaste aus der Faserverbundherstellung [23]. Beide Prozesse haben sich in ihren jeweiligen Branchen als geeignete Großserienverfahren bewiesen [6, 99–105]. Vor, während oder nach dem Tiefziehprozess wird eine reaktive Matrix zwischen Deckbleche aus Metall injiziert. Die Matrix infiltriert die Fasern, polymerisiert nach der Umformung und bildet so die Grenzfläche zwischen dem Faserverbund und den metallischen Deckblechen aus, siehe Abbildung 3.1.

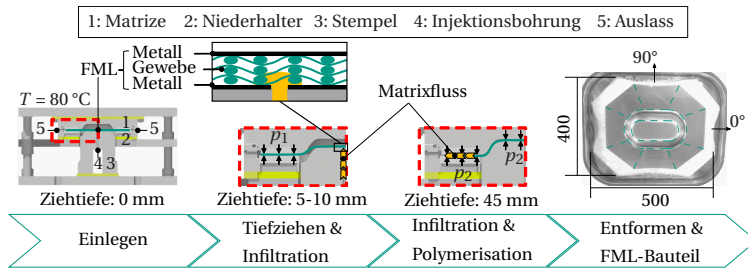


Abbildung 3.1: Schematischer Prozessablauf nach [106]

Ein weiterer Vorteil dieser Prozesskombination ist die Flexibilität in der Materialauswahl für Metallblech und Faserhalbzeug. Es werden keine vorimprägnierten duromeren Faserhalbzeuge (Prepreg) oder vorimprägnierte thermoplastische Faserhalbzeuge (oft als Organobleche bezeichnet) für die Faserverstärkung benötigt. Die Geometrie, Lagenanzahl und Materialkombination des Faserhalbzeuges kann individuell und vor Ort den Herstellungsbedürfnissen oder Bauteilanforderungen angepasst werden. Ebenso ist die Lagerung einfach, da keine gekühlte Lagerung erforderlich ist, wie bei duromeren Prepregs. Für die Metallverstärkung steht eine breite Auswahl an Legierungen für den Tiefziehprozess zur Verfügung. Diese können aus Aluminium- oder Stahlblech sein, sehr hohe Bruchdehnungen (DC07 mit $A_{80} \approx 44\%$) bis hin zu sehr hohen Streckgrenzen (CP-K 900Y1180T mit $R_{p0,2} = 1070\text{ MPa}$) aufweisen und entsprechend des benötigten Umformgrades und der geforderten Bauteilperformance angepasst werden. Warmumformstähle (z.B. MBW-K 1900) sind aufgrund der hohen Prozesstemperaturen von über 700 °C nicht verwendbar, da sich hier die Kunststoffmatrix zersetzen würde. Der Matrixwerkstoff ist frei wählbar und die einzige Voraussetzung ist, dass er reaktiv zu verarbeiten sein muss. Hierdurch können Duomere, sowie reaktive thermoplastische Matrixsysteme, verarbeitet werden. Die Viskosität der Matrix ist für den Verarbeitungsprozess sehr wichtig und kann entsprechend der Anforderungen durch ein geeignetes Matrixsystem eingestellt werden, siehe Abschnitt 3.1.3.

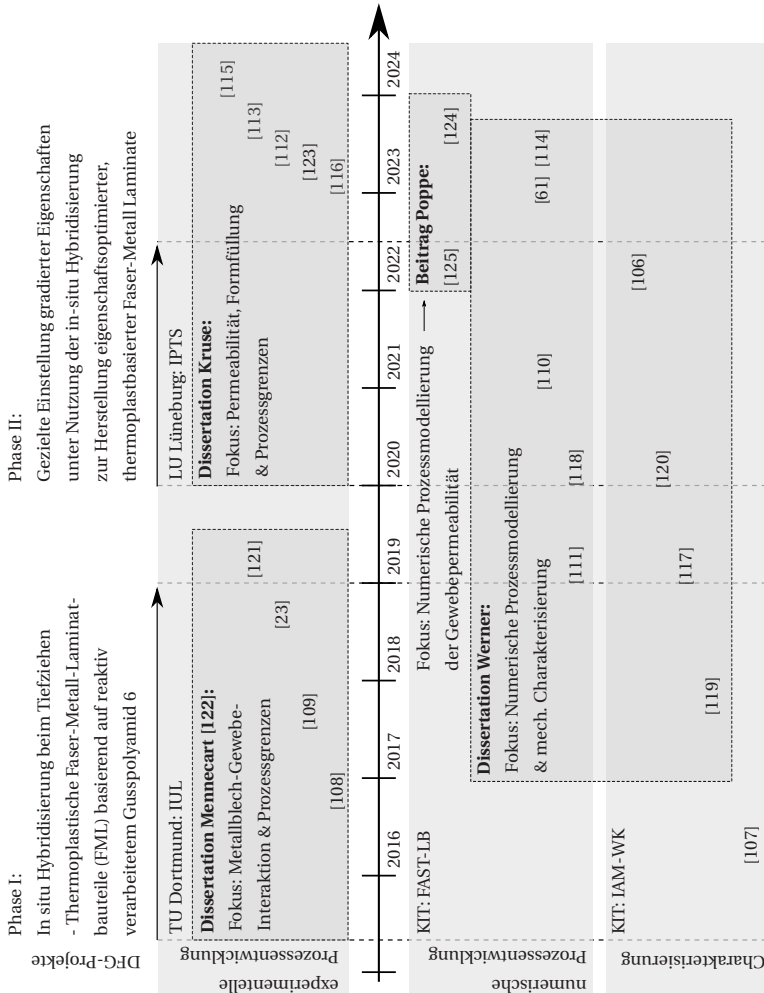


Abbildung 3.2: Übersicht der Veröffentlichungen im Projektverlauf der *In situ Hybridisierung*

3.1 Versuchswerkstoffe

Die Umformgrenzen des *In-situ-Hybridisierungsprozess* hängen maßgeblich von den verwendeten Materialien ab. Als wesentliche und limitierende Materialparameter sind hier die Bruchdehnung der Metallbleche, die Bruchdehnung der Fasern bzw. des Faserhalbzeuges, die Drapierbarkeit des Faserhalbzeuges und die Viskosität der Matrix zu nennen. In den nachfolgenden Abschnitten wird auf die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Konstituenten eingegangen.

3.1.1 Metallblech

Für das Metallblech wird der Tiefziehstahl DC04 (1.0338) mit 1 mm Blechstärke verwendet. Dieser bietet eine gute Kombination aus Tiefziehfähigkeit ($\phi_g = n \approx 0,18$) bei zu erwartenden mechanischen Eigenschaften ($R_m = 350$ MPa). Hierin ist n der Verfestigungsexponent, welcher bei der Gleichmaßdehnung ϕ_g bzw. näherungsweise bei der Zugfestigkeit R_m bestimmt wird. Eine weitere wichtige Eigenschaft für das Tiefziehverhalten ist die senkrechte Anisotropie r . Diese ist das Verhältnis zwischen Breiten- zu Dickendehnung und beschreibt somit die Anisotropie des Fließverhaltens, wobei ein Wert $r > 1$ bedeutet, dass die Breitenrichtung die Hauptfließrichtung ist. DC04 weist eine senkrechte Anisotropie $r = 1,6$ in Kombination mit dem Verfestigungsexponenten $n = 0,18$ auf, welche sich beide günstig auf die Tiefziehfähigkeit auswirken, wie in Abschnitt 2.6.1 beschrieben.

Für die weitere Verarbeitung der Bleche im *In-situ-Hybridisierungsprozess* werden die Oberflächen nach DIN EN 13887 durch Schleifen behandelt [126]. In dem manuellen Schleifprozess wird Schleifpapier der Körnung P 180 mit einer mittleren Siliziumkarbid Partikelgröße von $63 \mu\text{m}$ bis $106 \mu\text{m}$ nach DIN ISO 6344-1 verwendet [127]. Der Prozess erfolgt in drei Schritten. Zuerst wird

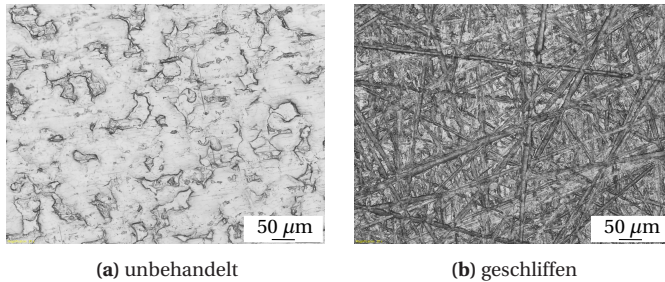


Abbildung 3.3: Vergleich der DC04 Oberfläche vor und nach dem Schleifprozess

die Walzrichtung (0° -Richtung) angeschliffen, danach das Blech um 90° gedreht und quer zur Walzrichtung geschliffen. Zuletzt wird kreisend mit einem Durchmesser kleiner 100 mm angeschliffen, wobei jeder Schleifschritt so lange durchgeführt wird, bis die vorherige Vorzugsorientierung, bzw. die ursprüngliche Oberfläche, nicht mehr eindeutig zu erkennen ist. Die unbehandelte und behandelte Oberfläche ist in Abbildung 3.3 dargestellt. Die DC04 Blechoberflächen werden mit einem Konfokalmikroskop (μ surf, NanoFocus AG) nach DIN EN ISO 3274, DIN EN ISO 4287 und DIN EN ISO 4288 vermessen [128–130]. Die Messungen erfolgen in der Mitte von jeweils vier DC04 Blechen (100 mm x 100 mm) über eine Länge von 4,12 mm. Der Mittenrauwert R_a der unbehandelten DC04 Bleche beträgt $R_a = 1,334 \mu\text{m} \pm 0,032 \mu\text{m}$ und die gemittelte Rautiefe $R_z = 7,92 \mu\text{m} \pm 0,25 \mu\text{m}$. Für die angeschliffenen DC04 Bleche betragen der Mittenrauwert $R_a = 0,468 \mu\text{m} \pm 0,017 \mu\text{m}$ und die gemittelte Rautiefe $R_z = 3,80 \mu\text{m} \pm 0,16 \mu\text{m}$ [119, 131]. Nachfolgend wird für unbehandelte Bleche die Abkürzung DC04 verwendet und jede davon abweichende Modifikation mit einem Zusatz versehen. Für geschliffene Bleche wird DC04-Sc, für geschliffene Bleche mit Haftvermittler DC04-Sc-H verwendet.

3.1.2 Faserhalbzeug

Als Faserhalbzeug wird ein Köpergewebe aus Glasfasern mit 280 gm^{-2} (Inter-glas 92125 FK800) mit einer 2/2 Webung verwendet, welches sich durch gute

Drapiierbarkeit auszeichnet. In Kettrichtung (Produktionsrichtung) besitzt das Gewebe 7 Rovings pro 10 mm (entspricht 143 gm^{-2}) und in Schussrichtung sind es 6,5 Rovings pro 10 mm (entspricht 133 gm^{-2}), sodass eine leichte Anisotropie vorliegt, siehe Abbildung 3.4. Die Feinheit der Rovings in Kettrichtung beträgt 204 tex, wobei diese aus drei kleineren Rovings mit je 68 tex ohne Verdrillung hergestellt sind (EC 9-68x3 t0). In Schussrichtung werden die Glasfasern in einem einzigen Roving mit 204 tex zusammengefasst (EC 9-204). Die Filamente eines Garns bzw. Rovings besitzen einen Durchmesser von $9 \text{ }\mu\text{m}$. Das Gewebe wird mit einer für reaktive Thermoplaste optimierten Schlichte (FK800) ausgeliefert, welche Aminogruppen (Vinylbenzyl-Aminosilan) zur Anbindung an die Matrix besitzt. Diese ist unter anderem geeignet für Epoxidharze, Methylmethacrylate, ungesättigte Polyesterharze, Acrylate und Polyamide.

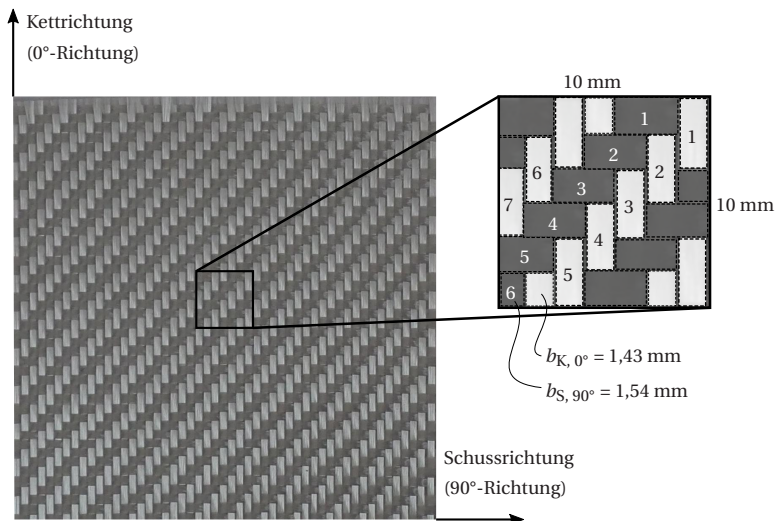


Abbildung 3.4: Verwendetes Köpergewebe aus Glasfasern mit 2/2 Webung

3.1.3 Matrix

In der vorliegenden Arbeit soll ein reaktives thermoplastisches Matrixsystem zum Einsatz kommen. Dieses kombiniert die Vorteile der Verarbeitung analog zu duromeren Reaktivsystemen, wie eine niedrige Viskosität und chemische Reaktion im Verarbeitungsprozess, mit den Eigenschaftsvorteilen eines Thermoplasten. Thermoplaste sind schmelzbar und ermöglichen durch Erwärmung einen nachfolgenden, weiteren Umformschritt, z.B. für besonders komplexe Bauteile oder das Fügen durch Kunststoffschweißen. Durch die Schmelzbarkeit ist die Materialzurückführung nach dem Lebenszyklusende ebenfalls einfacher. Kommerziell sind, Stand heute, nur zwei reaktive thermoplastische Matrixsysteme verfügbar. Dies sind Gusspolyamid 6 (PA6 G für *Guss* oder PA6 C für *Caprolactam*) und Polymethylmethacrylat (PMMA) mit dem Handelsnamen Elium von Arkema S.A.. PA6 G weist eine hohe Bruchdehnung auf, ist jedoch schwierig in der Verarbeitung durch seine Feuchtesensitivität [132, 133]. Diese bezieht sich nicht ausschließlich auf die mechanischen Eigenschaften, welche stark von der Wasseraufnahme abhängen [134–140], sondern auch auf die reaktive Verarbeitung [141–144]. Während der Verarbeitung kann, durch die hohe Affinität zu Wasser, die Polymerisationsreaktion gestört werden, sodass die Luftfeuchtigkeit die Produktion beeinflussen kann. Es ist daher notwendig, alle Halbzeuge (Faser und Metallblech) direkt vor der Verarbeitung zu trocknen. Das auf PMMA basierende Elium Matrixsystem ist robuster und einfacher in der Verarbeitung und wird deshalb bevorzugt ausgewählt.

Es wird Elium 150 verwendet, wobei dieses aus Verarbeitungsgründen aus den einzelnen Eliumkomponenten Elium 130 (mit Reaktionsbeschleuniger) und Elium 190 (ohne Reaktionsbeschleuniger) im Verhältnis 1:1 gemischt wird. Als Radikal für die Polymerisation dient Dibenzoylperoxid in Pulverform mit 50 % Dicyclohexylphthalat als Selbstentflammungsschutz (United Initiators GmbH, Produkt: BP-50-FT). Der Verlauf der Viskosität in Folge der chemischen Reaktion bei konstanter Temperatur ($T_1 = 70\text{ °C}$, $T_2 = 80\text{ °C}$) ist über der

Zeit in Abbildung 3.5 dargestellt. Bei 70 °C kann die Eliummischung 3 min lang verarbeitet werden. Die Verarbeitungszeit sinkt bei 80 °C auf rund 1 min ab.

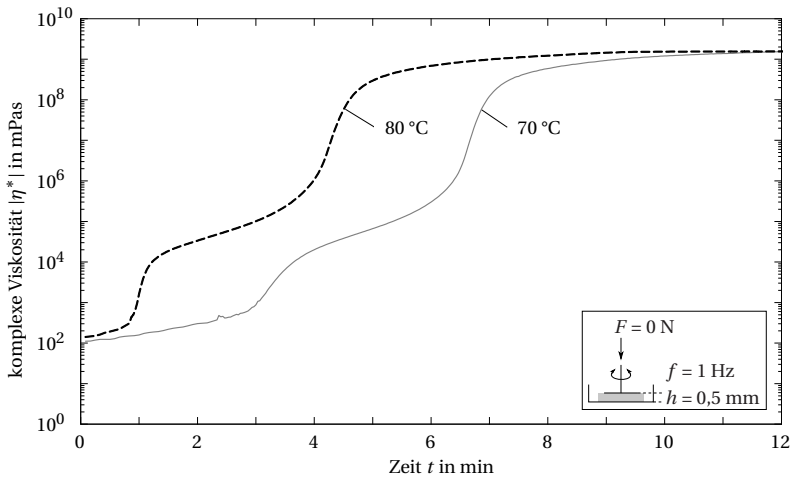


Abbildung 3.5: Viskositätsverlauf des 50 % Elium 130 und 50 % Elium 190 Gemisches mit 2,5 % Peroxid (Angaben in Masseprozent)

3.2 Anlagentechnik

3.2.1 Injektionsanlage

Es wird eine Injektionsanlage für zweikomponentige Matrixsysteme mit Heizkabine des Typs 100/125/25/HP von Wolfangel verwendet. Diese wird pneumatisch über einen externen Druckluftanschluss (max. 16 bar) betrieben und ist dadurch explosionsgeschützt. Die maximale Förderleistung ist vom bereitgestellten pneumatischen Betriebsdruck abhängig. Das Fördervolumen beträgt laut Datenaufzeichnung $16,64 \text{ gs}^{-1} \pm 1,32 \text{ gs}^{-1}$ mit einer 1 MPa (10 bar) Druckluftversorgung. Die Mischung der Komponenten A und B erfolgt in der heizbaren Kabine (max. 110 °C) und wird über einen beheizbaren Schlauch

an den Injektionskopf transportiert, wo ein Drucksensor (Nenndruck 2,5 MPa (25 bar), max. 4 MPa (40 bar)) sitzt. Die Kabine und der Schlauch werden während der Versuche nicht beheizt, sodass alle Versuche bei Raumtemperatur durchgeführt werden. Die Anlage wird über eine Speicherprogrammierbare Steuerung (SPS) bedient. Für die Versuche ist die Injektionsanlage vom Fraunhofer Institut für Chemische Technologie (ICT) entliehen und an das IUL in Dortmund transportiert worden, wo die Versuche zur *In-situ-Hybridisierung* stattfinden.

3.2.2 Ziehpresse und Werkzeug

Die Versuche werden am IUL auf einer dreifach wirkenden hydraulischen Ziehpresse BZE 1000 - 30.1.1 von Müller Weingarten mit maximal 10.000 kN Presskraft durchgeführt. Die Ziehpresse besteht aus Stößel und Ziehkissen. Über das Ziehkissen wird die Niederhalterkraft auf das Werkzeug aufgebracht und die Umformung des Bauteils erfolgt über die Stößelkraft.

Die Werkzeuggeometrie ist in Abbildung 3.6 dargestellt. Die Napfgeometrie setzt sich aus einem rotationssymmetrischem und nicht rotationssymmetrischem Teil mit einem ausgeprägten Plateau bzw. Boden zusammen. Das Werkzeug ist dreiteilig aufgebaut und besteht aus dem unbeweglichen Stempel (3) mit einer mittigen Bohrung von 18 mm (4), dem Niederhalter (2), welcher über die Pinolen des Ziehkissens betätigt wird und der Matrize (1), die am Stößel befestigt ist. Die Werkzeugoberflächen sind auf 58 HRC gehärtet. Die Matrize und der Stempel sind mit einem Einlaufradius von 20 mm ausgeführt, damit die Fasern kontinuierlich aus dem Flanschbereich in den Stempel eingezogen werden können. Die Matrix wird durch die 18 mm Bohrung im Stempel injiziert, da hier keine Relativverschiebung des Blechs gegenüber dem Werkzeug stattfindet. In dem Niederhalter sind links und rechts je eine Entlüftungsbohrung (5) mit 14 mm Durchmesser vorgesehen. Der Spalt zwischen Stempel, Niederhalter und Matrize beträgt 2 mm bei komplett geschlossenem Werkzeug (Niederhalter und Matrize liegen auf) und die Ziehtiefe ist 45 mm. Das

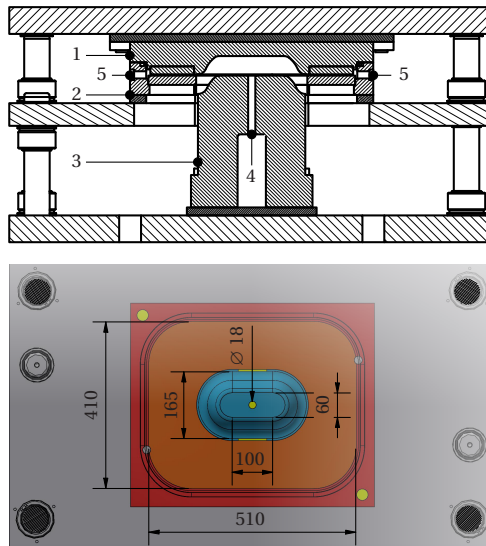


Abbildung 3.6: Werkzeuggeometrie in mm mit 1: Matrize, 2: Niederhalter, 3: Stempel, 4: Injektionsbohrung und 5: Auslass

Werkzeug ist über elektrische Heizpatronen (Türk+Hillinger GmbH, Modell: HLP 120126 mit 500 W) isotherm beheizbar und wird über Thermoelemente mit einem PID-Regler überwacht. Hierzu befinden sich jeweils zwei Heizpatronen in Stempel, Niederhalter und Matrize, welche gegenüber dem restlichen Werkzeug thermisch isoliert sind. Der Anguss und die Entlüftungsbohrungen können über pneumatische Ventile geöffnet bzw. geschlossen werden. Am Anguss wird ein Dreiwegeventil über einen pneumatischen Schwenkantrieb (Typ: Air Torque DR00030U AZ) angesteuert und an der Entlüftung steuert der pneumatische Schwenkantrieb (Festo Vertrieb GmbH & Co. KG, Typ: DAPS-0008-090-R-F03) die Messing-Minikugelhähne (Typ: Innengewinde G 3/8“, PN 15). Bedient werden die pneumatischen Ventile über Steuerschieber (Festo Vertrieb GmbH & Co. KG, Typ: VHER-H-B43U-G18), welche mit DUO-Kunststoffschläuchen aus Polyurethan (Festo Vertrieb GmbH & Co. KG, Typ: PUN-6x1-DUO-BS) verbunden sind.

3.3 Prozessablauf und Bauteilherstellung

3.3.1 Materialzuschnitt

Das Köpergewebe aus Glasfasern wird auf dem Zünd Hochleistungscutter G3 L-2500 am ICT zugeschnitten. Der Zuschnitt erfolgt unter Vakuum, um Faser-verschiebungen während des Zuschnitts zu vermeiden. Dazu wird das Faserhalbzeug zwölflagig auf etwa 2,2 m Länge in $(0,90)^\circ$ -Orientierung abgelegt, mit einer Papiertrennlage nach sechs Lagen. Die Abmaße eines Zuschnittes betragen 500 mm x 400 mm, mit 45° -Phasen an den Ecken, welche eine Tiefe von 70 mm besitzen. Ein Zuschnitt besteht demnach aus sechs Lagen Glasfaserköpergewebe und ist bereit für die direkte Weiterverarbeitung im *In-situ-Hybridisierungsprozess*. Durch die Mehrfachablage kann es zu geringen Orientierungsabweichungen zwischen den einzelnen Lagen kommen, jedoch wird die Handhabbarkeit beim Einlegen in das Werkzeug gesteigert.

Die Metallbleche werden am IUL per Laserstrahl (Trumpf Lasercell TLC 1005) ausgeschnitten. Die Abmessungen des Blechs betragen 400 mm x 350 mm, mit 70 mm tiefen 45° -Phasen an den Ecken. Die Bleche der unteren Decklage erhalten zusätzlich eine mittige Bohrung mit einem Durchmesser von 18 mm.

3.3.2 In-situ-Hybridisierung

Die Metallbleche werden unmittelbar vor der Verarbeitung mit Schleifpapier angeschliffen, wie in Abschnitt 3.1.1 beschrieben. Nach dem Schleifen werden die Bleche mit Isopropanol von innen nach außen gereinigt und je Blech werden 9 g des Haftvermittlers mit einem Pinsel aufgetragen (2,0 % Glymo gelöst in 87,8 % Isopropanol, 10,0 % destilliertem Wasser, 0,2 % Essigsäure, alle Angaben in Masseprozent) [119].

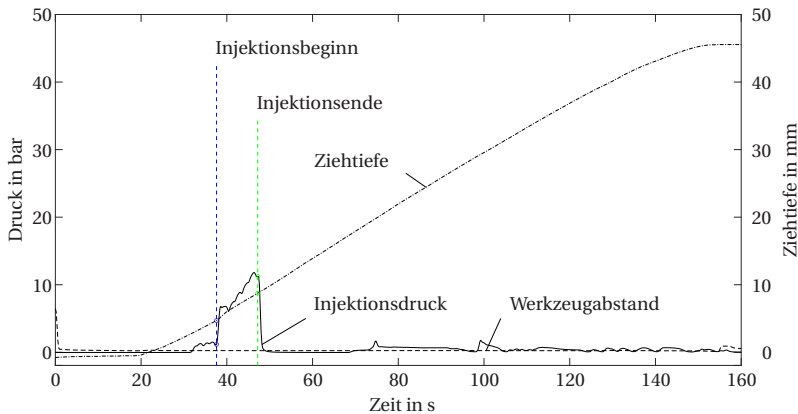


Abbildung 3.7: Druckverlauf und Ziehweg während der *In-situ-Hybridisierung*

Um unterschiedliche FVG einzustellen, werden zwei Metallbleche und drei oder sechs Glasfasergewebelagen gestapelt, mit den Metallblechen außen, so dass ein trockenes FML-Sandwich entsteht. Durch die feste Kavitätshöhe führen weniger Glasfasergewebelagen zu geringeren Faservolumengehalten. Die Walzrichtung des Blechs und die Kettrichtung des Gewebes werden als 0° -Orientierung definiert, wie in Abbildung 3.1 dargestellt. Alle Bauteile werden mit dieser definierten Orientierung hergestellt. Das trockene Sandwich wird mittig in die Ziehpresse auf den Niederhalter gelegt, sodass die Bohrungen im unteren Blech und Stempel zentriert sind. Die Fasern werden über den Niederhalter und die Matrice während des Tiefziehprozesses geklemmt und hierdurch gegen Verrutschen gesichert. Da eine konventionelle, kraftgesteuerte Tiefziehpresse verwendet wird, kann der Tiefziehvorgang nach dem Schließen des Werkzeuges nicht angehalten werden. Ein Zwischenhalt vor Erreichen der vollen Ziehtiefe von 45 mm ist nicht möglich. Wie in Abbildung 3.7 dargestellt, wird die Injektion der Matrix während des Tiefziehprozesses begonnen. Damit die Matrix nicht zwischen das Blech und den Stempel injiziert wird, muss eine Mindestziehtiefe erreicht werden. Ab der Mindestziehtiefe dichtet das Metallblech durch plastische Verformung gegenüber dem Stempel ab. Zur

Tabelle 3.1: Eingestellte Anlagenparameter zur *In-situ-Hybridisierung*

Parameter	Symbol	Wert	Einheit
Werkzeugtemperatur	$T_{\text{NH}}; T_{\text{M}}; T_{\text{St}}$	80; 80; 85	°C
Niederhaltekraft	F_{NH}	160	kN
Tiefziehgeschwindigkeit	ν	0,5	mm/s
Injektionsbeginn	i_{B}	10	% von 45 mm
Injektionsende	i_{E}	21	% von 45 mm
Polymerisationszeit und -kraft	$t_{\text{P}}; F_{\text{P}}$	900; 353	s; kN
Anzahl Gewebelagen	n_{G}	3; 6	-
Matrixmasse	m_{M}	250; 286	g

Polymerisation wird die Ziehpresse abgeschaltet, da diese sich sonst automatisch öffnen würde. Die Haltezeit beträgt 900 s mit 353 kN und das Werkzeug ist während des gesamten Prozesses isotherm auf 80 °C temperiert. In Tabelle 3.1 sind die verwendeten Anlagenparameter zusammengefasst.

3.3.3 Nachbehandlung

Nach dem Entformen der Bauteile werden diese für eine Stunde bei 80 °C in einem Ofen getempert, um thermische Eigenspannungen abzubauen und die Matrix vollständig auszuhärten.

4 Experimentelle Methoden

4.1 Auswertungsmethodik

In diesem Abschnitt wird die Methodik zur Auswertung aller Rohdaten beschrieben. Diese gilt unabhängig vom Prüfverfahren und wird somit z.B. auf Schneidscherversuche (SSV), Zugversuche oder Textilscherversuche (Picture-Frame-Versuch) angewendet. In der Regel liegen die Rohdaten als *Amerikanischer Standard-Code für den Informationsaustausch* (engl.: American Standard Code for Information Interchange, ASCII) nach DIN 66003:1999-02 vor [145]. Die Rohdaten werden in die Software MATLAB eingelesen, verarbeitet und ausgegeben in Form von statistischen Größen oder Diagrammen. Hierzu müssen die Probekörper nachvollziehbar benannt werden.

4.1.1 Probekörperbenennung und -entnahme

Die Bauteile weisen bezüglich der x - und y -Achse eine Symmetrie auf, woraus sich vier unterschiedliche Bauteilregionen ergeben, die bei der Charakterisierung betrachtet werden. Die Regionen werden mit römischen Ziffern bezeichnet, wie in den Abbildungen 4.1 und 4.2 dargestellt. In Region I findet keine Relativverschiebung der Glasfaserlagen statt. Die Region II und IV sind durch Blech- und Fasereinzug zur Bauteilmitte hin gekennzeichnet und in Region III werden die Fasern drapiert. Je Region werden Probekörper in zwei unterschiedlichen Orientierungen entnommen. Für die Regionen I, II und IV in 0° - und 90° -Orientierung und für die Region III in 45° - und 135° -Orientierung. Die globale Orientierung der Probekörper in Region III ist immer dieselbe,

durch die Achsensymmetrie in x - und y -Richtung entsprechen die Probekörper in der mit 135° angegebenen Region III faktisch einer lokalen Orientierung von 135° . Aus diesen Angaben wird die vollständige Probekörperbenennung mit *Region Orientierung Glasfaserlagenanzahl*, z.B. $I\ 0^\circ\ 6L$ für Region I in 0° -Orientierung mit 6 Lagen Glasfasergewebe, zusammengesetzt.

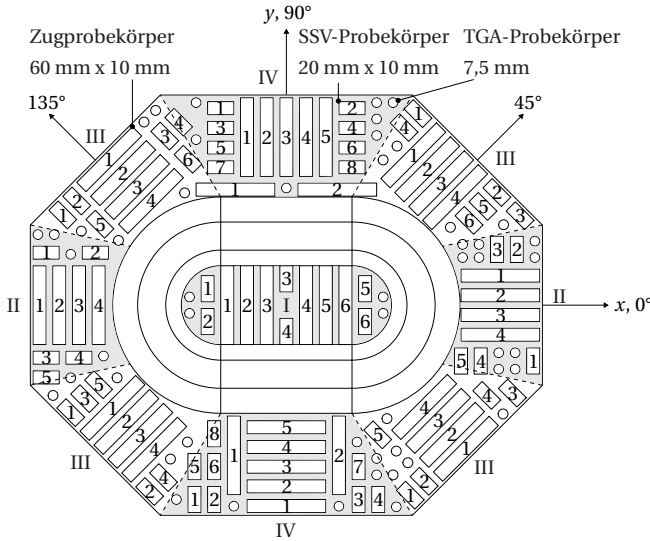


Abbildung 4.1: Schnittplan 1 für die Bauteile 25, 46, 50 und 54

Es werden Probekörper mit 7,5 mm Durchmesser zur Bestimmung des Faser volumengehaltes φ_F durch die Thermogravimetrische Analyse (TGA), Probekörper für Schneidscherversuche (SSV) nach [146] mit 20 mm x 10 mm, sowie Probekörper für Zugversuche in Anlehnung an DIN EN ISO 527-4:2022-03 [147] mit 60 mm x 10 mm entnommen. Die Dicke h_0 ist von der Gewebelagenanzahl abhängig und beträgt für dreilagige Bauteile $h_0 \approx 2,74$ mm, sowie $h_0 \approx 3,26$ mm für die sechslagigen Bauteile. Die Bauteile und Probekörperanzahl je Versuch sind in Tabelle 4.1 zusammengefasst. Die Probekörper werden per Wasserstahl (SNZ Schneidebetrieb GmbH) aus den Bauteilen

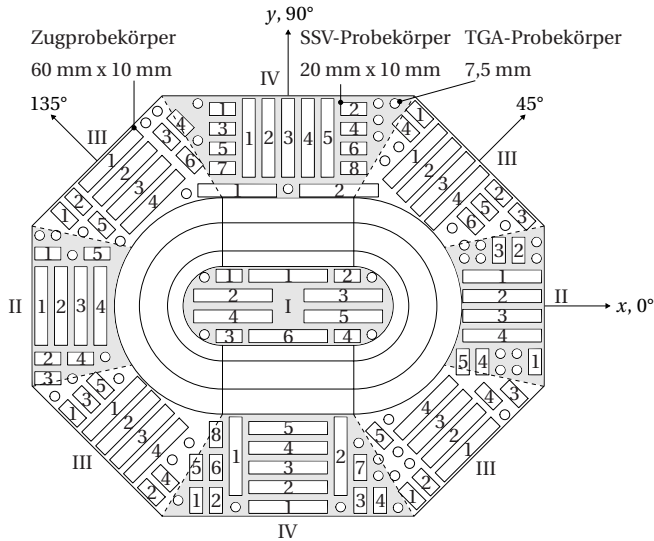


Abbildung 4.2: Schnittplan 2 für die Bauteile 47, 48, 49 und 51

entnommen. Damit es beim Anschnitt der Probekörper nicht zur Delamination der FML-Bauteile kommt, werden diese am Anschnittpunkt vorgebohrt. Die Schnittpläne unterscheiden sich in der zentralen Region I durch die Orientierung der Probekörper und sind ansonsten identisch.

Tabelle 4.1: Probekörperanzahl je Lagenaufbau und Prüfmethode (g: gültig/ s: Summe)

Bauteilname	Lagenaufbau	Prüfmethode	Probekörperanzahl (g/s)
BT 49, BT 50, BT 51, BT 54	[DC04, (0,90) ₃ , DC04]	TGA	$n = 139/204 \approx 68 \%$
		SSV	$n = 108/212 \approx 51 \%$
		Zug	$n = 55/ 84 \approx 65 \%$
BT 25, BT 46, BT 47, BT 48	[DC04, (0,90) ₆ , DC04]	TGA	$n = 114/204 \approx 56 \%$
		SSV	$n = 86/212 \approx 41 \%$
		Zug	$n = 61/ 84 \approx 73 \%$

4.1.2 Elastische Kennwerte und Statistik

Zur Auswertung von linearem Verhalten wird die Methode der kleinsten Fehlerquadrate nach ASTM E111-04 [148] verwendet. Als Ergebnis der linearen Regression wird die Steigung c_1 einer linearen Gleichung der Form:

$$\mathbf{y} = c_1 \mathbf{x} + c_2 \quad (4.1)$$

berechnet. Darin ist \mathbf{x} ein Array, dessen zugehöriger Funktionswert in dem Array \mathbf{y} gespeichert ist, mit dem Schnittpunkt der Ordinate c_2 . Diese Methodik wird zur Bestimmung des Elastizitätsmoduls oder allg. der Steifigkeit angewendet. Die lineare Regression findet innerhalb x oder y -abhängiger Grenzen statt. Für den Auswertebereich wird der Bestimmtheitsmaß CD und der Variationskoeffizient CV berechnet. Der Bestimmtheitsmaß nimmt den Wert $CD = 1$ für absolute Übereinstimmung an, also ideales lineares Verhalten. Der Variationskoeffizient CV ist ein relatives Streuungsmaß und kann als normierte Varianz verstanden werden. Laut ASTM E111-04 *Standard Test Method for Young's Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus* sollte der Variationskoeffizient Werte unterhalb von $CV = 2 \%$ annehmen [148]. Als Grenzwert für den Übergang von linearem zu nichtlinearem Verhalten wird aus der Steigung c_1 , der zulässigen Linearitätsabweichung x_{offset} und dem Schnittpunkt mit der Ordinate c_2 , der lineare Funktionswert y_{linear} berechnet nach

$$y_{\text{linear}} = c_1 \cdot (\mathbf{x} - x_{\text{offset}}) + c_2 \quad (4.2)$$

$$\Delta \mathbf{y} = \mathbf{y} - y_{\text{linear}} < 0. \quad (4.3)$$

Ist die Differenz $\Delta \mathbf{y}$ kleiner 0, handelt es sich um nichtlineares Verhalten innerhalb der Toleranz x_{offset} . Der erste Wert, der diese Bedingung erfüllt, wird als Grenzwert abgespeichert. Ein Beispiel hierfür ist die 0,05 %-Dehngrenze $R_{p0,05}$ mit der zulässigen Linearitätsabweichung $x_{\text{offset}} = 0,05 \%$.

Alle Box-Plots werden nach den Vorschlägen von John W. Tukey [149] erstellt. Die rote Markierung zeigt den Median und wird umrahmt von einer blauen Box, die jeweils das obere und untere Quartil (25 % bzw. 75 %) umfasst. Die Whisker beinhalten alle Werte, welche innerhalb der 2,7-fachen Standardabweichung SD liegen. Dies entspricht einem Vertrauensintervall von rund 99,7 %. Werte außerhalb dieses Intervalls werden als potenzielle Ausreißer betrachtet und werden durch ein rotes Kreuz dargestellt.

4.2 Bauteildicke und -faservolumengehalt

In diesem Abschnitt werden verschiedene Methoden vorgestellt, um die Bauteildicke und den Faservolumengehalt der GFK-Schicht zu bestimmen. Dies sind die thermogravimetrische Analyse (TGA) in Kombination mit der Dichtemessung im Eintauchverfahren nach DIN EN ISO 1183-1:2019-09 [150], die Berechnung des Faservolumengehalts aus der Probekörperdicke, sowie die optische Vermessung der Bauteildicke (GOM GmbH, System: ATOS) und der Formänderung der Bleche (GOM GmbH, System: ARGUS).

4.2.1 Dichtemessung und thermogravimetrische Analyse

Das Ziel der Versuche ist die Bestimmung des Faservolumen- φ_F und des Porenvolumengehalts φ_P der Glasfasergewebesicht. Hierfür müssen die Dichte des FMLs ρ_{FML} , die Dichte des DC04 Blechs ρ_{DC04} und die Dichte des Glasfaserverbundes ρ_{GFK} bestimmt werden. Die Dichtemessung im Eintauchverfahren nach DIN EN ISO 1183-1:2019-09 [150] und die TGA werden am Fraunhofer ICT durchgeführt.

Die Dichtemessung im Eintauchverfahren nach DIN EN ISO 1183-1:2019-09 [150] wird mit einer Analysenwaage mit Dichtebestimmungskit (Sartorius, Typ: Entris 220g) durchgeführt. Als Messflüssigkeit wird demineralisiertes

Wasser verwendet, dessen Dichte anhand der gemessenen Temperatur fortlaufend korrigiert wird. Die Dichte des Messobjektes i

$$\rho_i = \frac{m_{i,\text{Luft}}}{m_{i,\text{Luft}} - m_{i,\text{H}_2\text{O}}} \cdot \rho_{\text{H}_2\text{O}} \quad (4.4)$$

wird aus der Masse des Objektes in Luftumgebung $m_{i,\text{Luft}}$ und der Masse in Wasserumgebung $m_{i,\text{H}_2\text{O}}$ bestimmt, wobei $i = \text{FML}$, DC04 für das FML bzw. das DC04 Blech steht. Die Dichte des Glasfaserverbundes

$$\rho_{\text{GFK,th}} = \frac{100}{\frac{100-w_F}{\rho_m} + \frac{w_F}{\rho_F}} \quad (4.5)$$

$$\rho_{\text{GFK,me}} = \frac{\rho_{\text{FML}} \cdot w_{\text{GFK}}}{100 - \frac{w_{\text{DC04}} \cdot \rho_{\text{FML}}}{w_{\text{GFK}}}} \quad (4.6)$$

kann erst nach dem Veraschen der Matrix an synthetischer Luft bei $T_{\text{TGA}} = 750^\circ\text{C}$ durch die Makro-TGA (Leco, Typ: TGA701) berechnet werden, wobei $\rho_{\text{GFK,th}}$ die theoretische Dichte ohne Poren und $\rho_{\text{GFK,me}}$ die gemessene Dichte mit Poren sind. Hierfür wird die Dichte der Matrix ρ_M und die Dichte der Faser ρ_F , der Massenanteil der Faser, der Masseanteil des GFKs und der Masseanteil des DC04 Blechs

$$w_F = \frac{m_{\text{FML,TGA}} - m_{\text{DC04}}}{m_{\text{GFK}}} \cdot 100 \% \quad (4.7)$$

$$w_{\text{GFK}} = \frac{m_{\text{GFK}}}{m_{\text{FML}}} \cdot 100 \% \quad (4.8)$$

$$w_{\text{DC04}} = \frac{m_{\text{DC04}}}{m_{\text{FML}}} \cdot 100 \% \quad (4.9)$$

$$\text{mit } m_{\text{GFK}} = m_{\text{FML}} - m_{\text{DC04}} \quad (4.10)$$

benötigt. Die Massen müssen gegenüber derselben Umgebung gemessen werden. Die Masse des FMLs wird vor der TGA m_{FML} und nach der TGA $m_{\text{FML,TGA}}$ gemessen. Die DC04 Bleche werden aus dem veraschten Probekörper, mit der Masse $m_{\text{FML,TGA}}$, entfernt und gewogen, woraus sich die Masse m_{DC04} ergibt. Die Differenz der DC04 Blechmasse nach der Veraschung und der FML-Masse vor der Veraschung wird als die GFK-Masse angenommen, welche die Masse

der Fasern, der Matrix und des Haftvermittlers beinhaltet. Aus Gleichung 4.7 kann der Faservolumengehalt (FVG)

$$\varphi_F = \frac{1}{1 + \frac{\rho_F}{\rho_M} \left(\frac{1}{w_F} - 1 \right)} \cdot 100 \% \quad (4.11)$$

und aus den Gleichungen 4.5, sowie 4.6 der Porenvolumengehalt (PVG)

$$\varphi_P = \frac{\rho_{\text{GFK,th}} - \rho_{\text{GFK,me}}}{\rho_{\text{GFK,th}}} \cdot 100 \% \quad (4.12)$$

berechnet werden. Dabei ist anzumerken, dass der Faservolumengehalt und der Porenvolumengehalt in Bezug auf das GFK-Volumen angegeben werden und sich nicht auf das gesamte Volumen des FMLs beziehen. Die Matrix- und Glasfaserdichte werden der Literatur mit $\rho_M = 1190 \text{ kgm}^{-3}$ und $\rho_F = 2540 \text{ kgm}^{-3}$ entnommen [151, 152]. Der Metallvolumengehalt (MVG)

$$\varphi_{\text{DC04}} = \frac{m_{\text{DC04}} \cdot \rho_{\text{FML}}}{m_{\text{FML}} \cdot \rho_{\text{DC04}}} \cdot 100 \% \quad (4.13)$$

kann aus der FML- bzw. DC04-Masse m_{FML} bzw. m_{DC04} und den dazugehörigen Dichten ρ_{FML} und ρ_{DC04} berechnet werden. Aufgrund des geringen Probekörperdurchmessers von $d_{\text{TGA}} = 7,5 \text{ mm}$ werden drei bis vier Probekörper einer Region zusammen gemessen.

4.2.2 Dickenmessung an Probekörpern

Die Probekörperdicke wird mit einer Bügelmessschraube jeweils dreimal gemessen. Die Metallbleche werden idealisiert mit einer Dicke $h_{\text{DC04}} = 1 \text{ mm}$, das Flächengewicht einer Glasfasergewebelage mit $\rho_{\text{A,F}} = 0,28 \text{ kgm}^{-2}$ und die Dichte der Glasfasern mit $\rho_F = 2540 \text{ kgm}^{-3}$ angenommen. Der Faservolumengehalt

$$\varphi_F = \frac{\rho_{\text{A,F}} \cdot n}{\rho_F \cdot (h - 2 \cdot h_{\text{DC04}})} \cdot 100 \% \quad (4.14)$$

in % kann dann, mit n der Lagenanzahl und h der gemessenen Dicke, berechnet werden.

4.2.3 Optische Bauteilvermessung

Zur geometrischen Analyse werden die Bauteile optisch vermessen (GOM GmbH, System: ATOS). Für die Bewertung des Verzerrungszustandes der Bleche werden optische Formänderungsmessungen (GOM GmbH, System: ARGUS) der Blechoberflächendehnung genutzt. Hierzu wird ein Punktmuster mit definiertem Abstand auf die Blechoberfläche geätzt. Die ARGUS- und ATOS-Messungen werden vom IUL durchgeführt und die Rohdaten der Messungen werden zur Verfügung gestellt. Der ARGUS-Datensatz eines Bauteils besteht aus den lokal aufgelösten Haupt- und Nebenformänderungen, welche vom System nach Gleichungen 2.39 berechnet werden. Die Hauptformänderung ϕ_1 ist die größte plastische Dehnung, die Nebenformänderung ϕ_2 die kleinste plastische Dehnung und ϕ_3 die Formänderung in Dickenrichtung. Unter der Annahme der Volumenkonstanz

$$0 = \phi_1 + \phi_2 + \phi_3 \quad (4.15)$$

kann anhand der Oberflächendehnung die Dickenänderung

$$\phi_3 = -(\phi_1 + \phi_2) \quad (4.16)$$

$$h = h_0 \cdot e^{\phi_3} \quad (4.17)$$

bzw. die Dicke des DC04 Blechs nach der Umformung h , aus der Haupt- und Nebenformänderung berechnet werden. Zusätzlich kann mit Kenntnis der Dickenänderung ϕ_3 die Vergleichsformänderung nach von Mises

$$\phi_v = \sqrt{\frac{2}{3}(\phi_1^2 + \phi_2^2 + \phi_3^2)} \quad (4.18)$$

berechnet werden. Diese ist eine plastische Vergleichsdehnung, welche einen mehrachsigen Formänderungszustand in einen einachsigen Formänderungszustand überführt. Hierdurch kann ein mehrachsiger Formänderungszustand mit einem einachsigen Formänderungszustand, wie dem Zugversuch, verglichen werden. Die berechnete Blechdicke aus der Formänderung (GOM GmbH, System: ARGUS) kann mit der optischen Dickenmessung des gesamten Bauteils (GOM GmbH, System: ATOS) kombiniert werden, um die Dicke der GFK-Schicht

$$h_{\text{GFK}} = h_{\text{ATOS}} - (h_{\text{ARGUS,oben}} + h_{\text{ARGUS,unten}}) \quad (4.19)$$

an jedem Punkt im Bauteil zu bestimmen.

4.2.4 Optische Scherwinkelmessung

Die Scherwinkel werden an Bauteilen gemessen, deren Deckbleche vor der Fertigung mit Trennmittel behandelt und nach der Fertigung entfernt werden. Die dann freiliegende, obere Gewebelage wird vermessen, indem jeder zehnte Roving in Kett- und Schussrichtung manuell nachgezeichnet und mit einer Nummer bzw. einem Buchstaben versehen wird. Das sich hieraus ergebende Netz ist in Abbildung 4.3 dargestellt. Der Winkel θ jedes Kreuzungspunktes dieses Netzes wird gemessen, woraus der Mittelwert innerhalb einer Zelle berechnet wird. Der Scherwinkel einer Zelle ergibt sich somit zu

$$\gamma = 90^\circ - \frac{|\theta_1| + \dots + |\theta_n|}{n}. \quad (4.20)$$

Bei dieser Vorgehensweise wird von einer idealen rechtwinkligen Anfangsorientierung der Rovings ausgegangen und es können nur Zellen ausgewertet werden, die ohne Verzerrung auf die xy -Ebene projiziert werden können. Dies ist für den Zargenbereich nicht gegeben und somit eine Auswertung nicht möglich.

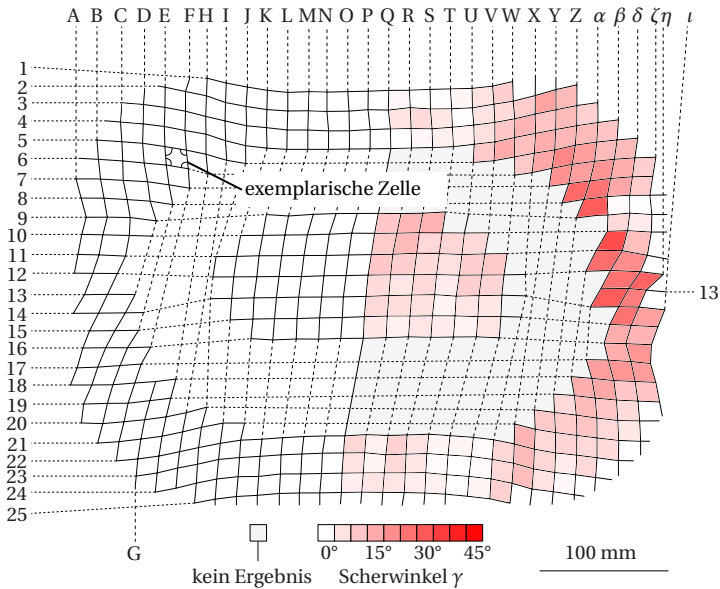


Abbildung 4.3: Methode zur Scherwinkelmessung

4.3 Methoden zur Charakterisierung der Konstituenten

In diesem Abschnitt werden die Methoden zur Charakterisierung der Konstituenten DC04-Metallblech und E-Glasfasergewebe beschrieben. Die Versuchsdaten und -ergebnisse werden für die numerische Modellierung des hybriden Umformprozesses bzw. für die resultierenden Materialeigenschaften benötigt. Durch das nahezu isotrope Materialverhalten der Metallbleche können alle relevanten Materialparameter für die Modellierung aus Zugversuchen bestimmt werden. Das mechanische Verhalten der Fasergewebe ist anisotrop und die gängigen Annahmen für monolithische Materialien gelten insbesondere nicht für gewebte Strukturen. Damit das Deformationsverhalten des E-Glasfasergewebes korrekt abgebildet werden kann, werden Zug-,

Druck- und Schubversuchsdaten benötigt. Die Schubdeformation wird mittels Picture-Frame-Versuch bestimmt.

4.3.1 Warmzugversuch an DC04

Der *In-situ-Hybridisierungsprozess* findet bei 80 °C statt, weshalb die Charakterisierung des DC04-Metallblechs ebenfalls bei 80 °C durchgeführt wird. Für die Materialmodellierung werden die elastischen und plastischen Kennwerte des DC04 benötigt. Dies sind der Elastizitätsmodul E , die Dehngrenze R_p , die Zugfestigkeit R_m und die plastische Fließkurve k_f . Hierfür werden Warmzugversuche am IUL an der TU Dortmund durchgeführt und die Versuchsdaten werden durch das IUL zur Auswertung zur Verfügung gestellt.

4.3.1.1 Versuchsaufbau und -durchführung des Warmzugversuches

Die Warmzugversuche werden auf einer Zwick/Roell Zwick.Z250 Universalprüfmaschine mit einer 250 kN Kraftmessdose durchgeführt. Hierzu werden die Probekörper in einer Temperatorkammer kontinuierlich während des Versuches auf 80 °C beheizt, wobei die Feuchte nicht reguliert wird. Die Probekörpergeometrie wird in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1:2020-06 und DIN EN ISO 6892-2:2018-09 [153, 154], als Dog Bone Probekörper mit den Abmessungen 150 mm x 28 mm x 1 mm ($L \times B \times h$) und innerhalb der parallelen Länge mit 75 mm x 10 mm x 1 mm ($L \times B \times h$) gewählt. Bis zur Gleichmaßdehnung A_g wird die Dehnung mittels Extensometer über eine Länge $L_0 = 25$ mm aufgezeichnet und danach über die Traverse der Universalprüfmaschine (Bezugslänge $L_p = 75$ mm), damit die Messschneiden beim Versagen nicht beschädigt werden. Es wird eine Vorspannung von 5 MPa aufgebracht. Die nominelle Dehnrates am Querhaupte ist $\dot{\epsilon} = 0,00025 \text{ s}^{-1}$ während der Bestimmung des Elastizitätsmoduls E und der Dehngrenze R_p und danach $\dot{\epsilon} = 0,0067 \text{ s}^{-1}$. Es werden Probekörper in Walzrichtung (0°-Orientierung), quer zur Walzrichtung (90°-Orientierung) und in 45°-Orientierung zur Walzrichtung geprüft. Die Breite B_0

und die Dicke h_0 werden jeweils dreimal innerhalb der Messlänge L_0 mit einer Bügelmessschraube gemessen und der Mittelwert für die Auswertung berechnet.

4.3.1.2 Auswertung des Warmzugversuches

Die technische Spannung

$$\sigma = \frac{F}{A_0} = \frac{F}{h_0 B_0} \quad (4.21)$$

wird aus der Kraft F und dem Anfangsquerschnitt A_0 mit der Ausgangsbreite B_0 und Ausgangsdicke h_0 berechnet. Die technische Dehnung

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{L_0} \quad (4.22)$$

in Längsrichtung des Probekörpers wird mit der Probekörperverlängerung Δl und der Anfangsmesslänge L_0 berechnet. Die wahre Spannung

$$\sigma_w = (1 + \varepsilon)\sigma \quad (4.23)$$

und die logarithmische Dehnung

$$\varepsilon_l = \ln(1 + \varepsilon) \quad (4.24)$$

werden aus der technischen Spannung σ und der technischen Dehnung ε bis zur Zugfestigkeit R_m umgerechnet. Danach ist die Annahme der Volumenkonstanz nicht mehr zulässig und die Daten müssen durch analytische Modelle extrapoliert werden. Hieraus kann die logarithmische plastische Dehnung

$$\varepsilon_{l,p} = \ln(1 + \varepsilon) - \frac{\sigma_w}{E} \quad (4.25)$$

bestimmt werden.

4.3.2 Zug- und Druckversuch am Gewebe

Für die Modellierung wird das Deformationsverhalten des Gewebes in Kettrichtung (0° -Orientierung) und Schussrichtung (90° -Orientierung) benötigt. Durch die Webung liegt eine leichte Anisotropie vor, siehe Abschnitt 3.1.2, welche eine Untersuchung beider Orientierungen notwendig macht. Das Deformationsverhalten des Gewebes unterscheidet sich durch seine Struktur stark von dem Verformungsverhalten einer einzelnen Glasfaser oder eines Glasfaserrovings, vergleiche Abschnitt 2.4.1. Das Materialverhalten auf Gewebestruktur-ebene kann daher nicht durch Literaturdaten für den Elastizitätsmodul der Glasfaser unter Zug- bzw. Druckbeanspruchung beschrieben werden.

4.3.2.1 Versuchsaufbau und -durchführung Gewebezugversuch

Die Gewebezugversuche werden an einer Zwick/Roell ZMART.PRO 100 kN Universalprüfmaschine mit 20 kN Kraftmessdose durchgeführt. Die Dehnung wird optisch mittels dreidimensionaler digitaler Bildkorrelation (GOM GmbH, System: ARAMIS 4M) mit einer Aufnahmefrequenz von 5 Hz gemessen. Für die Dehnungsmessung wird ein stochastisches Muster aus weißer Grundierung (Motip Dupli GmbH, Farbe: Aqua eco+ RAL 9010 matt) und schwarzer Farbe (Createx GmbH, Farbe: 5211 Opaque Black) auf den Glasfasergeweben verwendet. Um eine hohe Auflösung zu gewährleisten, wird ein feines Sprühmuster der schwarzen Farbe mit einer Airbrushpistole (Harder & Steenbeck GmbH & Co. KG, Modell: Hansa 381) aufgetragen. Die Farbe ist zudem für große Dehnungen geeignet. Durch die Reflexion der Glasfasern kann auf die Grundierung nicht verzichtet werden. Zur Krafteinleitung wird innerhalb der Einspannlänge l_E der trockenen Probekörper aus Köpergewebe Epoxidmatrix (Schmitz-Metallographie GmbH, Epoxydharz: Epoclear 2000) aufgebracht. Zusätzlich werden Krafteinleitungselemente aus Pappe auf die infiltrierte Einspannbereiche geklebt, da die Gewebelagen ansonsten zu dünn für die hydraulischen Spannbacken sind. Die nominelle Prüfgeschwindigkeit

beträgt $\nu = 1 \text{ mmmin}^{-1}$. Die Gewebe werden in 0° - und 90° -Orientierung getestet, sowie unter verschiedenen Seitenverhältnissen $\Lambda = L_0:B_0$. Die Abmessungen der Probekörper sind in Tabelle 4.2 zu finden. Bei den Abmessungen handelt es sich um theoretische, berechnete Werte, welche sich infolge der Rovinganzahl ergeben. Da das verwendete Glasfaserkörpergewebe 7,0 Rovings pro 10 mm in 0° -Orientierung und 6,5 Rovings pro 10 mm in 90° -Orientierung besitzt, unterscheidet sich die Rovinganzahl für die Verhältnisse 1:4 und 4:1, sowie in 0° -Orientierung und 90° -Orientierung, leicht. Hierdurch ist die nominelle Dehnrate nicht konstant für alle untersuchten Konfigurationen, sie beträgt $\dot{\epsilon} \approx 0,0002 \text{ s}^{-1}$ bis $0,0009 \text{ s}^{-1}$. Die maximale Breite der Probekörper darf 75 mm nicht überschreiten, da dies die maximale Spannbackenbreite ist. Es werden hydraulische Spannbacken verwendet und der Spanndruck auf 40 bar eingestellt. Die Vorkraft wird in Abhängigkeit der Rovinganzahl n_R mit 1 N/pro Roving gewählt.

