

Beitrag zum Umformverhalten von PA6/CF Gelegelaminaten im nicht-iso- thermen Stempelumformprozess

zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau
des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)

genehmigte

Dissertation

von

Tobias Dominik Joppich, M.Sc. (hons.)

geboren in Oldenburg (Oldb.)

Tag der mündlichen Prüfung: 05. Juli 2019
Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Frank Henning
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang

Vorwort

Die vorliegende Dissertationsschrift entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter des Produktbereichs Polymer Engineering am Fraunhofer-Institut für Chemische Technologie ICT im Zeitraum zwischen 2012 und 2018.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Henning für die Ermöglichung und Betreuung der Arbeit, das mir stets entgegengebrachte Vertrauen sowie die hervorragenden Arbeitsbedingungen und die damit einhergehenden Möglichkeiten zur inhaltlichen Gestaltung und Persönlichkeitsentwicklung. Darüber hinaus bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang für die Übernahme des Mitberichts und das gezeigte Interesse an der Arbeit. Für die Übernahme des Prüfungsvorsitz danke ich Prof. Dr.-Ing. Xu Cheng.

Ganz besonderer Dank gebührt den Kollegen der Gruppe der Thermoplastverarbeitung für die Unterstützung in der Projektarbeit, den inhaltlichen Diskussionen sowie das zielorientierte und freundschaftliche Miteinander. Speziell zu nennen sind hier Benjamin Hangs, Felix Manger, Sebastian Baumgärtner, Raphael Jauch, Christoph Lohr, Tobias Link, Sascha Kilian und Andreas Menrath. Im Weiteren bedanke ich mich vor allem auch bei Stephan Ihle für die Unterstützung mit dem Robotertransfersystem sowie Hartmut Kempf für die allzeit gute Stimmung und praktische Umsetzung im Technikum.

Besonders hervorzuheben ist außerdem die hervorragende Zusammenarbeit und gemeinsame Gestaltung des Themenfeldes der Tapedrapierung mit Dominik Dörr vom KIT-FAST. Erst durch sein Engagement in der Methodenentwicklung und der gegenseitigen Motivation sind einige Inhalte dieser Arbeit möglich geworden.

Außerdem danke ich der PE-Produktbereichsleitung, dem TecService Team sowie Ulrich Förther-Barth für die Unterstützung bei der Nutzung der Prüfmaschinen.

Nicht zu vergessen sind auch die von mir betreuten Abschlussarbeiter(-Innen) und Hiwis. Dies sind namentlich Leonie van der Meulen, Michael Lang, Florian Schulz, Tobias Mosthaf, Marion Gully, Christian Poppe, Julian Heidenreich, Ludwig Schöttl und Jeanette Mostafa.

Nicht zuletzt bedanke ich mich bei meiner Familie und meinen Freunden für die Ermöglichung, den Rückhalt, das entgegengebrachte Verständnis und den nötigen privaten Ausgleich.

Karlsruhe, im Januar 2019

Tobias Joppich

Kurzfassung

Kontinuierlich faserverstärkte Kunststoffe spielen aufgrund ihrer hohen gewichts-spezifischen, mechanischen Eigenschaften eine bedeutsame Rolle im Kontext aktueller Leichtbaubestrebungen zur Energie-, Ressourcen-, und Umweltschonung. Vor dem Hintergrund einer automobilen Großserienproduktion bietet die Verwendung von unidirektional faserverstärkten Thermoplast-Tapes (UD-Tapes) dabei ein herausragendes Potential für maßgeschneiderte, strukturelle Leichtbauanwendungen. Mithilfe der sequentiellen Tape-Prozesskette, bei der zweidimensionales Tapelegen, flächige Konsolidierung und Umformung in getaktete Teilprozessschritte untergliedert ist, lassen sich die geforderten Taktzeiten im Bereich von einer Minute realisieren. Maßgeblich verantwortlich für die Herbeiführung der Bauteilgestalt ist hierbei der Umformprozess, bei dem ein vorkonsolidierter Mehrschichtverbund, ein sogenanntes Gelegelaminat, nicht-isotherm tiefgezogen wird. Zur Überführung dieser materialbasierten Technologie in Serienanwendungen ist jedoch weiterführendes Verständnis des Umformverhaltens auf Bauteilebene und dem Einfluss der Prozessbedingungen unumgänglich. Das Zusammenwirken aus anisotroper Halbzeugmorphologie, aufgebaut aus orthotropen Einzelschichten mit den visko-elastischen Eigenschaften der thermoplastischen Matrix sowie den Herausforderungen bei der Handhabung und Prozessführung des biegeschlaffen Halbzeugs führt zu einer komplexen Material-Prozess-Merkmal Beziehung. In der vorliegenden Arbeit wird daher mithilfe von experimentellen und simulativen Studien das Umformverhalten auf Bauteilebene analysiert. Hierzu wird zunächst das Werkstoffverhalten auf Couponebene vollumfänglich untersucht sowie ein automatisierter Umformprozess entwickelt und charakterisiert. Anschließend werden Studien zum Einfluss vom Lagenaufbau, der Materialeigenschaften und der Prozessführung durchgeführt und anhand des auftretenden out-of-plane Faltenwurfs an einer Schikanengeometrie quantitativ evaluiert. Die Intensität des auftretenden Faltenwurfs wird mit der Halbzeugmorphologie, der vorliegenden Mechanismen und der Prozessführung vor dem Hintergrund des Materialverhaltens korreliert. Auf Basis der erzielten Ergebnisse wird ein tiefes Verständnis des Umformverhaltens von PA6/CF Gelegelaminaten im nicht-isothermen Stempelumformprozess geschaffen. Es lassen sich Empfehlungen zur Optimierung des Lagenaufbaus, Materials und Prozesses ableiten. Ebenso untermauern die Ergebnisse welche Effekte in der Simulation zu berücksichtigen sind, um das Umformverhalten zukünftig präzise abbilden zu können.

Abstract

Due to their high weight-specific mechanical properties, continuous fiber-reinforced plastics play an important role in the context of current lightweight design efforts for energy, resource and environmental protection. Against the background of large-scale automotive production, the use of unidirectional fiber-reinforced thermoplastic tapes (UD tapes) offers an outstanding potential for tailor-made, structural lightweight applications. With the help of the sequential tape process chain, where two-dimensional tape laying, consolidation and stampforming are subdivided into synchronized process steps, the required cycle times in the range of one minute can be realized. Here the forming process is significantly responsible for the achievement of the component shape, in which a preconsolidated multi-layer composite, a so-called "tape layup", is non-isothermally deep-drawn. In order to translate this material-based technology into mass production applications, further understanding of the forming behavior at the component level and the influence of the process conditions is inevitable. The mechanistic interaction of anisotropic semi-finished morphology, composed of orthotropic single layers with the visco-elastic properties of a thermoplastic matrix, as well as the challenges in handling and process control of the flexible semi-finished product lead to a complex material-process-property interaction. In the present work, therefore, the forming behavior at the component level is analyzed by means of experimental and simulative studies. For this purpose, firstly the material behavior is investigated on coupon level and secondly an automated forming process is developed and characterized. Subsequently, studies on the influence of the layer structure, the forming mechanisms and the process parameters are carried out and quantitatively evaluated on the basis of the occurring out-of-plane wrinkling using a complex draping geometry. The intensity of the wrinkles occurring is correlated with the layup-morphology, the mechanisms and the process conditions against the background of the material behavior. Based on the obtained results a deep understanding of the forming behavior of PA6/CF laminates in the non-isothermal stampforming process is created. Recommendations for the layer structure-, material- and process-optimization can be derived. Likewise, the results substantiate which effects must be taken into account in the simulation so that the forming behavior can be precisely predicted.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	i
Kurzfassung	iii
Abstract	v
Inhaltsverzeichnis	vii
Formelzeichen	x
Abkürzungsverzeichnis	xiii
1 Einleitung	15
1.1 Motivation	16
1.2 Zielsetzung.....	17
1.3 Aufbau der Arbeit	17
2 Stand der Forschung und Technik	21
2.1 Vom UD-Tape zum Bauteil	21
2.1.1 Halbzeugcharakteristika	21
2.1.2 Verfahren zum Legen von UD-Tapes	23
2.1.3 Die sequentielle Tape-Prozesskette	26
2.2 Formgebung thermoplastischer Gelegelamine.....	29
2.2.1 Nicht-isotherme Metallstempel - Umformung	29
2.2.2 Handhabung	31
2.2.3 Umformmechanismen.....	33
2.2.4 Charakterisierung umformrelevanter Materialeigenschaften	36
2.2.5 Drapiermerkmale bei der Formgebung	39
2.2.6 Physikalische Modellbildung	43
2.3 Abgrenzung der Arbeit.....	48
3 Werkstoffcharakterisierung	49
3.1 Vorstellung des Werkstoffsystems.....	49
3.2 Herleitung des Prozessfensters zur Bauteilumformung	52
3.3 Prüfstände, Probekörper und Versuchsdurchführung	55
3.3.1 Reibung.....	55
3.3.2 Scherung	58
3.3.3 Biegung.....	59
3.3.4 Probenvorbereitung, Parameterauswahl und Auswertung.....	59
3.4 Ergebnisse.....	61
3.4.1 Reibung.....	61
3.4.2 Scherung	64
3.4.3 Biegung.....	66

3.4.4 Mechanismenhemmung durch Kristallisation	68
3.5 Zusammenfassung.....	70
4 Prozessentwicklung.....	73
4.1 Entwicklung der Umformzelle	73
4.1.1 Layout.....	74
4.1.2 Transportrahmen- und Greifkonzept.....	75
4.1.3 Versuchskörper und Werkzeug	77
4.1.4 Kontrollierte Manipulation der Prozessbedingungen	78
4.1.5 Erfassung relevanter Prozessgrößen	78
4.1.6 Probenherstellung und Verfahrensablauf	80
4.2 Prozesscharakterisierung.....	82
4.2.1 Prozesszeiten und Temperaturen	82
4.2.2 Handhabung.....	88
4.2.3 Reproduzierbarkeit in der Bauteilabformung.....	91
5 Validierung auf Bauteilebene.....	93
5.1 Identifikation und Quantifizierung von Drapiermerkmalen	93
5.1.1 Faltenwurf	93
5.1.2 Dickenverteilung	95
5.2 Experimentelle Lagenaufbaustudie	96
5.2.1 Verwendeter Parameterraum und Vorgehensweise	96
5.2.2 Ergebnisse.....	96
5.3 Simulative Materialparameterstudie	99
5.3.1 Verwendeter Parameterraum und Vorgehensweise	100
5.3.2 Ergebnisse.....	102
5.4 Experimentelle Prozessparameterstudie	112
5.4.1 Verwendeter Parameterraum und Vorgehensweise	112
5.4.2 Ergebnisse.....	113
6 Diskussion der Ergebnisse	123
6.1 Einfluss des Lagenaufbaus und der Materialeigenschaften auf den Faltenwurf.....	123
6.2 Einfluss der Prozessparameter auf den Faltenwurf	125
7 Zusammenfassung und Ausblick.....	128
7.1 Zusammenfassung.....	128
7.2 Ausblick	129
Literaturverzeichnis.....	131
Anhang.....	143
A.1: Ermittelte Materialkennwerte für die Regressionsanalyse	143
A.1.1 Reibung.....	143
A.1.2 Scherung	144

A.1.2 Biegung.....	145
A.2: Ermittelte skalare Krümmungswerte der Materialparameterstudie nach Formel (13)	146
A.2.1 BIAX ohne Greifereinfluss	146
A.2.2 QI ohne Greifereinfluss	146
A.2.3 BIAX mit Greifereinfluss	147
A.2.4 QI mit Greifereinfluss	147
A.3: Ermittelte skalare Krümmungswerte der Prozessparameterstudie nach Formel (13)	148
A.3.1 BIAX.....	148
A.3.1 QI.....	149
Lebenslauf	151

Formelzeichen

Lateinisch

A	Fläche	[mm ²]
b	Breite	[mm]
\dot{C}	Abkühlrate	[K/s]
c_i	Koeffizient im statistischen Modell	[variabel]
c_p	spezifische Wärmekapazität	[J/kgK]
d	Dicke	[mm]
d_L	Einzelsschichtdicke	[mm]
E	Elastizitätsmodul	[GPa]
E_1	Elastizitätsmodul in Faserrichtung	[MPa]
E_2	Elastizitätsmodul quer zur Faserrichtung	[MPa]
$E_{isotrop}$	Isotropes Elastizitätsmodul	[MPa]
el	Index für Element / Polygon	[-]
F	Kraft	[N]
F_G	Greifkraft	[N]
F_{G_SW}	Greifkraft Stellwert	[-]
F_P	Presskraft	[N]
G_{12}	Schermodul	[MPa]
ΔH	Massenspezifische Enthalpieänderung	[J/g]
ΔH_f	Kristallisationsenthalpie	[J/g]
ΔH_f^0	approximierte Kristallisationsenthalpie bei vollständiger Kristallisation	[J/g]
i	fortlaufender Index	[-]
j	fortlaufender Index	[-]
k_z	Thermische Leitfähigkeit in Dickenrichtung	[W/mK]

l	Länge	[mm]
l_{kante}	Elementkantenlänge	[mm]
M	Torsionsmoment	[mNm]
m	Konstante im Viskositätsmodell	[-]
n	Konstante im Viskositätsmodell	[-]
n_L	Lagenanzahl	[-]
N	Anzahl / Versuchsanzahl	[-]
p	Druck	[kPa]
Q^2	Vorhersagegüte im statistischen Modell	[-]
R^2	Bestimmtheitsmaß im statistischen Modell	[-]
s	Weg	[mm]
s_{max}	Maximaler Umformweg	[mm]
s_p	Umformrestweg	[mm]
Δs	Wegdifferenz / Verschiebung	[mm]
s_{Falte}	Faltengröße	[mm]
T	Temperatur	[°C]
T_A	Aufheiztemperatur des Gelegelaminats	[°C]
T_W	Werkzeugtemperatur	[°C]
T_a	Spannung in Faserrichtung	[MPa]
ΔT	Temperaturfenster der Umformung	[°C]
t	Zeit	[s]
Δt	Zeitliches Fenster der Umformung	[s]
v	Geschwindigkeit	[mm/s]
v_R	Reibgeschwindigkeit	[mm/min]
v_P	Schließgeschwindigkeit der Presse	[mm/s]
\bar{v}_p	mittlere Umformgeschwindigkeit	[mm/s]

Formelzeichen

v_{rot}	Rotationsgeschwindigkeit	[rpm]
V_f	Faservolumenanteil	[-]
X	Kristallisationsgrad	[-]
X_r	Realtiver Kristallisationsgrad	[-]
X_{max}	maximaler Kristallisationsgrad des Werkstoffes	[-]
X_{∞}	Anteil bei bei maximalem Kristallisationsgrad	[-]
x	Faktor im statistischen Modell	[-]
y	Zielgröße im statistischen Modell	[-]

Griechisch

α	Faserorientierungsvektor	[-]
$\dot{\gamma}$	Scherrate	[1/s]
ε	Dehnung / verbleibender Fehler in der Regressionsanalyse	[-]
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrate	[1/s]
ϕ	Winkel bei der Biegedeformation	[rad]
κ	Krümmung	[1/mm]
η	Viskosität	[Pas]
η_{∞}	Viskositätskonstante im Viskositätsmodell	[MPas]
η_0	Viskositätskonstante im Viskositätsmodell	[MPas]
ρ	Dichte	[kg/m ³]
ρ_m	Dichte des Matrixpolymers	[kg/m ³]
σ	Spannung	[MPa]
τ	Reib- /Schubspannung	[kPa]
τ_{crit}	Kritische Reibspannung	[kPa]
τ_0	Reibkonstante	[kPa]
μ	Coloumbscher Reibkoeffizient	[-]

Abkürzungsverzeichnis

AFP	Automated Fiber Placement (engl.)
ATL	Automated Tape Laying (engl.)
BIAX	Biaxialer Gelegeaufbau
CAD	Computer Aided Design (engl.)
CF	kohlenstofffaserverstärkt
DF	Degree of Freedom (engl.)
DSC	Differential Scanning Calorimetry (engl.)
DMA	Dynamisch Mechanische Analyse
DOE	Design of Experiments (engl.) / Statistische Versuchsplanung
FCC	Face Centered Cubic (engl.) / Kubisch Flächenzentrierter Versuchsplan
FEM	Finite Elemente Methode
FVK	Faserverbundkunststoff
GF	glasfaserverstärkt
IR	Infrarot
MLR	Method of Least Squares (engl.) / Methode der kleinsten Quadrate
OT	Obere Stößeltotlage
PP	Polypropylen
PA6	Polyamid-6
PEI	Polyetherimid
Ply	Einzellage/-schicht
PPS	Polyphenylensulfid
PEEK	Polyetheretherketon
PEKK	Polyetherketonketon
QI	Quasiisotroper Gelegeaufbau

Abkürzungsverzeichnis

RSM	Response Surface Modelling (engl.)
RSD	Residual Standard Deviation (engl.)
Tape	Thermoplastisch imprägnierte Bänder mit Faserverstärkung
Tool	Werkzeug (engl.)
UD	Unidirektional
2D	zweidimensional
3D	dreidimensional

1 Einleitung

Bedingt durch politische Verordnungen als Reaktion auf den Klimawandel [1] sowie dem stetigen Bestreben zur Energie-, Ressourcen-, und Umweltschonung, gilt der Leichtbau als eine wesentliche Schlüsseltechnologie des 21. Jahrhunderts [2, 3]. Leichtbau ist dabei definiert als „die Umsetzung einer Entwicklungsstrategie, die darauf ausgerichtet ist, unter vorgegebenen technischen Randbedingungen die geforderte Funktion durch ein System minimaler Masse zu realisieren“ [4]. Speziell bei Systemen mit bewegter Masse, wie zum Beispiel Strukturen im Transportwesen oder Maschinenbau, kann der Leichtbau daher neben technologischen Zielen zu einer hohen Effizienzsteigerung sowie der Erfüllung ökologischer und ökonomischer Ziele führen [5]. Neben einer Vielzahl wünschenswerter Zusatzfunktionen, ist die Erfüllung der mechanischen Anforderungen in der Regel Grundvoraussetzung und bedingt die Verwendung von Werkstoffen mit hohen gewichtsspezifischen, mechanischen Eigenschaften [6]. Diesbezüglich bieten faserverstärkte Kunststoffe (FVK) unter Nutzung ihrer anisotropen Materialeigenschaften ein herausragendes Potential [3, 7]. Die Klasse der kontinuierlich verstärkten Materialsysteme besitzt dabei das höchste Maß an gewichtsspezifischer, mechanischer Performance [4, 7, 8] und ist daher bezüglich strukturell stark beanspruchter Komponenten von besonderem Interesse. Die wohl bekanntesten Serienprodukte, die eine Vielzahl von Struktur-Komponenten mit kontinuierlich faserverstärkten Kunststoffen beinhalten, sind die BMW i-Modelle sowie der Airbus A350 und der Boeing 787 Dreamliner. Trotz dieser Erfolgsbeispiele wirken eine Reihe von technologischen sowie monetären Randbedingungen immer noch inhibitorisch auf eine weitreichendere Verbreitung der Hochleistungs-Faserverbundkunststoffe. Dies sind unter anderem hohe Materialkosten, Mangel an kostengünstigen Herstellungs-, Verarbeitungs- und Fügetechnologien [5] sowie nicht hinreichend beantworteter Fragestellungen zu Mechanismen, Merkmalen und Auswirkungen fertigungstechnischer Einflüsse.

Vor dem Hintergrund der Anforderungen an eine automobiler Großserienproduktion bieten speziell Faserverbundkunststoffe mit thermoplastischen Matrixsystemen ein herausragendes Potential [9]. Je nach Bauteildicke lassen sich Komponenten bei hohem Grad der Prozessautomatisierung in Taktzeiten unter einer Minute fertigen. Gleichzeitig lässt sich diese Materialklasse ohne chemische Reaktionen verarbeiten und bietet zudem ein enormes Potential für intrinsische Fügetechnologien sowie die Hybridisierung in etablierten Großserienprozessen wie dem Spritzgießen und Fließpressen [4]. In diesen Verfahrenskombinationen lassen sich die werkstofflichen und gestalterischen Potentiale unterschiedlicher, faserverstärkter Thermoplaste am sinnvollsten Nutzen [3]. Neben dem bereits in Serie zu findenden thermoplastisch imprägnierten Geweben, sogenannten „Organoblechen“, hat sich in den letzten Jahren eine neue Halbzeugklasse in Form von vorimprägnierten unidirektionalen Bändern („UD-

Tapes“) am Markt stark entwickelt. Durch die unidirektional gestreckten Verstärkungsfasern lassen sich mithilfe optimierter Bauteilgestaltungen und neuer Verarbeitungsprozesse Bauteile belastungsoptimiert auslegen und herstellen [10, 11], um so weiteres Leichtbaupotential auszuschöpfen. Speziell die Herausforderungen und Bestrebungen zur effizienten Verarbeitung haben in den letzten Jahren neue Errungenschaften in der Prozess- und Maschinenentwicklung hervorgebracht. Als verhältnismäßig junge Werkstoffklasse gibt es jedoch noch eine ganze Reihe unzureichend beantworteter Fragestellungen entlang der gesamten Prozesskette, welche den Einzug in die Serie verzögern. Diese Fragestellungen reichen von der Halbzeugherstellung, über die Verarbeitung bis hin zur effizienten Nutzung des werkstofflichen Potentials. Vor dem Hintergrund der Taktzeit- und Bauteilanforderungen einer automobilen Großserienproduktion ist speziell die in den letzten Jahren entwickelte sequentielle Tape-Prozesskette von besonderer Bedeutung [10, 12]. Hierbei charakteristisch ist die Herstellung von zunächst flächigen, konsolidierten und möglichst maßgeschneiderten Gelegelaminaten aus UD-Tapes. In einem darauffolgenden Schritt werden die Gelegelaminat erwärmt, im Stempelumformverfahren in Form gepresst und unter Formzwang abgekühlt. Der Teilschritt des Umformens ist dabei maßgeblich für die Herbeiführung der Bauteilgestalt verantwortlich. Das mechanistische Zusammenwirken aus anisotroper Halbzeugmorphologie, aufgebaut aus orthotropen Einzellagenlagen mit den visko-elastischen Eigenschaften der thermoplastischen Matrix sowie den Herausforderungen bei der Handhabung und Prozessführung führen zu einer komplexen Material-Prozess-Merkmal Beziehung. Hier setzt die vorliegende Arbeit an.

1.1 Motivation

Mit Blick auf die zuvor beschriebenen Möglichkeiten zur Erschließung neuer Leichtbaupotentiale unter Verwendung von UD-Tapes, ist es sehr erstrebenswert einen Beitrag für den Serieneinzug dieser Materialklasse zu leisten. Bei näherer Betrachtung der Prozesskette sticht neben der Notwendigkeit der Ablage und Konsolidierung der imprägnierten Bänder vor allem der Formgebungsprozess heraus, da dieser maßgeblich für die Bauteilherstellung verantwortlich ist. Obgleich die dabei auftretenden Mechanismen identifiziert und weitestgehend beschrieben werden konnten [13–15], ist das Zusammenwirken von Materialeigenschaften, der Halbzeugmorphologie und der Prozessführung mit dem Auftreten bestimmter Drapiermerkmale nicht hinreichend erforscht und verstanden. Das Verständnis dieser durch das Material beeinflussten Beziehungen ist jedoch Grundvoraussetzung für eine industrielle Verwertung der Verfahrenstechnologie. Aufgrund der Komplexität des Umformschrittes finden sich in der jüngsten Literatur vor allem neue Ansätze und Weiterentwicklungen zur FEM-gestützten Modellierung sowie Grundlagenuntersuchungen zum Umformverhalten unter laborähnlichen Bedingungen. Diese Entwicklungen sind wesentliche Bestandteile für

die industrielle Nutzung der Technologie. Für die Serieneinführung ist zusätzlich eine seriennahe Prozess-Realisierung und das experimentell belegte Verständnis dieser Wechselwirkungen auf Bauteilebene unumgänglich. Der experimentelle Nachweis von Robustheit und Reproduzierbarkeit in einem industriell skalierten Prozess kann hier Abhilfe schaffen. Ebenso können lediglich Versuche auf Bauteilebene unter Verwendung automatisierter Prozesse die erforderliche Datenbasis liefern, um moderne Simulationsansätze durch Abgleich mit der Realität zu validieren. Im Kontext der experimentellen Untersuchungen kommt u.a. der statistischen Auswertung der Material-Prozess-Merkmal Beziehungen eine besondere Bedeutung zu, um das Auftreten bestimmter Drapiereffekte statistisch abzusichern.

1.2 Zielsetzung

Ausgehend von der dargestellten Motivation ist es Ziel dieser Arbeit einen Beitrag für das Verständnis des Umformverhaltens und der Prozesseinflüsse auf die Formgebung thermoplastischer PA6/CF Gelegelaminat zu leisten. Der Fokus liegt hierbei auf dem Stempelumformverfahren unter Verwendung von metallischen Werkzeughälften. Hierdurch soll die thematische Betrachtung auf einen Prozess beschränkt werden, der den Serienanforderungen der Automobilindustrie Rechnung trägt. Neben der vollumfänglichen Analyse des parameterabhängigen Materialverhaltens des gewählten Materialsystems, steht ebenso die Entwicklung und Umsetzung einer vollautomatisierten Fertigungszelle im Vordergrund dieser Arbeit. Dabei sind Technologien zur Prozessüberwachung und gezielten Prozessmanipulation zu erarbeiten und zu implementieren, um einerseits die Prozessbedingungen und -einflüsse zu charakterisieren und analysieren sowie andererseits die Robustheit und Reproduzierbarkeit des Prozesses nachzuweisen. Dies ist Voraussetzung für eine aussagekräftige Sensitivitätsanalyse hinsichtlich bestimmter prozesstechnischer Einflussfaktoren. Unter Variation des Lagenaufbaus und der Prozessbedingungen soll dann eine umfassende Studie an einer komplexen Bauteil-Geometrie erfolgen. Zur Bewertung des Umformverhaltens wird das charakteristische Drapiermerkmal „out-of-plane“ Faltenwurf herangezogen. Mit den gewonnenen Ergebnissen soll dessen Auftreten mit den Prozessbedingungen korreliert und vor dem Hintergrund der ermittelten Materialeigenschaften diskutiert werden. Letztendlich sollen basierend auf dem generierten Prozessverständnis Empfehlungen zur Optimierung des Werkstoffsaufbaus und der Prozessführung abgeleitet werden.

1.3 Aufbau der Arbeit

Die vorliegende Dissertation ist in sieben Kapitel gegliedert. Der Aufbau und die Struktur der Arbeit sind abgeleitet von der in Kapitel 1 beschriebenen Motivation und

Zielsetzung zur Analyse und Bewertung des prozessparameterabhängigen Umformverhaltens thermoplastischer Gelelamine.

Kapitel 2 gibt einen Überblick zum aktuellen Stand der Forschung und Technik. Ferner werden themenbezogene Grundlagen zum Verständnis der Inhalte und Vorgehensweise erläutert. Neben der Vorstellung und Einordnung verschiedener Prozessstrategien im Umfeld des Tapelegens erfolgt die Definition der Systemgrenze vom betrachteten Umformverfahren mit metallischen Stempelwerkzeugen. Außerdem wird in die auftretenden Umform-Mechanismen und Drapiermerkmale sowie experimentellen Charakterisierungsmethoden und die Modellbildung eingeführt.

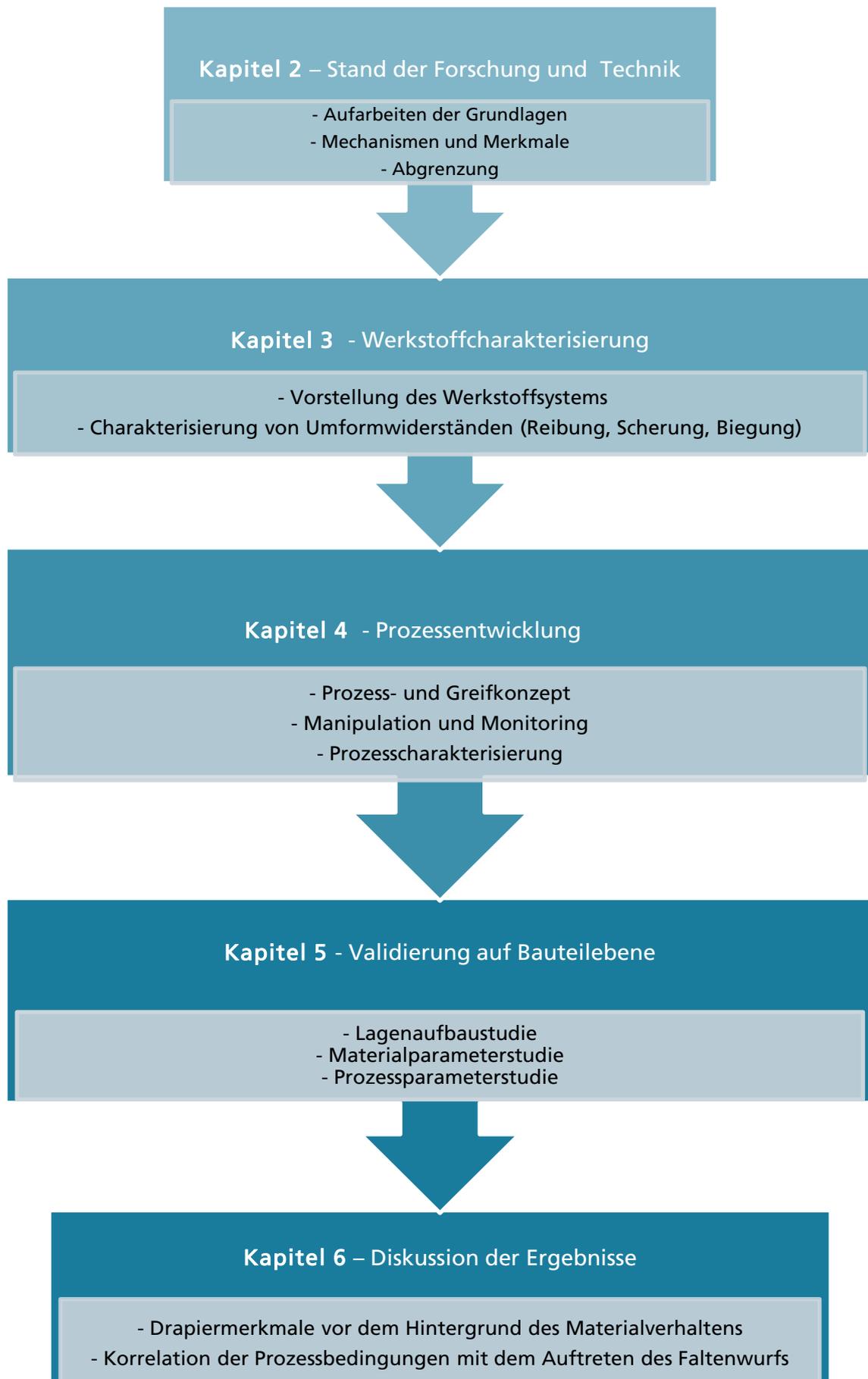
In Kapitel 3 werden zunächst die verwendeten Materialien vorgestellt und aus thermischen Materialdaten das für die Umformung relevante Prozessfenster abgeleitet. Anschließend wird das gewählte Werkstoffsystem umfassend hinsichtlich umformrelevanter Materialeigenschaften charakterisiert. Dies umfasst die Reib-, Scher- und Biegeeigenschaften unter Berücksichtigung von Temperatur- und Ratenabhängigkeit.

Kapitel 4 beschäftigt sich mit der Prozessentwicklung und Umsetzung einer vollautomatisierten Fertigungszelle. Hierbei ist die kontrollierte Prozessmanipulation sowie die Implementierung von Online-Messtechnik zur Erfassung von Prozessdaten von besonderem Interesse. Die gesammelten Daten werden genutzt, um die entwickelte Fertigungszelle prozesstechnisch zu charakterisieren und zu bewerten.

In Kapitel 5 wird das Umformverhalten von Gelelaminaten auf Bauteilebene analysiert und vor dem Hintergrund der Materialeigenschaften und des entwickelten Prozesses validiert. Zunächst wird vorgestellt wie auftretende Drapiermerkmale im Rahmen dieser Arbeit erfasst und quantifiziert werden, um das Umformverhalten beschreiben zu können. Darauf folgt eine experimentelle Studie zum Einfluss des Lagenaufbaus, eine simulative Studie zum Einfluss der Materialparameter sowie eine experimentelle Studie zum Einfluss der Prozessparameter auf die Ausprägung von Falten während der Umformung.

In Kapitel 6 werden die gewonnenen Erkenntnisse aus Kapitel 3 bis Kapitel 5 im übergeordneten Kontext der Arbeit diskutiert. Die Umformergebnisse auf Bauteillevel werden dazu vor dem Hintergrund der ermittelten Materialeigenschaften und der Prozessbedingungen interpretiert. Es erfolgt eine Einordnung in den Kontext aktueller Forschungen.

Kapitel 7 fasst die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit zusammen und schließt damit die Dissertationsschrift ab.



2 Stand der Forschung und Technik

Die folgenden Abschnitte dienen dazu themenrelevante Grundlagen zu erläutern, sowie den Stand der Forschung und Technik als Ausgangsbasis für das eigene Vorhaben darzulegen. Neben der Vorstellung und Einordnung verschiedener Prozessstrategien im Umfeld des Tapelegens, erfolgt die Definition der Systemgrenze vom betrachteten Umformverfahren mit metallischen Stempelwerkzeugen. Die Umformung wird im Kontext der Bauteilherstellung näher erläutert. Dabei wird neben der prozesstechnischen Umsetzung in die einhergehenden Mechanismen und deren experimentelle Charakterisierung eingeführt. Mögliche aus der Umformung resultierende Drapiermerkmale werden vorgestellt und diskutiert. Zuletzt werden aktuelle Modellierungsansätze vorgestellt.

2.1 Vom UD-Tape zum Bauteil

Der erste Teil dieses Kapitels beschäftigt sich mit den Halbzeugcharakteristika sogenannter UD-Tapes sowie den Prozesstechnologien zur Verarbeitung der Halbzeuge bis zum Bauteil. Hierbei wird sukzessive auf die sequenzielle Tape-Prozesskette hingeführt, die als zentralen Schritt die Bauteilformgebung durch Umformung zweidimensionaler Gelegelaminats auf Basis von UD-Tapes vorsieht.

2.1.1 Halbzeugcharakteristika

UD-Tapes sind dünne Bänder mit weitestgehend vollständiger Imprägnierung unidirektional und ondulationsfrei vorliegender Fasern. Dabei liegt die Halbzeugdicke typischerweise unter 0,3 mm. Durch gezielte Stapelung und Zusammenführung der stark orthotropen Einzellagen entstehen sogenannte Gelegelaminats, deren Eigenschaftsanisotropie sich individuell einstellen lässt.

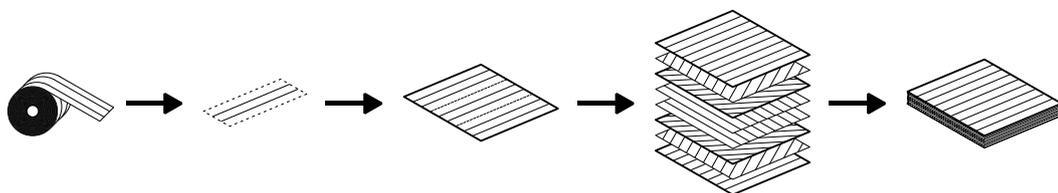


Abbildung 1: Exemplarische Morphologie eines multiaxialen Gelegelaminats hergestellt aus UD-Tapes

Die Verwendung und Verarbeitung der UD-Tapes im Sinne einer Bauteilherstellung bringt im Umfeld der Faserverbundkunststoffe folgende werkstofflichen sowie verfahrenstechnischen Charakteristika mit sich, welche das Potential dieser Werkstoffklasse verdeutlichen sollen:

Werkstoffliche/morphologische Charakteristika:

- Die Verstärkungsfasern sind unidirektional ausgerichtet -> stark orthotrope Eigenschaften
- Die Verstärkungsfasern liegen gestreckt im Halbzeug vor-> keine Eigenschaftsreduzierung durch Faserondulationen
- Fasern sind bereits im Halbzeug thermoplastisch imprägniert und idealerweise konsolidiert
- Halbzeugdicken liegen typischerweise im Bereich zwischen 0,1 mm – 0,2mm für Kohlenstofffaserhalbzeuge und 0,2 mm - 0,3 mm für Glasfaserhalbzeuge
- Durch entsprechende Stapelreihenfolgen lassen sich sogenannte Gelegelamine herstellen und die übergeordneten Laminat-Eigenschaften einstellen
- Sehr hoher Faservolumengehalt von 50 – 60 wt% realisierbar
- Bauteile mit hohen gewichtsspezifischen Eigenschaften herstellbar
- Performance und Kosten sind durch die Faser/Matrix-Kombination in weiten Bereichen an die Anwendung adaptierbar
- Gesteigerte Warmformbeständigkeit durch kontinuierliche Faserverstärkung
- Reduzierte Kriechneigung bei Kraftereinleitung in die Endlosfasern
- Schweißbar mit kompatiblen Thermoplasten
- Thermoplastische Recyclingverfahren anwendbar

Generelle Verfahrenscharakteristika:

- Hohe Automatisierbarkeit ist gegeben
- Faserorientierungen innerhalb zweidimensionaler Gelegelamine sind beliebig¹ einstellbar
- Fasergehalt ist durch das Halbzeug bestimmt und damit vom weiteren Herstellungsprozess entkoppelt²
- Möglichkeit zur direkten Verarbeitung verschiedener Halbzeugtypen zu einem Bauteil
- Endkonturnahe Gelegetherstellung unter Verwendung angepasster Tapebreiten und Legestrategien minimiert Verschnitt
- Variierende Wandstärken innerhalb eines Bauteils realisierbar
- Kombination mit und Integration von weiteren thermoplastischen Verarbeitungs- und Fügeverfahren („Co-Molding“) möglich, z.B. Spritzgießen und Fließpressen
- Die direkte Herstellung von schalenförmigen 2,5D-Preforms/Bauteilen ist unter Einschränkung einer beliebigen Faserorientierung und ggfls. der Konsolidiergüte möglich
- Direkte Ablage auf thermoplastischen Geweben / Schäumen / Strukturen möglich
- Umformbarkeit in mehrfach gekrümmte Strukturen durch Erwärmung gestapelter Gelegelamine möglich

Aus der Summe der aufgezählten Merkmale wird ersichtlich, warum diese Halbzeugklasse eine gesteigerte Aufmerksamkeit aus Forschung und Industrie erfährt. Durch Verwendung der UD-Tapes in Gelegelaminaten und Verstärkungsstrukturen ist davon auszugehen, dass dieses Potential unter Verwendung geeigneter Prozesstechnologien

¹ Ausgenommen ist eine gekrümmte Ablage in der Ebene. Dies ist nur in Sonderverfahren möglich

² Sehr lokal auftretende Effekte sind hiervon ausgeschlossen

mit hoher Effizienz genutzt werden kann. Auf Basis intensiver Bestrebungen zur Überführung in Serienapplikationen sind heute bereits eine Vielzahl von Faser-Matrix Kombinationen in Form von UD-Tapes unterschiedlicher Materialhersteller kommerziell erhältlich. Die Darreichung erfolgt in der Regel als Rollenware. Die angebotenen Halbzeuge können sich dabei je nach Hersteller in Dicke und Breite stark unterscheiden. Eine Bauteil- und verfahrensspezifische Harmonisierung der Tapebreite lässt sich jedoch mithilfe von speziellen Schneidanlagen durch sogenanntes „Slitten“ ermöglichen.

2.1.2 Verfahren zum Legen von UD-Tapes

Zur Ablage und Herstellung von faserverstärkten Gelegelaminaten auf Basis von UD-Tapes existieren grundsätzlich zwei Verfahrensansätze: Das „Automated Tape Laying“ (ATL) und das „Automated Fiber Placement“ (AFP). In der Regel dienen bei beiden Prozesstechnologien Industrieroboter oder Portalsysteme zur Aufnahme einer Legeeinheit, welche die gezielte schichtweise Ablage der UD-Halbzeuge ermöglicht. Der wesentlichste Unterschied zwischen ATL und AFP ist in dem Freiheitsgrad zur in der Ebene gekrümmten Ablage der Bänder begründet. Im Gegensatz zum ATL bietet das AFP Verfahren die Realisierung einer gewissen Krümmung in der Halbzeugebene. Dieser Freiheitsgrad ist abhängig von der Biegesteifigkeit des Halbzeugs und steht damit in direkter Korrelation mit der Halbzeugbreite [16]. Verarbeitungsbreiten im AFP Verfahren liegen daher deutlich unter 50 mm, wohingegen Verarbeitungsbreiten im ATL Verfahren typischerweise zwischen 50 mm bis 200 mm angesiedelt sind. Dabei ist natürlich grundsätzlich zu beachten, dass bei geringerer Halbzeugbreite die Einhaltung eines gewissen Materialdurchsatzes und einer geforderten Prozesszykluszeit erschwert sind. Im Zuge neuer Anlagenentwicklungen und Verfahrenskombinationen ist jedoch davon auszugehen, dass die Grenzen beider Verfahrensansätze zunehmend verschwimmen werden.

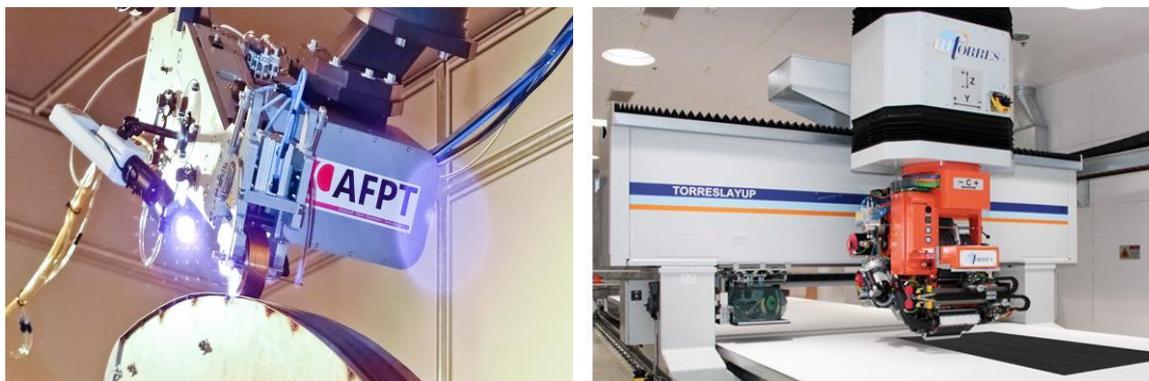


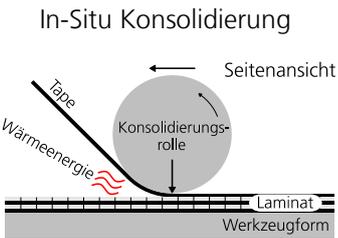
Abbildung 2: links: Automated Fiber Placement (AFP) Roboter-Legekopf der Fa. AFPT [17]
rechts: Automated Tapelaying (ATL) Portalsystem der Fa. MTorres [18]

Bei der Verarbeitung der dünnen thermoplastischen Halbzeuge zu einem Gelegelaminat müssen die einzelnen Tapelagen miteinander verschweißt werden. Dieser

Vorgang ist auch unter dem Begriff der Konsolidierung bekannt. Nach Henning et. al. [4]. ist dieser als „das weitestgehend einschlussfreie Zusammenführen von Fasern, Matrix und gegebenenfalls Füllstoffen und das Verfestigen zum Faserverbundbauteil“ definiert. Im Falle der thermoplastischen Tapes bedeutet dies ein Aufschmelzen der Matrix sowie die Herstellung des intimen Kontakts der Einzellagen mittels Druckapplikation, um die Kohäsion in Form von Molekülverschlaufung herbeizuführen. Die Erstarrung erfolgt durch Abkühlung unter Druckapplikation [19]. Bezogen auf die direkte UD-Tape Verarbeitung lassen sich für diesen Konsolidierungsvorgang im Wesentlichen zwei technologische Konzepte identifizieren. Zum einen die Verarbeitung im In-situ-Konsolidierungs-Verfahren und zum anderen das schnelle Stapeln der Gelege mit lediglich lokaler Vorfixierung. Die eigentliche Konsolidierung erfolgt bei diesem zweiten Konzept in einem separaten Folgeprozessschritt unter flächiger Einbringung von Temperatur und Druck.

In Tabelle 2 ist anhand einiger prozess- und anlagentechnischer Charakteristika dargestellt, wie sich die genannten Prozesskonzepte voneinander unterscheiden und welche Vor- und Nachteile sich daraus ergeben:

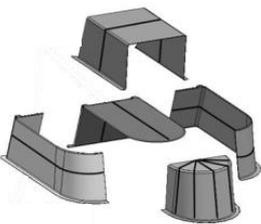
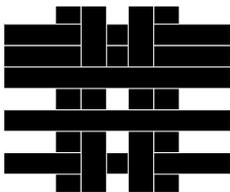
Tabelle 1: In-Situ Konsolidierung vs. Lokale Vorfixierung

	 In-Situ Konsolidierung	 Lokale Vorfixierung
Systemkomplexität	Hoch	Gering
Abzugs/Lege-Geschwindigkeit	Gering	Hoch
Porengehalt	Abhängig von Abzugsgeschwindigkeit	Nicht zutreffend -> nur lokal geheftet
Konsolidierung	Direktkonsolidierung, aber oft nicht vollständig porenfrei	Konsolidierung nachgelagert
Resultierende Geometrie-genauigkeit	Anisotroper Temperatureintrag => Verzug ist zu erwarten	Abhängig von Weiterverarbeitung (hohe Maßhaltigkeit möglich)
Aufwand Parameteranpassung	Hoch	Gering
Maximale Tapebreite	Gering (~25 mm)	Hoch (aktuell bis 165 mm bei Fiberforge)
Maximales Rollengewicht	Gering (~8kg)	Hoch (bis zu 65 kg bei Fiberforge)
Aufwand Spulenwechsel	Hoch	gering (automatisierte Lösungen bereits entwickelt)

Auch im Hinblick auf die Gestaltherbeiführung sind zwei unterschiedliche Konzepte bei der Ablage zu unterscheiden, die 2D und die 2,5D Ablage. Bei der lokalen Vorfixierung erfolgt die Gelegeherstellung in der Regel zunächst in der Ebene (2D). Die finale Bauteilgestalt wird erst in einem nachgeschalteten thermischen Umformprozess

realisiert. Bei der In-situ-Konsolidierung hingegen ist es durch das direkte Verschmelzen der Tapelagen oftmals die Zielsetzung direkt eine Herstellung der finalen Struktur zu realisieren (3D). Tabelle 2 fasst die wesentlichen Charakteristika der 2D und 3D Ablage zusammen.

Tabelle 2: 2D vs. 3D Preforming / Ablage

	3D	2D
		
Komplexität Programmierung	Sehr hoch	Gering bis Mittel
Abzugsart	Direkt von der Rolle / Vorschnitt	Direkt von der Rolle / Vorschnitt
Abzugsgeschwindigkeit	Niedrig bzw. muss entkoppelt werden	Hoch
Legegeschwindigkeit	Niedriger	Hoch
Positioniergenauigkeit	Mittel	Hoch
Realisierbare Umformgrade	Mittel, da limitiert durch Legenkopf (Durch Einzellagen Abformung theoretisch aber hoch)	Mittel bis hoch (erfolgt jedoch im nachgelagerten Umformschritt)
Realisierbare Ablage in Kurven/Radien	Gut möglich, im AFP Prozess auch Krümmung in der Halbzeugebene möglich	2D Legeprozess, bei geringer Halbzeugbreite in der Ebene möglich
Geometriespez. Systemflexibilität	Niedrig	Hoch
Abbildung des Legeprozesses	Schwierig	Einfacher
Vorhersage der Faserorientierung im Bauteil	Einfach, definiert durch Legebahn	Schwieriger (Komplexität liegt im nachgeschalteten Umformprozess)

Entsprechend den vorausgehenden Gegenüberstellungen wird ersichtlich, dass alle Verfahrensvarianten ihre spezifischen Vor- und Nachteile aufweisen. Insgesamt lässt sich jedoch erschließen, dass das Konzept einer 2D Gelegeherstellung mit lokaler Vorfixierung und nachgeschaltetem Konsolidierungs- und Umformschritt die spezifischen Anforderungen einer automobilen Großserie mit höherer Wahrscheinlichkeit erfüllen können wird. Wesentliche anlagentechnische Vorarbeiten zu diesem Konzept wurden in der Vergangenheit bereits durch die Firma FiberForge mit dem ATL-Verfahren „Relay®“ (Rapid Efficient Layup) umgesetzt. Bei diesem Tapelegesystem werden flächige 2D-Gelege Schicht für Schicht auf einem drehbaren Tisch abgelegt. Der Aufbau des Geleges, die Position und die Faserorientierung der einzelnen Tapeschichten können frei gewählt werden. Für eine verbesserte Handhabung in den nachfolgenden Verarbeitungsschritten werden die Tapes, wie eingangs beschrieben, direkt nach dem Ablegen mittels Ultraschallschweißpunkten lokal geheftet. Nach dem Bankrott der Fa.

Fiberforge im Jahr 2013 ist die Relay Technologie inklusive aller Patente und Schutzrechte heute Eigentum der Fa. Dieffenbacher. Im Jahr 2016 stellte die Fa. Dieffenbacher die erste neue Fiberforge ATL-Anlage aus dem eigenen Hause vor. Diese erlaubt die Verarbeitung von bis zu vier verschiedenen Materialien über zwei Legebalken pro Produktionszyklus, wodurch Ablagegeschwindigkeiten von unter 1s pro Tapeestreifen und Materialdurchsätze von bis zu 400 kg/h ermöglicht werden [20].



Abbildung 3: Dieffenbacher Fiberforge-Tapelege-Anlage im Technikum des Fraunhofer ICT

2.1.3 Die sequentielle Tape-Prozesskette

Abgeleitet von den im vorherigen Abschnitt dargestellten Legekonzepten wird in diesem Abschnitt auf das Konzept der sequentiellen Tape-Prozesskette zur Herstellung moderner thermoplastischer Faserverbundbauteile auf Basis von UD-Tapes näher eingegangen. Das Ziel dieses Konzepts liegt in der Aufteilung der Prozesskette in einzelne Teilprozessschritte mit reduzierter Komplexität. Die primäre Motivation für dieses Vorgehen ist in der isolierten Optimierung und Parallelisierung der Teilprozessschritte begründet, um einerseits den geforderten Prozesszeiten für die Bauteilherstellung im automobilen Umfeld gerecht zu werden und andererseits die Anforderungen an Prozesssicherheit und Robustheit erfüllen zu können. Dabei ist zu berücksichtigen, dass hierdurch je nach Bauteilgestalt ein großer Teil der Prozesskomplexität nun im Umformschritt zu finden ist und diesem damit eine besondere Bedeutung zukommt. Der sequentielle Ablauf, der in der Serie parallelisiert getaktet stattfinden würde, ist in Abbildung 4 dargestellt.



Abbildung 4: Darstellung der sequentiellen Tape-Prozesskette

Tapelegen

Mit Hilfe einer geeigneten Legetechnologie werden die UD-Tapes in einer an das spätere Bauteil angepassten Kontur zweidimensional gelegt und lokal geheftet. Die Stapelreihenfolge ist dabei idealerweise an die in der Anwendung auftretende Belastung angepasst. Die Fiberforge Technologie der Fa. Dieffenbacher stellt hierbei eine Serienlösung für automobiler Anforderungen dar. Die Bänder werden automatisiert von der Rolle abgezogen, geschnitten, über ein Transportband auf dem Legetisch positioniert. Die erste Lage wird mittels Vakuums auf dem Legetisch in Position gehalten. Die weiteren Lagen werden mittels Ultraschallsonotroden lokal miteinander geheftet. Im Zuge der industriellen Aufmerksamkeit zur UD-Tape Verarbeitung sind heute neben dem Fiberforge Konzept weitere ATL und AFP Legeanlagen konzeptionell oder prototypisch bekannt [16, 21–23], die das Konzept der sequentiellen Tape-Prozesskette bedienen sollen.

Konsolidierung

Nachfolgend werden die einzelnen Lagen der nur lokal gehefteten Gelege vollflächig verschweißt und möglichst porenfrei konsolidiert. Das Gelege wird hierzu homogen aufgeheizt und unter Druckapplikation abgekühlt und somit wieder erstarrt. Das Ergebnis dieses Prozessschrittes ist ein maßgeschneidertes Gelegelaminat, das als flächiges Halbzeug weiterverarbeitet werden kann. Die Analyse und Bewertung möglicher Prozessstrategien und Konzepte zur Konsolidierung ist nicht Bestandteil dieser Arbeit, weshalb an dieser Stelle auf die entsprechende Literatur verwiesen wird [19, 24].

Umformung

Durch erneuten thermischen Eintrag wird die Matrix des flächigen Gelegelaminats erweicht bzw. bei teilkristallinen Matrixmaterialien aufgeschmolzen. Das biegeschlaffe Halbzeug wird mittels geeigneter Handhabungslösungen zum Werkzeug transferiert und durch transversale Krafteinleitung entsprechend der Werkzeugkontur geformt. Die Umformung schließt mit einer Abkühlung des geformten

Gelegelaminats unter gleichzeitiger Druckapplikation ab. Aufgrund der entkoppelten Prozessführung von Legen, Konsolidieren und Umformen, kommt speziell diesem Teilprozessschritt nun eine besondere Bedeutung zur Gestaltherbeiführung zu. Komplex zusammenwirkende Mechanismen in Abhängigkeit von der Handhabung und Prozessführung können zu gewollten oder ungewollten Drapiermerkmalen im Bauteil führen. Die Untersuchung dieser prozessabhängigen Phänomene stellt den wesentlichen Bestandteil dieser Arbeit dar, weshalb in Abschnitt 0 vertieft auf die Grundlagen und Erkenntnisse zum Umformen der Gelegelaminats eingegangen wird.

Funktionsintegration

Der letzte Teilschritt umfasst die Weiterverarbeitung durch Funktionsintegration des endlosfaserverstärkten Bauteils bzw. der geformten Verstärkungsstruktur mittels diskontinuierlich verstärkter Thermoplaste im Spritzgießen oder Fließpressen, auch bekannt als „Co-Molding“. Aufgrund der erweiterten Designfreiheiten diskontinuierlich faserverstärkter Materialien lassen sich komplexe Funktionselemente wie Rippen, Clips, Halterungen oder sogar Dichtungen integrieren. Die hier dargestellte sequentielle Durchführung ist dabei in der gegenwärtigen Praxis eher als Exot zu bezeichnen, obgleich diese Vorgehensweise einige Vorteile mit sich bringen kann [25–27]. Grundvoraussetzung hierfür ist, dass der Vorformling nicht erneut in den biegeschlaffen Zustand überführt werden muss, sondern wie ein starrer Körper analog zu metallischen Einlegern gehandhabt werden kann. Der Wärmeeintrag der angespritzten oder angepressten Schmelze muss dabei jedoch ausreichend hoch sein, um eine stoffschlüssige, kohäsive Verbindung zu erzeugen [28, 29]. Gelingt dies, lässt sich Formgebung und Funktionsintegration entkoppeln, was einerseits zu einer einfacheren Kontrolle der jeweiligen Teilschritte und andererseits zu verringerter Werkzeugkomplexität führt. Speziell für Luftfahrtanwendungen zeichnet sich jüngst ein Trend zu dieser Vorgehensweise ab. [30, 31] In der Automobilbranche ist dieser Trend bisher nicht zu erkennen. In sogenannten „One-Shot“ oder „In-Mold Forming“ Verfahren werden Umformung und Funktionsintegration in einem Schritt kombiniert, um möglichst mit einer Maschine und einem Werkzeug unter einmaliger Einbringung der erforderlichen Wärme das Bauteil in einem Schritt herzustellen. Die deutlich erhöhte Werkzeugkomplexität wird hier in Kauf genommen [29, 32–35]. Obgleich die Funktionsintegration eine Notwendigkeit für einen ganzheitlichen Leichtbauansatz mit UD-Tapes darstellt, wird auf die weitere Betrachtung im Rahmen dieser Arbeit verzichtet. Um die komplexen Phänomene bei der seriennahen Umformung besser analysieren und bewerten zu können, wird die Umformung isoliert betrachtet.

2.2 Formgebung thermoplastischer Gelegelamine

Die folgenden Abschnitte führen in die Umformung thermoplastischer Gelegelamine im Metallstempel-Umformverfahren ein. Hierfür wird der Stand der Technik zur Halbzeug-Handhabung, den auftretenden Mechanismen und Drapiermerkmalen sowie der Modellbildung aufgearbeitet.

2.2.1 Nicht-isotherme Metallstempel - Umformung

Für die Formgebung flächiger Thermoplast-Halbzeuge kommen eine Vielzahl von Prozessen in Betracht. Diese reichen vom Biegen, über das Rollformen, Hydroformen Diaphragmaformen bis hin zum Stempelumformen. Eine umfassende Übersicht dieser Verfahren mit Ihren spezifischen Eigenheiten ist in [8, 36] zu finden. Die Verfahrensauswahl richtet sich dabei grundsätzlich nach Bauteilgestalt, Stückzahl und weiterer individueller Anforderungen. Für die Bauteilherstellung in einer automobilen Großserienproduktion mit Bauteilgrößen bis maximal ca. 2 m x 3 m, ist vor allem das Stempelumformen mittels metallischer Werkzeuge („die-matched metal molding“) mittels hydraulischer Pressen von Interesse (vgl. Tabelle 3). Zum einen ergeben sich durch die Verwendung von beidseitigen Stahlwerkzeugen hohe Standzeiten, zum anderen lässt sich der Prozess gut in bestehende Infrastrukturen integrieren und ermöglicht die Fertigung mit großserientauglichen Zykluszeiten und hohem Automatisierungsgrad.

Tabelle 3: Vor- und Nachteile des Metallstempel Umformverfahrens nach [8]

Vorteile	Nachteile
- Sehr kurze Zykluszeiten	- Keine Nachimprägnierung
- Sehr gute Ausformung kleiner Radien und Ecken	- Variation der Laminatdicke bedingt eine neue Matrize oder Patrize
- Sehr gute, reproduzierbare Formteilgenauigkeit und Oberflächen	- Kein Druck senkrecht zur Pressrichtung
- Hohe Werkzeugstandzeit	- Spannelemente hilfreich/notwendig
- geringer Wartungsaufwand	- Hinterschneidungen nur mittels kostenintensiver Schieber möglich
- Hohe Automatisierbarkeit des Verfahrens	- Vergleichsweise hohe Werkzeugkosten

Abbildung 5 stellt den Prozess des nicht-isothermen Stempelumformens mittels angepasster Metallwerkzeuge schematisch dar. Der Prozess besteht aus vier direkt nacheinander ablaufenden Teilschritten. Das konsolidierte Gelegelaminat wird zunächst deutlich über Schmelztemperatur erhitzt. Anschließend wird das erwärmte und nun biegeschlaffe Halbzeug zum Werkzeug transferiert. Im nächsten Schritt schließt sich die Form, wodurch die Formgebung initiiert wird. Zuletzt wird das geformte Teil unter Transversaldruck abgekühlt, um sowohl eine geeignete Oberflächengüte sowie einen möglichst geringen Porengehalt zu erhalten.

2.2.2 Handhabung

Für den Prozess der nicht-isothermen Stempel-Umformung durchläuft das Halbzeug in der Regel drei Stationen, in denen die Handhabungseinheit unterschiedliche Aufgaben erfüllen sollte:

1. Aufnahmestation: Die Aufnahmestation stellt das Gelegelaminat bereit. Das starre Halbzeug muss präzise aufgenommen und fest gegriffen werden.
2. Heizstation: Bedingt durch das Aufheizen über die Schmelztemperatur des Matrixpolymers wird das Gelegelaminat in einen biegeschlaffen Zustand überführt. Thermische und durch das Eigengewicht des Halbzeugs bedingte Dehnungen müssen durch gezielte Vorspannung ausgeglichen werden. Übermäßiges Durchhängen, das in seiner Konsequenz zu verschlechterter Prozesskontrolle und lokaler Überhitzung führen kann, ist zu vermeiden. Im Folgenden muss das Halbzeug auch im biegeschlaffen Zustand präzise und positionsgetreu zum Werkzeug transferiert werden.
3. Umformstation: Es erfolgt die positionsgetreue Bereitstellung des biegeschlaffen Halbzeugs. Gegebenenfalls wird diese durch die gezielte Beeinflussung des Drapiervorgangs durch Einbringung von Membranspannungen ergänzt. Das Ermöglichen der Materialnachführung verhindert dabei ein Aufreißen des Halbzeugs. Ergänzend kann speziell in Co-Molding Verfahren eine kavitätsgerechte Freigabe durch Lösen des Halbzeugs sowie eine aktive eindimensionale Vordrapierung/Vorformung durch eine implementierte Kinematik erforderlich oder hilfreich sein. Dies ist zum Beispiel der Fall, wenn die kavitätsnahe Freigabe bei Verwendung von Tauchkantenwerkzeugen erst durch Nachführung ermöglicht wird oder das Bauteil mehrere benachbarte Sicken beinhaltet. Eine doppelt gekrümmte Vorformung bei der Handhabung ist ohne gleichzeitige Einbringung von Membranspannungen jedoch nicht als zielführend zu bewerten [38, 39] und damit bezüglich einer technologisch sinnvollen Umsetzung als fragwürdig einzuschätzen.

Zur Umformung wird das biegeschlaffe Halbzeug entweder über dem Werkzeug platziert und während der Umformung durch die Handhabungseinheit gehalten, oder an das Werkzeug übergeben. Erster Fall erlaubt die gezielte Einbringung von Membranspannungen zur aktiven Beeinflussung der Umformung mithilfe der Handhabungseinheit. Allerdings sind dabei in der Regel Haltetaschen außerhalb des Werkzeuges erforderlich, die eine vollständig endkonturnahe Abformung behindern. Im zweiten Fall kann das Halbzeug endkonturnah abgelegt werden, eine weitere Beeinflussung des Drapiervorgangs ist dann jedoch nur noch über eine spezielle und in der Regel sehr komplexe Werkzeugtechnik möglich. Diese Vorgehensweise wird vor allem in direkten „Co-Molding“ Verfahren präferiert [38, 40], da die Außenkontur direkt umflossen bzw. umspritzt werden kann. Der direkten Beeinflussung des

Drapierverhaltens wird dabei oft eine untergeordnete Bedeutung zugesprochen. Eine Mischvariante stellt die Verwendung von versenkbaren Spannrahmen dar. Hierbei wird das Gelegelaminat auch während der Werkzeugübergabe im Spannrahmen gehalten und erst am Ende des Umformhubs vom Rahmen freigegeben. Trotz Drapierbeeinflussung wird somit ein direkter Konturabschluss durch Fließpress- oder Spritzmasse ermöglicht [41].

Basierend auf den physikalischen Wirkprinzipien Kraftschluss, Formschluss und Stoffschluss ist eine detaillierte Übersicht verfügbarer Handhabungstechnologien in [42] aufgeführt. Bezogen auf thermoplastische Gelegelamine haben sich in jüngsten Forschungsprojekten [12, 38, 40, 43] vor allem Klemmgreifer, Nadelgreifer und Vakuumsauger als zielführend erwiesen [43]. Deren Eigenheiten sollen anhand persönlicher Erfahrungen und Einschätzungen in Tabelle 4 gegenübergestellt werden. Die Eignung für die jeweilige Handhabungsaufgabe muss je nach Verfahrensablauf, Bauteilkomplexität und Materialsystem individuell beurteilt werden.

Tabelle 4: Vergleichende Einordnung von Greifertypen für die Handhabung thermoplastischer Gelegelamine auf Basis von Voruntersuchungen [43] und Erfahrungen des Autors

	Nadelgreifer	Vakuumsauger	Klemmgreifer
Physikalisches Wirkprinzip	Formschluss	Kraftschluss	Kraftschluss / (Formschluss)
Handhabungsvarianten	Abwurf / Übergabe an Werkzeugfixierung	Abwurf / Übergabe an Werkzeugfixierung	Abwurf / Erhalt der Klemmung während der Formgebung
Einfluss auf Halbzeugtemperatur	Sehr gering (nur im Bereich der Nadeln)	Hoch im Bereich der Sauger	Hoch im Bereich der Klemmung
Halbzeugschädigung	Gering (Faserverschiebung durch Nadeldurchdringung)	Mittel (oft starke Halbzeugwölbung im Greiferbereich)	Vernachlässigbar, da i.d.R. außerhalb des Bauteils
Einbringung von Membranspannungen	Nicht möglich	Kaum möglich	Gut möglich
Kinematische Vordrapierung	Möglich	Bedingt möglich	Bedingt möglich
Endkonturnahe Freigabe	Sehr gut möglich	Gut möglich	Eingeschränkt bis nicht möglich
Einschränkung bzgl. Lagenaufbauten	Mindestens zwei unterschiedliche Lagenorientierungen	Mindestens zwei unterschiedliche Lagenorientierungen	Lagenaufbau beliebig
Greifreproduzierbarkeit	Hoch	Mittel	Sehr hoch
Hochtemperatur Eignung	Gut möglich	Eingeschränkt	Sehr gut möglich
Standzeit und Reinigung	Sehr hohe Standzeit, gelegentliche Reinigung erforderlich	Geringe Standzeit, Materialrückstände sind zu erwarten	Hohe Standzeit auch ohne Reinigung
Bewertung	Sehr gute Variante für Co-Molding Prozesse	Gute Variante für nicht sonderlich biegeschlaffe Halbzeuge	Beste Variante für komplexe Formgebungsprozesse

2.2.3 Umformmechanismen

Während das Umformverhalten thermoplastischer Gewebelaminate bereits seit vielen Jahren zahlreich untersucht wird [44–49], ist die Erforschung der physikalischen Mechanismen während Formgebung thermoplastischer Gelegelamine erst seit wenigen Jahren im Fokus von Forschungs- und Entwicklungsarbeiten. Wesentlichen Beitrag zum Verständnis der komplexen Vorgänge während der Umformung haben die Arbeiten [14, 15, 50, 51] geleistet. Diese beschränken sich dabei jedoch primär auf die Entwicklung und Optimierung methodischer Ansätze und weniger auf die prozesstechnischen Aspekte. Während bei der Umformung gewebeverstärkter Halbzeuge primär die Scherung über die Ondulationspunkte des Fasergewebes von Relevanz ist [52–54], wirken bei der Formgebung eine Reihe von Vorgängen in den Einzelschichten und deren Grenzflächen entscheidend zusammen. Abbildung 6 visualisiert die wichtigsten Mechanismen bei Umformung thermoplastischer Gelegelamine.

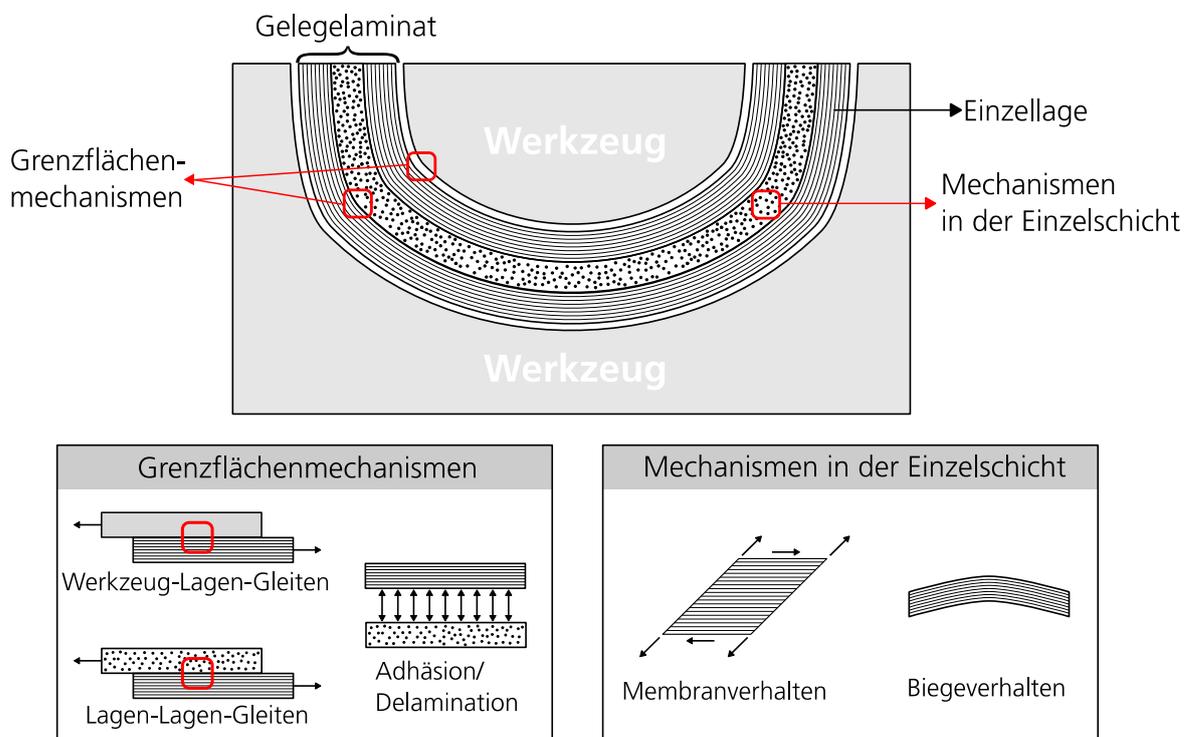


Abbildung 6: Mechanismen bei der Umformung von Gelegelaminen gemäß [14, 55–57]

Die vorliegenden Mechanismen lassen sich dabei in Mechanismen in der Einzelschicht („intra-ply“) und an den Grenzflächen („Interface“) unterscheiden.

Die Grenzflächenmechanismen treten als Abgleitvorgänge zwischen Werkzeug und den äußeren Schichten des Gelegelamins („tool-ply“) sowie zwischen den Einzelschichten des Gelegelamins („ply-ply“) auf. Einerseits bewirkt die während des Umformens im schmelzflüssigen Zustand befindliche Matrix für einen gewünschten

Zusammenhalt der Einzellagen. Andererseits wirkt die viskose Matrix dem gewünschten Gleitvorgang mit einer Reibkraft entgegen.

Biege- und Scher-Deformationen, die innerhalb der Einzelschicht auftreten, bilden die intraply Mechanismen. Anders als bei Geweben, bei denen die Scherung als Schub ohne Längsdehnung („Trellis Schub“ oder „pure shear“) vorliegt, tritt die Scherung von UD-Materialien als einfache Scherung („simple shear“) mit Längsdeformation auf [53, 54]

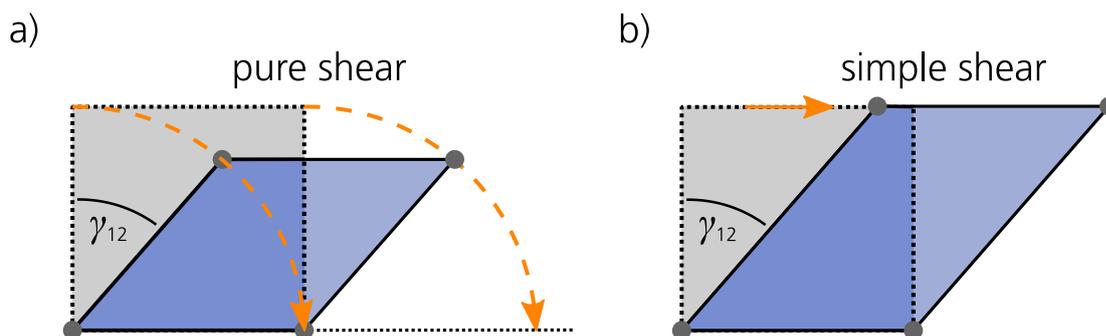


Abbildung 7: Schermechanismen textiler Halbzeuge – a: Reine Scherung (pure shear) bei Geweben, b: Einfache Scherung (simple shear) [54] bei Gelegen und UD-Materialien

„Reine Schubdeformation ist dadurch gekennzeichnet, dass sich eine quadratische Einheitszelle in eine Raute verformt, ohne dass dabei die Kanten der Einheitszelle verlängert werden, sodass die Fläche abnimmt. Im Gegensatz dazu ist die einfache Schubdeformation (simple shear) dadurch gekennzeichnet, dass sich eine quadratische Einheitszelle in ein Parallelogramm verformt, ohne dass sich der Abstand zwischen zwei der parallelen Kanten verändert“ [54]. Während sich die reine Schubdeformation mittels Bias-Extension oder Picture-Frame Test charakterisieren lässt [58], sind für die Charakterisierung einer einfachen Scherung, andere Methoden zu wählen [14].

Bei näherer Betrachtung der Biegung fällt auf, dass das Zusammenwirken der Intra- und inter-ply Mechanismen das Formgebungsverhalten des aus mehreren Schichten bestehenden Gelegelaminats beeinflusst. Ohne das erfolgreiche Abgleiten der Einzellagen (vgl. Abbildung 8), können sich Druck- und Zug-Spannungen ausprägen und von Lage zu Lage übertragen [36]. Es ergeben sich speziell in den äußeren Lagen Zug- und Druck Spannungen, die zu Defekten (s. Abschnitt 2.2.5) führen können.

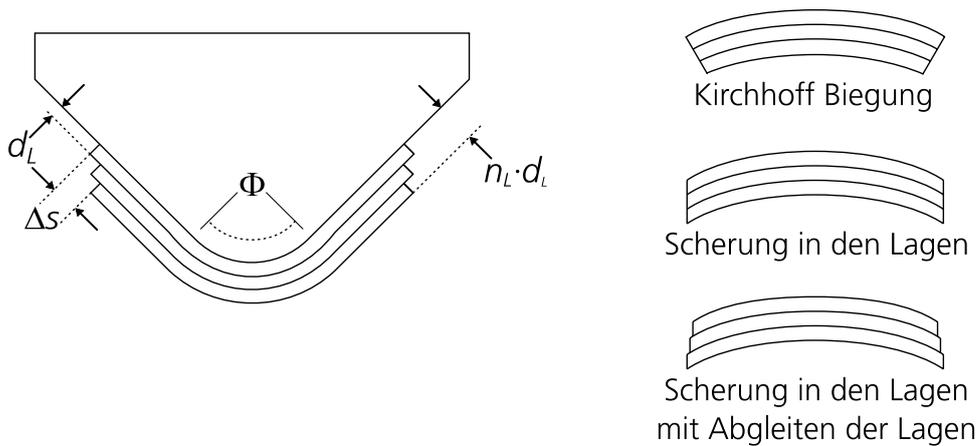


Abbildung 8: Biegeverhalten eines mehrlagigen Gelegelaminats mit und ohne Berücksichtigung von Scherung und Gleiten gemäß [36]

$$\Delta s = (n_L - 1) \frac{\Phi d_L}{2} \quad (2)$$

mit Δs : Verschiebung, d_L : Einzelschichtdicke, N : Lagenanzahl, ϕ : Biegewinkel

Darüber hinaus ist davon auszugehen, dass auch die ebene Scherdeformation der Einzelschicht durch eine hohe Fasersteifigkeit der benachbarten Schichten und der über die Reibung zwischen den Lagen (ply-ply) übertragenden Kräfte behindert werden kann. In der Einzellage vorliegende Druck-, Zug- und Schubspannungen werden dabei über Reibung in benachbarte Lagen induziert.

Allgemein ist gemäß [14, 15] die Umformbarkeit von UD-Laminaten in komplexe Geometrien durch ein feines Gleichgewicht zwischen Reib-, Scher- und Biegeeigenschaften bestimmt.

2.2.4 Charakterisierung umformrelevanter Materialeigenschaften

Im Folgenden soll kurz auf in der Literatur beschriebene Ansätze zur Charakterisierung der Materialeigenschaften eingegangen werden.

2.2.4.1 Reibung

Zur Charakterisierung der Reibeigenschaften thermoplastischer Verbundhalbzeuge sind in der Literatur diverse Ansätze zu finden [59–63]. Diese reichen in den Anfängen von Rotationsprüfständen im Rheometer [59] über horizontale Auszugsschlitten [60, 63, 64] oder vertikale Auszugsvorrichtungen in Prüfmaschinen, wobei eine Berücksichtigung von Transversaldrücken oder variierenden Reibgeschwindigkeiten vernachlässigt wurde. Aufgrund fehlender Standards oder Normen gab es darauf diverse, unabhängige Weiterentwicklungen einzelner Institute und Einrichtungen [15, 65, 66]. Eine Übersicht und ein Vergleich der Reibprüfstände anhand von Versuchen an PP/GF Geweben ist in [15] zu finden. Obwohl sich grundsätzlich alle Prüfstände als geeignet, mit ähnlichen Ergebnissen und Abweichungen <5% erweisen, werden speziell für den Durchzugsversuch („pull-through“) reproduzierbarere Ergebnisse als für den Auszugsversuch („pull-out“) Versuch ermittelt. Grund hierfür ist, dass sich eine gleichmäßigere Druckverteilung im Probekörper ergibt, sofern eine adäquate Materialerwärmung Berücksichtigung findet [15, 67]. Sachs [15] entwickelte daraufhin eine eigene Vorrichtung zur Durchführung von Durchzugsversuchen und nutzte diese zur Charakterisierung von PPS/GF-Geweben und PEEK/CF-Gelegen. Ein typischer Kurvenverlauf des Reibwiderstands in Abhängigkeit vom Reibweg während eines linearen Durchzugsversuch ist in Abbildung 9 dargestellt. Der Verlauf ist geprägt von einem charakteristischen Peak zu Beginn und einem sich einstellenden stationären Bereich.