Tabelle 4.2: Probekörperabmessungen für die Gewebezugsprüfung

Φ	$\Lambda =$ $L_0 : B_0$	l_E in mm	L_0 in mm	B_0 in mm	$n_{R\parallel}$	$n_{R\perp}$
0°	1 : 4	98,5	18,5	74,3	52	12
	1 : 1	153,9	73,9	74,3	52	48
	4 : 1	153,9	73,9	18,6	13	48
90°	1 : 4	98,6	18,6	73,9	48	13
	1 : 1	154,3	74,3	73,9	48	52
	4 : 1	154,3	74,3	18,5	12	52

4.3.2.2 Versuchsaufbau und -durchführung für den Gewebedruckversuch

Für die Bestimmung der Druckeigenschaften von Geweben gibt es keine gängige oder standardisierte Prüfmethode. Daher werden zwei unterschiedliche Prüfmethoden zur Abschätzung der Eigenschaften unter Druckbeanspruchung angewendet. Die erste Prüfmethode staucht eine ebene Gewebeprobe. Bei der Zweiten wird der Probekörper in eine Richtung aus der Ebene vorgekrümmt, um undefiniertes Knicken zu verhindern und den Probekörper zu stabilisieren, siehe Abbildung 4.4. Der ebene Stauchversuch (eSV) wird am IAM-WK und der gestützte Stauchversuch (gSV) am Institut für Luft- und Raumfahrttechnik (ilr), Professur für Luftfahrzeugtechnik, der TU Dresden durchgeführt und ist in [38] beschrieben. Die gemessenen Rohdaten werden anschließend zur Auswertung dem IAM-WK zur Verfügung gestellt. In Tabelle 4.3 sind die Abmessungen der verwendeten Probekörper aufgeführt, wobei jede Zeile einem Probekörper entspricht. Es werden sieben Probekörper mit 0°-Orientierung und vier Probekörper mit 90°-Orientierung zur Lastrichtung geprüft. Die Prüfvorrichtung am ilr ermöglicht den Einsatz einer zusätzlichen Beulstütze, diese Probekörper erhalten den Zusatz *Beulstütze* (BS).

Am IAM-WK entspricht der Versuchsaufbau für die Druckprüfung demjenigen der Gewebezugversuche. Die Prüfdurchführung wird mit den nachfolgenden Änderungen für den Druckversuch angepasst. Nach dem Einspannen der Gewebeprobekörper wird eine Zugspannung von 0,1 MPa aufgebracht, bevor die Druckprüfung beginnt. Die Druckprüfung findet mit einer nominellen Prüfgeschwindigkeit $\nu = 0,5 \text{ mmmin}^{-1}$ statt, welches einer nominellen Dehnrates von $\dot{\epsilon} \approx 0,0004 \text{ s}^{-1}$ bis $0,001 \text{ s}^{-1}$ entspricht.

Die Versuche am ilr werden an einer Universalprüfmaschine von Hegenwald & Peschke Inspektorsk 50 mit einer 200 N Kraftmessdose durchgeführt. Während der Prüfung beträgt die Raumtemperatur 22,8 °C. Die Druckprüfung findet mit einer nominellen Prüfgeschwindigkeit $\nu = 0,1 \text{ mmmin}^{-1}$ statt, welches einer nominellen Dehnrates von $\dot{\epsilon} \approx 0,00005 \text{ s}^{-1}$ bis $0,0003 \text{ s}^{-1}$ entspricht. Die

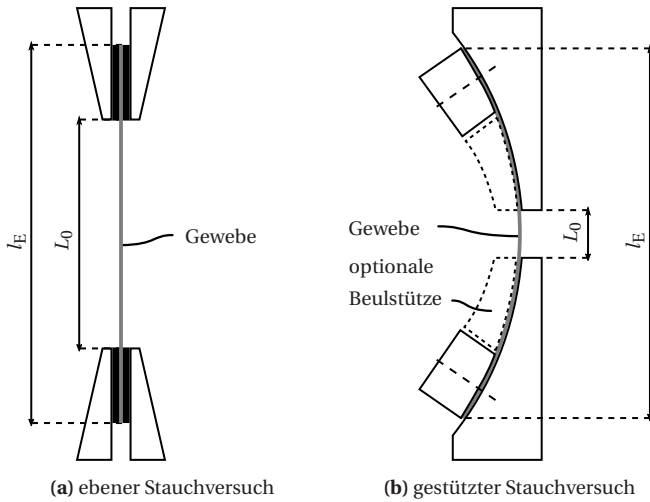


Abbildung 4.4: Prinzipskizze der Gewebedruckversuche

Dehnung wird optisch durch digitale Bildkorrelation mit zwei Kameras und einer Aufnahme­frequenz von 2 Hz gemessen.

Tabelle 4.3: Probekörperabmessungen für die Gewebedruckprüfung

Methode	Φ	$\Lambda =$	l_E	L_0	B_0	$n_{R\parallel}$	$n_{R\perp}$
		$L_0 : B_0$	in mm	in mm	in mm		
eSV	0°	1 : 10	89	8	73	51	5
		1 : 6	98	14	74	52	9
		1 : 5	98	15	74	52	10
gSV-BS		1 : 5	80	6	27	19	4
		1 : 3	80	6	19	13	4
gSV		1 : 1	80	31	21	15	20
		2 : 1	80	37	17	12	24
eSV		90°	1 : 7	90	11	69	48
	1 : 7		90	11	67	47	7
	1 : 4		98	18	67	47	12
	1 : 4		98	20	67	47	13

4.3.2.3 Auswertung der Zug- und Druckversuche am Gewebe

Für die Auswertung wird die Kraft F auf die effektive Gewebequerschnittsfläche

$$A_i = n_{R\parallel} A_R = n_{R\parallel} \frac{\rho_L}{\rho_F}. \quad (4.26)$$

bezogen, um hieraus die technische Spannung

$$\sigma_i = \frac{F}{n_{R\parallel} A_R} \quad (4.27)$$

berechnen zu können. Die Gewebequerschnittsfläche berechnet sich aus der Anzahl der Rovings in Lastrichtung $n_{R\parallel}$ und der berechneten Querschnittsfläche eines Rovings A_R . Die Querschnittsfläche eines Rovings A_R kann über dessen Garnfeinheit (Längengewicht) ρ_L in tex und der Dichte ρ_F rechnerisch

abgeschätzt werden. Darin kennzeichnet $i = a, b$ die Orientierung zur Lastrichtung, wobei a für die 0° - und b für die 90° -Orientierung steht. Für die numerische Modellierung ist es jedoch praktikabler, die Spannung auf die Breite B_0 und Dicke h_0 des Ausgangsquerschnitts $A_{i,h}$ zu beziehen, da im Simulationsmodell keine Informationen über die Rovinganzahl vorliegen. Die Spannung für die Modellierung

$$\sigma_{i,h} = \frac{F}{B_0 h_0}, \quad \text{mit } B_0 = n_{R\parallel} \frac{1}{n_{i,R,L}} \quad (4.28)$$

wird mit der Rovinganzahl in Lastrichtung $n_{R\parallel}$ und der Anzahl an Rovings pro Längeneinheit $n_{i,R,L}$ berechnet. Die Anzahl an Rovings pro Längeneinheit $n_{i,R,L}$ beträgt in 0° -Orientierung, bzw. a-Richtung $n_{a,R,L} = 7,0/10$ mm und in 90° -Orientierung, bzw. b-Richtung $n_{b,R,L} = 6,5/10$ mm, siehe Abschnitt 3.1.2. Als Ausgangsdicke wird $h_0 = 0,3$ mm angenommen. Die Dehnung wird direkt durch die dreidimensionale digitale Bildkorrelation gemessen. Der Elastizitätsmodul unter Zugbeanspruchung während der Ondulationsinteraktion E_A wird für Dehnungen zwischen $\varepsilon_x = 0,01$ % und $0,15$ %, wie in Abschnitt 4.1.2 beschrieben, bestimmt. Zusätzlich wird ein zweiter Elastizitätsmodul in gestrecktem Zustand des Gewebes E zwischen 200 MPa und 400 MPa berechnet. Unter Druckbeanspruchung wird der Elastizitätsmodul E_D für Dehnungen zwischen $\varepsilon_x = -0,001$ % und $-0,02$ % bestimmt.

4.3.3 Schubversuch am Gewebe

Zur Bestimmung der Schubeigenschaften wird der Picture-Frame-Versuch verwendet. Zusätzlich wird die Schubdeformation mit Druck in Dickenrichtung überlagert, um den Einfluss der Kompaktierung auf das Gewebeschubverhalten zu bestimmen. Die Kompaktierung des Gewebes resultiert aus den hohen Niederhaltekräften des Tiefziehprozesses für die *In-situ-Hybridisierung*.

4.3.3.1 Versuchsaufbau und -durchführung für den Picture-Frame-Versuch

Die Versuche werden auf einer biaxialen Universalprüfmaschine bestehend aus vier kreuzweise angeordneten Zwick/Roell Zwick.Z150-Lastrahmen mit je 150 kN durchgeführt. Für die Picture-Frame-Versuche des reinen Gewebeschubverhaltens ohne überlagerte Normalkraft ($N = 0$ N) werden die Achsen zwei und vier verwendet. Dabei ziehen beide Achsen gleichmäßig und die Kräfte F_2 , F_4 und die Verschiebungen s_2 , s_4 werden durch die Universalprüfmaschinen gemessen und aufgezeichnet. Für die Auswertung wird die Summe der Verschiebung s und die mittlere Kraft F der beiden Achsen berechnet. Während der Versuche mit überlagertem Normaldruck p bringen die Achsen eins und drei zusätzlich die Druckkräfte F_1 , F_3 auf. Für die Auswertung der Druckkraft N wird der Mittelwert der Druckkräfte beider Achsen berechnet. Die Druckkörper sind 60 mm lang und 40 mm breit, siehe Abbildung 4.5. Durch die Regelung der Universalprüfmaschinen wird der Picture-Frame-Versuch mittig zwischen allen vier Achsen gehalten. Zusätzlich zu der Druckkraft N wird der Reibpartner gegenüber dem Gewebe variiert. Als Reibpartner werden DC04-Sc-H, Gewebe mit $\pm 45^\circ$ - und $(0,90)^\circ$ -Orientierung verwendet und am Druckkörper befestigt. Alle untersuchten Konfigurationen sind in Tabelle 4.4 aufgeführt, wobei je Konfiguration drei Versuche durchgeführt werden. Dabei bezeichnet DC04-Sc-H ein 1 mm DC04 Blech, welches angeschliffen (Sc) und mit Haftvermittler (H) behandelt wurde, wie in Abschnitt 3.3.2 bzw. in [119] beschrieben. Die Orientierung der Gewebe ist relativ zur Zugrichtung am Picture-Frame angegeben, ein im Picture-Frame eingespanntes Gewebe wird demnach mit $\pm 45^\circ$ -Orientierung bezeichnet. Als weiterer Einflussfaktor wird die nominelle Prüfgeschwindigkeit in zwei Stufen mit $\nu = 20 \text{ mmmin}^{-1}$ und 100 mmmin^{-1} variiert. Die Seitenlänge zwischen den Gelenkpunkten des Rahmens beträgt $L = 204 \text{ mm}$ und die eingespannte Armlänge des Gewebes $l_E = 120 \text{ mm}$. Hieraus ergibt sich die innere, quadratische Probefläche von $120 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ für die Schubprüfung. Die Gesamtlänge und -breite des Gewebes, inkl. Einspannung, beträgt 240 mm .

Tabelle 4.4: Untersuchte Parameterkonfigurationen der Picture-Frame-Versuche mit und ohne Normalkraft

ν mmmin⁻¹	N in N	p in MPa	Reibpaarung Grundkörper - Reibkörper
20	0	0	-
	480	0,200	$\pm 45^\circ$ - $\pm 45^\circ$
	480	0,200	$\pm 45^\circ$ - DC04-Sc-H
100	0	0	-
	100	0,042	$\pm 45^\circ$ - $\pm 45^\circ$
	240	0,100	$\pm 45^\circ$ - $\pm 45^\circ$
	480	0,200	$\pm 45^\circ$ - $\pm 45^\circ$
	480	0,200	$\pm 45^\circ$ - (0,90)°
	240	0,100	$\pm 45^\circ$ - DC04-Sc-H
	480	0,200	$\pm 45^\circ$ - DC04-Sc-H

4.3.3.2 Auswertung des Picture-Frame-Versuches

Nach Cao et al. [50] wird aus der Verschiebung s über die Kinematik des Rahmens, wie in Abbildung 4.5 dargestellt, der Scherwinkel

$$\gamma = 90^\circ - 2\theta \quad (4.29)$$

$$\cos\theta = \frac{\sqrt{2}L + s}{2L} = \frac{\sqrt{2}L + s_2 + s_4}{2L} \quad (4.30)$$

berechnet. Für die Auswertung wird angenommen, dass der Scherwinkel γ homogen über den gesamten Rahmen verteilt ist und kein Gleiten zwischen den Rovings auftritt. Die gemessene Kraft F wird nach Cao et al. [50] auf die eingespannte Gewebearmlänge l_E normiert, woraus die normierte Scherkraft

$$F_{S,n} = \frac{F}{2\cos\theta} \frac{L}{l_E^2} = \frac{F_2 + F_4}{4\cos\theta} \frac{L}{l_E^2} \quad (4.31)$$

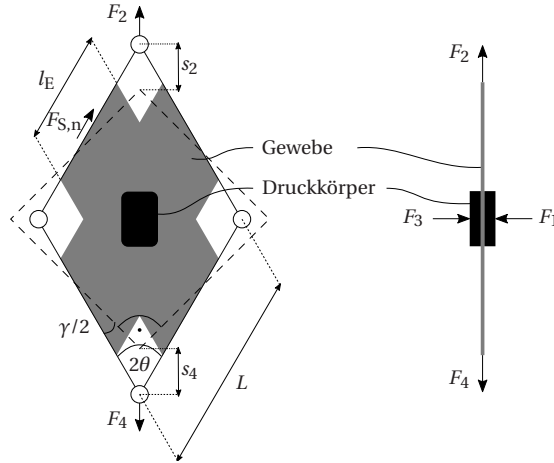


Abbildung 4.5: Kinematik des Picture-Frame-Versuches

berechnet wird. Die so berechnete Rahmen parallele Schubkraft entspricht der Reaktionskraft der Invarianten I_6 nach Aim  me et al. [67] in Gleichung 2.18. Für die numerische Modellierung in ABAQUS wird die normierte Scherkraft

$$F_{S,n} = \frac{1}{2} F \frac{L}{l_E^2} \sin \theta = \frac{F_2 + F_4}{4} \frac{L}{l_E^2} \sin \theta \quad (4.32)$$

aus der Reaktionskraft der Invarianten I_{10} nach Gleichung 2.24 nach Aim  me et al. [67] berechnet. Welche der beiden Gleichungen zur Auswertung zu nutzen ist, hängt von dem gewählten Koordinatensystem und der gewählten Invariante ab, siehe Abbildung 4.6. Die Schubspannung

$$\tau = \frac{F_{S,n}}{h_0} \quad (4.33)$$

wird über die unbelastete Gewebedicke h_0 berechnet, welche für die Auswertung mit $h_0 = 0,3 \text{ mm}$ angenommen wird.

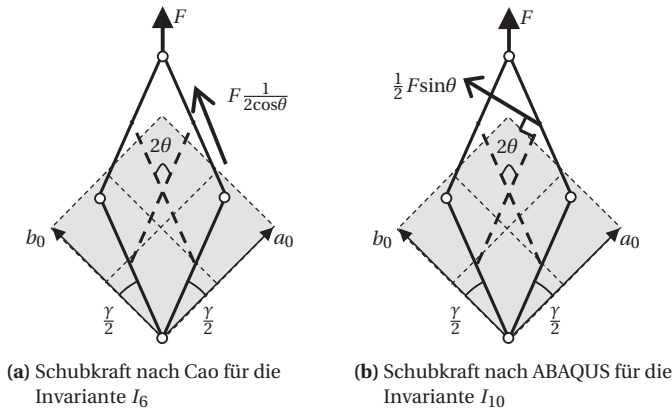


Abbildung 4.6: Schubkraft im Picture-Frame-Versuch in Abhängigkeit des Koordinatensystems nach Aimè et al. [67]

4.4 Charakterisierung der Reibeigenschaften

Während der Umformung finden relative Verschiebungen der FML Schichten zueinander und relativ zur Werkzeugoberfläche statt. Diese Relativverschiebungen werden durch tangentialer Reibung behindert. Zur Charakterisierung der Reibeigenschaften in tangentialer Richtung und in Abhängigkeit der Normalkraft N , bzw. der Flächenpressung p , werden zwei unterschiedliche Methoden verwendet. Der Gleitschlittenversuch (GSV) nach DIN EN ISO 8295 für die Reibeigenschaften von Kunststofffolien [155] wird in der FKV-Community verwendet. In der Metallumformtechnik werden die Reibeigenschaften durch den Streifenziehversuch (SZV) bestimmt, welcher die Realisierung höherer Flächenpressungen ermöglicht [156, 157].

In den Versuchen soll der Einfluss der Faserorientierung, der Reibpaarung und des Reibmediums (trocken, geschmiert) betrachtet werden. Die Versuchsmatrix befindet sich in Tabelle 4.5. Je Konfiguration werden drei Versuche durchgeführt. Die Angaben zur Oberflächenbeschaffenheit der DC04 Bleche sind in Abschnitt 3.1.1 aufgeführt. Alle Versuche mit Medium werden mit Silikonöl als

Tabelle 4.5: Untersuchte Parameterkonfigurationen der Reibversuche

Methode	v mmmin⁻¹	p in MPa	Reibpaarung Grundkörper - Reibkörper	η in mPas
GSV	100	0,0026	(0,90)° - (0,90)°	-
			±45° - (0,90)°	-
			±45° - ±45°	-
			(0,90)° - (0,90)°	100
			±45° - (0,90)°	100
			±45° - ±45°	100
			DC04 - (0,90)°	-
			DC04 - ±45°	-
			DC04-Sc - (0,90)°	-
			DC04-Sc - ±45°	-
			DC04 - (0,90)°	100
			DC04 - ±45°	100
			DC04-Sc - (0,90)°	100
			DC04-Sc - ±45°	100
SZV	600	1,67	DC04 - (0,90)°	-
			DC04 - ±45°	-
			DC04 - (0,90)°	160
			DC04 - ±45°	160
			DC04 - (0,90)°	10.000
			DC04 - ±45°	10.000
			DC04 - (0,90)°	100.000
			DC04 - ±45°	100.000

Ersatzmedium durchgeführt, damit während des gesamten Versuches die Viskosität konstant bleibt und nicht von der chemischen Aushärtereaktion des Elium beeinflusst wird. Die Ersatz Viskositäten η wurden relativ zum reaktiven Viskositätsverlauf des Eliums ausgewählt, wie in Abbildung 4.7 dargestellt. Die

Viskositäten der Silikonöle mit $\eta = 100$ mPas und $\eta = 160$ mPas entsprechen der Anfangsviskosität und liegen im üblichen Verarbeitungs- und Umformbereich des *In-situ-Hybridisierungsprozesses*. Die Silikonöle mit $\eta = 10.000$ mPas und $\eta = 100.000$ mPas repräsentieren eine stark viskose Eliummischung, welche der Untersuchung des Einflusses der Aushärtung auf die Reibung dienen. Dies ist relevant für die Prozessführung, z.B. spätere Injektionszeitpunkte der Matrix, langsamere Umformgeschwindigkeiten oder das Beheizen der Mischkabine und des Schlauches (Vorwärmen der Matrix für beschleunigten Reaktionsablauf) [116].

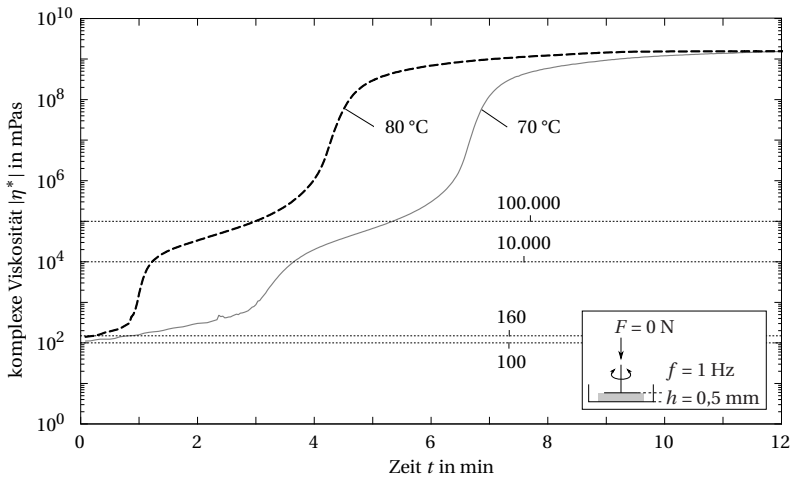


Abbildung 4.7: Auswahl der Ersatz Viskositäten η relativ zum Viskositätsverlauf der Eliummischung

4.4.1 Gleitschlittenversuch

Der GSV wird in Anlehnung an DIN EN ISO 8295 [155] am IAM-WK durchgeführt. Hierfür wird eine Zwick/Roell Z2,5 kN Universalprüfmaschine mit dem in Abbildung 4.8a dargestellten Prüfaufbau verwendet. Für eine feinere Auflösung des Kraftmesssignals ist eine 50 N Kraftmessdose installiert. Der Weg wird über die Traverse der Universalprüfmaschine gemessen. Die Grundplatte des Versuchsaufbaus misst 250 mm x 130 mm und besitzt eine Kavität, damit niedrigviskose Medien eingesetzt werden können. Der Gleitschlitten misst 65 mm x 65 mm und besitzt in Gleitrichtung abgerundete Kanten, woraus sich eine projizierte Kontaktfläche $A = 3780 \text{ mm}^2$ ergibt. Der Anpressdruck wird durch die Schlittenmasse in Kombination mit Zusatzmassen eingestellt. Für die Versuche wird eine Gesamtmasse von $m = 1 \text{ kg}$ verwendet, welches einem Druck $p = 0,0026 \text{ MPa}$ entspricht. An der Universalprüfmaschine wird die nominelle Prüfgeschwindigkeit $v = 100 \text{ mmmin}^{-1}$ eingestellt. Die Abmessungen der Grundkörper in den GSV (Fasergewebe und DC04) betragen 240 mm x 125 mm und die Abmessungen der Reibkörper (Fasergewebe) messen 160 mm x 65 mm. Die als Reibkörper bezeichneten Fasergewebe werden an dem Schlitten befestigt.

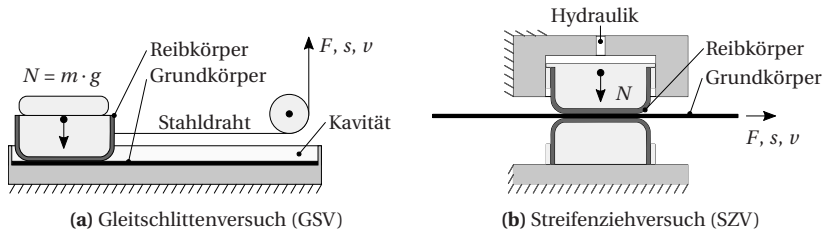


Abbildung 4.8: Schematische Versuchsanordnungen für die Reibwertbestimmung

4.4.2 Streifenziehversuch

Der Streifenziehversuch wird am IUL auf einem dort entwickelten Prüfstand durchgeführt und ermöglicht die Realisierung höherer Anpressdrücke, jedoch können lediglich Reibpaarungen gegenüber dem DC04 Blech bestimmt werden, da die Versuchsanordnung nicht das Ziehen eines Gewebehalbzeugs ermöglicht. Der Versuchsaufbau des SZV in Abbildung 4.8b besteht aus einer Kraftmessdose zur Aufzeichnung der Tangentialkraft in Reibrichtung (Kistler Instrumente AG, Typ: 9011A, Messbereich: 0–15 kN), einer Kraftmessdose zur Aufzeichnung der Normalkraft in Dickenrichtung (Kistler Instrumente AG, Typ: 9021A, Messbereich: 0–35 kN) und einem Potentiometer zur Reibwegmessung (Novotechnik Messwertaufnehmer OHG, Typ: LWH-0200). Die Druckkörper messen 40 mm x 30 mm mit einer projizierten Kontaktfläche von $A = 1200 \text{ mm}^2$. Während der Versuche wird eine Normalkraft von $N = 2000 \text{ N}$ über Hydraulikzylinder aufgebracht, dies entspricht einem Druck von $p = 1,67 \text{ MPa}$. Die nominelle Prüfgeschwindigkeit beträgt $v = 600 \text{ mmmin}^{-1}$. Die Blechstreifenabmessungen betragen 300 mm x 40 mm. Vor dem Versuch werden die Fasergewebe mit den Ersatzmedien getränkt, bis diese kein weiteres Silikonöl mehr aufnehmen können. Überschüssiges Silikonöl wird beim Aufbringen des Normaldrucks vor Versuchsbeginn herausgepresst.

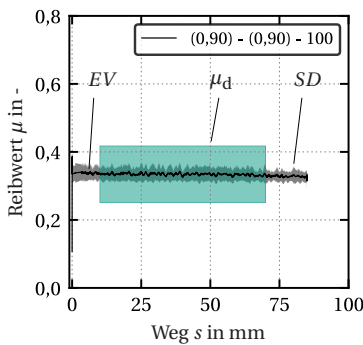
4.4.3 Auswertung der Reibversuche

Je Reibpaarung in Tabelle 4.5 werden drei Versuche durchgeführt. Aus den Kraft-Weg-Messergebnissen werden gemittelte Kraft-Weg- bzw. Reibwert-Weg-Verläufe (EV - schwarze Linie) mit Standardabweichung (SD - graue Bänder) berechnet, wie in Abbildung 4.9 dargestellt. Für die Auswertung wird Coulomb'sche Reibung angenommen

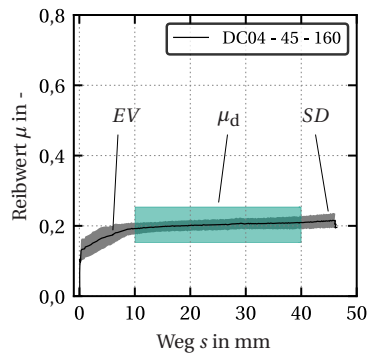
$$\mu_{\text{GSV}} = \frac{F}{N} \quad (4.34)$$

$$\mu_{\text{SZV}} = \frac{F}{2N}. \quad (4.35)$$

Darin ist μ_i der Reibwert mit $i = \text{GSV, SZV}$, F die tangentielle Reibkraft und N die Normalkraft. Der dynamische Reibwert μ_d wird im GSV nach einer Einlaufstrecke von $s = 10 \text{ mm}$ über eine Messstrecke von $\Delta s = 60 \text{ mm}$ (grüner Bereich in Abbildung 4.9a) ausgewertet. Für den SZV erfolgt die Auswertung ebenfalls ab $s = 10 \text{ mm}$, jedoch über eine Messstrecke von $\Delta s = 30 \text{ mm}$ (grüner Bereich in Abbildung 4.9b). Der statische Reibwert bei Überschreiten der Haftreibung wird nicht bestimmt.



(a) Auswertungsbereich des GSV



(b) Auswertungsbereich des SZV

Abbildung 4.9: Schematische Darstellung der Auswertung der Reibversuche

4.5 Mechanische Charakterisierung

In diesem Abschnitt werden die Charakterisierungsmethoden beschrieben, welche zur mechanischen Kennwertermittlung an Probekörpern aus den hergestellten FML- bzw. GFK-Bauteilen genutzt werden. Dies sind der Schneidenversuch zur Charakterisierung der Schubeigenschaften zwischen den Lagen und der Zugversuch zur Evaluierung des Umformeinflusses auf die mechanischen Eigenschaften.

4.5.1 Schneidscherversuch

Die Schneidscherversuche werden auf einer Zwick/Roell ZMART.PRO 100 kN Universalprüfmaschine durchgeführt. Für die Versuche ist eine Kraftmessdose mit 20 kN installiert. Die Querhauptgeschwindigkeit beträgt $v = 1 \text{ mmmin}^{-1}$ und entspricht einer nominellen Scherrate von $\dot{\gamma} = 0,0016 \text{ s}^{-1}$. Die Abmessungen des Probekörpers betragen $20 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ ($L \times B \times h$) und sind nach Weidenmann et al. [146] gewählt. Die Dehnung wird mittels zweidimensionaler digitaler Bildkorrelation (GOM GmbH, System: ARAMIS 4M) und einer Aufnahme Frequenz von 5 Hz gemessen. Hierzu wird die Verschiebung s zweier Messpunkte auf der oberen und unteren Schneidkante, sowie der Kippwinkel α des Probekörpers, erfasst, wie in Abbildung 4.10 dargestellt. Um den Einfluss der seitlichen Stützen auf das Messergebnis durch interne Materialreibung im Probekörper gering zu halten und die aufgebrachte Querkraft reproduzierbar einzustellen, werden Drehmomentgriffe mit eingebauter Rutschkupplung verwendet. Diese ist auf 0,1 Nm eingestellt, welches einer Vorkraft von rund 59 N entspricht. Bei einer zweidimensionalen Messung muss die Verschie-

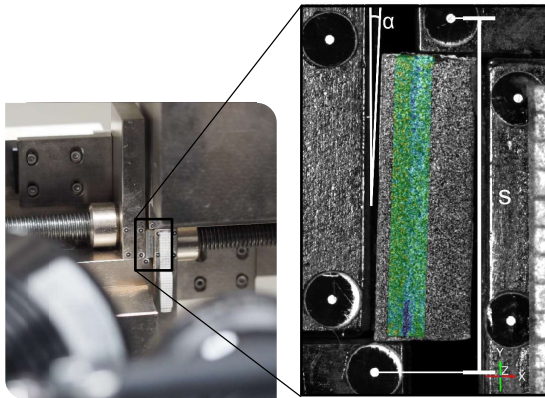


Abbildung 4.10: Versuchsaufbau Schneidscherversuch mit digitaler Bildkorrelation nach [158]

bung anhand einer Referenzlänge kalibriert werden. Die Referenzlänge beträgt $l_{\text{Ref,real}} = 10 \text{ mm}$, woraus sich die skalierte Länge

$$l_{\text{real}} = l_{\text{DIC}} \cdot \frac{l_{\text{Ref,real}}}{l_{\text{Ref,DIC}}} \quad (4.36)$$

berechnet. Die Referenzlänge wird an Millimeterpapier (Vergrößerung in Abbildung 4.10) gemessen. Die Schubspannung und die Scherung

$$\tau = \frac{F}{A} \cdot \cos(\alpha) \quad (4.37)$$

$$\gamma = \frac{s_x}{B_0 \cdot \cos(\alpha)} \quad (4.38)$$

werden aus der Kraft F , der Querschnittsfläche $A = B_0 L_0$, dem Kippwinkel α , der Schneidkantenverschiebung in Scherrichtung s_x und der Probekörperbreite B_0 errechnet. Es wird eine Vorspannung von 2 MPa aufgebracht. Die Scherfestigkeit τ_m wird aus der maximalen Kraft F_m berechnet. Die Steifigkeit unter Schubbeanspruchung in der Ebene G wird für Probekörper mit Scherfestigkeiten $\tau_m \geq 10 \text{ MPa}$ zwischen $\tau = 5 \text{ MPa}$ und 10 MPa ausgewertet und für Probekörper mit einer Scherfestigkeit $\tau_m \leq 10 \text{ MPa}$ zwischen Scherungen $\gamma = 0,01 \%$ und $0,05 \%$.

4.5.2 Zugversuch

Die Zugversuche werden auf einer Zwick/Roell ZMART.PRO 200 kN Universalprüfmaschine durchgeführt. Die Probekörper werden entsprechend Abbildung 4.1 und 4.2 mit Abmessungen von $60 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ ($L \times B \times h$) entnommen und wie in Abschnitt 4.1.1 benannt. Die Probekörperabmessungen sind in Anlehnung an DIN EN ISO 527-4:2022-03 [147] gewählt. Zur Einspannung werden je Seite 20 mm benötigt, woraus sich eine freie Messlänge von 20 mm zwischen den hydraulischen Spannbacken ergibt. Aufgrund der geringen Einspannlänge werden Abstandshalter aus Holz, mit einer Dicke

von 3,4 mm, zwischen bzw. am Ende der Spannbacken platziert, siehe Abbildung 4.11. Hierdurch verkippen die Spannbacken nicht und induzieren keine Druckvorspannungen in die Probekörper. Die Dehnung wird mittels zweidimensionaler digitaler Bildkorrelation (GOM GmbH, System: ARAMIS 4M) und einer Aufnahme Frequenz von 2 Hz für die FML-Probekörper und 5 Hz für die GFK-Probekörper gemessen. Die FML-Probekörper werden um 90° gedreht eingespannt, sodass die Dehnung über die Dicke in x - und z -Richtung gemessen wird, siehe Abbildung 4.11. Die GFK-Probekörper werden nicht gedreht und die Dehnung wird in x - und y -Richtung aufgenommen. Die Querschnittsgeschwindigkeit beträgt $v = 2 \text{ mmmin}^{-1}$ und entspricht einer nominalen Dehnrate von $\dot{\epsilon} = 0,0016 \text{ s}^{-1}$. Es wird eine Vorspannung von 2 MPa über hydraulische Spannbacken aufgebracht. Der Spanndruck beträgt 20 bar. Der Elastizitätsmodul wird für Dehnungen zwischen $\epsilon_x = 0,01 \%$ und $0,07 \%$, wie in Abschnitt 4.1.2 beschrieben, bestimmt. Die 0,05 %-Dehngrenze wird bei einer plastischen Dehnung von $\epsilon_x = 0,05 \%$ als $R_{p0,05}$ nach Gleichung 4.3 ermittelt. Die Zugfestigkeit R_m wird aus der maximal gemessenen Kraft F berechnet.

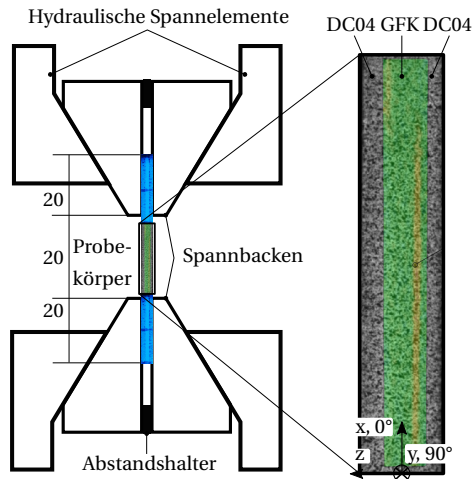


Abbildung 4.11: Versuchsaufbau für quasi-statische Zugprüfung der FML-Probekörper nach [106, 120]

5 Analyse der durch den In-situ-Hybridisierungsprozess hergestellten Bauteile

Während der *In-situ-Hybridisierung* lassen sich die Mechanismen der Umformung und der Infiltration nicht beobachten. Aus diesem Grund werden in diesem Kapitel die hergestellten FML-Bauteile hinsichtlich ihrer Infiltrationsqualität, Geometrie und Faserdrapierung untersucht, um Rückschlüsse auf den Prozessverlauf und die zugrunde liegenden Mechanismen ziehen zu können. Zur Bewertung des Infiltrationsverlaufs wird eine Formfüllstudie der Bauteile durchgeführt. Die Bauteilgeometrie wird mithilfe der ATOS- und ARGUS-Systeme von GOM optisch vermessen. Die ATOS-Messungen ermöglichen die geometrische Analyse der Bauteile, insbesondere die Bestimmung der Dicke. Das ARGUS-System liefert ergänzend eine optische Analyse der Formänderungen der Metallbleche. Zusätzlich werden materialographische Schliffbilder in 0°-, 45°- und 90°-Orientierung erstellt, um die Dickenänderung der Metallbleche und Gewebelagen zu untersuchen, sowie die Infiltration der Gewebelagen in Dickenrichtung zu bewerten. Die Drapierung des Gewebes wird abschließend durch ein optisches Verfahren analysiert.

5.1 Formfüllstudie der Bauteile

Das Infiltrationsverhalten der Bauteile während der *In-situ-Hybridisierung* wird durch eine Formfüllstudie analysiert. Hierzu werden die Parameter Ziehtiefe und injizierte Matrixmasse mit den angegebenen Werten von Tabelle 5.1 variiert. Die Bewertung der drei ausgewählten Parametersätze findet aus praktischen Gründen an vollständig polymerisierten Bauteilen statt, welche in Abbildung 5.1 dargestellt sind. Für die Analyse werden die Deckbleche von Bauteil 4 entfernt. Die Deckbleche der Bauteile 22 und 45 werden nicht entfernt, sondern optisch vermessen (GOM GmbH, System: ATOS) und sind entlang der x -Achse im Schnitt A-A dargestellt. Um die Infiltrationsqualität der beiden Bauteile zu bewerten, werden sie nach der Vermessung entlang der y -Achse getrennt.

Bei 100 % Ziehtiefe und 196 g Injektionsmasse wird das Bauteil 4 bis zum Matrizeinlaufradius R_M gefüllt. Das Gewebe in der Stempel- und Zargenfläche A_{St} bzw. A_Z ist vollständig mit Matrix getränkt worden, wohingegen das Gewebe in der gesamten Flanschfläche A_F nicht von der Matrix infiltriert wurde. Mit 286 g injizierter Matrixmasse wird auch die Flanschfläche A_F vollständig infiltriert (Bauteil 45). Wird der Prozess hingegen bei 50 % Ziehtiefe gestoppt, so weisen die Stempel- und Zargenfläche A_{St} bzw. A_Z ein nach außen gewölbtes Metallblech auf (Bauteil 22). In der Zarge wölbt sich auch das untere Metallblech nach innen. Die maximale Wölbung in der Stempelregion beträgt rund

Tabelle 5.1: Prozessparameter der Formfüllstudie

Bauteil	Lagenaufbau	Injizierte Matrixmasse	Ziehtiefe
		in g	in %
BT 4	[DC04,	196	100
BT 22	(0,90) ₆ ,	286	50
BT 45	DC04]	286	100

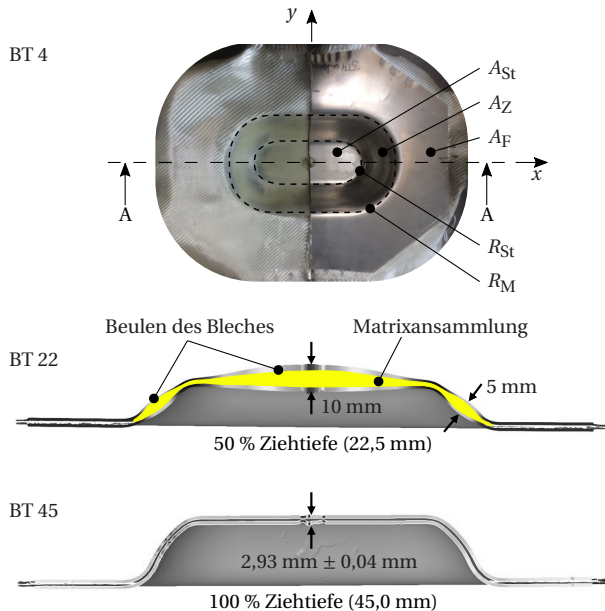


Abbildung 5.1: Untersuchte Bauteile für die Formfüllstudie

10 mm und jene in der Zarge rund 5 mm. Die Flanschfläche A_F ist teilweise infiltriert.

Nachfolgend werden die aufgezeichneten Messdaten von Bauteilen mit 100 % Ziehtiefe und 286 g injizierter Matrixmasse betrachtet. Der Injektionsdruck und Ziehweg von drei- und sechslagigen Bauteilen wird in Tabelle 5.2 zusammengefasst und in Abbildung 5.2 dargestellt. Die mit einem Stern (*) gekennzeichneten Bauteile werden für die mechanische Charakterisierung in Kapitel 8 verwendet. Für die 1 mm dicken DC04 Stahlbleche hat sich eine Ziehtiefe von $i_B = 10\%$, bezogen auf die maximale Ziehtiefe von 45 mm, als frühester Injektionszeitpunkt als praktikabel erwiesen. Wird die Matrix früher injiziert, dichtet das Blech nicht gegenüber dem Stempel ab und die Matrix kann aus dem Werkzeug zwischen Stempel und Niederhalter austreten [23]. Der Injektionsdruck bei Beginn der Injektion ist unabhängig von der Lagenanzahl und beträgt im Mittel $1,70 \text{ bar} \pm 0,65 \text{ bar}$. Mit zunehmender Lagenanzahl steigt der

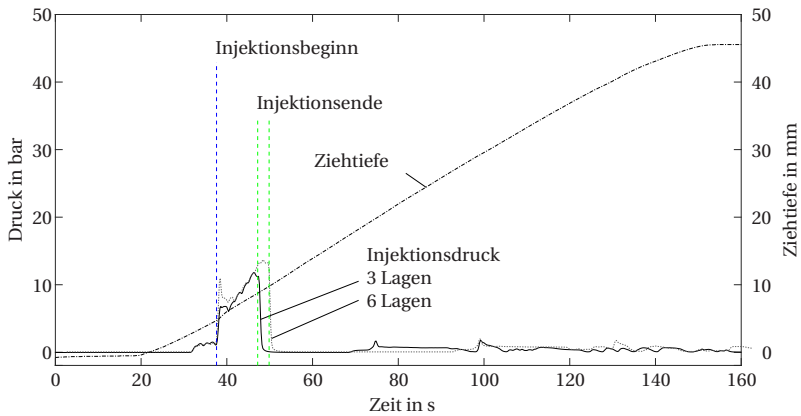


Abbildung 5.2: Vergleich des mittleren Injektionsdruckverlaufs für dreilagige und sechslagige Bauteile während des *In-situ-Hybridisierungsprozesses*

maximale Injektionsdruck und die Injektionszeit leicht an. Für drei Lagen liegt der Druck bei $12,69 \text{ bar} \pm 1,25 \text{ bar}$ und für sechs Lagen bei $13,88 \text{ bar} \pm 1,30 \text{ bar}$. Die Injektion ist für drei Gewebelagen nach $i_E = 20,66 \% \pm 2,17 \%$ der Ziehtiefe und für sechs Lagen nach $i_E = 21,25 \% \pm 2,72 \%$ der Ziehtiefe abgeschlossen.

Tabelle 5.2: Prozessparameter der untersuchten Bauteile. Bauteile mit (*) werden für die mechanische Charakterisierung in Abschnitt 8 verwendet.

Bauteil	Lagenaufbau	Injektionsbeginn	Injektionsende
		p in bar @ i_B in %	p in bar @ i_E in %
BT 28	[DC04, (0,90) ₃ , DC04]	1,48 @ 12,34	13,80 @ 22,76
BT 29		1,05 @ 12,28	14,56 @ 23,24
BT 49*		1,17 @ 10,46	11,81 @ 19,44
BT 50*		2,19 @ 9,59	11,40 @ 17,94
BT 51*		2,00 @ 10,58	11,85 @ 19,03
BT 52		3,20 @ 7,92	12,71 @ 21,56
EV	-	1,85 @ 10,53	12,69 @ 20,66
SD	-	0,80 @ 1,68	1,25 @ 2,17
BT 44	[DC04, (0,90) ₆ , DC04]	1,25 @ 12,22	15,79 @ 25,18
BT 45		1,22 @ 11,42	13,61 @ 21,99
BT 46*		1,20 @ 8,60	14,45 @ 21,53
BT 47*		2,12 @ 7,42	13,07 @ 19,56
BT 48*		1,86 @ 10,58	12,46 @ 17,98
EV	-	1,53 @ 10,05	13,88 @ 21,25
SD	-	0,43 @ 1,99	1,30 @ 2,72

5.2 Geometrische Bauteilanalyse

In Abbildung 5.3 sind zwei repräsentative Bauteile mit (a) drei Gewebelagen und (b) sechs Gewebelagen dargestellt. Aus der Bauteildicke lässt sich der Faserservolumengehalt φ_F näherungsweise unter der Annahme berechnen, dass die Dickenänderung ausschließlich aus der Kompaktierung des Glasfasergewebes resultiert. Hierbei wird angenommen, dass die Metallbleche eine vernachlässigbare Dickenänderung aufweisen. Mit Gleichung 4.14 ergibt sich in der Stempelregion, unabhängig von der Gewebelagenanzahl, ein mittlerer Faserservolumengehalt von $\varphi_F \approx 72$ %, siehe Tabelle 5.3. Das Bauteil mit sechs

Tabelle 5.3: Bauteildicke und Faservolumengehalt in Abhängigkeit der Glasfaserlagenanzahl und Region

Lagenanzahl	Region	h	Δh	φ_F
		in mm	in mm	in %
$(0,90)_3$	Flansch	$2,74 \pm 0,05$	$0,42 \pm 0,04$	$45,55 \pm 3,65$
	Stempel	$2,47 \pm 0,06$	$0,12 \pm 0,05$	$71,52 \pm 9,09$
$(0,90)_6$	Flansch	$3,26 \pm 0,05$	$0,47 \pm 0,04$	$52,83 \pm 1,97$
	Stempel	$2,93 \pm 0,04$	$0,08 \pm 0,01$	$71,37 \pm 3,36$

Gewebelagen besitzt in der Flanschregion einen rund 7 % höheren Faservolumengehalt als das dreilagige Bauteil. Insgesamt weisen alle Bauteile eine geringe Dickenschwankung von rund 0,05 mm auf, jedoch ist in Abbildung 5.3 eine inhomogene Dickenverteilung in der Flanschregion zu erkennen. Diese ist messbar durch die maximale Dickendifferenz Δh der geringsten und größten Dicke einer Bauteilregion. Die Messwerte der Dickendifferenz Δh in Tabelle 5.3 bestätigen, dass die Dickenverteilung in der Stempelregion mit $\Delta h \approx 0,10$ mm homogener ist als in der Flanschregion mit $\Delta h \approx 0,45$ mm.

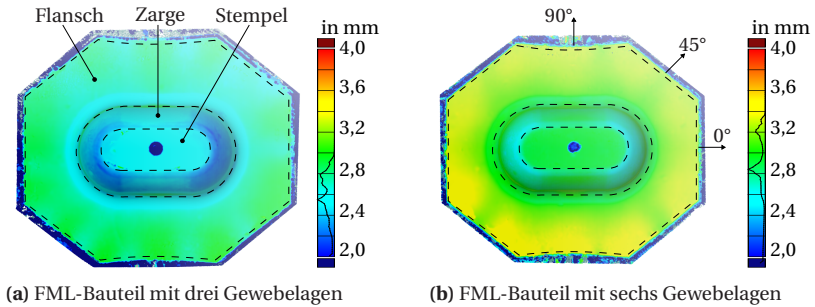


Abbildung 5.3: Bauteildicke von FML-Bauteilen vermessen mit dem ATOS-System. Neben den Bauteilen ist das Histogramm der Dickenverteilung in mm dargestellt.

In der Zarge der kurzen Bauteilseite ist zu erkennen, dass die Bauteile hier eine geringere Dicke aufweisen. Insbesondere beim dreilagigen Bauteil ist dies deutlich ausgeprägt. Zur detaillierten Analyse ist in Abbildung 5.4 das Schliffbild unter 45° dargestellt. Hierdurch kann auch die Blechausdünnung entlang des Schnitts betrachtet werden. Im Schliffbild ist deutlich zu erkennen, dass die Bauteildickenabnahme nicht ausschließlich aus der Kompaktierung der Gewebelagen resultiert. Ausschließlich im Flansch ist die Ausdünnung des Metallblechs vernachlässigbar und ab dem Beginn des Matrizeneinlauf-radius (Messpunkt 3) weicht die Blechdicke erheblich von der Ausgangsdicke $h_M = 1 \text{ mm}$ ab, siehe Tabelle 5.4. Der Hauptteil der Dickenabnahme resultiert aus den Gewebelagen und ist insbesondere in den Radien, am Matrizeneinlauf-radius (Messpunkt 4) und dem Stempelradius (Messpunkt 7), am größten. Das obere Metallblech besitzt nach der Umformung zwischen dem Matrizeneinlauf-radius (Messpunkt 3) und dem Stempelboden (Messpunkt 8) eine geringere Dicke als das untere Metallblech. Die Detailansichten des Schliffbilds 5.4 zeigen zudem Poren im Flansch und ebenso im Stempelradius, welche in der Größenordnung von $0,5 \text{ mm}$ liegen. Dies wird durch weitere Schliffbilder in 0° - und 90° -Richtung bestätigt, siehe Abbildungen 5.5 und 5.6. Neben den großflächigen Poren zwischen den Gewebeschichten sind kleinere Poren in den Rovings und in der Matrix zu erkennen. Die Porosität ist besonders groß in der Zarge und Flanschfläche des 90° -Schnitts, siehe Abbildung 5.6c, 5.6d. Im Stempelradius werden die Gewebelagen stark kompaktiert, siehe Abbildung 5.5b, 5.6b. Die Porenanzahl ist hier deutlich geringer als in den anderen Schliffbildern. Die Poren befinden sich in den Übergängen der Webung von Kett- und Schussroving. Die Schliffbilder im Matrizeneinlauf-radius sehen vergleichbar aus und sind daher hier nicht dargestellt. Zwischen den Gewebelagen und Rovings bildet die Matrix feine Fäden aus. Diese sind in alle Schliffbildern zu erkennen, aber besonders ausgeprägt in der Zarge und der Flanschfläche, siehe Abbildung 5.5c, 5.5d, 5.6c, 5.6d.

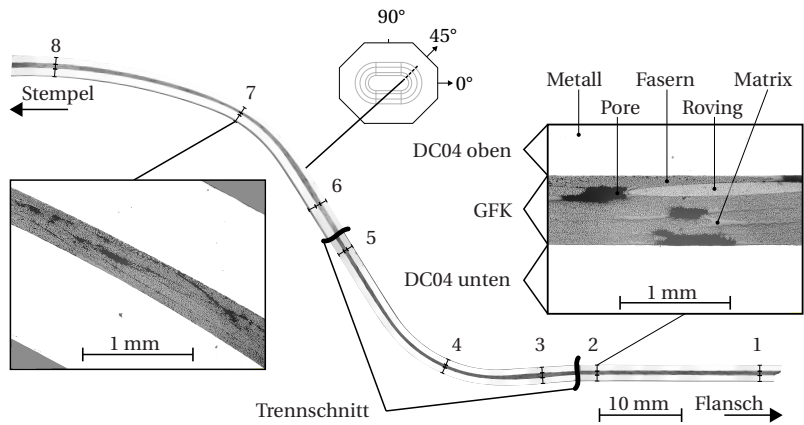
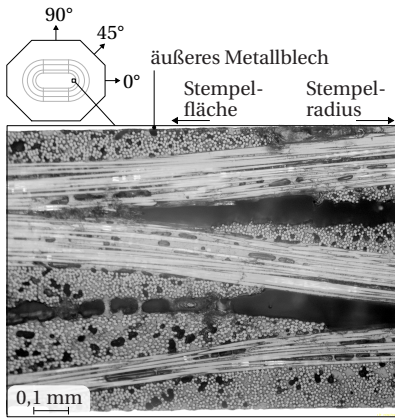


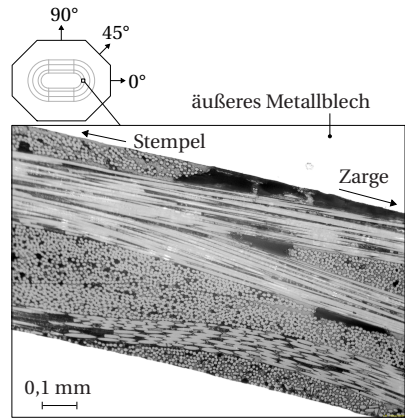
Abbildung 5.4: Schliffbild eines Schnitts unter 45° durch ein dreilagiges Bauteil

Tabelle 5.4: Bauteildicke gemessen aus Schliffbild unter 45°

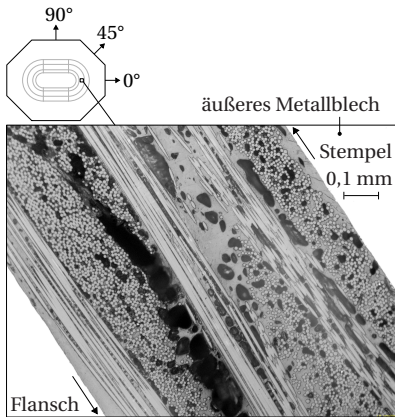
Schicht	Dicke an Messpunkt aus Abbildung 5.4							
	in mm							
	1	2	3	4	5	6	7	8
DC04 oben	0,97	0,98	0,90	0,92	0,96	0,85	0,78	0,84
(0,90) ₃	0,69	0,63	0,79	0,49	0,61	0,62	0,33	0,56
DC04 unten	0,95	0,96	0,93	0,96	1,04	0,96	0,92	0,94
Summe	2,61	2,57	2,61	2,37	2,61	2,43	2,03	2,34



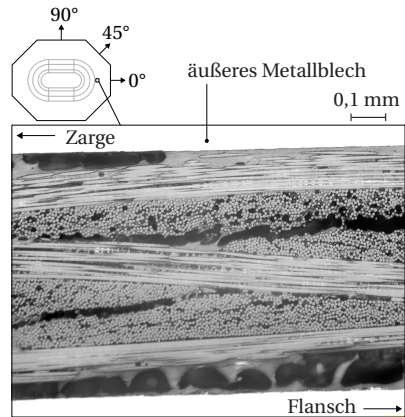
(a) Stempelfläche



(b) Stempelradius

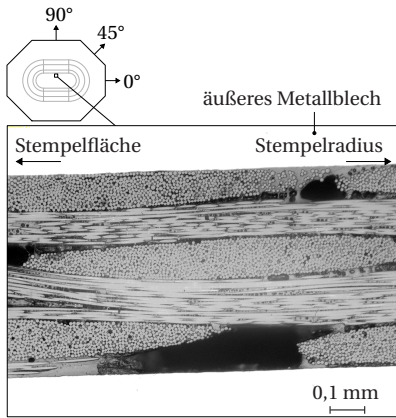


(c) Zarge

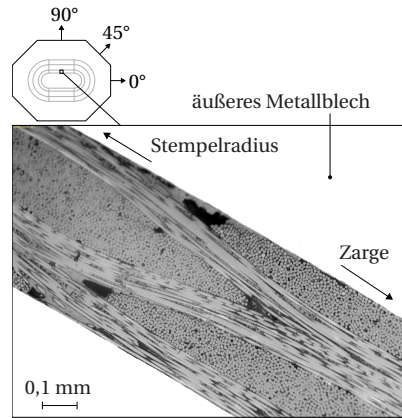


(d) Flanschfläche

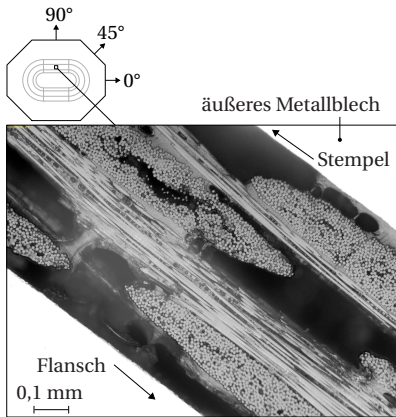
Abbildung 5.5: Übersicht von Schliffbildern in 0° -Richtung eines dreilagigen Bauteils



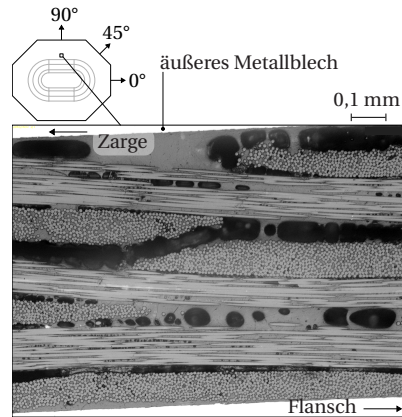
(a) Stempelfläche



(b) Stempelradius



(c) Zarge



(d) Flanschfläche

Abbildung 5.6: Übersicht von Schlifffbildern in 90°-Richtung eines dreilagigen Bauteils

Die Formänderung wird optisch gemessen (GOM GmbH, System: ARGUS). In Abbildung 5.7 (a) ist die Hauptformänderung, in (b) die Nebenformänderung und in (c) die Vergleichsformänderung dargestellt. Im Bereich der Zarge und des Stempels liegen für die Haupt- und Nebenformänderung positive plastische Dehnungen vor, wohingegen im Flansch ein Zug-Druck Verzerrungszustand vorliegt. Die Vergleichsformänderung ist in den Radien der kurzen Bauteilseite am größten.