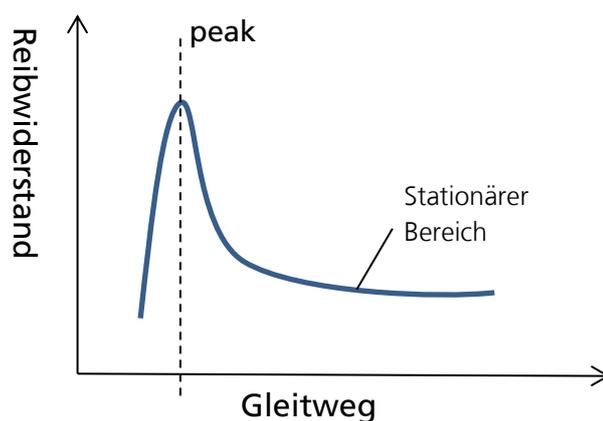


Abbildung 9: Typischer Kurvenverlauf in der ply-ply Reibprüfung im linearen Durchzugsversuch

2.2.4.2 Scherung

Die wohl bekanntesten Schertests für Gewebe und thermoplastische Verbundmaterialien sind der „Picture Frame“- [68] und der „Bias Extension“-Test [69], die gemäß [54, 70] für ausgewogene Gewebe redundante Ergebnisse liefern können. Da sich UD-Gelege jedoch durch einfache Scherdeformation mit Längsdehnung deformieren (vgl. Abbildung 7), ist deren Anwendung für UD-Materialien nicht geeignet [14, 54]. Als besonders geeignet hat sich hierfür eine von Haanappel [14, 71] entwickelte Methode erwiesen, bei der ein quaderförmiger UD-Probekörper in einem Rheometer tordiert wird. Die Einspannung erfolgt über eine Festkörperprobeaufnahme. Zur Überführung des Probekörpers in den schmelzflüssigen Zustand wird eine Temperierkammer verwendet. Die Ratenabhängigkeit lässt sich durch Variation der Auslenkgeschwindigkeit ermitteln. Auf Basis einer numerischen Studie konnten Richtlinien für eine optimierte Probekörpergeometrie abgeleitet werden, um die Kräfte gleichmäßig in den Probekörper einzuleiten [14]. Dabei hat sich ein annähernd quadratischer Probenquerschnitt als am geeignetsten erwiesen, um ungewünschte Torsionsverzerrungen zu vermeiden. Ebenso erweist sich ein möglichst dicker Probekörper als vorteilhaft für die Erzielung konsistenter Temperaturen im Prüfverlauf. Abbildung 10 zeigt schematisch, wie die Scherdeformation bei Torsion in den Probekörper induziert wird. In Abbildung 11 ist ein typischer Kurvenverlauf bei Messung des Torsionsmomentes als Scherwiderstand über den Auslenkwinkel dargestellt.

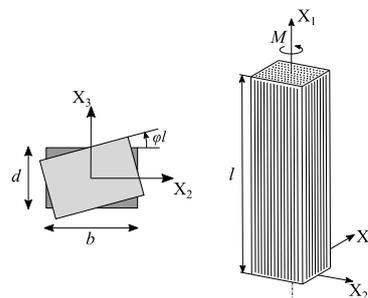


Abbildung 10: Schematische Darstellung zur Herbeiführung der Scherdeformation eines quaderförmigen UD-Probekörpers im Torsionsversuch gemäß [14]

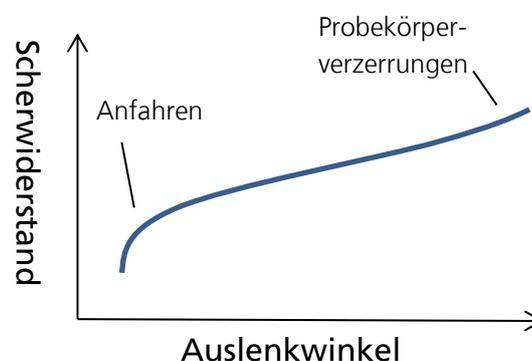


Abbildung 11: Typischer Kurvenverlauf bei der Scherprüfung eines UD-Probekörpers im Torsionsversuch

2.2.4.3 Biegung

Während Faserverbundmaterialien in den meisten Fällen mithilfe der Drei- bzw. Vierpunktbiegeprüfung nach [72] geprüft werden, ist die am weitesten verbreitetste Methode zur Charakterisierung der Biegeeigenschaften von Faserhalbzeugen der „Cantilever“ Test nach [73, 74]. Das Halbzeug wird dabei sukzessive über eine Kante geschoben, sodass sich eine Biegung unter dem Eigengewicht des Probekörpers einstellt. Diese wird in Abhängigkeit der freien Überstandslänge und der Gewichtskraft ermittelt. Bei Durchführung des Versuchs in einer Temperierkammer, lässt sich der Versuch auch auf thermoplastisch imprägnierte Faserhalbzeuge anwenden und der Einfluss der Prüftemperatur bestimmen. Die Eignung zur Bestimmung des Einflusses einer Biegerate ist jedoch nicht gegeben. Sachs [15] entwickelte daher eine Methode unter Verwendung eines Rheometers. Dabei wird über eine geeignete Einspannvorrichtung die Torsionsbewegung des Rheometerschafts in eine Biegedeformation des Probekörpers überführt (vgl. Abbildung 12). Analog zum Scherversuch kann der Einfluss der Prüftemperatur mithilfe einer Temperierkammer sowie der Einfluss der Biegerate über die Auslenkgeschwindigkeit ermittelt werden.

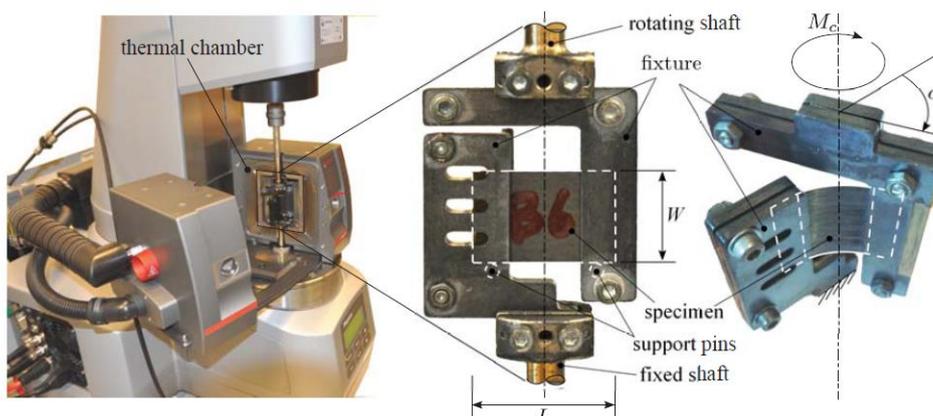


Abbildung 12: Abbildung der Biegevorrichtung für den Rheometer Biegeversuch am TPRC aus [15]

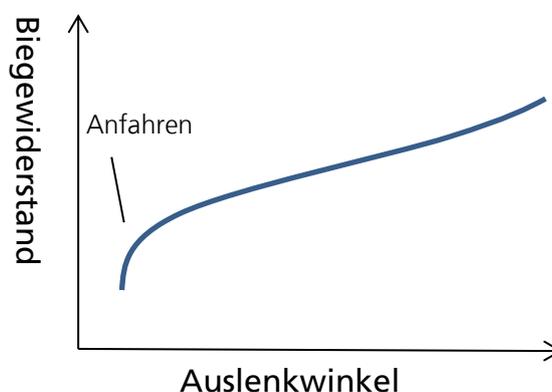


Abbildung 13: Typischer Kurvenverlauf bei der Biegeprüfung eines UD-Probekörpers

2.2.5 Drapiermerkmale bei der Formgebung

Absicht eines jeden Formgebungsprozesses ist die gezielte Herbeiführung einer Gestaltänderung im Raum. Mit Bezug auf die hier behandelten Gelegelamine geschieht dies auf Basis der in Abschnitt 2.2.3 beschriebenen Mechanismen. Als Folge dessen treten in Abhängigkeit von der Geometriekomplexität und Prozessführung bestimmte Drapiermerkmale auf. Diese Merkmale müssen in für die Formgebung erforderliche (intrinsische) und ungewünschte (Defekte) unterschieden werden. Eine Übersicht über die Drapiermerkmale bei der Umformung von Gelegelaminen ist durch Tabelle 5 gegeben. Während die eindimensionale Abformung lediglich Biege- und Abgleitphänomene bewirkt [36], stellt der Schubdeformationsmechanismus der Einzellagen eine Notwendigkeit für die erfolgreiche Abformung doppelt gekrümmter Geometrien dar [36] und führt zwangsläufig zur Faserreorientierung. Die lokale Änderung der Faserorientierung ist damit ein intrinsisches Drapiermerkmal der Umformung an doppelt gekrümmten Geometrien. Ebenso ändert sich notwendigerweise die äußere Kontur eines zweidimensionalen Geleges beim Einzug in die dritte Dimension. Neben diesen intrinsischen Merkmalen können aber auch eine Reihe ungewünschter Merkmale während des Umformvorganges auftreten. Deren individuelle Auswirkung und Akzeptanz kann sehr unterschiedlich ausfallen. Die Bewertung in Tabelle 5 erfolgt daher auf Basis eigener Erfahrungen und Einschätzungen, auch wenn die tatsächlichen Auswirkungen auf die Bauteileigenschaften oftmals nicht hinreichend bekannt sind.

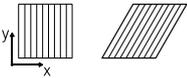
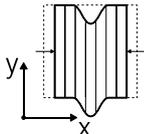
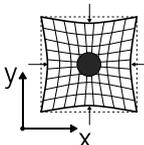
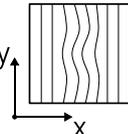
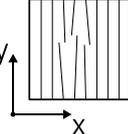
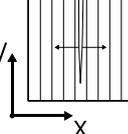
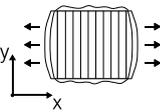
Speziell die „out-of-plane“ Faltenbildung ist ein Merkmal mit weitreichenden Folgen wie Faserknicken bis hin zum Faserbruch, das sich negativ auf die Bauteilperformance auswirken kann. Die Faltenbildung wird daher als wesentliches Merkmal zur Charakterisierung des Umformverhaltens im Rahmen dieser Arbeit herangezogen. Im folgenden Absatz wird auf die Faltenbildung vertieft eingegangen.

2.2.5.1 Faltenentstehung während des Formgebungsprozesses

Nach [75, 76] ist die Entstehung von Falten grundsätzlich auf das Vorliegen von lokalen Druckspannungen zurückzuführen. Tritt eine solche Druckspannung an einem Ort ohne beidseitige, transversale Abstützung auf, so kommt es zum Beulen. Im Idealfall kann dieses Beulen durch Schubdeformation in Kombination mit dem Abgleiten einzelner Lagen ausgeglichen werden, sodass die Beule im weiteren Umformverlauf verschwindet. Ansonsten führt das lokale Beulen entweder zur direkten Faltenbildung oder zu einer Umlagerung in mehrere kleinere, benachbarte Beulen, die ihrerseits durch Scherdeformation wieder abgebaut werden oder in einer kleineren Falte resultieren können [14].

2 Stand der Forschung und Technik

Tabelle 5: Übersicht möglicher Drapiermerkmale bei der Umformung von thermoplastischen Gelegelaminaten, 1: Akzeptanz gering, 2: Akzeptanz mittel, 3: Akzeptanz hoch, -: Tritt nicht auf, O: Auftreten ist möglich/selten, X: Tritt mit hoher Wahrscheinlichkeit auf

Einordnung	Merkmal	Veranschaulichung	Ursache	Geometrie-komplexität		Akzeptanz
				Einfach gekrümmt	Doppelt gekrümmt	
Intrinsisch	Faserreorientierung in Laminat-ebene		Scherdeformation der Einzelschicht	-	X	
	Eindimensionaler Kontureinzug		Änderung der projizierten Fläche	X	-	
	Zweidimensionaler Kontureinzug		Änderung der projizierten Fläche	-	X	
Defekt	Beulen / Knicken / Falten (out of plane)		Druckspannung (Behinderte Scherung & Reibung)	O	X	1
	Faserwellung (in plane)		Druckspannung in der Faser	X	X	2
	Faserbruch		Zu hohe Zugspannung / Faserklemmung	O	O	1
	Zwischenfaserbruch		Zu hohe Querspannung	O	O	2
	Lokale Dickenabnahme		Zu hohe Zugspannung / Faserklemmung	O	O	3
	Lokale Dickenzunahme		Lokale Stauchung / Faltenwurf	-	X	3
	Quetschfluss		Dickenschwankungen bei Rekonsolidierung	X	X	2
	Delamination		Zu hohe Transversalzugspannung	O	O	1

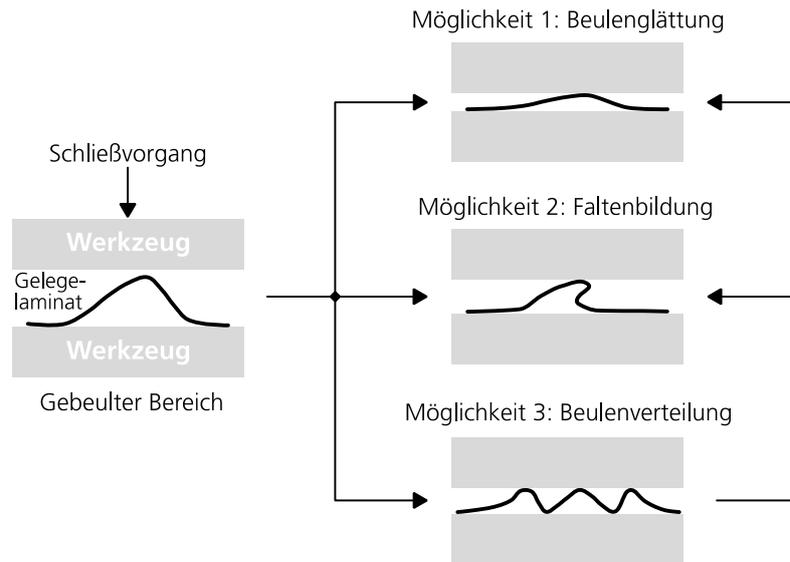


Abbildung 14: Mögliche Laminatdeformationen und out-of-plane Faltenbildung während der Umformung von Gelegelaminaten nach [14]

Die in der Literatur zu findenden Untersuchungen zum Auftreten des Faltenwurfs beziehen sich in großen Teilen auf die weit besser erforschten Gewebe. Bedingt durch die Ondulationspunkte des Gewebes, die als Fixpunkte in der reinen Schubdeformation wirken, kommt es bei Erreichen eines kritischen Scherwinkels zu einer Blockade, dem sogenannten „Schublocking“. Die Faserbündel kommen zunehmend mit den benachbarten Fasern in Berührung und weichen dem Widerstand durch out-of-plane Deformation aus. Die Faltenbildung ist daher wesentlich abhängig von der Faserarchitektur [77]. Auf Couponebene konnte ebenfalls gezeigt werden, dass eine Abhängigkeit von der Temperatur und Scherrate besteht [58]. Jehrke [52] untersuchte außerdem wie sich die Prozessparameter Werkzeugtemperatur und Umformgeschwindigkeit bei der Umformung von PP/GF und PA6/GF Geweben in eine einfache Napfgeometrie auf die Oberflächenrauigkeit auswirken. Er stellte fest, dass erhöhte Umformgeschwindigkeiten zu einer erhöhten Oberflächenrauigkeit führten, wobei die Werkzeugtemperatur weder zu hoch noch zu gering gewählt werden darf und führte dies auf die Matrixklebrigkeit und der damit verbundenen Werkzeugreibung bei hohen Werkzeugtemperaturen zurück. Vanclooster [78] analysierte in einer statistischen, experimentellen Umformstudie von PP/GF Geweben in eine Hemisphäre wie sich Aufheiztemperatur, Tiefziehgeschwindigkeit, Niederhalter-Druck und Stempeltemperatur auf die Faltentiefe auswirken. Auch er konnte zeigen, dass sich hohe Werkzeugtemperaturen negativ auf das Faltenbild auswirken, eine hohe Laminattemperatur jedoch die Faltentiefe verringert. Eine Erhöhung der Umformgeschwindigkeit sowie des Niederhalterdrucks führte zu einer verringerten Faltentiefe. In [79] wurde simulativ untersucht wie sich die Biegesteifigkeit von PEEK/CF und PP/CF Geweben qualitativ auf die Faltengröße auswirkt. Für erhöhte Biegesteifigkeiten wurde eine verringerte Faltenbildung beobachtet. In [46] wurde die Formbarkeit von PP/GF Geweben in eine

Hemisphäre anhand der Bauteildicke evaluiert. Werkzeugtemperatur, Niederhalterdruck und Laminattemperatur zeigten Einfluss auf die Zielgröße.

Bei Gelegelaminaten liegen im Gegensatz zu Geweben keine Ondulationspunkte in der Faserarchitektur vor, weshalb auch kein „Lockingwinkel“ existiert. „out-of-plane“ Falten werden daher lediglich durch Druckspannungen induziert, die über die Grenzflächen von Schicht zu Schicht übertragen werden können. Lightfoot [80] zeigte, dass sich durch große Scherkräfte und Werkzeug-Laminat-Reibung out-of-plane Falten auch in der Einzellage, primär Außenlage, eines Gelegelaminats ausprägen können. Wolthuizen [50] führte Hemisphären ($r = 125$ mm) Umformversuche mit PPS/GF Gewebe- und QI-PEEK/CF Gelege-Streifen unterschiedlicher Breite durch. Während die Gelege bereits ab ca. 40 mm Streifenbreite zur Faltenbildung neigten, ließen sich die Gewebe bis 90 mm Streifenbreite faltenfrei abformen. Haanappel [14] zeigte anhand simulativer Untersuchungen zur Abformung von quasiisotropen PEEK/CF Gelegen an einer Hemisphäre, dass der Faltenwurf abhängig von den Materialeigenschaften Reibung, Scherung und Biegung ist. Er fand heraus, dass in abnehmender Reihenfolge der Biege- und Scherwiderstand maßgeblich den Faltenwurf bedingen. Anhand experimenteller Vergleichsuntersuchungen mit einem PEI/GF Gewebe stellte er außerdem fest, dass die quasiisotropen Gelegelaminat tendenziell eher zur Faltenbildung neigen als die orthotropen Gewebe und führte dies auf eine gehemmte Schubdeformation zurück. Er postulierte, dass es zu Faltenwurf kommt, wenn die Summe aus Reibwiderstand und Scherwiderstand höher ist als der Biege- und Scherwiderstand. Joppich et. al. [81] ermittelten anhand von experimentellen Umformversuchen mit PPS/CF Gelegelaminaten und einer komplexen Napfgeometrie eine außerordentlich große Abhängigkeit des Faltenwurfs/Oberflächenkrümmung vom Lagenaufbau. Speziell Multiaxialgelege zeigten eine hohe Ausprägung von Falten. Schug [82] führte experimentelle Einzelversuche an PP/GF Gelegelaminaten und einer Obeliskgeometrie durch und nutzte die Dickenverteilung als Charakteristikum für den Faltenwurf. Auch er fand qualitativ einen erhöhten Faltenwurf bei quasiisotropen Lagenaufbauten im Vergleich zu biaxialen Gelegen. Er konnte zeigen, dass eine hohe Werkzeugtemperatur, eine hohe Schließgeschwindigkeit und ein hoher Konsolidierdruck zu einer schmaleren Dickenverteilung führen und führte dies auf weniger Falten zurück. Ebenso zeigte er qualitativ, dass eine höhere Vorspannung zu mehr Falten führen kann, was im Gegensatz zu den Untersuchungen von [83] steht. Lessard [84] untersuchte ebenfalls Dickenverteilungen an einer mit biaxialen PEEK/CF Gelegen abgeformten Obeliskstruktur und arbeitete einen signifikanten Einfluss von Werkzeugtemperatur und Konsolidierdruck heraus. Dörr et al. [85] zeigten anhand einer simulativen Sensitivitätsstudie und einer Napfgeometrie, dass die Scher- und Biegeeigenschaften den Faltenwurf von biaxialen Gelegen maßgeblich beeinflussen.

2.2.6 Physikalische Modellbildung

Die virtuelle Abbildung des Umformprozesses thermoplastischer Tapegelege unter Anwendung Finiter Elemente Methoden (FEM) ist ein vielversprechender Ansatz zur kostengünstigen Prozessbewertung sowie Bauteil- und Prozessoptimierung [14, 55, 86, 87], um aufwändige, empirische Versuche zu umgehen. Neben der Verwendung phänomenologischer Modelle [88] und kinematischer Drapiersimulationen [89] zur schnellen und groben Abschätzung der Drapierbarkeit, erlauben vor allem physikalische Materialmodelle auf Basis von Konstitutivgesetzen präzise Vorhersagegüten [87]. Letzterer Ansatz ist für die Umformung thermoplastischer Gelegelamine durch die Vorarbeiten von Thije und Haanappel [14, 90] seit der Veröffentlichung der Software AniForm [91] im Jahre 2014 kommerziell verfügbar. Ein ähnlicher Ansatz wird in den Arbeiten von Dörr et. al. [37, 55, 56, 86] durch die Implementierung von Subroutinen im Mehrzwecksolver Abaqus verfolgt, wobei ein besonderes Augenmerk auf der Integration erweiterter Materialmodelle liegt. Ziel ist es die Vorhersagegüte weiter zu verbessern [55] und auf Basis von experimentellen Ergebnissen durch die vorliegende Arbeit quantitativ zu validieren [86]. Da es sich bei dem hier untersuchten Verfahren um eine Metallstempelumformung handelt, ist das Werkzeug um ein Vielfaches steifer als das schmelzflüssige Laminat. Das Werkzeug wird daher als Starrkörper modelliert, weshalb es ausreichend ist nur die Kontaktfläche in der Simulation zu berücksichtigen. Um Diskretisierungsfehler möglichst klein zu halten, sollte die Diskretisierung mit der lokalen Krümmung des Werkzeuges skaliert werden, d.h. in Bereichen großer Krümmung ist ein möglichst feines Netz zu wählen, wohingegen in Bereichen mit weniger Krümmung ein gröberes Netz zu wählen ist. Dies minimiert den Berechnungsaufwand. Das Laminat wird mittels struktureller Elemente diskretisiert und setzt sich aus Elementschichten zusammen, die jeweils eine Einzelschicht beschreiben [92].

Im Modell nach Dörr [55, 93] werden die in Abschnitt 2.2.3 beschriebenen inter- und intra-ply Mechanismen mittels physikalischer Materialmodelle beschrieben. Das Inter-ply-Verhalten, das durch das benutzerdefinierte Konstitutivgesetz „VUINTERACTION“ Berücksichtigung findet, beinhaltet einfache Werkzeug-Laminat Reibung (Abaqus built-in) sowie Adhäsionseffekte über eine Penalty Bedingung und Reibeffekte zwischen den Einzellagen des Laminats. Das Reibverhalten wird dabei unter Berücksichtigung von Druck- und Ratenabhängigkeit, sowohl zwischen Halbzeug und Werkzeug sowie zwischen den einzelnen Tapelagen abgebildet.

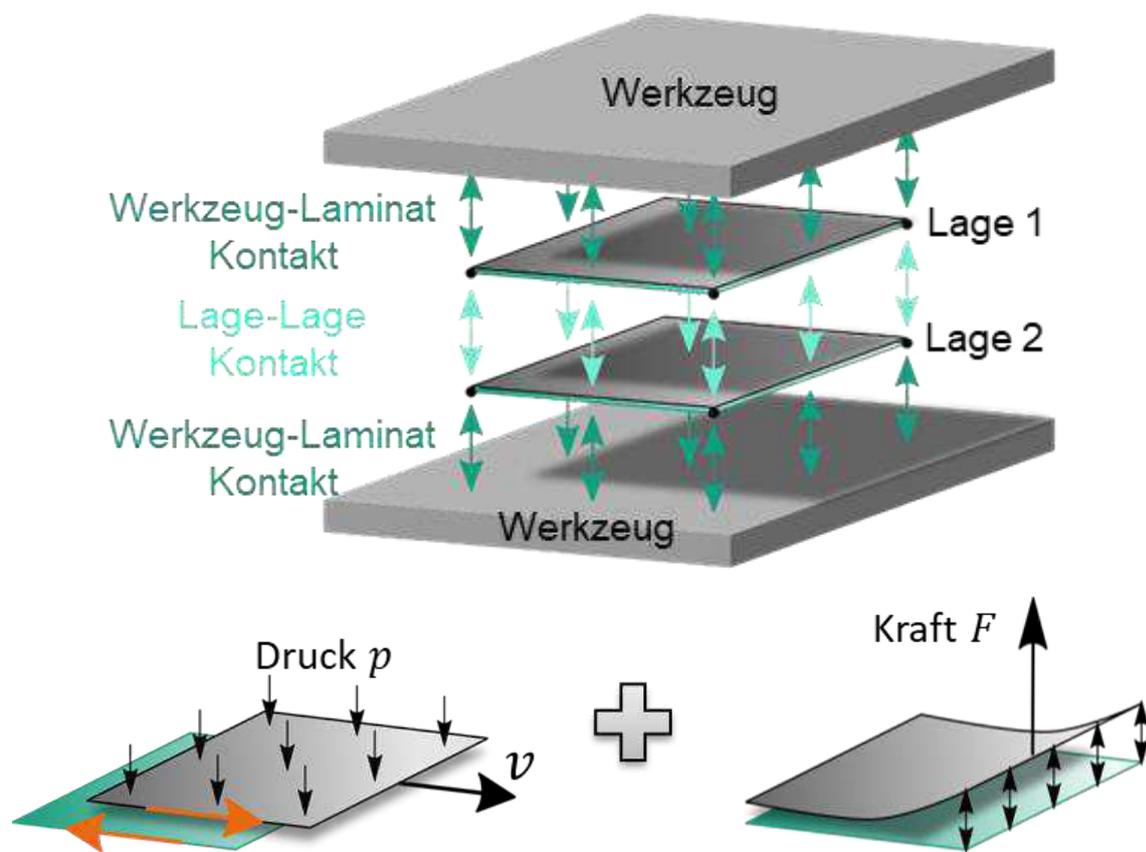


Abbildung 15: Darstellung zur Berücksichtigung der inter-ply Mechanismen in der Umformsimulation [10, 57, 86]

Die kritische Reibspannung τ_{crit} ist dabei über ein lineares Superpositionsgesetz beschrieben, das einen Anteil von Flüssigkeitsreibung (Hydrodynamische Reibung) und Festkörperreibung (Coloumbsche Reibung) berücksichtigt. Das Mischreibungsmodell ist gegeben durch:

$$\tau_{crit} = \mu p + \eta v + \tau_0 \quad (3)$$

mit μ : Coloumbscher Reibkoeffizient, p : Transversaldruck, $\eta = f(\dot{\gamma})$: Dynamische Viskosität, v : Reibgeschwindigkeit, $\dot{\gamma}$: Schergeschwindigkeit, τ_0 : Reibkonstante

Da die UD-Halbzeuge sehr hohe Membransteifigkeiten bei sehr geringen Biegesteifigkeiten aufweisen, sind konventionelle Plattentheorien für die intra-ply Mechanismen nicht anwendbar. Membran- und Biege-Eigenschaften müssen entkoppelt bestimmt und eingebunden werden [54, 55, 57]. Dies erfolgt durch die Verwendung von entkoppelten Membran- und Schalen-Elementen. Die Membranelemente (Elementtyp M3D3) sind biegeschlaffe, zweidimensionale Strukturelemente, die einen ebenen Spannungszustand abbilden. Ihre Membrankräfte (Zug, Druck, Schub/Scherung) sind über die Dicke konstant und verfügen über drei translatorische und keinen rotatorischen Freiheitsgrad. Die Schalenelemente (Elementtyp S3), die das Biegeverhalten beschreiben, bilden ebenfalls einen ebenen Spannungszustand, verfügen jedoch neben

den translatorischen Freiheitsgraden, zusätzlich über drei rotatorische Freiheitsgrade. Ihr Verhalten ergibt sich durch Kombination des Verhaltens der Mittelfläche und einem Verschiebungsansatz in Dickenrichtung und setzen sich aus einem Membran- und Plattenanteil zusammen, wobei der Membrananteil aufgrund der Entkopplung für das Schalenelement vernachlässigt wird.

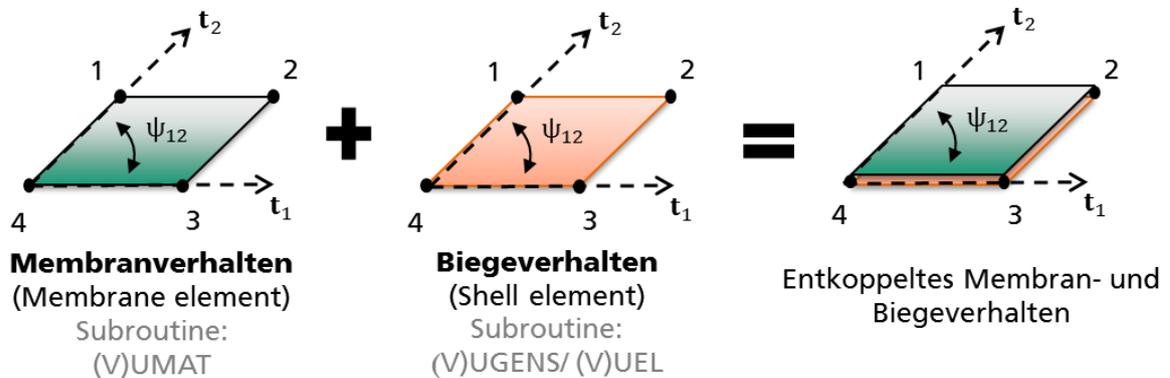


Abbildung 16: Darstellung zur Berücksichtigung der intra-ply Mechanismen in der Umformsimulation [10, 57, 86]

Durch einen Ansatz nach Peng et al. [94] kann dabei eine beliebige Steifigkeitsmatrix in ein nicht-orthogonales Bezugssystem transformiert werden und ermöglicht die Abbildung der Biegesteifigkeit für beliebige Membrandeformationen [57]. Für die Implementierung des Membranverhaltens in Abaqus wird die user subroutine „VUMAT“ (user-defined-material) verwendet, da die in Abaqus angewendete polare Zerlegung und die daraus resultierende Beschreibung des Konstitutivgesetzes nicht für große Schubdeformation bei gleichzeitig starker Anisotropie geeignet ist. Ursache hierfür ist, dass die Starrkörperdeformation, die von der polaren Zerlegung vorhergesagt wird, nicht zwangsläufig der Faserrotation entspricht [95]. Das Membranverhalten wird dabei durch das IFRM-Modell nach Spencer [96, 97] zur Beschreibung faserverstärkter, inkompressibler Materialien mit Hilfe des Cauchy Spannungstensors abgebildet:

$$\boldsymbol{\sigma} = -p\mathbf{I} + T_a \mathbf{a} \otimes \mathbf{a} + \boldsymbol{\tau} \quad (4)$$

mit p beliebiger hydrostatischer Druck, \mathbf{I} : Identitätstensor 2ter Ordnung, T_a : Spannung in Faserrichtung, \mathbf{a} Faserorientierungsvektor $\boldsymbol{\tau}$ Zusatzspannungsterm für das isotrope Materialverhalten

Mithilfe des ersten Terms werden die Fasern in Faserrichtung als inkompressibel und mit T_a als undehnbar angenommen [55]. Der letzte zusätzliche Term $\boldsymbol{\tau}$ ergänzt den isotropen Schubspannungsanteil und erlaubt die Überlagerung verschiedener Materialcharakteristika wie beispielsweise visko-elastisches Materialverhalten [98]. Dieses wird in der vorliegenden Arbeit mithilfe eines Voigt-Kelvin Modells berücksichtigt,

das parallele Feder-Dämpfer-Anteile beinhaltet. Damit sind Hook'sche Dehnung und Newton'sches Fließverhalten bei der Schubverformung berücksichtigt:

$$\tau = E \cdot \varepsilon(t) + \eta \cdot \dot{\varepsilon}(t) \quad (5)$$

mit E : E-Modul, ε : Dehnung, η : Viskosität, $\dot{\varepsilon}(t)$: Dehnrage

Die Implementierung der Konstitutivgesetze der Schalenelemente zur Beschreibung der entkoppelten Biegeeigenschaften erfolgt in Abaqus über die sub-routine „Vu-gens“ (user-generated-section). Auch hier werden ein elastisches und einer viskoses, krümmungsratenabhängiges Materialverhalten berücksichtigt. Bezüglich der Biegeeigenschaften konnte Dörr [55] zwar zeigen, dass ein generalisierter Maxwell-Ansatz das visko-elastische Materialverhalten besonders gut abbildet, in der vorliegenden Arbeit wird hierauf jedoch verzichtet und lediglich mit dem Voigt-Kelvin Ansatz gearbeitet. Grund hierfür ist, dass dies die Implementierung vereinfacht und der generelle Einfluss der Biegung auf die untersuchte Zielgröße dennoch gezeigt werden kann.

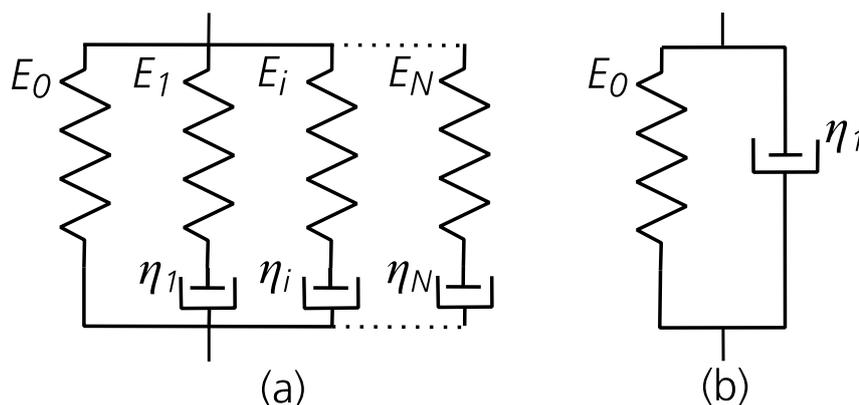


Abbildung 17: Schematische Illustration eines generalisierten Maxwell Ansatzes (a) und eines Voigt-Kelvin Ansatzes (b)

Die Viskosität η wird dabei sowohl für das Biege- wie auch das Membranverhalten in nicht-linearer Abhängigkeit von der Scherrate mit Hilfe der sogenannten „cross-viscosity“ nach [99] berücksichtigt. Hierbei handelt es sich um ein Potenzgesetz, das durch die Konstanten η_∞ und η_0 nach oben und unten über ein Plateau begrenzt wird:

$$\eta(\dot{\gamma}) = \frac{\eta_0 - \eta_\infty}{1 + m\dot{\gamma}^{(1-n)}} + \eta_\infty \quad (6)$$

mit $\dot{\gamma}$: Scherare, η_0 : Konstante zur Definition des unteren Plateaus η_∞ : Konstante zur Definition des oberen Plateaus. m, n : Konstanten zur Definition der Plateauübergänge

2.2.6.1 Berücksichtigung von greiferinduzierten Membrankräften

Die Berücksichtigung von greiferinduzierten Membrankräften in Form von Kraft- und / oder Formschluss in mehrschichtige Lamine ist in der Arbeit von Poppe [92, 100]

beschrieben. Dabei wird die Kraft direkt in einen Hauptknoten (Masterknoten) des FE-Netzes über alle Schichten beaufschlagt und über lokale Starrkörper-Verknüpfungen in die vom Greifer beeinflussten Nachbarknoten eingeleitet (Slaveknoten). Über eine kinematische Verknüpfung erfolgt die Kräfteverteilung in die Einzelschichten und sichert die Einzelschichten in diesem Bereich gegen eine relative Verschiebung. Dabei liegt die Annahme zugrunde, dass die Matrix im Bereich der Greifer nicht schmelzflüssig wird. Für den Fall, dass der Greifer während des Aufheizvorganges das Halbzeug hält und dieses lokal verdeckt, ist diese Annahme in der Regel gültig.

Kinematische Freiheitsgrade der Greifelemente können über Translator-Elemente implementiert werden, sodass zum Beispiel Linear- oder Rotationsbewegungen Berücksichtigung finden.

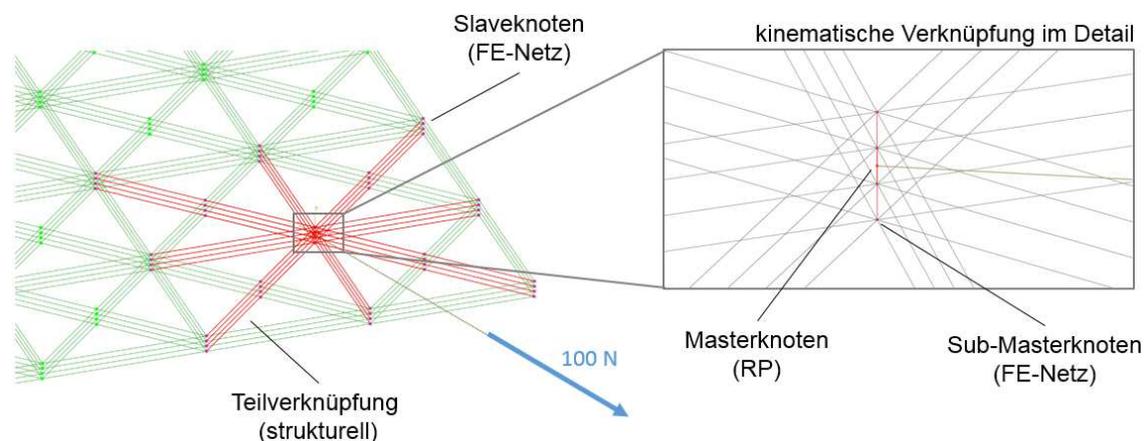


Abbildung 18: Darstellung der strukturellen Krafteinleitung bei Mehrschichtverbunden in ABAQUS; links: Übersicht über die Verknüpfungen der Einzelschichten; rechts: Detaildarstellung der zentralen kinematischen Schicht-Verknüpfung [100]

2.2.6.2 Berücksichtigung des thermo-mechanischen Verhaltens

Im Kontext von Thermoformstudien und Modellentwicklungen der letzten Jahre [101–104] wird meistens ein isothermer Temperaturverlauf während des Umformprozesses angenommen. Es konnte jedoch bereits für die Materialsysteme PP/GF und PEEK/CF gezeigt werden, dass eine Temperaturabhängigkeit umformrelevanter Materialeigenschaften vorliegt [105, 106], weshalb in jüngsten Studien eine Vorhersage des Temperaturfeldes oberhalb der Kristallisation während der Umformung implementiert wurde [107, 108]. Da vor allem aber die beginnende Kristallisation zu einer signifikanten Änderung der mechanischen Eigenschaften führen kann [105], gibt es gegenwärtig Bestrebungen die Kristallisation durch thermomechanische Kopplung in der Umformsimulation zu berücksichtigen.

2.3 Abgrenzung der Arbeit

Die vorangehenden Ausführungen zeigen, dass die Verwendung von unidirektional faserverstärkten Thermoplast-Tapes (UD-Tapes) herausragendes Potential für strukturelle Leichtbauanwendungen bietet. Speziell die sequentielle Tape-Prozesskette stellt hierbei eine geeignete Verfahrensvariante für die Großserienfertigung dar. Der nicht-isotherme Stempel-Umformprozess, bei dem ein vorkonsolidiertes Gelegelaminat tiefgezogen wird, ist dabei maßgeblich für die Herbeiführung der Bauteilgestalt verantwortlich. Die Komplexität dieses Prozessschrittes erfordert Kenntnisse über Material, Prozess und deren Zusammenhänge, die sich durch Modellierung erschließen lassen. Dabei steht in aktuellen Veröffentlichungen vor allem die Modellierung des Material- und Umformverhaltens im Vordergrund, obgleich nicht immer abgesichert ist, welche physikalischen Effekte beinhaltet sein müssen, um die Realität präzise nachzubilden. Experimentelle Untersuchungen beziehen sich in den meisten Fällen auf Gewebe und nur selten auf Gelegelaminat. Bezüglich des Materialsystems sind primär Informationen zu Polypropylen-basierten Materialien oder luftfahrtspezifischen Hochtemperaturthermoplasten (PEI, PPS, PEEK, PEEK) zu finden. Während in der Literatur oft Einzelversuche genutzt werden, um einzelne Merkmale an Benchmarkgeometrien zu visualisieren, sollen hier mithilfe von statistischer Versuchsplanung (DOE) und deren systematischen Auswertung statistisch abgesicherte Erkenntnisse im Realversuch generiert werden. Abgrenzend zu den meisten Forschungsarbeiten liegt der Fokus daher auf einer seriennahen Umsetzung mit industrieskaliertem Equipment und einem hohen Grad der Automatisierung, um so neben einer idealisierten Betrachtung des Materialverhaltens unter Laborbedingungen vor allem den Einfluss realer Prozesseinflüsse zu identifizieren und zu beschreiben. Hierzu sind Technologien zur Prozessüberwachung und gezielten Prozessmanipulation zu erarbeiten und im Prozess zu implementieren. Einerseits soll so die Serientauglichkeit nachgewiesen werden und andererseits das Auftreten ausgewählter Merkmale auf Bauteilebene analysiert und mit den Prozessbedingungen und den Materialeigenschaften korreliert werden. Als primäres Merkmal wird in der vorliegenden Arbeit der „out-of-plane“ Faltenwurf gewählt, da dieser ein unakzeptierter und quantifizierbarer Defekt ist. Um den Faltenwurf in ungewöhnlich hohem Maße herbei zu führen, wird eine sehr komplexe, mehrfach-gekrümmte Bauteilgeometrie verwendet. Die Quantifizierung erfolgt auf Basis von 3D-Messdaten mit einer präzisen Methode zur Ermittlung der Oberflächenkrümmung als Maß für den Faltenwurf. Alle Untersuchungen werden konsistent an einem Materialsystem durchgeführt und umfassen Untersuchungen auf Werkstoff- und Bauteilebene mit unterschiedlichen Lagenaufbauten und Prozesseinstellungen. So wird es möglich ein tiefes Verständnis für den Zusammenhang zwischen Materialeigenschaften, der Laminatkonfiguration und dem prozessparameterabhängigen Umformverhalten auf Bauteilebene zu schaffen, das ein Fundament für die weitere Modellentwicklung und Validierung bildet. Es lassen sich außerdem Empfehlungen für die Optimierung des Materials, dessen Konfiguration sowie der Prozessführung ableiten.

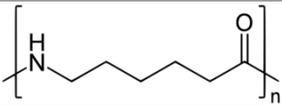
3 Werkstoffcharakterisierung

In diesem Abschnitt wird zunächst das betrachtete Materialsystem vorgestellt und auf Basis von thermischen Kennkurven (DSC-Messungen) das materialspezifische Prozessfenster hergeleitet. Danach ist es das Kernziel dieses Abschnittes das Materialsystem bezüglich der für die Umformung relevanten Mechanismen Reibung, Scherung und Biegung (s. Abschnitt 2.2.3) zu charakterisieren. Aufgrund der viskoelastischen Natur der thermoplastischen Matrix sind vor allem das temperatur- und ratenabhängige Verhalten im Fokus der Untersuchungen. Es erfolgt jeweils eine Bewertung des Einflusses von Temperatur und Rate auf den jeweiligen Umformwiderstand.

3.1 Vorstellung des Werkstoffsystems

Das für die Untersuchungen verwendete Thermoplast UD-Tape ist vom Typ Ultratape™ B3WC12 UD02 bk Exp. der Fa. BASF und basiert auf einer Kombination von Kohlenstofffasern mit Polyamid 6 – Matrix (PA6) des Typs Ultramid®. In Tabelle 6 sind Richt-Kenndaten des reinen Polymers sowie in Tabelle 7 des kohlenstofffaser-verstärkten UD-Tapes angegeben.

Tabelle 6: Eigenschaften des Matrixpolymers

		PA6 – Ultramid B3K
Kenndaten	Summenformel	NH(CH ₂) ₅ CO
	Idealisierte Strukturformel	
	Dichte	1,12-1,15 g/cm ³
	Glastemperatur	~ 60 °C
	Schmelztemperatur	~ 222 °C
	Wasseraufnahme	~ 9,5 %
	Ausgangsprodukt	ε-Caprolactam
Allgemeine Eigenschaften		<ul style="list-style-type: none"> - teilkristallin - gutes elektrisches Isoliervermögen - hoher Verschleißwiderstand - hohes Dämpfungsvermögen - hohe Beständigkeit gegen Lösemittel, Kraftstoffe & Schmiermittel - gesundheitlich unbedenklich - hohe Wasseraufnahme

Die teilkristalline Natur des Basispolymers ist maßgeblich für die temperaturabhängige Morphologie des Werkstoffs durch Phasenumwandlung verantwortlich. Die für die Verarbeitung primär relevanten Grenztemperaturen beschränken sich dabei auf die Schmelztemperatur sowie die Kristallisationstemperatur.

Tabelle 7: Eigenschaften des verwendeten UD-Tapematerials nach [109]

		Ultratape B3WC12 UD02 exp.
Kenndaten	Dichte	1.46 g/cm ³
	Fasertyp	Kohlenstoff (CF)
	Fasergehalt	60 wt%
	Dicke	0.16 mm
Mechanische Eigenschaften ¹	Zugmodul	102 GPa
	Bruchspannung	1800 MPa
	Bruchdehnung	1.7 %
	Biegemodul	93 GPa
	Biegefestigkeit	1090 MPa

Beide Phasenumwandlungen lassen sich durch Enthalpieänderungen während eines Heiz-Kühl-Zyklus mithilfe von DSC Messungen detektieren. Die jeweilige Kristallisations- bzw. Schmelztemperatur ist durch das thermodynamische Gleichgewicht der Phasenumwandlung im Peak der Enthalpieänderung definiert, obgleich sich die Phasenumwandlungen über einen gewissen Temperaturbereich erstrecken. Abbildung 19 zeigt eine DSC Messung des verwendeten Tape-Werkstoffes für eine Heiz-/Kühlrate von 10 K/min.

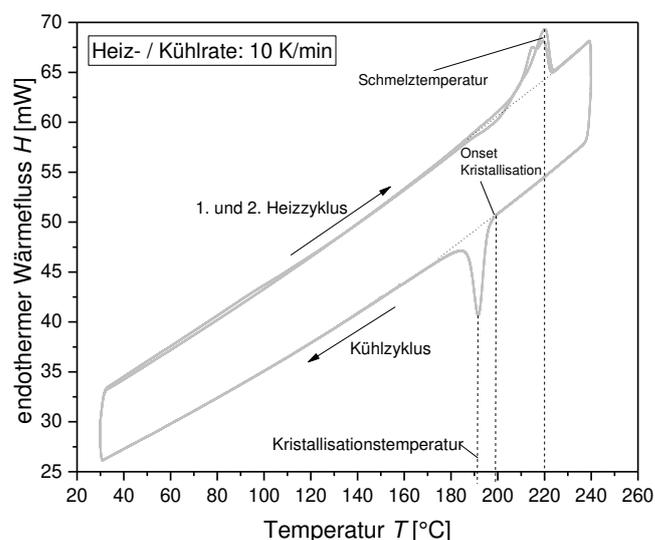


Abbildung 19: Exemplarische DSC-Messung des verwendeten UD-Tapematerials mit 10 K/min Heiz-/ Kühlrate [110]

Die Schmelztemperatur wird auf ca. 220 °C ermittelt und die Kristallisationstemperatur auf ca. 191 °C. Charakteristisch ist außerdem der Kurvenverlauf in Hystereseform, der sich in Abhängigkeit der Kühlgeschwindigkeiten verschiebt [111]. Ebenso ist der Kristallisationsgrad X , der über den Gewichtsanteil kristalliner Bereiche definiert ist

¹ Eigenschaften in Faserrichtung, trocken und bei 23 °C getestet

und mithilfe der Kristallisationsenthalpie bestimmt wird, von der Kühlgeschwindigkeit abhängig [112]. Für den Kristallisationsgrad X eines faserverstärkten Werkstoffes gilt:

$$X = \frac{\Delta H_f}{(1 - V_f)\Delta H_f^0} \quad (7)$$

mit ΔH_f : Kristallisationsenthalpie, ΔH_f^0 : approximierte Kristallisationsenthalpie für den theoretischen Fall vollständiger Kristallinität des Matrixmaterials, V_f : Faservolumenanteil.

Kugele et. al. [113] untersuchten das Kristallisationsverhalten des hier verwendeten PA6/CF UD-Tapes für einen weiten Bereich verschiedener Abkühlraten mittels Standard DSC und Flash DSC. Die Ergebnisse sind in Abbildung 20 mit Hilfe des relativen Kristallisationsgrades X_r dargestellt. Dieser ist definiert als:

$$X_r = \frac{X}{X_{max}} \quad (8)$$

mit: X Kristallisationsgrad, X_{max} : Maximalwert des Kristallisationsgrades für die jeweilige Prozessführung (Messreihe)

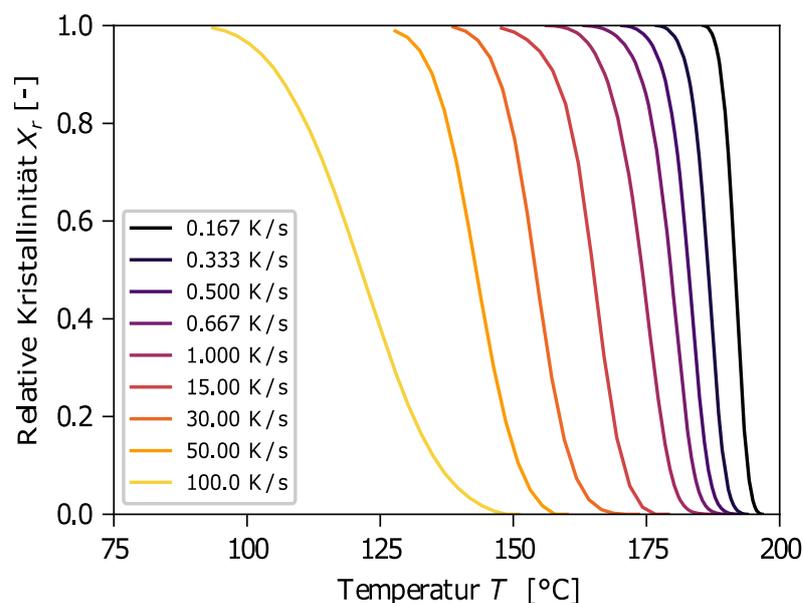


Abbildung 20: Relativer Kristallisationsgrad X_r in Abhängigkeit der Temperatur T bei verschiedenen Abkühlraten in K/s [113, 114]

Das „Onset“ der Kristallisation verschiebt sich mit zunehmender Abkühlrate zu geringeren Temperaturen. Außerdem verbreitert sich der Temperaturbereich, in dem die Kristallisation stattfindet, weshalb die Kristallisationstemperatur etwas stärker kühlratenabhängig ist als das „Onset“. Es ist ersichtlich, dass für alle gemessenen Abkühlraten das Onset der Kristallisation unterhalb von 200 °C liegt. Für die höchste Abkühlrate von 100 K/s beginnt die Kristallisation sogar erst unterhalb von 150 °C.

3.2 Herleitung des Prozessfensters zur Bauteilumformung

Zur Formgebung des Verbundhalbzeuges ist es erforderlich, dass die Polymermatrix vollständig aufgeschmolzen ist, weshalb das Halbzeug vor der Formgebung über die Schmelztemperatur erhitzt wird. Aufgrund des Wärmeverlustes während des Transportes erfolgt dies auf eine Temperatur, die möglichst weit oberhalb der Schmelztemperatur liegt, jedoch noch keine Schädigung des Matrixmaterials verursacht. Die Untersuchungen von Baumgärtner [19] bezüglich des temperaturabhängigen Materialabbaus von vorgetrocknetem PA/CF-Tape in Stickstoff- sowie Luft-Atmosphäre haben gezeigt, dass es ab 265 °C bereits nach zwei Minuten zur Emission von ϵ -Caprolactam kommt. Ab 300 °C ist mit sofortigem Materialabbau und -schädigung zu rechnen. Es wird daher abgeleitet, dass die Halbzeugtemperatur für das gewählte Material unter Berücksichtigung einer Sicherheit von 10 °C zu keinem Zeitpunkt die 290 °C überschreiten sollte. Das optimale Prozessfenster erstreckt sich während der Abkühlung bis zum Erreichen der Kristallisation, wobei nicht zwangsläufig ausgeschlossen werden kann, dass auch nach beginnender Kristallisation noch eine gewisse Umformbarkeit besteht. Der Einfluss der Kristallisation auf das Materialverhalten ist Gegenstand aktueller Forschung und soll auch in Abschnitt 3.4.4 kurz behandelt werden. Aufgrund der Komplexität des Umformprozesses und der Variabilität in der Prozessführung- und -gestaltung, die die Abkühlung des Halbzeuges während der Umformung maßgeblich beeinflussen, ist es im Vorfeld einer Prozessoptimierung nicht ausgeschlossen, dass es im realen Umformprozess zur lokalen Kristallisation kommt. Ebenso wird in Abschnitt 4.2.1 untersucht, ob eine Kristallisation während der hier durchgeführten Versuche auftritt.

Ausgehend von den in Abschnitt 3.1 vorgestellten DSC-Charakterisierungen des PA6/CF UD-Tapes soll an dieser Stelle ein resultierendes Prozessfenster abgeleitet werden. Unter den Annahmen, dass die Umformung nach dem Halbzeugtransfer mit einer Temperatur von ca. 260 °C startet und die Abkühlrate \dot{C} während der Umformung idealisiert konstant ist, kann ein thermisches Prozessfenster ΔT sowie zeitliches Prozessfenster Δt ermittelt werden (vgl. Abbildung 21). In diesem Fall wird angenommen, dass das Erreichen von 50% relativer Kristallinität X_r das absolute Umformlimit darstellen. Physikalisch gibt es hierfür zwar keinen Beweis, mathematisch ist dieser Punkt jedoch eindeutig durch den Wendepunkt im Verlauf des relativen Kristallisationsgrades X_r bestimmt (vgl. Abbildung 20). Darüber hinaus wurde in Abschnitt 3.1 dargelegt, dass der Wendepunkt eine größere Temperaturabhängigkeit als das „Onset“ der Kristallisation besitzt. Unter der Annahme konstanter Umformgeschwindigkeiten lässt sich so der maximal mögliche Umformweg s_{max} über folgende Beziehung bestimmen:

$$s_{max} = \bar{v}_P \cdot \Delta t = \bar{v}_P \cdot \frac{\Delta T}{\dot{C}} \quad (9)$$

mit \bar{v}_p : mittlere Umformgeschwindigkeit, Δt : zeitliches Prozessfenster, ΔT : thermisches Prozessfenster, \dot{C} : Abkühlrate

Abbildung 22 stellt die maximal möglichen Umformwege für unterschiedliche Umformgeschwindigkeiten dar.

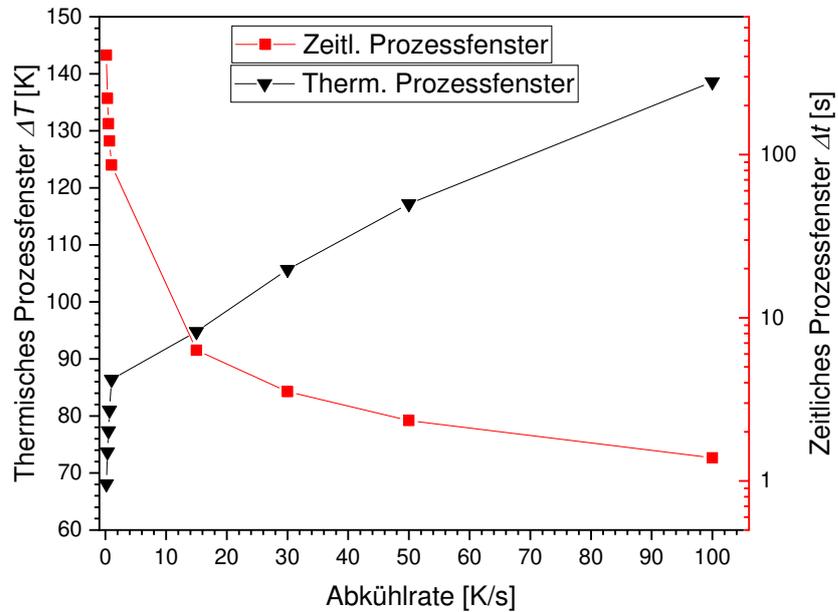


Abbildung 21: Thermisches und zeitliches Prozessfenster für die Umformung von PA/CF Gelegelaminaten in Abhängigkeit von der Abkühlrate – $\Delta T = 260\text{ °C} - T_{Cryst,Onset}$

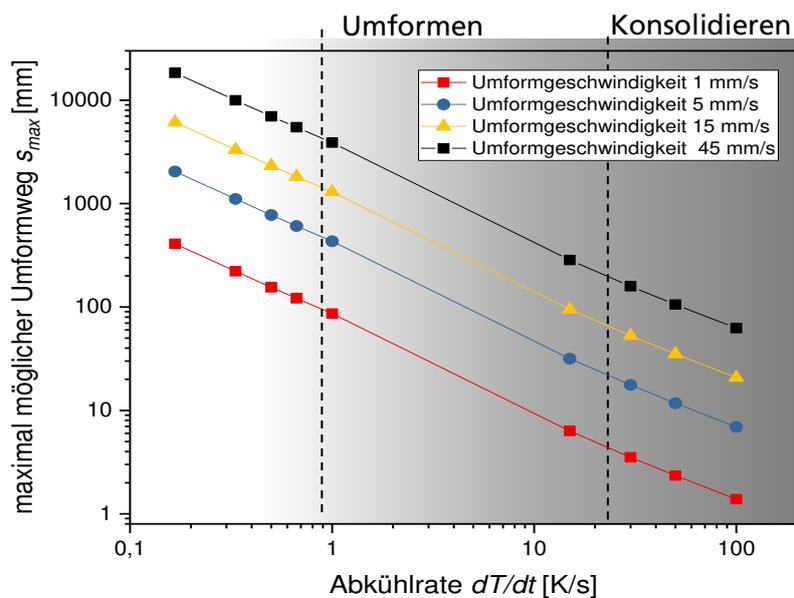


Abbildung 22: Theoretisch mögliche Umformwege von PA6/CF Gelegelaminaten in Abhängigkeit von der Abkühlrate gemäß Gleichung (9) – Eingangsdaten gemäß Abbildung 21

Die gewählten Umformgeschwindigkeiten sind bei der Prozessierung mittels hydraulischer Pressen realistisch gewählt. Während zu Beginn des Geschwindigkeitsprofils üblicherweise höhere Geschwindigkeiten gefahren werden können, werden diese gegen Ende des Umformhubs auf bis zu 1 mm/s verzögert, um für die Konsolidierung und Kühlung ein geregeltes Kraftniveau ohne Überschwinger zu erreichen. Die maximal möglichen Umformwege sind dabei jedoch stark von der Abkühlrate abhängig. Analytisch zeigt sich, dass selbst bei sehr hohen Abkühlraten von bis zu 100 K/s und geeigneter Umformgeschwindigkeit immer noch praktikable Umformwege erzielt werden können. Dabei ist zu berücksichtigen, dass die eigentliche Umformung bereits mit Beginn des Kraftaufbaus abgeschlossen ist und danach lediglich die Konsolidierung stattfindet.

Das dargestellte Diagramm und dessen Methodik stellt ein einfaches, analytisches Handwerkzeug zur Bewertung und Auslegung von Umformprozessen dar. Nach Bestimmung des abkühlratenabhängigen Kristallisationsverhaltens des jeweiligen Materials ist lediglich die Kenntnis der tatsächlichen Abkühlraten während der Umformung Voraussetzung, um eine Bewertung und Optimierung des Umformprozesses vornehmen zu können. Die Grenzbedingung für das Umformlimit (z.B. 50% wie in diesem Fall oder 1% relative Kristallinität) sollten je nach Material individuell gewählt werden. Dabei ist zu beachten, dass der Einfluss der gewählten Grenzbedingung von der Breite des Kristallisationspeaks, also dem Temperaturbereich in dem die Kristallisation stattfindet, abhängt. Dieser verbreitert sich zwar deutlich mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit, erstreckt sich aber dennoch über keinen allzu großen Temperaturbereich. In dem Fall des hier untersuchten Materials reduzieren sich die realisierbaren Umformwege bei Änderung des Umformlimits auf 1% relative Kristallisation nur um wenige Millimeter.

Temperaturmessungen, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden (vgl. Abschnitt 4.2.1) zeigen zwar, dass bei der Konsolidierung sehr hohe Abkühlraten von über 100 K/s vorherrschen, die Abkühlraten während der eigentlichen Umformung jedoch üblicherweise geringer sind und in der Regel 15 K/s nicht überschreiten. Somit kann dargelegt werden, dass der nicht-isotherme Stempelumformprozess mit großserientauglichen Zykluszeiten für PA6/CF Gelegelamine grundsätzlich valide ist.

3.3 Prüfstände, Probekörper und Versuchsdurchführung

In diesem Abschnitt wird die Charakterisierung des verwendeten Materialsystems bezüglich Reibung, Scherung und Biegung vorgestellt.

3.3.1 Reibung

Basierend auf den Erkenntnissen von Sachs [15] zur Reibprüfung von thermoplastischen Faserverbunden, wurde ein Reibprüfstand speziell für die Charakterisierung thermoplastischer UD-Tapes entwickelt. Ein wesentlicher Unterschied zu den in der Literatur beschriebenen Ansätzen (vgl. Abschnitt 2.2.4), ist dabei die Möglichkeit zur Prüfung unterschiedlicher Relativlagenorientierungen. Dies ist ein wichtiger Aspekt, da davon auszugehen ist, dass sich die interlaminaire Reibung an der Grenzfläche einer UD-Doppellage von der an anders orientierten Lagen (z.B. 0/90) unterscheidet. Für die Entwicklung des Prüfstands wurden folgende Anforderungen definiert:

- 1) Montierbarkeit in eine bestehende Hegewald und Peschke Zugprüfmaschine
- 2) Möglichkeit zur definierten Aufbringung eines Transversaldrucks
- 3) Präzise Temperierung der Probe
 - a) Temperaturtoleranz: ± 4 °C bei 160 °C, und ± 8 °C bei 400 °C
 - b) Exakte Regelbarkeit (Minimum: 1 °C Schritte)
 - c) Aktive Kühlung der Heizplatten, um Prüfzeit zu reduzieren
- 4) Möglichkeit zur Prüfung von verschiedenen Relativlagenorientierungen
- 5) Aufbringung einer definierten Zugspannung in das im Winkel angeordnete Tape, um eine Beschädigung bzw. das Ausziehen während der Prüfung zu unterbinden.
- 6) Ermöglichung der Durchführung als Auszugs- und Durchzugsversuch
- 7) Implementierung einer Tape-Vorheizung im Durchzugsversuch

Die definierten Anforderungen wurden in einem Prüfaufbau gemäß Abbildung 23 umgesetzt.

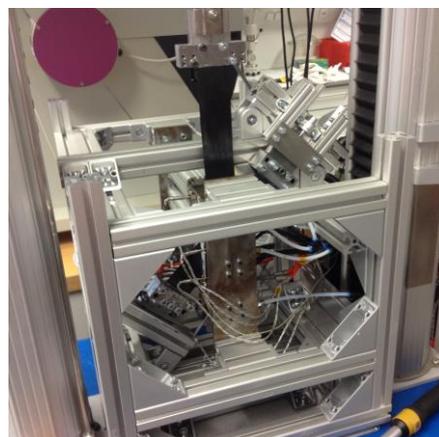
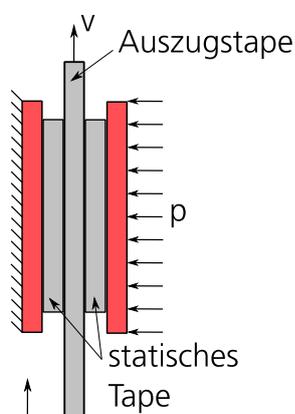


Abbildung 23: Links: Schematische Darstellung eines Durchzugsversuch
Rechts: Foto des Reibprüfstands in Zugprüfmaschine im Falle einer 0/45 Prüfung

Der Prüfstand besteht aus einer ITEM-Profil Rahmenkonstruktion, die modular in der Zugprüfmaschine montiert werden kann. Die Aufbringung des Transversaldrucks erfolgt über zwei pneumatische Zylinder, wobei die Stempelkraft über ein Präzisionsdruckventil regelbar ist. Die Temperierung der Probe erfolgt per Kontaktheizung über die Druckstempel aus rostfreiem Werkzeugstahl, die ihrerseits mit Heizpatronen bis maximal 420 °C ausgestattet sind. Außerdem sind diese mit einer Phase an den Kanten versehen, um beim Ein- und Auszug des Tapes keine Schädigung bzw. zu starken Abrieb zu verursachen. Die Temperaturregelung erfolgt über drei Heizzonen pro Heizplatte mit integrierten Oberflächentemperaturfühlern. Für den Durchzugsversuch können zur Vorheizung zwei zusätzliche Heizplatten integriert werden, die ohne direkten Kontakt zur Probe montiert werden. Die Probenvorheizung erfolgt somit über die Wärmestrahlung bzw. freie Konvektion. Für die Prüfung verschiedener Relativlagenorientierungen ist eine flexibel montierbare Klemmspannvorrichtung vorgesehen. Hiermit wird ein im Winkel angeordnetes Tape unter Zugspannung versetzt. Dies ist erforderlich, da die über die Reibung übertragenden Auszugskräfte ansonsten zu einer Verschiebung und /oder Schädigung des eingespannten Winkeltapes führen würde. Anhand von Referenz-Temperaturmessungen an den Stempeloberflächen sowie in der Probe während des Durchzugversuchs, konnten die geforderten Temperaturtoleranzen verifiziert werden [67]. Die Einspannsituation und der Probekörper für eine 0/90 Prüfung sind in Abbildung 24 exemplarisch dargestellt.

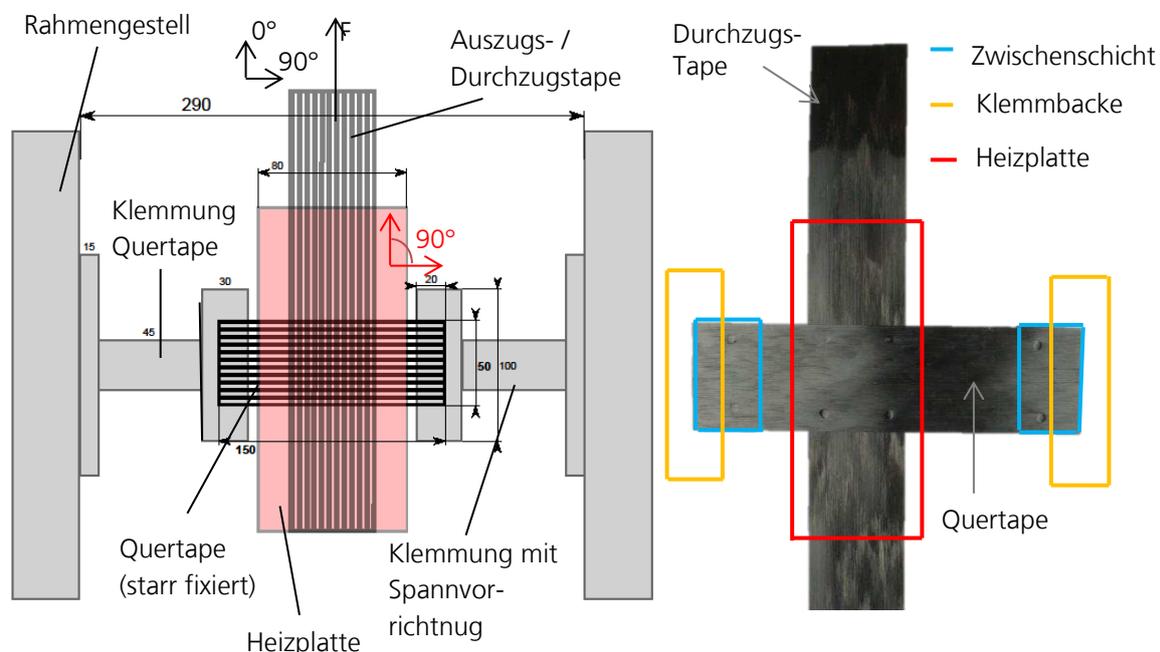


Abbildung 24: Links: Einspannsituation für die 0/90 Reibprüfung
Rechts: Foto des dazugehörigen Probekörpers

Der Probekörper besteht aus einem 390 mm langen und 50 mm breiten Tapestreifen. Das Quertape ist 160 mm lang und ebenfalls 50 mm breit. Hiervon werden zwei

eingesetzt (Vorder – und Rückseite) und per Punktschweißung fixiert. Hieraus ergeben sich zwei Reibflächen und somit für die Reibspannung τ .

$$\tau = \frac{F}{2 \cdot A} \quad (10)$$

mit F : Kraft, A : Kontaktfläche, τ : Reibspannung

Die Reibfläche A ist dabei abhängig von der geprüften Lagenrelativorientierung. Für die 0/90 Prüfung ergibt sich $A = 2500 \text{ mm}^2$, wohingegen $A = 7500 \text{ mm}^2$ für die 0/0 Prüfung und $A = 3535,66 \text{ mm}^2$ für die 0/45 Prüfung beträgt.

Da die Klemmung der zwei Querlagen zu einem verfälschten Transversaldruck führen kann, wird im Bereich der Einspannung eine Tape-Zwischenschicht eingesetzt.

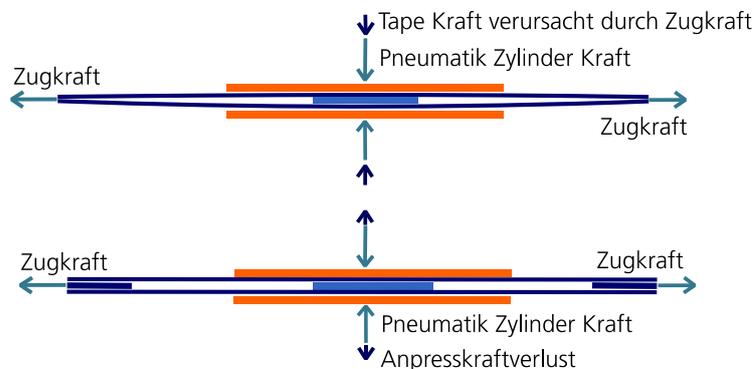


Abbildung 25: Schematische Darstellung der Einspannsituation des Winkeltapes

Die Probekörper werden in den Klemmbacken präzise eingespannt und die Position gekennzeichnet, um eine Fehlmessung identifizieren zu können. Das statische Winkeltape wird mit Hilfe der Spannvorrichtung definiert vorgespannt. Der gewünschte Transversaldruck wird über den Pneumatikdruck eingestellt. Nach der Druckbeaufschlagung erfolgt die Temperierung der Heizplatten. Für Versuche mit $T \geq 240 \text{ °C}$ kann die Zieltemperatur direkt eingestellt werden. Für Versuche mit $T < 240 \text{ °C}$ wird zunächst auf 240 °C als Zwischentemperatur geheizt und danach auf die Zieltemperatur gekühlt. Nur so ist es möglich den realen Umformprozess nachzubilden und auch Temperaturen unter der Schmelztemperatur T_m des Werkstoffes abzubilden. Um eine homogene Temperaturverteilung in der Probe zu gewährleisten, werden sowohl die Zwischen- als auch die Zieltemperatur jeweils für ca. 60 s gehalten. Das präzise Erreichen der gewünschten Temperaturen wird durch die Verwendung von Thermo-elementen in Referenzversuchen verifiziert. Auszugsweg und –Geschwindigkeit werden über das Prüfprogramm definiert. Nach Prüfende wird die Heizung ausgeschaltet und die Heizplatten aktiv auf 130°C gekühlt. Durch Zurückfahren der Kolben kann die Probe entnommen werden. Zu beachten ist, dass die Kontaktheizplatten vor jeder Versuchsreihe von 10 Messungen mit Frekote 770-NC behandelt werden, um die Schmelz-Anhaftung nach Versuchsende zu reduzieren.

3.3.2 Scherung

Die Charakterisierung der Schereigenschaften einer UD-Einzelschicht erfolgt nach dem Ansatz von Haanappel [14]. Dabei wird ein rechteckiger UD-Probekörper tordiert und damit Scherverformt. Hierzu wird ein Anton Paar Rheometer mit einer rechteckigen Starrkörperfixierung und Temperierkammer verwendet. Durch Auslenkung lässt sich das Moment zur Einleitung der Scherdeformation in Abhängigkeit von Temperatur und Drehgeschwindigkeit ermitteln. Die Temperierkammer wird mit Stickstoff geflutet, um einen thermo-oxidativem Einfluss auszuschließen.



Abbildung 26: Links: Rheometer mit Prüfkörperfixierung und Temperierkammer
Mitte: Eingespannter Prüfkörper (Tapemonoblock)
Rechts: Skizze des Probekörpers nach [14]

In Anlehnung an die Literatur [14], werden die Probenabmessungen $60 \text{ mm} \times 13 \text{ mm} \times 10,3 \text{ mm}$ ($l \times b \times d$) gewählt. Zur Probekörperherstellung wird eine ca. 10 mm dicke UD-Platte hergestellt aus der wiederum die Probekörper im Wasserstrahlschneidverfahren herausgetrennt werden. Da der Probekörper das Verhalten einer UD-Einzelschicht repräsentieren soll, wird ein Vakuumsack-Konsolidierverfahren gewählt, um eine möglichst gute Konsolidierqualität zu erhalten.

Der Probekörper wird direkt in die rechteckige Starrkörperfixierung des Rheometers eingesetzt und die Temperierkammer geschlossen. Die Temperierung der Kammer erfolgt konvektiv in inerter Stickstoffatmosphäre. Der Stellwert der Temperatur wird so gewählt, dass die gewünschte Probentemperatur erreicht werden kann. Eine Vergleichsmessung ergab, dass ein ca. 10 °C höherer Stellwert gegenüber dem Sollwert gewählt werden sollte. Auslenkung und Geschwindigkeit werden über das Prüfprogramm definiert. Für Zieltemperaturen mit $T < 240 \text{ °C}$ wird zunächst auf 240 °C als Zwischentemperatur geheizt und danach auf die Zieltemperatur gekühlt. Die Kühlung erfolgt dabei lediglich durch Abschalten der Heizung.

3.3.3 Biegung

Für die Charakterisierung der Biegeeigenschaften einer UD-Einzelschicht wird der von Sachs [15] beschriebene Ansatz gewählt, für den ebenfalls ein Anton Paar Rheometer zum Einsatz kommt. Hierbei wird die Torsionsbewegung im Rheometer durch eine entsprechende Einspannvorrichtung in ein Drehmoment und damit in eine Biegeverformung des Prüfkörpers umgewandelt. Dazu wird die Biegevorrichtung in die Starrkörperfixierung für rechteckige Probekörper eingespannt, in der die möglichst spannungsfreie Aufnahme eines einzelnen Tapestreifen möglich ist. Durch die Rotationsbewegung des Rheometerschafts wird ein Biegemoment im Tape-Probekörper induziert. Somit lässt sich das Biegemoment in Abhängigkeit von Temperatur, Drehgeschwindigkeit und Auslenkwinkel ermitteln.

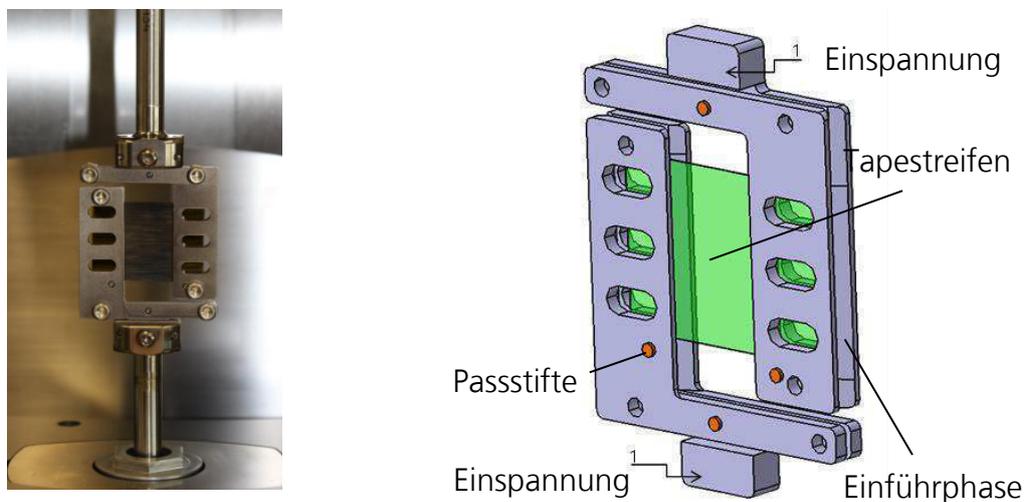


Abbildung 27: Links: Foto der Biegevorrichtung im Rheometer
Rechts: CAD Darstellung der Biegevorrichtung

Der Probekörper besteht aus einem einzelnen Tapestreifen mit einer Dicke von $d_L \sim 0,16$ mm und den Abmessungen 35 mm x 25 mm. Um ein Gleiten in der Vorrichtung zu begünstigen werden beide Seiten des Probekörpers im Bereich der Halterung mit Kaptontape² beklebt.

Nach Einlegen des Probekörpers und schließen der Temperierkammer wird die Probe auf die gewünschte Prüftemperatur gebracht. Auch hier gilt analog zu den bereits beschriebenen Prüfungen, dass für Zieltemperaturen mit $T < 240$ °C zunächst auf 240 °C als Zwischentemperatur geheizt und danach auf die Zieltemperatur gekühlt wird.

3.3.4 Probenvorbereitung, Parameterauswahl und Auswertung

Alle Proben werden gemäß den vorangehenden Ausführungen für die jeweilige Prüfmethode vorbereitet und auf einen Restfeuchtegehalt von unter 0,8 % bei 80 °C

² Hochtemperatur-Klebeband auf Basis von Polyimid

getrocknet. Für die Biege- und Reibprüfkörper wird dies innerhalb von ca. fünf Stunden erreicht, wohingegen die Scherprobekörper mindestens 21 Tage getrocknet werden müssen. Die Probekörper werden jeweils in kleinen Prüf-Chargen in luftundurchlässigen Beuteln gelagert und vor der jeweiligen Prüfung entnommen.

Die Auswahl der Prüfparameter erfolgt auf Basis der in Kapitel 3.1 aufgezeigten thermischen Prozessfenster des Materials, den möglichen Grenzen der jeweiligen Prüfmethode sowie eigenen Abschätzungen / Erfahrungen und Literaturangaben [14, 15, 52] zu relevanten Geschwindigkeiten und Transversaldrücken. Für die Reibung wird zunächst der Einfluss der Relativlagenorientierung bei konstanten Einstellungen der Temperatur (240 °C), der Reibgeschwindigkeit (150 mm/min) und des Transversaldruckes (20 kPa) geprüft. Für alle weiteren Reibversuche zur Bestimmung weiterer Parameterabhängigkeiten wird eine konstante Relativlagenorientierung von 0/90 gewählt. Weitere Reib-, Scher- und Biegeversuche werden mit den in Tabelle 8 definierten Parametern durchgeführt. Jede Parameterkombination wird drei Mal wiederholt.

Tabelle 8: Übersicht der Prüfparameter der Materialcharakterisierung

Versuchsplan					Prüfmethode		
Faktoren	Einheit	Faktorstufen			Reibung	Scherung	Biegung
					Teilfaktoriell FCC	Voll- faktoriell	Voll- faktoriell
Temperatur	[°C]	210	240	270	X	X	X
Auslenk- geschwindigkeit	[rpm]	0.1	1.0	10		X	X
Reib- geschwindigkeit	[mm/min]	5	150	500	X		
Transversaldruck	[kPa]	10	20	40	X		

Die Auswertung erfolgt mithilfe einer linearen Regressionsanalyse unter Verwendung der Software „Modde“. Dazu wird für jede Prüfmethode eine lineare Modellfunktion der Form

$$y = c_0 + c_1x_1 + c_2x_2 + c_3x_1x_2 + \varepsilon \quad (11)$$

mit y : Zielgröße, x : Faktor, c_i : Koeffizienten, ε : Verbleibender Fehler

mit der „Methode der kleinsten Quadrate“ (MLS) angefitet. Die vergleichende Bewertung einzelner Parameter erfolgt durch einen Vergleich der skalierten und normierten Koeffizienten einzelner Modellterme für die jeweilige Prüfmethode. Alle statistischen Auswertungen erfolgen für einen Vertrauensbereich von 95 %. Als Zielgröße wird für die Reibung das Maximum („peak“-Wert) der Reibspannung τ gewählt. Für die Scherung und Biegung erfolgt die Auswertung des Torsionsmoments bei $\varphi = 0.2$ rad, was einem Auslenkwinkel von ca. 11.5 ° entspricht.