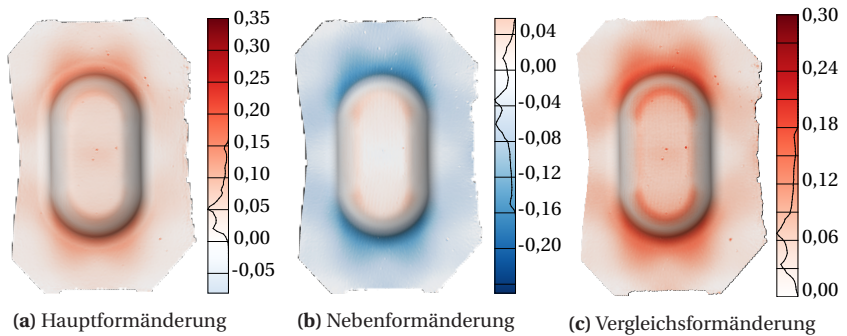


Abbildung 5.7: Oberflächendehnung eines repräsentativen sechslagigen Bauteils vermessen mit ARGUS

5.3 Drapierung der Gewebelagen

Die Scherwinkelverteilung der oberen Gewebelage eines vierlagigen Bauteils ist in Abbildung 5.8 dargestellt. Mit der genutzten Methode kann der Scherwinkel in der Stempel- und Flanschfläche bestimmt werden, siehe hierzu Abschnitt 4.2.4. Das Bauteil weist die größten Scherwinkel in der Flanschfläche entlang der kurzen Bauteilseite auf, welche bis zu 30° betragen. Entlang der langen Bauteilseite wird das Gewebe nur geringfügig drapiert ($< 5^\circ$). Auffällig sind die Scherwinkel im Stempel, da laut Theorie keine Faserdrapierung stattfinden sollte.

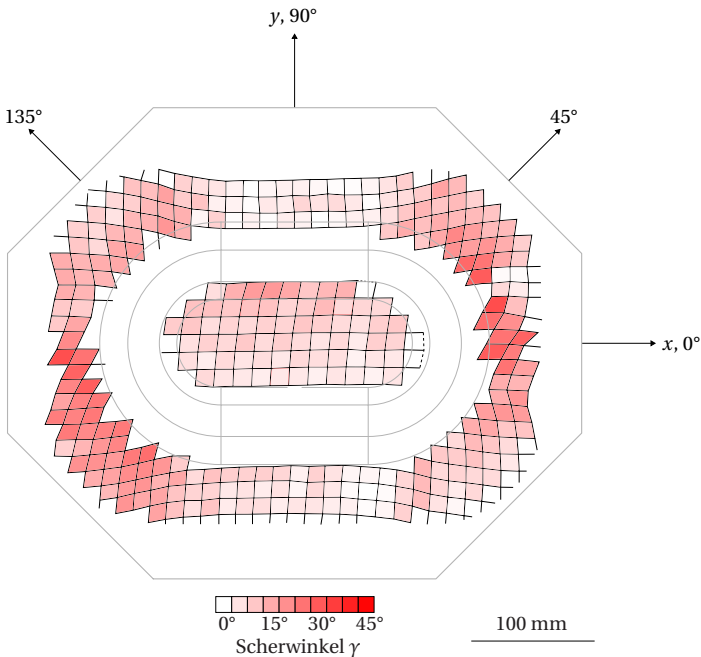


Abbildung 5.8: Verteilung des Scherwinkels der oberen Gewebelage eines vierlagigen Bauteils

5.4 Diskussion der Bauteilanalyse

Die Ergebnisse der Formfüllstudie in Abbildung 5.1 und der aufgezeichnete Druckverlauf während der Matrixinjektion in Abbildung 5.2 sind in Abbildung 5.9 schematisch dargestellt. Der Teilprozess der Matrixinjektion wird wie folgt interpretiert:

- **Zeitpunkt 0:** Der Tiefziehprozess beginnt und der trockene Stapel aus unterem DC04 Blech, den Gewebelagen und dem oberen DC04 Blech werden umgeformt.
- **Zeitpunkt 1 bis 2:** Das Ventil zum Werkzeug wird geöffnet und die Injektion der Matrix beginnt.
- **Zeitpunkt 2 bis 3:** Das Injektionsrohr zum Werkzeug wird gefüllt.
- **Zeitpunkt 3 bis 4:** Die Matrix infiltriert die Stempelfläche A_{St} . Die Gewebelagen werden zwischen Stempel und dem äußeren Metallblech kompaktiert, wobei der lokale Druck im Stempelradius R_{St} höher ist als in der Stempelfläche A_{St} . Der Injektionsdruck steigt infolge der Gewebepерmeabilität an und das Metallblech verformt sich plastisch durch den hydrostatischen Druck der Matrixinjektion.
- **Zeitpunkt 4:** Der Injektionsdruck ist so hoch, dass die Wölbung des Metallblechs infolge der plastischen Deformation den Stempelradius R_{St} erreicht hat und die Matrix ungehindert über den Stempelradius R_{St} fließen kann. Das Metallblech oberhalb der Stempelfläche A_{St} wird vorerst nicht weiter verformt.
- **Zeitpunkt 5 bis 6:** Die Matrix infiltriert die Zargenfläche A_Z , bis die Matrix den Matrizeinlaufradius R_M erreicht.
- **Zeitpunkt 6 bis 7:** Das Gewebe in der Flanschfläche A_F wird durch den Niederhalterdruck p_{NH} kompaktiert. Im Matrizeinlaufradius R_M ist der Kontaktdruck am höchsten, weshalb der Injektionsdruck ansteigt.

Infolge des steigenden Injektionsdrucks deformiert das äußere Metallblech plastisch im Bereich der Stempel- und Zargenfläche A_{St} bzw. A_Z . Das innere Metallblech verformt sich nur im Bereich der Zargenfläche A_Z plastisch, da es direkt auf der Stempelfläche A_{St} aufliegt, siehe Abbildung 5.10.

- **Zeitpunkt 7 bis 8:** Der maximal messbare Injektionsdruck wird erreicht und die Injektion wird beendet.
- **Zeitpunkt 8 bis 9:** Das Injektionsventil zum Werkzeug wird geschlossen.

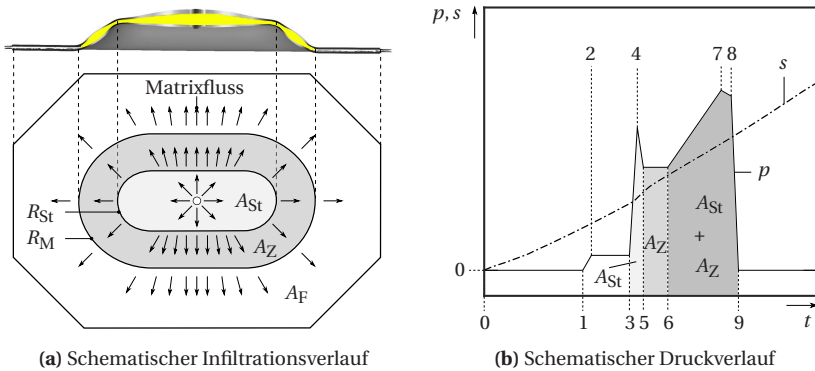


Abbildung 5.9: Interpretation des Injektionsdruckverlaufs des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* aus Abbildung 5.2

Nach dem Injektionsende kann der Druckverlauf im Bauteil nicht gemessen werden, da der Drucksensor der RTM-Anlage hinter dem Werkzeugventil liegt. Zur Abschätzung des inneren Bauteildrucks während der fortlaufenden Umformung wird die Gegenüberstellung der Druckverläufe von dreilagigen und sechslagigen Bauteilen in Abbildung 5.2 betrachtet. Hierin ist zu erkennen, dass beide Druckverläufe die gleiche Steigung zwischen den Zeitpunkten 6 und 7 besitzen und die Injektion für sechslagige Bauteile bei einer größeren Ziehtiefe abgeschlossen wird. Dies liegt an der um 36 g höheren benötigten Matrixmenge für sechslagige Bauteile. Der resultierende Injektionsdruck hängt daher nur indirekt von der Lagenanzahl ab. Vielmehr ist der Zeitpunkt

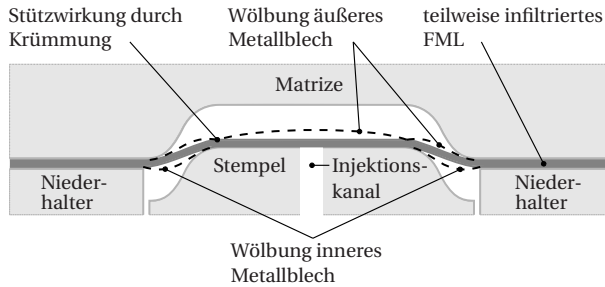


Abbildung 5.10: Schematische Deformation der Metallbleche

der Injektion im Verhältnis zum zurückgelegten Ziehweg ausschlaggebend. Mit zunehmender Ziehtiefe steigt der resultierende Gegendruck für die RTM-Anlage an. Es wird daher angenommen, dass der innere Matrixdruck linear mit fortlaufendem Ziehweg ansteigt und kurz vor Erreichen der vollen Ziehtiefe maximal wird. Der Anstieg resultiert in dieser Hypothese aus dem Stempelweg und der Verdrängung der Matrix, welche in der Stempel- und Zargenfläche A_{St} bzw. A_Z eingeschlossen ist. Mit zunehmender Ziehtiefe vergrößert sich der Kontakt des äußeren und inneren Metallblechs in der Zargenfläche A_Z mit der Matrize bzw. dem Stempel, wie in Abbildung 5.10 angedeutet, wodurch die Matrix aus der Zargenfläche verdrängt wird. Hierbei wird angenommen, dass der Matrizeinlaufradius R_M gegenüber der Flanschfläche A_F abdichtet und der Hauptteil der verdrängten Matrix aus der Zargenfläche A_Z in die Stempelfläche A_{St} fließt, woraus der lineare Druckanstieg resultiert. Der Transfer der Matrix während der Injektion, sowie bei der nachfolgenden Verdrängung durch die Umformung, erfolgt über den nicht rotationssymmetrischen Geometriebereich, da im rotationssymmetrischen Geometriebereich des Stempelradius die doppelte Krümmung die Struktursteifigkeit der Metallbleche erhöht. Es wird weiter angenommen, dass die höhere Struktursteifigkeit des rotationssymmetrischen Stempelradius zu einem höheren Kontaktdruck zwischen den Metallblechen und den Gewebelagen führt und somit den Matrixfluss behindert. Dies ist in Abbildung 5.10 schematisch dargestellt und eine mögliche Erklärung für die Bildung der zwei ausgeprägten Wölbungen im 50 % tiefgezogenen Bauteil in Abbildung 5.1 bzw. 5.9a. Ab dem Kontakt

des äußeren Metallblechs mit der Matrice wird die Matrix radial nach außen verdrängt. Dabei infiltriert die Matrix die Flanschfläche A_F des Bauteils, wie in Abbildung 5.9a dargestellt. Die vorgestellte Interpretation des Druckverlaufs und der Formfüllstudie befindet sich im Einklang mit den Ergebnissen und deren Interpretation von Mennecart [122]. Die Untersuchungen von Mennecart et al. [23, 122] zeigen, dass der benötigte Injektionsdruck steigt und die Gefahr von direktem Kontakt zwischen Glasfasergewebe und Metallblech zunimmt, wenn die Matrix später im Prozess injiziert wird (Injektionsbeginn bei einer höheren Ziehtiefe). Dies kann zum Reißen der Bleche und des Gewebes führen. Neuere Ergebnisse ergänzender Formfüllstudien von Kruse et al. [112] unterstützen die hier formulierten Hypothesen.

Nach Erreichen der vollen Ziehtiefe wird die Ziehpresse abgeschaltet, so dass während der Matrixpolymerisation kein aktiver Pressdruck auf die Bauteile aufgebracht wird. Die Matrice liegt mit einer Gravitationskraft von 353 kN auf dem Stempel auf und der Niederhalter wird durch die Pinolen gehalten. Über die Dauer der Polymerisation von rund 900 s sinkt der Öldruck der Pinolen ab, wodurch der Niederhalter absinkt. Aus diesem Grund werden die Gewebelagen in der Stempelfläche A_{St} stärker kompaktiert als in der Flanschfläche A_F , woraus der große Unterschied in der Dicke und im FVG resultiert, siehe Abbildung 5.3 und Tabelle 5.3. Dies ist auch deutlich in den Schliffbildern 5.5 und 5.6 zu erkennen, in denen die Flanschfläche eine größere GFK-Schichtdicke und Porosität gegenüber der Stempelfläche aufweist. Während der Polymerisation scheint die Matrix aus der Zarge zu fließen. Dies würde die hohe Porosität der Zargenschliffbilder erklären. Die erwähnten Matrixfäden deuten ebenfalls auf den langsamen Öldruckabfall der Pinolen hin, denn diese können nur entstehen, wenn die Matrix noch nicht vollständig polymerisiert ist, aber die Viskosität durch den Polymerisationsprozess bereits erheblich zugenommen hat. Der aus den ATOS-Messungen berechnete FVG stellt eine Schätzung dar, wie das Schliffbild 5.4 zeigt. Für die Berechnung des FVG aus der Bauteildicke wurde das DC04 Blech mit 1 mm Dicke angenommen. In der Flanschfläche beträgt der Messfehler gegenüber dem Schliffbild 3 % bis 5 % und in den Rädien bis zu 22 %. Die Messgenauigkeit kann mit der Kombination aus ATOS-

und ARGUS-Messung erhöht werden, indem die Blechdicke aus der Formänderung der ARGUS-Messung berechnet und dann von der gemessenen Gesamtdicke der ATOS-Messung abgezogen wird nach Gleichung 4.19. Die Berechnung des FVG aus der FKV Dicke ist nur dann zulässig, wenn keine makroskopischen Poren vorliegen, wie sie in den Schliffbildern 5.4, 5.5 und 5.6 zu sehen sind. Der FVG und die Porosität können mit der Kombination von TGA und Dichtemessung in Abschnitt 4.2.1 genauer bestimmt werden. Die Ergebnisse werden in Kapitel 8 diskutiert.

Die maximale Dickendifferenz Δh ist in der Flanschfläche deutlich größer, als in der Stempelfläche. Im Flansch beulen die Bleche, was ein Indiz für eine zu geringe Niederhaltekraft ist [80]. Eine größere Niederhaltekraft kann das Beulen der Bleche reduzieren oder ganz vermeiden, jedoch erhöht eine größere Niederhaltekraft auch die resultierende Reibkraft. Die gemessenen optischen Formänderungen in Abbildung 5.7 zeigen, dass die Bleche hauptsächlich aus der Stempel- und Zargenfläche fließen, da hier positive Haupt- und Nebenformänderungen vorliegen (Streckziehen). Insbesondere im Stempelkantenradius R_{St} sind die Streckziehanteile besonders ausgeprägt und eine Erhöhung der Niederhaltekraft würde die positiven Formänderungen vergrößern. Unter positiven Formänderungen ist der Abstand zur Grenzformänderung am geringsten, weshalb diese i.d.R. die Umformbarkeit der Bleche limitieren, siehe Abbildung 2.6 [80, 81]. Für die Prozessführung ist die Niederhaltekraft daher als Kompromiss aus Blechbeulen im Flansch und Reißen der Bleche im Stempelkantenradius zu wählen. Alternativ kann die Ziehfähigkeit erhöht werden, indem ein anderer Blechwerkstoff verwendet wird, welcher einen größeren r - und n -Wert als DC04 aufweist [80, 82].

Die verhältnismäßig großen Scherwinkel in der Stempelfläche A_{St} in Abbildung 5.8 werden auf den mehrlagigen Ablageprozess beim Zuschnitt der Gewebe zurückgeführt, sowie einen unsauberen Einlegevorgang des spezifischen Gewebezuschnitts in das Werkzeug. Es wird nicht erwartet, dass die dargestellten Scherwinkel in der Stempelfläche repräsentativ für alle hergestellten Bauteile sind. Das Gewebe besitzt eine geringe Bruchdehnung im Vergleich zum

Metallblech und muss die für die Bauteilgeometrie benötigten großen Dehnungen durch Relativverschiebungen ausgleichen. Die Gewebelagen werden zur Stempelfläche hin eingezogen. Zu Beginn der Umformung ist der Randabstand des Gewebes zum Matrizeneinlaufradius R_M in x - und y -Richtung gleich. Im Verhältnis zur y -Richtung steht in x -Richtung jedoch sehr wenig Gewebe zur Verfügung, um die Höhendifferenz durch den Ziehweg auszugleichen. Da die gleiche Verschiebung über eine geringere Gewebebreite realisiert werden muss, resultieren für die x -Richtung größere Scherwinkel. Wenn die Niederhalterkraft höher gewählt wird, kann zwar das Beulen der Bleche reduziert werden, jedoch wird das Gewebe auch in der Relativverschiebung durch die steigende Reibkraft behindert. Dies ist ein weiterer Grund, weshalb die Niederhalterkraft als Kompromiss zu wählen ist. Detaillierte Analysen und Prozessfenster des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* sind in den Arbeiten von Mennecart [122] und Kruse [112, 115, 123] zu finden.

6 Entwicklung des numerischen Modells für den In-situ-Hybridisierungsprozess

Während des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* finden der metallische Umformprozess, der Drapierprozess des Faserhalbzeugs und die Infiltration des Faserhalbzeugs simultan statt. Jeder Prozessschritt stellt eine eigenständige Problemstellung dar und weist unterschiedliche Herausforderungen bezüglich der numerischen Modellierung auf. In diesem Kapitel soll ein erstes makroskopisches numerisches Umformmodell in ABAQUS/Explicit entwickelt werden. Hierzu werden die Anforderungen an ein numerisches Prozessmodell aufgeführt und hinsichtlich ihrer Umsetzbarkeit bewertet.

6.1 Anforderungen und Annahmen für die Prozessmodellierung

Aus dem vorherigen Kapitel 5 sind die nachfolgenden Effekte bekannt, die abgebildet werden sollten:

- Die Bauteildicke ist abhängig von der Bauteilregion und resultiert im Wesentlichen aus der Gewebe- und der Metallblechdicke. Diese Annahme wird durch die Schliffbilder in Abbildung 5.4 bestätigt. Die Umformung von Metallblech und Gewebe beginnt vor der Injektion der Matrix, weshalb an der Grenzfläche direkter Kontakt zwischen Metallblech

und Gewebe besteht. Die niedrigviskose Matrix infiltriert die bestehenden Hohlräume und trägt so nicht zur Gesamtdicke bei.

- Die Gewebedicke hängt von dem lokalen Normaldruck ab und kann durch die Kompaktierungseigenschaften des Gewebes beschrieben werden.
- Die Metallblechdicke wird durch den Umformgrad bestimmt, wobei die Dickenänderung eine Funktion der Haupt- und Nebenformänderung ist, siehe Gleichung 4.16 und 4.17.
- Der Kontaktdruck zwischen den Gewebelagen und den Metallblechen kann zur lokalen Plastifizierung des Blechs führen [121, 122].
- Infolge der lokalen Kerbwirkung, durch die Plastifizierung und lokale Ausdünnung durch einen hohen Umformgrad, kann das Blech reißen, insbesondere in den Radien [121, 122].
- Die Bauteilgeometrie erfordert das Nachfließen von Material. Dieses resultiert entweder aus hohen Normaldehnungen oder einer Relativverschiebung der Lagen zueinander oder gegenüber dem Werkzeug. Welcher Effekt dominiert, hängt von der tangentialen Reibung ab. Diese ist eine Funktion der Normalkraft und des Reibwerts $F(N, \mu)$.
- Die Reibeigenschaften zwischen den Metallblechen und dem Werkzeug sowie die Reibung zwischen den Blechen und den Gewebelagen, als auch die Reibung zwischen den Gewebelagen, sollte abgebildet werden.
- Die Reibeigenschaften ändern sich zwischen den Reibpaarungen infolge des Tiefziehprozesses durch die Matrixinjektion und ggf. in Abhängigkeit des lokalen Kontaktdrucks.
- Die Relativverschiebung der Gewebe erfordert die Beschreibung der Gewebeeigenschaften in der Ebene, also das Normaldehnungs- und Schubverhalten.

- Die Relativverschiebung bzw. der Fasereinzug führt zu einem Querkontraktionseffekt im Gewebe, das quer zur Einzugsrichtung verformt wird.
- Die Injektion der Matrix führt durch hydrostatischen Druckaufbau zur Umformung der Metallbleche.
- Die Matrix infiltriert das Gewebe, welches lokal drapiert und kompaktiert wird.
- Zur Beschreibung der Infiltration wird die Permeabilität des Gewebes in Dickenrichtung und in der Ebene benötigt, idealerweise in Abhängigkeit von der Drapierung und Kompaktierung.
- Der *In-situ-Hybridisierungsprozess* wird bei 80 °C durchgeführt, weshalb das Metallblech, das Gewebe und die Matrix durch die erhöhte Temperatur in ihrem Materialverhalten beeinflusst werden können. Bei den hier verwendeten Werkstoffen kann der Temperatureinfluss auf das DC04 Blech und das Glasfasergewebe vernachlässigt werden. Die Reaktionskinetik der Matrix ist hingegen stark temperaturabhängig und beeinflusst die Viskosität der Matrix maßgeblich. Zusammen mit der Gewebepерmeabilität beeinflusst die Matrixviskosität die Infiltrationszeit und somit die Prozesszeit wesentlich.

Aufgrund der Fülle an Anforderungen werden die nachfolgenden Punkte für den Aufbau des numerischen Modells in Abbildung 6.4 berücksichtigt und die Sensitivität in einer Parameterstudie untersucht.

- Die Symmetrie des Werkzeugs wird ausgenutzt und ein Viertel wird abgebildet.
- Die Werkzeuge werden als Starrkörper angenommen.
- Die Schichten, Metallblech und Gewebe, werden vereinfachend als Schalen angenommen.
- Es wird keine Schädigung abgebildet. Weder für die Metallbleche noch das Gewebe.

- Zeitabhängige Effekte, wie Dehnratenabhängigkeit, werden vernachlässigt.
- Temperaturabhängige Effekte des Metallblechs, des Gewebes und insbesondere der Matrix werden nicht berücksichtigt. Die Modellierung erfolgt isotherm.
- Die Reibung wird für eine Reibpaarung als isotrop und als unabhängig von dem aktuellen Infiltrations- oder Kontaktdruckzustand angenommen.
- Die Matrix wird nicht modelliert.
 - Die Infiltration des Gewebes kann nicht abgebildet werden.
 - Die hydrostatische Umformung des Metallblechs kann nicht abgebildet werden.
 - Für die Modellierung der Matrix als Fluid wird die Eulersche Formulierung (Raumfestes KOS) benötigt, welche mit der Lagrange-schen Formulierung (Elementfestes KOS), für die Struktur aus Gewebe und Metallblech, gekoppelt wird. Hierbei handelt es sich um eine Fluid-Struktur-Interaktion (FSI), die sehr rechenaufwendig ist und auf dem Bauteilmaßstab nicht abgebildet werden kann.
 - Alternativ wird zur Beschreibung der FSI auf Bauteilebene ein homogenisiertes Element und Materialmodell benötigt, welches die Permeabilität [159–165] und Kompression der Gewebelagen beschreibt. Ein solches Element und Materialmodell sind in ABAQUS/Explicit nicht verfügbar und Gegenstand der Forschung [113, 124, 125].
- Da es sich um ein makroskopisches Modell handelt und keine Schädigung modelliert wird, kann die lokale Plastifizierung des Metallblechs durch die Gewebelagen nicht beschrieben werden und folglich auch

nicht das reduzierte Umformvermögen der Metallbleche in den Radien.

6.2 Modellaufbau in ABAQUS/Explicit

Der Modellaufbau wird über das am FAST-LB entwickelte Python-Plug-in Slow-Form.PrePost für ABAQUS\CAE realisiert, welches in [166] beschrieben ist. Dies ermöglicht den automatisierten Umformmodellaufbau über das Graphical User Interface (GUI) in zwei Schritten. In Schritt eins wird das Werkzeugmodell erstellt und in Schritt zwei werden die umzuformenden Lagen erstellt (Materialmodelle, Sections, Elemente), korrekt im Werkzeug positioniert (Stapelfolge, Orientierung), die Interaktionen zwischen den Schichten erstellt und zugeordnet, die Randbedingungen (Symmetrien, Kräfte, Verschiebungen) aufgebracht und die Umformschritte (Load Steps) definiert. Der Modellaufbau wird hierbei über eine Pre-Datei gesteuert, in welcher die Informationen modellspezifisch hinterlegt werden.

6.2.1 Abbildung des Werkzeugs und der Randbedingungen

Die Werkzeuggeometrie ist achsensymmetrisch bezüglich der x - und y -Achse, weshalb das Viertelmodell in Abbildung 6.1 für die numerische Modellierung aufgebaut wird. Das Werkzeug wird als ideal steif angenommen und für die Kontaktformulierung grob vernetzt. Die Matrize besteht aus 3374 Elementen (3308 R3D4 + 66 R3D3), der Niederhalter aus 2334 Elementen (2266 R3D4 + 68 R3D3) und der Stempel aus 2415 Elementen (2407 R3D4 + 8 R3D3). Für den Stempel, Niederhalter und die Matrize werden jeweils Referenzpunkte definiert, an welchen die Randbedingungen, Verschiebungen und Kräfte aufgebracht oder ausgelesen werden. Um die numerische Stabilität zu erhöhen, werden die bewegten Werkzeuge mit einer Punktmasse versehen, damit keine

ungewollten Schwingungen während der Umformung auftreten. In der numerischen Modellierung wird der Stempel bewegt, die Matrize ist fixiert und der Niederhalter wird ausschließlich zum Aufbringen der Niederhalterkraft verfahren. Hierdurch müssen weniger Werkzeuteile bewegt werden, was die numerische Stabilität erhöht. In dem realen Umformprozess ist der Stempel unbewegt und Matrize als auch Niederhalter werden synchron zueinander gegenüber dem Stempel verfahren. Dies erfordert eine genaue Regelung des Niederhalters gegenüber der Matrize, um die Niederhalterkraft konstant zu halten. Alle Kräfte müssen entsprechend der Symmetrie geviertelt und an den Schnittkanten Symmetrierandbedingungen aufgeprägt werden. Entlang der x -Achse sind dies $u_2 = r_1 = r_3 = 0$ und entlang der y -Achse werden $u_1 = r_2 = r_3 = 0$ für jeden Knoten der Werkzeuge und der Lagen gesperrt.

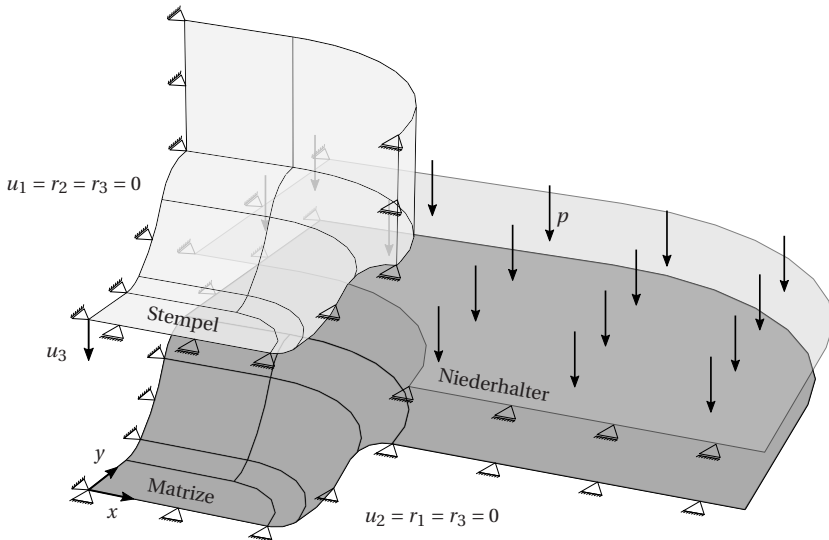


Abbildung 6.1: Explosionszeichnung des viertel Werkzeugmodells in ABAQUS/Explicit mit Randbedingungen

6.2.2 Element-, Section- und Materialmodellauswahl

Für die Modellierung der Schichten bzw. Lagen sollen Schalenelemente verwendet werden, wie bereits in Abschnitt 6.1 erwähnt, denn dreidimensionale Volumenelemente sind nicht geeignet, Biegung korrekt abzubilden, da sie sich zu steif verhalten [167]. Dies bestätigt die Elementanalyse von Schäfer et al. [168], in der verschiedene Schalen- und Volumenelemente der ABAQUS/Explicit Bibliothek hinsichtlich ihrer Eignung für Gewebeumformprozesse untersucht werden. In ABAQUS/Explicit stehen die folgenden *'general purpose'* Schalenelemente S3, S3R, S3RS, S4, S4R, S4RS, S4RSW, S8R und die Kontinuumschalenelemente SC6R, SC8R zur Auswahl. Alternativ sind reine Membranelemente M3D3, M3D4 verfügbar. Die Nomenklatur ist dabei wie folgt:

- S:= Schale, CS:= Kontinuumschale; M3D:= Membran, dreidimensional
- Nummer:= Anzahl der Knoten;
- R:= reduzierte Integration, RS:= reduzierte Integration für kleine Dehnungen bei großen Rotationen, RSW:= reduzierte Integration für kleine Dehnungen bei großen Rotationen mit Zusatztermen für numerisch exakte Ergebnisse unter Torsion und Biegung dünner Platten.

Die Schalenelemente basieren auf der Schubdeformationstheorie 1. Ordnung (FSDT), welche die Deformation durch Biegung und Schub additiv zur Gesamtdeformation zusammensetzt. Die Biegedeformation ist ausschließlich von den Membraneigenschaften und die Schubdeformation ausschließlich von den transversalen Schubeigenschaften abhängig. Die Schubspannung wird als konstant über den Querschnitt in Dickenrichtung angenommen, weshalb Schubkorrekturfaktoren eingeführt werden müssen. Die Schalenelemente 'S' besitzen je Knoten drei Verschiebungsfreiheitsgrade und drei Rotationsfreiheitsgrade, wohingegen die Kontinuumschalenelemente 'CS' je Knoten ausschließlich drei Verschiebungsfreiheitsgrade aufweisen. Beide Schalenelementtypen können das Membranverhalten uneingeschränkt abbilden. Bei der

Beschreibung des Biegeverhaltens gibt es jedoch Unterschiede. Das Biegeverhalten wird bei der Kontinuumschale, durch die ausschließlichen Verschiebungsfreiheitsgrade an den Knoten, mit der transversalen Schubdeformation gekoppelt. Eine Entkopplung von transversaler Schubdeformation und Biegedeformation, welche aus den Membraneigenschaften resultiert, ist nicht möglich. Dafür können Verschiebungen in Dickenrichtung durch die Kontinuumschale abgebildet werden. Dies ermöglicht die Modellierung der Ausdünnung der Metallbleche oder die Kompaktierung des Glasfasergewebes. Die Schalenelemente 'S' hingegen, können die Effekte in Dickenrichtung (Ausdünnung, Kompaktierung) nicht beschreiben und das Membran- und Biegeverhalten sind standardmäßig gekoppelt. Bei der Modellierung von Umformprozessen handelt es sich um geometrisch nicht lineare Probleme, weshalb die Schalenelemente mit dem Zusatz 'RS' und 'RSW' nicht geeignet sind, da diese für kleine Dehnungen (=linear) formuliert sind. Die Membranelemente M3D4 und M3D4 bilden ausschließlich das Membranverhalten ab und müssen ggf. mit anderen Elementen überlagert werden, damit auch die Biegeeigenschaften beschrieben werden können.

In ABAQUS werden die Materialeigenschaften, in Form des Materialmodells, nicht direkt dem Element zugewiesen. Die Verknüpfung von Materialmodell und Element erfolgt über den Querschnitt (Section). Im Querschnitt wird das Materialverhalten in Dickenrichtung spezifiziert. Dies sind die Schalendicke h , die Querkontraktion in Dickenrichtung $\nu_{13} = \nu_{23} := \nu_h$, der Elastizitätsmodul in Dickenrichtung E_{33} und die transversalen Schubsteifigkeiten κ_{11} , κ_{12} und κ_{22} , sowie das Integrationsverfahren (Simpson, Gauss) und die Anzahl

der Integrationspunkte in Dickenrichtung. Es besteht die Möglichkeit idealisiertes Membran- oder Biegeverhalten einzustellen, welches jedoch vorintegriert wird und während der Simulation nicht mehr anpassbar ist, dies bedeutet konstantes, lineares Materialverhalten während der numerischen Modellierung. In Abbildung 6.2 ist der Einfluss der Querkontraktion ν_h auf die Dickenänderung ε_{33} in Abhängigkeit der Membranflächenänderung A/A_0 dargestellt. ABAQUS berechnet die Dickenänderung von Schalen und Membranen

$$\varepsilon_{33} = -\frac{\nu_h}{1 - \nu_h} \cdot (\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22}) \quad (6.1)$$

$$\varepsilon_{33} = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right) = \ln\left(\frac{A}{A_0}\right)^{-\frac{\nu_h}{1-\nu_h}} \quad (6.2)$$

unter der Annahme, dass $\sigma_{33} = 0$ ist. Darin ist h die aktuelle und h_0 die Ausgangsdicke, A die aktuelle und A_0 die Ausgangsfläche und ε_{ii} die Normaldehnungen mit $i = 1, 2, 3$. Die Grenzwerte entsprechen dabei keiner Dickenänderung ($\nu_h = 0$) und inkompressible Materialverhalten ($\nu_h = 0,5$), welches zur maximalen Dickenänderung führt. Die Darstellung zeigt, dass reiner Schub (pure shear) oder $\varepsilon_{11} = -\varepsilon_{22}$ zu keiner Dickenänderung führen, da das Verhältnis $A/A_0 = 1$ bleibt.

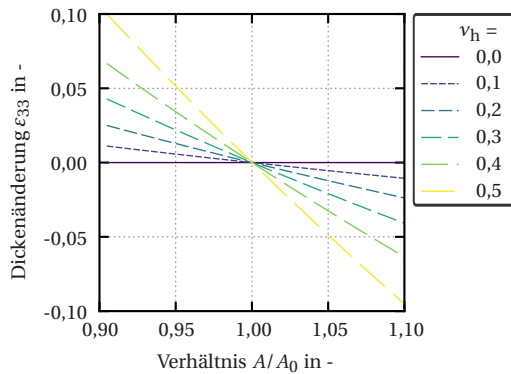


Abbildung 6.2: Einfluss der Querkontraktion in Dickenrichtung ν_h des Querschnitts

6.2.2.1 Modellierung des Metallblechs

Das Metallblech wird als isotrop angenommen und elastisch-plastisch durch Literaturdaten von [169] beschrieben. Hierfür wird das Johnson-Cook Materialmodell verwendet, welches die Fließspannung

$$k_{f, \text{Johnson-Cook}} = c_1 + c_2 \cdot \epsilon_{l,p}^{c_3} \quad (6.3)$$

durch die logarithmische plastische Dehnung $\epsilon_{l,p}$ mit den Konstanten c_1 , c_2 und C_3 beschreibt [170]. Alle Materialparameter sind in Tabelle 6.1 aufgeführt. Es werden S3R Schalenelemente verwendet. Der Schubmodul G wird mit der Isotropie Bedingung aus dem Elastizitätsmodul E und der Querkontraktion ν berechnet. Für die transversalen Schubsteifigkeiten wird der Schubkorrekturfaktor $\frac{5}{6}$ verwendet.

Tabelle 6.1: DC04 Materialparameter in der Sensitivitätsstudie

Modellparameter	Variable	Wert	Einheit
Elementdicke	h	1	mm
Dichte	ρ	7850	kg/m ³
Elastizitätsmodul	E	210	GPa
Querkontraktion	ν	0,3	-
Transversale Schubsteifigkeiten	$\kappa_{11} = \kappa_{22}; \kappa_{12}$	$\frac{5}{6} \cdot G \cdot t; 0$	N/mm
Johnson-Cook Plastizität	$c_1; c_2; c_3$	191,02; 558,57; 0,208	MPa; MPa; -

6.2.2.2 Modellierung des Gewebes

Für die Gewebemodellierung ist die Trennung des Membran- und des Biegeverhaltens in der Literatur etabliert [171], da sich Gewebe nicht wie monolithische, isotrope Kontinua verhalten. Bei einem monolithischen, isotropen Kontinuum sind die Biegeeigenschaften eine Funktion der Membraneigenschaften, genauer eine Funktion des Elastizitätsmoduls E und der Geometrie bzw. des Querschnitts. Zweidimensionale technische Gewebe sind hingegen eine Struktur mit hohen Dehnsteifigkeiten und geringen Biegesteifigkeiten, in Abgrenzung zu dreidimensionalen Geweben oder Gestriicken. Für das Membranverhalten werden M3D3 Elemente verwendet und mit S3R Schalenelementen überlagert, deren Biegeeigenschaften im Querschnitt mit Biegeidealisierung vorintegriert werden, wie in Abbildung 6.4 dargestellt. Die reduzierten Schalenelemente sind numerisch effizienter und stabiler, insbesondere bei großen Deformationen oder Deformationsgradienten, wie sie in Umformsimulationen auftreten.

Das Gewebe wird in ABAQUS/Explicit durch das implementierte FABRIC Materialmodell abgebildet, welches einen Cauchy-elastischen Ansatz im kovarianten Koordinatensystem, siehe Abschnitt 2.5.2, verwendet. Als Eingabewerte werden Spannungs-Dehnungs- bzw. Schubspannungs-Scherwinkel-Daten benötigt. Das FABRIC Materialmodell berechnet die Deformation jeder Faserrichtung und das Schubverhalten entkoppelt voneinander, es findet keine Interaktion der Deformationen statt. Die Sensitivitätsstudie orientiert sich an den Literaturdaten von Schirmaier [166]. Die Drucksteifigkeit in Faserrichtung, der Schubspannungsverlauf, sowie die Biegesteifigkeit werden in drei Stufen variiert und sind in Tabelle 6.2 bzw. in Abbildung 6.3 zusammengefasst. In Faserrichtung wird linear-elastisches Verhalten angenommen und die reale Steifigkeit von Glasfasern bzw. von Glasfasergeweben ist deutlich größer als die hier angenommenen 1300 MPa. Die geringe Steifigkeit wird aus numerischen Effizienzgründen (=Berechnungszeit) verwendet. Durch das lineare Materialverhalten ist die theoretische Skalierung des Ergebnisses am Ende der Berechnung möglich.

Tabelle 6.2: Gewebe Materialparameter für die Sensitivitätsstudie

Element	Modellparameter	Variable	Wert	Einheit
M3D3	Elementdicke	h	0,3	mm
M3D3	Dichte	ρ	2540	kg/m ³
M3D3	Zugsteifigkeit	$E_{Z,11} = E_{Z,22}$	1300	MPa
M3D3	Drucksteifigkeit	$E_{D,11} = E_{D,22}$	0,1; 1; 10	MPa
M3D3	Querkontraktion	ν_h	0; 0,5	-
S3R	Elementdicke	h	0,3	mm
S3R	Dichte	ρ	2540	kg/m ³
S3R	Biegesteifigkeit	$E_{B,11} = E_{B,22}$	10; 100 ; 1000	MPa
S3R	Transversale Schubsteifigkeiten	$\kappa_{11} = \kappa_{22}; \kappa_{12}$	1; 0	N/mm
S3R	Querkontraktion	ν_h	0; 0,5	-

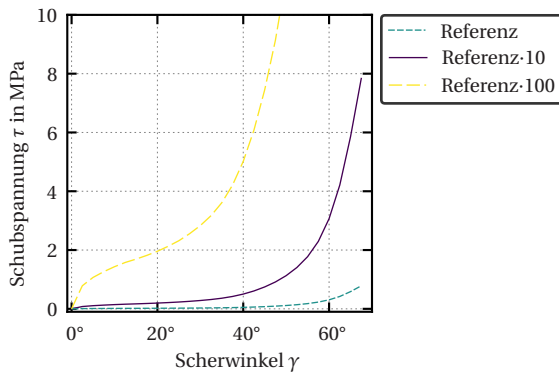


Abbildung 6.3: Schubspannungs-Schervinkel-Verlauf für das FABRIC Modell nach [118]

6.2.3 Modellierung des Kontakts

ABAQUS/Explicit bietet zwei Kontaktformulierungen, dies sind der CONTACT PAIR und der GENERAL CONTACT Algorithmus. Der CONTACT PAIR Algorithmus kann lediglich Knoten-zu-Fläche-Kontakt detektieren, wohingegen der GENERAL CONTACT Algorithmus umfangreicher und dadurch genauer in der Kontakterkennung ist, da dieser Knoten-zu-Fläche, Knoten-zu-analytische Fläche und Kante-zu-Kante-Kontakt detektieren kann. Der GENERAL CONTACT Algorithmus erlaubt automatische Kontakterkennung aller Elemente, die sich im numerischen Modell befinden, inklusive Selbstkontakt, ohne dass spezifische Kontaktpaare definiert werden. Dies ist numerisch sehr aufwendig und kostet Berechnungszeit. Es ist daher möglich, beide Kontaktalgorithmen zu kombinieren und zusätzlich Elemente von der Kontaktprüfung auszuschließen.

Im vorliegenden Modellierungsansatz werden zwischen den Lagen und den Werkzeugen Kontaktpaare über den CONTACT PAIR Algorithmus definiert. Für alle anderen Elemente, dies sind insbesondere die innenliegenden Gewebelagen, wird der GENERAL CONTACT Algorithmus genutzt, um den Kontakt zwischen den Gewebelagen und den Werkzeugen zu beschreiben. Für die Kontakteigenschaften wird in Normalenrichtung ein linearer Federkontakt verwendet und in tangentialer Richtung Coulomb'sche Reibung angenommen. Für die numerische Stabilität wird der Kontakt geringfügig gedämpft. Bei den Kontaktwerten in Tabelle 6.3 handelt es sich um Literaturdaten, wobei die Parameter in Stufen variiert werden. Für den Kontakt in Normalenrichtung gilt, dass je höher dieser ist, desto weniger Durchdringung der Kontaktpartner stattfindet, jedoch steigt mit der Kontaktsteifigkeit auch der numerische Berechnungsaufwand in Form kleinerer stabiler Zeitinkremente. Es wird daher versucht, eine möglichst geringe Kontaktsteifigkeit zu finden, die akzeptable Durchdringungen und Berechnungszeiten liefert.

Tabelle 6.3: Kontaktparameter für die Sensitivitätsstudie

Modellparameter	Variable	Wert	Literatur
Normale Kontaktsteifigkeit	c_n	2000 MPa	-
Stahl-Stahl Reibung	$\mu_{M,M}$	0,01; 0,10 ; 0,20	[156, 172–174]
Stahl-Gewebe Reibung	$\mu_{M,G}$	0,10; 0,25 ; 0,40	[175]
Gewebe-Gewebe Reibung	$\mu_{G,G}$	0,16; 0,33 ; 0,41	[176]

6.3 Sensitivitätsstudie

In der Sensitivitätsstudie soll der Einfluss von Tiefziehparametern, wie der Niederhaltekraft und der Reibung zwischen den Werkzeugen und den Lagen, sowie der Einfluss der Materialmodellierung des Gewebes untersucht werden. Hierfür werden die Materialparameter der vorherigen Abschnitte verwendet und in den dort angegebenen Bereichen bzw. Stufen variiert. Für das Gewebe wird der Einfluss der Orientierung untersucht. Es werden Stapel aus drei Lagen, mit einer einheitlichen Orientierung des Stapels von $(0, 90)^\circ$ und $\pm 45^\circ$, untersucht. Zusätzlich soll der Einfluss der Niederhaltekraft und die angenommene doppelte Achsensymmetrie auf das Umformergebnis untersucht werden. Die Niederhaltekraft in den realen Umformungen beträgt 160 kN, vergleiche Tabelle 3.1. In der Sensitivitätsstudie wird die Niederhaltekraft zwischen 40 kN, **160 kN** und 640 kN variiert, wobei lediglich ein Viertel der Kraft auf das Modell, aufgrund der Symmetrierandbedingung, aufgebracht wird. In den folgenden Abbildungen und im Text wird jedoch auf die vollständige Niederhaltekraft Bezug genommen. Die Abmessungen des Blechs und des Gewebezuschnittes betragen 400 mm x 350 mm bzw. 500 mm x 400 mm, mit 70 mm tiefen 45° -Phasen an den Ecken. Die Niederhaltekraft wirkt auf eine Fläche von $A_{NH} = 82621,6 \text{ mm}^2$, woraus sich die Flächenpressungen $p_{NH}(N = 40 \text{ kN}) = 0,48 \text{ MPa}$, $p_{NH}(N = \textbf{160 kN}) = 1,94 \text{ MPa}$ und $p_{NH}(N =$

640 kN) = 7,75 MPa ergeben. Das numerische Modell ist in Abbildung 6.4 dargestellt, wobei die Randbedingungen aus Abbildung 6.1 gelten, auf deren Darstellung hier aus Gründen der Übersichtlichkeit verzichtet wird. Die Ziehtiefe aller Umformungen beträgt 45 mm. Für die Darstellung der Ergebnisse wird die unterste Metallblechlage oder die mittlere Gewebelage betrachtet bzw. dargestellt bei einer Ziehtiefe von 45 mm. In der Modellierung wird die unterste Metallblechlage betrachtet, da hier die Vergleichsformänderung am größten und somit am kritischsten ist. In der experimentellen Umformung entspricht dies der obersten Metallblechlage. Die mittlere Gewebelage wird betrachtet, da diese sich genau in der theoretischen Mitte des Laminats befindet. Als Referenzwerte, wenn nicht anders angegeben, werden die fett gedruckten Werte verwendet.

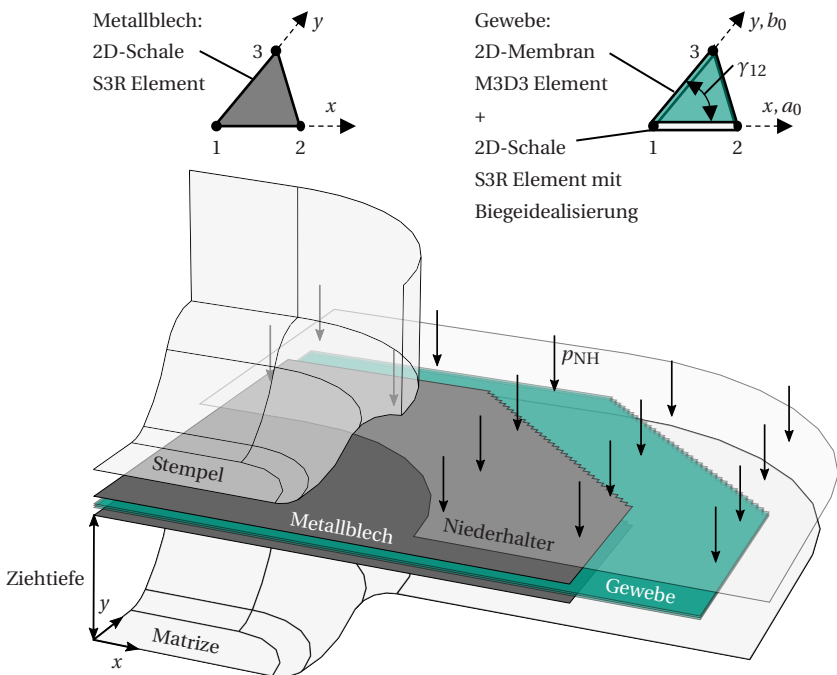


Abbildung 6.4: Explosionszeichnung des Viertelmodells in ABAQUS/Explicit mit den verwendeten Elementtypen

6.3.1 Sensitivität der Symmetrierandbedingung

In Abbildung 6.5 sind die Umformergebnisse des Vollmodells in (a) und (b) im Vergleich zu den Ergebnissen des Viertelmodells in (c) und (d) dargestellt. Die Symmetrierandbedingungen weisen ausschließlich bei den Lagen mit $(0, 90)^\circ$ -Orientierung in (c) einen Einfluss auf. Entlang der Symmetrieebenen sind leichte Scherbänder zu erkennen. Durch die Umformung weicht die Faserorientierung von der ursprünglichen parallelen Orientierung zur Symmetrieebene ab, wodurch leichte Scherbänder entstehen. Diese sind als numerische Artefakte zu interpretieren und mit ausreichendem Abstand von den Symmetrieebenen ist keine Beeinflussung des Umformergebnisses festzustellen. Werden genaue Ergebnisse entlang der Symmetrieebenen benötigt, so sollte ein Vollmodell berechnet werden, insbesondere, wenn die Faserorientierung parallel zur Symmetrieebene verläuft. Für die weiteren Betrachtungen wird folglich das Viertelmodell genutzt und mit ausreichendem Abstand (drei bis vier Elementbreiten) entlang der Symmetrieebenen interpretiert.

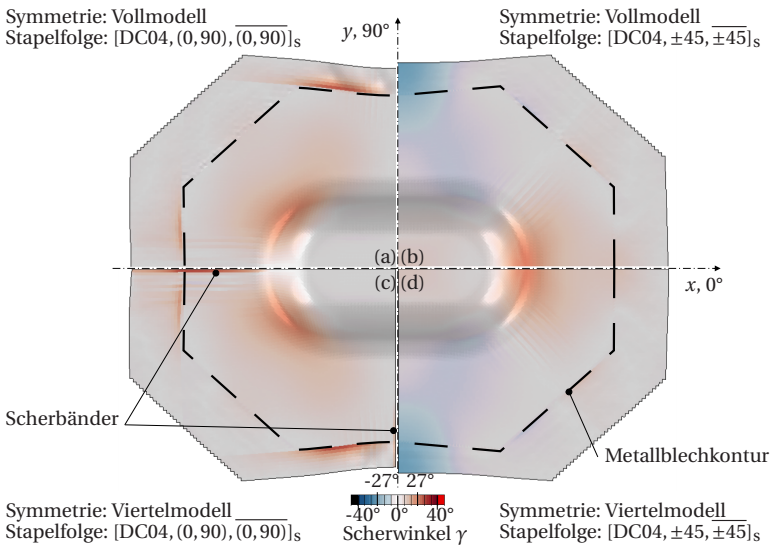


Abbildung 6.5: Einfluss der Symmetrierandbedingungen auf das Umformergebnis nach [118]

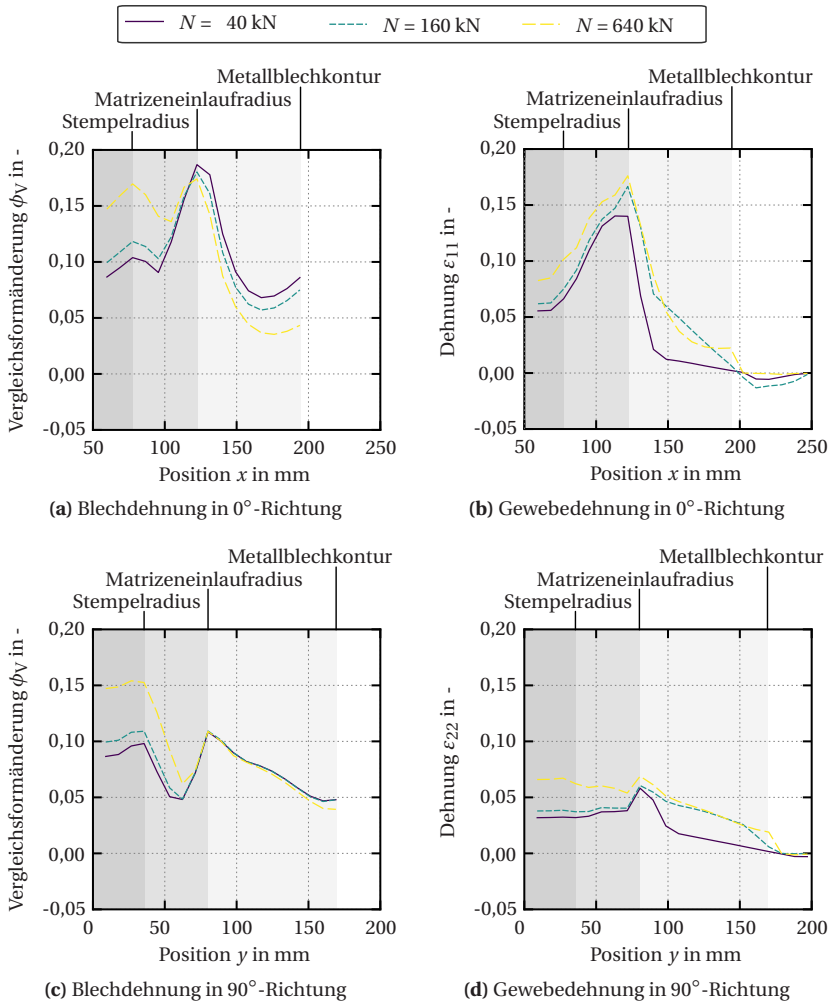
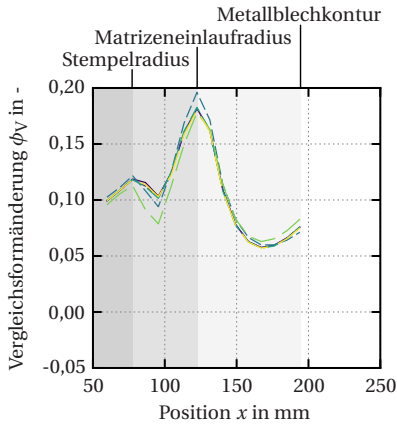


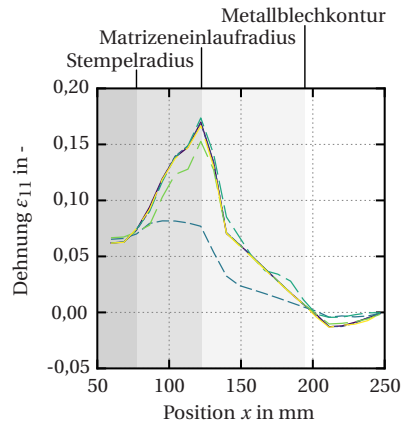
Abbildung 6.7: Einfluss der Niederhalterkraft auf die Vergleichsformänderung des unteren Metallblechs und die Dehnung der mittleren Gewebelage

6.3.3 Sensitivität der Reibeigenschaften

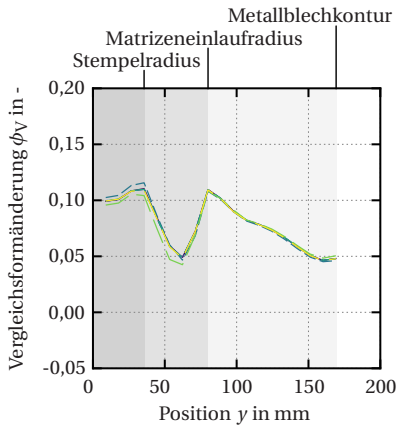
Der Verlauf der Vergleichsformänderung des unteren Metallblechs und die Dehnung der mittleren Gewebelage in 0° - und 90° -Richtung sind in Abbildung 6.8 dargestellt. Die Dehnung des Gewebes in Faserrichtung wird maßgeblich von dem Reibwert zwischen Metallblech und Gewebe beeinflusst, alle anderen Reibpaarungen besitzen einen untergeordneten Einfluss. Lediglich sehr geringe Reibwerte zwischen Metallblech und Werkzeug wirken sich merklich positiv auf die Gewebedehnung aus. Je niedriger die Dehnung der Gewebelage in Faserrichtung ausfällt, desto größer ist das Umformvermögen und Schädigung bzw. Reißen der Gewebelage kann vermieden werden. Geringe Gewebelagendehnungen sind daher als positiv und hohe Dehnungen als negativ zu bewerten. Das Umformvermögen der Metalllagen kann mit einem möglichst geringen Reibwert gegenüber dem Werkzeug gesteigert werden. Ein geringer Reibwert zwischen Metallblech und Gewebe beeinflusst den Vergleichsumformgrad leicht negativ, sodass größere maximale Umformgrade im Matrizeneinlaufradius auftreten. Die Umformung des Gewebes und der Metallbleche ist in 0° -Richtung kritischer als in 90° -Richtung, da hier deutlich größere Vergleichsumformgrade bzw. Dehnungen auftreten, welche auch stärker von der Reibung beeinflusst werden.



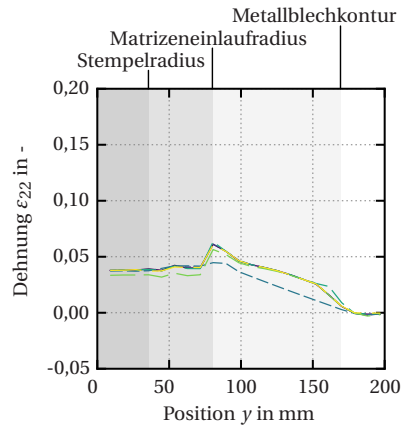
(a) Blechdehnung in 0°-Richtung



(b) Gewebedehnung in 0°-Richtung



(c) Blechdehnung in 90°-Richtung



(d) Gewebedehnung in 90°-Richtung

Abbildung 6.8: Einfluss des Reibwerts auf die Vergleichsformänderung des unteren Metallblechs und die Dehnung der mittleren Gewebelage

6.3.4 Sensitivität der Gewebeeigenschaften

Die Druck- und Biegeeigenschaften des Gewebes beeinflussen die Bildung von Scherbändern und Falten außerhalb der Metallbleche. Mit sinkender Biegesteifigkeit treten in Abbildung 6.9 (a) mehr Falten auf, wohingegen mit zunehmender Biegesteifigkeit die Faltenbildung in (b) komplett unterdrückt wird. Eine Gewebedrucksteifigkeit von 13 MPa führt in (d), bei den gewählten Gewebematerialparametern, bereits zu starker Scherbandbildung. Diese Form der Scherbänder sind als numerische Instabilität bzw. als physikalisch nicht sinnvoll zu interpretieren, da zwei benachbarte Elemente stark entgegengesetzte Scherwinkel aufweisen. Mit zunehmender Schubsteifigkeit nehmen in Abbildung 6.10 (b) die Scherzonen ab. Die 100-fache Schubsteifigkeit gegenüber der Referenz führt in (d) zu starker Faltenbildung des Gewebes an der Metallblechkante. Die Dehnungsverläufe der Membrangewebedehnungen in Abbildung 6.11 werden nicht von der Querkontraktion in Dickenrichtung v_h beeinflusst.