3.4 Ergebnisse

3.4.1 Reibung

Nach Auftragung der Reibspannung τ über dem Reibweg s erhält man den erwarteten Kurvenverlauf [15] bestehend aus einer anfänglichen Peakspannung und einem bei höheren Reibwegen (ca. 50 mm) auftretenden stationären Bereich. Abbildung 28 visualisiert den Einfluss der Relativlagenorientierung.

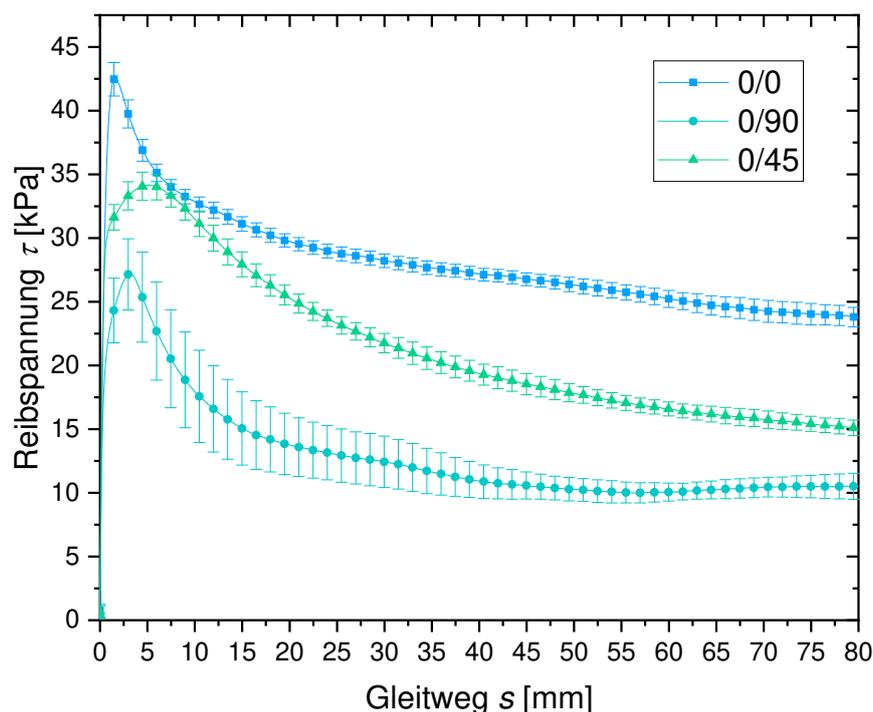


Abbildung 28: Reibspannung in Abhängigkeit von der Relativlagenorientierung
 $T = 240 \text{ }^\circ\text{C}$, $v = 150 \text{ mm/s}$, $p = 20 \text{ kPa}$

Sowohl für die Peakspannung wie auch den stationären Bereich wird eine Abhängigkeit ermittelt. Die 0/0 Orientierung zeigt im Vergleich zur 0/45 und 0/90 Orientierung einen erhöhten Reibwiderstand. Dabei zeigt die 0/0-Prüfung einen scharfen Peak, welcher auf die Undehnbarkeit des Probekörpers in Faserrichtung zurückzuführen ist. Für das senkrecht zur Faserrichtung ausgerichtete, statische Quer-Tape bei der 0/90 Prüfung ist eine gewisse Nachgiebigkeit gegeben, weshalb der Peak in diesem Fall leicht verbreitert ist. Im Falle der 0/45 Prüfung ist die Peak-Verbreiterung noch stärker ausgeprägt, die auf ungewollte Querkräfte im Prüfbereich zurückzuführen ist. Die Tatsache, dass die Reibwiderstände in Abhängigkeit von der Relativorientierung der Einzellagen unterschiedlich ausfallen, lässt darauf schließen, dass die Grenzfläche zwischen den Einzellagen unterschiedlich ausgeprägt ist. Für den 0/0 Versuch muss von einem

sehr dünnen Schmierfilm ausgegangen werden, sodass mit zunehmendem Weg die Prüfung einer Faser-pull-out/through Mehrfachprüfung im Schmelzezustand entspricht. Für die anderen Relativorientierungen ist eine definierte Grenzfläche anzunehmen, jedoch ist nicht eindeutig erklärbar, warum die 0/45 Orientierung gegenüber der 0/90 Orientierung einen höheren Widerstand aufweist.

Abbildung 29, Abbildung 30 und Abbildung 31 visualisieren die Ergebnisse um den Zentralpunkt des teilfaktoriellen Versuchsplans zur Bestimmung weiterer Parametereinflüsse. Während für den stationären Bereich keine signifikante Parameterabhängigkeit festgestellt werden kann, zeigt die Peakspannung τ_{max} eine Abhängigkeit im getesteten Parameterraum.

Bei konstantem Transversaldruck $p = 20$ kPa, konstanter Durchzugsrate $v = 150$ mm/min und variabler Prüftemperatur zwischen 270 °C und 210 °C, variiert τ_{max} von $23,2$ kPa bis $55,7$ kPa und ändert sich damit um Faktor $2,4$ (vgl. Abbildung 29). Dabei fällt außerdem eine Zunahme der Änderung von τ_{max} für Temperaturen $T < 240$ °C auf. Je höher die Prüftemperatur desto breiter ist der peak-Bereich ausgeprägt bis sich der stationäre Zustand einstellt.

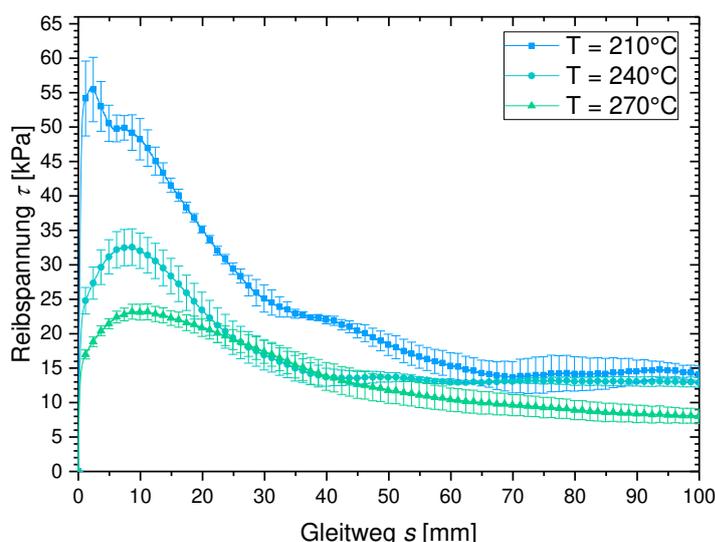


Abbildung 29: Reibspannung in Abhängigkeit von der Temperatur, Lagenorientierung 0/90, $v = 150$ mm/s, $p = 20$ kPa

Eine ähnliche Parameterabhängigkeit ist bezüglich der Reibgeschwindigkeit zu beobachten, die sich bei konstanter Temperatur $T = 240$ °C und konstantem Transversaldruck $p = 20$ kPa zwischen $\tau_{max} = 19,1$ kPa bis $52,9$ kPa bewegt und damit um Faktor $2,7$ variiert (vgl. Abbildung 30). Dabei verbreitert sich der Peak Bereich für niedrigere Reibgeschwindigkeiten, sodass sich die maximale Reibspannung zu höheren Gleitwegen verschiebt. Grundsätzlich ist festzuhalten, dass sich der Maximalwert des Reibwiderstands zwischen 1 mm und 10 mm Gleitweg einstellt. Der stationäre

Zustand wird erst bei sehr hohen Gleitwegen (> 45 mm) erreicht, die für die Lagen-Lagen-Reibung während der Umformung thermoplastischer Gelegelamine gänzlich unrealistisch sind.

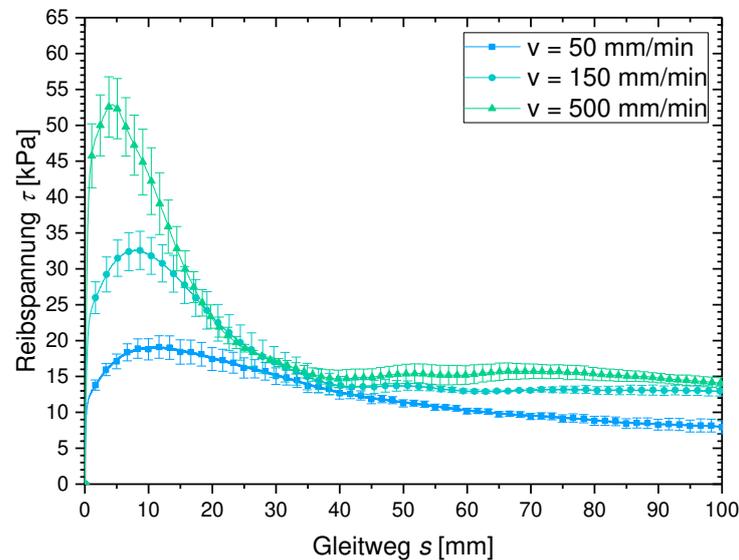


Abbildung 30: Reibspannung in Abhängigkeit der Reibgeschwindigkeit, Lagenorientierung 0/90, $T = 240$ °C, $p = 20$ kPa

Im Gegensatz dazu fällt die Abhängigkeit vom Transversaldruck p mit einer Variation zwischen $\tau_{max} = 29,1$ kPa und $37,4$ kPa, also einer Änderung um Faktor 1,3, vergleichsweise gering aus.

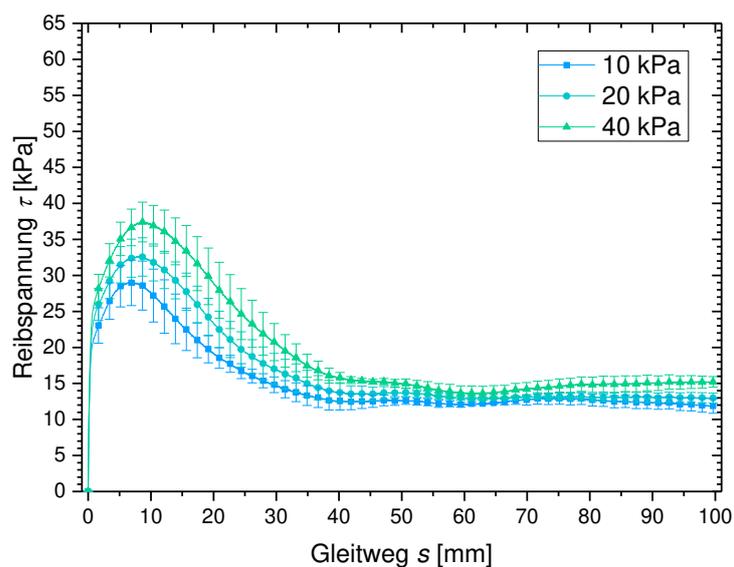


Abbildung 31: Reibspannung in Abhängigkeit vom Transversaldruck p , Lagenorientierung 0/90, $T = 240$ °C, $v = 150$ mm/s

Abbildung 32 visualisiert den mithilfe der linearen Regressionsanalyse modellierten Reibspannungsverlauf im gesamten Versuchsraum. Ausgewertet ist die „peak-Spannung“ in Abhängigkeit der Temperatur und der Reibgeschwindigkeit als Konturplot. Abbildung 33 vergleicht die Koeffizienten der Modellfunktion.

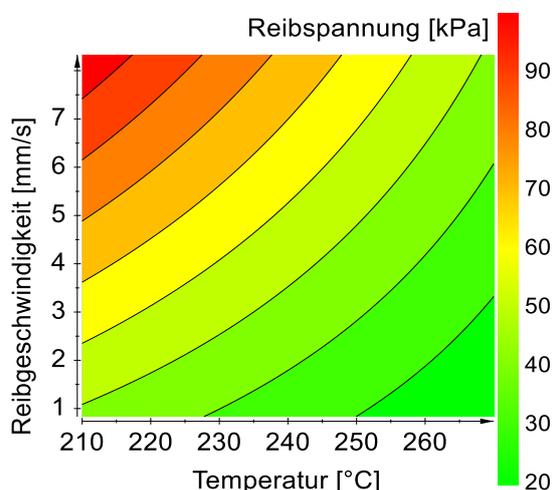


Abbildung 32: Modellierter Konturplot der „peak“-Reibspannung in Abhängigkeit von Temperatur und Reibgeschwindigkeit, Transversaldruck $p = 20\text{kPa}$

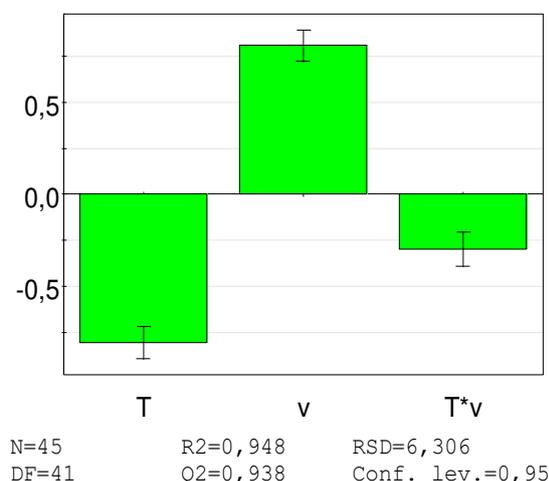


Abbildung 33: Koeffizientenvergleich im Modell - skalierte und normierte Darstellung, Transversaldruck $p = 20\text{kPa}$

Der Einfluss von Temperatur und Geschwindigkeit ist im gewählten Parameterraum signifikant und gegensätzlich. Hohe Temperatur und niedrige Geschwindigkeit führen zur geringsten Reibspannung. Dabei sind der Einfluss der Temperatur und Geschwindigkeit auf den Reibwiderstand ähnlich stark ausgeprägt. Außerdem liegt eine geringe Wechselwirkung vor, die darauf zurückzuführen ist, dass der Einfluss der Geschwindigkeit auf den Reibwiderstand bei geringen Temperaturen zunimmt.

3.4.2 Scherung

Zur Visualisierung des Scherwiderstands wird das ermittelte Torsionsmoment über dem Auslenkwinkel aufgetragen. Abbildung 34 zeigt den Kurvenverlauf in Abhängigkeit von der Temperatur und Abbildung 35 in Abhängigkeit von der Auslenkgeschwindigkeit.

Während die Temperaturänderung zwischen 240 °C und 270 °C keinen Einfluss auf den Scherwiderstand nimmt, ist der Scherwiderstand für 210 °C um ein Vielfaches erhöht. Ein ähnliches Bild zeigt sich für die Geschwindigkeitsabhängigkeit. Je höher die Auslenkgeschwindigkeit, desto größer der Einfluss auf den Scherwiderstand, wobei dieser für hohe Auslenkgeschwindigkeiten nichtlinear zunimmt und im gewählten Parameterraum ebenfalls um ein Vielfaches variiert.

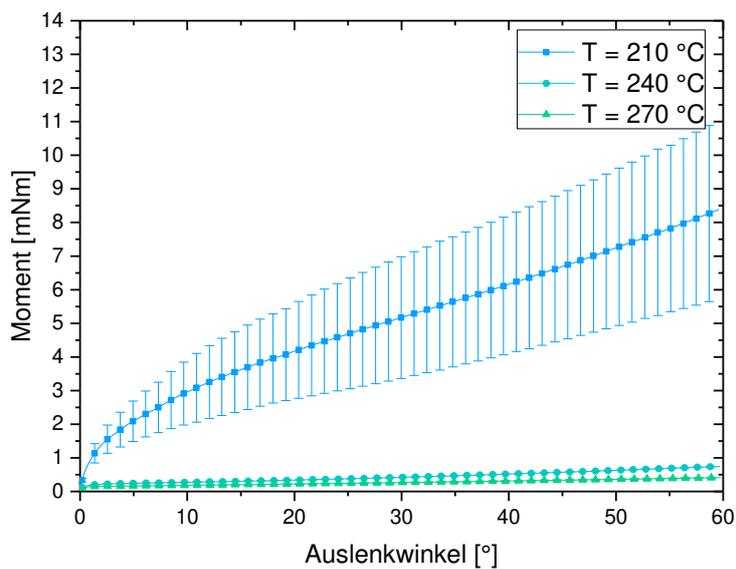
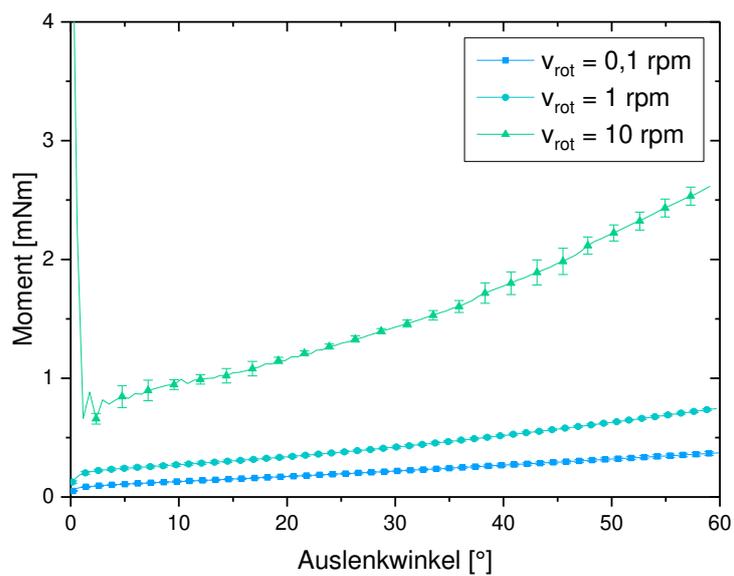
Abbildung 34: Scherwiderstand in Abhängigkeit der Temperatur – $v_{rot} = 1\text{ rpm}$ Abbildung 35: Scherwiderstand in Abhängigkeit der Auslenkgeschwindigkeit – $T = 240\text{ °C}$

Abbildung 36 visualisiert den mithilfe der linearen Regressionsanalyse modellierten Verlauf des Scherwiderstands im gesamten Versuchsraum. Ausgewertet ist das ermittelte Moment bei einem Auslenkwinkel von 0,2 rad in Abhängigkeit von der Temperatur und der Auslenkgeschwindigkeit. Abbildung 37 vergleicht die Koeffizienten der Modellfunktion.

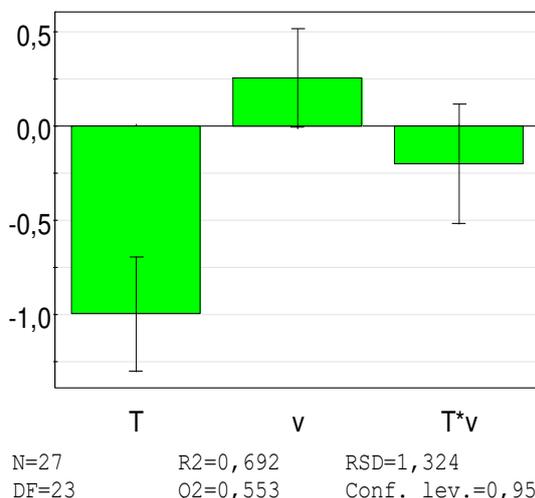
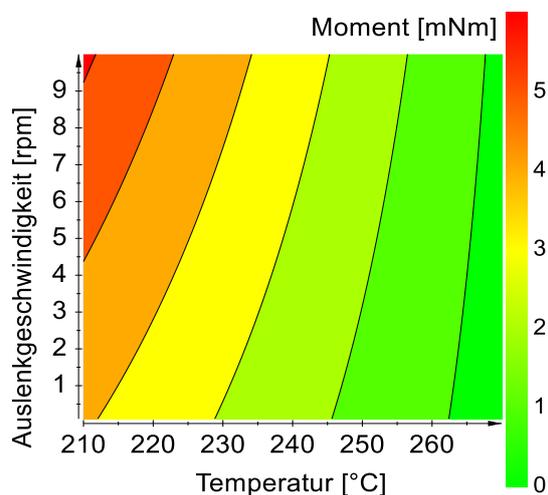


Abbildung 36: Modellierter Konturplot des Scherwiderstands in Abhängigkeit von der Temperatur und Auslenkgeschwindigkeit

Abbildung 37: Koeffizientenvergleich im Modell - skalierte und normierte Darstellung

Auch für den Scherwiderstand zeigt sich eine gegensätzliche Abhängigkeit der Temperatur und der Geschwindigkeit. Der Einfluss der Temperatur überwiegt im gewählten Parameterraum um ca. Faktor vier gegenüber der Auslenkgeschwindigkeit. Für geringe Temperaturen nimmt der Geschwindigkeitseinfluss leicht zu. Diese Wechselwirkung ist statistisch jedoch nicht signifikant.

3.4.3 Biegung

Der Biege widerstand lässt sich ebenfalls durch Auftragen des gemessenen Torsionsmoments über dem Auslenkwinkel darstellen (vgl. Abbildung 38 und Abbildung 39). Ähnlich wie bei der Scherprüfung wird zwischen 240 °C und 270 °C nur eine geringe Änderung des Biege widerstands gemessen. Bei 210 °C wird jedoch ein um Faktor fünf höherer Biege widerstand ermittelt. Der Einfluss der Auslenkgeschwindigkeit fällt im gewählten Parameterraum mit ca. Faktor zwei insgesamt gering aus. Auch hier wird eine nichtlineare Zunahme des Biege widerstands mit höherer Auslenkgeschwindigkeit ermittelt.

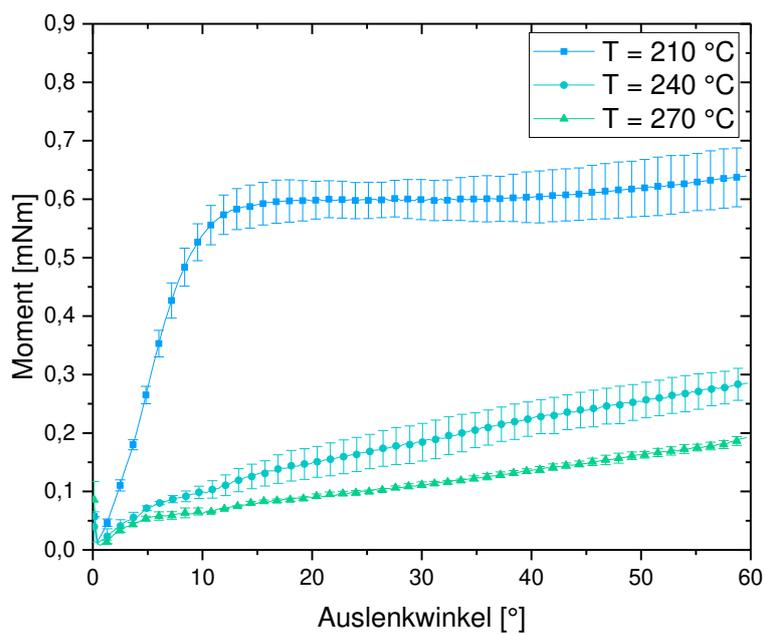
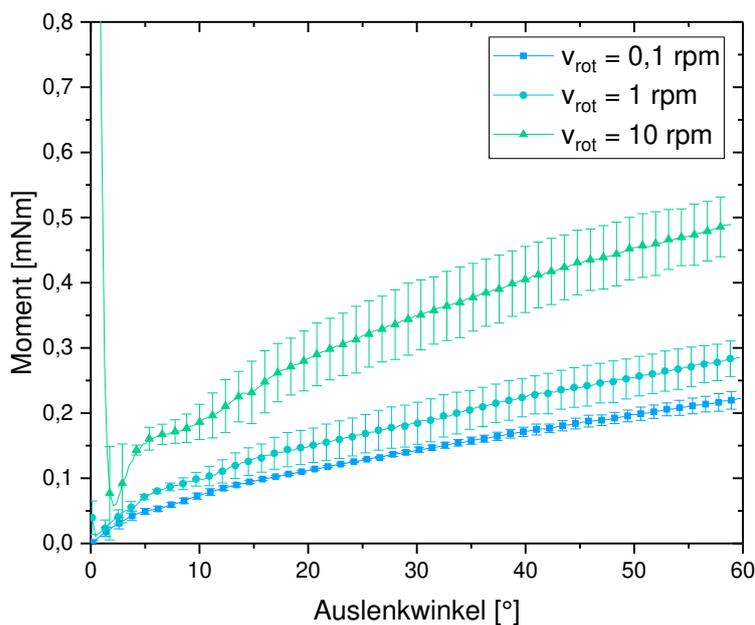
Abbildung 38: Biegeverhalten in Abhängigkeit der Temperatur – $v_{rot} = 1$ rpmAbbildung 39: Biegeverhalten in Abhängigkeit der Auslenkgeschwindigkeit – $T = 240$ °C

Abbildung 40 visualisiert den mithilfe der linearen Regressionsanalyse modellierten Verlauf des Biege widerstands im gesamten Versuchsraum. Ausgewertet ist das ermittelte Moment bei einem Auslenkwinkel von 0,2 rad in Abhängigkeit der Temperatur und der Reibgeschwindigkeit. Abbildung 41 vergleicht die Koeffizienten der Modellfunktion miteinander. Im Einklang mit dem Reib- und Scherwiderstand zeigt sich auch für den Biege widerstand eine signifikante und gegensätzliche Abhängigkeit von der Temperatur und der Geschwindigkeit. Der Einfluss der Temperatur überwiegt im gewählten Parameterraum um ca. Faktor drei gegenüber der Auslenkgeschwindigkeit. Außerdem liegt eine signifikante Wechselwirkung zwischen Temperatur und Geschwindigkeit vor, die den erhöhten Einfluss der Geschwindigkeit bei geringen Temperaturen widerspiegelt.

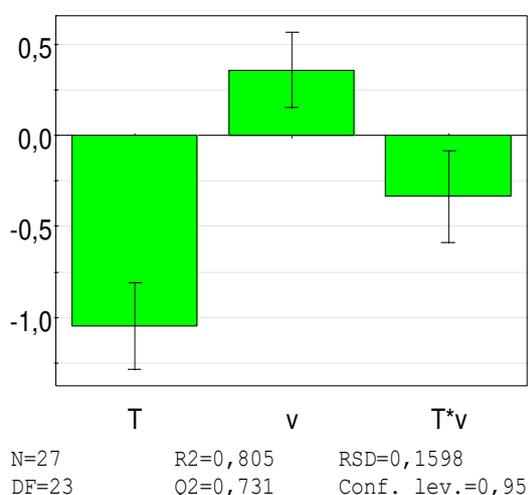
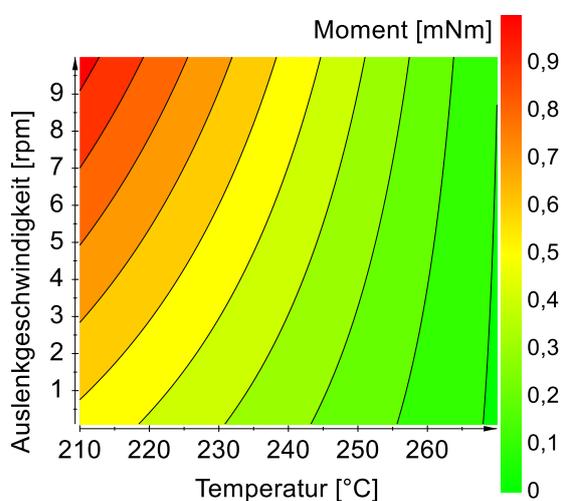


Abbildung 40: Modellierter Konturplot des Biege widerstands in Abhängigkeit von der Temperatur und Auslenkgeschwindigkeit

Abbildung 41: Koeffizientenvergleich im Modell - skalierte und normierte Darstellung

3.4.4 Mechanismenhemmung durch Kristallisation

Wohingegen in den vorherigen Abschnitten ausführlich ermittelt wurde, wie sich das Material im Schmelzzustand verhält, soll an dieser Stelle kurz aufgezeigt werden, wie sich die Kristallisation auf die Deformierbarkeit des Materials auswirkt. Hierzu werden zunächst das Reib- und Scherverhalten zwischen 180 °C und 200 °C charakterisiert. Ansonsten ist die Versuchsdurchführung mit der bisher beschriebenen Vorgehensweise identisch. Da keine der bisher vorgestellten Prüfmethoden eine nicht-isotherme Messung erlaubt, wird im zweiten Teil ein Referenzversuch mittels dynamisch mechanischer Analyse (DMA) im Rheometer durchgeführt.

3.4.4.1 Isotherme Versuchsdurchführung

Abbildung 42 und Abbildung 43 zeigen die Messkurven der Reibprüfung sowie der Scherprüfung für Temperaturen zwischen 180 °C und 200 °C. Sowohl der Reib- wie auch der Scherwiderstand sind bedingt durch die Kristallisation um ein Vielfaches höher und in den beschriebenen Prüfungen nicht mehr ermittelbar. Während der Reibprüfung zerreißt die Probe in der Einspannung und es können keine Gleitvorgänge ermittelt werden. Im Scherversuch tritt keine Deformation des Probekörpers auf, da das maximale Torsionsmoment des Rheometers erreicht wird, sodass die Starrkörperfixierung bei ca. 120 mNm aus der Aufnahme rutscht.

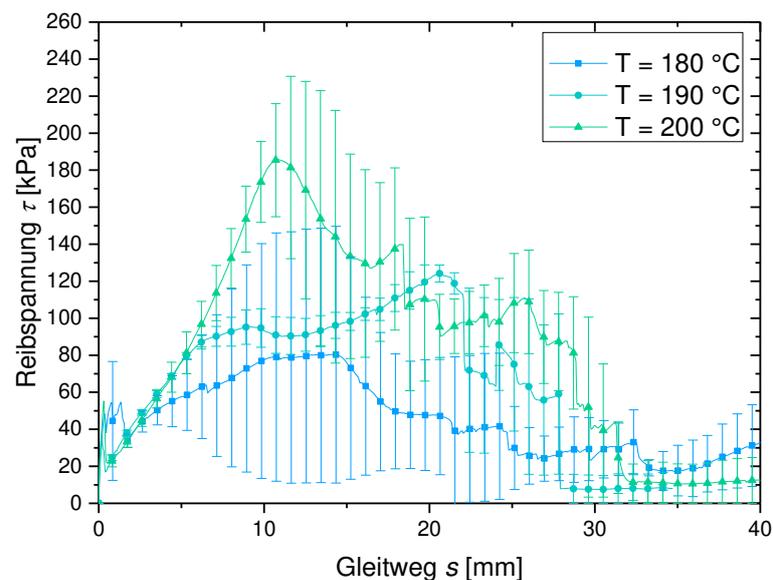


Abbildung 42: Reibprüfung zwischen 180 °C und 200 °C

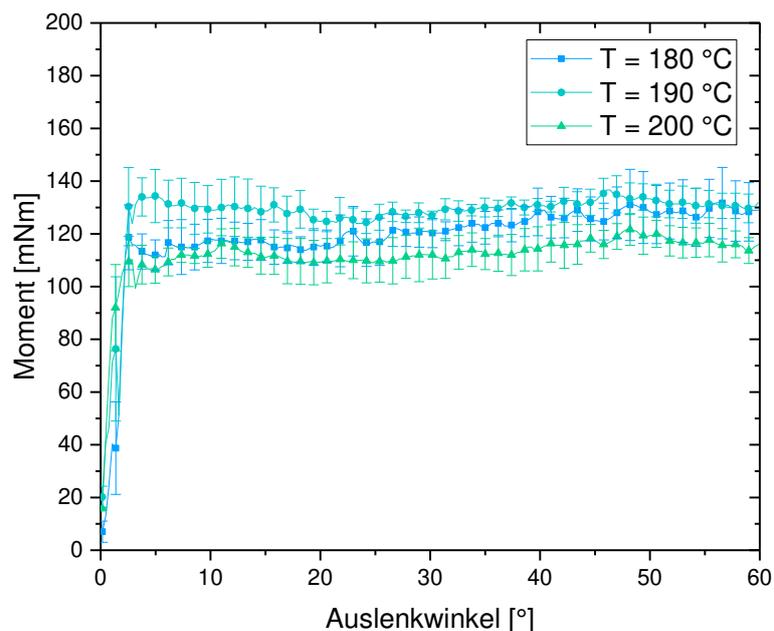


Abbildung 43: Scherprüfung zwischen 180 °C und 200 °C

3.4.4.2 Nicht-isotherme Versuchsdurchführung – DMA Referenzversuch

Um exemplarisch die Änderung der Mechanik während der Kristallisation zu ermitteln, wird ein DMA Referenzversuch mit einem $d = 1.3$ mm dicken Gelegelaminat und einem $[0/90]_{25}$ Lagenaufbau durchgeführt. Die Probeabmessungen sind mit $l = 60$ mm und $b = 13$ mm an den Scherversuch angelehnt. Die Probe wird oszillativ mit einer Frequenz von 1 Hz und einer Amplitude von 0.5° tordiert. Während der Messung wird die Probe in der mit Stickstoff gefluteten Temperierkammer kontrolliert abgekühlt. Die Abkühlrate wird dabei zwischen 5 K/min und 15 K/min variiert.

Es zeigt sich eine Änderung der Mechanik um zwei Größenordnungen, wobei sich sowohl das Onset sowie auch der Temperaturbereich der Änderung mit der Abkühlrate verschieben. Dies steht in direktem Einklang mit in der in Abschnitt 3.1 beschriebenen, kühlratenabhängigen Kristallisation. Bei 50% relativer Kristallinität kann gemäß Abbildung 44 auf eine Änderung des Umformwiderstands um ca. eine Größenordnung geschlossen werden. Damit wird deutlich in welchem Maße die Kristallisation die Formbarkeit der Gelegelaminare unterbindet. Obwohl davon auszugehen ist, dass niedrigere Abkühlraten zu höherer Kristallinität der Probe führen, spiegelt sich dies nicht in der Mechanik des Verbundmaterials wieder. Zu beachten ist jedoch, dass - bei gleicher Temperatur - für niedrige Abkühlraten höhere Deformationswiderstände im Vergleich zu hohen Abkühlraten vorliegen.

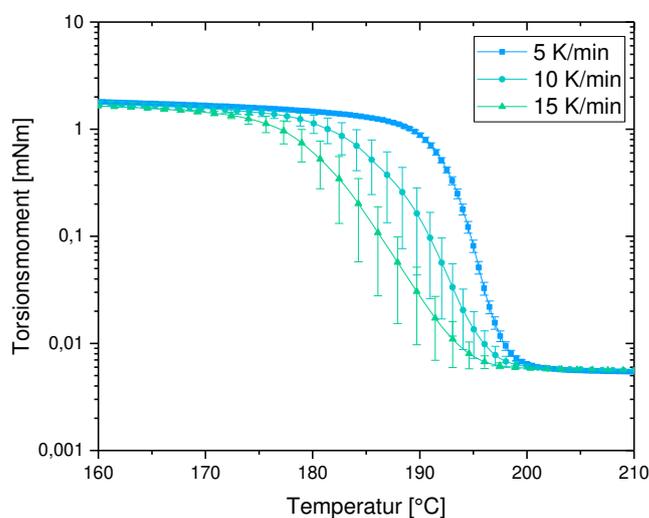


Abbildung 44: DMA Referenzversuch

Links: Probekörper in Einspannung

Rechts: Torsionsmoment in Abhängigkeit der Abkühlrate

3.5 Zusammenfassung

Alle Deformationsmodi Reibung, Scherung und Biegung zeigen für das gewählte PA6/CF Materialsystem eine signifikante und gegensätzliche Abhängigkeit von Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit auf den jeweiligen Umformwiderstand im

Schmelzezustand. Erhöhte Temperatur verringert den Umformwiderstand wohingegen eine erhöhte Rate den Umformwiderstand erhöht. Während für die Reibung der Einfluss von Temperatur und Geschwindigkeit in etwa ähnlich groß ist, überwiegt bei der Scherung und Biegung der Temperatureinfluss. Dabei gilt für alle Deformationswiderstände, dass der Geschwindigkeitseinfluss bei Temperaturen nahe der Kristallisation signifikant zunimmt. Am stärksten ist dies bei der Reibung ausgeprägt. Zusammenfassend ist also davon auszugehen, dass sowohl die Umformtemperatur wie auch die Umformgeschwindigkeit Einfluss auf das Umformergebnis auf Bauteilebene nehmen, dieser jedoch gegensätzlich ist. Vor dem Hintergrund des nicht-isothermen Stempelumformprozesses, bei dem höhere Temperaturen im Halbzeug bei niedriger Umformzeit - also höherer Umformgeschwindigkeit - zu erwarten sind, ergibt sich damit ein Zielkonflikt in der Prozessführung, welcher in Abschnitt 5.4 untersucht werden soll. Zu beachten ist an dieser Stelle außerdem, dass nicht hervorgeht wie die Mechanismen Reibung, Scherung und Biegung im Zusammenhang stehen und in ihrem Zusammenwirken Einfluss auf das Umformergebnis nehmen. Da dieser Zusammenhang empirisch nicht zu ermitteln ist, wird auf eine simulative Studie zurückgegriffen, welche in Abschnitt 5.3 beschrieben und ausgewertet ist.

Ergänzend zu den Untersuchungen oberhalb der Kristallisation, zeigen die Prüfungen bei beginnender Kristallisation, dass eine Messung der Umformwiderstände Reibung und Scherung, unter Anwendung der hier aufgeführten Prüfabläufe (isotherm), nicht mehr möglich ist. Im nicht-isothermen DMA Referenzversuch konnte gezeigt werden, dass dies auf eine Änderung der mechanischen Eigenschaften um zwei Größenordnungen zurückzuführen ist. Tritt Kristallisation während der Umformung auf, ist somit davon auszugehen, dass diese erheblichen Einfluss auf das Umformergebnis nimmt.

Zusätzlich konnte ermittelt werden, dass die Grenzflächenreibung zweier benachbarter Einzellagen abhängig von deren Relativorientierung ist, sodass davon auszugehen ist, dass die Relativlagenorientierung auch Einfluss auf das Umformverhalten auf Bauteilebene nimmt, sofern Reibvorgänge aktiviert werden müssen. Grundsätzlich ist fragwürdig, ob die 0/0 Prüfung wie sie oft in der Literatur beschrieben wird, überhaupt zu repräsentativen Werten führt, da davon auszugehen ist, dass sich eine 0/0 Doppellage auf Bauteilebene eher wie eine Einzellage unter in-plane Schub verformt ohne, dass eine klare Grenzfläche gegeben ist. Die Prüfung von z.B. 0/90 Probekörpern erweist sich daher als sinnvoller für die Umformuntersuchungen. Weitere Relativlagenorientierungen (hier zum Beispiel für 0/45 ermittelt) können ebenfalls zu sinnvollen Werten führen, sind jedoch aufgrund der Überlagerung komplexer Wechselwirkungen bedingt durch die Einspannsituation mit Vorsicht zu genießen.

4 Prozessentwicklung

Das folgende Kapitel beschäftigt sich mit der Entwicklung eines automatisierten und robusten Stempelumformprozesses und dessen Charakterisierung auf Basis von Versuchsdaten. Zuletzt erfolgt eine Validierung der Reproduzierbarkeit in der Bauteilabformung.

4.1 Entwicklung der Umformzelle

Bei der Prozessentwicklung liegt der Fokus auf einer möglichst vollautomatisierten Umsetzung, da eine hohe Reproduzierbarkeit eine Notwendigkeit zur experimentellen Analyse prozessabhängiger Einflüsse darstellt. Ebenso ist es erforderlich die tatsächlichen Prozessbedingungen präzise zu ermitteln und dabei auch gezielt beeinflussen zu können. Die Entwicklung erfolgt nach der Entwicklungsmethodik der VDI-Richtlinie 2221 [115]. Die definierten Anforderungen (Analysieren) sollen in Tabelle 9 dargestellt werden. Die Konzipierung und Ausarbeitung wird in den folgenden Abschnitten vorgestellt.

Tabelle 9 – Anforderungsprofil an die Bestandteile der Umformzelle (F: Forderung, W: Wunsch)

Nr.	Anforderung	F / W
	Prozess	
1	Verwendung verfügbarer Anlagentechnik (Presse, Roboter)	F
2	Hoher Grad der Automatisierung / Reproduzierbarkeit	F
3	Einbindung in die Presse ohne Implementierung einer Liniensteuerung	F
4	Minimale Transferzeiten	W
	Greiferaufnahme/Transportrahmen	
5	Maximal mögliche Abmessungen bei verfügbarem Bauraum	F
6	Ausreichende Torsionssteifigkeit	F
7	Variabel einstellbare Positionen für die Greifer	F
	Greifer	
8	Ermöglichung zur Laminatnachführung	F
9	Einbringung einer variabel einstellbaren Spannkraft	F
10	Fähigkeit der Ausrichtung in Krafrichtung ermöglichen	F
11	Bauraumgerechte Lösung	F
12	Einfache Montage und Umrüstbarkeit	W
13	Mechanisch einfache und robuste Konstruktion	W
	Messtechnik	
14	Erfassen des Einzugswegs	F
15	Kraftmessung in Hauptrichtung (Zug und Druck)	F
16	Online Datenverfassung während des Umformprozesses	F
17	Drahtlose Datenübertragung (Sicherheitsbereich der Presse)	F
18	Drehwinkel bei der Ausrichtung messen	W
19	Hochtemperaturschutz der Messtechnik im Heizfeld	F

4.1.1 Layout

Für die Umsetzung der Umformzelle kommt eine Dieffenbacher Compress plus 3600t Presse sowie ein Fanuc Industrieroboter des Typs R-2000iB-210F zum Einsatz. Darüber hinaus wird ein freistehendes Krelus Infrarot-Heizfeld mit 2 x 75 kW Heizleistung mit integrierter Produkttemperaturerfassung mittels Pyrometer verwendet. Zur Handhabung der Gelelaminat wird ein Transportrahmen entwickelt, der vom Roboter von der Laminat-Aufnahmestation über das IR-Heizfeld bis zum Werkzeug in der Presse geführt wird. Das auf Basis einer Bahnbewegungsstudie des Roboters definierte Zellenlayout ist schematisch in Abbildung 45 dargestellt.

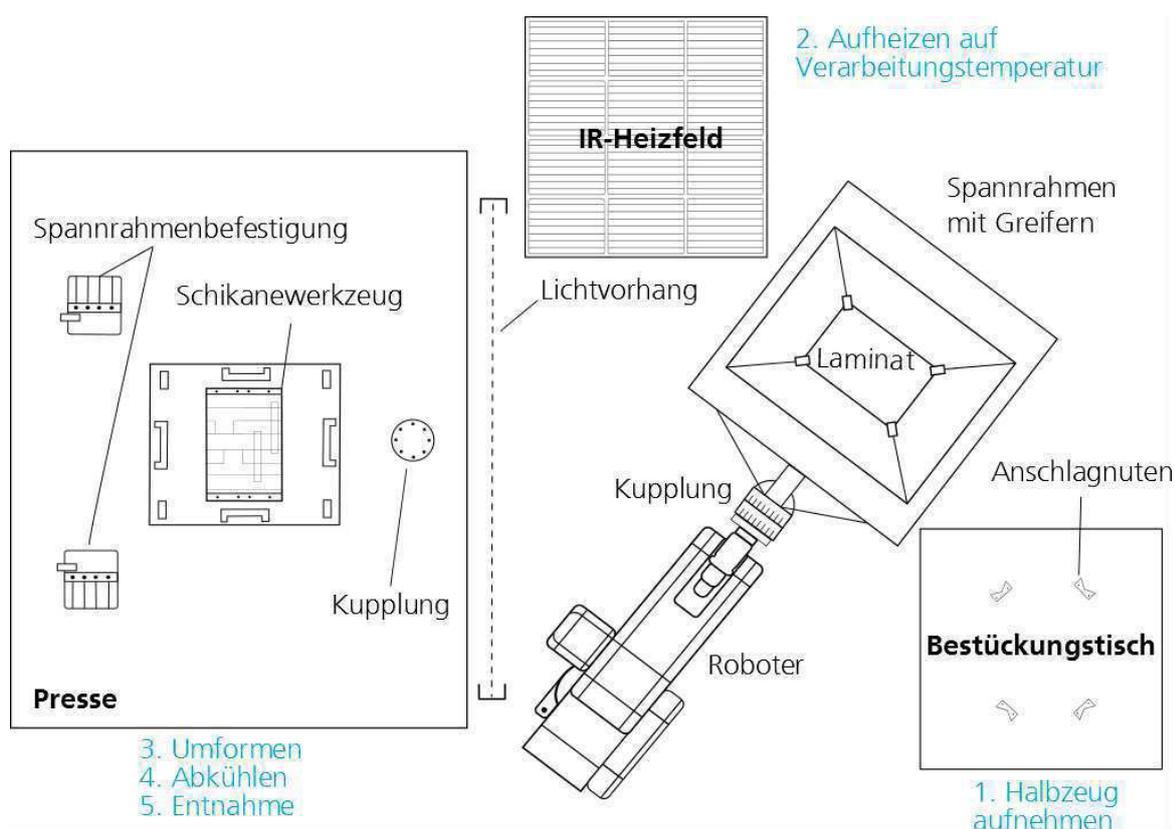


Abbildung 45: Layout der entwickelten Umformzelle

Über ein entsprechendes Roboter-Programm wird der Transportrahmen zwischen den Stationen transferiert. Gelelaminat und Rahmen durchlaufen den gesamten Zyklus gemeinsam. Die Greifer, die am Transportrahmen befestigt sind, haben folglich von der Aufnahme bis zum fertigen Bauteil direkten Kontakt zum Halbzeug. Aus diesem Konzept folgt, dass der Transportrahmen während der Umformung in der Presse verbleibt. Die Auslösung der Presse erfolgt im Sinne einer variablen Nutzung per Zweihand-Bedienpult. Dafür muss die Lichtschranke für den Umformhub freigegeben werden. Um dies zu ermöglichen werden zwei Schnellwechsellkupplungen am Roboterkopf und im Pressenraum genutzt. Der Roboter legt den Rahmen mit dem Laminat auf der zweiten Kupplung ab, der Rahmen wird mittels pneumatischer Spanner im Pressenraum fixiert und der Roboter zieht sich aus dem Sicherheitsbereich der

Presse zurück. Nach Freigabe des Lichtvorhangs, erfolgt die sicherheitstechnische Freigabe des Umformhubs. Für Pneumatik und Elektronik am Spannrahmen bedeutet dies eine redundante Auslegung der externen Versorgung über beide Kupplungen.

4.1.2 Transportrahmen- und Greifkonzept

Ziel bei der Entwicklung des Transportrahmens war es, unter Einbeziehung des Bewegungsradius des Roboters sowie der Pressenzugänglichkeit, möglichst maximale Abmessungen des Rahmens zu erreichen, um somit genügend Bauraum für die Entwicklung der Greifer zur Verfügung zu haben. Gleichzeitig muss eine ausreichend hohe Torsionssteifigkeit unter Berücksichtigung des maximalen Manipulationsgewichts des Roboters gewährleistet sein. Hieraus wurde eine Grund-Rahmenkonstruktion auf Basis von Stahlhohlprofilen konzipiert (ca. 1400 mm x 1400 mm). Die Befestigung der Greifer erfolgt auf einer inneren ITEM-Profil Konstruktion, welche sich zur Anpassung an die Laminatgröße verschieben lässt. Die inneren ITEM-Profile werden dabei mittels Klemmbacken an den Stahlträgern befestigt.

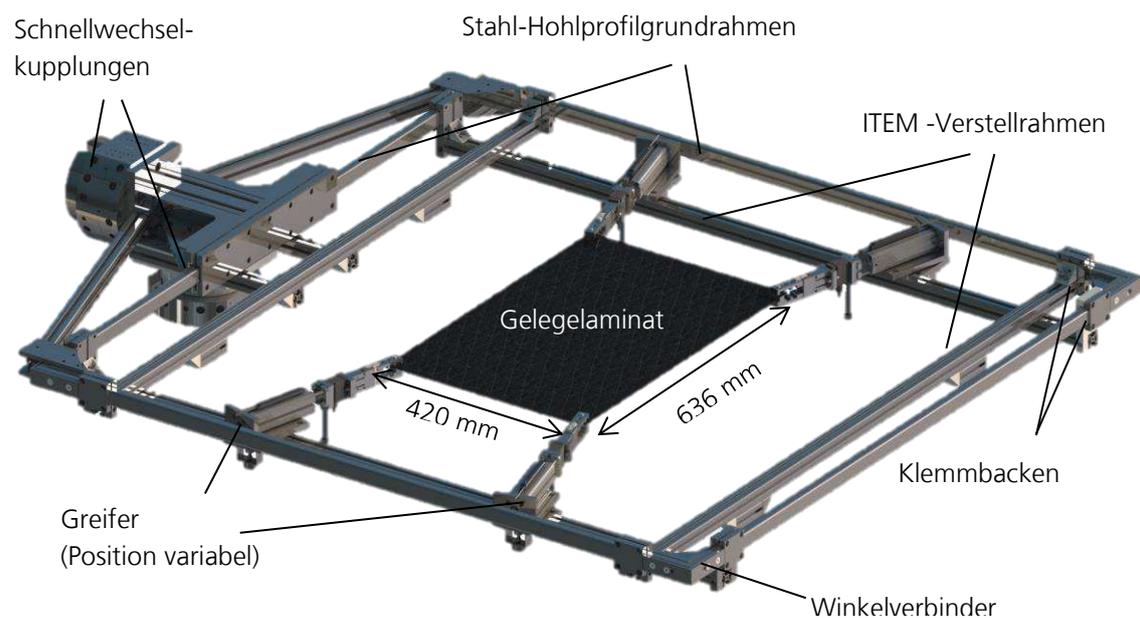


Abbildung 46: CAD-Darstellung des finalen Transportrahmen-Konzeptes

Die Greifer bestehen aus pneumatischen Festo-Linearzylindern (Advul-25-110-P-A) mit Festo-Radialgreifern (HGRT-16-A) als Hauptkomponenten sowie einem Anschlagstift, der sich zur exakten Aufnahme des Laminats am Aufnahmetisch positioniert. Der Pneumatikzylinder erlaubt dabei eine definierte Kraftbeaufschlagung sowie die lineare Nachführung des Gelegelaminats während des Umformhubs. Zur Vermeidung starker Querkräfte während des Einzugs ist dieser über ein Gleitlager in der Grundplatte rotatorisch gelagert, wodurch sich dieser zur Haupteinzugsrichtung ausrichten kann. Der pneumatisch angesteuerte Radialgreifer ist mit Klemmgreifern inklusive Durchstoßdorn ausgestattet. Hierdurch wird das Gelegelaminat kraft- und formschlüssig fixiert, was eine definierte Krafteinbringung und exakte Positionierung erlaubt. Zur Bewertung der Prozessstabilität und Reproduzierbarkeit sind die Greifer zusätzlich mit Sensoren zur Erfassung tatsächlicher Kräfte und Einzugswege ausgestattet. Hierzu kommt ein S-förmiger Kraftsensor (Megatron KM1506) [116], ein Festo Positions-Transmitter (SDAT-MHS-M100) [117] sowie der Winkelsensor (Megatron MP20) zum Einsatz.

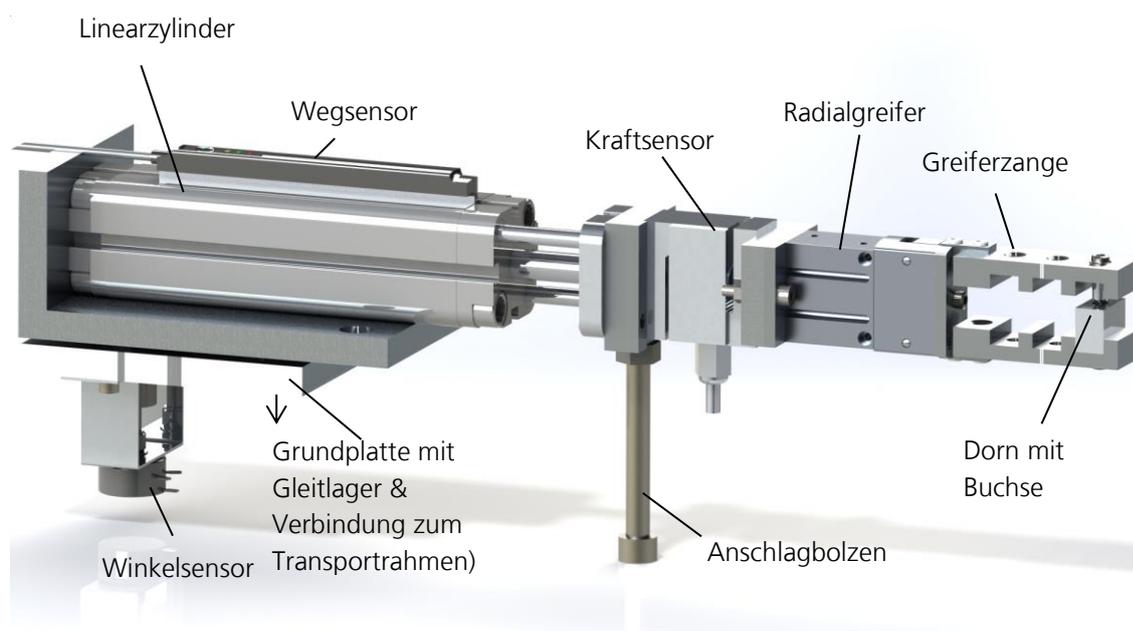


Abbildung 47: CAD-Darstellung des finalen Greiferkonzeptes

4.1.3 Versuchskörper und Werkzeug

Zur Charakterisierung des Prozesses sowie der späteren Analyse und Validierung des Umformverhaltens der Gelelaminat wird eine komplexe Schikanengeometrie mit den projizierten Abmessungen von 300 mm x 416 mm verwendet. Die Geometrie umfasst ein mehrfach umgelenktes U-ähnliches Profil mit einer Tiefe von 150 mm. Darüber hinaus befinden sich im Grund des Profils ab ca. 50 mm doppelt gekrümmte Störkonturen in Form von Sicken und Kofferecken.

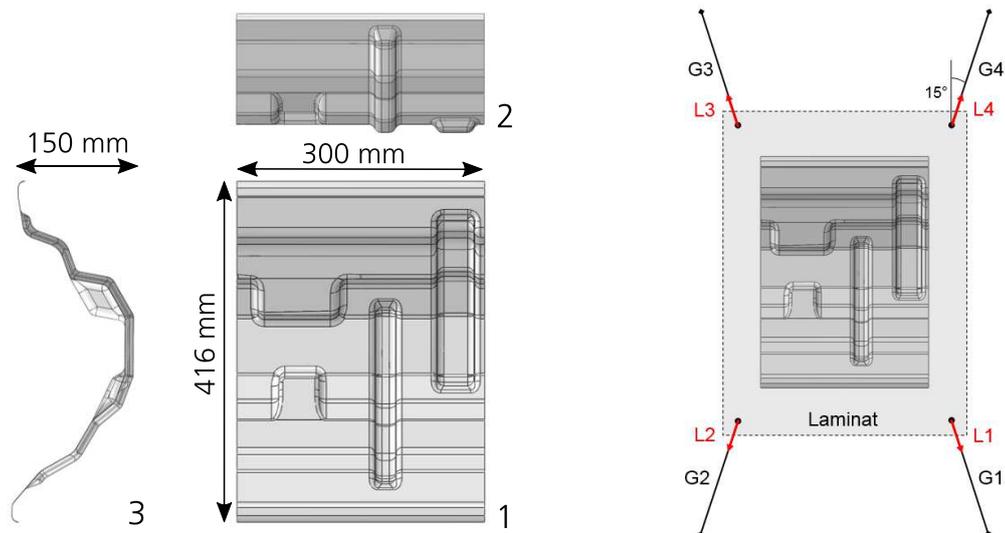


Abbildung 48: Links: Drapierschikanengeometrie mit Abmessungen
Rechts: Halbzeug zu Werkzeugpositionierung und Spannsituation (Greifer 1-4)

Als Werkzeug dient ein mit Wasser temperierter Stahlträger mit indirekt temperierten Stahl-Einsätzen, welche die Schikanengeometrie bilden.

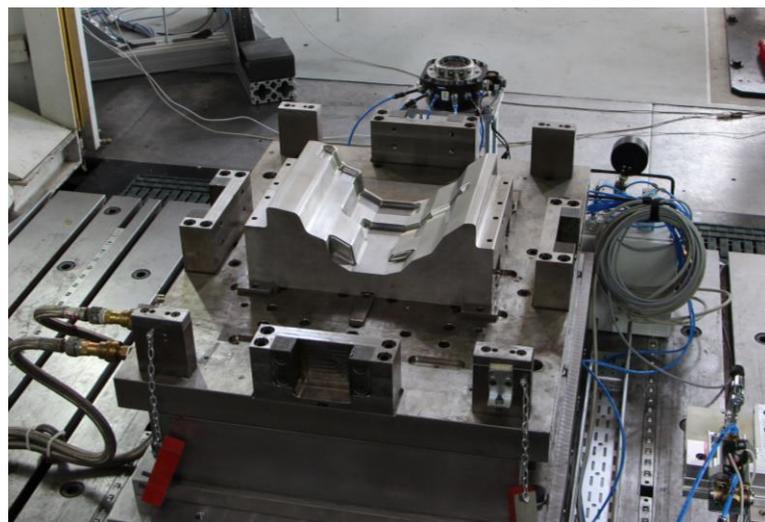


Abbildung 49: Versuchswerkzeug

4.1.4 Kontrollierte Manipulation der Prozessbedingungen

Zur Ermittlung von prozessbedingten Einflüssen auf das Umformergebnis müssen diese kontrolliert manipulierbar sein. Mithilfe der Einzelkomponenten der entwickelten Umformzelle lassen sich diese grundsätzlich wie folgt beeinflussen:

Membrankräfte

- Membrankraft-Startwinkel durch mechanische Änderung der Greiferposition am Transportrahmen
- Membrankraftniveau während des Heizens mittels des Stellwerts eines roboterseitigen Proportionalventils zur Ansteuerung des Greifer-Linearzylinders
- Membrankraftniveau während des Umformens mittels des Stellwerts eines pressenseitigen Proportionalventils zur Ansteuerung des Greifer-Linearzylinders

Produkttemperaturen im Prozessverlauf

- Durch PID-geregelte und Pyrometer kontrollierte Solltemperatur des Halbzeugs beim Heizen
- Transfergeschwindigkeit des Roboters
- Werkzeugtemperatur

Umformkinematik

- Schließprofil der Presse
- Kraftprofil der Presse

4.1.5 Erfassung relevanter Prozessgrößen

Zur Prozesscharakterisierung sowie Bewertung der Prozessrobustheit und Reproduzierbarkeit erfolgt die Online-Erfassung relevanter Prozessdaten. Hierzu werden zwei Messstrecken aufgebaut:

Messstrecke 1 zur zeitlich synchronen Erfassung von Prozessdaten mittels Hartverdrahtung:

- Schließprofil der Presse (Stempel-Position über Zeit)
- Kraftprofil der Presse (Netto-Presskraft über Zeit)
- Oberflächentemperatur des Halbzeugs im Heizfeld mittels Pyrometern (Temperatur über Zeit)
- Produkt-Kerntemperatur über den Prozessverlauf (Temperatur über Zeit)

Die Erfassung der Daten der Messstrecke 1 erfolgt mittels zweier Messboxen. Eine zur Erfassung der Pressdaten und eine zur Erfassung der Temperaturdaten. In den Messboxen erfolgt die A/D Wandlung. Die digitalen Signale beider Boxen werden auf einem Messrechner erfasst und zeitsynchron mithilfe eines Messprogramms in der Software DasyLab archiviert. Die Messungen liegen direkt als Funktion über der Zeit vor, lassen sich aber auch als Funktion des Umformwegs darstellen. Durch eine geeignete Glättung können Einzel-Fehler in der internen Synchronisierung ausgeblendet werden.

Messstrecke 2 zur drahtlosen Erfassung der Greiferdaten:

- Membran-Kraftprofil im Prozessverlauf
- Einzugsweg des Linearzylinders im Prozessverlauf
- Winkeländerung der Greifer im Prozessverlauf

Die drahtlose Übertragung der Messdaten von Messstrecke 2 erfolgt über ein breitbandbasiertes Messsystem der Firma Lord Sensing Microstrain. Das Messsystem besteht aus Datenknoten (Sender – V-Link-LXRS) und einer Gateway (WSDA-Base-LXRS) als Empfänger, die an einen Messrechner mit der Auswertesoftware angeschlossen ist [118].

Die Kalibrierung der Kraftmessdosen von Messstrecke 2 erfolgt in einer Universalprüfmaschine, um die jeweiligen Offsets individuell zu bestimmen. Die Rohdaten der Kraftmessung im Umformversuch durchlaufen eine A/D Wandlung in der Messbox. Dabei liegt dem Signal ein Grundrauschen von ± 1.5 N zugrunde. Dies ist trotz abgeschirmter Kabel auf einkoppelnde Frequenzen im Kabelstrang, dem überdimensionierten Erfassungsbereich des Sensors sowie auf die Qualität der Anschlüsse zurückzuführen. Da die Daten hier nicht Teil eines Regelkreises sind, erfolgt eine nachträgliche Glättung im Rahmen der Datenaufbereitung mittels einer Savitzky-Holay Glättung [119]. Die Kalibrierung der Weg- und Winkelsensoren erfolgt mit einem Positionsmesssystem. Da die Messsignale analoge Einzelsignale mit sehr geringem Rauschanteil sind, ist keine Nachbearbeitung der Rohdaten erforderlich. Die Aufzeichnung der Daten erfolgt mit der Software des W-LAN Gateway Herstellers Lord.

Die gesammelten Daten der Messtrecke 2 liegen systembedingt als diskrete Funktion der Versuchszeit (Ticks) mit 16 Hz vor. Zur zeitlichen Zuordnung im Prozessverlauf wird jeweils das Ende des Umformhubs herangezogen, da sich dieser exakt bestimmen lässt. Zur verbesserten Interpretation erfolgt die Auftragung über den Umformrestweg.

Prozesszeiten können mithilfe einer einprogrammierten Stoppuhrfunktion direkt aus dem Roboterprogramm präzise erfasst werden.

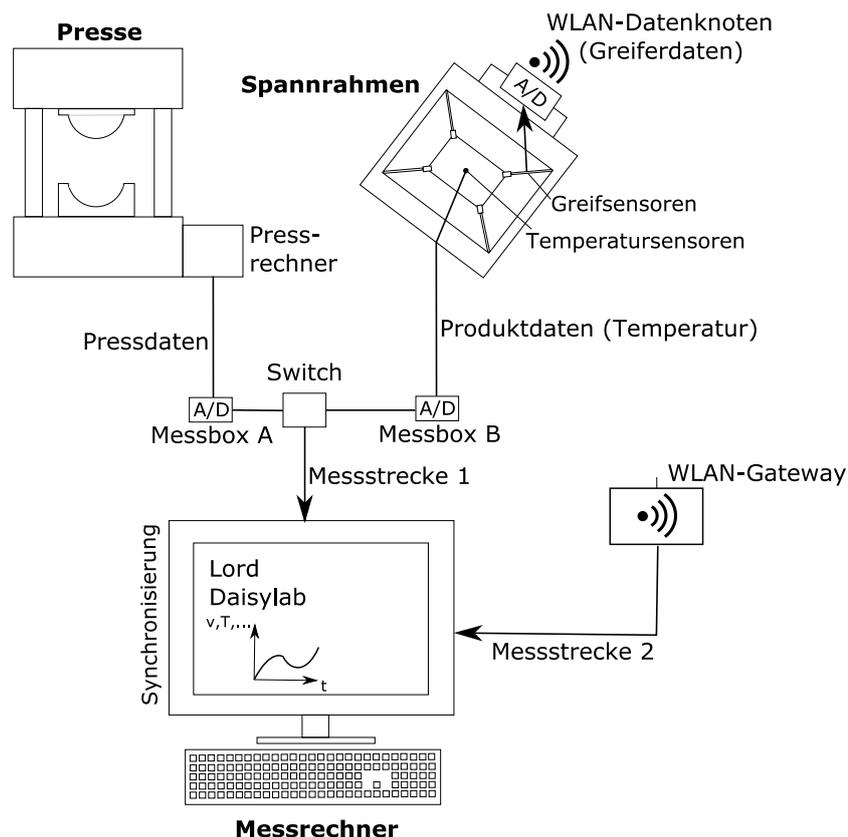


Abbildung 50: Schematische Darstellung der Messstrecken zur Erfassung der Prozessdaten

4.1.6 Probenherstellung und Verfahrensablauf

Alle Gelegelaminat in dieser Arbeit bestehen aus acht Lagen des in Abschnitt 3.1 vorgestellten UD-Tape Materials. Der gewählte Lagenaufbau variiert (vgl. Abschnitt 5.2). Die Herstellung erfolgt auf einer FiberForge RELAY2000 ATL Maschine und anschließender Konsolidierung in einem isochoren Laminator der Firma Maschinenfabrik Herbert Meyer GmbH. Die kontinuierliche Konsolidierung erfolgt mit einer Geschwindigkeit von 0,8 m/min bei 260 °C und einem Druck von 10 N/cm².

Die Laminatabmessungen sind konstant mit 420 mm x 636 mm gewählt, sodass eine vollständige Abformung des Bauteils sichergestellt ist. Die Greifer sind geometriebedingt in den Ecken des Laminates positioniert. Der Angriffswinkel zum Start der Umformung beträgt bei allen Versuchen 15° gemäß Abbildung 48.

Nachdem die Aufnahmestation händisch mit einem Gelegelaminat bestückt und die Sicherheitszelle verlassen wurde, ist folgender automatisierter Prozessablauf vorgesehen:

1. Aufnahmestation:

- a. Greifer vorfahren
- b. Greifer schließen
- c. Greifer zurückfahren / Spannung aufbringen
- d. Transfer zur Heizstation



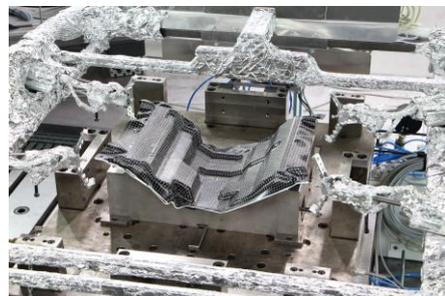
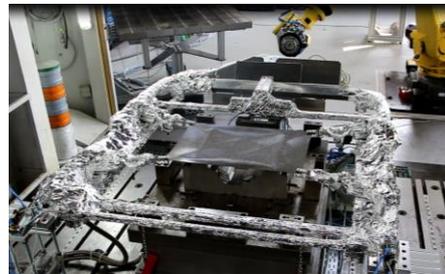
2. Heizstation:

- a. Aufheizen des Halbzeuges
- b. Spannkraftniveau bei Erweichung aufrecht erhalten
- c. Transfer zur Umformstation



1. Umformstation:

- a. Pressenseitige Ankoppelung
- b. Pneumatische Rahmenfixierung
- c. Roboterseitige Abkoppelung
- d. Rückzug des Roboters hinter die Lichtschranke
- e. Umformung im Stempelwerkzeug durch Pressenhub
- f. Parallel kann die Greiferspannung variiert werden
- g. Bis zur Erstarrung abkühlen
- h. Entnahme aus dem Werkzeug
- i. Roboterkopf fährt zurück in Koppelposition
- j. Roboterseitige Ankoppelung
- k. Pressenseitige Abkoppelung
- l. Transfer zur Grundposition



Die Entformung erfolgt händisch. Zum Einfahren des Prozesses werden nach jeder Unterbrechung drei Gelege durch den Zyklus gefahren, bevor weitere Messungen durchgeführt werden. Hierdurch wird sichergestellt, dass die Heizabläufe in einem eingefahrenen Zyklus stattfinden.

4.2 Prozesscharakterisierung

In den folgenden Abschnitten wird anhand der gesammelten Prozessdaten sowie einiger Umformergebnisse der Prozess bezüglich Stabilität und Reproduzierbarkeit charakterisiert.

4.2.1 Prozesszeiten und Temperaturen

In allen durchgeführten Versuchen werden acht-lagige PA6/CF Gelegelamine ($d = 1,3 \text{ mm}$) mit den Abmessungen $420 \text{ mm} \times 636 \text{ mm}$ verwendet. Die Umformzeiten ergeben sich aus drei verschiedenen Schließprofilen, die in Abbildung 51 dargestellt sind.

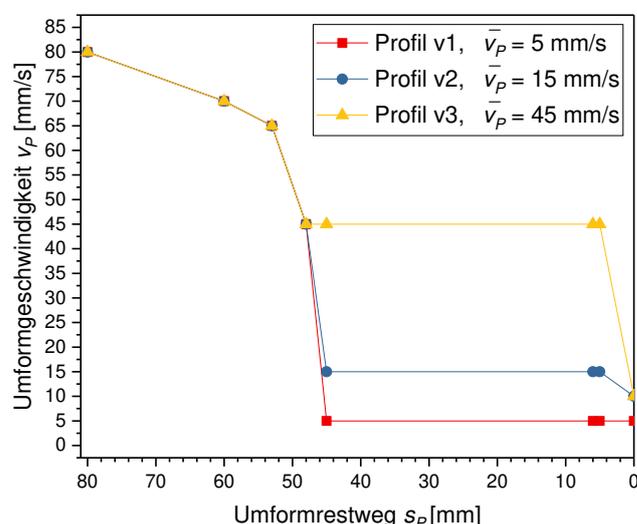


Abbildung 51: Eingestellte Schließprofile v1 bis v3 für die Umformung der Gelegelamine

Der Umformhub beginnt bei einer oberen Stößeltotlage (OT) von 90 cm mit einer Geschwindigkeit von ca. 200 mm/s. Bei 80 mm Restweg beginnt das geregelte Schließprofil mit 80 mm/s Startgeschwindigkeit. Bereits vorher bei ca. 150 mm Umformrestweg s_p trifft der Stößel auf das heiße Laminat und zieht dieses zunächst mit sehr hoher Geschwindigkeit (bis zu 200 mm/s) ein. Ab 45 mm Restweg, also dem Beginn der Störkonturen im Grund des Werkzeug-Profiles, wird mit verringerter und konstanter Geschwindigkeit bis 5 mm Restweg umgeformt. Hierbei werden drei unterschiedliche Geschwindigkeiten \bar{v}_p unterschieden. Da technisch bedingt, nicht mit voller Geschwindigkeit zugefahren sollte bzw. kann, wird in den beiden schnelleren Schließprofilen (v2 und v3) ab 5 mm Restweg auf 10 mm/s verzögert. Das langsame Profil (v1) wird konstant mit 5 mm/s zu Ende gefahren. Da das Werkzeug ohne Material referenziert ist, beginnt der Schließkraftaufbau bei ca. 1,3 mm Restweg.

Tabelle 10 gibt einen Überblick über gemessene Prozesszeiten und per Pyrometer im Heizfeld gemessenen Halbzeugoberflächentemperaturen.

Tabelle 10: Übersicht der ermittelten Prozessdaten auf Basis einer großen Anzahl an individuellen Messreihen

	Einheit	Sollwert	Gemessener Mittelwert	Standardabweichung [%]	Minimalwert	Maximalwert	Anzahl Messreihen [-]
Max. Oberflächentemperatur d. Halbzeugs	[°C]	290	287,66	0,59	283,90	293,8	150
Heizzeit	[s]	< 60	29,11	6,80	25,03	35,86	265
Transferzeit bis Hubfreigabe	[s]	< 10	7,04	0,53	6,95	7,2	262
Zeit zwischen Freigabe und Laminatkontakt	[s]	< 1	0,77	2,22	0,75	0,83	151
Umformzeit Profil v1 (langsam)	[s]	$5 < x < 10$	6,65	0,55	6,62	6,67	11
Umformzeit Profil v2 (mittel)	[s]	$3 < x < 4$	3,07	0,92	3,03	3,20	37
Umformzeit Profil v3 (Schnell)	[s]	$1 < x < 2$	1,86	2,98	1,82	2,02	12

Es ist ersichtlich, dass bedingt durch den hohen Grad der Automatisierung eine sehr hohe Prozessstabilität mit minimalen Standardabweichungen in den Prozesszeiten sowie der geforderten Halbzeugtemperatur auftritt. Die Gesamtzykluszeit liegt bei ca. 150 s, wobei hiervon ca. 20 s Bestückung (inkl. Transfer zum Heizfeld), 30 s Heizzeit, 10 s Transferzeit (vom Heizfeld bis Halbzeug-Stößelkontakt), 60 s Kühlzeit und 30 s Entnahme inkl. Rückfahrt in Grundstellung zugeordnet werden können.

Zur Bewertung der Temperaturhomogenität an der Laminatoberfläche wird die Temperaturverteilung mithilfe von Thermographie-Aufnahmen verifiziert. Abbildung 52 zeigt die Auswertung der Thermographie vom heißen Gelegelaminat nach dem Transfer, also kurz vor Beginn des Umformhubs. Verglichen wird hier exemplarisch ein zuvor getrocknetes Laminat mit einem ungetrockneten bei ansonsten identischer Prozessführung. Nach Aufheizen auf ca. 285 °C Oberflächentemperatur und Transfer zum Werkzeug wird bei dem ausreichend getrockneten Laminat eine Umformstarttemperatur von ca. 257 °C erreicht. Die Umformstarttemperatur des ungetrockneten Laminats ist fast 40 °C geringer. Darüber hinaus beträgt die Temperaturspanne beim ungetrockneten 32 °C gegenüber 13,2 °C bei dem getrockneten Laminat.

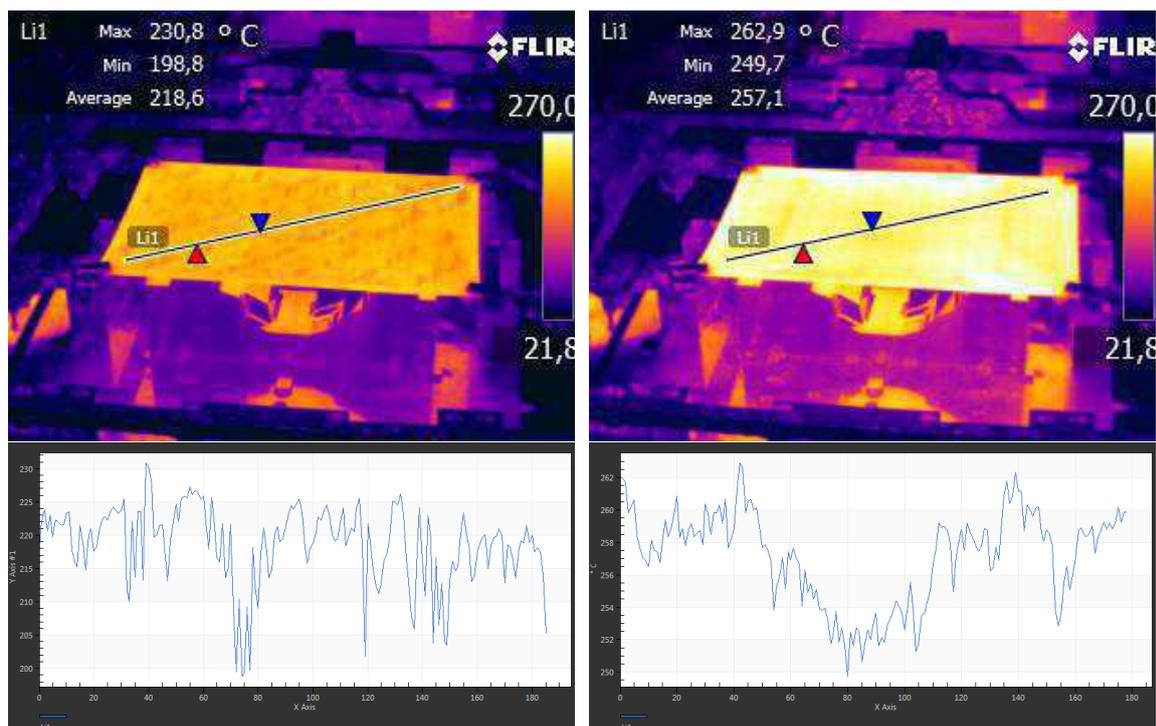


Abbildung 52: Exemplarische Temperaturverteilung der Gelegelamine mittels Thermographie, Laminatkonfiguration quasiisotrop
 Links: Referenzversuch mit zuvor nicht getrocknetem Halbzeug
 Rechts: Referenzversuch mit zuvor getrocknetem Halbzeug

Grund hierfür ist, dass es beim Aufheizen zum Verdampfen der Restfeuchtigkeit kommt und die Verdampfungsenthalpie dem Halbzeug Wärme entzieht. Die Verdampfung führt außerdem zu lokalen Delaminationen [19] und damit zu der hier ermittelten Temperaturinhomogenität. Eine gute Vortrocknung ist daher essentiell für die erfolgreiche Verarbeitung des gewählten Materials. Um jeglichen Einfluss von Feuchtigkeit in den durchgeführten Versuchen auszuschließen, werden alle Lamine für mindestens 14 Tage bei 80 °C getrocknet.

Des Weiteren sollen die Produkttemperaturen im Prozessverlauf ermittelt werden. Hierzu werden vor der Konsolidierung lokal Typ K Thermoelemente in biaxiale Gelegelamine eingebettet. Die Thermoelemente befinden sich zentral zwischen äußerster und vorletzter Schicht (unten und oben), sowie zwischen den beiden mittleren Schichten (mitte). Abbildung 53 und Abbildung 54 visualisieren den exemplarischen Temperaturverlauf für zwei verschiedene Prozessparametersätze.