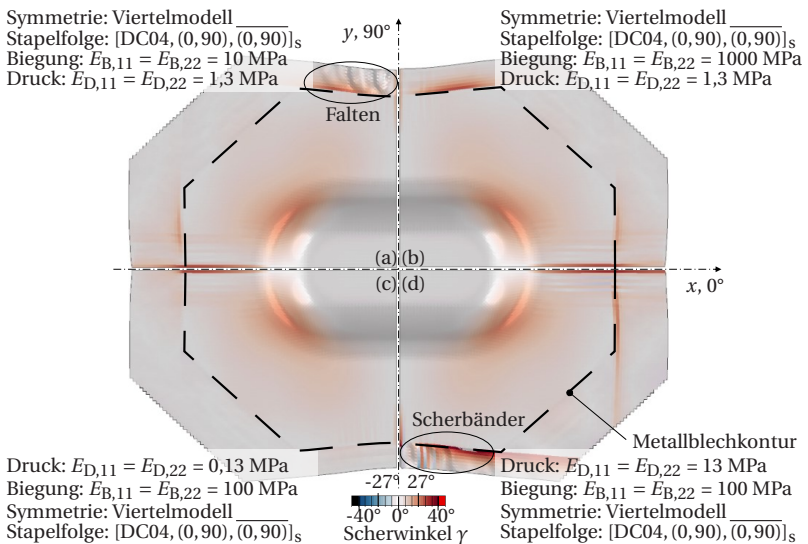


Abbildung 6.9: Einfluss der Druck- und Biegeeigenschaften des Gewebes auf das Umformergebnis nach [118]

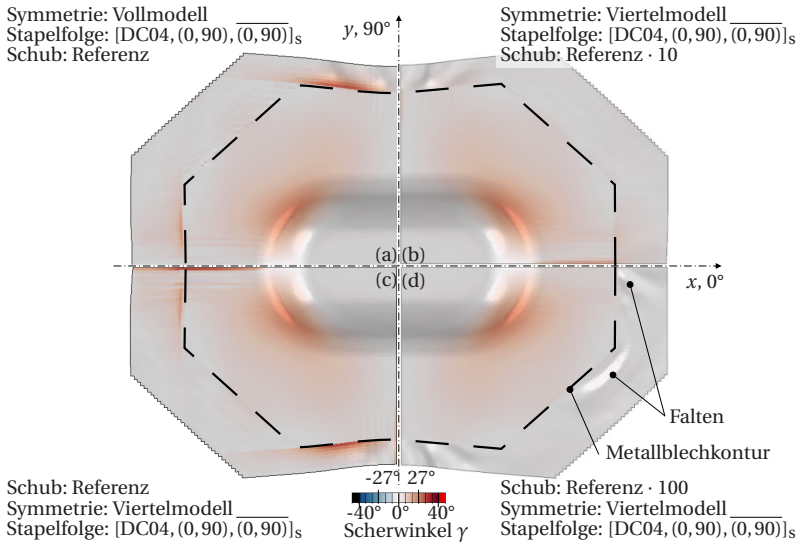


Abbildung 6.10: Einfluss der Schubeigenschaften des Gewebes auf das Umformergebnis nach [118]

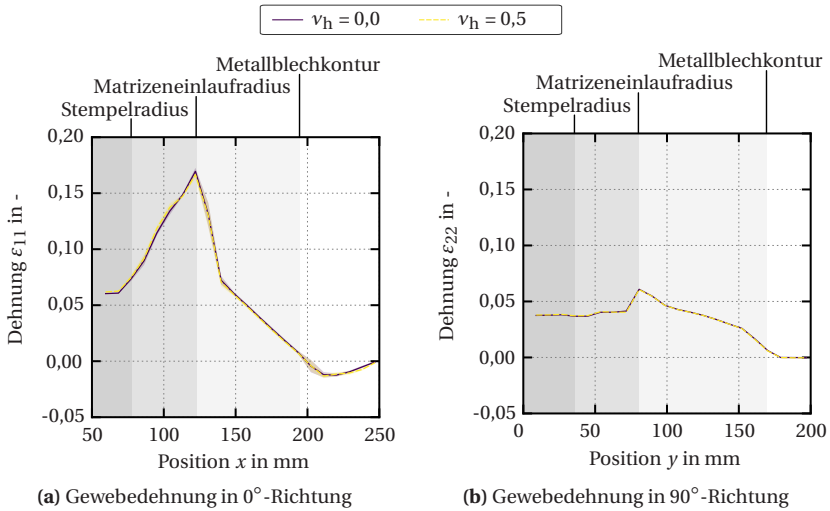


Abbildung 6.11: Einfluss der Querkontraktion in Dickenrichtung v_h auf die Dehnung der mittleren Gewebelage

6.4 Diskussion des Modellierungsansatzes

In der Sensitivitätsstudie wirkt sich die Variation der Niederhaltekraft auf die Dehnungen der Metallbleche und Gewebelagen im Stempelboden und dem Flansch aus. Gegenüber der Referenzniederhaltekraft von 160 kN führt eine Erhöhung der Niederhaltekraft zu höheren Dehnungen im Stempelboden, wodurch das Umformvermögen des Blechs und der Gewebelagen reduziert werden, da Zugversagen wahrscheinlicher wird. Bei gleichbleibenden tangentialen Reibwerten führen höhere Niederhaltekraften zu größeren Reibkräften, welche dem Blech- und Fasereinzug entgegenwirken und somit zu größeren Zugkräften in den Lagen führen. Große Zugkräfte innerhalb der Blech- und Gewebelagen sind hierbei nicht grundsätzlich als negativ zu bewerten, da diese der Faltenbildung bzw. dem Beulen des Metallblechs entgegenwirken. In Abbildung 6.12 ist die Hauptformänderung über der Nebenformänderung aufgetragen und die zulässige Grenzformänderung eingezeichnet. Die dargestellten Grenzformänderungen wurden nach der Methode von Mennecart et al. [121] bestimmt, wobei die durchgezogene Linie die ungeschädigte DC04 Formänderungskurve darstellt und die Strichpunktlinie die durch Gewebekontakt geschädigte DC04 Formänderungskurve. Hierin ist deutlich zu erkennen, dass mit zunehmender Niederhaltekraft die Neigung zur Faltenbildung ($\phi_1 = -\phi_2$) reduziert wird und die Streckziehanteile ($\phi_1 = \phi_2$) im Stempelboden zunehmen.

Die Ausprägung der resultierenden Reibkraft wird vom Reibwert der Reibpaarung beeinflusst. Die Reibpaarungen mit dem größten Einfluss auf die Dehnungen, innerhalb der Sensitivitätsstudie, sind die Metall-Metall Reibpaarung (Werkzeug-Metallblech) und Metall-Gewebe Reibpaarung. Bei der experimentellen Charakterisierung der Reibeigenschaften sollte diese priorisiert und in einem weiten Parameterbereich untersucht werden. Der gewählte Modellierungsansatz legt nahe, dass die Reibpaarung zwischen den Gewebelagen von untergeordneter Bedeutung ist. Die Gewebelagen gleicher Orientierung verhalten sich wie eine einzelne Lage und zwischen den Gewebelagen findet

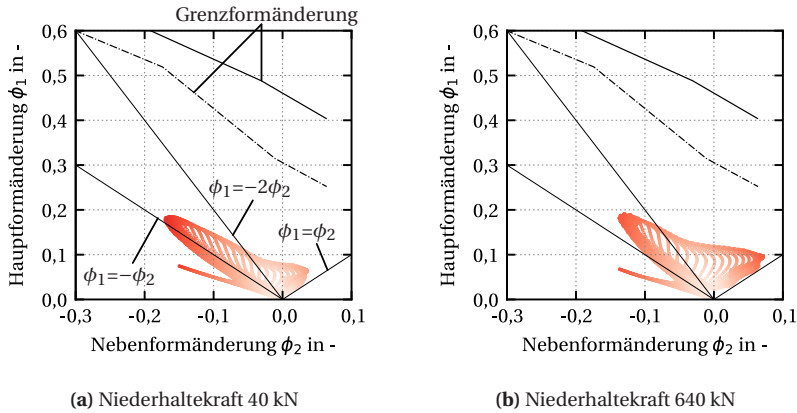


Abbildung 6.12: Einfluss der Niederhalterkraft auf die Formänderung des unteren Blechs

kaum bis keine Relativverschiebung statt. Dies sollte durch experimentelle Charakterisierung überprüft werden.

Die Steifigkeitsverhältnisse der untersuchten Gewebeparameter sind in Tabelle 6.4 aufgeführt. Als Referenz dienen die Verhältnisse in der ersten Zeile, welche sich aus den mittleren Werten der Sensitivitätsstudie ergeben. Die Schubsteifigkeit wird für einen Scherwinkel von 20° berechnet. In der Sensitivitätsstudie werden die Deformationsmoden Falten- und Scherbandbildung beobachtet. Die Falten treten mehrheitlich in 90° -Richtung durch den Fasereinzug auf (vgl. Abbildungen 6.9 (a) & (d), 6.10). Aus dem Fasereinzug resultieren Zugdehnungen in der 90° -Orientierung und Druckdehnungen in der 0° -Orientierung des Gewebes. Der biaxiale Dehnungszustand verdichtet die Rovings in Querrichtung, der Abstand zwischen den Rovings wird kleiner, bis diese sich berühren, wie in Abbildung 6.13 schematisch dargestellt. In dem numerischen Modell wird dies durch die Drucksteifigkeit der Rovings ausgedrückt, da die Einheitszelle des Gewebes als Kontinuum betrachtet wird. Wird die Drucksteifigkeit verhältnismäßig zu groß gewählt (Faktor 10 größer als die

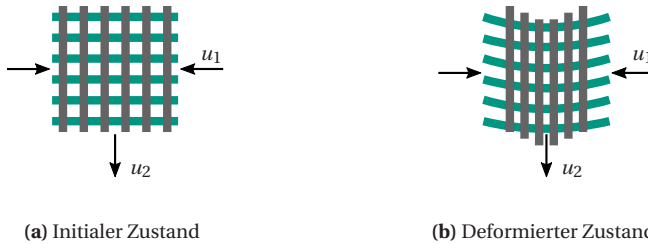


Abbildung 6.13: Schematische Gewebedeformation durch Fasereinzug in 90°-Richtung

Referenz), so führt dies zur Ausbildung von Scherbändern, wie sie in Abbildung 6.9 (d) zu sehen sind. Als Ursache für dieses ungünstige Deformationsverhalten wird vermutet, dass die benötigte Energie zur Stauchung des Elementes größer ist, als jene Energie zur Scherung des Elementes, weshalb das Element nicht weiter unter Stauchung, sondern Scherung deformiert.

Das Biegeverhalten der Gewebelagen kann nahezu vernachlässigt werden, da es das Umformergebnis ausschließlich außerhalb der Metallbleche beeinflusst. Die hohe Steifigkeit der Metallbleche in Dickenrichtung wirkt als Randbedingung auf die Gewebe, wodurch jegliche Faltenbildung im Gewebe unterdrückt wird. Das Umformverhalten des Gewebes wird deshalb durch

Tabelle 6.4: Verhältnisse der untersuchten Biege-, Druck- und Schubsteifigkeiten

Modell	E_B/E_S in °	E_D/E_S in °	E_B/E_D in -	Deformationsmodus
6.5, 6.6, 6.10 (a) & (c)	53,87	0,70	76,92	-
6.9 (a)	5,39	0,70	7,69	Falten
6.9 (b)	538,68	0,70	769,23	-
6.9 (c)	53,87	0,07	769,23	-
6.9 (d)	53,87	7,00	7,69	Scherband, Falten
6.10 (b)	5,39	0,07	76,92	Falten
6.10 (d)	0,54	0,01	76,92	Falten

die Membraneigenschaften bestimmt. Der Modellierung des Membranverhaltens sollte besondere Aufmerksamkeit gewidmet werden. Das gewählte FABRIC Materialmodell in ABAQUS/Explicit bildet die Normaldehnungen und das Schubverhalten entkoppelt ab, wodurch die Querkontraktion des Gewebes beim Fasereinzug nicht berücksichtigt werden kann. Die Kopplung der Normaldehnungen der Rovingrichtungen, sowie die Kopplung zwischen den Rovingrichtungen und dem Schubverhalten, sollten abgebildet werden können. Hierfür werden experimentelle Daten mit verschiedenen Dehnungsverhältnissen benötigt.

Der gewählte Modellierungsansatz kann Dickenänderungen lediglich über die Querkontraktion in Dickenrichtung v_h abbilden. Die berechneten Dehnungen des FABRIC Materialmodells werden nicht von der Dickenänderung beeinflusst, wie in Abbildung 6.11 gezeigt. Zusätzlich kann die Kompaktierung und somit der FVG des Gewebes nicht abgebildet werden. Hierfür wird ein dreidimensionales Element mit Formulierung in Dickenrichtung benötigt. Das Materialmodell der Metallbleche wird durch die berechnete Dickenänderung der Querkontraktion beeinflusst. Die Vergleichsformänderung berücksichtigt alle drei Formänderungen (Hauptformänderung ϕ_1 , Nebenformänderung ϕ_2 und Dickenformänderung ϕ_3), jedoch erscheint die numerisch berechnete Vergleichsformänderung zu gering gegenüber den gemessenen Vergleichsformänderungen. Dies wird auf die homogenisierte, projizierte Kontaktfläche zwischen Metallblech und Gewebe zurückgeführt. In den experimentellen Versuchen ist der lokale Kontaktdruck viele Größenordnungen höher (100 MPa bis 400 MPa gegenüber 2 MPa), weshalb das Metallblech lokal plastifiziert und stärker ausdünn [121, 122]. Dieser Effekt sollte durch geeignete Materialdaten berücksichtigt werden, indem z.B. Zugversuche an vorgeschädigten DC04-Probekörpern durchgeführt werden und die hieraus gewonnenen Fließkurven als Eingangsparameter für das Materialmodell verwendet werden. Zusätzlich führt der Fluidruck durch die Matrix zur Blechdeformation, wie in Abschnitt 5.1 beschrieben. Da es sich um isostatischen Druck handelt, führt dieser zu einem zusätzlichen biaxialen Zugspannungszustand im Metallblech, welcher das Formänderungsvermögen reduziert. Dies sollte zukünftig in der

Prozessmodellierung berücksichtigt werden durch die Abbildung der homogenisierten Matrix in Form eines Darcy-Elements, wie von Poppe et al. [124, 125, 162] beschrieben oder durch die Überlagerung des Umformschritts mit einem statischen Druckfeld, welches auf die innere Fläche des äußeren Metallblechs wirkt, wie in Abbildung 5.9 dargestellt.

7 **Anwendung des numerischen In-situ- Hybridisierungsprozessmodells mit hyperelastischem Gewebemodell**

Das vorherige Kapitel „*Entwicklung des numerischen Modells für den In-situ-Hybridisierungsprozess*“ hat gezeigt, dass das Materialverhalten des Gewebes unzureichend durch das implementierte FABRIC Materialmodell in AB-AQUS/Explicit beschrieben wird. In diesem Kapitel wird ein hyperelastisches Gewebemodell entwickelt, welches das Materialverhalten der Rovingrichtungen und die Beanspruchungszustände unter Zug, Druck und Schub koppelt. Das Materialmodell wird zuerst numerisch verifiziert und anhand von Literaturdaten im Gewebezugversuch validiert. Für die Modellierung des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* werden die mechanischen Eigenschaften der Konstituenten, sowie die Eigenschaften deren Interaktionen, benötigt. Hierzu werden am DC04 Blech Warmzugversuche und am Glasfasergewebe Zug-, Druck- und Schubversuche durchgeführt, mit denen das hyperelastische Gewebemodell parametrisiert wird. Die Interaktionen werden durch die tangentialen Reibeigenschaften beschrieben, die durch zwei Reibversuchsmethoden, den Gleitschlittenversuch und den Streifenziehversuch, charakterisiert werden. Abschließend werden die Charakterisierungsergebnisse verwendet, um den *In-situ-Hybridisierungsprozess* mit realen Material- und Reibeigenschaften abzubilden.

7.1 Hyperelastisches Gewebemodell mit Kopplungen

Aufgrund der zweidimensionalen Struktur des Gewebes wird angenommen, dass ein ebener Spannungszustand vorliegt. Geschwindigkeitsabhängige, temperaturabhängige oder chemische Änderungen der mechanischen Eigenschaften werden in diesem Modell nicht berücksichtigt. Das Modell wird jedoch so formuliert, dass es jederzeit um diese Effekte erweitert werden kann. Basierend auf diesen Annahmen wird ein modulares makroskopisches Materialmodell im Rahmen der Hyperelastizität entwickelt, welches in [61] veröffentlicht ist. Hierbei wird keine Energiedissipation angenommen und somit wird die gesamte Verzerrungsenergie in der Verformung gespeichert. Diese Annahme ist für nicht zyklische Verformungen zulässig [69]. Für die gesamte Verzerrungsenergiedichte W_{ges} wird angenommen, dass diese in einen zug-druckabhängigen Anteil W_{ZD} und einen schubabhängigen Anteil W_{S} zerlegt werden kann. Diese Terme müssen Funktionen der verwendeten Invarianten I_4 , I_8 und I_{10} sein und werden in den folgenden Abschnitten definiert.

7.1.1 Zug-Druck-Verhalten

Für die zug-druckabhängige Verzerrungsenergiedichte W_{ZD} wird angenommen, dass diese in zwei Komponenten $W_{\text{ZD},a}$ und $W_{\text{ZD},b}$ aufgeteilt werden kann. Diese stellen die in der Verformung gespeicherte Verzerrungsenergiedichte der Faserrichtungen a bzw. b dar. Weiterhin wird angenommen, dass

die Verzerrungsenergiedichte für positive und negative Dehnungen nicht symmetrisch ist. Folglich ist eine Fallunterscheidung notwendig:

$$W_{\text{ZD}}(I_4, I_8) = \begin{cases} W_{\text{Z,a}} + W_{\text{Z,b}} & \text{für } I_4 > 1 \text{ und } I_8 > 1 \\ W_{\text{Z,a}} + W_{\text{D,b}} & \text{für } I_4 > 1 \text{ und } I_8 \leq 1 \\ W_{\text{D,a}} + W_{\text{Z,b}} & \text{für } I_4 \leq 1 \text{ und } I_8 > 1 \\ W_{\text{D,a}} + W_{\text{D,b}} & \text{für } I_4 \leq 1 \text{ und } I_8 \leq 1. \end{cases} \quad (7.1)$$

Wie in Abbildung 2.2 dargestellt, lässt sich die typische Spannungs-Dehnungs-Kurve unter uniaxialem Zug in zwei Zonen unterteilen. Um die Ondulationsinteraktion (im engl.: Crimp-Interchange) beschreiben zu können, wird eine quadratische Funktion der Form

$$\hat{\sigma}_{\text{Z},i} = \xi_{i,1} \varepsilon_{ii}^2 + \xi_{i,2} \varepsilon_{ii} \quad (7.2)$$

verwendet, mit den Parametern $\xi_{i,1}$ und $\xi_{i,2}$ und $i = \text{a, b}$. Bei Bildung der Stammfunktion nach der Längsdehnung ε_{ii} und mit Gleichung 2.22, ergeben sich die folgenden Verzerrungsenergiedichten in Abhängigkeit der Invarianten

$$\widehat{W}_{\text{Z,a}} = c_{\text{a},1}(\sqrt{I_4} - 1)^3 + c_{\text{a},2}(\sqrt{I_4} - 1)^2 \quad (7.3)$$

$$\widehat{W}_{\text{Z,b}} = c_{\text{b},1}(\sqrt{I_8} - 1)^3 + c_{\text{b},2}(\sqrt{I_8} - 1)^2. \quad (7.4)$$

Die Parameter $c_{i,1}$ und $c_{i,2}$ können durch uniaxiale Zugversuche bestimmt werden. Aufgrund von Faser-Faser-Wechselwirkungen in einem Gewebe induziert die Dehnung entlang einer Faserrichtung auch Dehnungen in die andere Faserrichtung, welches dem Effekt einer Querkontraktion in einem homogenen Kontinuum entspricht. Es wird daher angenommen, dass positive Querdehnungen die Längsdehnung behindern, also mehr Energie für die Verzerrung aufgewendet werden muss [36, 55]. Negative Querdehnungen hingegen reduzieren die benötigte Verzerrungsenergiedichte in Längsrichtung, jedoch

kann die Verzerrungsenergiedichte nicht unter das Niveau der Verzerrungsenergiedichte eines nicht ondulierten Rovings in Längsrichtung sinken. Der uniaxiale Zugversuch in Längsrichtung eines Gewebes beinhaltet die benötigte Verzerrungsenergiedichte für die Streckung der Längs- und die Stauchung der Querrovings. Die folgenden Faktoren werden eingeführt, um dieses Verhalten zu modellieren:

$$k_{ZD,a} = (1 - c_{a,4}) \exp\left(c_{a,3}(\sqrt{I_8} - 1)\right) + c_{a,4} \quad (7.5)$$

$$k_{ZD,b} = (1 - c_{b,4}) \exp\left(c_{b,3}(\sqrt{I_4} - 1)\right) + c_{b,4}. \quad (7.6)$$

Der Zug-Druck-Parameter $c_{i,4}$ darf nur Werte zwischen 0 und 1 annehmen. Hierin bedeutet 0 eine vollständige Reduzierung der Verzerrungsenergiedichte für Längszug bei negativer Querdehnung bzw. 1 keine Reduzierung. Während der Zug-Druck-Parameter $c_{i,4}$ die Abnahme für negative Dehnungen begrenzt, charakterisiert der biaxiale Kopplungskoeffizient $c_{i,3}$ die Wechselwirkung zwischen den beiden Faserrichtungen. Der Exponentialausdruck nimmt für negative Dehnungen positive Werte < 1 an, was zu einer Verringerung der Verzerrungsenergiedichte führt. Für positive Dehnungen nimmt der Exponentialausdruck positive Werte > 1 an, die Verzerrungsenergiedichte wird vergrößert. Die Faktoren $k_{ZD,a}$ und $k_{ZD,b}$ sind folglich immer positiv, wie der Verlauf in Abbildung 7.1 schematisch zeigt. Beide Parameter können durch ex-

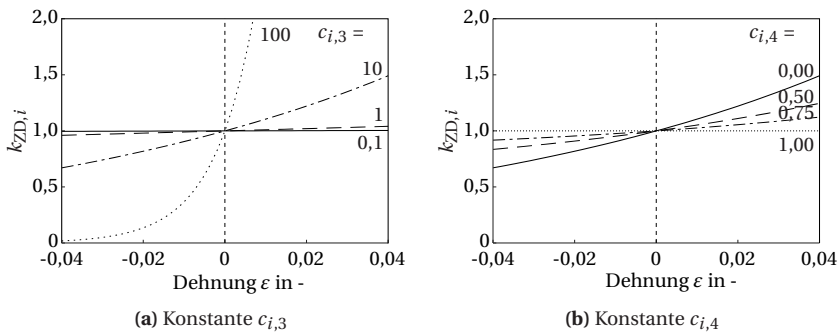


Abbildung 7.1: Einfluss der Konstanten $c_{i,3}$ und $c_{i,4}$ auf den Zug-Druck-Faktor $k_{ZD,i}$

perimentelle Daten von zweiachsigen oder einachsigen Versuchen mit Querkontraktion bestimmt werden. Die entsprechenden Verzerrungsenergiedichten sind

$$W_{Z,a} = \widehat{W}_{Z,a} \cdot k_{ZD,a} \quad (7.7)$$

$$W_{Z,b} = \widehat{W}_{Z,b} \cdot k_{ZD,b}. \quad (7.8)$$

In Umformprozessen von Geweben mit doppelt gekrümmten Radien treten Streckungen in eine Faserrichtung und Stauchungen in die andere Faserrichtung auf. Die Stauchungen in der Ebene begünstigen bei freien Umformungen von Geweben Faltenbildung in Dickenrichtung. Die Faltenbildung in Dickenrichtung kann begrenzt oder völlig unterdrückt werden durch steife Grenzflächen, wie z.B. großflächige Niederhalter, Werkzeugoberflächen oder Metalllagen bei der FML-Umformung. Für das Materialverhalten von Geweben unter Druckbeanspruchung in der Ebene sind keine publizierten experimentellen Studien bekannt. Es wird angenommen, dass Querdehnungen keinen Einfluss auf das Längsdruckverhalten haben, da unter Druck keine Ondulationsinteraktion zu erwarten ist. Die lineare Korrelation zwischen der Spannung und der Dehnung

$$\widehat{\sigma}_{D,i} = \xi_{i,5} \varepsilon_{ii} \quad (7.9)$$

wird angenommen, worin $\xi_{i,5}$ eine Konstante mit $i = a, b$ ist. Woraus sich die entsprechenden Verzerrungsenergiedichten beider Faserrichtungen in Abhängigkeit von den Invarianten aus Gleichung 2.22

$$W_{D,a} = c_{a,5} (\sqrt{I_4} - 1)^2 \quad (7.10)$$

$$W_{D,b} = c_{b,5} (\sqrt{I_8} - 1)^2 \quad (7.11)$$

ergeben, mit $i = a, b$. Die Parameter $c_{i,5}$ sind proportional zur Drucksteifigkeit der Gewebestruktur und ihre Zahlenwerte können aus Druckversuchen in der Gewebeebene gewonnen werden.

7.1.2 Kombiniertes Normal-Schub Verhalten

Schub ermöglicht große Verformungen bei vergleichsweise kleinen Faserdehnungen und ist daher der dominierende Verformungsmechanismus in Geweben [46]. Für die Formulierung der schubabhängigen Verzerrungsenergiedichte ist die korrekte Beschreibung der reinen Schubverformung wesentlich. Ein Polynom dritten Grades

$$\tau_S = \xi_{S,1}\gamma + \xi_{S,2}\gamma^2 + \xi_{S,3}\gamma^3 \quad (7.12)$$

wird gewählt, um dieses Verhalten zu beschreiben, was zu der entsprechenden Verzerrungsenergiedichte führt

$$W_S = \frac{1}{2}c_{S,1}I_{10}^2 + \frac{1}{3}c_{S,2}I_{10}^3 + \frac{1}{4}c_{S,3}I_{10}^4. \quad (7.13)$$

Der Scherwinkel wird durch die Invariante I_{10} aus Gleichung 2.37 ersetzt. Die Parameter können mit Hilfe von Picture-Frame- oder Bias-Extension-Versuchen bestimmt werden.

Experimentelle Untersuchungen zeigen, dass Membranspannungen auch das Scherverhalten von Geweben beeinflussen. Positive Faserdehnungen führen bei gegebener Schubverformung zu erhöhten Schubspannungen [46, 47]. Es wird angenommen, dass negative Faserdehnungen die notwendige Energie verringern, um eine gegebene Schubverformung zu erreichen, da die Kontaktkräfte an den Rovingkreuzungspunkten reduziert werden. Daher werden für jede Rovingrichtung zwei Kopplungsterme eingeführt, die das Schubverhalten unter Membranspannung oder -kompression für diese Richtung beschreiben. Je nach vorliegendem Lastfall wird die Verzerrungsenergiedichte entsprechend angepasst. Sind keine Membrandehnungen vorhanden, beeinflussen die Terme das reine Schubverhalten nicht. Die Parameter können durch

Picture-Frame oder Bias-Extension-Versuche mit vorgespannten Rovings ermittelt werden. Für positive Dehnungen wird die zusätzliche Verzerrungsenergiedichte durch

$$W_{\text{SZ},a} = \frac{1}{3} I_{10}^3 c_{\text{SZ},a} (I_4 - 1)^2 \quad (7.14)$$

$$W_{\text{SZ},b} = \frac{1}{3} I_{10}^3 c_{\text{SZ},b} (I_8 - 1)^2 \quad (7.15)$$

ausgedrückt, mit dem Zug-Schub-Parameter $s_{Z,i}$. Bei Vorliegen negativer Dehnungen reduziert sich die Verzerrungsenergiedichte durch Multiplikation mit den Exponentialfaktoren

$$k_{\text{SD},a} = \exp(c_{\text{SD},a} (I_4 - 1)^3) \quad (7.16)$$

$$k_{\text{SD},b} = \exp(c_{\text{SD},b} (I_8 - 1)^3) \quad (7.17)$$

die den Druck-Schub-Parameter $c_{\text{SD},i}$ enthalten. Eine einfache subtraktive Reduktion könnte zu negativen Verzerrungsenergiedichten führen. Um eine sanfte asymptotische Reduktion der Verzerrungsenergiedichte zu gewährleisten, ohne einen Wert von 0 oder darunter zu erreichen, wird eine Multiplikation gewählt. Der Exponentialterm garantiert, dass der Ausdruck bei negativen Normaldehnungen Werte zwischen Null und Eins annimmt.

7.1.3 Gesamtes Materialverhalten

Die Gesamtverzerrungsenergiedichte setzt sich additiv aus den in den vorangegangenen Abschnitten beschriebenen Gleichungen zusammen:

$$W_{\text{ges}} = \begin{cases} W_{Z,a} + W_{Z,b} + W_S + W_{SZ,a} + W_{SZ,b} & \text{für } I_4 > 1 \text{ und } I_8 > 1 \\ W_{Z,a} + W_{D,b} + (W_S + W_{SZ,a}) \cdot k_{SD,b} & \text{für } I_4 > 1 \text{ und } I_8 \leq 1 \\ W_{D,a} + W_{Z,b} + (W_S + W_{SZ,b}) \cdot k_{SD,a} & \text{für } I_4 \leq 1 \text{ und } I_8 > 1 \\ W_{D,a} + W_{D,b} + W_S \cdot k_{SD,a} \cdot k_{SD,b} & \text{für } I_4 \leq 1 \text{ und } I_8 \leq 1. \end{cases} \quad (7.18)$$

Die entsprechenden Verzerrungsenergiedichten sind qualitativ als Funktion der Invarianten I_4 und I_8 in Abbildung 7.2 für ausgewählte Scherwinkel I_{10} dargestellt. Die fetten Linien $I_4 = 1$ und $I_8 = 1$ stellen eine uniaxiale Beanspruchung entlang der Rovingorientierungen a bzw. b dar.

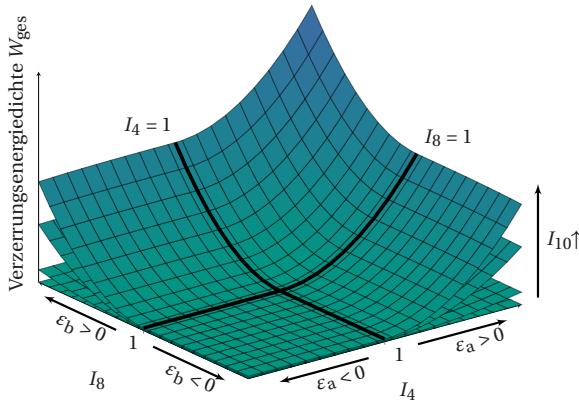


Abbildung 7.2: Qualitative Verzerrungsenergiedichte in Abhängigkeit der Invarianten I_4, I_8 und I_{10} nach [60, 61]

7.1.4 Implementierung und Parametrisierung des hyperelastischen Gewebemodells mit Kopplungen

Das hyperelastische Gewebemodell mit Kopplungen wird in ABAQUS/Explicit über eine benutzerdefinierte Subroutine VUMAT implementiert, wie in Abbildung 7.3 veranschaulicht. ABAQUS/Explicit übergibt zu Beginn jedes Zeitinkrementes die elementbezogenen Informationen an die Subroutine. Diese umfassen unter anderem den Deformations- und Spannungszustand im Materialkoordinatensystem, sowie die benutzerdefinierten Statusvariablen. In der vorliegenden Subroutine wird der RCG-Tensor \mathbf{C} genutzt, um die Invarianten I_4 , I_8 und I_{10} zu aktualisieren. Anhand des Streckungszustandes des jeweiligen Materialpunktes wird die Verzerrungsenergiedichte W_{ges} und der Cauchy-Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ berechnet. Der neue Deformations- und Spannungszustand, sowie die innere spezifische Energie w_{in} und die neuen Statusvariablen, werden an ABAQUS/Explicit für das nächste Zeitinkrement übergeben. In expliziten Rechnungen entspricht der Anfangszustand eines Inkrementes dem Endzustand des vorherigen Inkrementes. Ausgenommen hiervon ist das erste Zeitinkrement.

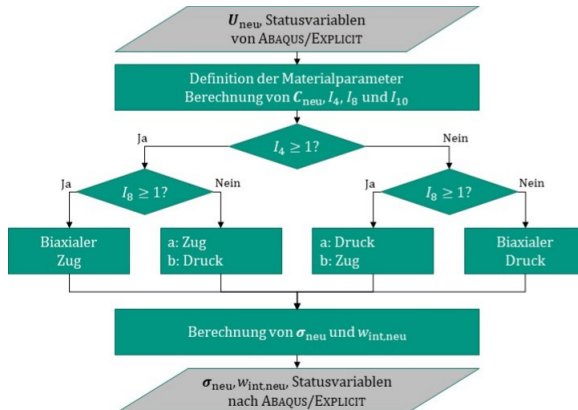


Abbildung 7.3: Implementierung der VUMAT des hyperelastischen Gewebemodells mit Kopplungen in ABAQUS/Explicit nach [60, 61]

Für die vollständige Beschreibung des Materialverhaltens des hyperelastischen Gewebemodells werden 17 unabhängige Materialparameter benötigt. Wird das Gewebe als symmetrisch bezüglich der 0° - und 90° -Orientierung ($a = b$) angenommen, reduziert sich die Anzahl der unabhängigen Parameter auf 10. Die Materialparameter werden in einem zweistufigen Prozess aus experimentellen Versuchsergebnissen bestimmt. Im ersten Schritt werden die Parameter der Materialgleichungen ohne Kopplungen per Regressionsverfahren bestimmt. Hierzu werden die Materialgleichungen 7.2, 7.9 und 7.12 für das Zug-, Druck- und Schubverhalten in Spannungs-Dehnungs-Formulierung verwendet. Im zweiten Schritt werden die Kopplungsterme per Regressionsverfahren genähert. In Abschnitt 7.1.5 wird die numerische Implementierung des hyperelastischen Gewebemodells an einem Ein-Elementmodell überprüft. Die Validierung des Materialmodells auf physikalisch sinnvolles Materialverhalten erfolgt durch Mehr-Elementmodelle in Abschnitt 7.1.6 anhand von Zug- und Bias-Extension-Versuchen. Hierzu werden Literaturdaten von Komeili [31] für das Material TWINTX TPP60N22P-060 verwendet, welche um Annahmen aus der Sensitivitätsstudie in Abschnitt 6.2.2.2 ergänzt werden, siehe Tabelle 7.1. Für den Datensatz nach Komeili wird das Gewebe als symmetrisch ($a = b$), die Drucksteifigkeit mit 1,3 MPa, dies entspricht dem Druckparameter $c_{a,5} = c_{b,5} = 0,65$ MPa, der Zug-Druck-Kopplungskoeffizient $c_{a,4} = c_{b,4} = 0,75$ und der Schub-Druck-Koeffizient mit $c_{SD,a} = c_{SD,b} = 100$, angenommen.

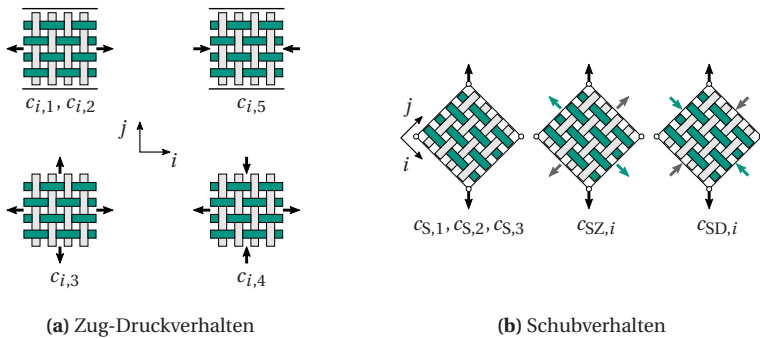


Abbildung 7.4: Experimentelle Methoden zur Parameterbestimmung nach [61]

Tabelle 7.1: Parameter des hyperelastischen Gewebemodells für die numerische Verifikation und physikalische Validierung

	Parameter	Literatur [31, 61]
0°	$c_{a,1}$ in MPa	4130,00
	$c_{a,2}$ in MPa	667,50
	$c_{a,3}$ in -	23,67
	$c_{a,4}$ in -	0,75
	$c_{a,5}$ in MPa	0,65
90°	$c_{b,1}$ in MPa	4130,00
	$c_{b,2}$ in MPa	667,50
	$c_{b,3}$ in -	23,67
	$c_{b,4}$ in -	0,75
	$c_{b,5}$ in MPa	0,65
Schub	$c_{S,1}$ in MPa	$2,51 \cdot 10^{-2}$
	$c_{S,2}$ in MPa	$-1,87 \cdot 10^{-1}$
	$c_{S,3}$ in MPa	$5,62 \cdot 10^{-1}$
	$c_{SZ,a}$ in MPa	1467,63
	$c_{SD,a}$ in -	100,00
	$c_{SZ,b}$ in MPa	1467,63
	$c_{SD,b}$ in -	100,00

7.1.5 Numerische Verifikation anhand eines Ein-Elementmodells

Das Materialmodell wird mit einem einzelnen M3D4-Element verifiziert. Hierfür wird das in ABAQUS/Explicit implementierte FABRIC-Modell mit denselben Materialdaten parametrisiert. Die Ergebnisse beider Materialmodelle werden in Abbildung 7.5 verglichen und zeigen eine gute Übereinstimmung bei Zug- oder Druckbeanspruchung in Längsrichtung (Abbildung 7.5a und 7.5c), sowie bei Schubbeanspruchung (Abbildung 7.5d). Darüber hinaus zeigt Abbildung 7.5a, dass das hyperelastische Materialmodell (VUMAT) bei Zugbeanspruchung mit Querdehnungsbehinderung Spannungen quer zur Zugrichtung induziert und bei biaxialer Beanspruchung höhere Längsspannungen aufweist als das FABRIC-Modell (Abbildung 7.5b). Um die Auswirkungen auf das gesamte Verformungsverhalten weiter zu untersuchen, wird in Abschnitt 7.1.6 ein Zug- und Bias-Extension-Versuch mit mehreren Elementen betrachtet.

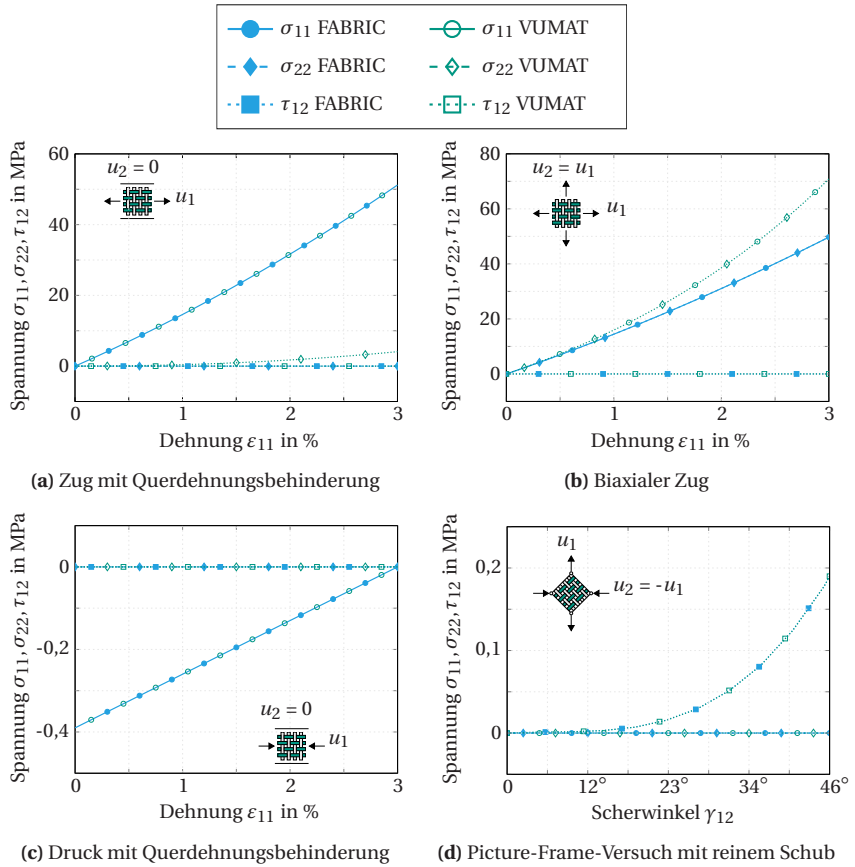


Abbildung 7.5: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Verläufe von FABRIC und hyperelastischem Materialmodell an einem Ein-Elementmodell nach [60, 61]

7.1.6 Validierung des hyperelastischen Gewebemodells auf physikalisch sinnvolles Materialverhalten

Im Folgenden wird ein Gewebeprobekörper mit den Abmessungen $200\text{ mm} \times 50\text{ mm}$ ($L_0 \times B_0$) erstellt, der aus 10.000 M3D3-Elementen besteht. Die aufgebrachte Dehnung im Zugversuch in Abbildung 7.6 beträgt 3 % bzw. 10 % im Bias-Extension-Versuch in Abbildung 7.7. Auf der gegenüberliegenden Seite wird der Probekörper fest eingespannt. In dieser qualitativen Analyse werden keine S3R-Elemente mit Biegeidealisierung in der Sectionintegration verwendet, da das Membranverhalten der beiden Materialmodelle verglichen wird. Abbildung 7.6 zeigt die resultierenden Dehnungen der Rovingrichtungen a und b für beide Materialmodelle unter einachsiger Zugbeanspruchung. Beim FABRIC-Modell treten keine Verschiebungen in y -Richtung auf, während das hyperelastische Materialmodell eine Querdehnung von -15 % in ε_{22} -Richtung in Abbildung 7.6c aufweist. Die Querdehnungen führen im hyperelastischen Modell zu Schubverformungen in der Einspannung, wie in Abbildung 7.6d dargestellt. Bei beiden Materialmodellen liegt die ε_{11} -Komponente in derselben Größenordnung.

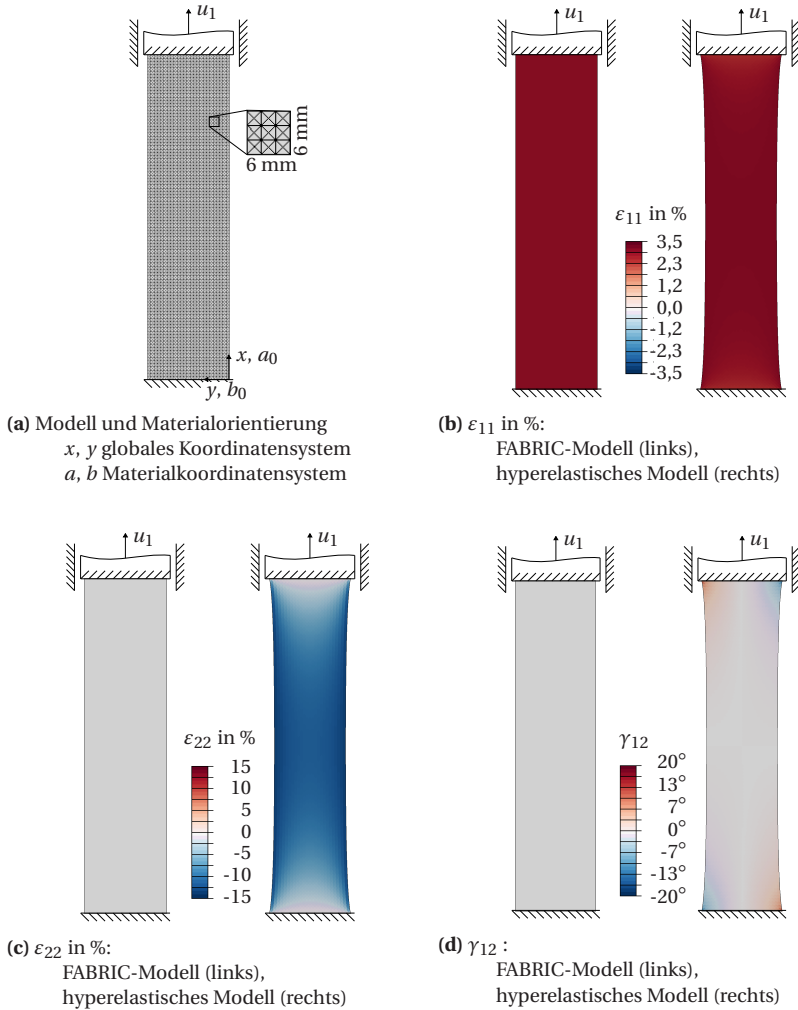


Abbildung 7.6: Vergleich von FABRIC und hyperelastischem Materialmodell im Zugversuch nach [61]

Abbildung 7.7 zeigt die resultierenden Dehnungen der Rovingrichtungen a und b für beide Materialmodelle im Bias-Extension-Versuch. Aufgrund der reinen Schubbeanspruchung im Bias-Extension-Versuch verhalten sich beide Materialmodelle identisch, und es werden keine Zugdehnungen im hyperelastischen Modell induziert, was gut mit den Ein-Element-Testresultaten in Abbildung 7.5d übereinstimmt und durch Gleichung 7.13 erklärt werden kann. Das Induzieren von Zugdehnungen nach reiner Schubbeanspruchung würde einer Schub-Zug-Kopplung entsprechen, die jedoch vom Modell nicht erfasst wird, da aufgrund der Interdependenz entweder eine Schub-Zug- oder eine Zug-Schub-Kopplung modelliert werden kann. Um den Teil des hyperelastischen Materialmodells zu identifizieren, der für den Querdehnungseffekt bei Zugbeanspruchung verantwortlich ist, werden die Ergebnisse analoger Berechnungen mit modifizierten Versionen der Subroutine unter Zugbeanspruchung untersucht.

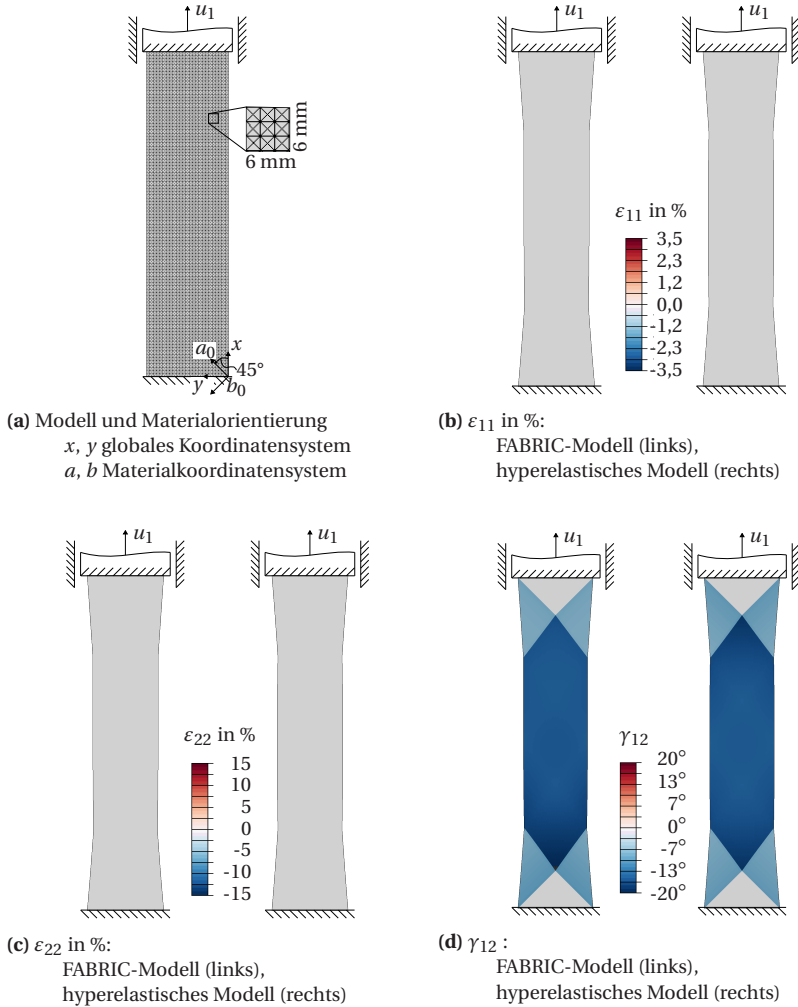


Abbildung 7.7: Vergleich von FABRIC und hyperelastischem Materialmodell im Bias-Extension-Versuch nach [61]

Bei vollständig deaktivierten Kopplungsmechanismen (Abbildung 7.8a) entspricht das berechnete Materialverhalten dem des FABRIC-Modells. Laterale Kontraktionen und Querdehnungen treten ausschließlich bei der biaxialen Kopplung (Abbildung 7.8b) auf. Aufgrund der Randbedingung treten an der Einspannung keine Querdehnungen ε_{22} auf und der Probekörper verjüngt zur Probenmitte hin. Die resultierende Form des Gewebes kann auch in experimentellen Studien an Zugproben qualitativ beobachtet werden, wie in Abbildung 7.8d gezeigt [177]. Bei den untersuchten Beanspruchungen besitzt die biaxiale Kopplung den größten Einfluss auf die numerische Berechnung von Gewebestrukturen, die großen normalen Dehnungen unterliegen.

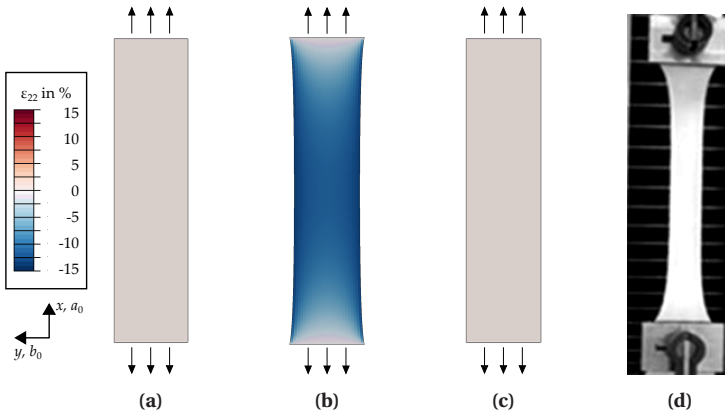


Abbildung 7.8: ε_{22} -Komponente verschiedener modifizierter Subroutinen im uniaxialen Zugversuch. (a) Keine Kopplung, (b) nur biaxiale Kopplung, (c) nur Normal-Schub Kopplung, (d) experimenteller Zugversuch [177]. Abbildung nach [61].

7.2 Charakterisierung des Gewebes und Parametrisierung des hyperelastischen Gewebemodells

Für die Materialmodellierung wird das Normaldehnungsverhalten in Zug- bzw. Druckversuchen an nicht infiltrierten Geweben in beiden Rovingsrichtungen ((0, 90) und (90, 0), nachfolgend als 0° und 90° bezeichnet) untersucht. Der Picture-Frame-Versuch wird für die Charakterisierung des Schubverhaltens verwendet, welcher den Hauptdeformationsmechanismus von Geweben in freien Umformungen darstellt. Im *In-situ-Hybridisierungsprozess* wirken hohe Niederhalterkräfte, weshalb nicht von einer freien Drapierung ausgegangen wird. Deshalb wird zusätzlich der Einfluss von Druck in Dickenrichtung auf das Gewebe durch den Niederhalter während der Schubdeformation untersucht. Hierzu werden Picture-Frame-Versuche mit überlagerter Flächenpressung in Dickenrichtung durchgeführt, wie in Abschnitt 4.3.3 beschrieben. Die Gewebecharakterisierungsergebnisse werden genutzt, um das im vorherigen Abschnitt 7.1 vorgestellte hyperelastische Gewebemodell mit Kopplungen zu parametrisieren. Das parametrisierte Gewebematerialmodell wird mit den Versuchsdaten verglichen und im folgenden Abschnitt 7.5 im *In-situ-Hybridisierungsprozessmodell* verwendet.

7.2.1 Ergebnisse der Gewebezugversuche

Die Ergebnisse der Gewebezugversuche sind in Tabelle 7.2 und in der Abbildung 7.9 dargestellt. Das Gewebe weist in 0° -Orientierung eine höhere Steifigkeit auf als in 90° -Orientierung. Das Aspektverhältnis Λ beeinflusst bei beiden Orientierungen die Zugsteifigkeit E . Probekörper mit einem 1:1 Verhältnis besitzen die höchste Zugsteifigkeit, welche für breite Probekörper (1:4) leicht abnimmt gegenüber dem 1:1 Verhältnis und für schlanke Probekörper (4:1) stark reduziert ist. Zu Beginn der Zugbeanspruchung richten sich die Rovings

in Lastrichtung aus, sodass die Ondulation der beanspruchten Rovings abnimmt, wohingegen die Ondulation der quer zur Beanspruchungsrichtung verlaufenden Rovings zunimmt, wie in Abbildung 2.2 dargestellt [36]. Dies ist besonders deutlich in Abbildung 7.9 für die 90°-Orientierung zu erkennen. Bei Beanspruchung in 90°-Orientierung beeinflusst das Aspektverhältnis Λ die Anfangssteifigkeit E_A unwesentlich. In 0°-Orientierung hingegen wird die Rovinginteraktion stark vom Aspektverhältnis Λ beeinträchtigt und die schlanken 4:1-Probekörper weisen eine ausgeprägte Ondulationsinteraktion auf. Das unterschiedliche Verhalten in 0°- und 90°-Orientierung ist durch die Herstellung des Gewebes bedingt, wie in Abschnitt 3.1.2 beschrieben.

Tabelle 7.2: Gewebezugergebnisse bezogen auf den Rovingquerschnitt und den homogenisierten Querschnitt für die Modellierung mit Index h

Φ	Kennwert	$\Lambda = L_0 : B_0$		
		1 : 4	1 : 1	4 : 1
0°	n	8	12	9
	E_A in GPa	$35,8 \pm 9,3$	$50,6 \pm 6,8$	$19,6 \pm 7,8$
	$E_{A,h}$ in GPa	$7,4 \pm 2,0$	$9,9 \pm 1,2$	$3,9 \pm 1,4$
	E in GPa	$66,9 \pm 8,5$	$70,4 \pm 4,3$	$58,5 \pm 3,9$
	E_h in GPa	$12,8 \pm 1,8$	$13,5 \pm 0,8$	$11,3 \pm 0,7$
	R_m in MPa	703 ± 58	688 ± 36	750 ± 30
	$R_{m,h}$ in MPa	131 ± 10	131 ± 7	142 ± 6
	ε_b in %	$1,3 \pm 0,2$	$1,1 \pm 0,1$	$1,6 \pm 0,1$
90°	n	8	4	7
	E_A in GPa	$4,5 \pm 2,9$	$5,7 \pm 2,6$	$5,8 \pm 0,7$
	$E_{A,h}$ in GPa	$1,0 \pm 0,5$	$1,1 \pm 0,5$	$1,1 \pm 0,2$
	E in GPa	$45,5 \pm 4,9$	$53,7 \pm 3,0$	$38,2 \pm 3,4$
	E_h in GPa	$8,0 \pm 0,8$	$10,1 \pm 1,3$	$7,1 \pm 0,6$
	R_m in MPa	618 ± 36	542 ± 20	568 ± 45
	$R_{m,h}$ in MPa	109 ± 6	93 ± 6	96 ± 7
	ε_b in %	$2,1 \pm 0,2$	$1,6 \pm 0,1$	$2,0 \pm 0,1$

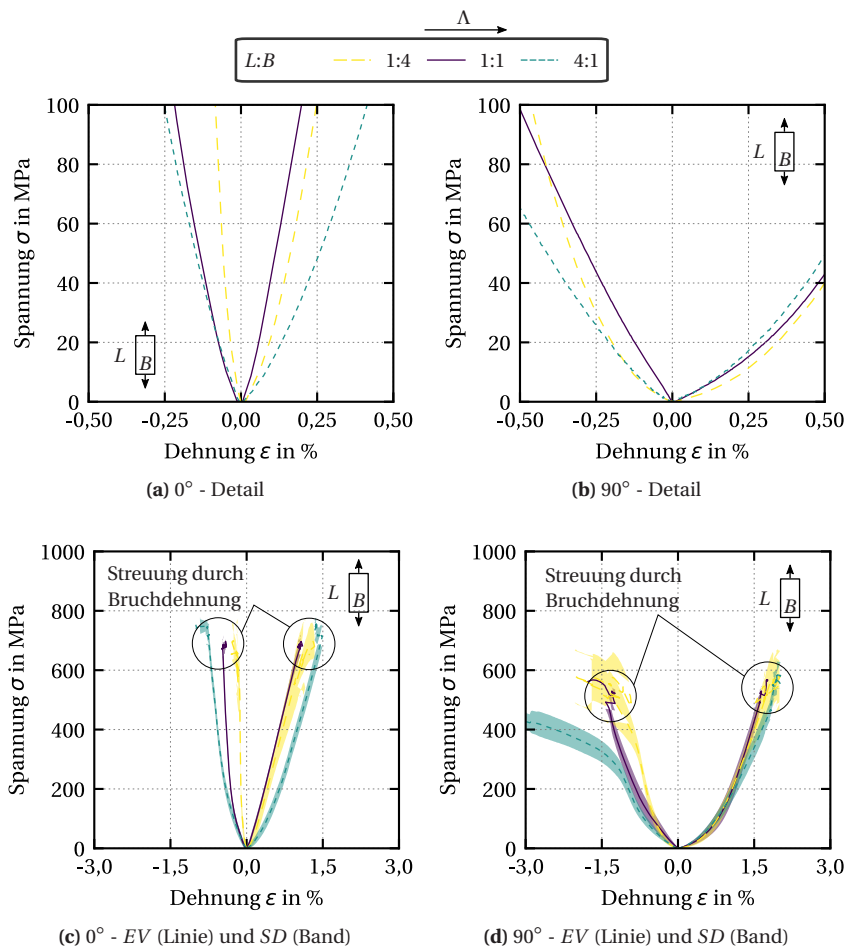


Abbildung 7.9: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Gewebezugversuche bezogen auf den Rovingquerschnitt für unterschiedliche Aspektverhältnisse Λ

In Abbildung 7.10 ist der Verlauf der Querkontraktion v_{12} in Abhängigkeit der Dehnung in Längsrichtung der Probekörper für unterschiedliche Aspektverhältnisse Λ dargestellt. Die Querkontraktionsverläufe sind für beide Orientierungen stark vom Aspektverhältnis Λ abhängig und weisen eine große Streubreite auf. Für die 0° -Orientierung ist für alle drei Aspektverhältnisse der Trend zu erkennen, dass die Querkontraktion mit zunehmender Dehnung abnimmt und sich einem asymptotischen Grenzwert annähert. Tendenziell ist die Querdehnung in 0° -Orientierung für schlanke Probekörper (4:1) größer als für breite Probekörper (1:4) und dies scheint auch für den asymptotischen Grenzwert zu gelten. In 90° -Orientierung verläuft die Querdehnung für breite Probekörper (1:4) nahezu horizontal, während sie für den 1:1-Probekörper und den schlanken Probekörper (4:1) über der Dehnung zunimmt.

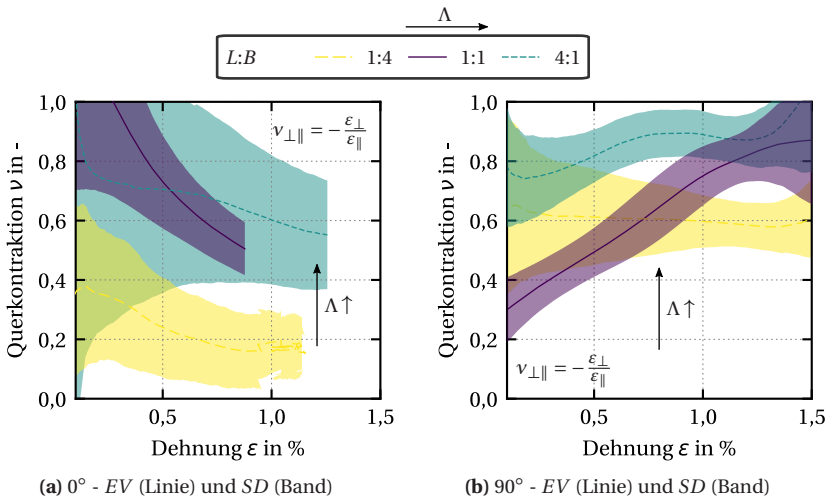


Abbildung 7.10: Querkontraktion $v_{12} = v_{\perp\parallel}$ in 0° - und 90° -Richtung zwischen $\varepsilon = 0,1\%$ und $1,5\%$ für unterschiedliche Aspektverhältnisse Λ

7.2.2 Ergebnisse der Gewebedruckversuche

Die Gewebedruck Versuchsergebnisse sind in Tabelle 7.3 und Abbildung 7.11 dargestellt. Aufgrund des geringen Probekörperumfanges sind keine statistisch abgesicherten Aussagen über die Drucksteifigkeit des untersuchten Gewebes möglich. Vier der elf geprüften Gewebeprobekörper knicken direkt zu Beginn der Prüfung aus, weshalb diese in Tabelle 7.3 als ungültig markiert sind. Die Drucksteifigkeit wird dennoch ausgewertet, um den Einfluss des Knickens und der anschließenden Faltenbildung auf die Drucksteifigkeit des Gewebes zu verdeutlichen. Anhand der Ergebnisse wird der Elastizitätsmodul der Gewebestruktur unter Druckbeanspruchung in der Größenordnung von $E_D = 1,5 \text{ GPa}$ bis $10,0 \text{ GPa}$, bezogen auf den Rovingquerschnitt, und mit $E_{D,h} = 0,3 \text{ GPa}$ bis $2,0 \text{ GPa}$ für den homogenisierten Querschnitt in der Modellierung angenommen. Für zukünftige Untersuchungen sollte die gekrümmte Prüfvorrichtung (gSV) mit oder ohne Beulstützen genutzt werden, da die Wahrscheinlichkeit des frühzeitigen Knickens minimiert wird.

Tabelle 7.3: Ergebnisse der Gewebedruckprüfung

Φ	$\Lambda =$ $L_0 : B_0$	$n_{R\parallel}$	$n_{R\perp}$	E_D in GPa	$E_{D,h}$ in GPa	Kommentar
0°	1 : 10	51	5	0,5	0,1	eSV, ungültig
	1 : 6	52	9	3,6	0,7	eSV, in Modellierung genutzt
	1 : 5	52	10	0,9	0,2	eSV, ungültig
	1 : 5	19	4	9,8	1,9	gSV-BS
	1 : 3	13	4	8,5	1,6	gSV-BS
	1 : 1	15	20	2,7	0,5	gSV
	2 : 1	12	24	3,8	0,7	gSV
90°	1 : 7	48	7	1,1	0,2	eSV, ungültig
	1 : 7	47	7	2,3	0,4	eSV, in Modellierung genutzt
	1 : 4	47	12	1,5	0,3	eSV
	1 : 4	47	13	0,7	0,1	eSV, ungültig

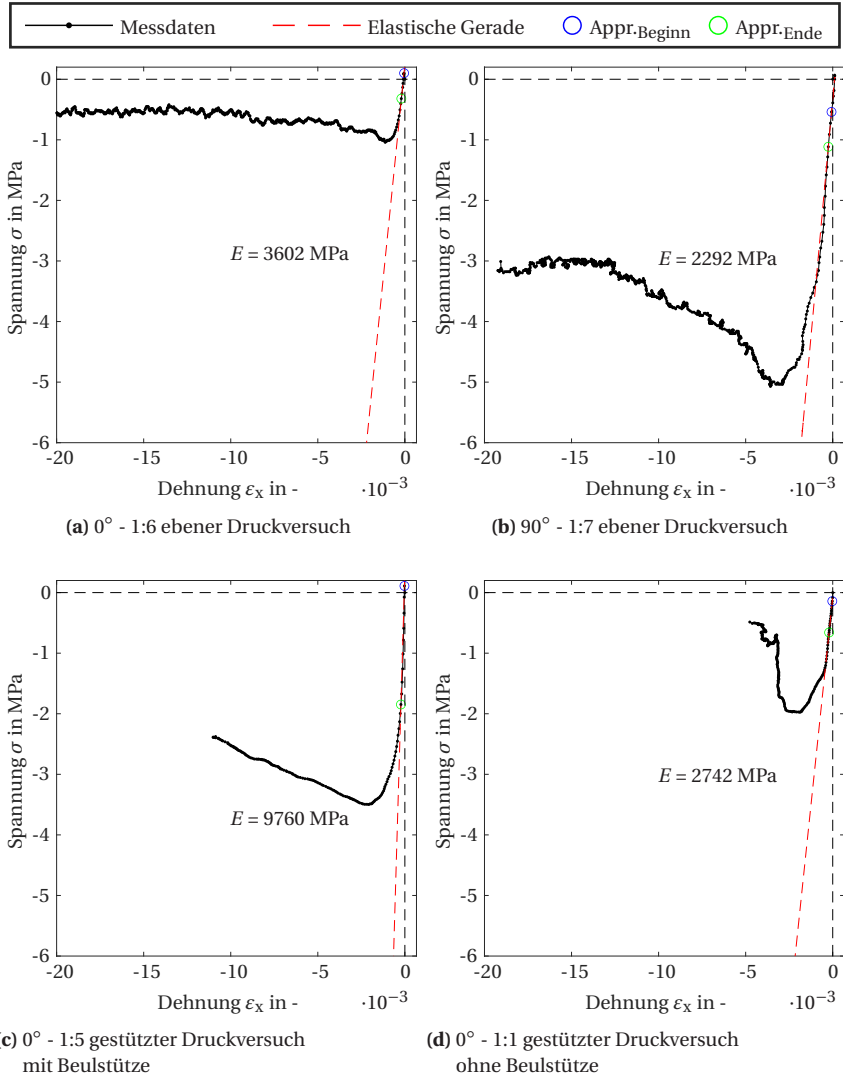
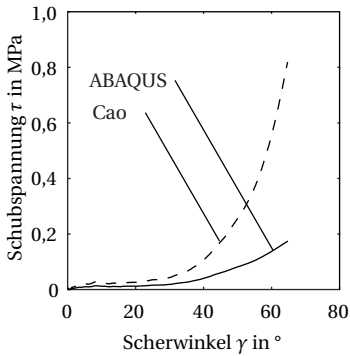


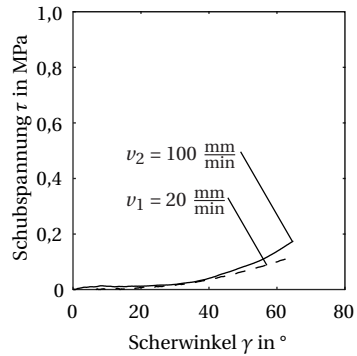
Abbildung 7.11: Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Gewebedruckversuche bezogen auf den Rovingquerschnitt

7.2.3 Ergebnisse der Gewebeschubversuche

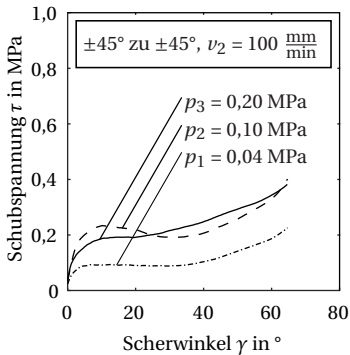
Die Picture-Frame-Versuche werden nach Abschnitt 4.3.3 mit der unbelasteten Gewebedicke $h_0 = 0,3$ mm nach Gleichung 4.32 (ABAQUS, reine Rovingrotation) ausgewertet. Für die Modellierung der Schubeigenschaften im hyperelastischen Gewebemodell wird die Invariante I_{10} nach Gleichung 2.24 verwendet, für welche die Schubspannung im Koordinatensystem nach ABAQUS vorliegen muss. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7.12 dargestellt. Zum Vergleich ist in Abbildung 7.12a die Schubspannung im Koordinatensystem nach Gleichung 4.31 (Cao, Rovingrotation und Rovinggleiten) dargestellt, welche zu höheren Zahlenwerten für die Schubspannung führt. Mit der nominellen Prüfungsgeschwindigkeit steigt auch die resultierende Schubspannung τ an, wie Abbildung 7.12b zeigt. Bei zusätzlicher Überlagerung mit Querdruck p ist in Abbildung 7.12c ein weiterer Schubspannungsanstieg zu verzeichnen. Dieser Zusammenhang stellt sich nicht linear dar, denn die Schubspannung τ steigt nicht linear mit der Druckdifferenz $\Delta p_{21} = p_2 - p_1 \approx \Delta p_{32} = p_3 - p_2$ an. Eine weitere Erhöhung des Querdruckes von p_2 auf p_3 führt zu keiner weiteren Erhöhung der Schubspannung τ . Die Zunahme der Schubspannung unter Querdruck p ist dabei abhängig von der Reibpaarung, siehe Abbildung 7.12d, wobei die angeschliffenen (Sc) und mit Haftvermittler (H) behandelten DC04 Bleche den größten Einfluss aufweisen.



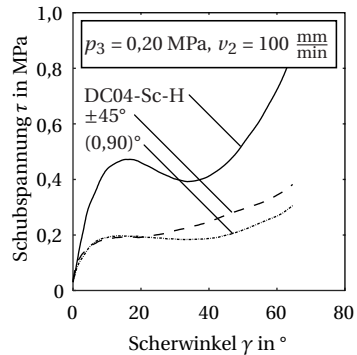
(a) Einfluss der Auswertung auf die Schubspannung



(b) Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Schubspannung



(c) Einfluss des Querdruckes auf die Schubspannung



(d) Einfluss der Reibpaarung auf die Schubspannung

Abbildung 7.12: Schubspannung aufgetragen über dem Scherwinkel für die Auswertung nach ABAQUS

7.2.4 Parametrisierung des hyperelastischen Gewebemodells mit eigenen Messdaten

Das in dieser Arbeit verwendete Gewebe besitzt trotz der 2/2 Körperbindung keine ausgeglichenen mechanischen Materialkennwerte und wird nachfolgend als nicht symmetrisch angenommen. Das Set 1 kombiniert die gemessenen Zug-, Druck- und Schubergebnisse mit den Kopplungen von Komeili [31] für den biaxialen Zug und die Überlagerung von Schub und Zug. Die Materialparameter von Komeili sind für ein TWINTEX TPP60N22P-060 Material, welches aus gestreckten Polypropylenfasern (PP) und E-Glasfasern eingebettet in einer PP-Matrix besteht. Die Parameter sind daher begrenzt übertragbar, da das Gewebe von Komeili deutlich geringe Steifigkeiten und somit größere Dehnungen aufweist. Da keine anderen Literaturdaten unter diesen Beanspruchungen zur Verfügung stehen, werden sie dennoch verwendet und stellen eine gewisse Unsicherheit im Materialmodell dar. Im Set 2 wird das reine Schubverhalten durch die gemessene Schubkurve unter Querdruck mit $p = 0,2$ MPa beschrieben, um den Einfluss des Querdrucks auf die Schubeigenschaften zu berücksichtigen. Für Set 1 und Set 2 wird der angenommene Schub-Druck-Koeffizient $s_{D,i} = 100$ übernommen und die Schub-Zug-Kopplungsterme $s_{Z,i}$ als gleich angenommen (Symmetrie angenommen), da keine Daten vorliegen. Der Zug-Druck-Kopplungskoeffizient $c_{i,4}$ wird nicht mehr frei zwischen 0 und 1 gewählt, sondern als zusätzlicher Parameter im Regressionsverfahren verwendet.

Tabelle 7.4: Parameter des hyperelastischen Gewebemodells für das verwendete Gewebe

	Parameter	Literatur [31, 61]	Set 1	Set 2
0°	$c_{a,1}$ in MPa	4130,00	58 336,00	58 336,00
	$c_{a,2}$ in MPa	667,50	5332,00	5332,00
	$c_{a,3}$ in -	23,67	$5,26 \cdot 10^{-3}$	$5,26 \cdot 10^{-3}$
	$c_{a,4}$ in -	0,75	-196,55	-196,55
	$c_{a,5}$ in MPa	0,65	343,00	343,00
90°	$c_{b,1}$ in MPa	4130,00	127 116,00	127 116,00
	$c_{b,2}$ in MPa	667,50	-335,00	-335,00
	$c_{b,3}$ in -	23,67	$1,92 \cdot 10^{-3}$	$1,92 \cdot 10^{-3}$
	$c_{b,4}$ in -	0,75	-387,87	-387,87
	$c_{b,5}$ in MPa	0,65	202,50	202,50
Schub	$c_{S,1}$ in MPa	$2,51 \cdot 10^{-2}$	$6,94 \cdot 10^{-2}$	2,99
	$c_{S,2}$ in MPa	$-1,87 \cdot 10^{-1}$	$-1,64 \cdot 10^{-1}$	-5,87
	$c_{S,3}$ in MPa	$5,62 \cdot 10^{-1}$	$2,14 \cdot 10^{-1}$	3,51
	$c_{SZ,a}$ in MPa	1467,63	1467,63	1467,63
	$c_{SD,a}$ in -	100,00	100,00	100,00
	$c_{SZ,b}$ in MPa	1467,63	1467,63	1467,63
	$c_{SD,b}$ in -	100,00	100,00	100,00

7.2.4.1 Zugbeanspruchung

In ABAQUS/Explicit werden die Gewebezugversuche für alle drei Aspektverhältnisse Λ (1:4, 1:1 und 4:1), sowie in beiden Orientierungen (0°- und 90°-Orientierung) mit dem Modell in Abbildung 7.6 abgebildet. Die Elementkantenlänge der M3D3-Elemente wird auf 1 mm angepasst. Die Länge und Breite der Zugprobekörper in 0°- und 90°-Orientierung werden vereinheitlicht, woraus sich die Abmessungen und Elementanzahl in Tabelle 7.5 ergeben. Die Gewebedruckversuche werden für die ebenen Druckversuche mit einem Aspektverhältnis Λ von 1:6 für die 0°-Orientierung und einem 1:7 Aspektverhältnis

Tabelle 7.5: Abmessungen und Elementanzahl der Zug- und Druckmodelle für das Gewebe

Lastfall	Φ	$\Lambda =$	L_0	B_0	n_E	ε	u_1
		$L_0 : B_0$	in mm	in mm	in Stk.	in %	in mm
Zug	0°, 90°	1 : 4	19	74	5624	3	0,57
		1 : 1	74	74	21904	3	2,20
		4 : 1	74	19	5624	3	2,20
Druck	0°	1 : 6	14	74	4144	-0,5	-0,07
	90°	1 : 7	10	72	2880	-0,5	-0,05

für die 90°-Orientierung überprüft. Das hyperelastische Gewebemodell mit Kopplung wird mit den Gewebezugversuchsdaten in 0°- und 90°-Orientierung für das 1:1 Aspektverhältnis Λ genähert. Die Längsdehnung des hyperelastischen Modells stimmt für das 1:1 Verhältnis in beiden Orientierungen gut mit den experimentellen Ergebnissen überein. Mit schlanker werdenden Probekörpern (4:1) weicht die modellierte Längsdehnung zunehmend von den experimentellen Daten ab, wobei in 90°-Orientierung für kleine Dehnungen eine ausreichende Übereinstimmung des Modells mit den experimentellen Daten festzustellen ist. Die Querdehnung kann durch das hyperelastische Gewebemodell zwar generell beschrieben werden, wie in Abschnitt 7.1.6 gezeigt, weicht jedoch für alle Aspektverhältnisse stark von den experimentellen Ergebnissen ab.

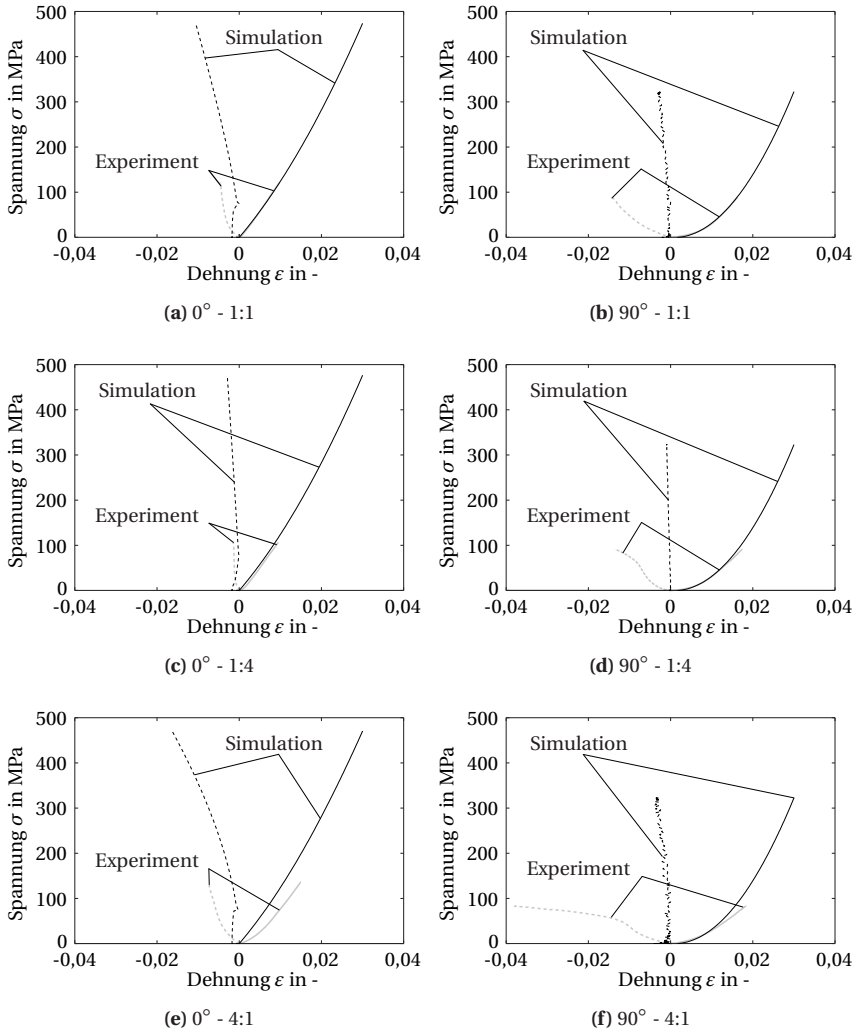


Abbildung 7.13: Vergleich der modellierten und der mittleren Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Gewebezugversuche für verschiedene Aspektverhältnisse

7.2.4.2 Druckbeanspruchung

Für die Druckmodellierung wird ebenfalls das vorgestellte Modell in Abbildung 7.6 verwendet, wobei die Elementkantenlänge der M3D3-Elemente auf 1 mm angepasst wird. In Tabelle 7.5 sind die Abmessungen und Elementanzahl aufgeführt. Die Ergebnisse der modellierten Druckeigenschaften des Gewebes werden in Abbildung 7.14 mit den experimentellen Druckversuchsergebnissen verglichen. Hierzu ist der experimentell bestimmte Elastizitätsmodul unter Druckbeanspruchung in rot dargestellt. In 0°- und 90°-Orientierung wird das elastische Verhalten besser durch das Set 2 beschrieben. Die beiden Materialparametersets besitzen identische Zug- und Druckparameter in 0°- und 90°-Orientierung und sollten daher beide dem Verlauf der elastischen Gerade folgen. Sie unterscheiden sich jedoch in den Schubparametern.

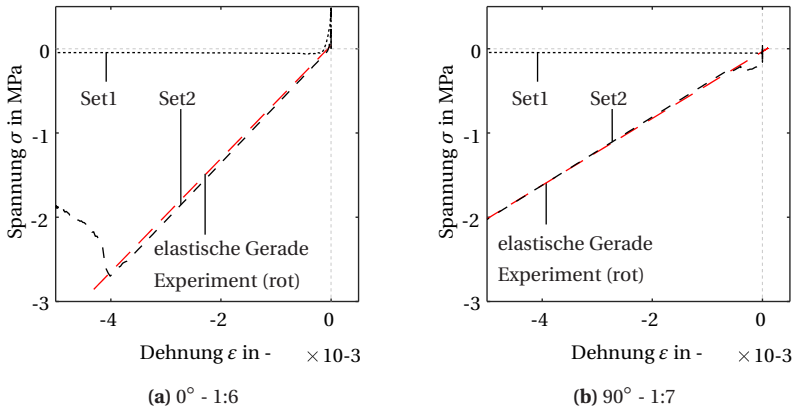


Abbildung 7.14: Vergleich der modellierten und der mittleren Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Gewebedruckversuche für verschiedene Aspektverhältnisse

In Abbildung 7.15 ist das verformte numerische Modell der beiden Materialparametersets dargestellt. Hierin ist zu sehen, dass die unterschiedlichen Drucksteifigkeitsverläufe aus den Schubeigenschaften resultieren, da sich Schubebänder ausbilden. Bei Set 1 geschieht dies bereits bei kleinen Dehnungen und

für Set 2 in 0° -Orientierung bei $\varepsilon = 0,04\%$ Dehnung, weshalb der Kurvenverlauf in Abbildung 7.14a abknickt. Daher liegt die Annahme nahe, dass die geringere Schubsteifigkeit des Sets 1 dazu führt, dass unter Druckbeanspruchung die Elemente frühzeitig in einen Schubdeformationsmodus wechseln und das Materialverhalten in der Folge nicht korrekt abgebildet wird.

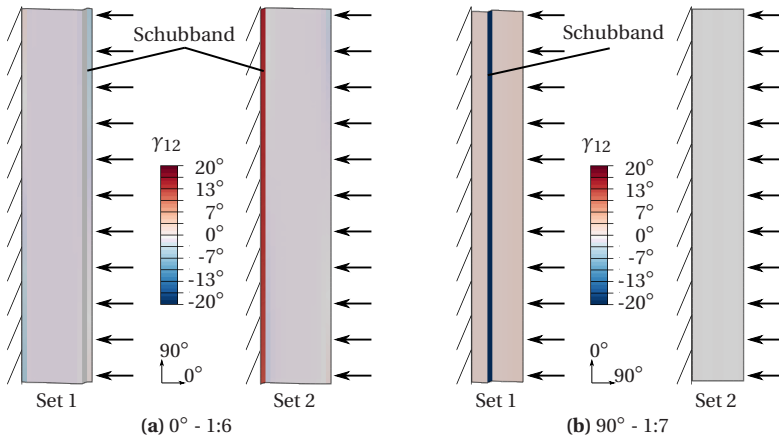


Abbildung 7.15: Vergleich von Set 1 und Set 2 des hyperelastischen Gewebemodells unter Druckdeformation

7.2.4.3 Schubbeanspruchung

In ABAQUS/Explicit wird der Picture-Frame-Versuch mit 100 M3D4-Elementen abgebildet. Über kinematische Randbedingungen wird der Scherwinkel von $\gamma_{12} = 80^\circ$ aufgebracht. Das Schubverhalten von Set 1 und Set 2 des hyperelastischen Gewebemodells ist in Abbildung 7.16 dargestellt, welches durch beide Modelle gut beschrieben wird. Das modellierte Schubverhalten von Set 2 weicht von den experimentellen Daten ab. Dies ist auf die genutzte mathematische Formulierung mit einem Polynom dritten Grades in Gleichung 7.12 zurückzuführen. Die mathematische Ansatzfunktion (in Rot dargestellt) beschreibt das experimentelle Materialverhalten unter Schubbeanspruchung

mit Querdruck nicht ausreichend genau. Das modellierte Materialverhalten und die analytische Ansatzfunktion weisen in Abbildung 7.16b keine Abweichung auf.

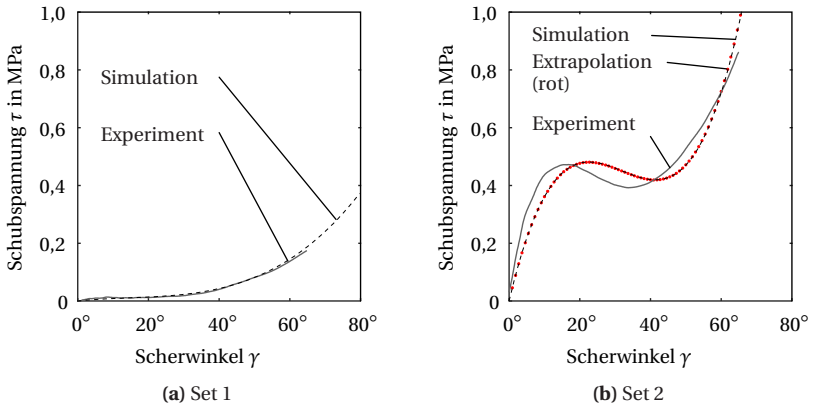


Abbildung 7.16: Vergleich der modellierten und der mittleren Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Picture-Frame-Versuche

7.3 Charakterisierung und Modellierung des Metallblechs

7.3.1 Ergebnisse der Warmzugversuche

Die mechanischen Kennwerte in 0° - und 90° -Orientierung unterscheiden sich kaum. In 45° -Orientierung kann eine schwache Anisotropie festgestellt werden, siehe Tabelle 7.6. Die 45° -Probekörper weisen die höchsten Steifigkeiten und Festigkeiten auf und damit einhergehend die geringsten Bruchdehnungen der untersuchten Orientierungen. In Abbildung 7.17 sind die orientierungsabhängigen Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Warmzugversuche, gemessen über den Traversenweg, dargestellt. Hierin ist deutlich zu erkennen, dass die vergleichsweise hohe Standardabweichung der 90° -Orientierung gegenüber den anderen Orientierungen aus einem einzigen Probekörper resultiert, welches dem geringen Probekörperumfang von $n = 3$ geschuldet ist.

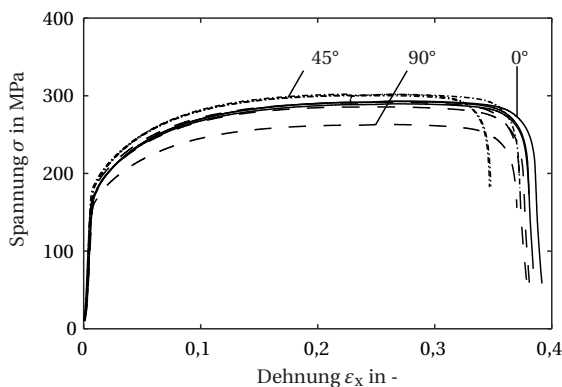


Abbildung 7.17: Spannungs-Dehnungs-Diagramm der DC04 Zugversuche bei $T = 80^\circ\text{C}$ in Abhängigkeit der Orientierung zur Walzrichtung ($= 0^\circ$)

Tabelle 7.6: Mittelwerte der DC04 Zugversuche bei $T = 80^\circ \text{C}$

Φ	n	Extensometer		Traversenweg		
		E in GPa	$R_{p0,05}$ in MPa	$R_{p0,05}$ in MPa	R_m in MPa	ϵ_b in %
0°	3	192 ± 19	163 ± 2	155 ± 2	292 ± 2	38 ± 1
45°	3	201 ± 28	175 ± 1	164 ± 4	301 ± 1	35 ± 2
90°	3	174 ± 25	166 ± 10	160 ± 10	280 ± 15	37 ± 1
$EV \pm SD$	-	189 ± 24	168 ± 7	160 ± 7	291 ± 12	37 ± 2

7.3.2 Materialmodell des Metallblechs

Für die Parametrisierung des Materialmodells wird die geringe Anisotropie vernachlässigt und die Mittelwerte aus Tabelle 7.6 genutzt. In ABAQUS/Explicit wird das Materialverhalten der DC04 Bleche elastisch-plastisch mit isotroper Verfestigung, jedoch ohne Schädigung, abgebildet. Für das elastische Materialmodell wird der Elastizitätsmodul $E = 189 \text{ GPa}$ und die Dichte $\rho = 7850 \text{ kgm}^{-3}$ benötigt. Das Fließverhalten wird durch die logarithmische plastische Dehnung $\epsilon_{l,p}$ und die wahre Spannung σ_w beschrieben, welche nach den Gleichungen 4.23 und 4.25 berechnet werden. Für die kontinuierliche Interpretation der Spannungs-Dehnungs-Daten und zur Extrapolation der Spannung für große Dehnungen oberhalb der Gleichmaßdehnung A_g bzw. der Zugfestigkeit R_m , werden die Messwerte nach der Gleichung von Ramberg-Osgood (RO)

$$k_{f,RO} = c_1 \left(\frac{\epsilon_{l,p}}{c_2} \right)^{c_3} \quad (7.19)$$

angenähert. Hierfür wird ausschließlich der plastische Term der Formulierung von Ramberg-Osgood genutzt. Darin sind $k_{f,RO}$ die Fließspannung, sowie c_1 , c_2 und c_3 Konstanten, die durch Regression bestimmt werden, wie in Abschnitt 4.1.2 beschrieben. Auf Basis der Extensometerdaten werden die Fließkurven in Abbildung 7.18 extrapoliert.

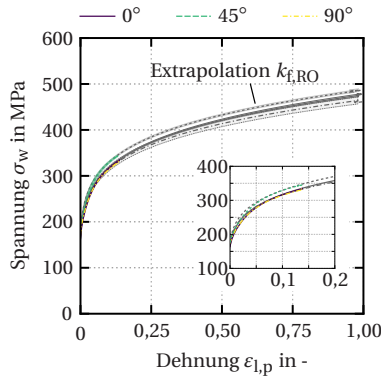


Abbildung 7.18: Inter- bzw. Extrapolation der DC04 Fließspannungskurven nach Ramberg-Osgood mit EV (Linie) und SD (Band)

7.3.3 Validierung Materialmodell Metallblech

Der DC04-Zugprobekörper wird in ABAQUS/Explicit mit 2146 dreidimensionalen C3D8R Elementen mit einer Zielkantenlänge von 1 mm abgebildet. Mit der mittleren Breite $\tilde{b} = 9,81$ mm und Dicke $\tilde{h} = 0,99$ mm ergeben sich hieraus 16 Elemente in Breitenrichtung und drei Elemente in Dickenrichtung. Als Randbedingung wird eine feste Einspannung an den Seitenflächen aufgeprägt ($u_1 = u_2 = u_3 = r_1 = r_2 = r_3 = 0$) und eine Verschiebung $u_1 = 30$ mm (entspricht 40 % Dehnung) an der gegenüberliegenden Einspannung aufgebracht, siehe Abbildung 7.19a. In den beiden Einspannregionen unterliegt somit die mittlere Elementschicht (in Dickenrichtung) keinen äußeren Randbedingungen. Die Kraft wird am Referenzpunkt der oberen Einspannung gemessen. Die Extensometerverschiebung wird an zwei Referenzpunkten mit dem Abstand $L_0 = 25$ mm gemessen. Die technische Spannung σ und Dehnung ε werden nach den Gleichungen 4.21 und 4.22 berechnet. Das modellierte Materialverhalten stimmt gut mit dem gemessenen Materialverhalten in Abbildung 7.19b überein und weicht von diesem mit zunehmender Dehnung ab, da die Schädigung nicht berücksichtigt und somit die Einschnürung des Probekörpers nicht korrekt abgebildet wird.

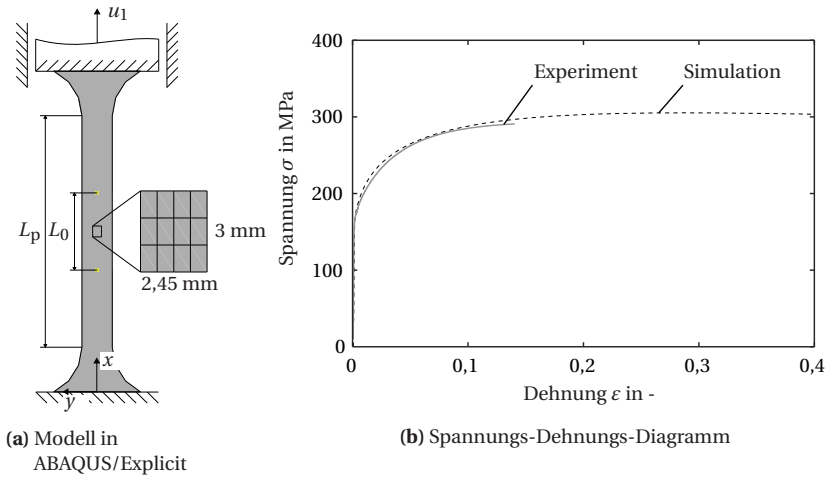


Abbildung 7.19: Vergleich des modellierten Zugversuchs mit der mittleren technischen Spannung und Dehnung des Warmzugversuchs

7.4 Charakterisierung der Reibung zwischen den Konstituenten

In diesem Abschnitt wird auf die Charakterisierung der Interaktion der Konstituenten in Form von zwei unterschiedlichen Reibversuchsmethoden eingegangen. Die Erkenntnisse dieser Versuche werden genutzt, um Annahmen für die Modellierung zu treffen und ein geeignetes Reibmodell auszuwählen.

7.4.1 Ergebnisse des Gleitschlittenversuches

Die Reibwertverläufe sind in Abhängigkeit der Reibpaarung (Gewebe-Gewebe oder Metall-Gewebe) und der Schmierung (trocken, nass) in Abbildung 7.20 dargestellt. Der dynamische Reibwert wird maßgeblich durch die Schmierung mit Silikonöl beeinflusst (vgl. Abbildung 7.20a und 7.20c zu Abbildung 7.20b und 7.20d). Für die Gewebe-Gewebe Reibung ist zusätzlich ein Einfluss der Gewebeorientierung zu erkennen. Gewebe-Gewebe Reibpaarungen gleicher Orientierung $((0,90) - (0,90), \pm 45 - \pm 45)$ weisen höhere dynamische Reibwerte auf, als Reibpaarungen unterschiedlicher Orientierung $(\pm 45 - (0,90))$. Diese Beobachtung gilt für den geschmierten und ungeschmierten Zustand, siehe Abbildungen 7.20a und 7.20b.

Die Reibung zwischen Metall-Gewebe wird im ungeschmierten Zustand von dem Oberflächenzustand des Metallblechs dominiert. Der dynamische Reibwert der angeschliffenen Oberflächen-Gewebe ist rund 1,5-mal so groß wie der Reibwert der unbehandelten Metalloberflächen-Gewebe. Mit der Schmierung durch Silikonöl gleichen sich die Reibwerte an und liegen zwischen den Werten für trockene, behandelte und unbehandelte Oberflächen-Gewebe. In Tabelle 7.7 sind die Mittelwerte und Standardabweichungen zusammengefasst.

7.4.2 Ergebnisse des Streifenziehversuches

Im SZV wird der Einfluss der Viskosität η auf den Reibwert Metall-Gewebe untersucht. Mit zunehmender Viskosität η sinkt der Reibwert, siehe Abbildung 7.20d. Dieser Trend ist unabhängig von der Gewebeorientierung zur Reibrichtung, da kein signifikanter Unterschied in den Reibwerten für dieselbe Viskosität η festzustellen ist, siehe Tabelle 7.7.

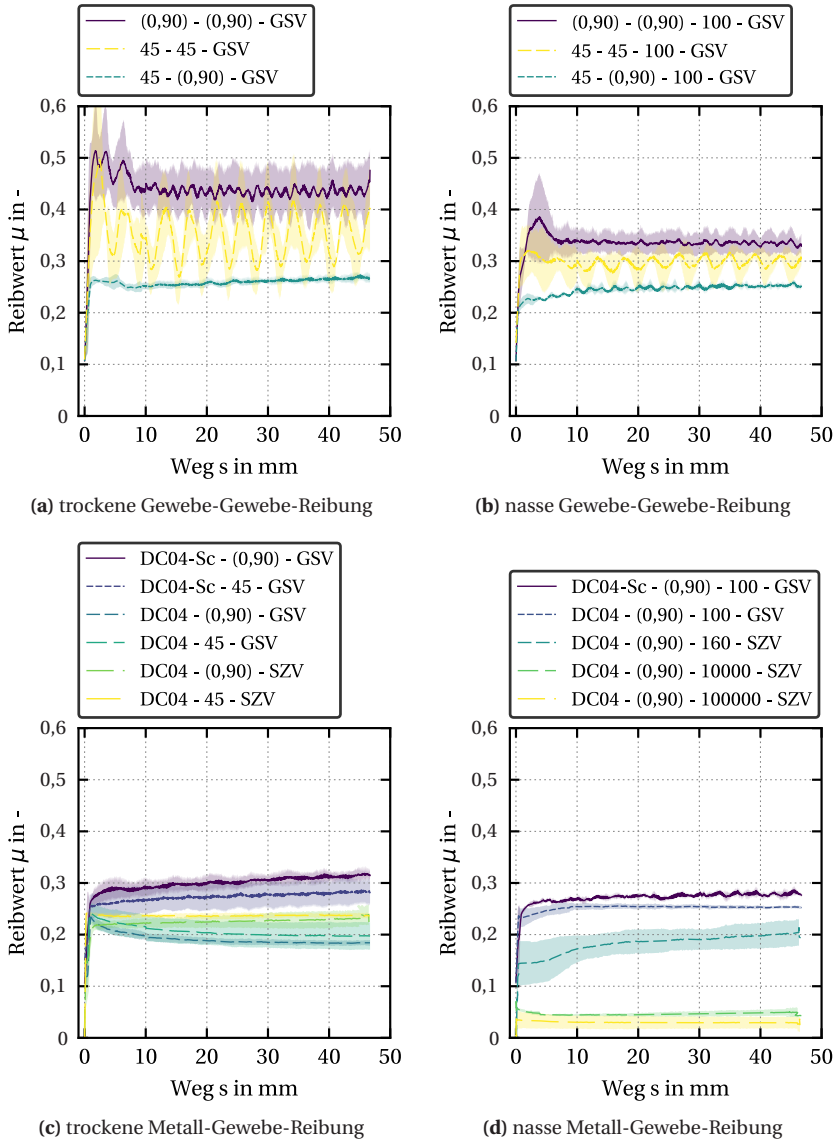


Abbildung 7.20: Reibwertverlauf in Abhängigkeit der Reibpaarung, der Viskosität η des Mediums, der Gewebeorientierung und der Versuchsmethode

Tabelle 7.7: Mittelwerte und Standardabweichung des dynamischen Reibwertes der untersuchten Reibpaarungen

Methode	Reibpaarung		η	μ_d
	Grundkörper	- Reibkörper	in mPas	in -
GSV	(0,90)°	- (0,90)°	-	0,4381 ± 0,1514
	±45°	- (0,90)°	-	0,2644 ± 0,0066
	±45°	- ±45°	-	0,3503 ± 0,0591
	(0,90)°	- (0,90)°	100	0,3349 ± 0,0211
	±45°	- (0,90)°	100	0,2510 ± 0,0049
	±45°	- ±45°	100	0,2993 ± 0,0218
	DC04	- (0,90)°	-	0,1851 ± 0,0056
	DC04	- ±45°	-	0,1998 ± 0,0261
	DC04-Sc	- (0,90)°	-	0,3081 ± 0,0114
	DC04-Sc	- ±45°	-	0,2792 ± 0,0246
	DC04	- (0,90)°	100	0,2528 ± 0,0035
	DC04	- ±45°	100	0,2496 ± 0,0044
	DC04-Sc	- (0,90)°	100	0,2767 ± 0,0041
	DC04-Sc	- ±45°	100	0,2525 ± 0,0047
SZV	DC04	- (0,90)°	-	0,2258 ± 0,0129
	DC04	- ±45°	-	0,2366 ± 0,0049
	DC04	- (0,90)°	160	0,1882 ± 0,0224
	DC04	- ±45°	160	0,2028 ± 0,0157
	DC04	- (0,90)°	10.000	0,0459 ± 0,0042
	DC04	- ±45°	10.000	0,0525 ± 0,0138
	DC04	- (0,90)°	100.000	0,0297 ± 0,0121
	DC04	- ±45°	100.000	0,0300 ± 0,0021

7.5 Anwendung des numerischen In-situ-Hybridisierungsprozessmodells mit experimentellen Daten

Das in Kapitel 6 vorgestellte Prozessmodell wird mit dem hyperelastischen Gewebematerialmodell mit den Parametern von Set 2 kombiniert. Der Modellierungsansatz wird um den aus der Matrixinjektion resultierenden Fluiddruck erweitert. Dieser wird durch ein Druckfeld abgebildet, welches auf die projizierte Stempel- und Zargenfläche des äußeren Metallblechs, sowie die äußerste Gewebelage wirkt, wie in Abbildung 7.22 dargestellt. Es wird die Annahme getroffen, dass der Druck kontinuierlich mit der Ziehtiefe zunimmt und das Druckmaximum am Ende des Ziehwegs erreicht wird. Der maximale Druck wird durch die Steigung des Druckverlaufs während der Injektion approximiert und beträgt $p_{\text{Inj,max}} = 5,63 \text{ MPa}$. Diese Annahme wird in zwei Stufen überprüft, in dem der maximale Druck halbiert ($p_{\text{Inj,max}} = 2,82 \text{ MPa}$) und verdoppelt ($p_{\text{Inj,max}} = 11,26 \text{ MPa}$) wird. Die Approximation des Druckverlaufs ist im Diagramm 7.21 durch die gepunktete Linie dargestellt. Zusätzlich wird eine Umformung ohne Matrixfluidruck ($p_{\text{Inj,max}} = 0 \text{ MPa}$) gerechnet.

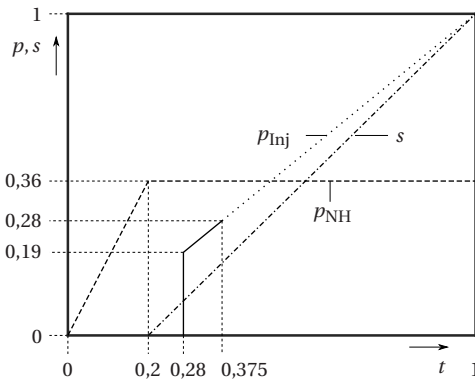


Abbildung 7.21: Normierter Druckverlauf p und Ziehwegverlauf s über der normierten Simulationszeit t

Für die Reibeigenschaften werden die experimentellen Daten in Tabelle 7.8 verwendet. Die Injektion der Matrix und Infiltration des Gewebes kann im vorliegenden Prozessmodell nicht direkt modelliert werden, weshalb davon ausgegangen wird, dass eine vollständige Infiltration der Lagen von Beginn an vorliegt. Zudem ist die Injektion der Matrix bereits bei 20 % des Ziehwegs abgeschlossen, dies entspricht der Simulationszeit von $t = 0,375$ normierten Zeiteinheiten in Abbildung 7.21. Aus den genannten Gründen werden die Reibeigenschaften im geschmierten, nassen Zustand verwendet. Nachfolgend werden *In-situ-Hybridisierungen* mit sechs Gewebelagen in $(0,90)^\circ$ -Orientierung und einem oberen sowie unteren DC04-Deckblech betrachtet, wie in Abbildung 7.22 dargestellt. In Summe werden acht Lagen umgeformt, nummeriert ausgehend vom Stempel.

Tabelle 7.8: Kontaktparameter für die *In-situ-Hybridisierungsprozessmodellierung*

Modellparameter	Variable	Wert	Kommentar
Normale Kontakt-			
steifigkeit	c_n	2000 MPa	-
Stahl-Stahl Reibung	$\mu_{M,M}$	0,1000	[156, 172–174]
Stahl-Gewebe Reibung	$\mu_{M,G}$	0,2528	GSV - DC04 - $(0,90)$
Gewebe-Gewebe			
Reibung	$\mu_{G,G}$	0,3349	GSV - $(0,90)$ - $(0,90)$

In Abbildung 7.23 sind *In-situ-Hybridisierungen* mit unterschiedlichen inneren Matrixfluidrücken in Abhängigkeit von der Ziehtiefe dargestellt. Der Matrixfluidruck führt zu einer Verformung der Metallbleche: Das innere Metallblech bildet Falten in 45° -Orientierung in der Zarge aus (Abbildung 7.23b), wobei die Intensität der Faltenbildung mit steigendem Innendruck zunimmt. Bei 100 % Ziehtiefe werden die höchsten Vergleichsformänderungen in den Falten festgestellt (Abbildung 7.23c). Das äußere Metallblech wölbt sich in den Bereichen der Stempel- und Zargenfläche in Richtung Matrize, sodass es vor

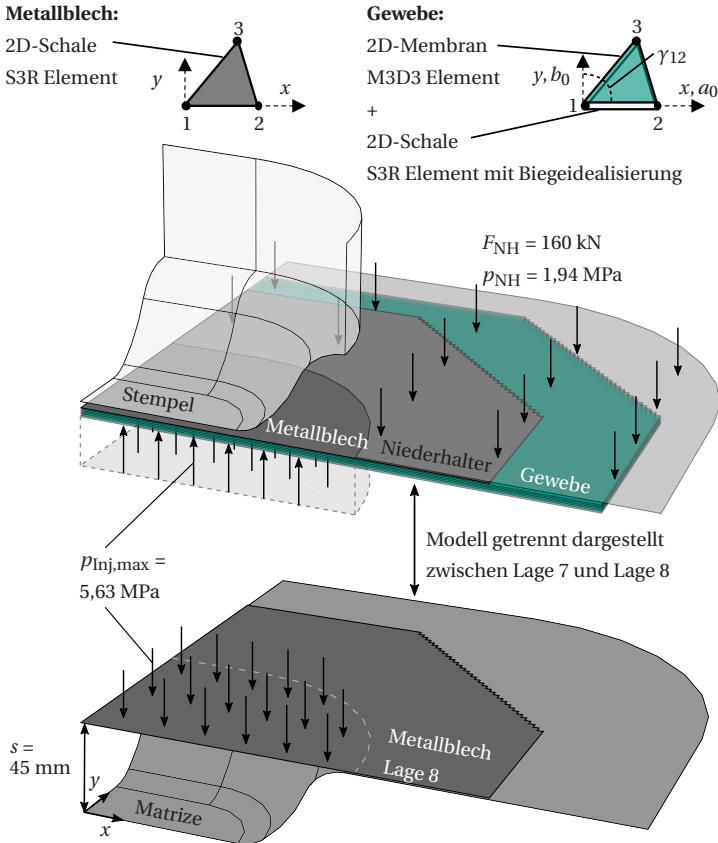
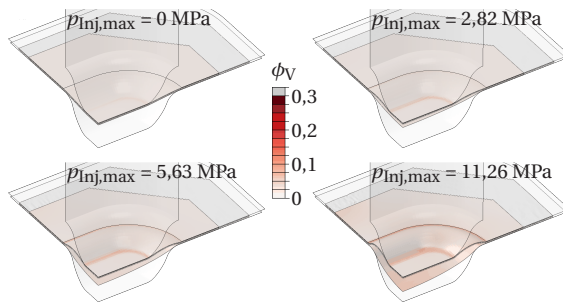
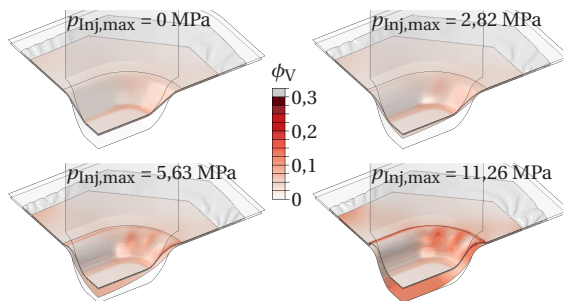


Abbildung 7.22: Viertelmodell in ABAQUS/Explicit für ein trockenes FML mit der Stapelfolge [DC04, (0,90)₆, DC04] und den verwendeten Elementtypen

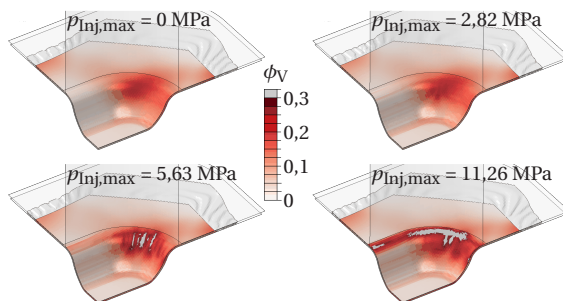
Erreichen der vollen Ziehtiefe Kontakt mit der Matrice aufnimmt. Mit steigendem Innendruck nimmt die Wölbung des äußeren Metallblechs zu, wodurch der Kontakt mit der Matrice bereits bei geringeren Ziehtiefen hergestellt wird. Zusätzlich bewirkt der innere Matrixfluidruck eine Zunahme der Vergleichsformänderung, sowohl am inneren Metallblech im Bereich des Stempelradius, als auch in der gesamten Stempelfläche des äußeren Metallblechs, im Vergleich zur Variante ohne zusätzlichen Matrixfluidruck.



(a) Ziehtiefe $s = 5.63 \text{ mm} \equiv 12.50 \%$



(b) Ziehtiefe $s = 22.50 \text{ mm} \equiv 50.00 \%$



(c) Ziehtiefe $s = 45.00 \text{ mm} \equiv 100.00 \%$

Abbildung 7.23: Verlauf der In-situ-Hybridisierung bei unterschiedlichen inneren Matrixfluiddrücken $p_{\text{Inj,max}}$ während der Umformung. Dargestellt ist die Vergleichsformänderung ϕ_v der Metallbleche.

Nachfolgend werden die Ergebnisse der *In-situ-Hybridisierung* mit einem Matrixfluidruck von $p_{\text{Inj,max}} = 5,63 \text{ MPa}$ bei einer Ziehtiefe von 45 mm im Detail betrachtet. Hierzu wird in Abbildung 7.24a die Verteilung des Scherwinkels aller Gewebelagen gezeigt. Die Gewebelage 2 liegt dabei am nächsten am Stempel, während die Gewebelage 7 die oberste Gewebeschicht darstellt (im Modell aus Abbildung 7.22 die unterste Gewebelage). Visuell sind keine Unterschiede in den Scherwinkelverteilungen der Gewebelagen erkennbar. Alle Lagen weisen ausgeprägte Scherbänder in y -Richtung auf, charakterisiert durch abwechselnd große positive und negative Scherwinkel. Der größte homogene Scherwinkel tritt bei allen Gewebelagen im Bereich unter 45° -Orientierung ($x \approx 100 \text{ mm}$, $y \approx 50 \text{ mm}$) auf. Gleichzeitig ist in x - und y -Richtung ein starker Fasereinzug festzustellen. In Abbildung 7.24b ist der Scherwinkel als Funktion der Gewebedehnungen ε_{11} und ε_{22} im Dehnungsraum aufgetragen. Zusätzlich ist die Bruchdehnung $\varepsilon_{\text{b},4:1}$ der jeweiligen Faserorientierung basierend auf den Gewebezugversuchen aus Abschnitt 7.2.1 dargestellt. Die höchsten Scherwinkel γ_{12} treten bei allen Gewebelagen entweder in der Nähe des Ursprungs (sehr geringe bis keine Dehnung) oder bei Kombinationen mit negativen Dehnungen auf. Dies deutet darauf hin, dass diese Punkte Scherbänder darstellen, die durch eine Kombination aus Druck- und Schubspannungen entstehen.

Mit zunehmender Entfernung der Gewebelagen vom Stempel nimmt der zurückzulegende Weg zu, um der Stempelgeometrie zu folgen. Dies führt zu höheren Dehnungen in beiden Faserorientierungen, wobei insbesondere die Gewebedehnung ε_{22} in den Lagen 6 und 7 die Bruchdehnung überschreitet. Zur Vorhersage des Faserbruchs werden in Abbildung 7.25a und 7.25b die Gewebedehnungen ε_{11} und ε_{22} im Verhältnis zur Bruchdehnung $\varepsilon_{\text{b},4:1}$ dargestellt. Die Berechnung der Beanspruchung erfolgt im Postprocessing nach der Umformung und beeinflusst das Umformergebnis nicht. In Abbildung 7.25a ist erkennbar, dass die Bruchdehnung in allen Gewebelagen überschritten wird ($\varepsilon_{ii}/\varepsilon_{\text{b},4:1} > 1$). Der Bruchort verschiebt sich von der innersten Lage 2 im Bereich des Stempelkantenradius nach außen in den Matrizeneinlaufradius (Lage 7). Am kritischsten ist in allen Lagen die Gewebedehnung ε_{22} in y -Richtung.

In Abbildung 7.25b zeigt sich für die Gewebelage 2, dass insbesondere biaxiale Zugdehnungen zum Versagen führen können. Diese Tendenz nimmt mit zunehmendem Abstand vom Stempel (Lagen 3, 4 und 5) ab und entwickelt sich zu einem gleichmäßigen, durch ε_{22} dominiertes Versagensbild mit hohen Druckdehnungen ε_{11} in y -Richtung.

Die Vergleichsformänderung ϕ_V der Metallbleche ist in Abbildung 7.26 dargestellt und zeigt, dass die Formänderung für beide Bleche unkritisch bleibt und deutlich unterhalb der zulässigen Grenzformänderung liegt. Die relative Beanspruchung, berechnet als normierter senkrechter Abstand jedes Dehnungspunktes zur Grenzformänderungskurve, ist ebenfalls unkritisch (siehe Abbildung 7.27). Ein Formänderungszustand, der auf der Grenzformänderungskurve liegt, entspricht einer relativen Beanspruchung von 1, was einer Sicherheit gegenüber Reißen von 0 gleichkommt. Die maximale Vergleichsformänderung ϕ_V tritt bei beiden Blechen im Matrizeneinlaufradius auf. Dabei zeigen beide Bleche eine Anomalie entlang der $\frac{1}{2}\phi_1 = -\phi_2$ -Geraden, was uniaxiale Druckbeanspruchung entspricht. Besonders ausgeprägt sind die Tiefziehanteile ($\phi_1 = -\phi_2$) im unteren Blech (Lage 1) im Vergleich zum oberen Blech (Lage 8), was auf eine erhöhte Gefahr der Faltenbildung im unteren Blech hindeutet. In den Abbildungen 7.23b und 7.23c sind Falten unter einer 45° -Orientierung in der Zarge sichtbar. Diese Falten sind auch in Abbildung 7.26a erkennbar ($x \approx 100$ mm, $y \approx 50$ mm). Der dazugehörige Dehnungszustand liegt unterhalb der $\phi_1 = -\phi_2$ -Geraden. Das obere Metallblech (Lage 8) weist hingegen ausgeprägte Streckziehanteile ($\phi_1 = \phi_2$) auf, die auf eine erhöhte Streckbeanspruchung der Stempelfläche hindeuten.