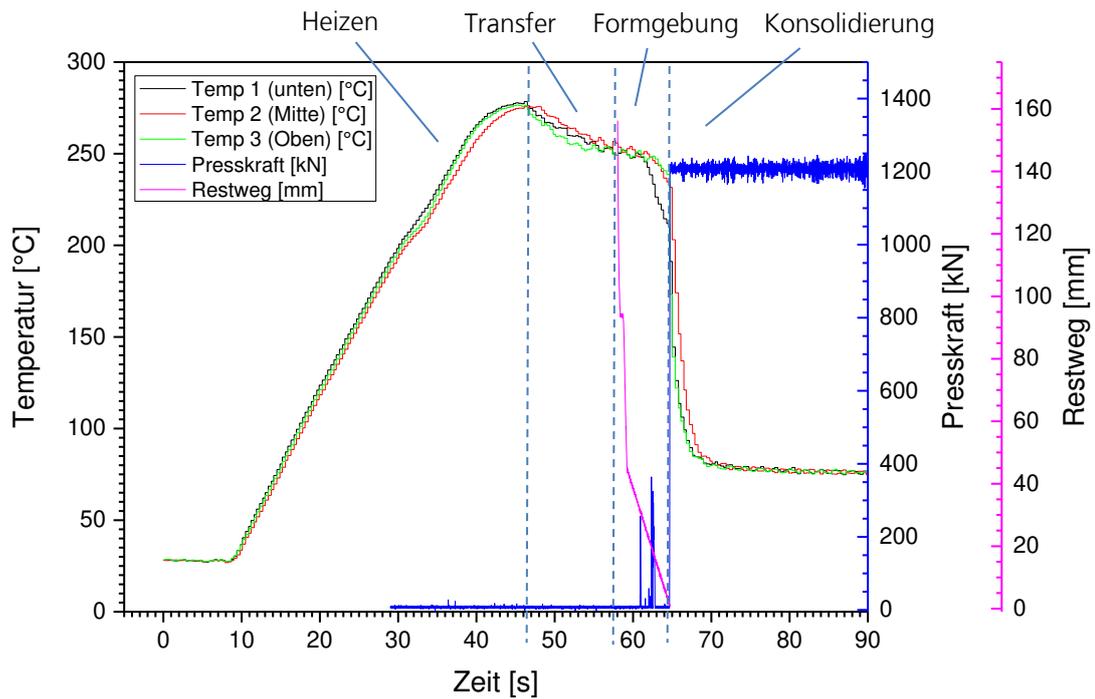


Abbildung 53: Produkttemperatur im Prozessverlauf bei geringer Werkzeugtemperatur $T_W = 80\text{ °C}$ und niedriger Schließgeschwindigkeit $v_p = 5\text{ mm/s}$

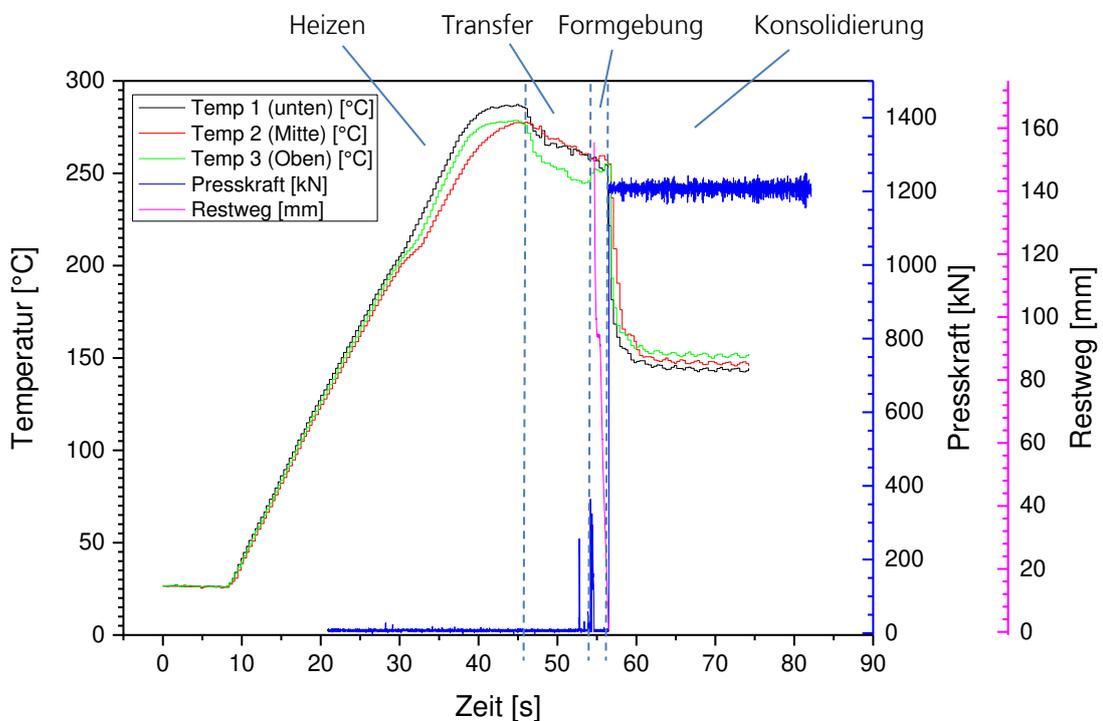


Abbildung 54: Produkttemperatur im Prozessverlauf bei hoher Werkzeugtemperatur $T_W = 150\text{ °C}$ und hoher Schließgeschwindigkeit $v_p = 45\text{ mm/s}$

Das Halbzeug wird pyrometergeregelt im IR-Heizfeld bis auf ca. 285 °C Oberflächentemperatur erhitzt und für 5 s zur Homogenisierung auf dieser Temperatur gehalten. Währenddessen ist bei Erreichen von ca. 220 °C das Aufschmelzen der Matrix in einem Knick den Temperatur-Kurven ersichtlich. Außerdem driften die Temperaturen ab diesem Zeitpunkt leicht auseinander, was auf eine leichte Dekonsolidierung zurückzuführen ist. In den hier exemplarisch gezeigten Messungen tritt dieser Effekt für das eine Laminat etwas stärker auf als für das andere, was auf eine Schwankung in der Konsolidierungsqualität bzw. des Restfeuchtegehalts zurückzuführen ist [120]. Anschließend erfolgt der Transfer zum Werkzeug und der Umformhub beginnt. Gegen Ende des Umformhubs bei ca. 1,3 mm Restweg geht das Schließprofil in das Kraftprofil über und die konstante Schließkraft von $F_p = 1200$ kN wird aufgebaut. Das Schließprofil repräsentiert die Umformung, wohingegen im Kraftprofil die Konsolidierung stattfindet. Die Kurven zeigen sowohl für die geringe als auch die hohe Werkzeugtemperatur eine sehr schnelle Annäherung der Halbzeugtemperatur, sodass sich die reine Kühlzeit auf 15 s verkürzen ließe.

Für den Umformhub, sowie die Konsolidierung werden unterschiedliche Abkühlraten ermittelt. Diese sind individuell für die Einzelmessungen, die Position sowie der Prozesseinstellung leicht unterschiedlich und zusätzlich eine Funktion der Zeit. Da bereits von einer gewissen Oberflächentemperaturverteilung von ± 7 °C als Umformstart auszugehen ist (Vgl. Abbildung 52, rechts), die Thermolemente eine Trägheit besitzen und speziell bei hohen Abkühlraten in Kombination mit der Abtastfrequenz von 2 Hz eine sehr große Messunsicherheit vorliegt, werden in Tabelle 11 lediglich ermittelte Bereiche für die Abkühlrate von 15 Einzelmessungen angegeben.

Tabelle 11: Experimentell ermittelte Abkühlratenbereiche im Schließ- und Kraftprofil

	<i>Umformung im Schließprofil</i>	<i>Konsolidierung im Kraftprofil</i>
Abkühlrate \dot{C} [K/s]	$1 < \dot{C} < 15$	$100 < \dot{C} < 150$

Während die experimentell bestimmten Abkühlgeschwindigkeiten im Schließprofil unter 15 K/s liegen, sind die Abkühlraten während der Konsolidierung im Kraftprofil um ein Vielfaches höher und liegen bei über 100 K/s. Dies ist begründet im Vollkontakt zwischen Halbzeug und Werkzeug und dem daraus resultierenden Wärmeübergang [121]. Es wurden zwar keine Abkühlraten oberhalb von 150 K/s gemessen, es ist jedoch nicht auszuschließen, dass an der direkten Kontaktstelle zwischen Werkzeug und Laminat höhere Abkühlraten auftreten. Eine Exothermie, die auf die Rekristallisation während der Abkühlung schließen ließe, ist aus den Kurven nicht ersichtlich.

Wichtigster Unterschied bei den gewählten Prozesseinstellungen ist die resultierende Umformzeit, woraus sich in Kombination mit der Werkzeugtemperatur gegen Ende

des Schließvorgangs unterschiedliche Umformendtemperaturen ergeben T_{end} ($s_p = 1,3\text{mm}$).

Abbildung 55 visualisiert die maximal und minimal gefundenen Umformendtemperaturen aus 15 Temperaturmessungen mit je drei Thermoelementen in Abhängigkeit von Werkzeugtemperatur und Schließgeschwindigkeit.

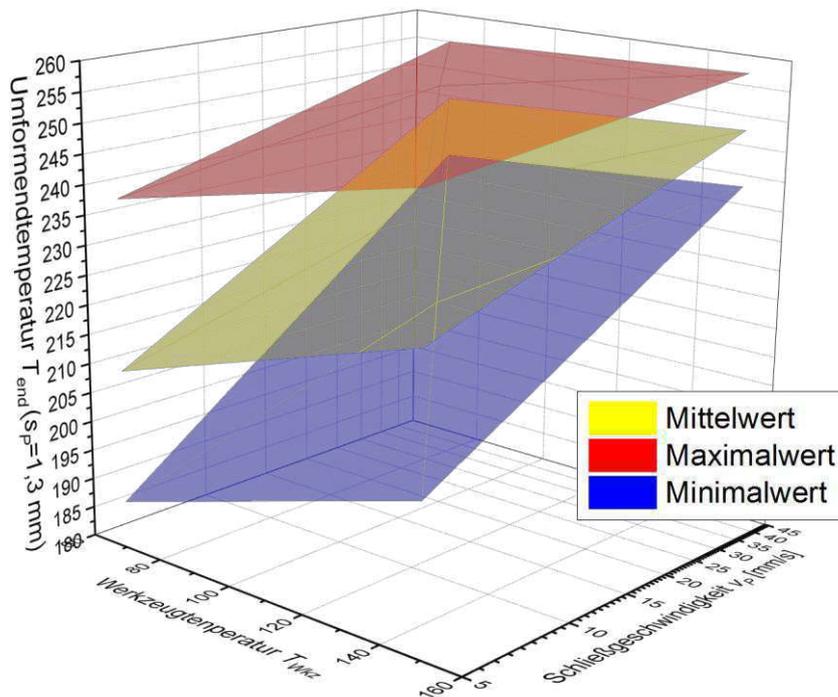


Abbildung 55: Experimentell ermittelte Umformendtemperaturen T_{end} bei Umformrestweg $s_p = 1,3\text{ mm}$ für verschiedene Prozesseinstellungen

Erwartungsgemäß ergeben sich zwei Grenzszenarien. Die hohe Werkzeugtemperatur von $T_W = 150\text{ °C}$ in Kombination mit hoher Umformgeschwindigkeit von $\bar{v}_p = 45\text{ mm/s}$ führen zu den höchsten Umformendtemperaturen T_{end} , während die niedrige Werkzeugtemperatur $T_W = 70\text{ °C}$ und niedrige Umformgeschwindigkeit $\bar{v}_p = 5\text{ mm/s}$ zu den niedrigsten Umformendtemperaturen führen. Grund hierfür ist, dass die Umformgeschwindigkeit antiproportional zur Umformzeit ist, und damit auch zur Kontaktzeit zwischen Werkzeug und Gelelaminat. Während die Werkzeugtemperatur bei hohen Umformgeschwindigkeiten kaum Einfluss auf die erzielten Umformendtemperaturen hat, ist deren Einfluss bei niedriger Umformgeschwindigkeit etwas höher. Die große Differenz zwischen den gefundenen Minimal- und Maximalwerten lässt darauf schließen, dass ein sehr inhomogener Kontakt zwischen Gelele und Werkzeug vorliegt und dieser zu einer sehr inhomogenen Temperaturverteilung führt. Daher wird basierend auf dem Simulationsmodell nach Dörr (Vgl. Abschnitt 2.2.6) und den Untersuchungen zur Temperaturvorhersage in Gelelaminaten von Kugele et al. [121, 122] eine simulative Betrachtung hinzugezogen [123].

57 zeigen die Temperaturverteilung über den Umformweg für die beiden Grenzszenarien an der gewählten Geometrie.

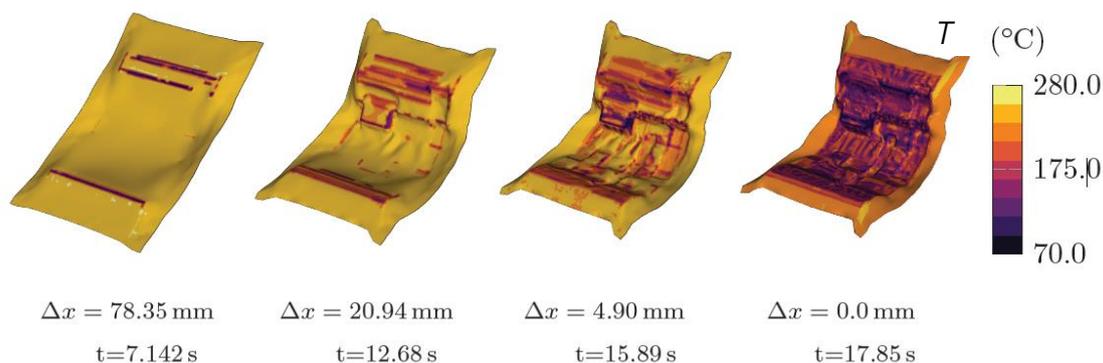


Abbildung 56: Vorhersage der Temperaturverteilung bei $\bar{v}_p = 5 \text{ mm/s}$ und $T_w = 70 \text{ °C}$ (unterste Lage)

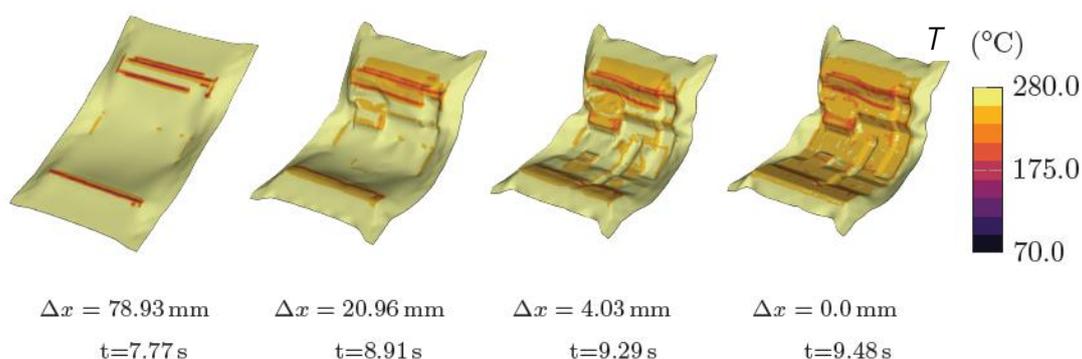


Abbildung 57: Vorhersage der Temperaturverteilung bei $\bar{v}_p = 45 \text{ mm/s}$ und $T_w = 150 \text{ °C}$ (unterste Lage)

Anhand der simulativen Ergebnisse wird die sehr inhomogene Temperaturverteilung während des Umformhubs, verursacht durch lokalen Halbzeug-Werkzeug Kontakt, bestätigt. Bei beiden Prozesseinstellungen werden bereits zu Beginn lokale Temperaturen erreicht, die gemäß der DSC-Charakterisierung (vgl. Abbildung 19) eine Kristallisation erwarten lassen. Der Einfluss der unterschiedlichen Prozesseinstellungen auf die lokalen Gelegelaminattemperaturen wird aus der Simulation deutlich ersichtlich.

4.2.2 Handhabung

In diesem Abschnitt sollen die aufbereiteten Messdaten der Greifer auf Logik geprüft und dazu genutzt werden, die Reproduzierbarkeit des Materialeinzugs zu verifizieren. Im Rahmen der Arbeit werden drei verschiedene Spannkraften untersucht, die sich durch Ansteuerung eines Proportionalventils binär einstellen lassen. Der Zusammenhang zwischen dem Stellwert $F_{G,SW}$ und der theoretischen Rücklaufkraft ist in Tabelle 12 gegeben.

Tabelle 12: Zusammenhang zwischen Greifkraft Stellwert und theoretischer sowie gemessener Rückstellkraft

Greiferkraft Stellwert $F_{G,SW}$	Theoretischer Stelldruck [bar]	Theoretische Rücklaufkraft [N]	Gemessene Rücklaufkraft BIAX [N]	Gemessene Rücklaufkraft QI [N]
0	0	0	7,46 +- 2,64	6,16 +-3,75
100	0,6	24,73	33,20 +-2,47	29,93 +-3,90
300	1,6	66	80,17 +-2,94	73,15 +-4,34

Abbildung 58 visualisiert die gemessenen Greifkräfte an quasiisotropen Laminaten in Abhängigkeit von Stellwert und Umformrestweg für jeweils vier Versuchswiederholungen. Der direkte Vergleich der gemessenen Kräfte spiegelt das lineare Verhältnis der drei Stellwerte wieder. Die gemessenen Kräfte von SW300 liegen 2/3 über denen von SW100. Der Globalverlauf der Kurven ist ebenfalls vergleichbar, dies gilt ebenso für den Abstand zur theoretischen Kraft. Alle gemessenen Kurven liegen leicht darüber, was auf innere Reibung der Linearzylinder und leichte Biegekräfte an den Greifelementen zurückzuführen ist. Der Offset der gemessenen zu den theoretischen Rückstellkräften steigt leicht mit erhöhter Zugkraft, dies wird auf erhöhte Reibwiderstände an den Werkzeugflanken zurückgeführt. Da für alle zwölf Versuche das gleiche Schließprofil v2 mit 15 mm/s verwendet wurde, sollten die Offsets in einem ähnlichen Bereich liegen. Dies kann bestätigt werden.

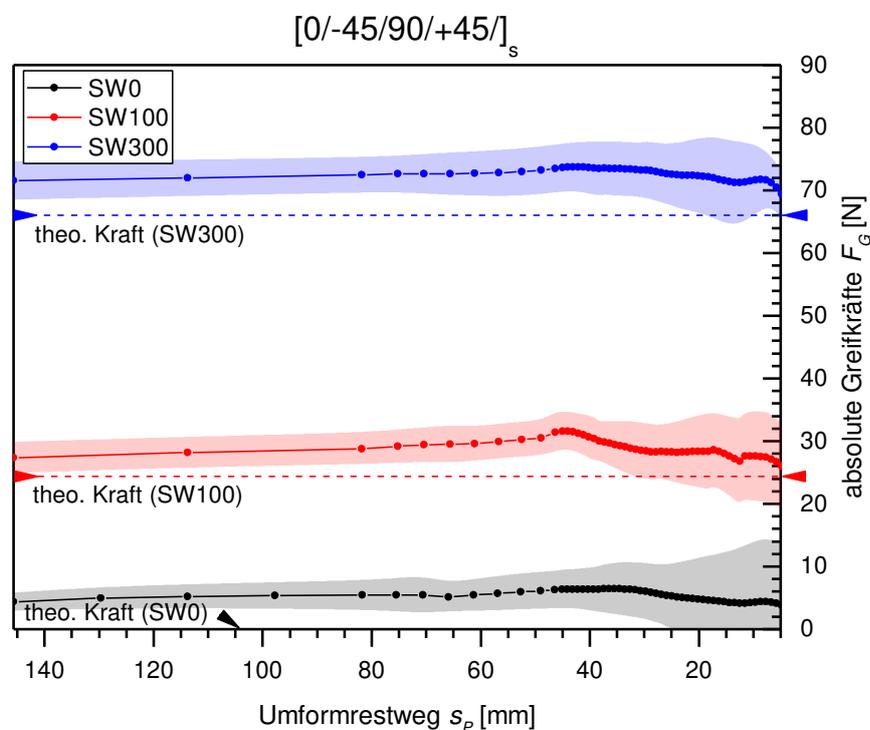


Abbildung 58: Vergleich der gemessenen mittleren Zug-Greifkräfte bei Spannkraftvariation inkl. Streuband für ein quasiisotropes Gelegelaminat

Abbildung 59 visualisiert die mittleren Hubwege der Greifer-Linearzylinder über dem Umformrestweg für zwei verschiedene Lagenaufbauten bei verschiedenen Spannkraften und jeweils vier Einzelmessungen. Für alle Kurven ist ein deutlicher Anstieg des Einzugs ab ca. 45 mm Umformrestweg ersichtlich, da hier die Abformung der doppelt gekrümmten Störkonturen (Sicken und Kofferecken) im Grund des Profils startet. Insgesamt sind bei gleicher Spannkraft die Hubwege für die biaxialen Gelegelamine im Vergleich zu den quasiisotropen Laminaten nur ca. halb so groß, was auf eine deutlich stärkere Verformbarkeit der biaxialen Gelegelamine zurückzuführen ist. Eine Erhöhung der Spannkraft führt zur Verringerung der Hubwege und damit zu einem erzwungenen, reduzierten Materialeinzug während der Formgebung. Alle Kurven weisen eine geringe Streuung von max. 5 mm auf, was je nach Hubweg 10-20% entspricht.

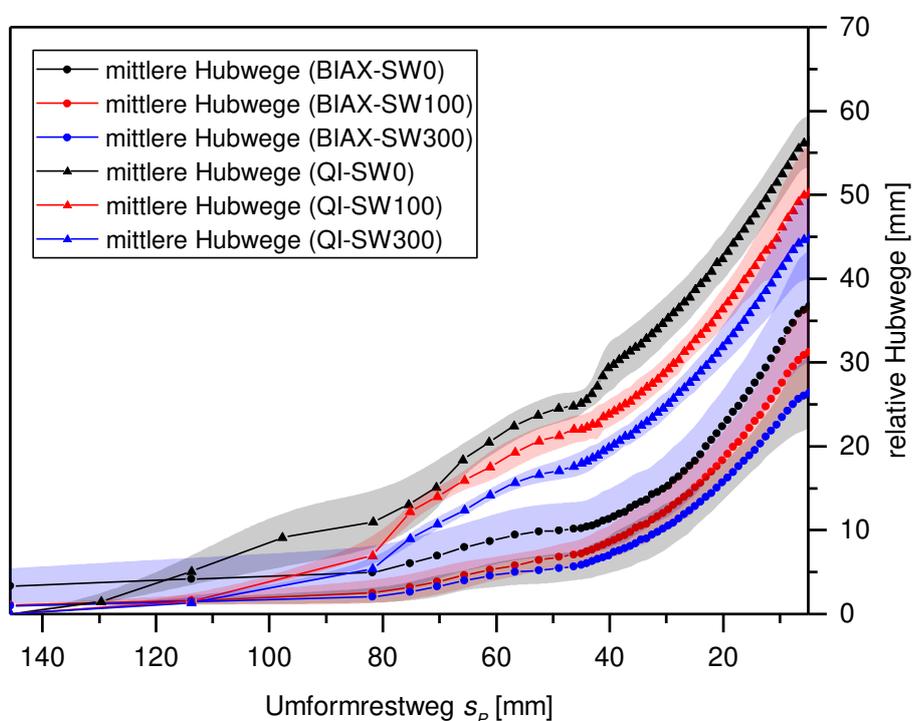


Abbildung 59: Mittlere Hubwege der Greifer für einen quasiisotropen QI [0/-45/90/+45]_s und biaxialen Lagenaufbau BIAx [0/90]_{2s} bei verschiedenen Spannkraften inkl. Streuband

Abbildung 60 stellt die Auswirkung der Spannkraftvariation auf die Greiferrotation eines Greifers (Winkel 4) während der Umformung eines quasiisotropen Gelegelaminats anhand von vier Wiederholungsmessungen dar. Ohne beaufschlagte Zugkraft tritt keine Rotation des Greifers auf, was für eine weitestgehend greiferunbeeinflusste Umformung spricht. Bei Erhöhung der Zugkraft zwingt der Einzug und Widerstand des Materials den Greifer in eine Rotation um bis zu 1.6 °. Für einen Stellwert von 100 beginnt die Rotation ab einem Umformrestweg von ca. 100 mm, für das höchste Kraftniveau von 300 bereits ab Beginn der Aufzeichnung. Obwohl diese Rotation sehr

gering und der Sensor äußerst sensibel ist, wird auch für diese Kinematik eine sehr hohe Reproduzierbarkeit erreicht.

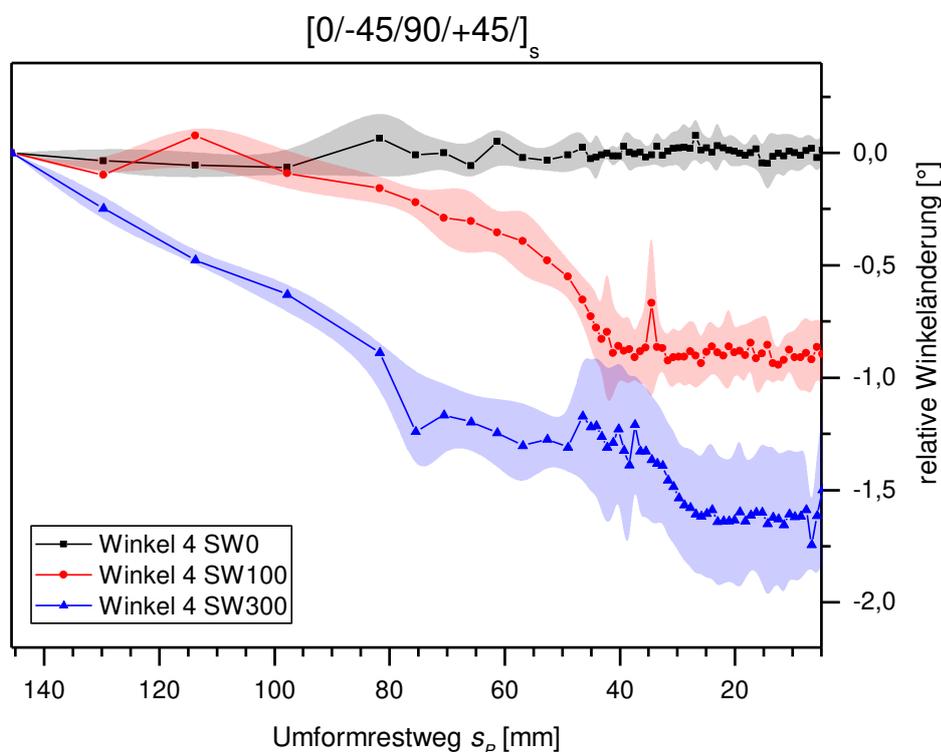


Abbildung 60: Auswirkungen der Spannkraftvariation auf die mittleren relativen Winkeländerungen des Greifers inkl. Streuband, Lagenaufbau: $[0/-45/90/+45]_s$

4.2.3 Reproduzierbarkeit in der Bauteilabformung

Die Reproduzierbarkeit in der Bauteilabformung wird hier zunächst qualitativ am Faltenbild sowie der erzielten Außenkontur im Wiederholungsversuch exemplarisch beurteilt (vgl. Abbildung 61 und Abbildung 62). Auf die quantitative Bewertung des Faltenwurfs wird in Rahmen von statistisch abgesicherten Versuchen in Kapitel 5 nochmals detailliert eingegangen.

Sowohl für den Faltenwurf sowie die ermittelten Außenkonturen wird eine äußerst hohe Reproduzierbarkeit im Wiederholungsversuch erreicht. Das Ergebnis steht im Einklang mit dem hohen Automatisierungsgrad, der Prozesssicherheit und der in Abschnitt 4.2 anhand von Prozessdaten belegten Prozessstabilität. Es ist bemerkenswert, dass speziell der Faltenwurf, der als instabiles Phänomen beurteilt werden muss sich derart experimentell reproduzieren lässt. Damit kann einerseits gezeigt werden, dass sich mit dem gewählten Prozess- und Handhabungskonzept grundsätzlich reproduzierbare Serienanforderungen erfüllen lassen und andererseits, dass der entwickelte Prozess zur Analyse prozessparameterbedingter Einflüsse auf den Faltenwurf herangezogen werden kann.



Abbildung 61: Fotos umgeformter Gelegelaminat bei 5mm Restweg im dreifachen Wiederholungsversuch, Lagenaufbau $[0/-45/90/+45]_s$

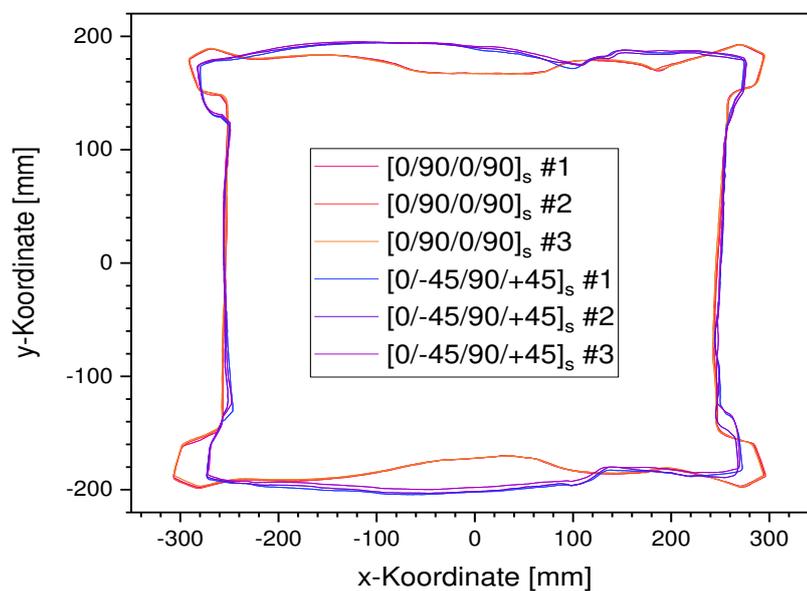


Abbildung 62: Gelegelaminat-Außenkontur nach dem Umformen im dreifachen Wiederholungsversuch, Lagenaufbau $[0/-45/90/+45]_s$ und $[0/90/0/90]_s$

5 Validierung auf Bauteilebene

Mithilfe des entwickelten Umformprozesses (vgl. Kapitel 4) wird in diesem Kapitel das Umformverhalten auf Bauteilebene analysiert. Hierzu wird die komplexe Drapiergeometrie (Abschnitt 4.1.3) genutzt, bei der davon auszugehen ist, dass Sie ein hohes Maß an quantifizierbaren Drapiermerkmalen hervorruft. Die Vorgehensweise zur Identifikation und Quantifizierung des gewählten Drapiermerkmals wird im ersten Abschnitt vorgestellt. Darauf folgt zunächst eine experimentelle Analyse zum Einfluss des Lagenaufbaus auf die Faltenbildung, die im darauffolgenden Abschnitt um eine simulative Betrachtung der Umformmechanismen anhand zweier Lagenaufbauten ergänzt wird. Es wird aufgezeigt inwiefern die während der Umformung wirkenden Mechanismen die Faltenbildung hervorrufen und diese wiederum vom Lagenaufbau abhängen. Zur Prozessanalyse und -optimierung wird anschließend eine umfassende Umformstudie unter Variation des Schließprofils, der Werkzeugtemperatur, sowie zusätzlich der Spannkraft durchgeführt. Anhand des auftretenden Faltenwurfs werden unter Anwendung einer quadratischen Regressionsanalyse sowohl der Einfluss der Einzelparameter als auch das prozesstechnische Optimum für minimalen Faltenwurf ermittelt.

5.1 Identifikation und Quantifizierung von Drapiermerkmalen

In diesem Abschnitt werden die genutzten Methoden zur Identifikation und Quantifizierung ausgewählter Drapiermerkmale dargelegt. Zur Analyse und Bewertung des Umformverhaltens wird der „out-of-plane“ Faltenwurf sowie ergänzend die resultierenden Dickenverteilungen betrachtet.

5.1.1 Faltenwurf

Makroskopische „out of plane“ Faltenbildung ist eines der am wenigsten akzeptierten Drapiermerkmale bei der Formgebung (vgl. Tabelle 5). Zur Erfassung solcher Falten wird im Rahmen dieser Arbeit ein Atos GOM Triple Scan System in einer automatisierten Roboterzelle der Topometric GmbH genutzt, um eine große Bauteilanzahl schnell und reproduzierbar dreidimensional zu vermessen. Die Messung erfolgt dabei bei Bauteilen mit verbleibendem Umformrestweg, also ohne Schließkraftaufbau, um so aufgestellte Falten detektieren zu können, bevor diese wiederum im weiteren Pressprozess verdrängt werden.



Abbildung 63: Bild eines mit Kreidespray behandelten Bauteils zur einseitigen 3D-Vermessung in einer automatisierten Messzelle

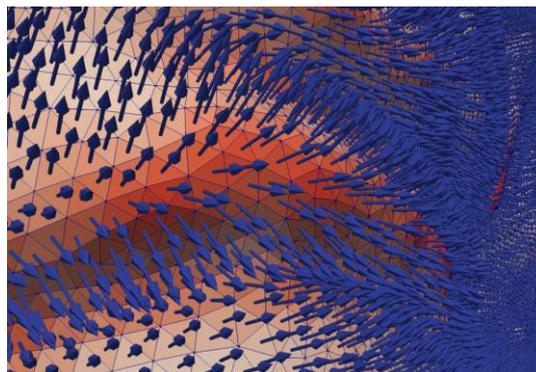


Abbildung 64: Exemplarische Darstellung der Oberflächennormalen auf einem generierten Dreiecks-Polygon-Netz

Das Bauteil wird dazu mittels reflektierten Laserlichts aus unterschiedlichen Perspektiven gescannt und die Bauteiloberfläche per digitaler Bildkorrelation (DIC) dreidimensional digitalisiert. Die sich ergebene Punktwolke wird mithilfe der Software „Geo-Magic“ zu einem Dreiecks-Polygon-Netz mit einer Kantenlänge von 1,9 mm trianguliert. Zur Analyse des Faltenwurfs wird die Oberflächenkrümmung basierend auf [124] und beschrieben in [81, 86] mithilfe eines Python Skripts ermittelt und als *.vtk File ausgegeben. Hierzu werden die Oberflächennormalen in jedem Polygon ermittelt und auf die Knotenpunkte mithilfe einer Abstandsgewichtung interpoliert. Die lokale Oberflächenkrümmung ergibt sich somit aus der Winkeländerung des betrachteten Knotenpunkts i zu den benachbarten Knoten im ersten und zweiten umliegenden Ring. In Analogie zu [14] wird die modifizierte Oberflächenkrümmung $\bar{\kappa}_i$ basierend auf den Hauptkrümmungen κ^I und κ^{II} herangezogen. Diese ist definiert als:

$$\bar{\kappa}_i = \frac{1}{2} (\kappa_i^I + \kappa_i^{II}) \quad (12)$$

mit κ_i : Hauptkrümmung I und II am Knoten i

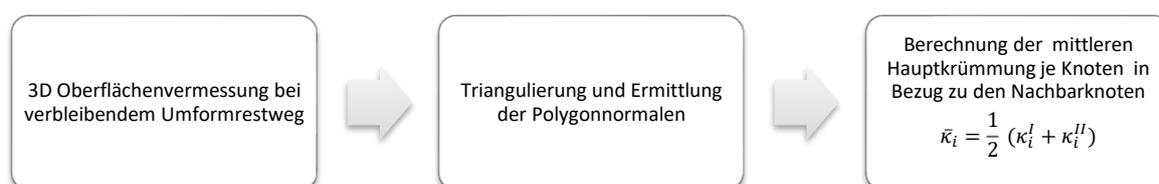


Abbildung 65: Vorgehensweise zur Berechnung der Oberflächenkrümmung

Mithilfe der Software „ParaView“ lässt sich die lokale Knoten-Krümmung $\bar{\kappa}_i$ auf der Bauteiloberfläche visualisieren (vgl. Abbildung 66).

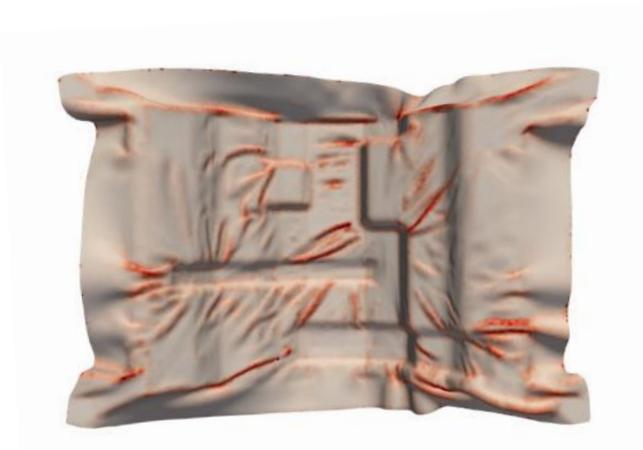


Abbildung 66: Exemplarische Darstellung der lokalen Bauteilkrümmung mittels ParaView bei verbleibendem Umformrestweg von 5mm

Die hieraus resultierende Krümmungsverteilung lässt sich in Form von sogenannten Box-Plots [125] veranschaulichen.

Die Quantifizierung und vergleichende Bewertung des Faltenwurfs erfolgt über das skalare Maß $\langle \bar{\kappa}_i^{el} \rangle$, das als arithmetisches Mittel aller Knotenkrümmungen $\bar{\kappa}_i$ mit Polygonflächengewichtung definiert ist:

$$\langle \bar{\kappa}_i^{el} \rangle = \frac{\sum_{i=1}^N (\bar{\kappa}_i^{el} A_i)}{\sum_{i=1}^N A_i} \quad (13)$$

wobei

$$\bar{\kappa}_i^{el} = \frac{1}{3} \sum_{j=1}^3 \bar{\kappa}_j \quad (14)$$

mit κ_i : Hauptkrümmung am Knoten i , $\bar{\kappa}_i$: mittlere Hauptkrümmung, $\bar{\kappa}_i^{el}$: mittlere Hauptkrümmung am Polygon i mit Knoten j , A_i : Polygonfläche des Polygons i

Die Polygon- bzw. Flächengewichtung ist dabei nötig, da trotz ähnlicher Polygon-Kantenlänge nicht alle triangulierten Polygone eine exakt identische Fläche besitzen.

5.1.2 Dickenverteilung

Dickenabweichungen von der Sollgeometrie können Ursache verschiedener Phänomene sein. Zum einen kann durch Zugspannungen der Handhabung oder Werkzeugklemmung eine lokale Faservolumengehaltsänderung entstehen, die zu einem lokalen Ausdünnen führt. Dies wird oft an engen Radien beobachtet und ist eine direkte Folge von unzureichendem Zwischenlagengleiten [36, 80, 126]. Ebenso kann übermäßige Scherung oder Faltenwurf zur lokalen Aufdickung führen [82]. Dickenverteilungen

lassen sich durch beidseitige Bauteiloberflächenvermessung ermitteln. In der vorliegenden Arbeit wird hierzu ebenfalls ein „ATOS GOM Triple Scan“ Messsystem genutzt. Zur quantifizierten Darstellung erfolgt die Aufbereitung mit „GOM Inspect“ in Form von Verteilungsplots.

5.2 Experimentelle Lagenaufbaustudie

Dieser Abschnitt beschreibt die Ergebnisse zum Einfluss des Lagenaufbaus auf den Faltenwurf. Durch systematische Variation der Gelegelaminatkonfiguration ist es Ziel der Untersuchungen einen Zusammenhang zwischen Lagenaufbau und Faltenwurf auf Bauteilebene abzuleiten.

5.2.1 Verwendeter Parameterraum und Vorgehensweise

Alle Umformversuche werden mit dem in Abschnitt 4.1 vorgestellten Umformprozess und Drapierwerkzeug durchgeführt. Die Umformung erfolgt dabei auf einen Restspalt von 5 mm in z-Richtung. Alle Prozessparameter werden konstant gehalten (vgl. Tabelle 13).