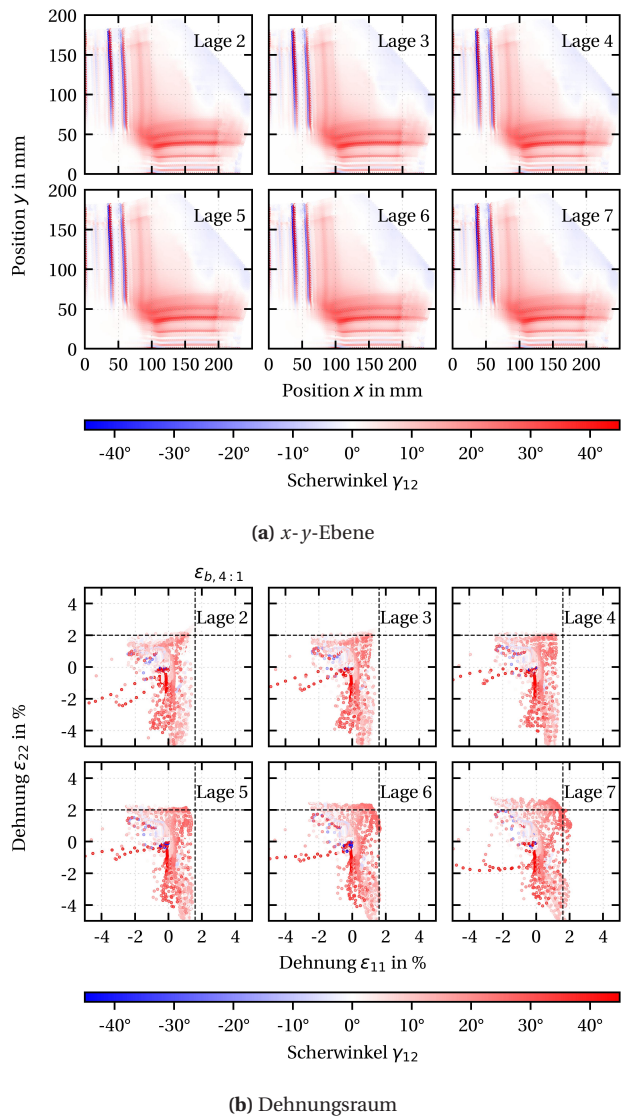
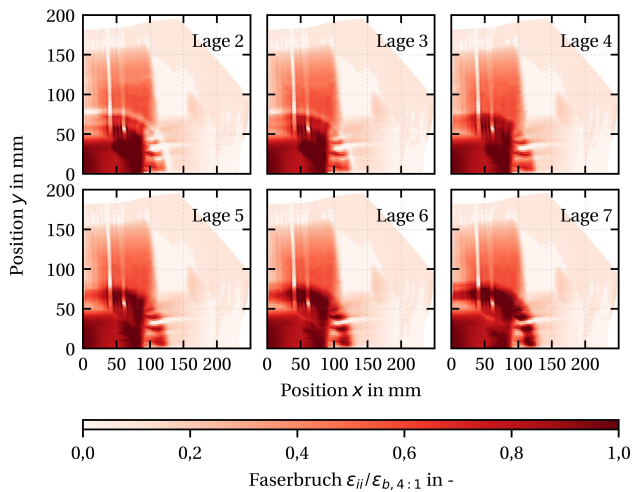
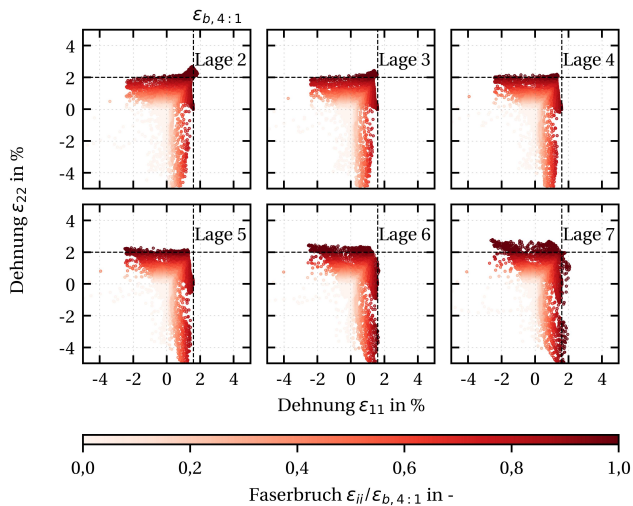


Abbildung 7.24: Verteilung des Scherwinkels der Gewebelagen

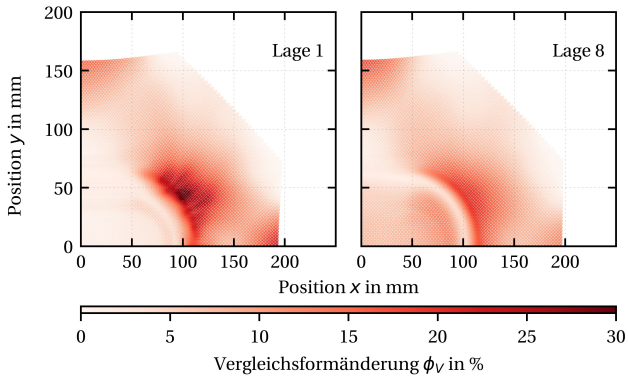


(a) x - y -Ebene

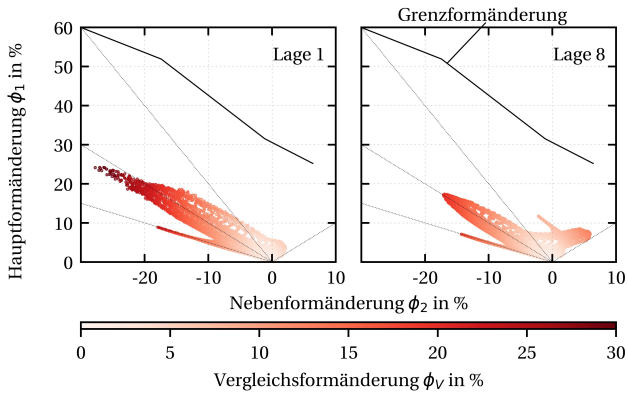


(b) Dehnungsraum

Abbildung 7.25: Verteilung der Schädigung durch vermuteten Faserbruch der Gewebelagen

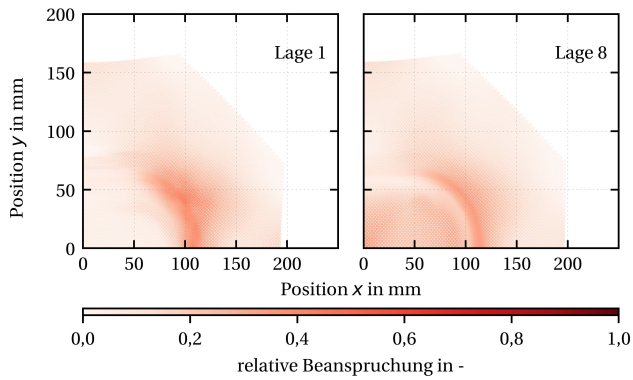


(a) x-y-Ebene

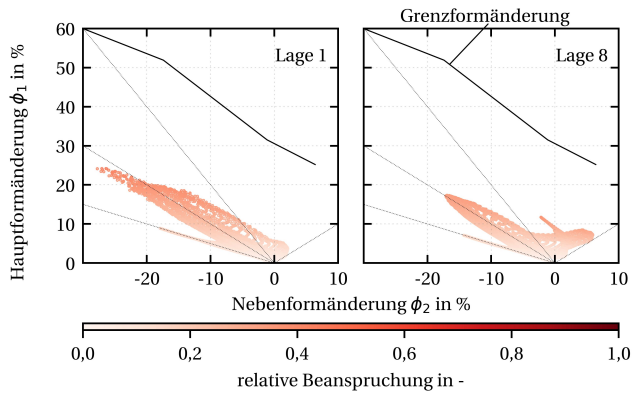


(b) Grenzformänderungsdiagramm

Abbildung 7.26: Verteilung der Vergleichsformänderung der Metallbleche



(a) x-y-Ebene



(b) Grenzformänderungsdiagramm

Abbildung 7.27: Verteilung der Beanspruchung der Metallbleche

7.6 Diskussion der Versuchsergebnisse und Materialmodelle

7.6.1 Diskussion der Gewebemodellierung und -charakterisierung

Das vorgestellte hyperelastische Gewebemodell ermöglicht die numerische Abbildung der Querkontraktion von Geweben durch die Berücksichtigung negativer Membrandehnungen bei gleichzeitiger Kopplung der Rovingrichtungen mit dem Schubverhalten. Bisherige Modellierungsansätze bilden die Kopplung der Rovingrichtungen (biaxiale Kopplung) oder die Kopplung des Membranverhaltens mit dem Schubverhalten (Zug-Schubkopplung) nur für positive Membrandehnungen ab [31, 35, 42, 48, 49, 55, 68, 74, 77, 78, 98, 178, 179]. Hierbei bildet die positive Membrankopplung der Rovings den zusätzlichen Energieaufwand bei gleichzeitiger Streckung beider Rovingrichtungen ab. Die positive Membran-Schub-Kopplung berücksichtigt hingegen die zusätzliche Energie zur Schubverformung eines Gewebes, wenn die Rovings unter Vorspannung stehen. Das in dieser Arbeit vorgestellte hyperelastische Gewebemodell berücksichtigt beide Effekte und erweitert die Kopplungen für das Membranverhalten und das Membran-Schubverhalten auf die negativen Dehnungsquadranten. Hierdurch können nicht nur Zug-Zug Membrandehnungen beschrieben werden, sondern auch Zug-Druck bzw. Druck-Zug Membrandehnungsinteraktionen, sowie die Reduzierung der benötigten Schubverzerrungsenergie, wenn eine oder beide Rovingrichtungen entlastet werden. Die numerische Beschreibung des Gewebeverhaltens unter negativen Membrandehnungen in Kombination mit der biaxialen Rovingkopplung ermöglicht so die Abbildung von Querkontraktionseffekten in einem homogenisierten Gewebemodell. Das hier beschriebene hyperelastische Gewebemodell grenzt sich gegenüber früheren Modellierungsansätzen in der Literatur [180–182] dadurch ab, dass es die Änderung der Rovingorientierung unter Beanspruchung beschreiben kann. Hierdurch kann die aktuelle Rovingorientierung

ausgelesen werden, um z.B. den Scherwinkel zu bestimmen. Durch die Scherung des Gewebes ändert sich auch die effektive Steifigkeit entlang der Hauptrichtungen im ortsfesten Koordinatensystem (KOS), wodurch die Drapierung und Dehnung des Gewebes beeinflusst wird [42]. Die bereits erwähnten, ersten Modellierungsansätze [180–182] können dies nicht abbilden, weshalb mit zunehmender Gewebeverformung das prognostizierte Deformationsergebnis von der realen Gewebeverformung abweicht. Gegenüber Cauchy-elastischen Modellen [42, 43, 49, 73, 74] grenzt sich das hier beschriebene hyperelastische Gewebemodell durch eine einfachere Modellformulierung und damit verbundenen geringeren Berechnungsaufwand ab, da keine Transformation der Dehnungen und Spannungen zwischen verschiedenen KOS notwendig ist (Roving-KOS zu lokalem KOS zu globalem KOS).

In Abschnitt 7.1.6 konnte gezeigt werden, dass das vorgestellte Modell die Querkontraktion von Geweben qualitativ abbilden kann. Dabei wird die Querkontraktion über die Kopplung der Rovingrichtungen gesteuert, welche in Gleichung 7.5 und 7.6 beschrieben sind. Die Gewebezugversuche in Abschnitt 7.2.1 zeigen jedoch auch, dass die Querkontraktion von Geweben schwierig abzubilden ist. In Abbildung 7.10 steigt die Querkontraktion mit dem Aspektverhältnis Λ an, da auch die Anzahl der Querrovings in Lastrichtung zunimmt und damit die Anzahl der Ondulationsinteraktionen. Bais-Singh et al. [183] untersuchten mit einer frühen Form der digitalen Bildkorrelation (DIC) die Querkontraktion an Geweben mit Aspektverhältnissen von $\Lambda = 1:1$ bis $8:1$. In ihrer Studie konnten sie zeigen, dass mit zunehmendem Aspektverhältnis Λ die Querkontraktion zunimmt, welches sich mit den Ergebnissen dieser Arbeit deckt. Hierbei wurden zwei wesentliche Effekte beobachtet: (a) Zu kurze Probekörper werden von der Einspannung beeinflusst und führen zu falschen Querkontraktionswerten und (b) zu schlanke Probekörper weisen starke Randeffekte auf, welche ebenfalls zu falschen Querkontraktionswerten führen. Dieser Trend ist ebenfalls für die in dieser Arbeit untersuchten Aspektverhältnisse von $\Lambda = 1:4$ (Einspanneffekte) und $4:1$ (Randeffekte) festzustellen, weshalb die Gewebeprobekörper mit dem Aspektverhältnis $\Lambda = 1:1$ für

die Parametrisierung des hyperelastischen Gewebemodells verwendet wurden. Die starke Abhängigkeit der Querkontraktion vom Aspektverhältnis Λ und der Längsdehnung zeigt deutlich, dass es sich für Gewebe vielmehr um einen Strukturkennwert, als einen Materialkennwert, handelt. Um die Struktur des Gewebes für die Modellierung der Querkontraktion berücksichtigen zu können, sollte der Kopplungsfaktor die strukturbedingte Interaktion beschreiben. Hierzu bieten die analytischen, geometrischen Funktionen von Kawabata et al. [184] oder Adumitroaie et al. [32] einen möglichen Ansatz.

Im Picture-Frame-Versuch wird der Scherwinkel als homogen angenommen. Durch die Annahme eines homogenisierten Scherwinkels durch die Rahmenkinematik besteht ein allg. Messfehler bzgl. des lokalen Scherwinkels. Dieser sollte optisch gemessen werden, für verlässlichere Messergebnisse und zur Berücksichtigung von lokalen Inhomogenitäten. Mögliches Fasergleiten, welches von der reinen Rovingrotation an den Kontaktpunkten abweicht, kann so gemessen werden. Zusätzlich wäre es möglich, die Dehnungen innerhalb der Rovings während der Schubdeformation zu bestimmen. Insbesondere bei den Picture-Frame-Versuchen mit Querdruk kann der Winkel nicht optisch gemessen werden und es ist fraglich, inwieweit der angenommene homogenisierte Scherwinkel dem tatsächlichen Scherwinkel entspricht, da die Rovings an der freien Rotation gehindert werden. Eine mögliche Lösung des Problems wäre die Verwendung von durchsichtigen Druckkörpern aus PMMA. Ein weiterer Einflussfaktor ist die Druckkraft, welche nicht auf die gesamte quadratische Gewebefläche (120 mm x 120 mm) aufgebracht wurde. Die anfängliche Überdeckung beträgt $\frac{60 \text{ mm} \times 40 \text{ mm}}{120 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}} \approx 16 \%$. Es sollte zukünftig ein kleinerer Probekörperzuschnitt verwendet werden, sodass die gesamte Probekörperfläche von dem Druckkörper bedeckt wird. Für die vorliegenden Versuche wird angenommen, dass der Einfluss durch die Kompaktierung dominant ist und somit die Reibung innerhalb des kompaktierten Gewebebereiches erheblich größer ist, als innerhalb des nicht kompaktierten Gewebes. Es wird somit angenommen, dass das vorliegende Schubverformungsverhalten in guter Näherung das Verhalten bei vollflächiger Kompaktierung repräsentiert.

Der Picture-Frame-Versuch ist nur bedingt geeignet zur Charakterisierung des reinen Schubverhaltens, da durch die Einspannung der Fasern am Lastrahmen Zugspannungen in den Rovings entstehen können. Dies zeigen die Versuche von Launay et al. [47], in denen die Ergebnisse des Picture-Frame-Versuches mit jenen des Bias-Extension-Versuches verglichen werden. In einem speziellen Picture-Frame-Versuch, welcher die gezielte Vorspannung bzw. Entlastung von Rovings ermöglicht, weisen der Picture-Frame-Versuch mit schrittweise entlasteten Rovings das gleiche Schubverformungsverhalten auf, wie die im Bias-Extension-Versuch untersuchten Gewebe. Dies liegt an den unterschiedlichen Randbedingungen der beiden Versuche. Beim Bias-Extension-Versuch liegt für die Rovings immer eine kraftfreie Randbedingung ($F = 0$) vor, während im Picture-Frame-Versuch eine Verschiebungsrandbedingung ($u = 0$) vorliegt. In der Literatur wurde experimentell vor allem der Einfluss der Vorspannung der Rovings auf das Schubverhalten (Zug-Schub-Kopplung) untersucht [47, 185], jedoch nicht der Einfluss der Kompaktierung bzw. des Querdruckes p auf das Schubverhalten. Die in Abschnitt 7.2.3 vorgestellten Ergebnisse zeigen einen vergleichbaren Zusammenhang des Druckes p auf die Schubverformung wie die Zugvorspannung, denn beide erhöhen die Schubsteifigkeit. Dies wird auf die innere Reibung bzw. die Reibung an den Rovingkontaktpunkten zurückgeführt, welche sowohl durch die Kompaktierung, als auch durch Zugvorspannung, ansteigt. Durch die Einspannung der Rovings am Lastrahmen im Picture-Frame-Versuch kann je nach Nutzer eine Vorspannung auf die Rovings aufgebracht und somit der Schubspannungsverlauf maßgeblich und nicht reproduzierbar beeinflusst werden.

Übertragen auf den *In-situ-Hybridisierungsprozess* bedeuten diese Erkenntnisse, dass das Schubverhalten des Gewebes zusätzlich um einen kompaktierungsabhängigen Kopplungsterm erweitert werden sollte. Hierfür wird eine

dreidimensionale Formulierung des Materialgesetzes und folglich eine dreidimensionale Elementformulierung benötigt, da die Verschiebungen und Spannungen in Dickenrichtung sonst nicht abgebildet werden können. Die numerischen Instabilitäten scheinen durch eine zu niedrige Schubsteifigkeit des Gewebes in der Modellierung verursacht zu werden. Dies wird durch die Parameterstudie in Abschnitt 6.3 [118] und die Beobachtungen in Abschnitt 7.2.3 gestützt.

7.6.2 Diskussion der Metallcharakterisierung und -modellierung

Die in dieser Ausarbeitung bestimmten DC04 Materialparameter und die verfügbaren Literaturdaten korrelieren gut [82, 169, 172, 186–191]. Wenn zukünftig die Anisotropie des Metallblechs berücksichtigt werden soll, so kann in AB-AQUS/Explicit entweder die elastische oder die plastische Anisotropie berücksichtigt werden, jedoch nicht beide gleichzeitig. Für die gleichzeitige Berücksichtigung von elastischer und plastischer Anisotropie muss eine eigene Subroutine geschrieben werden. Für den Tiefziehprozess ist die plastische Anisotropie die wichtigere, da die Umformung maßgeblich im plastischen Bereich stattfindet und den maximalen Umformgrad bzw. das Versagen bestimmt. Die elastische Anisotropie beeinflusst hingegen die Rückfederung und somit die Maßhaltigkeit [190].

Für die Modellierung der Schädigung werden zusätzlich dehnratenabhängige und mehrachsige Spannungs-Dehnungs-Daten benötigt. Nach der Gleichmaßdehnung A_g beginnt die Einschnürung, wodurch die Dehnung lokalisiert und lokal eine höhere Dehnraten vorliegt. Zusätzlich ist die Annahme eines uniaxialen Spannungszustandes nicht mehr gegeben. Die Dehnratenabhängigkeit kann entweder experimentell bestimmt oder aus Literaturdaten für DC04 entnommen werden. In Abbildung 7.28 ist die Dehnratenabhängigkeit von DC04 nach [192] aufgetragen, wobei die Kurvenverläufe für die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m extrapoliert sind. Die experimentellen

Warmzugergebnisse dieser Arbeit korrelieren gut mit den Literaturdaten. Um die Dehnratenabhängigkeit im Materialmodell zu berücksichtigen, kann das bereits vorgestellte Johnson-Cook Materialmodell verwendet werden, welches die Fließspannung

$$k_f, \text{Johnson-Cook} = \left[c_1 + c_2 \cdot \varepsilon_{l,p}^{c_3} \right] \left[1 + c_4 \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{c_5} \right] \quad (7.20)$$

beschreibt. Darin repräsentiert die erste Klammer die Verfestigung durch die logarithmische plastische Dehnung $\varepsilon_{l,p}$ mit den Konstanten c_1 , c_2 und c_3 , die zweite Klammer die Dehnratenabhängigkeit $\dot{\varepsilon}$ im Verhältnis zur Bezugsdehnrates $\dot{\varepsilon}_0$ mit der Konstante c_4 und die dritte Klammer die Temperaturabhängigkeit mit der Referenztemperatur T_0 , der Schmelztemperatur T_m und der Konstanten c_5 [170]. Weitere Daten für die Dehnratenabhängigkeit und Temperaturabhängigkeit von DC04 sind in [189] zusammengefasst.

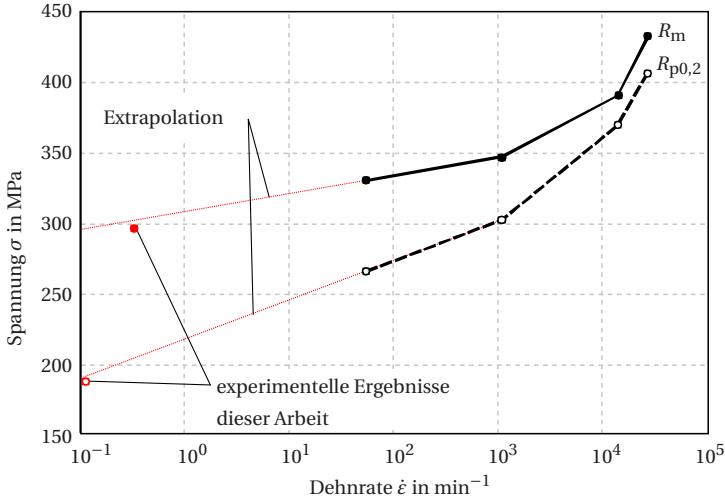


Abbildung 7.28: Dehnratenabhängigkeit der Streckgrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m von DC04 nach [192]

7.6.3 Diskussion der Reibeigenschaften

In Abbildung 7.20a weisen die Reibpaarungen (0,90) - (0,90) und ± 45 - ± 45 einen charakteristischen Reibwertverlauf auf. Dieser ist auf die Gewebestruktur zurückzuführen. In Abbildung 7.29 sind die Reibwertverläufe der Einzelmessungen der beiden Reibpaarungen dargestellt. Darin sind die lokalen Maxima rot markiert, die mittlere Periodenlänge der Oszillation $\bar{\lambda}$, sowie deren Anzahl n . Für die Reibpaarung (0,90) - (0,90) weisen die Messungen eins und drei eine halbe mittlere Periodenlänge $\bar{\lambda}/2 = 1,53$ mm auf. Die mittlere Breite eines Schussrovings beträgt $b_{S, 90^\circ} = 1,54$ mm, siehe Abbildung 7.30, welches in guter Näherung mit der halben Periodenlänge übereinstimmt und somit den charakteristischen Verlauf teilweise erklären kann. Dieser weist ein Haupt- und ein Nebenmaximum innerhalb einer Periode auf. Die Einheitszelle in Abbildung 7.30 lässt jedoch drei Maxima erwarten (bei zwei Rovings resultieren drei Täler), um die dargestellte Ausgangssituation wieder zu erreichen. Eine mögliche Ursache hierfür können die Überlagerung von mehreren Einheitszellen sein, die alle einen Versatz und eine Rotation um die Hochachse zueinander aufweisen. Die Darstellung geht von senkrechten Kett- und Schussrovings aus,

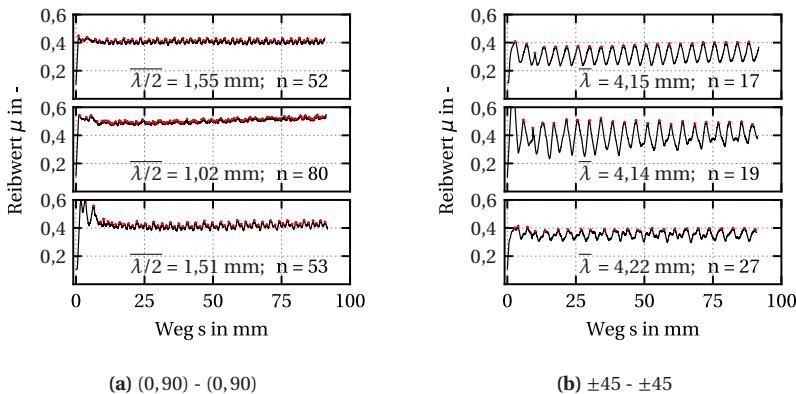


Abbildung 7.29: Reibwertverlauf einzelner Gewebe-Gewebe Reibmessungen im GSV

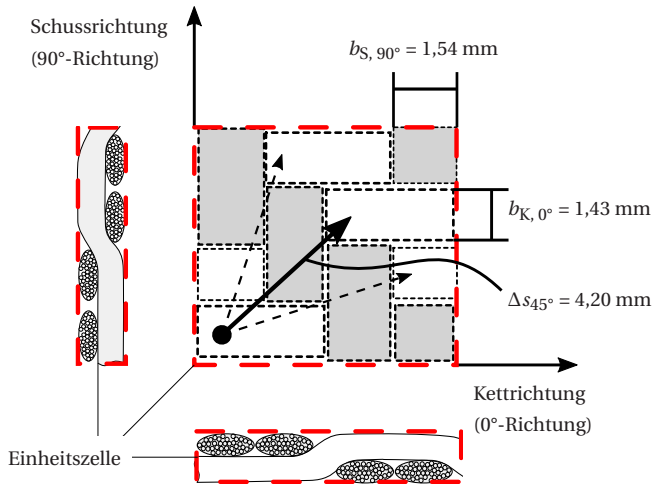


Abbildung 7.30: Schematische, idealisierte Darstellung der Einheitszelle des Körper 2/2 Gewebes

vernachlässigt also lokale Drapiereffekte bzw. geringfügige Fehlorientierungen. Es ist ebenso möglich, dass ein Roving übersprungen wird, also ein Maximum durch das Abgleiten von zwei Rovings über einen stattfindet und hierfür mehr Kraft benötigt wird, was die Ausprägung des Haupt- und Nebenmaximum Verlaufs erklären könnte. Auffällig ist der zweite Verlauf, welcher einen höheren mittleren dynamischen Reibwert besitzt und keine erkennbare periodische Oszillation aufweist. Dies könnte aus der Kombination der oben genannten Effekte resultieren. Das genaue Zustandekommen des Verlaufs ist jedoch unklar. Es wird daher die nachfolgende Hypothese anhand der schematischen Darstellung in Abbildung 7.31 aufgestellt. Der Reibkontakt zwischen den Rovings von zwei Gewebeschichten kann in drei Reibzustände unterteilt werden. Im Zustand 1, in Abbildung 7.31, gleiten Rovings orthogonal oder allg. unter einem Winkel aufeinander ab. Hierbei kommt es zu einem idealisierten Punktkontakt zwischen den einzelnen Filamenten der Rovings. Dieser Zustand wird als der günstigste Zustand, mit der geringsten Reibung, angenommen. Die Reibung zwischen den Rovings nimmt zu, wenn diese im Zustand

2 aneinander gleiten. Die Rovings und Filamente sind nahezu gleich orientiert. Leichte Fehlorientierungen der Filamente in einem Roving können zum Einklemmen eines Filaments zwischen den Filamenten der zweiten Schicht führen. In diesem Zustand liegt eine Mischung aus Punkt und Linien Kontakt zwischen den einzelnen Filamenten vor, je nach der Orientierung zueinander. Der höchste Reibwert wird im Zustand 3 erwartet, wenn die Rovings nahezu quer zueinander gleiten und somit auch die Filamente. Durch die makroskopische Rauheit des Rovings, bestehend aus den Filamenten, können sich benachbarte Filamente ineinander quer zur Gleitrichtung verhaken. Dies erhöht den Reibwiderstand und kann zur Torsion einzelner Filamente und schließlich zur Torsion eines ganzen Rovings führen. Folgt man dieser Argumentation und wendet die drei Reibzustände auf die Einheitszelle des Köpergewebes an, so wird im Bereich des Minimums der Reibzustand 1 erwartet. Bei weiterem abgleiten der Schichten tritt der ungünstigste Zustand 3322 ein, während dessen Verlaufs das Hauptmaximum erreicht wird. Dieser Zustand geht über in den Zustand 3121, bei dem das Nebenmaximum liegt. Fortlaufendes gleiten reduziert den Reibwiderstand, bis der Ausgangszustand 1111 im Minimum erreicht wird. Diese Hypothese wird gestützt durch die experimentellen Ergebnisse von Cornelissen et al. [193]. In der Studie werden die Reibzustände 1 und 2 an Kohlenstofffaserfilamenten gemessen, wobei der Reibzustand 2 deutlich höhere Reibwerte aufweist als der Zustand 1. Die Reibwerte im parallelen Filament Zustand 2 sind etwa Faktor 3 größer als jene Reibwerte des orthogonalen Zustandes 1.

Die Oszillation der $\pm 45^\circ$ - $\pm 45^\circ$ Paarung ist ausgeprägter, da die Rovings diagonal, unter 45° , aufeinander abgleiten, wie in Abbildung 7.30 dargestellt. Der genaue Gleitpfad ist auch hier unklar. Die Periodenlänge der drei Messungen liegt mit $\lambda_{\pm 45} = 4,17$ mm im Bereich der theoretischen Verschiebung von $\Delta_s = 4,2$ mm. Für die Abweichung kann Quergleiten in Kett- oder Schussrichtung verantwortlich sein. Dies ist durch die gestrichelten Pfeile in Abbildung 7.30 angedeutet, welches die mittlere Verschiebung verkürzt (Quergleiten in Kettrichtung) oder verlängert (Quergleiten in Schussrichtung). Auch in dieser Anordnung sind mögliche Ursachen für den Verlauf die Rotation

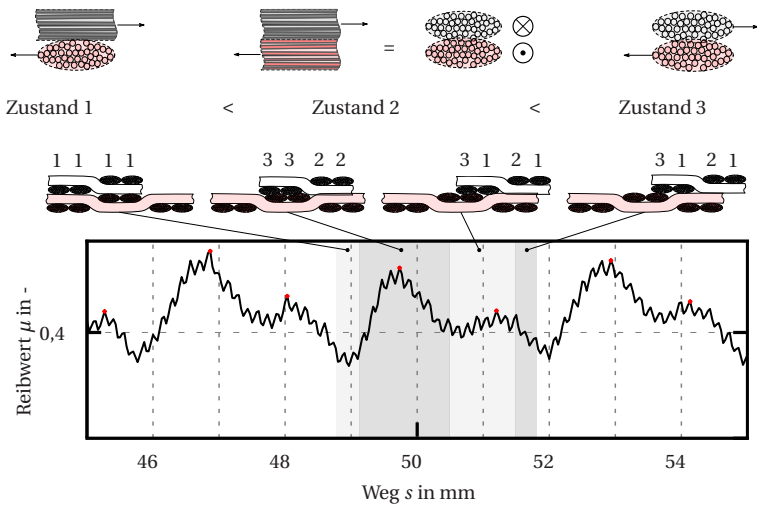


Abbildung 7.31: Schematische, idealisierte Darstellung des Reibkontaktes einer Körper 2/2 Einheitszelle anhand einer Periode für die (0,90)-(0,90) Reibpaarung

der Gewebeschichten zueinander, die Drapierung einer oder beider Gewebeschichten oder der Versatz der Schichten zueinander. Es kann auch nicht ausgeschlossen werden, dass die Orientierung mindestens einer Reibpaarung vertauscht wurde und $\mp 45 - \pm 45$ entspricht, statt $\pm 45 - \pm 45$. Dies würde dazu führen, dass immer Kett- und Schussroving aufeinander abgleiten, anstatt Kettroving auf Kettroving und Schussroving auf Schussroving. Im unteren Reibwertverlauf in Abbildung 7.29b ist dies möglicherweise der Fall, da die Oszillation deutlich geringer ausfällt im Vergleich zu den anderen beiden Verläufen.

Bei der $\pm 45 - (0, 90)$ Paarung befinden sich die Rovings benachbarter Schichten immer im Kett-Schussrichtungs-Kontakt in derselben Bezugsebene, wodurch keine Oszillation auftritt. Durch das Silikonöl bildet sich ein Schmierfilm zwischen den Rovings aus, welcher die benötigte Kraft für den Abgleitvorgang reduziert und den Reibwert mindert (Abbildung 7.20a zu 7.20b). Dies führt zu

einer geringeren Oszillation des Reibwertes in Abbildung 7.20b für die Reibpaarungen gleicher Orientierung $((0,90) - (0,90), \pm 45 - \pm 45)$ und die Reibpaarung $\pm 45 - (0,90)$ wird am geringsten von der Schmierung beeinflusst, da keine Oszillation auftritt durch den permanenten Reibkontakt.

Im direkten Vergleich der Versuchsergebnisse aus den zwei unterschiedlichen Reibversuchsmethoden GSV und SZV fällt auf, dass bei ungeschmierter Metall-Gewebe Reibung für die gleiche Reibpaarung im GSV geringere Reibwerte gemessen werden als im SZV. Bei geschmierter Reibung und ähnlicher Viskosität η werden hingegen im SZV geringere Reibwerte für die gleiche Reibpaarung gemessen. Die beiden Versuchsführungen unterscheiden sich, neben dem Versuchsaufbau, vor allem in der nominellen Gleitgeschwindigkeit und der Normalkraft. Im SZV wird eine sechsfach größere Gleitgeschwindigkeit verwendet und die Flächenpressung im SZV ist um den Faktor 640 größer. Aus der Literatur ist bekannt, dass die Gleitgeschwindigkeit den Reibwert zwischen Metall und Gewebe kaum beeinflusst [194, 195] und der Reibwert mit zunehmender Flächenpressung abnimmt [195–198]. Dieser Effekt wird ab einer Flächenpressung von $p \geq 0,01$ MPa beobachtet und auf die wahre bzw. effektive Kontaktfläche, sowie den Einfluss der Oberflächenrauheit, zurückgeführt [198]. Dies widerspricht jedoch den hier gemachten Beobachtungen, da die gemessenen Reibwerte des SZV gegenüber dem GSV ansteigen. Der Kontaktdruck des GSV liegt mit $p = 0,0026$ MPa unterhalb des Grenzkontaktdrucks von $p \approx 0,01$ MPa und der Kontaktdruck des SZV ist mit $p = 1,67$ MPa deutlich darüber. Mennecart et al. [121] geben eine mögliche Erklärung für die höheren Reibwerte des SZV. Mit zunehmendem Kontaktdruck zwischen Metall und Gewebe wird die Fließgrenze des Metallblechs überschritten und die Geweberovings werden in die Metalloberfläche gepresst. Hier hinterlässt das Gewebe ein strukturiertes, bleibendes Muster, welches der Gewebestruktur entspricht. Mennecart et al. argumentieren, dass hierdurch der Reibwert eine Normalkomponente erhält, welche die gesamte Reibkraft vergrößert. Jedoch wurden die Untersuchungen von Mennecart et al. bei Kontaktdrücken $p \geq 100$ MPa durchgeführt. Ob es bei einem Kontaktdruck von $p = 1,67$ MPa im

SZV zu einer oberflächigen, plastischen Verformung des Metallblechs durch das Gewebe kommt, ist daher fraglich und sollte genauer untersucht werden.

Für unbehandelte DC04 Bleche nimmt der Reibwert bei Schmierung mit Silikonöl im GSV zu. Die Zunahme des Reibwerts resultiert möglicherweise aus der Fluidkraft, da immer dieselbe Silikonölmenge verwendet wurde. Für das unbehandelte DC04 ist die aufgebrachte Silikonölmenge wahrscheinlich zu groß. Bei den Geweben füllt es die Hohlräume der Webung aus und bei den angeschliffenen DC04 Oberflächen die raue Oberflächenstruktur. Im SZV wird während des Versuches kein Silikonöl nachgeführt, dies führt bei der niedrigen Viskosität von $\eta = 160$ mPas dazu, dass während der Versuchsdauer das Silikonöl vollständig aus dem Gewebe verdrängt wird und am Ende des Versuches fast trockene, ungeschmierte Reibung vorliegt. In Abbildung 7.20 ist dies am Anstieg der $\eta = 160$ mPas Kurve zu erkennen, welche am Versuchsende denselben Reibwert aufweist, wie die ungeschmierte. Innerhalb der ersten 10 mm steigt der Reibwert signifikant an. Die deutlich höheren Viskositäten $\eta = 10.000$ mPas und $\eta = 100.000$ mPas weisen diesen Effekt nicht auf und werden besser im Gewebe gehalten [116].

Für die Prozessführung des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* bedeuten die Ergebnisse:

- unabhängig von der Reibpaarung ist eine Schmierung vorteilhaft und reduziert die tangentielle Reibung.
- hochviskose Medien reduzieren den Reibwert stärker als niedrigviskose Medien
- aufeinanderfolgende Gewebelagen gleicher Orientierung besitzen einen höheren Reibwert als unterschiedlich orientierte
- Relativverschiebungen zwischen zwei Gewebeschichten sind am einfachsten durch Gewebelagen unterschiedlicher Orientierung zu erreichen.

- in einem Mehrschichtverbund wird die Relativverschiebung maßgeblich an der Grenzfläche mit dem geringsten tangentialen Reibwert stattfinden.
- Durch die Wahl der Schichtreihenfolge wird das Umformvermögen des gesamten Verbundes beeinflusst.

8 Charakterisierung der physikalischen und mechanischen Eigenschaften von umgeformten FML-Bauteilen

In diesem Kapitel wird der Einfluss der *In-situ-Hybridisierung* auf die lokalen Bauteileigenschaften untersucht. Hierzu wird der FVG mittels thermogravimetrischer Analyse (TGA) bestimmt, die Haftung zwischen den DC04-Stahlblechen und dem GFK betrachtet und der Einfluss der Umformung auf die Zugeigenschaften untersucht. Die Probekörperentnahmepositionen sind in Abbildung 4.1 und 4.2 dargestellt. Die mechanischen Untersuchungen sollen nicht ausschließlich eine Abschätzung der mechanischen Eigenschaften der Bauteile liefern, sondern leisten auch einen Beitrag zum Prozessverständnis.

8.1 Faser- und Porenvolumengehalt

Der Faser- und Porenvolumengehalt φ_F bzw. φ_P der GFK-Schicht und der Metallvolumengehalt φ_{DC04} des FMLs werden mittels thermogravimetrischer Analyse (TGA) und Dichtemessung nach Archimedes bestimmt. Hierfür wird die Dichte des FMLs ρ_{FML} , die Dichte des DC04 Blechs ρ_{DC04} und die Dichte des GFKs ρ_{GFK} benötigt. Die Dichtemessung nach Archimedes und die TGA wurden am Fraunhofer ICT durchgeführt. Das methodische Vorgehen und die verwendeten Gleichungen sind in Abschnitt 4.2.1 beschrieben.

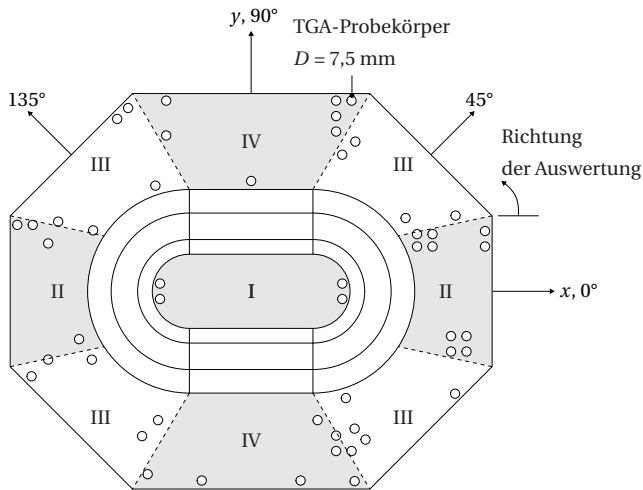


Abbildung 8.1: Probekörperposition für die TGA und Dichtemessung

Die Ergebnisse der kombinierten Dichtemessung und TGA sind in Tabelle 8.1 zusammengefasst und die Entnahmeposition ist in Abbildung 8.1 dargestellt. Die sechslagigen FML Bauteile besitzen eine geringere Dichte und einen geringeren Metallvolumengehalt (MVG), als die dreilagigen Bauteile. Der Faser-volumengehalt (FVG) der sechslagigen Bauteile ist höher und konstanter als bei den dreilagigen Bauteilen. Der Porenvolumengehalt (PVG) ist jedoch bei den sechslagigen Bauteilen größer. Die Stempelregion I weist für drei- und sechslagigen Bauteile den geringsten PVG auf. In der Flanschfläche ist der FVG der dreilagigen Bauteile $\varphi_F \approx 65 \%$ und für sechslagige $\varphi_F \approx 70 \%$.

Tabelle 8.1: Übersicht des Faservolumengehalts und des Porenvolumengehalts von Bauteilen mit 3 oder 6 Lagen Glasfasergewebe

Lagen- aufbau	Region	<i>n</i>	ρ_{FML} in kgm^{-3}	φ_{F} in %	φ_{P} in %	φ_{DC04} in %
[DC04, (0,90) ₃ , DC04]	I	13	6380 ± 40	71,6 ± 8,5	6,0 ± 8,0	76,7 ± 0,9
	II / III	24	6310 ± 70	67,1 ± 4,4	11,1 ± 4,8	75,7 ± 1,1
	III / IV	16	6260 ± 130	64,6 ± 8,7	12,3 ± 6,8	75,3 ± 2,1
	IV / III	17	6230 ± 150	61,2 ± 5,9	8,8 ± 6,0	74,6 ± 2,5
	III / II	12	6300 ± 140	71,0 ± 3,7	9,6 ± 3,9	75,2 ± 2,4
	II / III	8	6340 ± 40	65,1 ± 8,4	7,8 ± 2,9	76,7 ± 1,3
	III / IV	12	6270 ± 110	59,6 ± 4,0	9,0 ± 7,2	75,3 ± 2,2
	IV / III	26	6280 ± 120	61,8 ± 6,1	8,4 ± 5,3	75,5 ± 1,8
	III / II	11	6310 ± 70	71,5 ± 2,7	12,7 ± 2,9	75,7 ± 0,8
[DC04, (0,90) ₆ , DC04]	I	11	5590 ± 40	70,0 ± 2,0	6,9 ± 3,0	62,8 ± 0,8
	II / III	17	5520 ± 150	70,8 ± 2,2	10,8 ± 7,7	62,8 ± 2,3
	III / IV	14	5450 ± 100	67,5 ± 3,8	14,2 ± 7,2	62,1 ± 1,3
	IV / III	12	5470 ± 210	70,1 ± 2,3	14,5 ± 8,5	62,7 ± 2,6
	III / II	11	5520 ± 60	71,1 ± 3,0	14,5 ± 5,1	63,6 ± 0,6
	II / III	9	5460 ± 90	71,1 ± 2,7	15,4 ± 7,7	62,0 ± 1,1
	III / IV	8	5440 ± 80	68,8 ± 2,6	14,6 ± 5,4	61,7 ± 2,3
	IV / III	21	5460 ± 140	70,3 ± 4,8	14,8 ± 6,5	62,1 ± 2,3
	III / II	11	5790 ± 870	72,2 ± 1,9	15,6 ± 4,5	66,3 ± 9,2

8.2 Schneidscherversuch

Die Tragfähigkeit eines FMLs wird maßgeblich durch die Verbindung seiner Konstituenten bestimmt. Lediglich bei ausreichender Anhaftung von FKV und Metall kann die Last zwischen den Schichten übertragen werden und die Vorteile der Materialkombination werden nutzbar. Der Lasttransfer findet durch

Schubspannungen statt, weshalb die Anhaftung der Schichten unter Schubbeanspruchung eine wichtige Kenngröße ist. Hierfür wird der Schneidscherversuch nach Weidenmann et al. [146] verwendet. Die Probekörper werden lokal aus den Bauteilen entnommen, um zu prüfen, ob die Umformung des DC04 Blechs und des Glasfasergewebes einen Einfluss auf die Anhaftung besitzen. Die Ergebnisse der Schneidscherversuche sind in Tabelle 8.2 zusammengefasst. Die Ergebnisse konnten nicht in allen Regionen statistisch abgesichert werden ($n < 5$).

Tabelle 8.2: Übersicht der Haftfestigkeit unter Schubbeanspruchung von Bauteilen mit 3 oder 6 Lagen Glasfasergewebe

Lagenaufbau	Region	n	G in GPa	τ_m in MPa
[DC04, (0,90) ₃ , DC04]	I 0°	10	$2,96 \pm 0,26$	$16,6 \pm 2,3$
	I 90°	7	$3,24 \pm 1,03$	$13,1 \pm 3,4$
	II 0°	9	$1,75 \pm 1,06$	$9,5 \pm 4,5$
	II 90°	4	$1,72 \pm 1,23$	$7,4 \pm 5,6$
	III 135°	17	$2,03 \pm 0,76$	$9,9 \pm 4,9$
	III 45°	21	$1,20 \pm 0,69$	$6,7 \pm 3,9$
	IV 0°	15	$2,60 \pm 0,72$	$14,3 \pm 5,5$
	IV 90°	25	$2,13 \pm 0,66$	$13,7 \pm 5,2$
[DC04, (0,90) ₆ , DC04]	I 0°	5	$2,70 \pm 0,49$	$14,9 \pm 5,4$
	I 90°	3	$1,91 \pm 0,66$	$12,2 \pm 6,2$
	II 0°	6	$1,23 \pm 0,61$	$11,6 \pm 8,8$
	II 90°	5	$1,16 \pm 0,35$	$6,3 \pm 1,7$
	III 135°	21	$1,37 \pm 0,73$	$9,8 \pm 6,2$
	III 45°	15	$0,63 \pm 0,26$	$5,2 \pm 2,4$
	IV 0°	15	$1,47 \pm 0,87$	$9,9 \pm 6,8$
	IV 90°	16	$1,87 \pm 0,52$	$15,6 \pm 7,4$

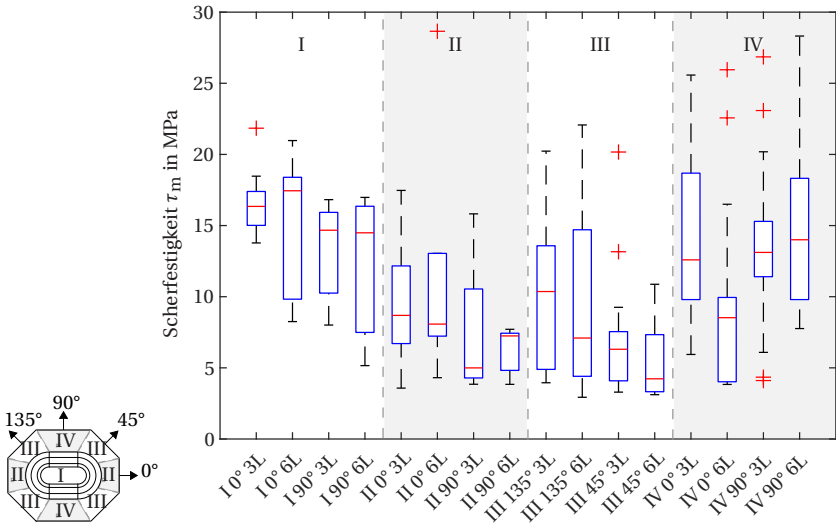


Abbildung 8.2: Box-Plot der Scherfestigkeit τ_m in Abhängigkeit der Entnahmeposition und der Glasfaserlagenanzahl

In Abbildung 8.2 weisen die Probekörper der Region I aus dem Stempel eine tendenziell höhere Scherfestigkeit auf, als die Probekörper der Flanschregionen II bis IV. Innerhalb des Flansches ist keine signifikante Tendenz zu erkennen. Mit Ausnahme der sechslagigen Probekörper der Region IV in 0°-Orientierung, ist der Median in Region IV höher als in den Flanschregionen II und III. Insgesamt ist die Streuung der Versuchsergebnisse sehr groß und die Gewebelagenanzahl scheint die Anhaftung unter Schubbeanspruchung nicht zu beeinflussen. Eine Aussage über die Orientierungsabhängigkeit der Scherfestigkeit ist auf der vorliegenden Datengrundlage nicht möglich.

Die Schubsteifigkeit G in Abbildung 8.3 weist die gleiche Tendenz auf, wie die Schubfestigkeit τ_m . Die Streuung der Ergebnisse ist groß und es sind leichte Tendenzen erkennbar. Die Probekörper aus dem Stempel der Region I besitzen den höchsten Medianwert, ausgenommen hiervon sind die sechslagigen Probekörper mit 90°-Orientierung aus Region I. Vergleichbar hohe Schubsteifigkeiten weisen die Probekörper aus dem Flansch in Region IV auf, wobei

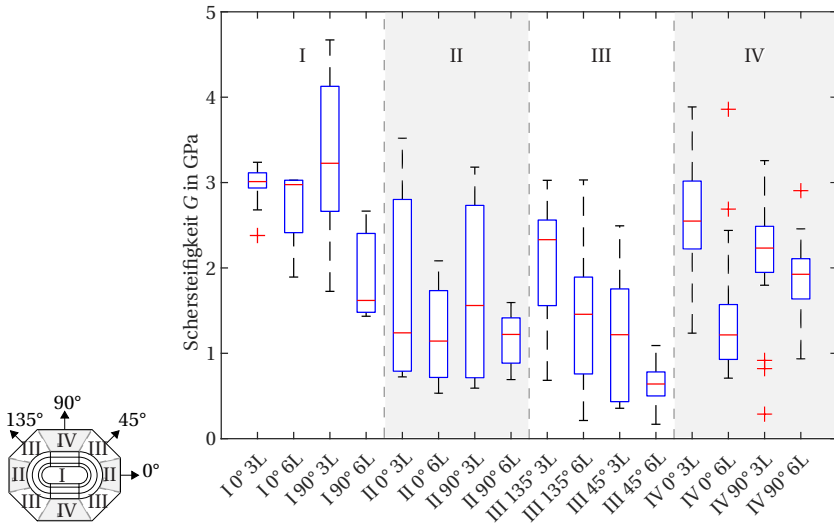


Abbildung 8.3: Box-Plot der Schersteifigkeit G in Abhängigkeit der Entnahmeposition und der Glasfaserlagenanzahl

dies nicht auf sechslagige 0° -orientierte Probekörper der Region IV zutrifft. Für die Regionen II und III des Flansches ist die Schubsteifigkeit der Probekörper innerhalb der Streuung gleichwertig. Eine Ausnahme bilden die dreilagigen 135° -orientierten Probekörper aus Region III, deren Schubsteifigkeit einen Medianwert vergleichbar der Region IV aufweisen.

8.3 Zugversuch

Für die Zugversuche werden lokal Probekörper aus den Bauteilen entnommen, um Rückschlüsse auf die Blechumformung und die Faserdrapierung ziehen zu können. Weiterhin können die auftretenden anisotropen Eigenschaften eines Bauteils abgeschätzt werden.

8.3.1 FML Bauteile

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 8.3 zusammengefasst, wobei diese nicht in allen Regionen statistisch abgesichert werden konnten ($n < 5$). Die Ergebnisse zeigen bei Vergleich der jeweiligen Region für dreilagige und sechslagige Bauteile, dass Bauteile mit drei Glasfaserlagen höhere Elastizitätsmoduln und höhere 0,05%-Dehngrenzen aufweisen, als die Bauteile mit sechs Glasfaserlagen. Die Ergebnisse der Zugfestigkeit zeigen ein anderes Bild. Hier besitzen die Probekörper der 0° und 90° -Orientierung für die sechslagigen Bauteile höhere Zugfestigkeiten, als die Probekörper der dreilagigen Bauteile. Ausgenommen hiervon sind die Probekörper der Region II in 90° -Orientierung, denn die Zugfestigkeiten sind innerhalb der Streuung gleichwertig. Für die Region III mit 45° -Orientierung und 135° -Orientierung weisen hingegen die dreilagigen Bauteile gegenüber den sechslagigen Bauteilen die höheren Zugfestigkeiten auf. Unabhängig von der Glasfaserlagenanzahl besitzen in Region III die Probekörper der 45° -Orientierung gegenüber der 135° -Orientierung die höheren mechanischen Eigenschaften (E , $R_{p0,05}$, R_m). Die 135° -Orientierung weist die geringsten mechanischen Eigenschaften aller untersuchten Regionen auf.

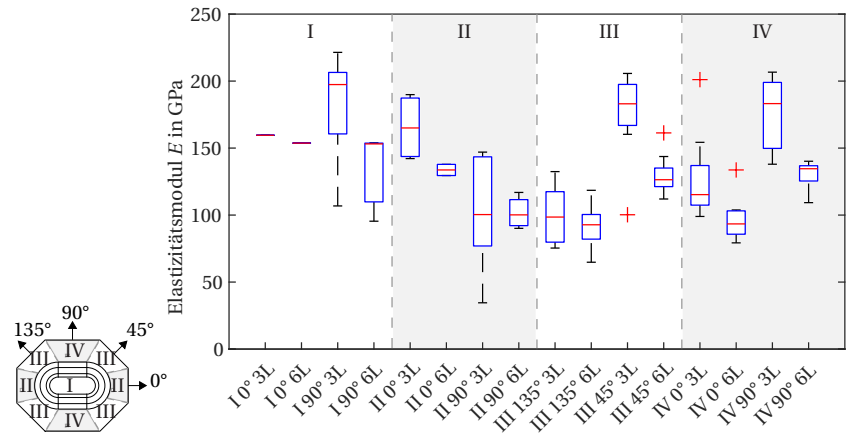


Abbildung 8.4: Box-Plot des Elastizitätsmoduls E in Abhängigkeit der Entnahmeposition und der Glasfaserlagenanzahl für FML Bauteile

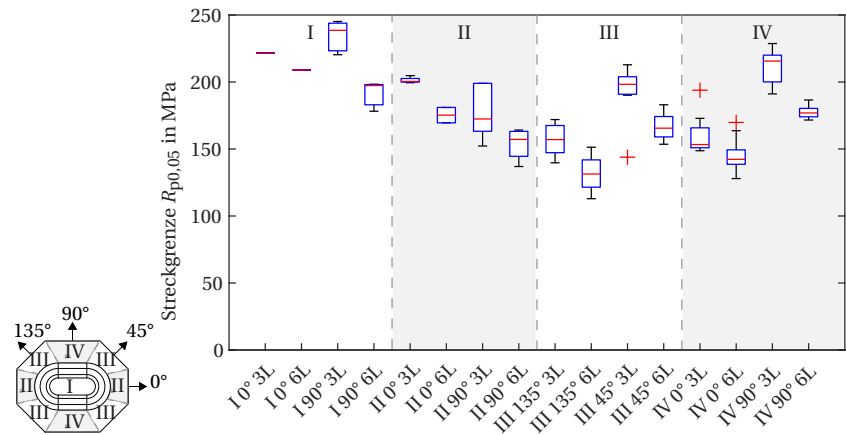


Abbildung 8.5: Box-Plot der 0,05%-Dehngrenze $R_{p0.05}$ in Abhängigkeit der Entnahmeposition und der Glasfaserlagenanzahl für FML Bauteile

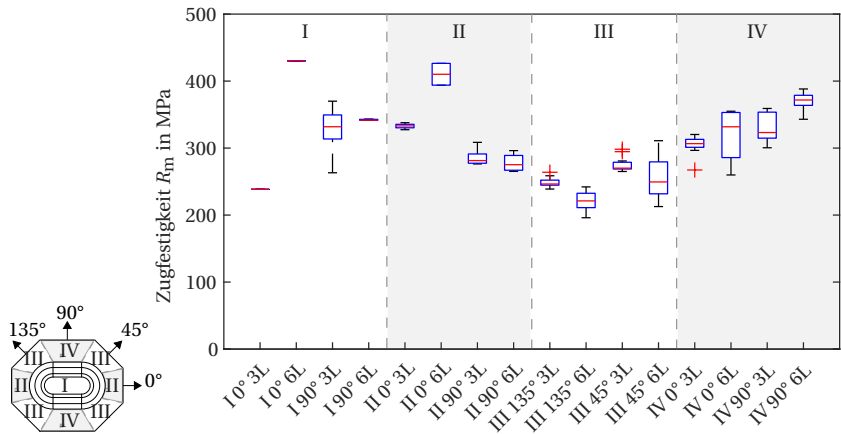


Abbildung 8.6: Box-Plot der Zugfestigkeit R_m in Abhängigkeit der Entnahmeposition und der Glasfaserlagenanzahl für FML Bauteile

Tabelle 8.3: Übersicht der Zugeigenschaften von Bauteilen mit 3 oder 6 Lagen Glasfasergewebe

Lagenaufbau	Region	n	E in GPa	$R_{p0,05}$ in MPa	R_m in MPa
[DC04, (0,90) ₃ , DC04]	I 0°	1	160 ± 0	222 ± 0	238 ± 0
	I 90°	5	181 ± 44	234 ± 11	328 ± 39
	II 0°	4	166 ± 25	201 ± 2	333 ± 4
	II 90°	5	103 ± 46	186 ± 42	286 ± 13
	III 135°	11	100 ± 21	158 ± 12	249 ± 7
	III 45°	11	177 ± 30	194 ± 18	275 ± 11
	IV 0°	9	127 ± 32	160 ± 15	304 ± 15
	IV 90°	9	176 ± 26	211 ± 13	329 ± 22
[DC04, (0,90) ₆ , DC04]	I 0°	1	154 ± 0	209 ± 0	430 ± 0
	I 90°	3	134 ± 34	191 ± 11	342 ± 1
	II 0°	2	134 ± 6	175 ± 8	410 ± 23
	II 90°	4	102 ± 12	154 ± 12	278 ± 14
	III 135°	16	92 ± 15	131 ± 12	222 ± 15
	III 45°	16	129 ± 12	167 ± 9	256 ± 30
	IV 0°	10	97 ± 16	146 ± 12	319 ± 35
	IV 90°	9	130 ± 10	178 ± 5	370 ± 14

8.3.2 GFK Bauteile

Die Ergebnisse sind in Tabelle 8.4 und in Abbildung 8.7 in Form von Box-Plots dargestellt. Die 0° -Orientierung besitzt höhere mechanische Eigenschaften (E , $R_{p0,05}$, R_m , ε_b), innerhalb der jeweiligen Region, als die 90° -Orientierung. Der qualitative Unterschied zwischen 0° - und 90° -Orientierung ist für alle genannten mechanischen Eigenschaften erkennbar und insbesondere bei der Zugfestigkeit ausgeprägt. Hier ist die Differenz zwischen 0° - und 90° -Orientierung innerhalb einer Region quantitativ am größten. Der Einfluss der Orientierung ist auf die Zugfestigkeit am stärksten und die Bruchdehnung am geringsten. Die 45° -Orientierung weist höhere mechanischen Eigenschaften (E , $R_{p0,05}$, R_m) auf als die 135° -Orientierung. Die Bruchdehnung ε_b ist in 135° -Orientierung höher als in 45° -Orientierung und weist somit die höchste Bruchdehnung mit $\varepsilon_b \approx 6\%$ aller GFK-Probekörper. Im Vergleich dazu ist die Bruchdehnung mit $\varepsilon_b \approx 2\%$ der 0° - und 90° -Orientierungen gering.

Tabelle 8.4: Übersicht der Zugeigenschaften von sechslagigen GFK-Bauteilen

Lagenaufbau	Region	n	E	$R_{p0,05}$	R_m
			in GPa	in MPa	in MPa
[(0,90) ₆]	I 0°	6	$32,1 \pm 1,5$	164 ± 13	572 ± 49
	I 90°	5	$32,1 \pm 2,3$	128 ± 9	417 ± 10
	II 0°	7	$28,5 \pm 2,2$	151 ± 20	528 ± 53
	II 90°	8	$24,4 \pm 2,1$	104 ± 17	266 ± 70
	III 135°	15	$14,4 \pm 1,6$	39 ± 8	89 ± 25
	III 45°	16	$20,4 \pm 2,7$	58 ± 5	201 ± 47
	IV 0°	13	$29,1 \pm 2,7$	130 ± 27	432 ± 112
	IV 90°	13	$27,8 \pm 2,4$	111 ± 11	425 ± 70

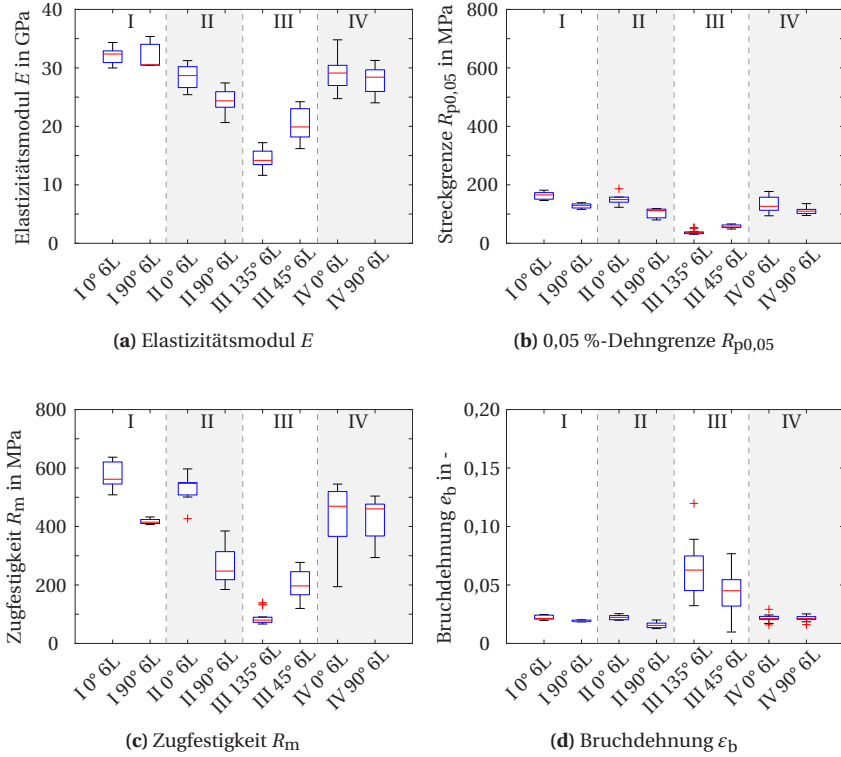


Abbildung 8.7: Box-Plots der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Entnahmeposition für sechslagige GFK Bauteile

8.4 Diskussion der mechanischen Charakterisierung

8.4.1 Einfluss des Faser- und Porenvolumengehalts auf die interlaminae Scherfestigkeit

In Tabelle 8.1 sind FVG mit $\varphi_F \approx 70\%$ aufgeführt, was nahe an der theoretischen maximalen Packungsdichte von 79 % für rechteckig gepackte, runde Geometrien liegt. Der PVG beträgt $\varphi_P \approx 10\%$ für dreilagige und $\varphi_P \approx 15\%$ für sechslagige FML-Bauteile. Die hohen PVG in Kombination mit den ebenfalls hohen FVG weisen auf eine unzureichende Infiltration der Gewebelagen hin. Diese Ergebnisse unterscheiden sich signifikant von den aus der Bauteildicke abgeleiteten FVG ($\varphi_{F,3L,Dicke} \approx 43\%$ zu $\varphi_{F,3L,TGA} \approx 65\%$ sowie $\varphi_{F,6L,Dicke} \approx 54\%$ zu $\varphi_{F,6L,TGA} \approx 70\%$). Die mittels TGA ermittelten FVG werden als realistischer eingeschätzt, da sie weniger Annahmen erfordern (z. B. zur Blechdicke) und die Porosität explizit berücksichtigen. Die geringere Dichte der sechslagigen Bauteile ($\rho_{FML,6L} = 5510 \text{ kgm}^{-3}$) im Vergleich zu den dreilagigen Bauteilen ($\rho_{FML,3L} = 6290 \text{ kgm}^{-3}$) ist auf die erhöhte Porosität der sechslagigen Bauteile zurückzuführen. Abbildung 8.8a zeigt die Vergrößerung aus Schliffbild 5.4, in der Poren mit einer Größe von rund 0,5 mm in der Flanschfläche sichtbar sind. Der hohe PVG resultiert nicht aus einer Vielzahl feinverteilter Poren, sondern aus wenigen, jedoch sehr großen Poren. Diese Poren befinden sich vorwiegend in den Freiräumen der Gewebelagen, die durch die Körper-2/2-Gewebestruktur entstehen, wie in Abbildung 8.8b dargestellt. Ähnliche Beobachtungen lassen sich in den 0°- und 90°-Schliffbildern (Abbildung 5.5 und 5.6) erkennen.

Die maximale Längenausdehnung der Poren wird auf die Größenordnung der Rovingbreite geschätzt, was bedeutet, dass sie etwa dreimal größer ist als in den Schliffbildern sichtbar. Diese Annahme basiert auf der zufälligen Schnittposition innerhalb der dreidimensionalen Porenstruktur. Eine exemplarische Vermessung von Poren an der Grenzfläche zwischen dem DC04-Metallblech

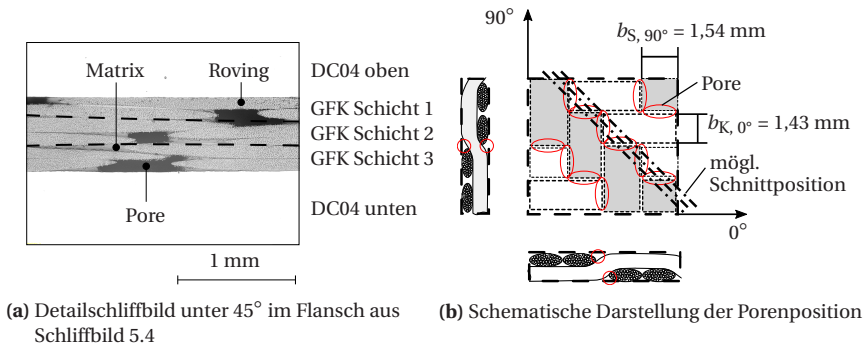


Abbildung 8.8: Porengröße und -position

und der GFK-Schicht zeigt in Abbildung 8.9, dass die Poren entlang ganzer Rovings verlaufen und Netzwerke ausbilden. Die Porengröße an der Grenzfläche überschreitet die angenommene Größe von 1,5 mm und erreicht Werte von bis zu 2,23 mm. Über die Verteilung und Geometrie der Poren innerhalb der GFK-Schicht lassen sich aus dieser Beobachtung keine direkten Rückschlüsse ziehen. Es wird jedoch vermutet, dass die Grenzflächenporen besonders groß ausfallen, da die Matrix während der Polymerisation aufgrund kapillarer Effekte von der Grenzfläche weg, in das Gewebe, gesaugt wird. Dieser Effekt wird durch den fehlenden Druck auf die Matrix während der Polymerisation begünstigt, da, wie in Abschnitt 5.4 beschrieben, die Niederhalte­kraft durch den sinkenden Pinolenöl­druck abnimmt. Zudem wird die Werkzeugform nicht vollständig mit Matrixmaterial gefüllt, sondern lediglich eine theoretisch ausreichende Menge injiziert, um die Gewebelagen zu infiltrieren. Ein Teil der Matrix fließt jedoch in gewebe­freie Bereiche des Werkzeugs, was zu einem Matrixmangel in den Gewebelagen und im Bauteil führt. Für eine detailliertere Analyse könnte mithilfe von Bilderkennungsverfahren der Porenanteil an der gesamten Oberfläche in Abbildung 8.9 ermittelt werden. In Kombination mit den berechneten PVG ließen sich so die Porenanteile sowohl an der Metall-GFK-Grenzfläche als auch im GFK-Volumen quantifizieren.

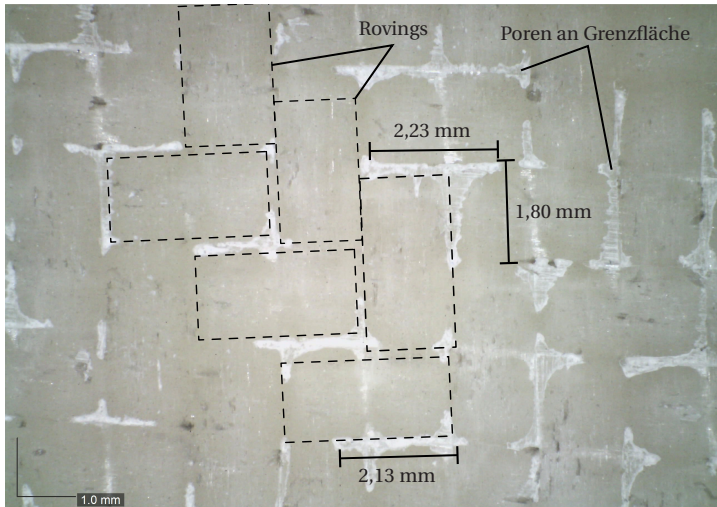
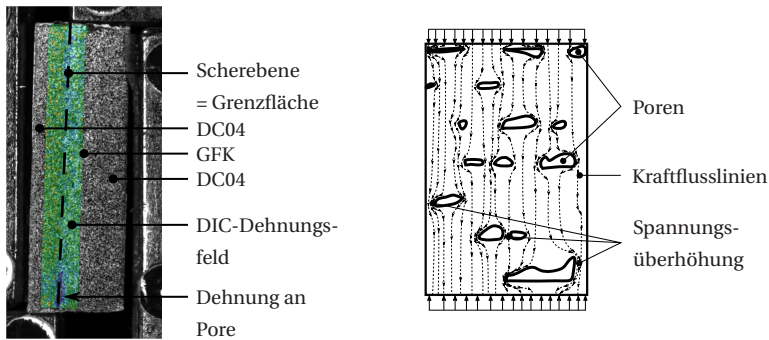


Abbildung 8.9: Porennetzwerk an der Grenzfläche zum Metallblech aus Region III. Die GFK-Oberfläche wurde nach Entfernen der Metallbleche aufgenommen.

Die hohe Porosität erklärt die relativ geringe Schubfestigkeit von $\tau_m \approx 12$ MPa, sowie die hohe Streuung der Versuchsergebnisse von etwa 5 MPa. In Vorversuchen, bei denen Probeplatten mit 100 mm × 100 mm hergestellt und eine vollständige Imprägnierung der Gewebelagen erreicht wurde, konnte eine deutlich höhere Schubfestigkeit von $\tau_m \geq 30$ MPa gemessen werden – unter Verwendung der gleichen Werkstoffkombination und Oberflächenbehandlung [119]. In der Literatur werden für GLARE PVG von 0,35 % bis 1,51 % berichtet [94, 199], die eine Reduktion der Schubfestigkeit im interlamina- ren Schertest um bis zu 45 % bewirken. Die Reduktion bezieht sich dabei auf Probekörper mit dem geringsten PVG und der höchsten Schubfestigkeit. Im Vergleich zu den Vorversuchen nach [119] mit $\tau_m \approx 30$ MPa und den hier gemessenen Schubfestigkeiten von $\tau_m \approx 12$ MPa, ergibt sich eine Festigkeitsreduktion von 60 %. Neben der Porengröße können nach Park et al. [199] weitere Einflussfaktoren die Schubeigenschaften reduzieren, wie die Verunreinigung der Metalloberfläche, nicht optimale Oberflächenvorbehandlung oder zu geringer Fügedruck. Im vorliegenden Fall ist die großflächige Porenbildung die



(a) Scherebene und beanspruchtes Probekörpervolumen im SSV

(b) Spannungsüberhöhung durch Poren nach [158]

Abbildung 8.10: Einfluss der Scherebene und der Poren auf die Dehnungsverteilung im SSV

Hauptursache für die signifikante Reduktion, da sie sowohl die Wirkfläche verringert, als auch durch Kerbwirkung zu lokalen Spannungskonzentrationen an den Porenrändern führt (siehe Abbildung 8.10b).

Im SSV wird die Beanspruchung durch die Schneidkanten über ein kleines Probekörpervolumen grenzflächennah aufgebracht, siehe Abbildung 8.10a. Dies ist vorteilhaft, da keine Überlagerung der Scherspannung mit Biegespannung auftritt, wie in anderen Versuchsanordnungen zur Bestimmung der Scherfestigkeit [146]. Jedoch wird durch die Wahl einer geringen Scherspaltbreite die Scherebene festgelegt und nicht zwangsweise die Ebene mit der geringsten Festigkeit beansprucht. Für die vorliegenden Ergebnisse wurde der Scherspalt gezielt auf die Metall-GFK-Grenzfläche eingestellt, um die Hafteigenschaften zu bestimmen. Die gemessenen Scherfestigkeiten und -steifigkeiten sind direkt von der Infiltrationsqualität abhängig, weshalb die Probekörper der Regionen I und IV die höchsten Werte aufweisen. Die Region I (Stempelregion) zeigt die geringste Porosität, da die Gewebelagen zu Beginn der Injektion infiltriert werden. Die Flanschregion IV unterscheidet

sich hinsichtlich des FVG und der Porosität nicht signifikant von den anderen Flanschregionen II und III. Eine weitere Ursache für die unterschiedlichen Kennwerte wird daher in der Drapierung der Gewebelagen vermutet. Abbildung 8.11 zeigt die Zuordnung der SSV-Probekörperpositionen zur qualitativen Drapierung der Gewebelagen aus Abbildung 5.8. Die Probekörper der Regionen I und IV werden Bereichen mit geringen Gewebescherwinkeln entnommen, während die Probekörper der Regionen II und III Bereichen mit großen Scherwinkeln entnommen werden, was zu niedrigeren Scherfestigkeiten führt. Diese Hypothese wird durch die gemessenen Schubsteifigkeiten unterstützt: Regionen mit geringer Schubsteifigkeit weisen ebenfalls niedrigere Scherfestigkeiten auf. Mit zunehmendem Scherwinkel verdichtet sich das Gewebe in der Ebene, wodurch die Abstände zwischen den Rovings abnehmen und die Permeabilität sinkt, wie Permeabilitätsmessungen zeigen [113,

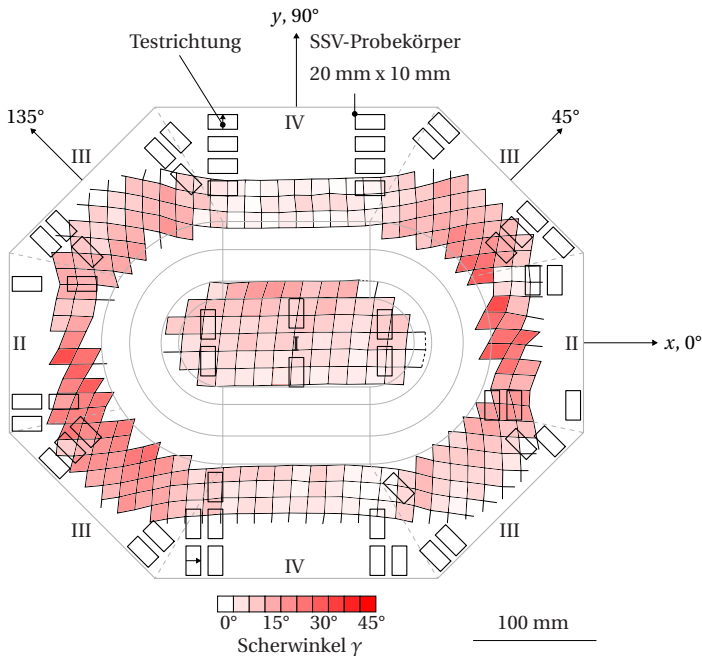


Abbildung 8.11: Qualitativer Scherwinkel an den SSV-Probekörperentnahmepositionen

200–203]. Mennecart postuliert in [122], dass die Matrix aus der Stempelfläche (Region I) zunächst über die Zarge der Region IV in die Flanschfläche und anschließend in die Regionen II und III fließt. Diese Hypothese wird durch weitere Infiltrationsstudien von Kruse et al.[112] gestützt, wie in Abschnitt 5.4 beschrieben. Die Ergebnisse des FVG und des PVG können diese Hypothesen nicht direkt bestätigen, da kein signifikanter Unterschied im Mittelwert und der Standardabweichung der Flanschregionen II, III und IV zu erkennen ist. Jedoch wurden der FVG und der PVG überwiegend zwischen zwei Regionen gemessen, siehe Abbildung 8.1, und nicht direkt innerhalb einer Region, sodass der Einfluss der Gewebedrapiereffekte durch die Wahl der Probekörperposition nicht direkt messbar ist. Die FVG und PVG der Region IV könnten näher an den Werten der Region I liegen, wenn die Gewebedrapierung einen wesentlichen Einfluss auf die Infiltrationsqualität besitzt, da beide Regionen ähnliche Gewebescherwinkel aufweisen, wie in Abbildung 8.11 exemplarisch gezeigt.

8.4.2 Einfluss der Umformung auf die Zugeigenschaften

Das Metallblech und das Gewebe werden zur Mitte des Stempels hin umgeformt, wie in den Abbildungen 8.12 und 8.13 dargestellt. Abbildung 8.13 zeigt zusätzlich den Einfluss der Gewebedrapierung auf die Entnahmeposition der Zugprobekörper. Die Probekörper in den Regionen II 0°-, III 45°- und IV 90°-Orientierung sind in Zugrichtung drapiert, während die Probekörper der Regionen II 90°-, III 135°- und IV 0°-Orientierung quer zur Drapierrichtung geprüft werden. In Region I (0°- und 90°-Orientierung) erfolgt keine Scherung, sodass die Faserorientierung der Zugrichtung entspricht. Die Zugeigenschaften der FML, Elastizitätsmodul E , Streckgrenze $R_{p0,05}$ und Zugfestigkeit R_m , bestätigen diesen Zusammenhang, da die mechanischen Eigenschaften in Umformrichtung höher sind als quer zur Umformrichtung. Im Gegensatz dazu folgen die Zugeigenschaften der GFK-Schichten diesem Trend

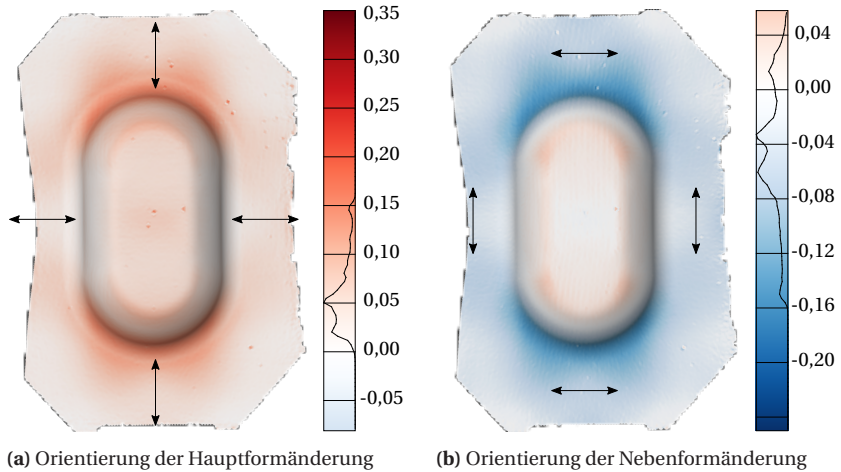


Abbildung 8.12: Umformrichtung des Metallblechs

nur in den Regionen II und III. In Region IV gibt es keine signifikanten Unterschiede zwischen den Zugeigenschaften der GFK-Schichten in 0° - und 90° -Orientierung. Daraus wird geschlossen, dass die anisotropen Eigenschaften der FML-Probekörper in Region IV (0° - und 90° -Orientierung) auf die Metallumformung zurückzuführen sind. Dies ist plausibel, da die Umformrichtung sowohl des Metallblechs, als auch des Gewebes, zur Mitte hin verläuft. Probekörper aus Region II 0° und Region IV 90° liegen entlang der Hauptformänderung, während Probekörper aus Region II 90° und Region IV 0° entlang der Nebenformänderung des Metallblechs entnommen werden (siehe Abbildung 8.12). In Richtung der Nebenformänderung ist die Vordehnung der Metallbleche durch Umformung hierdurch geringer.

Dreilagige FML-Bauteile besitzen einen höheren Elastizitätsmodul E und eine höhere Streckgrenze $R_{p0,05}$, als sechslagige Bauteile. Dies wird auf den etwa 13 % höheren MVG der dreilagigen Bauteile zurückgeführt. Zwar ist der FVG in den GFK-Schichten beider Varianten vergleichbar, doch der auf das gesamte FML-Volumen bezogene FVG ist bei den sechslagigen Bauteilen höher. Dadurch weisen diese eine höhere Zugfestigkeit R_m auf. Dieser Zusammenhang

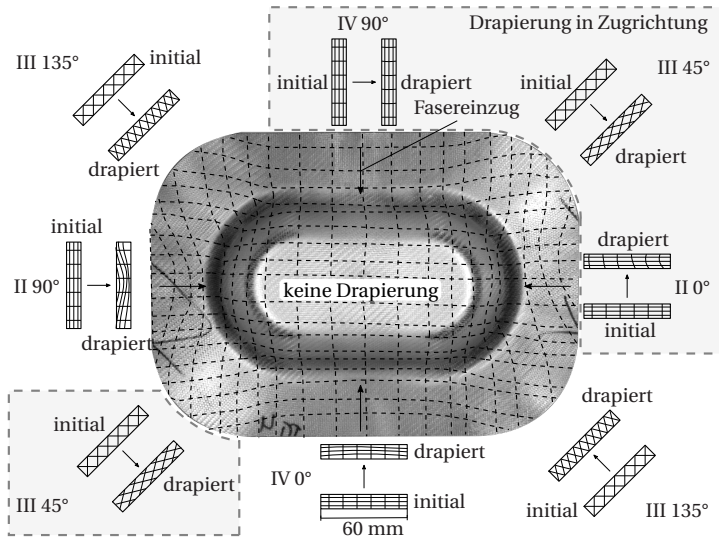


Abbildung 8.13: Qualitative Drapierung an den Zugprobekörperentnahmepositionen nach [106]

wird durch experimentelle Ergebnisse an GLARE bestätigt [204]. Die mechanischen Eigenschaften des FML-Bauteils werden stark durch die Materialkombination und die Lastverteilung zwischen Metall- und FKV-Schichten geprägt. Das Steifigkeitsverhältnis zwischen den Schichten wird durch die Elastizitätsmodule und die Querschnittsflächen der Werkstoffe bestimmt. Die effektive Steifigkeit des Verbunds kann durch das Ersatzmodell einer parallelen Federanordnung (auch als Mischungsregel bezeichnet) mit der Federsteifigkeit c nach Hagenbeek et al. [205] beschrieben werden:

$$c = \frac{EA}{L} \Rightarrow c_{\text{FML}} = 2c_{\text{DC04}} + c_{\text{GFK}} \quad (8.1)$$

wobei E den Elastizitätsmodul, A die Querschnittsfläche und L die Länge beschreibt. Die Querschnittsfläche A berechnet sich hierbei aus der Breite B und Dicke t der Schicht. Bei vollflächigen FML ohne Schäftung oder lokaler Verstärkung besitzen alle Lagen dieselben Längen- und Breitenabmessungen, weshalb die Länge L und die Breite B aus der Gleichung gekürzt werden und

lediglich die Schichtdicke t als geometrischer Parameter verbleibt. Die Lastverteilung zwischen den Schichten ergibt sich aus ihrem Steifigkeitsverhältnis in Abhängigkeit der Orientierung bzw. Region mit

$$\frac{2 \cdot c_{\text{DC04}}}{c_{\text{GFK}}} = \frac{2 \cdot E_{\text{DC04}} \cdot t_{\text{DC04}}}{E_{\text{GFK}} \cdot t_{\text{GFK}}} \approx 11 \text{ bis } 26. \quad (8.2)$$

Dies bedeutet, dass je nach GFK-Schichtsteifigkeit die Metalllagen den 11- bis 26-fachen Traganteil der Last übernehmen im Vergleich zur GFK-Schicht. Die Streckgrenze wird maßgeblich vom Umformgrad des Metallblechs beeinflusst: Eine erhöhte Kaltverfestigung steigert die Streckgrenze, wodurch das Blech bis zu diesem Punkt die Hauptlast trägt. Dies wird auf die hohe Steifigkeit und den größeren Volumengehalt des Metalls im Vergleich zur GFK-Schicht zurückgeführt, wie exemplarisch für die Lastverhältnisse (Metall zu GFK) von 11 bis 26 in Gleichung 8.2 gezeigt. In Abbildung 8.14 sind die mittleren Zugspannungs-Dehnungsverläufe der sechslagigen GFK- und FML-Probekörper nach Region dargestellt, welche diesen Zusammenhang veranschaulichen. Nach Überschreiten der Streckgrenze fließen die Metallbleche, was zu einer signifikanten Reduktion der effektiven Steifigkeit führt [205]. Die Last wird dann auf die GFK-Schicht durch interlaminare Schubspannungen übertragen. Ein größerer Faseranteil in Lastrichtung der GFK-Schicht resultiert in einem höheren Elastizitätsmodul und führt somit zu einer höheren Streckgrenze des FML, da der Lastanteil des Blechs reduziert wird. Die Zugfestigkeit ist abhängig von der Faserorientierung. Probekörper mit 0° - und 90° -Orientierung weisen aufgrund der Ausrichtung der Fasern in Belastungsrichtung höhere Steifig- und Festigkeiten auf, jedoch auch geringere Bruchdehnungen. Probekörper mit 45° - und 135° -Orientierung besitzen höhere Bruchdehnungen, da die Fasern durch die Belastung in Zugrichtung drapieren. Dies verdeutlicht die dominierende Rolle der GFK-Schicht im Bereich oberhalb der Streckgrenze und unterstreicht die Bedeutung eines hohen Anteils der Fasern in Lastrichtung für die mechanischen Eigenschaften des FML. Die Spannungsverläufe der FML (schwarz) korrelieren stark mit jenen des GFKs (grün). Die Zugfestigkeit nimmt für Probekörpern der Region I mit einer Faserorientierung in 90° -Richtung

zur Zugrichtung im Vergleich zur 0° -Richtung ab, weil das Gewebegewicht in der 0° -Orientierung 143 gm^{-2} und in der 90° -Orientierung 133 gm^{-2} beträgt, was bedeutet, dass der FVG reduziert ist. Das Verhältnis zwischen dem Gewebegewicht in 90° - und 0° -Orientierung beträgt $133/143 = 0,93$. Der über das Verhältnis hinausgehende Unterschied in der Streckgrenze und Zugfestigkeit der GFK-Schichten zwischen den 0° - und 90° -Orientierungen wird auf Faserkrümmung infolge von Drapiereffekten zurückgeführt. Die 45° -Orientierung weist im Vergleich zur 135° -Orientierung höhere Zugfestigkeiten und geringere Bruchdehnungen auf, da das Gewebe durch die Umformung in Zugrichtung drapiert wird, wie in Abbildung 8.13 dargestellt.

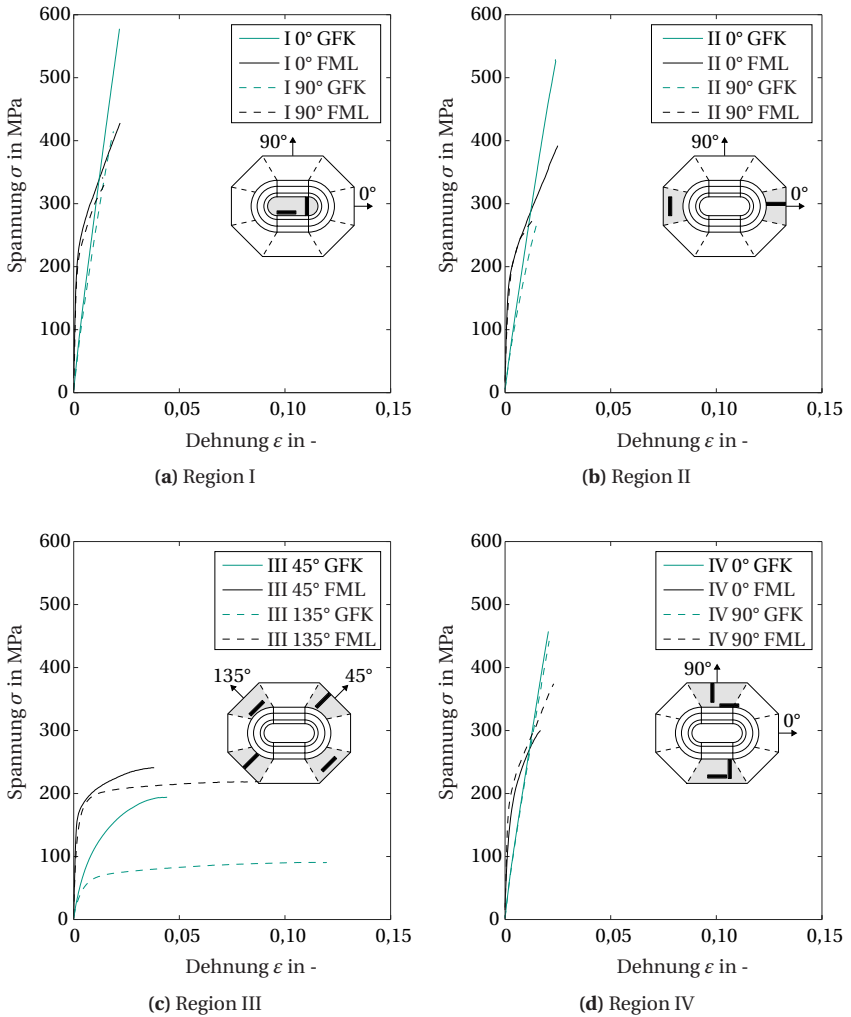


Abbildung 8.14: Vergleich des mittleren technischen Spannungs-Dehnungsverlaufs von sechslagigen GFK und FML Probekörpern bzgl. der Entnahmeregion nach [106]

9 Diskussion

In diesem Kapitel werden die Zusammenhänge der vorherigen Kapitel 5, 6, 7 und 8 übergeordnet an der Literatur diskutiert. Gegenüber der Literatur unterscheidet sich der *In-situ-Hybridisierungsprozess* durch die Verwendung trockener Faserhalbzeuge und einer reaktiven thermoplastischen Matrix, anstatt vorimprägnierter duromerer [88, 89] oder thermoplastischer [84, 86, 87, 90–93] Faserhalbzeuge im umzuformenden FML. Aus der Verwendung trockener Faserhalbzeuge resultiert ein geringerer Niederhaltedruck p_{NH} ohne Faltenbildung 1. oder 2. Ordnung von $p_{\text{NH}} = 2$ MPa des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* gegenüber den bisherigen Prozessrouten mit $p_{\text{NH}} = 10$ MPa [92]. Im *In-situ-Hybridisierungsprozess* können hierbei faltenfreie Geometrien mit einer Ziehtiefe von $s = 45$ mm hergestellt werden. In der Literatur werden faltenfreie Geometrien ohne Reißen der Metall- oder Faserlagen bis zu einer Ziehtiefe von $s = 30$ mm berichtet [92]. Geometrien mit größeren Ziehtiefen von $s = 30$ mm bis 40 mm weisen Falten 2. Ordnung in der Zarge auf und reißen im Stempelkantenradius [84, 91, 92]. Während der *In-situ-Hybridisierung* bilden sich durch die injizierte Matrix, sowie dem resultierenden Matrixfluidruck aus der kontinuierlichen Umformung, Matrixansammlungen in der Stempel- und Zargenfläche, welche zur Deformation der Metallbleche führen, siehe Kapitel 5 bzw. Abschnitt 7.5. Die Matrixansammlungen in der Zarge werden ebenfalls in der Literatur berichtet [84, 88, 89, 92], wobei diese in der Literatur im fertigen Bauteil verbleiben und zu einer stark inhomogenen Bauteildickenverteilung führen. Die *In-situ-Hybridisierung* verwendet das von Hahn et al. [92] empfohlene Werkzeugkonzept mit beidseitigem Werkzeugkontakt des

FMLs in der Endposition, wodurch im *In-situ-Hybridisierungsprozess* die Matrix aus der Stempel- und Zargenfläche verdrängt wird. Hieraus resultiert eine nahezu homogene Bauteildicke gegenüber den bisherigen Prozessrouten. Das Werkzeugkonzept mit beidseitigem Werkzeugkontakt profitiert hierbei von der Verwendung einer reaktiven Matrix im *In-situ-Hybridisierungsprozess*, welche eine erheblich geringere Viskosität besitzt als die bisher verwendeten duromeren oder thermoplastischen Matrixsysteme in der Literatur [84, 88, 89, 91, 92]. Die Viskosität der duromeren Matrix befindet sich in der Größenordnung von $\eta \approx 2$ Pas bis 10 Pas [206, 207] und die der thermoplastischen Matrix von $\eta \approx 1000$ Pas [208, 209] gegenüber von $\eta \approx 0,1$ Pas der reaktiven thermoplastischen Matrix im *In-situ-Hybridisierungsprozess*. Die hohe Viskosität der Matrixsysteme in der Literatur führt zu Faserverschiebungen infolge der Matrixverdrängung [84, 88, 92]. Dies liegt an der steigenden Fluidkraft durch den Druckgradienten mit zunehmender Viskosität [164]. Dieser Zusammenhang wird durch die Untersuchungen von Mennecart [109] und Kruse [115] für zunehmende Viskositäten im *In-situ-Hybridisierungsprozess* bestätigt. Die experimentellen Beobachtungen werden phänomenologisch durch die numerische Prozessmodellierung in Abschnitt 7.5 bestätigt und geben Aufschluss über die Entstehung. Der aus der injizierten Matrix resultierende Fluiddruck im *In-situ-Hybridisierungsprozess* führt zum Beulen des inneren bzw. unteren Metallblechs in Richtung des Stempels, siehe Abbildung 7.23a. Hierbei überschreitet das Blech die Streckgrenze R_p und wird verfestigt, wodurch die Vergleichsformänderung im Stempelradius des unteren Blechs gegenüber einer trockenen Umformung ohne Matrixinjektion zunimmt. Dies wirkt sich negativ auf das bleibende Verformungsvermögen aus, da die Differenz zwischen R_p und R_m bzw. der Abstand zur Grenzformänderungskurve geringer wird. Zusätzlich kann der innere Matrixfluiddruck zur Faltenbildung 2. Ordnung des inneren bzw. unteren Metallblechs in der Zarge führen, wie es auch in der Literatur beobachtet wird [23, 84, 91, 92]. Ebenso beult das äußere bzw. obere Metallblech unter dem hydrostatischen Matrixfluiddruck in Richtung der Matrize, welches grundsätzlich zu einer gleichmäßigeren Formänderung des äußeren Metallblechs führt, da die Formänderung nicht im Stempelradius lokalisiert. Jedoch bewirkt der hydrostatische Fluiddruck einen ebenen

Dehnungszustand, wie er im Stempelradius ohnehin auftritt. Dieser ist besonders kritisch [80] und überlagert sich im Stempelbereich mit dem bereits vorliegenden ebenen Dehnungszustand bzw. verstärkt diesen dort, wenn das FML-Sandwich zwischen Stempel und Matrize in der Endposition kompaktiert wird. Der Kontaktdruck in den Stempelradien steigt und führt zu einer zusätzlichen Formänderung. Durch den inneren Matrixfluiddruck ist die Formänderung im inneren und äußeren Metallblech daher am Stempelradius größer, als würde keine Matrix injiziert. Die numerische Studie in Abbildung 7.23 zeigt zudem, dass dieser Effekt mit zunehmendem inneren Fluiddruck zunimmt. Beide Effekte reduzieren die Umformbarkeit, da der Abstand zur Grenzformänderungskurve reduziert wird und sind daher als ungünstig zu bewerten. Je mehr sich die Matrix vor dem Tiefziehen in der Gewebeebene verteilen kann, desto weniger Matrix muss verdrängt werden. Hierdurch würde die Vordehnung der Metallbleche durch die Fluid-Struktur-Interaktion geringer ausfallen und das verbleibende Formänderungsvermögen ermöglicht weitere bzw. größere Umformungen. Die in Kapitel 5 formulierte Hypothese, dass das äußere Metallblech während der Injektion vollständig bis zum Matrizeneinlafradius ausbeult, wird durch die numerischen Ergebnisse in Abschnitt 7.5 gestützt und durch experimentelle Ergebnisse von Kurse bestätigt [112]. Die Matrix wird an der weiteren Infiltration der Flanschfläche durch den hohen lokalen Druck am Matrizeneinlafradius gehindert. Erst mit zunehmender Ziehtiefe wird die Flanschfläche durch Matrixverdrängung aus der Stempelfläche infiltriert [112]. Um das Beulen des oberen Deckblechs in der Stempelfläche A_{St} vollständig zu vermeiden, müsste das Werkzeug modifiziert werden, indem ein Niederhalter in der Matrize ergänzt wird, welcher das äußere Metallblech gegen die Stempelgeometrie presst.

Die vollständig trockene Umformung ist im *In-situ-Hybridisierungsprozess* jedoch nicht möglich, wie die Studien von Mennecart et al. [23, 121, 122] zeigen. Bei vollständig trockener Umformung, also ohne Injektion der Matrix, führt die hohe Härte der Glasfasern zur Plastifizierung des Metallblechs, insbesondere im Stempel- und Matrizeneinlafradius, da hier die Kontaktdrücke am

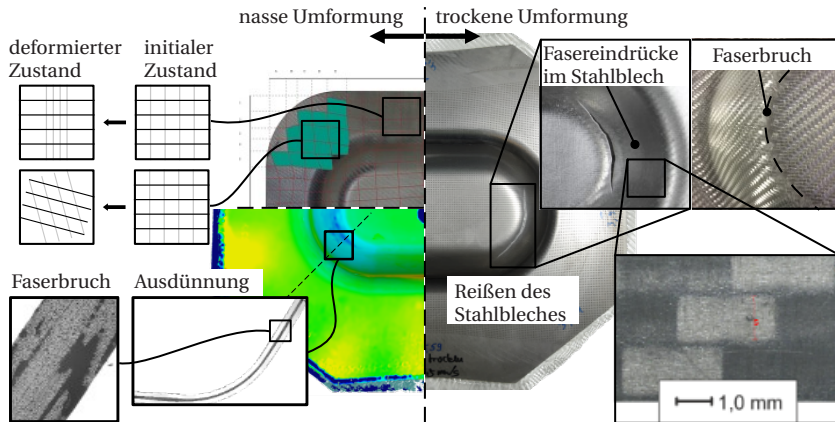


Abbildung 9.1: Übersicht der auftretenden Defekte im *In-situ-Hybridisierungsprozess*

höchsten sind, wie in Abbildung 9.1 dargestellt. Hieraus resultiert ein vermindertes Umformvermögen, welches, kombiniert mit der Ausdünnung der Metallbleche in den Radien, zum Reißen der Bleche führt. Die Glasfasern versagen ebenfalls, da sie eine geringe Bruchdehnung besitzen und durch die mechanische Verklammerung in den plastifizierten Metalleindrücken keine Relativverschiebung stattfinden kann. Der ungünstige, trockene Kontaktzustand zwischen Metallblech und Glasfasergewebe kann laut Mennecart auch während der *In-situ-Hybridisierung* auftreten, wenn nicht ausreichend Schmierung durch die Matrix in den Radien des Stempels und der Zarge vorliegt, bedingt durch die hohen lokalen Flächenpressungen. Dies bestätigen auch die Reibversuche mit höheren Viskositäten in Abschnitt 7.4, welche zeigen, dass Fluide mit niedriger Viskosität leichter aus der Kontaktzone verdrängt werden und so die Reibung erhöhen. Jedoch führen zu hohe Viskositäten zu unerwünschter Faserverschiebung, wie bereits erwähnt [84, 88, 92, 115]. Im Flansch der Bauteilgeometrie wird das Gewebe entlang der langen und kurzen Bauteilseite eingezogen. Die geringe Bruchdehnung der Fasern ermöglicht es ihnen nicht, die Längung zu realisieren, die benötigt wäre, um der Bauteilgeometrie zu folgen, wie in Kapitel 5 beschrieben. Wird die Niederhaltekraft

zu groß gewählt, reißen die Fasern ebenfalls wie in den bisherigen Prozessrouten [84, 91–93]. Es ist daher notwendig, eine ausreichende Relativverschiebung der Fasern zuzulassen, ohne dass die Bleche unzulässig stark in der Flanschfläche beulen. Bei den beobachteten „Wellen“ in Abschnitt 5.2 handelt es sich jedoch nicht um Faltenbildung 1. oder 2. Ordnung. Die Prozessparameter sind als Kompromiss zwischen Blechbeulen und benötigter Faserrelativverschiebung zu wählen. Im Gewebe führt die Relativverschiebung zu einer Verdichtung der Rovings quer zur Einzugsrichtung, wie schematisch oben links in Abbildung 9.1 angedeutet und in Kapitel 5 und Abbildung 6.13 gezeigt. Dieser Effekt ist ausgeprägter in der kurzen Bauteilseite, da weniger Gewebe für den Einzug zur Verfügung steht. In den Regionen zwischen der kurzen und langen Bauteilseite werden die Fasern drapiert, worauf in Abschnitt 5.3 näher eingegangen wurde.

Der *In-situ-Hybridisierungsprozess* befindet sich im Entwicklungsstadium, weshalb zwischen Ziehpresse und RTM-Anlage keine automatisierte, standardisierte Kommunikation der Anlagentechnik stattfindet. Die Abstimmung von Tiefziehprozess und Injektionszeitpunkt erfolgt durch die jeweiligen Anlagenbedienenden. Dies kann zu einer gewissen Standardabweichung der Prozessparameter führen, welche von der Erfahrung der Anlagenbedienenden abhängig ist, vgl. die Streuung der Versuchsergebnisse in Tabelle 5.2. Die verwendete Ziehpresse ist für die Blechumformung optimiert und eingeschränkt für die FKV Herstellung geeignet. Die Steuerung der Presse erlaubt ausschließlich eine kontinuierliche Ziehgeschwindigkeit, keinen Ziehgeschwindigkeitswechsel oder das Anhalten der Presse während des Ziehhubes. Hierdurch könnte die Ziehpresse bei 10 % des Ziehweges angehalten werden, sodass die Injektion der Matrix immer bei demselben Umformzustand erfolgt. Ebenso ist es nicht möglich, ein Schließprofil mit geringer Geschwindigkeit einzustellen und die Geschwindigkeit unmittelbar vor Erreichen der vollen Ziehtiefe zu reduzieren. Dies wäre von Vorteil, da bei vorliegender Prozessführung die Matrix aus der Stempel- und Zargenfläche verdrängt wird, welches Faserverschiebungen

hervorrufen kann [164], wie bereits beschrieben. Kruse hat die genannten Vorschläge umgesetzt und konnte zeigen, dass mit einer optimierten Prozessführung, bedingt durch eine geeignete Ziehpresse, die Infiltrationsqualität und somit die Bauteildickenverteilung verbessert werden kann [115]. Eine vollflächige Infiltration der Gewebelagen inkl. der Flanschfläche, bevor der Ziehprozess fortgesetzt wird, wäre ebenfalls vorteilhaft, da weniger Injektionsdruck benötigt würde, siehe Abbildung 5.2 sowie Mennecart [122], und das Beulen des äußeren Metallblechs reduziert werden könnte, mit den bereits zuvor diskutierten Vorteilen für die Prozessgrenzen. Dies zeigen die Umformsimulationen in Abbildung 7.23 beispielhaft durch die Reduzierung des inneren Matrixfluidrucks. Experimentelle Versuche von Kruse [115] bestätigen dies.

Nachdem Tiefziehen wird die verwendete Ziehpresse abgeschaltet, da das Halten bei einer konstanten Kraft nicht in der Regelung vorgesehen ist. Dies führt dazu, dass während der Polymerisation langsam der Hydrauliköldruck in den Pinolen abfällt. Das FML-Bauteil wird in der Folge ausschließlich zwischen Stempel und Matrize mit dem Matrizengewicht verpresst. In Abbildung 5.3 ist dies an der ungleichen Dickenverteilung in Flansch und Stempel zu erkennen, insbesondere an Δh . Durch den Druckabfall am Flansch kann das Blech elastisch rückfedern und wird unzureichend mit den Glasfasergewebelagen verbunden. Dies ist auch in den Abbildungen 5.4 bis 5.6 dargestellten Schliffbildern zu erkennen, die eine hohe Porosität aufweisen. Mit einer angepassten Prozessführung durch eine geeignete Ziehpresse ist zu erwarten, dass auch im Flansch homogenere Dicken, wie im Stempel, zu erreichen sind. Hierzu sollte die Ziehpresse eine aktive Parallelhaltung, sowie eine Regelung besitzen, die das definierte Anfahren beliebiger Ziehwegpunkte mit definierter Geschwindigkeit und Kraft erlaubt. An diesen Halte- oder Wechsellpunkten sollte es möglich sein, für eine definierte Zeit die Kraft oder den Weg konstant zu halten, wie bereits zuvor erwähnt. Kruse konnte zeigen, dass dies durch die optimierte Prozessführung mit aktivem Niederhaltedruck p_{NH} während der Polymerisation im *In-situ-Hybridisierungsprozess* umgesetzt werden kann [112, 115].

10 Zusammenfassung und Ausblick

10.1 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit präsentiert den neuartigen *In-situ-Hybridisierungsprozess*, einen einstufigen Prozess, der Tiefziehen und Resin Transfer Molding mit reaktiver thermoplastischer Matrix kombiniert. Das Ziel ist die Herstellung endkonturnaher, dreidimensional geformter FML-Bauteile mit hohen mechanischen Eigenschaften. Diese Arbeit analysiert sowohl experimentell als auch numerisch die prozessinduzierten Eigenschaften von FML. Hierzu wurden die hergestellten FML-Bauteile hinsichtlich ihrer Infiltrationsqualität, Geometrie und Faserdrapierung untersucht, um Rückschlüsse auf den Prozessverlauf und die zugrunde liegenden Mechanismen ziehen zu können. Zur Bewertung des Infiltrationsverlaufs wurde eine Formfüllstudie der Bauteile durchgeführt. Die Bauteilgeometrie wurde mithilfe der ATOS- und ARGUS-Systeme von GOM optisch vermessen, welche die Analyse der Dickenverteilung und des Formänderungszustandes der Metalldeckbleche ermöglichten. Zusätzlich wurden materialographische Schliffbilder in 0°-, 45°- und 90°-Orientierung erstellt, um die Dickenänderung der Metallbleche und Gewebelagen zu beurteilen, sowie die Infiltration der Gewebelagen in Dickenrichtung zu bewerten. Die Drapierung des Gewebes wurde durch ein optisches Verfahren bestimmt.

Da während des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* der metallische Umformprozess, der Drapierprozess des Faserhalbzeugs und die Infiltration des Faserhalbzeugs simultan stattfinden, wurde ein erstes makroskopisches numerisches Umformmodell in ABAQUS/Explicit entwickelt. Hierzu wurden die

Anforderungen an ein numerisches Prozessmodell aufgeführt und hinsichtlich ihrer Umsetzbarkeit bewertet. Hierbei zeigte sich, dass das Materialverhalten des Gewebes unzureichend durch das implementierte FABRIC Materialmodell in ABAQUS/Explicit beschrieben wird. Weshalb ein hyperelastisches Gewebemodell entwickelt wurde. Dieses bildet das Materialverhalten der Rovingrichtungen unter den Beanspruchungszuständen Zug, Druck und Schub gekoppelt ab. Hierdurch wird erstmalig die numerische Beschreibung von Gewebequerkontraktionseffekten ermöglicht. Das Materialmodell wurde numerisch verifiziert und anhand von Literaturdaten im Gewebezugversuch validiert. Für die Modellierung des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* wurden die mechanischen Eigenschaften der Konstituenten, sowie die Eigenschaften deren Interaktionen, in experimentellen Versuchen bestimmt. Am DC04 Blech wurden Warmzugversuche, am Glasfasergewebe Zug-, Druck- und Schubversuche durchgeführt, mit denen das hyperelastische Gewebemodell parametrisiert wurde. Die Interaktionen werden durch die tangentialen Reibeigenschaften beschrieben, die durch zwei Reibversuchsmethoden, den Gleitschlittenversuch und den Streifenziehversuch, charakterisiert wurden. Abschließend wurde der Einfluss der *In-situ-Hybridisierung* auf die lokalen FML-Bauteileigenschaften untersucht. Hierzu wurde der FVG mittels thermogravimetrischer Analyse bestimmt, die Haftung zwischen den DC04-Stahlblechen und dem GFK betrachtet und der Einfluss der Umformung auf die Zugeigenschaften untersucht. Die mechanischen Untersuchungen liefern nicht ausschließlich eine Abschätzung der mechanischen Eigenschaften der Bauteile, sondern leisten auch einen Beitrag zum Prozessverständnis.

10.2 Ausblick

Ein homogeneres Umformergebnis, in Bezug auf eine konstante Dickenverteilung innerhalb des Bauteiles, sollte mit einer Ziehpresse mit Wegregelung und Parallelhaltung erreicht werden können. Hiermit können auch die anderen, zu Anfang angedachten, Prozessrouten untersucht werden. Durch die Wegregelung kann der Tiefziehprozess direkt am Anfang zur Injektion gestoppt und nach Vollendung der Injektion fortgesetzt werden. Ebenso lohnenswert erscheint die Kombination des Tiefziehprozesses mit dem Nasspressprozess, bei welchem die Matrix vor dem Schließen des Werkzeugs eingebracht wird. Hierdurch entfällt die Notwendigkeit einer Bohrung im Stempel und im unteren Metallblech, welches je nach Bauteilgeometrie zu starken Einschränkungen bzgl. der Wahl des Injektions- bzw. Matrixeinbringungspunktes führen kann. Insbesondere bei großen FML-Bauteilen ist eine möglichst flächige Matrixeinbringung notwendig, um eine vollständige Infiltration, sowie eine kurze Zykluszeit, zu gewährleisten. Jedoch gehen hiermit auch andere Herausforderungen einher, wie die Vermeidung von Lufteinschlüssen in dem FML-Bauteil, da die Luft zwischen den Metallblechen eingeschlossen wird, wie Vorversuche in ebenen Plattenwerkzeugen zeigen [120].

Für die numerische Modellierung liefert der gewählte Ansatz vielversprechende Ergebnisse. Wesentliche Aspekte, wie die Dickenverteilung und der daraus resultierende FVG können jedoch nicht abgebildet werden, da hierfür eine dreidimensionale Elementformulierung benötigt wird. Ein Ansatz mit beschränkter Eignung können Kontinuumschalenelemente sein, wie in Kapitel 6 beschrieben. Diese sind in der Lage, Dickenänderungen abzubilden, jedoch ist es nicht möglich einen nicht linearen Kompaktierungsverlauf zu hinterlegen, sodass die Dicke des FKV entweder unterschätzt (wenn die Steifigkeit zu hoch gewählt) oder überschätzt (wenn die Steifigkeit zu gering gewählt) wird. Die

Abbildung der Kompaktierung besitzt auch numerische Hürden, da der große Steifigkeitsunterschied zwischen Metallblech und Gewebelage zu numerischen Instabilitäten führen kann. Idealerweise wird hierfür ein eigenes dreidimensionales Element entwickelt. Ein erster Ansatz für die erweiterte numerische Beschreibung des *In-situ-Hybridisierungsprozesses* wurde von Poppe et al. [124, 125] erarbeitet und sollte weiterverfolgt werden.

Eigene Veröffentlichungen

- [23] T. Mennecart, H. Werner, N. Ben Khalifa und K. A. Weidenmann. “Developments and Analyses of Alternative Processes for the Manufacturing of Fiber Metal Laminates”. In: *Volume 2: Materials; Joint MSEC-NAMRC-Manufacturing USA*. College Station, Texas, USA: American Society of Mechanical Engineers, Juni 2018. DOI: 10.1115/MSEC2018-6447.
- [61] F. Schäfer, H. O. Werner, F. Henning und L. Kärger. “A hyperelastic material model considering biaxial coupling of tension–compression and shear for the forming simulation of woven fabrics”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 165 (Feb. 2023), S. 107323. DOI: 10.1016/j.compositesa.2022.107323.
- [106] H. O. Werner, W. Liebig und K. A. Weidenmann. “Tensile properties of deep drawn in-situ polymerized fiber-metal-laminates”. In: *Proceedings of the 20th European Conference on Composite Materials - Composites Meet Sustainability (Vol 1-6)*. Hrsg. von A. Vassilopoulos. Lausanne, Schweiz: École Polytechnique Fédérale de Lausanne (EPFL), 2022, S. 1282–1289.
- [110] H. O. Werner, F. Schäfer, F. Henning und L. Kärger. “Material Modelling of Fabric Deformation in Forming Simulation of Fiber-Metal Laminates – A Review on Modelling Fabric Coupling Mechanisms”. In: *24th International Conference on Material Forming*. Liège, Belgique, Apr. 2021. DOI: 10.25518/esaform21.2056.
- [111] H. O. Werner, D. Dörr, F. Henning und L. Kärger. “Numerical modeling of a hybrid forming process for three-dimensionally curved fiber-metal laminates”. In: *Proceedings of the 22nd International*

- ESAFORM Conference on Material Forming: ESAFORM 2019*. AIP Conference Proceedings. Vitoria-Gasteiz, Spain: AIP Publishing, 2019, S. 020019. DOI: 10.1063/1.5112524.
- [114] L. Kärger, F. Schäfer und H. O. Werner. “Modeling multiaxial stress states in forming simulation of woven fabrics”. In: *Materials Research Proceedings*. Bd. 28. Krakow, Mai 2023, S. 357–366. DOI: 10.21741/9781644902479-39.
- [116] M. Kruse, H. O. Werner, H. Chen, T. Mennecart, W. V. Liebig, K. A. Weidenmann und N. Ben Khalifa. “Investigation of the friction behavior between dry/infiltrated glass fiber fabric and metal sheet during deep drawing of fiber metal laminates”. In: *Production Engineering* 17.1 (Feb. 2023), S. 37–46. DOI: 10.1007/s11740-022-01141-y.
- [117] H. O. Werner, C. Stern und K. A. Weidenmann. “Location-Dependent Mechanical Properties of *In Situ* Polymerized Three-Dimensional Fiber-Metal Laminates”. In: *Key Engineering Materials* 809 (Juni 2019), S. 231–236. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.809.231.
- [118] H. O. Werner, C. Poppe, F. Henning und L. Kärger. “Material Modeling in Forming Simulation of Three-Dimensional Fiber-Metal-Laminates – A Parametric Study”. In: *23rd International Conference on Material Forming (ESAFORM 2020)*. Procedia Manufacturing Volume 47 47 (2020), S. 154–161. DOI: 10.1016/j.promfg.2020.04.160.
- [119] H. Werner, I. Sönmez, R. Wendel, F. Henning und K. A. Weidenmann. “Characterization of the interlaminar shear strength of fiber metal laminates with reactive processed thermoplastic matrix”. In: *SAMPE Europe Conference & Exhibition 2017 Stuttgart*. Stuttgart: Curran Associates Inc, 2017.
- [120] H. O. Werner, W. Liebig und K. A. Weidenmann. “Mechanical Properties of In-Situ Polymerized Fiber-Metal-Laminates”. In: *Proceedings 4th International Conference Hybrid 2020 Materials and*

Structures. Hrsg. von J. M. Hausmann, M. Siebert, A. Hehl und K. A. Weidenmann. Karlsruhe, Apr. 2020.

- [125] C. T. Poppe, H. O. Werner, M. Kruse, H. Chen, N. Ben Khalifa, F. Henning und L. Kärger. “Towards 3D Process Simulation for *In Situ* Hybridization of Fiber-Metal-Laminates (FML)”. In: *Key Engineering Materials* 926 (Juli 2022), S. 1399–1412. DOI: 10.4028/p-cr2tco.
- [210] F. Behnisch, J. Brütsch, H. O. Werner und F. Henning. “The Direct Sandwich Composite Molding (D-SCM) Process: Sandwich Manufacturing and Characterization”. In: *Journal of Composites Science* 6.3 (März 2022), S. 81. DOI: 10.3390/jcs6030081.

Betreute Abschlussarbeiten

- [60] F. Schäfer. *Entwicklung eines Materialmodells mit biaxial gekoppelten Zug-Druck- und Schubeigenschaften für die Drapiersimulation von Geweben bei der Umformung von Faser-Metall-Laminaten*. Masterarbeit 20-L-0028. Karlsruhe: Institut für Fahrzeugsystemtechnik - Leichtbau (FAST-LB), Dez. 2020.
- [131] Izzettin Sönmez. *Charakterisierung der interlaminaren Scherfestigkeit zwischen Metallen und reaktiv verarbeiteter thermoplastischer Matrix in einem mehrlagigen hybriden Werkstoffverbund*. Bachelorarbeit. Karlsruhe: Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK), Sep. 2017.
- [158] P. Roßmanith. *Untersuchung des Herstellungseinflusses endkonturnaher, 3D-geformter Faser-Metall-Laminat-Strukturbauteile auf die interlaminare Scherfestigkeit zwischen Stahl und reaktiv verarbeiteter thermoplastischer Matrix*. Bachelorarbeit. Karlsruhe: Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK), Aug. 2018.
- [211] P. Faber. *Untersuchung der ortsabhängigen Zugeigenschaften eines umgeformten Faser-Metall-Laminats*. Bachelorarbeit. Karlsruhe: Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK), Sep. 2018.
- [212] B. Bose. *Untersuchung der Zugfestigkeit textiler Glasfaserhalbzeuge und deren Schädigung*. Bachelorarbeit. Karlsruhe: Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK), März 2019.

- [213] S. Schäfer. *Untersuchung des Umgebungs- und Prozessparametereinflusses während der Herstellung und Lagerung auf die interlaminare Scherfestigkeit von thermoplastischen Faser-Metall-Laminaten*. Bachelorarbeit. Karlsruhe: Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK), März 2019.

Literaturverzeichnis

- [1] Presse- und Informationsamt der Bundesregierung. *Klimaschutzgesetz 2021*. 2021.
- [2] A. Mayyas, A. Qattawi, M. Omar und D. Shan. "Design for sustainability in automotive industry: A comprehensive review". In: *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 16.4 (Mai 2012), S. 1845–1862. DOI: 10.1016/j.rser.2012.01.012.
- [3] B. Klein. *Leichtbau-Konstruktion*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2013. DOI: 10.1007/978-3-658-02272-3.
- [4] Publications Office. *Regulation (EU) 2019/631 of the European Parliament and of the Council of 17 April 2019 setting CO2 emission performance standards for new passenger cars and for new light commercial vehicles, and repealing Regulations (EC) No 443/2009 and (EU) No 510/2011*. Dez. 2021.
- [5] A. Asundi und A. Y. Choi. "Fiber metal laminates: An advanced material for future aircraft". In: *Journal of Materials Processing Technology* 63.1-3 (Jan. 1997), S. 384–394. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02652-0.
- [6] M. Tisza und I. Czinege. "Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts". In: *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 1.4 (Dez. 2018), S. 229–238. DOI: 10.1016/j.ijlmm.2018.09.001.
- [7] K. Dröder und T. Vietor, Hrsg. *Technologies for economical and functional lightweight design: Conference proceedings 2018*. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau. Berlin,

- Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2019. DOI:
10.1007/978-3-662-58206-0.
- [8] A. Vlot, L. B. Vogelesang und T. J. Vries. "Towards application of fibre metal laminates in large aircraft". In: *Aircraft Engineering and Aerospace Technology* 71.6 (1999), S. 558–570. DOI:
10.1108/00022669910303711.
- [9] L. Vogelesang und A. Vlot. "Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures". In: *Journal of Materials Processing Technology* 103.1 (2000), S. 1–5. DOI:
10.1016/S0924-0136(00)00411-8.
- [10] A. Vlot. *Glare: History of the development of a new aircraft material*. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2001. DOI:
10.1007/0-306-48398-X.
- [11] J. W. Gunnink, A. Vlot, T. J. Vries und W. van der Hoeven. "Glare Technology Development 1997-2000". In: *Applied Composite Materials* 9.4 (2002), S. 201–219. DOI: 10.1023/A:1016006314630.
- [12] J. Sinke. "Manufacturing of GLARE Parts and Structures". In: *Applied Composite Materials* 10.4/5 (2003), S. 293–305. DOI:
10.1023/A:1025589230710.
- [13] S. Krishnakumar. "Fiber Metal Laminates — The Synthesis of Metals and Composites". In: *Materials and Manufacturing Processes* 9.2 (1994), S. 295–354. DOI: 10.1080/10426919408934905.
- [14] P. V. Straznicky, J. F. Laliberté, C. Poon und A. Fahr. "Applications of fiber-metal laminates". In: *Polymer Composites* 21.4 (2000), S. 558–567. DOI: 10.1002/pc.10211.
- [15] E. C. Botelho, R. A. Silva, L. C. Pardini und M. C. Rezende. "A review on the development and properties of continuous fiber/epoxy/aluminum hybrid composites for aircraft structures". In: *Materials Research* 9.3 (Sep. 2006), S. 247–256. DOI:
10.1590/S1516-14392006000300002.

- [16] T. Sinmazçelik, E. Avcu, M. Bora und O. Çoban. “A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods”. In: *Materials & Design* 32.7 (Aug. 2011), S. 3671–3685. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.03.011.
- [17] M. Sadighi, R. Alderliesten und R. Benedictus. “Impact resistance of fiber-metal laminates: A review”. In: *International Journal of Impact Engineering* 49 (Nov. 2012), S. 77–90. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2012.05.006.
- [18] M. Abdullah, Y. Prawoto und W. Cantwell. “Interfacial fracture of the fibre-metal laminates based on fibre reinforced thermoplastics”. In: *Materials & Design* 66 (Feb. 2015), S. 446–452. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.03.058.
- [19] M Thirukumaran, I Siva, J. W. Jappes und V Manikandan. “Forming and drilling of fiber metal laminates – A review”. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 37.14 (Juli 2018), S. 981–990. DOI: 10.1177/0731684418771194.
- [20] K. Kavitha, R. Vijayan und T. Sathishkumar. “Fibre-metal laminates: A review of reinforcement and formability characteristics”. In: *Materials Today: Proceedings* 22 (2020), S. 601–605. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.08.232.
- [21] T. Trzepieciński, S. M. Najm, M. Sbayti, H. Belhadjsalah, M. Szpunar und H. G. Lemu. “New Advances and Future Possibilities in Forming Technology of Hybrid Metal–Polymer Composites Used in Aerospace Applications”. In: *Journal of Composites Science* 5.8 (2021), S. 217. DOI: 10.3390/jcs5080217.
- [22] Z. Ding, H. Wang, J. Luo und N. Li. “A review on forming technologies of fibre metal laminates”. In: *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 4.1 (2021), S. 110–126. DOI: 10.1016/j.ijlmm.2020.06.006.

- [23] T. Mennecart, H. Werner, N. Ben Khalifa und K. A. Weidenmann. “Developments and Analyses of Alternative Processes for the Manufacturing of Fiber Metal Laminates”. In: *Volume 2: Materials; Joint MSEC-NAMRC-Manufacturing USA*. College Station, Texas, USA: American Society of Mechanical Engineers, Juni 2018. DOI: 10.1115/MSEC2018-6447.
- [24] K. Weidenmann und F. Henning. “Hybride Werkstoffverbunde”. In: *Handbuch Leichtbau*. Hrsg. von F. Henning und E. Moeller. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, Apr. 2020, S. 403–418. DOI: 10.3139/9783446459847.016.
- [25] “Faser-Matrix-Halbzeuge”. In: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2007, S. 137–159. DOI: 10.1007/978-3-540-72190-1_5.
- [26] C. A. J. R. Vermeeren, T. Beumler, J. L. C. G. Kanter, O. C. van der Jagt und B. C. L. Out. “Glare Design Aspects and Philosophies”. In: *Applied Composite Materials* 10.4/5 (2003), S. 257–276. DOI: 10.1023/A:1025581600897.
- [27] S. U. Khan, R. C. Alderliesten und R. Benedictus. “Delamination in Fiber Metal Laminates (GLARE) during fatigue crack growth under variable amplitude loading”. In: *International Journal of Fatigue* 33.9 (2011), S. 1292–1303. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2011.04.002.
- [28] P. A. Hooijmeijer. “Fibre metal laminates exposed to high temperatures”. In: *Proceedings 13th International Conference on Composite Materials*. Hrsg. von Yao Zhang. ICCM, 2001, S. 1–10.
- [29] C. Vermeeren. *The application of carbon fibres in ARALL laminates*. Techn. Ber. 658. Delft: Delft University of Technology, Faculty of Aerospace Engineering, Sep. 1991.
- [30] C. Mittelstedt und W. Becker. *Strukturmechanik ebener Laminat*. 1. Auflage. Darmstadt: Studienbereich Mechanik, Technische Universität Darmstadt, 2016.

- [31] M. Komeili. "Multi-scale characterization and modeling of shear-tension interaction in woven fabrics for composite forming and structural applications". Diss. Vancouver: University of British Columbia, 2014. DOI: 10.14288/1.0074335.
- [32] A. Adumitroaie und E. J. Barbero. "Beyond plain weave fabrics – I. Geometrical model". In: *Composite Structures* 93.5 (Apr. 2011), S. 1424–1432. DOI: 10.1016/j.compstruct.2010.11.014.
- [33] V. Aitharaju und R. Averill. "Three-dimensional properties of woven-fabric composites". In: *Composites Science and Technology* 59.12 (Sep. 1999), S. 1901–1911. DOI: 10.1016/S0266-3538(99)00049-4.
- [34] A. Dixit und H. S. Mali. "Modeling techniques for predicting the mechanical properties of woven-fabric textile composites: a Review". In: *Mechanics of Composite Materials* 49.1 (März 2013), S. 1–20. DOI: 10.1007/s11029-013-9316-8.
- [35] P. Boisse, K. Buet, A. Gasser und J. Launay. "Meso/macro-mechanical behaviour of textile reinforcements for thin composites". In: *Composites Science and Technology* 61.3 (Feb. 2001), S. 395–401. DOI: 10.1016/S0266-3538(00)00096-8.
- [36] M. H. Kashani, A. Hosseini, F. Sassani, F. Ko und A. Milani. "Understanding different types of coupling in mechanical behavior of woven fabric reinforcements: A critical review and analysis". In: *Composite Structures* 179.13 (Nov. 2017), S. 558–567. DOI: 10.1016/j.compstruct.2017.06.069.
- [37] G. Hivet und P. Boisse. "Consistent mesoscopic mechanical behaviour model for woven composite reinforcements in biaxial tension". In: *Composites Part B: Engineering* 39.2 (März 2008), S. 345–361. DOI: 10.1016/j.compositesb.2007.01.011.
- [38] K. M. Hoess, V. Guski, F. Keller und S. Schmauder. "Experimental 3D characterization and parametrization of an anisotropic constitutive law for a synthetic nonwoven". In: *The Journal of The Textile Institute*

- 113.4 (Apr. 2022), S. 647–656. DOI:
10.1080/00405000.2021.1898738.
- [39] L. M. Dangora, C. J. Mitchell und J. A. Sherwood. “Predictive model for the detection of out-of-plane defects formed during textile-composite manufacture”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 78 (Nov. 2015), S. 102–112. DOI:
10.1016/j.compositesa.2015.07.011.
- [40] L. Naujokaitytė und E. Strazdienė. “Investigation of Textile Fabrics Behavior under Compression”. In: *Material Science (Medžiagotyra)* 13.4 (2007), S. 337–342.
- [41] M. Selezneva, N. Naouar, Y. Denis, L. Gorbatikh, P. Hine, S. V. Lomov, Y. Swolfs, I. Verpoest und P. Boisse. “Identification and validation of a hyperelastic model for self-reinforced polypropylene draping”. In: *International Journal of Material Forming* 14.1 (Jan. 2021), S. 55–65. DOI: 10.1007/s12289-020-01542-3.
- [42] P. Xue, X. Peng und J. Cao. “A non-orthogonal constitutive model for characterizing woven composites”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 34.2 (Feb. 2003), S. 183–193. DOI:
10.1016/S1359-835X(02)00052-0.
- [43] X. Peng und J. Cao. “A continuum mechanics-based non-orthogonal constitutive model for woven composite fabrics”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36.6 (Juni 2005), S. 859–874. DOI: 10.1016/j.compositesa.2004.08.008.
- [44] X. Q. Peng, Z. Y. Guo, Zia-Ur-Rehman und P. Harrison. “A Simple Anisotropic Fiber Reinforced Hyperelastic Constitutive Model for Woven Composite Fabrics”. In: *International Journal of Material Forming* 3.S1 (Apr. 2010), S. 723–726. DOI:
10.1007/s12289-010-0872-3.
- [45] Y. Gong, X. Peng, Y. Yao und Z. Guo. “An anisotropic hyperelastic constitutive model for thermoplastic woven composite preregs”. In:

- Composites Science and Technology* 128.5 (Mai 2016), S. 17–24. DOI: 10.1016/j.compscitech.2016.03.005.
- [46] F. N. Nezami, T. Gereke und C. Cherif. “Analyses of interaction mechanisms during forming of multilayer carbon woven fabrics for composite applications”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 84.6 (Mai 2016), S. 406–416. DOI: 10.1016/j.compositesa.2016.02.023.
- [47] J. Launay, G. Hivet, A. V. Duong und P. Boisse. “Experimental analysis of the influence of tensions on in plane shear behaviour of woven composite reinforcements”. In: *Composites Science and Technology* 68.2 (Feb. 2008), S. 506–515. DOI: 10.1016/j.compscitech.2007.06.021.
- [48] P. Boisse, B. Zouari und J.-L. Daniel. “Importance of in-plane shear rigidity in finite element analyses of woven fabric composite preforming”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37.12 (Dez. 2006), S. 2201–2212. DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.09.018.
- [49] W. Lee, J. Cao, P. Badel und P. Boisse. “Non-orthogonal constitutive model for woven composites incorporating tensile effect on shear behavior”. In: *International Journal of Material Forming* 1.S1 (Apr. 2008), S. 891–894. DOI: 10.1007/s12289-008-0239-1.
- [50] J. Cao et al. “Characterization of mechanical behavior of woven fabrics: Experimental methods and benchmark results”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39.6 (Juni 2008), S. 1037–1053. DOI: 10.1016/j.compositesa.2008.02.016.
- [51] P. Boisse, R. Bai, J. Colmars, N. Hamila, B. Liang und A. Madeo. “The Need to Use Generalized Continuum Mechanics to Model 3D Textile Composite Forming”. In: *Applied Composite Materials* 25.4 (Aug. 2018), S. 761–771. DOI: 10.1007/s10443-018-9719-8.

- [52] P. Boisse, J. Colmars, N. Hamila, N. Naouar und Q. Steer. “Bending and wrinkling of composite fiber preforms and prepregs. A review and new developments in the draping simulations”. In: *Composites Part B: Engineering* 141 (Mai 2018), S. 234–249. DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.12.061.
- [53] D. Dörr, F. J. Schirmaier, F. Henning und L. Kärger. “A viscoelastic approach for modeling bending behavior in finite element forming simulation of continuously fiber reinforced composites”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 94 (März 2017), S. 113–123. DOI: 10.1016/j.compositesa.2016.11.027.
- [54] C. Galliot und R. Luchsinger. “A simple model describing the non-linear biaxial tensile behaviour of PVC-coated polyester fabrics for use in finite element analysis”. In: *Composite Structures* 90.4 (Okt. 2009), S. 438–447. DOI: 10.1016/j.compstruct.2009.04.016.
- [55] P. Boisse, A. Gasser und G. Hivet. “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* 32.10 (Okt. 2001), S. 1395–1414. DOI: 10.1016/S1359-835X(01)00039-2.
- [56] P. Boisse, N. Hamila, F. Helenon, B. Hagege und J. Cao. “Different approaches for woven composite reinforcement forming simulation”. In: *International Journal of Material Forming* 1.1 (März 2008), S. 21–29. DOI: 10.1007/s12289-008-0002-7.
- [57] P. Boisse, N. Hamila, E. Vidal-Sallé und F. Dumont. “Simulation of wrinkling during textile composite reinforcement forming. Influence of tensile, in-plane shear and bending stiffnesses”. In: *Composites Science and Technology* 71.5 (März 2011), S. 683–692. DOI: 10.1016/j.compscitech.2011.01.011.
- [58] A. Iwata, T. Inoue, N. Naouar, P. Boisse und S. V. Lomov. “Coupled meso-macro simulation of woven fabric local deformation during draping”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*

- 118 (März 2019), S. 267–280. DOI:
10.1016/j.compositesa.2019.01.004.
- [59] A. J. M. Spencer. *Continuum Mechanics*. Dover ed. Dover Books on Physics. Mineola, N.Y: Dover Publications, 2004.
- [60] F. Schäfer. *Entwicklung eines Materialmodells mit biaxial gekoppelten Zug-Druck- und Schubeligenschaften für die Drapiersimulation von Geweben bei der Umformung von Faser-Metall-Laminaten*. Masterarbeit 20-L-0028. Karlsruhe: Institut für Fahrzeugsystemtechnik - Leichtbau (FAST-LB), Dez. 2020.
- [61] F. Schäfer, H. O. Werner, F. Henning und L. Kärger. “A hyperelastic material model considering biaxial coupling of tension–compression and shear for the forming simulation of woven fabrics”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 165 (Feb. 2023), S. 107323. DOI: 10.1016/j.compositesa.2022.107323.
- [62] M. B. Allen. *Continuum mechanics: The birthplace of mathematical models*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2015.
- [63] A. J. Spencer. “Part III - Theory of Invariants”. In: *Mathematics*. Hrsg. von A. C. Eringen. Academic Press, 1971, S. 239–353. DOI: 10.1016/B978-0-12-240801-4.50008-X.
- [64] G. Chagnon, J. Ohayon, J.-L. Martiel und D. Favier. “Chapter 1 - Hyperelasticity Modeling for Incompressible Passive Biological Tissues”. In: *Biomechanics of Living Organs : Translational Epigenetics*. Hrsg. von Y. Payan und J. Ohayon. Oxford: Academic Press, Jan. 2017, S. 330. DOI: 10.1016/B978-0-12-804009-6.00001-8.
- [65] A. J. M. Spencer, Hrsg. *Continuum Theory of the Mechanics of Fibre-Reinforced Composites*. International Centre for Mechanical Sciences, Courses and Lectures 282. Wien New York: Springer, 1984. DOI: 10.1007/978-3-7091-4336-0.

- [66] R. M. Hackett. *Hyperelasticity Primer*. 2. Aufl. Cham: Springer International Publishing, Jan. 2018. DOI: 10.1007/978-3-319-73201-5.
- [67] Y. Aimène, E. Vidal-Sallé, B. Hagège, F. Sidoroff und P. Boisse. “A Hyperelastic Approach for Composite Reinforcement Large Deformation Analysis”. In: *Journal of Composite Materials* 44.1 (Jan. 2010), S. 5–26. DOI: 10.1177/0021998309345348.
- [68] Y. Yao, X. Huang, X. Peng und Y. Gong. “An anisotropic constitutive model with biaxial-tension coupling for woven composite reinforcements”. In: *AIP Conference Proceedings* 1769. Nantes, France: American Institute of Physics, 2016, S. 170006. DOI: 10.1063/1.4963562.
- [69] X. Peng, Z. Guo, T. Du und W.-R. Yu. “A simple anisotropic hyperelastic constitutive model for textile fabrics with application to forming simulation”. In: *Composites Part B: Engineering* 52 (Sep. 2013), S. 275–281. DOI: 10.1016/j.compositesb.2013.04.014.
- [70] J. Bonet und R. D. Wood. *Nonlinear continuum mechanics for finite element analysis*. Repr. Cambridge: Cambridge Univ. Press, 2000.
- [71] H. Altenbach. *Kontinuumsmechanik: Einführung in die materialunabhängigen und materialabhängigen Gleichungen*. 3. überarbeitete. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2015. DOI: 10.1007/978-3-662-47070-1.
- [72] H. Darijani und R. Naghdabadi. “Hyperelastic materials behavior modeling using consistent strain energy density functions”. In: *Acta Mechanica* 213.3-4 (Sep. 2010), S. 235–254. DOI: 10.1007/s00707-009-0239-3.
- [73] W. Lee, J. H. Byun, M. K. Um, J. Cao und P. Boisse. “Coupled non-orthogonal constitutive model for woven fabric composites”. In: *ICCM-17 - 17th International Conference on Composite Materials*. ICCM International Conferences on Composite Materials. International Committee on Composite Materials, 2009.

- [74] W. Lee und J. Cao. “Numerical simulations on double-dome forming of woven composites using the coupled non-orthogonal constitutive model”. In: *International Journal of Material Forming* 2.S1 (Aug. 2009), S. 145–148. DOI: 10.1007/s12289-009-0499-4.
- [75] Dassault Systèmes. *SIMULIA User Assistance 2018: Fabric Material Behavior*. Okt. 2020.
- [76] Y. Gong, P. Xu, X. Peng, R. Wei, Y. Yao und K. Zhao. “A lamination model for forming simulation of woven fabric reinforced thermoplastic preregs”. In: *Composite Structures* 196 (Juli 2018), S. 89–95. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.05.004.
- [77] Y. Yao, X. Huang, X. Peng, P. Liu und G. Youkun. “An anisotropic hyperelastic constitutive model for plain weave fabric considering biaxial tension coupling”. In: *Textile Research Journal* 89.3 (Feb. 2019), S. 434–444. DOI: 10.1177/0040517517748495.
- [78] Y. Yao, X. Peng und Y. Gong. “Influence of tension–shear coupling on draping of plain weave fabrics”. In: *Journal of Materials Science* 54.8 (Apr. 2019), S. 6310–6322. DOI: 10.1007/s10853-019-03334-w.
- [79] Y. Gong, D. Yan, Y. Yao, R. Wei, H. Hu, P. Xu und X. Peng. “An Anisotropic Hyperelastic Constitutive Model with Tension–Shear Coupling for Woven Composite Reinforcements”. In: *International Journal of Applied Mechanics* 09.06 (Sep. 2017), S. 1750083. DOI: 10.1142/S1758825117500831.
- [80] E. Doege und B.-A. Behrens. *Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen*. 3. Aufl. 2016. VDI-Buch. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2016. DOI: 10.1007/978-3-662-43891-6.
- [81] V Hasek und K Lange. “Grenzformänderungsschaubild und seine Anwendung bei Tiefzieh- und Streckziehvorgängen”. In: *Zeitschrift für industrielle Fertigung* 70.9 (1980), S. 575–580.

- [82] M. Tisza und Z. P. Kovács. “New Methods for Predicting the Formability of Sheet Metals”. In: *Journal of Production Processes and Systems* 6.1 (2012), S. 45–54.
- [83] S. Hartmut. “Rechnerunterstützte Ziehteilauslegung mit elementaren Berechnungsmethoden”. Diss. Hannover: Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover. Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen, 1990.
- [84] B.-A. Behrens, M. Vucetic, A. Neumann, T. Osiecki und N. Grbic. “Experimental Test and FEA of a Sheet Metal Forming Process of Composite Material and Steel Foil in Sandwich Design Using LS-DYNA”. In: *Key Engineering Materials* 651-653 (Juli 2015), S. 439–445. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.439.
- [85] N. Grbic, A. Bouguecha, M. Vucetic, A. Neumann, T. Osiecki und B.-A. Behrens. “Validation of the FEA of a Sheet Metal Forming Process of Composite Material and Steel Foil in Sandwich Design”. In: *Applied Mechanics and Materials* 794 (Okt. 2015), S. 75–80. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.794.75.
- [86] B. Bernd-Arno, H. Sven, G. Nenad, M.-C. Moritz, W. Tim und N. André. “Forming and Joining of Carbon-Fiber-Reinforced Thermoplastics and Sheet Metal in One Step”. In: *Procedia Engineering* 183 (2017), S. 227–232. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.04.026.
- [87] B. Bernd-Arno, K. Dilger, K. Lippky, L. Kaempfer, S. Hübner, S. Hartwig, Y. Altun, M. Gabriel, E. Farahmand und M. Mücke-Camuz. “Combined deep drawing and fusion bonding of structural FRP-metal hybrid parts”. In: *Procedia Manufacturing* 29 (2019), S. 296–304. DOI: 10.1016/j.promfg.2019.02.141.
- [88] M.-s. Lee, S.-j. Kim, H.-h. Kim, O.-d. Lim und C.-g. Kang. “Effects of process parameters on epoxy flow behavior and formability in deep drawing process with CR340/carbon fiber-reinforced plastic composites”. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical*

- Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 229.1 (Jan. 2015), S. 86–99. DOI: 10.1177/0954405414522980.
- [89] M.-S. Lee, S.-J. Kim, O.-D. Lim und C.-G. Kang. “Effect of Process Parameters on Epoxy Flow Behavior and Formability with CR340/CFRP Composites by Different Laminating in Deep Drawing Process”. In: *Procedia Engineering* 81.4 (2014), S. 1627–1632. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.10.202.
- [90] B.-A. Behrens, S. Hübner und A. Neumann. “Forming Sheets of Metal and Fibre-reinforced Plastics to Hybrid Parts in One Deep Drawing Process”. In: *Procedia Engineering* 81.7 (2014), S. 1608–1613. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.10.198.
- [91] A. Rajabi, M. Kadkhodayan, M. Manoochchri und R. Farjadfar. “Deep-drawing of thermoplastic metal-composite structures: Experimental investigations, statistical analyses and finite element modeling”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 215 (Jan. 2015), S. 159–170. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.08.012.
- [92] A. E. Tekkaya, M. Hahn, L. Hiegemann, C. Weddeling und N. Ben Khalifa. “Umformen faserverstärkter thermoplastischer Kunststoff-Halbzeuge mit metallischen Deckblechen für den Leichtbau”. In: *EFB-Kolloquiums Blechverarbeitung*. 35. Aufl. Jan. 2015, S. 185–199.
- [93] T. Wollmann, M. Hahn, S. Wiedemann, A. Zeiser, J. Jaschinski, N. Modler, N. Ben Khalifa, F. Meißner und C. Paul. “Thermoplastic fibre metal laminates: Stiffness properties and forming behaviour by means of deep drawing”. In: *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 18.2 (Feb. 2018), S. 442–450. DOI: 10.1016/j.acme.2017.09.001.
- [94] S. Y. Park, W. J. Choi und H. S. Choi. “A comparative study on the properties of GLARE laminates cured by autoclave and autoclave consolidation followed by oven postcuring”. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 49.5-8 (Juli 2010), S. 605–613. DOI: 10.1007/s00170-009-2408-x.

- [95] J. Dau, C. Lauter, U. Damerow, W. Homberg und T. Tröster. “Multi-Material Systems for Tailored Automotive Structural Components”. In: *Proceedings 18th International Conference on Composite Materials*. 2011.
- [96] B. Engel, J. Buhl und C. Heftrich. “Modelling and Optimization of Lightweight-Sandwich-Sheets with an Adhesive Interlayer for the Forming Process Die Bending”. In: *Procedia CIRP* 18 (2014), S. 168–173. DOI: 10.1016/j.procir.2014.06.126.
- [97] M. Abouhamzeh, J. Sinke, K. Jansen und R. Benedictus. “Kinetic and thermo-viscoelastic characterisation of the epoxy adhesive in GLARE”. In: *Composite Structures* 124 (Juni 2015), S. 19–28. DOI: 10.1016/j.compstruct.2014.12.069.
- [98] Y. Yao, G. Youkun, X. Peng und X. Huang. “Modeling biaxial-tension coupling in woven fabric”. In: *Proceedings of the 21st international conference on composite materials*. 2017.
- [99] C. D. Rudd und K. N. Kendall. “Towards a Manufacturing Technology for High-Volume Production of Composite Components”. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 206.2 (Mai 1992), S. 77–91. DOI: 10.1243/PIME_PROC_1992_206_060_02.
- [100] M. S. Johnson, C. D. Rudd und D. J. Hill. “Cycle Time Reductions in Resin Transfer Moulding Using Microwave Preheating”. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 209.6 (Dez. 1995), S. 443–453. DOI: 10.1243/PIME_PROC_1995_209_108_02.
- [101] E. Schmachtenberg, J. Schulte Zur Heide und J. Töpker. “Application of ultrasonics for the process control of Resin Transfer Moulding (RTM)”. In: *Polymer Testing* 24.3 (Mai 2005), S. 330–338. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2004.11.002.

- [102] J. Verrey, M. Wakeman, V. Michaud und J.-A. Manson. "Manufacturing cost comparison of thermoplastic and thermoset RTM for an automotive floor pan". In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37.1 (Jan. 2006), S. 9–22. DOI: 10.1016/j.compositesa.2005.05.048.
- [103] F. Ballier, J. Schwennen, J. Berkmann und J. Fleischer. "The Hybrid RTM Process Chain: Automated Insertion of Load Introducing Elements during Subpreform Assembling". In: *Applied Mechanics and Materials* 794 (Okt. 2015), S. 312–319. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.794.312.
- [104] S. Caba und M. Koch. "Analysis of the resin transfer molding (RTM) process for FRP and its process simulation fundamentals". In: *PROCEEDINGS OF PPS-30: The 30th International Conference of the Polymer Processing Society – Conference Papers*. Cleveland, Ohio, USA, 2015, S. 060010. DOI: 10.1063/1.4918428.
- [105] P. Rosenberg, B. Thoma und F. Henning. "Investigation and validation of a new cavity pressure controlled HP-RTM process variant (PC-RTM)". In: *Automotive composites conference & exhibition*. 2016, S. 7–9.
- [106] H. O. Werner, W. Liebig und K. A. Weidenmann. "Tensile properties of deep drawn in-situ polymerized fiber-metal-laminates". In: *Proceedings of the 20th European Conference on Composite Materials - Composites Meet Sustainability (Vol 1-6)*. Hrsg. von A. Vassilopoulos. Lausanne, Schweiz: École Polytechnique Fédérale de Lausanne (EPFL), 2022, S. 1282–1289.
- [107] S. Gödde, C. Arik, K. A. Weidenmann und F. Henning. "Manufacturing of thermoplastic Fiber-Metal-Laminates based on reactively processed polyamide 6". In: *Conference Proceedings EuroHybrid, 20. - 21. April 2016, Kaiserslautern*. 2016.

- [108] T. Mennecart, L. Hiegemann und N. Ben Khalifa. “Werkzeugentwicklung für In-Situ-Hybridisierung von Metall-Faser-Metall-Laminaten unter Berücksichtigung der viskosen Zwischenlage”. In: *Den Eigenschaften Form geben*. Hrsg. von A. Brosius. Dresden, Dez. 2016, S. 42–51.
- [109] T. Mennecart, L. Hiegemann und N. Ben Khalifa. “Analysis of the forming behaviour of in-situ drawn sandwich sheets”. In: *Procedia Engineering* 207 (2017), S. 890–895. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.847.
- [110] H. O. Werner, F. Schäfer, F. Henning und L. Kärger. “Material Modelling of Fabric Deformation in Forming Simulation of Fiber-Metal Laminates – A Review on Modelling Fabric Coupling Mechanisms”. In: *24th International Conference on Material Forming*. Liège, Belgique, Apr. 2021. DOI: 10.25518/esaform21.2056.
- [111] H. O. Werner, D. Dörr, F. Henning und L. Kärger. “Numerical modeling of a hybrid forming process for three-dimensionally curved fiber-metal laminates”. In: *Proceedings of the 22nd International ESAFORM Conference on Material Forming: ESAFORM 2019*. AIP Conference Proceedings. Vitoria-Gasteiz, Spain: AIP Publishing, 2019, S. 020019. DOI: 10.1063/1.5112524.
- [112] M. Kruse und N. Ben Khalifa. “Experimental investigation of the fluid-structure interaction during deep drawing of fiber metal laminates in the in-situ hybridization process”. In: *Materials Research Proceedings*. Bd. 28. Krakow, Mai 2023, S. 977–986. DOI: 10.21741/9781644902479-107.
- [113] M. Kruse, C. T. Poppe, F. Henning und N. Ben Khalifa. “Permeability and fabric compaction in forming of fiber metal laminates”. In: *Journal of Composite Materials* 57.16 (Juli 2023), S. 2593–2608. DOI: 10.1177/00219983231175725.

- [114] L. Kärger, F. Schäfer und H. O. Werner. “Modeling multiaxial stress states in forming simulation of woven fabrics”. In: *Materials Research Proceedings*. Bd. 28. Krakow, Mai 2023, S. 357–366. DOI: 10.21741/9781644902479-39.
- [115] M. Kruse und N. Ben Khalifa. “Influencing Parameters in the Deep Drawing of Fiber Metal Laminates with Low Viscous Matrix”. In: *Proceedings of the 14th International Conference on the Technology of Plasticity - Current Trends in the Technology of Plasticity*. Hrsg. von K. Mocellin, P.-O. Bouchard, R. Bigot und T. Balan. Cham: Springer Nature Switzerland, 2024, S. 124–134. DOI: 10.1007/978-3-031-40920-2_14.
- [116] M. Kruse, H. O. Werner, H. Chen, T. Mennecart, W. V. Liebig, K. A. Weidenmann und N. Ben Khalifa. “Investigation of the friction behavior between dry/infiltrated glass fiber fabric and metal sheet during deep drawing of fiber metal laminates”. In: *Production Engineering* 17.1 (Feb. 2023), S. 37–46. DOI: 10.1007/s11740-022-01141-y.
- [117] H. O. Werner, C. Stern und K. A. Weidenmann. “Location-Dependent Mechanical Properties of *In Situ* Polymerized Three-Dimensional Fiber-Metal Laminates”. In: *Key Engineering Materials* 809 (Juni 2019), S. 231–236. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.809.231.
- [118] H. O. Werner, C. Poppe, F. Henning und L. Kärger. “Material Modeling in Forming Simulation of Three-Dimensional Fiber-Metal-Laminates – A Parametric Study”. In: *23rd International Conference on Material Forming (ESAFORM 2020)*. Procedia Manufacturing Volume 47 47 (2020), S. 154–161. DOI: 10.1016/j.promfg.2020.04.160.
- [119] H. Werner, I. Sönmez, R. Wendel, F. Henning und K. A. Weidenmann. “Characterization of the interlaminar shear strength of fiber metal laminates with reactive processed thermoplastic matrix”. In: *SAMPE Europe Conference & Exhibition 2017 Stuttgart*. Stuttgart: Curran Associates Inc, 2017.

- [120] H. O. Werner, W. Liebig und K. A. Weidenmann. “Mechanical Properties of In-Situ Polymerized Fiber-Metal-Laminates”. In: *Proceedings 4th International Conference Hybrid 2020 Materials and Structures*. Hrsg. von J. M. Hausmann, M. Siebert, A. Hehl und K. A. Weidenmann. Karlsruhe, Apr. 2020.
- [121] T. Mennecart, S. Gies, N. Ben Khalifa und A. E. Tekkaya. “Analysis of the Influence of Fibers on the Formability of Metal Blanks in Manufacturing Processes for Fiber Metal Laminates”. In: *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 3.1 (Jan. 2019), S. 2. DOI: 10.3390/jmmp3010002.
- [122] T. Mennecart. *In-situ Hybridisierung von Faser-Metall Laminaten*. 1. Auflage. Dortmunder Umformtechnik 116. Düren: Shaker, 2022.
- [123] M. Kruse, J. Lehmann und N. Ben Khalifa. “Parameter Investigation for the In-Situ Hybridization Process by Deep Drawing of Dry Fiber-Metal-Laminates”. In: *Production at the Leading Edge of Technology*. Hrsg. von M. Liewald, A. Verl, T. Bauernhansl und H.-C. Möhring. Cham: Springer International Publishing, 2023, S. 122–130. DOI: 10.1007/978-3-031-18318-8_13.
- [124] C. Poppe, M. Kruse und L. Kärger. “Modeling of 3D fluid-structure-interaction during in-situ hybridization of double-curved fiber-metal-laminates”. In: *Materials Research Proceedings*. Bd. 28. Krakow, Mai 2023, S. 219–230. DOI: 10.21741/9781644902479-24.
- [125] C. T. Poppe, H. O. Werner, M. Kruse, H. Chen, N. Ben Khalifa, F. Henning und L. Kärger. “Towards 3D Process Simulation for *In Situ* Hybridization of Fiber-Metal-Laminates (FML)”. In: *Key Engineering Materials* 926 (Juli 2022), S. 1399–1412. DOI: 10.4028/p-cr2tco.
- [126] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN EN 13887:2003-11, Strukturklebstoffe - Leitlinien für die Oberflächenvorbehandlung von Metallen und Kunststoffen vor dem Kleben; Deutsche Fassung EN 13887:2003*. Berlin, Nov. 2003. DOI: 10.31030/9483881.

- [127] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN ISO 6344-2:2000-04, Schleifmittel auf Unterlagen - Korngrößenanalyse - Teil 2: Bestimmung der Korngrößenverteilung der Makrokörnungen P 12 bis P 220*. Apr. 2000. DOI: 10.31030/8911199.
- [128] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN EN ISO 3274:1998-04, Geometrische Produktspezifikationen (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Nenneigenschaften von Tastschnittgeräten*. Apr. 1998. DOI: 10.31030/7433972.
- [129] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN EN ISO 4287:2010-07, Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit*. Juli 2010. DOI: 10.31030/1699310.
- [130] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN EN ISO 14130:1998-02, Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit nach dem Dreipunktverfahren mit kurzem Balken (ISO 14130:1997); Deutsche Fassung EN ISO 14130:1997*. Berlin, Feb. 1998. DOI: 10.31030/7433990.
- [131] Izzettin Sönmez. *Charakterisierung der interlaminaren Scherfestigkeit zwischen Metallen und reaktiv verarbeiteter thermoplastischer Matrix in einem mehrlagigen hybriden Werkstoffverbund*. Bachelorarbeit. Karlsruhe: Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK), Sep. 2017.
- [132] D. Heikens, P. H. Hermans und G. M. Van Der Want. "On the mechanism of the polymerization of ϵ -caprolactam. IV. Polymerization in the presence of water and either an amine or a carboxylic acid". In: *Journal of Polymer Science* 44.144 (Juni 1960), S. 437–448. DOI: 10.1002/pol.1960.1204414415.
- [133] R. Puffr und J. Šebenda. "On the Structure and Properties of Polyamides. XXVII. The Mechanism of Water Sorption in Polyamides". In: *Journal of Polymer Science Part C: Polymer Symposia* 16.1 (Jan. 1967), S. 79–93. DOI: 10.1002/polc.5070160109.

- [134] J. Thomason und J. Ali. "The dimensional stability of glass-fibre reinforced polyamide 66 during hydrolysis conditioning". In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 40.5 (Mai 2009), S. 625–634. DOI: 10.1016/j.compositesa.2009.02.017.
- [135] J. Thomason, J. Ali und J. Anderson. "The thermo-mechanical performance of glass-fibre reinforced polyamide 66 during glycol-water hydrolysis conditioning". In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 41.7 (Juli 2010), S. 820–826. DOI: 10.1016/j.compositesa.2010.02.006.
- [136] J. L. Thomason und G. Porteus. "Swelling of glass-fiber reinforced polyamide 66 during conditioning in water, ethylene glycol, and antifreeze mixture". In: *Polymer Composites* 32.4 (Apr. 2011), S. 639–647. DOI: 10.1002/pc.21054.
- [137] A. Benaarbia, A. Chrysochoos und G. Robert. "Influence of relative humidity and loading frequency on the PA6.6 cyclic thermomechanical behavior: Part I. mechanical and thermal aspects". In: *Polymer Testing* 40 (Dez. 2014), S. 290–298. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2014.09.019.
- [138] K. A. Downes und J. L. Thomason. "A method to measure the influence of humidity and temperature on the interfacial adhesion in polyamide composites". In: *Composite Interfaces* 22.8 (Okt. 2015), S. 757–766. DOI: 10.1080/09276440.2015.1059114.
- [139] A. Malpot, F. Touchard und S. Bergamo. "Effect of relative humidity on mechanical properties of a woven thermoplastic composite for automotive application". In: *Polymer Testing* 48 (Dez. 2015), S. 160–168. DOI: 10.1016/j.polymertesting.2015.10.010.
- [140] V.-T. Do, H.-D. Nguyen-Tran und D.-M. Chun. "Effect of polypropylene on the mechanical properties and water absorption of carbon-fiber-reinforced-polyamide-6/polypropylene composite". In: *Composite Structures* 150 (Aug. 2016), S. 240–245. DOI: 10.1016/j.compstruct.2016.05.011.

- [141] A. Alfonso, J. Andrés und J. A. García-Manrique. “Synthesis of APA6 thermoplastic matrices for the manufacture of greencomposites”. In: *AIP Conference Proceedings MESIC 2011*. Bd. 1431. Cadiz, Spain, Apr. 2012, S. 778–787. DOI: 10.1063/1.4707635.
- [142] S. Russo, S. Maniscalco, P. Moretti und L. Ricco. “Fast-activated anionic polymerization of ϵ -caprolactam in the bulk under quasi-adiabatic conditions: Comparison of different kinetic models”. In: *Journal of Polymer Science Part A: Polymer Chemistry* 51.20 (Okt. 2013), S. 4474–4480. DOI: 10.1002/pola.26866.
- [143] M. Wilhelm, R. Wendel, M. Aust, P. Rosenberg und F. Henning. “Compensation of Water Influence on Anionic Polymerization of ϵ -Caprolactam: 1. Chemistry and Experiments”. In: *Journal of Composites Science* 4.1 (Jan. 2020), S. 7. DOI: 10.3390/jcs4010007.
- [144] R. Wendel, P. Rosenberg, M. Wilhelm und F. Henning. “Anionic Polymerization of ϵ -Caprolactam under the Influence of Water: 2. Kinetic Model”. In: *Journal of Composites Science* 4.1 (Jan. 2020), S. 8. DOI: 10.3390/jcs4010008.
- [145] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN 66003:1999-02, Informationstechnik - 7-Bit-Code*. Berlin, Feb. 1999. DOI: 10.31030/8018746.
- [146] K. A. Weidenmann, L. Baumgärtner und B. Haspel. “The Edge Shear Test - An Alternative Testing Method for the Determination of the Interlaminar Shear Strength in Composite Materials”. In: *Materials Science Forum* 825-826 (Juli 2015), S. 806–813. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.806.
- [147] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN EN ISO 527-4:2022-03, Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe (ISO 527-4:2021); Deutsche Fassung EN ISO 527-4:2021*. Berlin, März 2022. DOI: 10.31030/3328116.

- [148] E28 Committee. *Test Method for Youngs Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus*. West Conshohocken, PA, 2010. DOI: 10.1520/E0111-04R10.
- [149] D. C. Hoaglin. "John W. Tukey and Data Analysis". In: *Statistical Science* 18.3 (Aug. 2003). DOI: 10.1214/ss/1076102418.
- [150] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN EN ISO 1183-1:2019-09, Kunststoffe - Verfahren zur Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen - Teil 1: Eintauchverfahren, Verfahren mit Flüssigkeitspyknometer und Titrationsverfahren (ISO 1183-1:2019, korrigierte Fassung 2019-05); Deutsche Fassung EN ISO 1183-1:2019*. Berlin, Sep. 2019. DOI: 10.31030/3023324.
- [151] Arkema. *Elium 150 Technical Datasheet*. Techn. Ber. La Garenne-Colombes Cedex, 2016.
- [152] H. Schürmann. "Fasern". In: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2007, S. 21–81. DOI: 10.1007/978-3-540-72190-1_3.
- [153] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN EN ISO 6892-1:2020-06, Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2019); Deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2019*. Berlin, Juni 2020. DOI: 10.31030/3132591.
- [154] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN EN ISO 6892-2:2018-09, Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur (ISO 6892-2:2018); Deutsche Fassung EN ISO 6892-2:2018*. Berlin, Sep. 2018. DOI: 10.31030/2864330.
- [155] Deutsches Institut für Normung e. V. *DIN EN ISO 8295:2004-10, Kunststoffe - Folien und Bahnen - Bestimmung der Reibungskoeffizienten (ISO 8295:1995); Deutsche Fassung EN ISO 8295:2004*. Berlin, Okt. 2004. DOI: 10.31030/9573070.

- [156] M. Szewczyk und K. Sz wajka. “Analysis of the Friction Mechanisms of DC04 Steel Sheets in the Flat Strip Drawing Test”. In: *Scientific Letters of Rzeszow University of Technology - Mechanics* (2022), S. 51–61. DOI: 10.7862/rm.2022.4.
- [157] T. Trzepieciński. “The Comparison of the Multi-Layer Artificial Neural Network Training Methods in Terms of the Predictive Quality of the Coefficient of Friction of 1.0338 (DC04) Steel Sheet”. In: *Materials* 17.4 (Feb. 2024), S. 908. DOI: 10.3390/ma17040908.
- [158] P. Roßmanith. *Untersuchung des Herstellungseinflusses endkonturnaher, 3D-geformter Faser-Metall-Laminat-Strukturbauteile auf die interlaminare Scherfestigkeit zwischen Stahl und reaktiv verarbeiteter thermoplastischer Matrix*. Bachelorarbeit. Karlsruhe: Institut für Angewandte Materialien - Werkstoffkunde (IAM-WK), Aug. 2018.
- [159] M. Bodaghi, P. Simacek, S. G. Advani und N. C. Correia. “A model for fibre washout during high injection pressure resin transfer moulding”. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 37.13 (Juli 2018), S. 865–876. DOI: 10.1177/0731684418765968.
- [160] M. Bodaghi, S. Lomov, P. Simacek, N. Correia und S. Advani. “On the variability of permeability induced by reinforcement distortions and dual scale flow in liquid composite moulding: A review”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 120 (Mai 2019), S. 188–210. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.03.004.
- [161] M. Bodaghi, P. Simacek, N. Correia und S. G. Advani. “Experimental parametric study of flow-induced fiber washout during high-injection-pressure resin transfer molding”. In: *Polymer Composites* 41.3 (März 2020), S. 1053–1065. DOI: 10.1002/pc.25437.
- [162] C. Poppe, F. Albrecht, C. Krauß und L. Kärger. “Towards numerical prediction of flow-induced fiber displacements during wet compression molding (WCM)”. In: *24th International Conference on*

- Material Forming*. Liège, Belgique, Apr. 2021. DOI: 10.25518/esaform21.1938.
- [163] S.-W. Choi, S.-H. Kim, M.-X. Li, J.-H. Yang und H.-M. Yoo. “Tow Deformation Behaviors in Resin-Impregnated Glass Fibers under Different Flow Rates”. In: *Applied Sciences* 11.8 (Apr. 2021), S. 3575. DOI: 10.3390/app11083575.
- [164] F. Albrecht, C. Poppe, T. Tiemann, V. Sauerwein, P. Rosenberg und F. Henning. “Flow-induced fiber displacement in non-bindered UD-NCF during Wet Compression Molding – Analysis and implications for process control”. In: *Composites Science and Technology* 228 (Sep. 2022), S. 109574. DOI: 10.1016/j.compscitech.2022.109574.
- [165] S. Facciotto, P. Simacek, S. G. Advani, A. Pickett und P. Middendorf. “Modeling formation and evolution of voids in unsaturated dual scale preforms in Resin Transfer Molding processes”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 173 (Okt. 2023), S. 107675. DOI: 10.1016/j.compositesa.2023.107675.
- [166] F. Schirmaier. “Experimentelle Untersuchung und Simulation des Umformverhaltens nähgewirkter unidirektionaler Kohlenstofffasergelege”. Diss. 2017.
- [167] B. Schäfer, D. Dörr und L. Kärger. “Reduced-Integrated 8-Node Hexahedral Solid-Shell Element for the Macroscopic Forming Simulation of Continuous Fibre-Reinforced Polymers”. In: *Procedia Manufacturing* 47 (2020), S. 134–139. DOI: 10.1016/j.promfg.2020.04.154.
- [168] B. Schäfer, D. Dörr und L. Kärger. “Potential and challenges of a solid-shell element for the macroscopic forming simulation of engineering textiles”. In: *ESAFORM 2021* (Apr. 2021). DOI: 10.25518/esaform21.883.

- [169] T. Trzepieciński und H. Lemu. “Effect of Computational Parameters on Springback Prediction by Numerical Simulation”. In: *Metals* 7.9 (Sep. 2017), S. 380. DOI: 10.3390/met7090380.
- [170] G. R. Johnson und T. J. Holmquist. “Evaluation of cylinder-impact test data for constitutive model constants”. In: *Journal of Applied Physics* 64.8 (Okt. 1988), S. 3901–3910. DOI: 10.1063/1.341344.
- [171] S. Haanappel, R. Ten Thije, U. Sachs, B. Rietman und R. Akkerman. “Formability analyses of uni-directional and textile reinforced thermoplastics”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 56 (Jan. 2014), S. 80–92. DOI: 10.1016/j.compositesa.2013.09.009.
- [172] W. Ghennai, O. Boussaid, H. Bendjama, B. Haddag und M. Nouari. “Experimental and numerical study of DC04 sheet metal behaviour—plastic anisotropy identification and application to deep drawing”. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 100.1-4 (Jan. 2019), S. 361–371. DOI: 10.1007/s00170-018-2700-8.
- [173] H. Kuchling und T. Kuchling. *Taschenbuch der Physik*. 22. Aufl. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, Juni 2022. DOI: 10.3139/9783446473645.
- [174] S. M. Najm, T. Trzepieciński, O. M. Ibrahim, K. Szwajka und M. Szewczyk. “Analysis of the friction performance of deep-drawing steel sheets using network models”. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 132.7-8 (Juni 2024), S. 3757–3769. DOI: 10.1007/s00170-024-13565-0.
- [175] Y. Liu, Z. Xiang, Z. Wu und X. Hu. “Experimental investigation of friction behaviors of glass-fiber woven fabric”. In: *Textile Research Journal* 93.1-2 (Jan. 2023), S. 18–32. DOI: 10.1177/00405175221115468.

- [176] L. Montero, S. Allaoui und G. Hivet. "Characterisation of the mesoscopic and macroscopic friction behaviours of glass plain weave reinforcement". In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 95 (Apr. 2017), S. 257–266. DOI: 10.1016/j.compositesa.2017.01.022.
- [177] A. Cherouat und H. Bourouchaki. "Numerical Tools for Composite Woven Fabric Preforming". In: *Advances in Materials Science and Engineering* 2013 (2013), S. 1–18. DOI: 10.1155/2013/709495.
- [178] P. Boisse, M. Borr, K. Buet und A. Cherouat. "Finite element simulations of textile composite forming including the biaxial fabric behaviour". In: *Composites Part B: Engineering* 28.4 (Jan. 1997), S. 453–464. DOI: 10.1016/S1359-8368(96)00067-4.
- [179] K. Buet-Gautier und P. Boisse. "Experimental analysis and modeling of biaxial mechanical behavior of woven composite reinforcements". In: *Experimental Mechanics* 41.3 (Sep. 2001), S. 260–269. DOI: 10.1007/BF02323143.
- [180] J. R. Collier, B. J. Collier, G. O'Toole und S. M. Sargand. "Drape Prediction by Means of Finite-element Analysis". In: *Journal of the Textile Institute* 82.1 (Jan. 1991), S. 96–107. DOI: 10.1080/00405009108658741.
- [181] Bijian Chen und M. Govindaraj. "A Physically Based Model of Fabric Drape Using Flexible Shell Theory". In: *Textile Research Journal* 65.6 (Juni 1995), S. 324–330. DOI: 10.1177/004051759506500603.
- [182] Z. Wu, C. Au und M. Yuen. "Mechanical properties of fabric materials for draping simulation". In: *International Journal of Clothing Science and Technology* 15.1 (Feb. 2003), S. 56–68. DOI: 10.1108/09556220310461169.
- [183] S. Bais-Singh, R. D. Anandjiwala und B. C. Goswami. "Characterizing Lateral Contraction Behavior of Spunbonded Nonwovens During Uniaxial Tensile Deformation". In: *Textile Research Journal* 66.3 (März 1996), S. 131–140. DOI: 10.1177/004051759606600302.

- [184] S. Kawabata, M. Niwa und H. Kawai. “3—THE FINITE-DEFORMATION THEORY OF PLAIN-WEAVE FABRICS PART I: THE BIAxIAL-DEFORMATION THEORY”. In: *The Journal of The Textile Institute* 64.1 (Jan. 1973), S. 21–46. DOI: 10.1080/00405007308630416.
- [185] F. Nosrat-Nezami, T. Gereke, C. Eberdt und C. Cherif. “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* 67 (Dez. 2014), S. 131–139. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.08.030.
- [186] E. Önder und A. E. Tekkaya. “Numerical simulation of various cross sectional workpieces using conventional deep drawing and hydroforming technologies”. In: *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 48.5 (Apr. 2008), S. 532–542. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.06.012.
- [187] T. Khandeparkar und M. Liewald. “Hydromechanical deep drawing of cups with stepped geometries”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 202.1-3 (Juni 2008), S. 246–254. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.08.072.
- [188] P. Larour. *Strain rate sensitivity of automotive sheet steels: influence of plastic strain, strain rate, temperature, microstructure, bake hardening and pre-strain*. Berichte aus dem Institut für Eisenhüttenkunde, IEHK, RWTH Aachen 2010,1. Aachen: Shaker, 2010.
- [189] P. Larour, A. Bäumer, K. Dahmen und W. Bleck. “Influence of Strain Rate, Temperature, Plastic Strain, and Microstructure on the Strain Rate Sensitivity of Automotive Sheet Steels”. In: *steel research international* 84.5 (Mai 2013), S. 426–442. DOI: 10.1002/srin.201200099.

- [190] H. Ul Hassan, F. Maqbool, A. Güner, A. Hartmaier, N. Ben Khalifa und A. E. Tekkaya. “Springback prediction and reduction in deep drawing under influence of unloading modulus degradation”. In: *International Journal of Material Forming* 9.5 (Nov. 2016), S. 619–633. DOI: 10.1007/s12289-015-1248-5.
- [191] Z. Mu, J. Zhao, Q. Meng, Y. Zhang und G. Yu. “Limitation analysis of the Hill48 yield model and establishment of its modified model for planar plastic anisotropy”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 299 (Jan. 2022), S. 117380. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117380.
- [192] W. Bleck und P. Larour. “Effect on strain rate and temperature on the mechanical properties of LC and IF steels”. In: *International Forum for the Properties and Application of IF Steels*. Arcadia Ichigaya, Tokyo, 2003, S. 138–147.
- [193] B. Cornelissen, B. Rietman und R. Akkerman. “Frictional behaviour of high performance fibrous tows: Friction experiments”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 44 (Jan. 2013), S. 95–104. DOI: 10.1016/j.compositesa.2012.08.024.
- [194] U. Sachs et al. “Characterization of the dynamic friction of woven fabrics: Experimental methods and benchmark results”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 67 (Dez. 2014), S. 289–298. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.08.026.
- [195] C. Poppe, D. Dörr, F. Kraus und L. Kärger. “Experimental and numerical investigation of the contact behavior during FE forming simulation of continuously reinforced composites in wet compression molding”. In: *PROCEEDINGS OF THE 22ND INTERNATIONAL ESAFORM CONFERENCE ON MATERIAL FORMING: ESAFORM 2019*. Vitoria-Gasteiz, Spain, 2019, S. 020002. DOI: 10.1063/1.5112507.
- [196] K. A. Fetfatsidis, D. Jauffrès, J. A. Sherwood und J. Chen. “Characterization of the tool/fabric and fabric/fabric friction for woven-fabric composites during the thermostamping process”. In:

- International Journal of Material Forming* 6.2 (Juni 2013), S. 209–221. DOI: 10.1007/s12289-011-1072-5.
- [197] W Najjar, C Pupin, X Legrand, S Boude, D Soulat und P Dal Santo. “Analysis of frictional behaviour of carbon dry woven reinforcement”. In: *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 33.11 (Juni 2014), S. 1037–1047. DOI: 10.1177/0731684414521670.
- [198] E. I. Avgoulas, D. M. Mulvihill, A. Endruweit, M. P. Sutcliffe, N. A. Warrior, D. S. De Focatiis und A. C. Long. “Frictional behaviour of non-crimp fabrics (NCFs) in contact with a forming tool”. In: *Tribology International* 121 (Mai 2018), S. 71–77. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.01.026.
- [199] S. Y. Park, W. J. Choi, H. S. Choi und H. Kwon. “Effects of surface pre-treatment and void content on GLARE laminate process characteristics”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 210.8 (Juni 2010), S. 1008–1016. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.01.017.
- [200] S Bickerton, E. Sozer, P. Graham und S. Advani. “Fabric structure and mold curvature effects on preform permeability and mold filling in the RTM process. Part I. Experiments”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 31.5 (Mai 2000), S. 423–438. DOI: 10.1016/S1359-835X(99)00087-1.
- [201] E Heardman, C Lekakou und M. Bader. “In-plane permeability of sheared fabrics”. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32.7 (Juli 2001), S. 933–940. DOI: 10.1016/S1359-835X(01)00006-9.
- [202] M. Louis und U. Huber. “Investigation of shearing effects on the permeability of woven fabrics and implementation into LCM simulation”. In: *Composites Science and Technology* 63.14 (Nov. 2003), S. 2081–2088. DOI: 10.1016/S0266-3538(03)00111-8.

- [203] S. Konstantopoulos, C. Hueber, E. Mühlbachler und R. Schledjewski. "Identification of the effect of typical curvatures encountered in RTM parts on localized permeability of fibrous preforms". In: *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science* 2.2 (Apr. 2016), S. 57–66. DOI: 10.1080/20550340.2016.1229829.
- [204] H. F. Wu, L. L. Wu, W. J. Slagter und J. L. Verolme. "Pilot study of metal volume fraction approach for fiber/metal laminates". In: *Journal of Aircraft* 32.3 (Mai 1995), S. 663–671. DOI: 10.2514/3.46771.
- [205] M. Hagenbeek, C. Van Hengel, O. J. Bosker und C. A. J. R. Vermeeren. "Static Properties of Fibre Metal Laminates". In: *Applied Composite Materials* 10.4/5 (2003), S. 207–222. DOI: 10.1023/A:1025569316827.
- [206] D. Kim, T. Centea und S. Nutt. "Out-time effects on cure kinetics and viscosity for an out-of-autoclave (OOA) prepreg: Modelling and monitoring". In: *Composites Science and Technology* 100 (Aug. 2014), S. 63–69. DOI: 10.1016/j.compscitech.2014.05.027.
- [207] S.-S. Hwang, S. Y. Park, G.-C. Kwon und W. J. Choi. "Cure kinetics and viscosity modeling for the optimization of cure cycles in a vacuum-bag-only prepreg process". In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 99.9-12 (Dez. 2018), S. 2743–2753. DOI: 10.1007/s00170-018-2467-y.
- [208] S. Li, P. K. Järvelä und P. A. Järvelä. "A comparison between apparent viscosity and dynamic complex viscosity for polypropylene/maleated polypropylene blends". In: *Polymer Engineering & Science* 37.1 (Jan. 1997), S. 18–23. DOI: 10.1002/pen.11641.
- [209] J. Benz und C. Bonten. "Reactive extrusion of PA6 – different ways to increase the viscosity". In: Dresden, Germany, 2019, S. 020004. DOI: 10.1063/1.5084805.