Tabelle 13: Überblick konstanter Prozessparameter in der experimentellen Lagenaufbaustudie

Prozessparameter	Wert
Aufheiztemperatur d. Laminats T_A [°C]	280
Schließgeschwindigkeit v_P [mm/s]	15
Werkzeugtemperatur T_W [°C]	110
Greifkraft $F_{G,SW}$ [-]	100

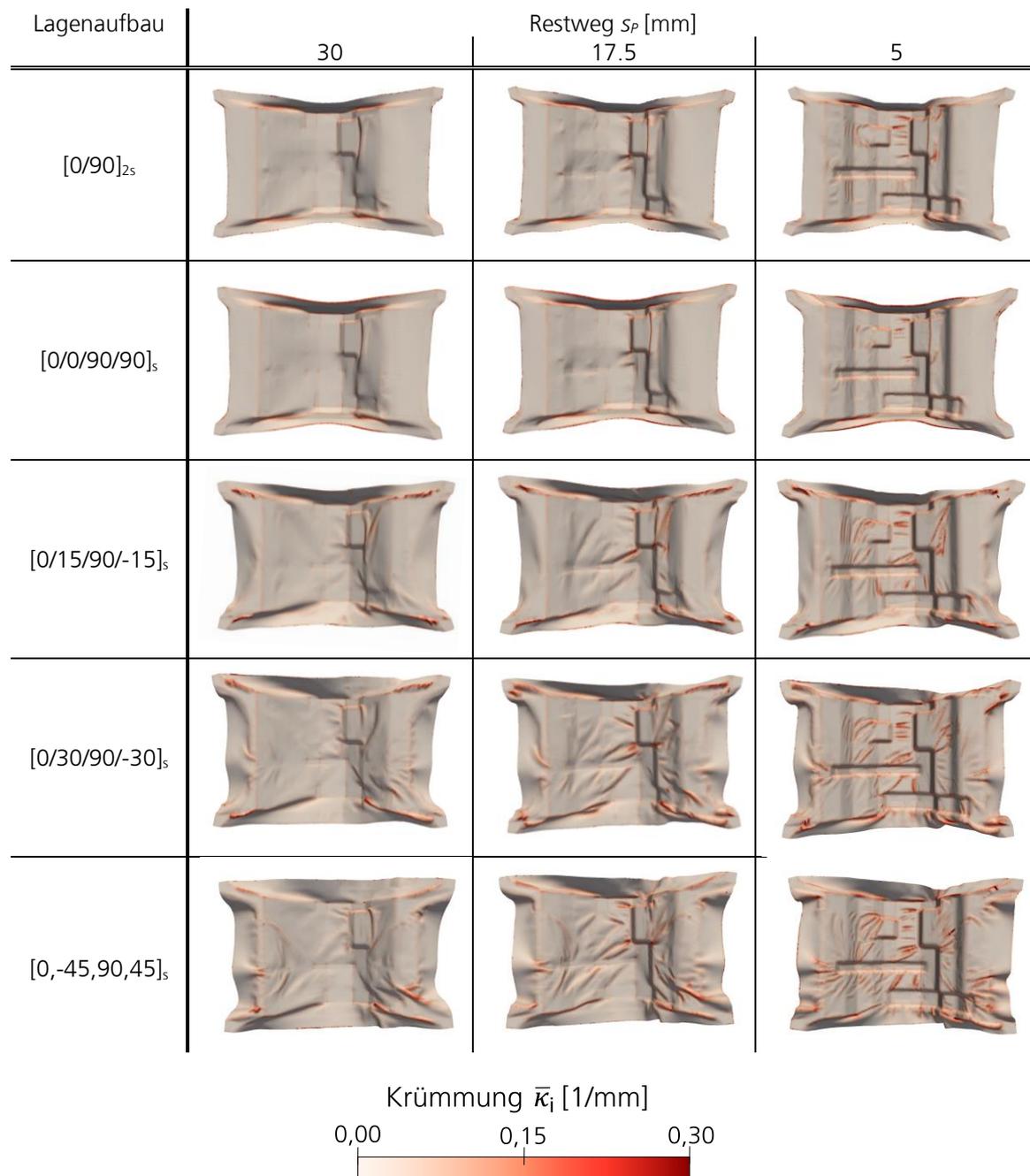
Lediglich der Lagenaufbau wird variiert. Zum einen werden zwei biaxiale Lagenaufbauten abgeformt, die zwar die gleiche, orthotrope Membransteifigkeit besitzen, jedoch unterschiedliche Reibpaarungen aufweisen. Zum anderen werden Multiaxialgelege umgeformt, wobei als Basis ein biaxialer Lagenaufbau herangezogen wird, welcher um weitere ± 15 , ± 30 bzw. ± 45 Orientierungen ergänzt wird, sodass letztendlich ein quasiisotroper Lagenaufbau entsteht. Die Auswertung des Faltenwurfs erfolgt nach der in Abschnitt 5.1.1 beschriebenen Methode bei einem verbleibendem Umformrestweg $s_p = 5$ mm.

5.2.2 Ergebnisse

Tabelle 14 gibt einen Überblick über den Einfluss der Gelegelaminat-Konfiguration auf den Faltenwurf. Es ist ersichtlich, dass in allen Gelegelaminatkonfigurationen Faltenbildung auftritt und diese mit sinkendem Umformrestweg s_p , d.h. mit zunehmender Gestaltänderung und Halbzeugeinzug ansteigt. Die Intensität des Faltenwurfs ist dabei je nach Laminatkonfiguration gänzlich unterschiedlich. Im Bereich der steilen

Umformflanke und der großen Kofferecke ist der Faltenwurf bei allen Laminatkonfiguration am stärksten ausgeprägt. Im Bereich der Doppelsicke treten bei den biaxialen Lagenaufbauten kaum Falten auf, erst bei erhöhter Lagenaufbaukomplexität steigt der Faltenwurf auch in diesem Bereich an.

Tabelle 14: Überblick zum Einfluss der Gelegelaminat-Konfiguration auf die Faltenbildung über den Umformrestweg s_P anhand der Oberflächenkrümmung κ_i , alle weiteren Parameter sind konstant: Laminattemperatur $T_A = 280\text{ °C}$, Schließgeschwindigkeit $v_P = 15\text{ mm/s}$, Werkzeugtemperatur $T_W = 110\text{ °C}$, $F_{G,SW} = 100$



Ebenso fällt auf, dass bei gleichem Umformrestweg s_P die Störkonturen, insbesondere die Doppelsicke, bei den komplexeren Lagenaufbauten bereits früher erkennbar

abgeformt wird. Die weist auf eine verringerte Deformierbarkeit hin und wird auch bei Betrachtung der Laminataußenkontur ersichtlich. Während bei den komplexeren Lagenaufbauten kaum lokale Verformungen im Bereich der Greifer auftreten, sind diese bei den biaxialen Gelegen in Form von lokaler Scherdeformation deutlich ausgeprägt. Der Einfluss der Greifelemente beschränkt sich dabei bei den biaxialen Gelegen lediglich auf einen sehr lokalen Bereich nahe der Greifer-Angriffspunkte, wohingegen der Kraftfluss speziell beim quasiisotropen Gelegelaminat über die Verstärkungsfasern bis weit in die Bauteilmitte wirkt.

Vergleicht man die Lagenaufbauten $[0/90]_{2s}$ und $[0/0/90/90]_s$ fällt auf, dass letzterer Aufbau einen verringerten Faltenwurf speziell im Bereich der großen Kofferecke aufweist. Gemäß Laminattheorie [127, 128] ist zwar die Membransteifigkeit für beide Konfigurationen identisch, allerdings unterscheiden sich die Reibpaarungen. Die Doppellagen wirken bei entsprechender Konsolidierung wie Einzellagen mit doppelter Dicke. Damit halbiert sich die Anzahl der effektiven Reibflächen, was hier zu einer leichten Verbesserung des Umformergebnisses führt. Es lässt sich also schlussfolgern, dass es mit Hinblick auf die Formbarkeit vorteilhaft ist, die Anzahl der Reibflächen durch benachbarte Anordnung identischer Lagenorientierungen zu verringern.

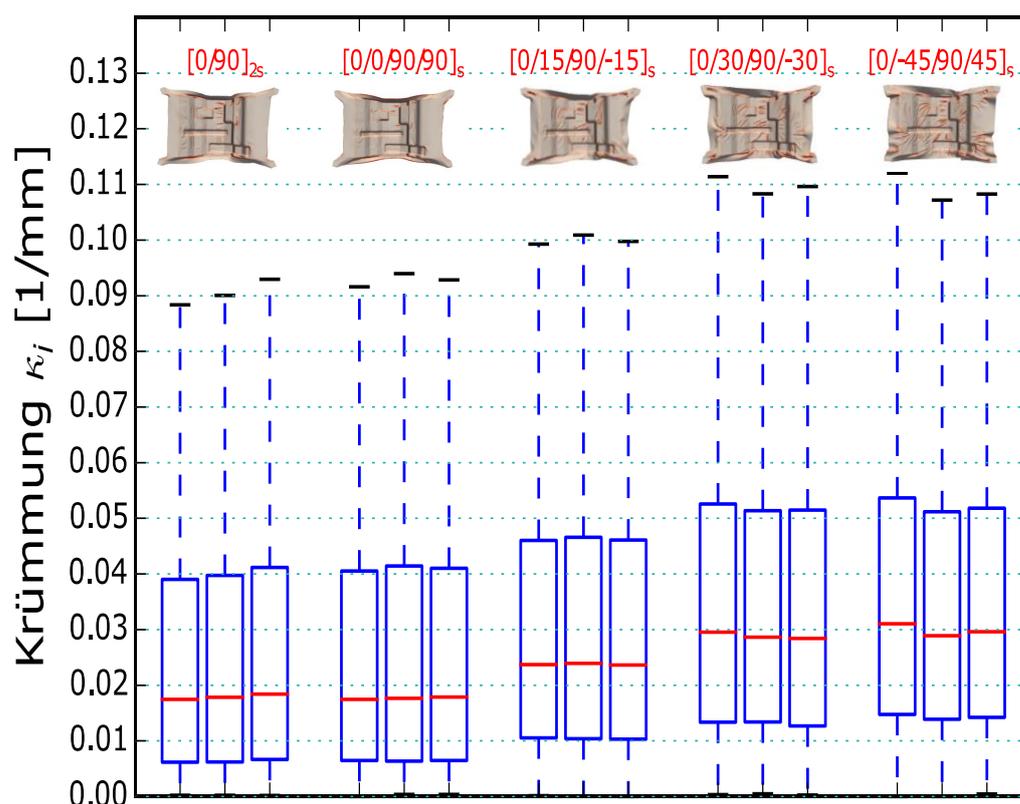


Abbildung 67: Box-Plot zur Darstellung der Krümmungshäufigkeiten in Abhängigkeit vom Lagenaufbau bei 5 mm Umformrestweg s_p

In Abbildung 67: ist die Krümmungsintensität aller Gelegelaminatkonfigurationen bei 5mm Umformrestweg s_p als Box-Plot quantitativ dargestellt. Dabei repräsentieren die

Boxplots eine vereinfachte Darstellung der Krümmungsintensitätsverteilungen bzw. -histogramme. Der rote Balken entspricht dem Median der Verteilung, das obere Quartil 75 % und das untere Quartil 25 % der Krümmungsintensitäten. Die Endpunkte („Whisker“) stellen den minimal bzw. maximal auftretenden Krümmungswert dar, weswegen das Minimum einheitlich bei null liegt. Pro Lagenaufbau sind im Sinne des Reproduzierbarkeitsnachweises je drei Bauteile mit identischer Prozessierung dargestellt. Der Plot zeigt insgesamt gleiche Tendenzen wie sie auch aus der Krümmungsvisualisierung ersichtlich werden. Durch Darstellung der Wiederholungsversuche wird nochmals die außerordentliche Reproduzierbarkeit in der Bauteilabformung untermauert (vgl. Abschnitt 4.2.3). Während die biaxialen Gelelamine die geringsten Verteilungsbreiten aufweisen, nehmen diese für die anderen Gelege mit Annäherung an den quasiisotropen Aufbau zu. Zusätzlich zum Median ist außerdem eine Verschiebung des oberen „Whiskers“ der Krümmungsverteilung ersichtlich. D.h. es entstehen höhere Maximalkrümmungen, die ein starkes und lokales Aufwerfen des Laminats widerspiegeln. Der Unterschied zwischen den beiden biaxialen Lagenaufbauten ist quantitativ sehr gering. Der Aufbau mit benachbarten Doppellagen $[0/0/90/90]_s$ zeigt jedoch einen etwas geringeren Median als der $[0/90]_{2s}$ -Aufbau, was im Einklang mit dem visuellen Eindruck des Faltenwurfs steht.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass der Lagenaufbau außerordentlich großen Einfluss auf Intensität und Lokalisation des Faltenwurfs auf Bauteilebene hat. Sowohl die Anzahl der Reibflächen, als auch die übergeordnete Membransteifigkeit spielen hierbei eine Rolle. Bemerkenswert ist außerdem der signifikante Unterschied in der Faltenausprägung zwischen den biaxialen und den multiaxialen Gelelaminen. Es stellt sich somit die Frage wie die Mechanismen Reibung Scherung und Biegung zusammenwirken und ob hier eine Abhängigkeit vom vorliegenden Lagenaufbau besteht. Dass das Zusammenwirken von Scherung, Reibung und Biegung das übergeordnete Umformverhalten bestimmt, wurde bereits von [14] postuliert und in einigen Sensitivitätsstudien [14, 85] untersucht, jedoch nicht direkt in Zusammenhang mit dem Lagenaufbau gesetzt. Dies soll daher im nächsten Abschnitt näher untersucht werden.

5.3 Simulative Materialparameterstudie

In Abschnitt 5.2 wurde anhand des auftretenden Faltenwurfs gezeigt, dass das Umformverhalten maßgeblich vom Lagenaufbau abhängt. Dabei ist davon auszugehen, dass dies in direktem Zusammenhang mit den Umformmechanismen (vgl. 2.2.3) steht. Da eine isolierte Untersuchung der Mechanismen auf Bauteilebene experimentell nicht möglich ist, wird an dieser Stelle eine simulative Studie durchgeführt, um die dominierenden Mechanismen zu ermitteln und tiefer zu ergründen wie die Materialeigenschaften und das Zusammenwirken der Mechanismen das Umformverhalten bestimmen.

5.3.1 Verwendeter Parameterraum und Vorgehensweise

Zur systematischen Analyse wird die Studie in Form eines „Screening-DOE“ durchgeführt, bei dem ausgehend von einem Zentralpunkt ein dreidimensionaler Versuchsraum aufgespannt wird. Lediglich die Eckpunkte des Versuchsraumes werden untersucht.

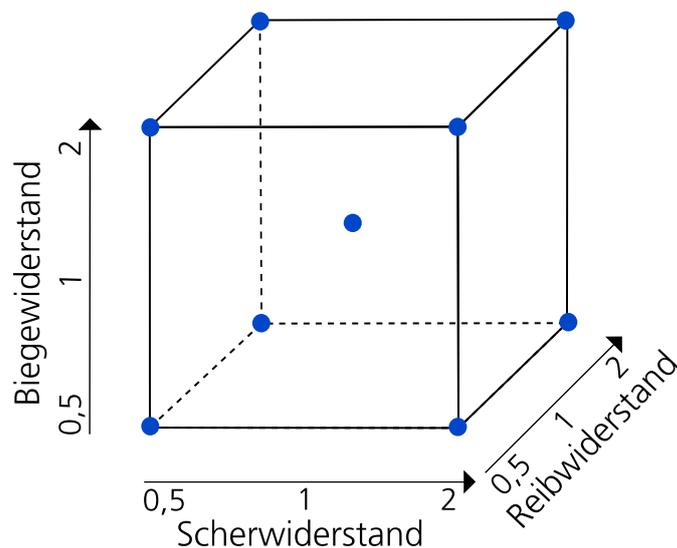


Abbildung 68: Screening-Versuchskubus zur Darstellung des Versuchsraumes in der simulativen Materialparameterstudie

Für die Simulation wird ein Modell gemäß Abschnitt 2.2.6 angewendet. Das Werkzeug wird als Starrkörperoberfläche modelliert und der Schichtaufbau über die beschriebenen Kontaktbedingungen verknüpft.

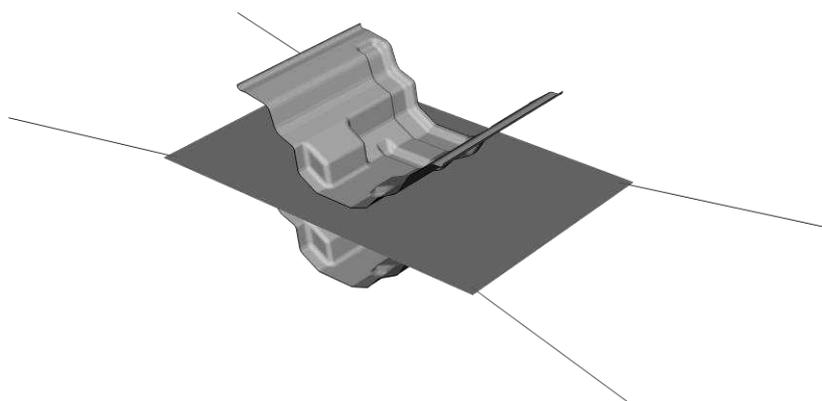


Abbildung 69: Darstellung des Modellaufbaus, hier exemplarisch mit Verwendung von Greifern

Zur Verringerung der Rechenzeit und des Simulationsaufwandes, wird mit einem verhältnismäßig groben Polygonnetz mit 7,5 mm Kantenlänge gerechnet. Gemäß

Gleichung (15) lässt sich mit der Elementkantenlänge von 7,5 mm die maximal vorhersagbare Faltengröße zu $S_{Falte} = 5,3$ mm bestimmen.

$$S_{Falte} = l_{Kante} \cdot \frac{\sqrt{2}}{2} \quad (15)$$

mit l_{Kante} : Polygonkantenlänge

Dadurch lassen sich kleine und lokale Falten zwar nicht exakt vorhersagen, die generelle Aussage zum Einfluss der jeweiligen Umformwiderstände ist jedoch trotzdem gegeben.

Es werden isotherme Prozessbedingungen mit parametrisierten Materialparametern bei 270 °C (s. Abschnitt 3.4) angenommen. Tabelle 15 gibt einen Überblick über die verwendeten Kenngrößen und Randbedingungen für die Simulation am Zentralpunkt der Studie. Im Falle der Membraneigenschaften wird der Wert der Steifigkeit in Faserichtung E_1 kleiner als real ermittelt definiert, um die Rechenzeit zu verkürzen. Beim Biege- und Scherwiderstand werden das E-Modul quer zur Faser E_2 und das Schermodul G_{12} als ein Hundertstel von E_1 definiert, da diese nicht gesondert bestimmbar sind.

Ausgehend von einem Zentralpunkt, an dem Parameter genutzt werden, die eine ausreichend gute Übereinstimmung mit dem Experiment bei mittleren Prozesseinstellungen ($T_W = 110$ °C, $v_p = 15$ mm/s, $F_{G,SW} = 100$) repräsentieren (vgl. Tabelle 16), werden die Umformwiderstände Reibung, Scherung und Biegung in den Eckpunkten des Versuchsraums (vgl. Abbildung 68) jeweils um Faktor 0.5 bzw. 2 variiert. Für die Membraneigenschaften bedeutet dies die Variation von lediglich η_∞ und η_0 . Bei den Biege- und den Grenzflächeneigenschaften werden alle Parameter bis auf m und n um Faktor 0,5 bzw. 2 variiert.

Da die Simulation ein exaktes Ergebnis liefert, bedarf es keiner Wiederholung der einzelnen Parametersätze. Die Studie wird mit und ohne Greifelemente durchgeführt.

Die Evaluierung erfolgt auch hier anhand des Faltenwurfs bei einem Umformrestweg $s_p = 5$ mm nach der in Abschnitt 5.1.1 beschriebenen Methode. Hierzu werden die Krümmungsverteilungen als *.vtk ausgegeben und analog zu den experimentellen Ergebnissen in "ParaView" visualisiert. Zusätzlich zur qualitativen Bewertung der Umformergebnisse erfolgt eine quantitative Auswertung mithilfe einer linearen Regressionsanalyse unter Verwendung der Software „Modde“. Dazu wird eine lineare Modellfunktion der Form

$$y = c_0 + c_1 x_1 + c_2 x_2 + c_3 x_1 x_2 + \varepsilon \quad (16)$$

mit y : Zielgröße, x : Faktor, c_i : Koeffizienten, ε : Verbleibender Fehler

mit der „Methode der kleinsten Quadrate“ (MLS) an die Ergebnisse angefitet. Der quantitative Vergleich des Einflusses der jeweiligen Umformwiderstände erfolgt mit Hilfe der skalierten und normierten Koeffizienten der einzelnen Modellterme.

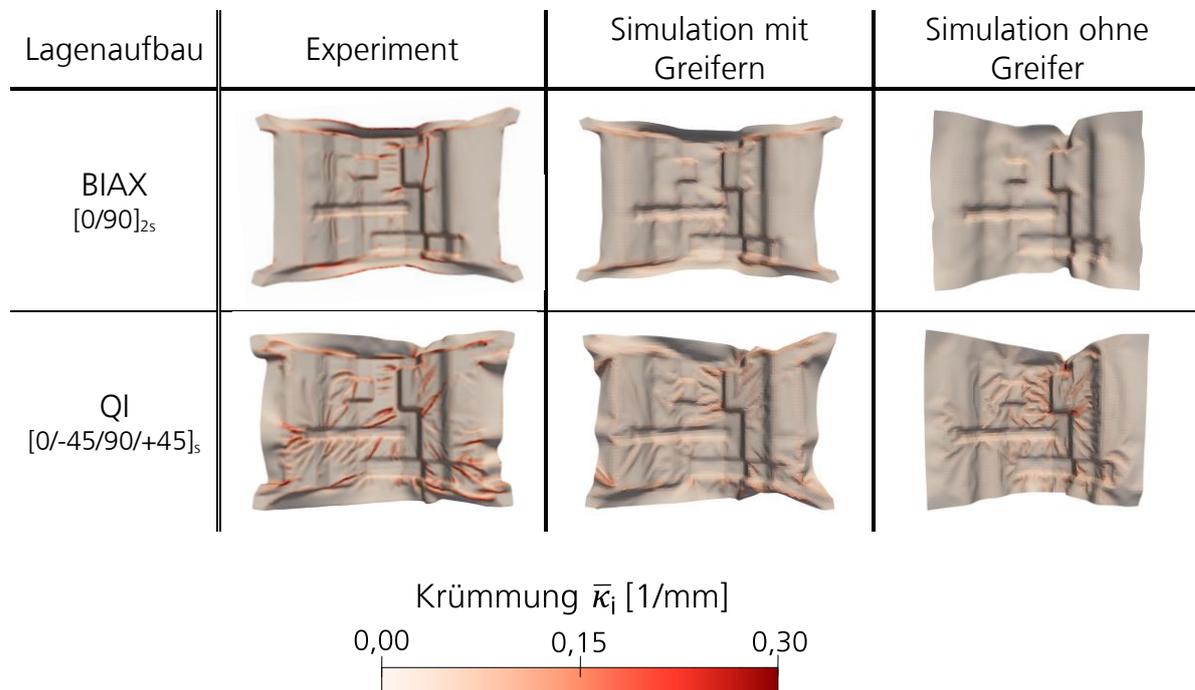
Tabelle 15: Materialeingangsparameter im Zentralpunkt der Simulationsstudie, mit E_1 : E-Modul in Faserrichtung, $E_{isotrop}$: isotropes E-Modul, η_0 : Viskositäts-Konstante, η_∞ : Viskositäts-Konstante, m, n : Konstanten gemäß Formel (17), μ : Coloumbscher Reibkoeffizient, τ_0 : Reibkonstante, η : Viskosität, $F_{G,SW}$: Stellwert der Greifkraft

Schерwiderstand / Membraneigenschaften (Voigt-Kelvin Modell)		
	Wert	Einheit
E_1	1000	MPa
$E_{isotrop}$	0,013	MPa
η_∞	0,060891	MPas
η_0	0,009316	MPas
m	18,3859	s ⁽¹⁻ⁿ⁾
n	0,34465	-
Biegewiderstand / Biegeeigenschaften (Voigt-Kelvin Modell)		
	Wert	Einheit
E_1	141,7128	MPa
E_2	1,417128	MPa
G_{12}	1,417128	MPa
η_∞	6000	MPas
η_0	240	MPas
m	3,65E+07	s ⁽¹⁻ⁿ⁾
n	-0,8384	-
Reibwiderstand / Grenzflächeneigenschaften		
	Wert	Einheit
μ	0,22041	-
τ_0	0,015394	MPa
η	0,007612	MPas/mm
Greifer (optional)		
	Wert	Einheit
$F_{G,SW} = 100$ Mittelwert aus exp. Ergebnis (vgl. Tabelle 12)	-31,565	N

5.3.2 Ergebnisse

Tabelle 16 vergleicht das Simulationsergebnis am Zentralpunkt des DOE mit dem experimentellen Umformergebnis.

Tabelle 16: Vergleich zwischen dem Umformexperiment im Zentralpunkt (Umformrestweg $s_p=5$ mm, Laminattemperatur im Experiment $T_A = 280$ °C, Werkzeugtemperatur $T_W = 110$ °C, $F_{G,SW} = 100$, $v_p = 15$ mm/s, $F_{G,SW} = 100$) und den Simulationsergebnissen für den Zentralpunkt des simulativen Screening DOE (1,1,1)



Unterschiede in der lokalen Vorhersage-Präzision der Falten resultieren unter anderem aus der unterschiedlichen Netzfeinheit. Trotzdem wird in der Simulation das Faltenbild sowohl für den biaxialen als auch den quasiisotropen Lagenaufbau qualitativ gut getroffen, wobei der Faltenwurf in der Simulation insgesamt etwas geringer als im Experiment ausfällt. Grund hierfür könnte die Verwendung isothermer Randbedingungen sein. Der Materialeinzug und die Außenkontur stimmen im Falle der Simulation mit Greifern sehr gut mit dem Experiment überein. Aus der Simulation wird ersichtlich, dass die Greifer erwartungsgemäß einen deutlichen Einfluss auf das Umformverhalten haben. Die erzwungene Membranspannung beeinflusst deutlich die Außenkontur. Im Falle des biaxialen Aufbaus ist dies durch eine starke Scherverformung an den Greiferangriffsbereichen ersichtlich, die im Falle der Simulation ohne Greifer nicht auftritt. Die Greifer führen ebenfalls zu einer umlaufenden Zugspannung, die an den offenen Seiten des Profils zu einer Aufwerfung des Laminats führt. Außerdem unterscheidet sich die Faltenverteilung im Bauteilbereich. Insgesamt lässt sich schlussfolgern, dass sich das experimentelle Ergebnis mit dem verwendeten Simulationsansatz gut rekonstruieren lässt. Um den Einfluss der Materialeigenschaften ohne Überlagerung mit dem Einfluss der Greifer auf den Faltenwurf zu bewerten, wird die Materialstudie zunächst ohne Greifelemente durchgeführt.

5.3.2.1 Qualitativer Einfluss der Materialparameter

Tabelle 17: Visualisierung der Simulationsergebnisse unter Variation der Materialeigenschaften für den biaxialen Lagenaufbau $[0/90]_{2s}$, ohne Berücksichtigung von Greifelementen, Reibwiderstand konstant und gering.

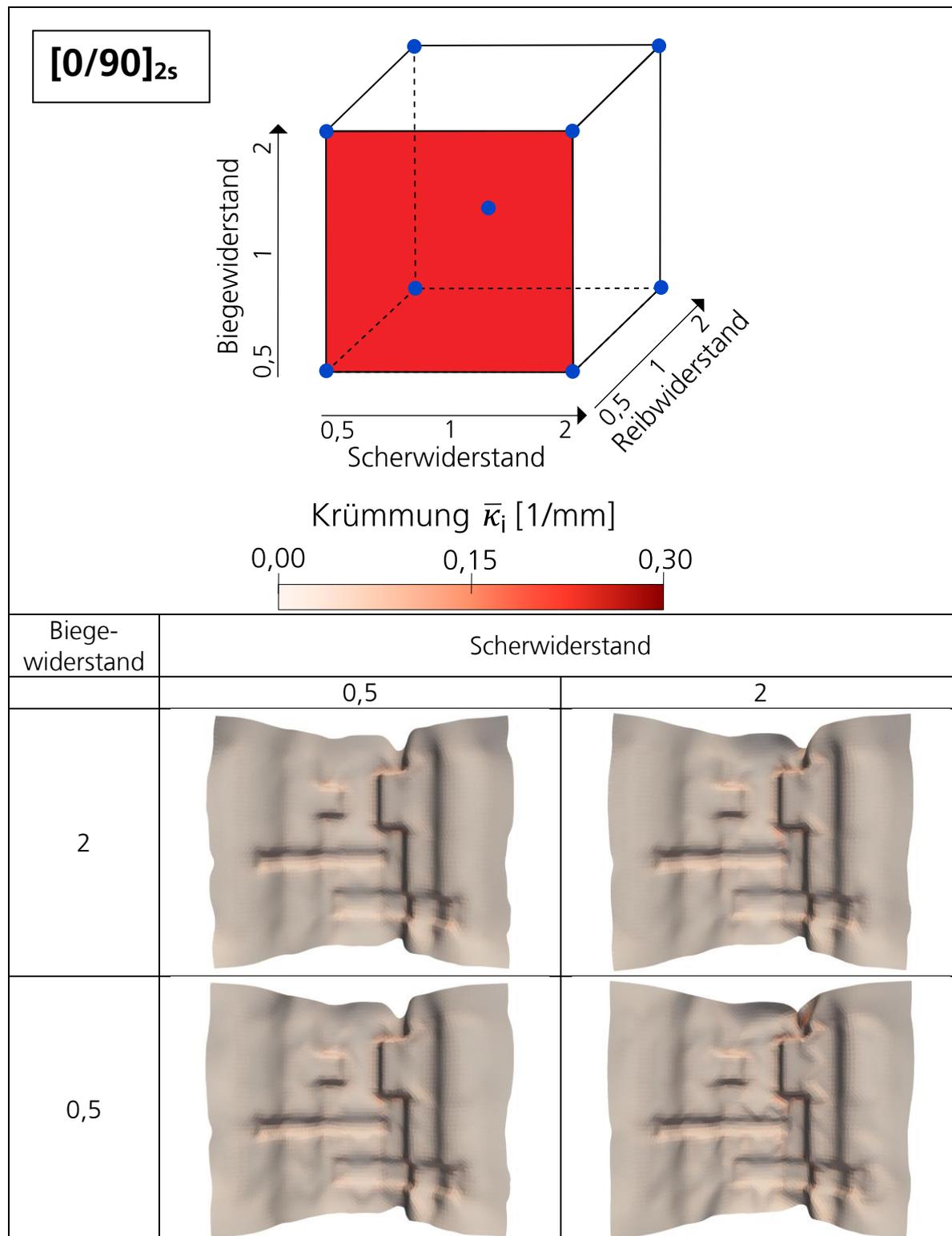


Tabelle 18: Visualisierung der Simulationsergebnisse unter Variation der Materialeigenschaften für den biaxialen Lagenaufbau $[0/90]_{2s}$, ohne Berücksichtigung von Greifelementen, Reibwiderstand konstant und hoch

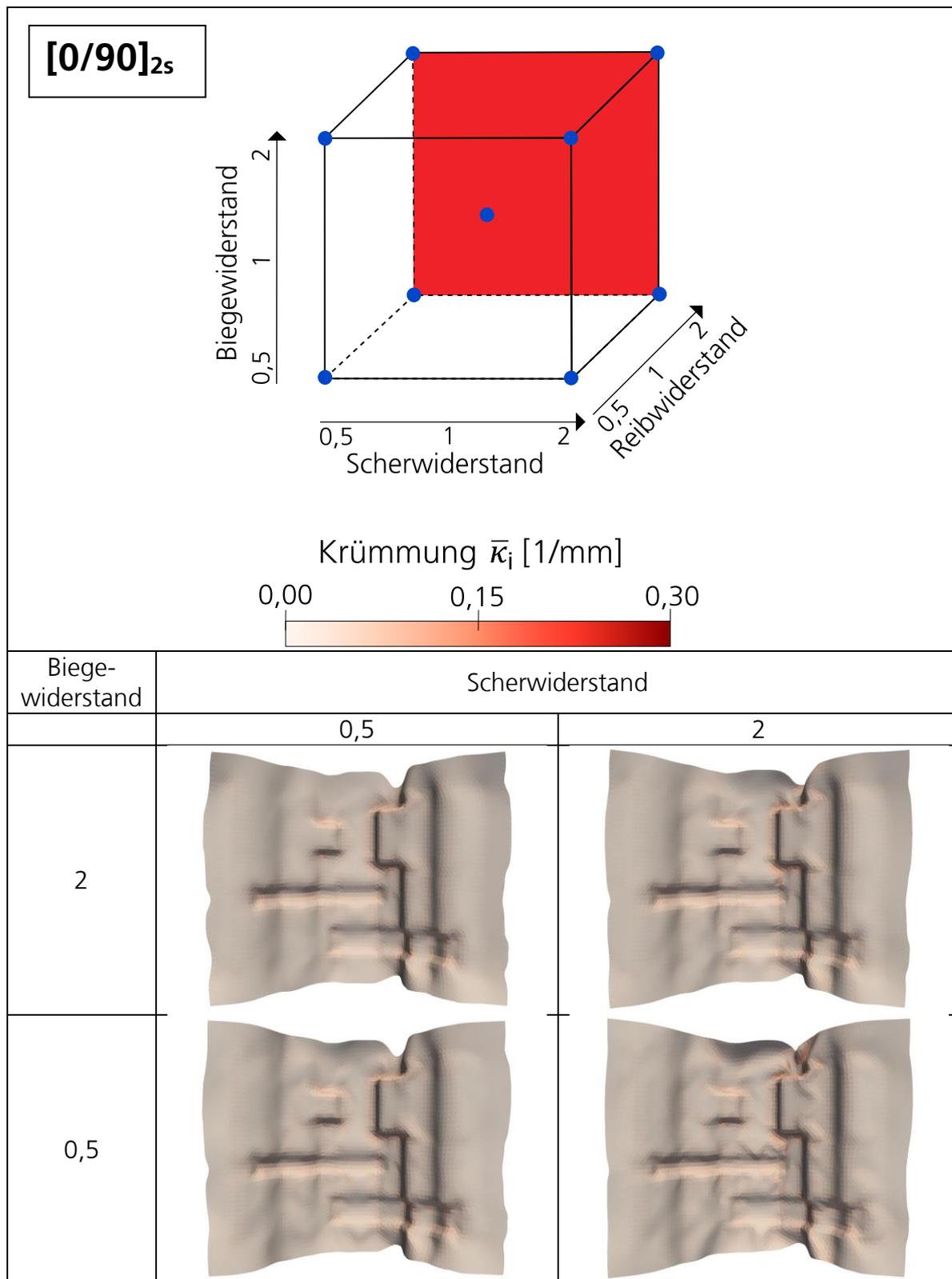
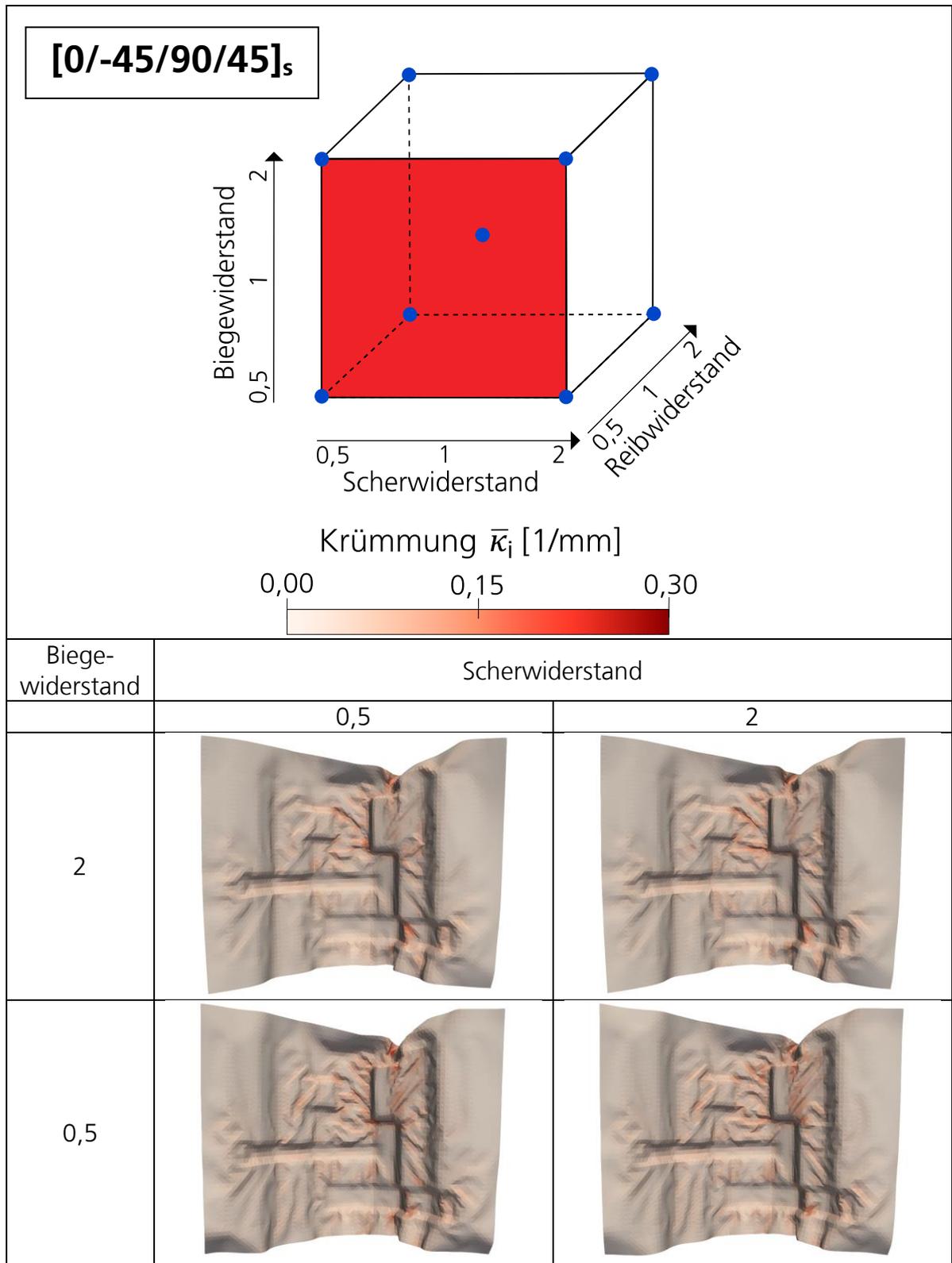


Tabelle 17 und Tabelle 18 visualisieren die Simulationsergebnisse der Materialparameterstudie für den biaxialen Lagenaufbau. Vergleicht man die Krümmungsplots für den geringen und hohen Reibwiderstand fällt auf, dass kein Unterschied im Faltenwurf in Abhängigkeit vom Reibwiderstand ersichtlich ist. Der Reibwiderstand hat also in dem gewählten Parameterfenster für den biaxialen Lagenaufbau keinen Einfluss auf den Faltenwurf. Biege- und Scherwiderstand hingegen nehmen deutlichen Einfluss auf die Faltenausprägung, sowohl für den geringen als auch den hohen Reibwiderstand. Speziell ersichtlich ist dies oberhalb der großen Kofferecke der Schikanengeometrie. Ein hoher Biege- und geringer Scherwiderstand erweisen sich insgesamt als vorteilhaft für eine reduzierte Faltenbildung und führen zur geringsten Faltenausprägung.

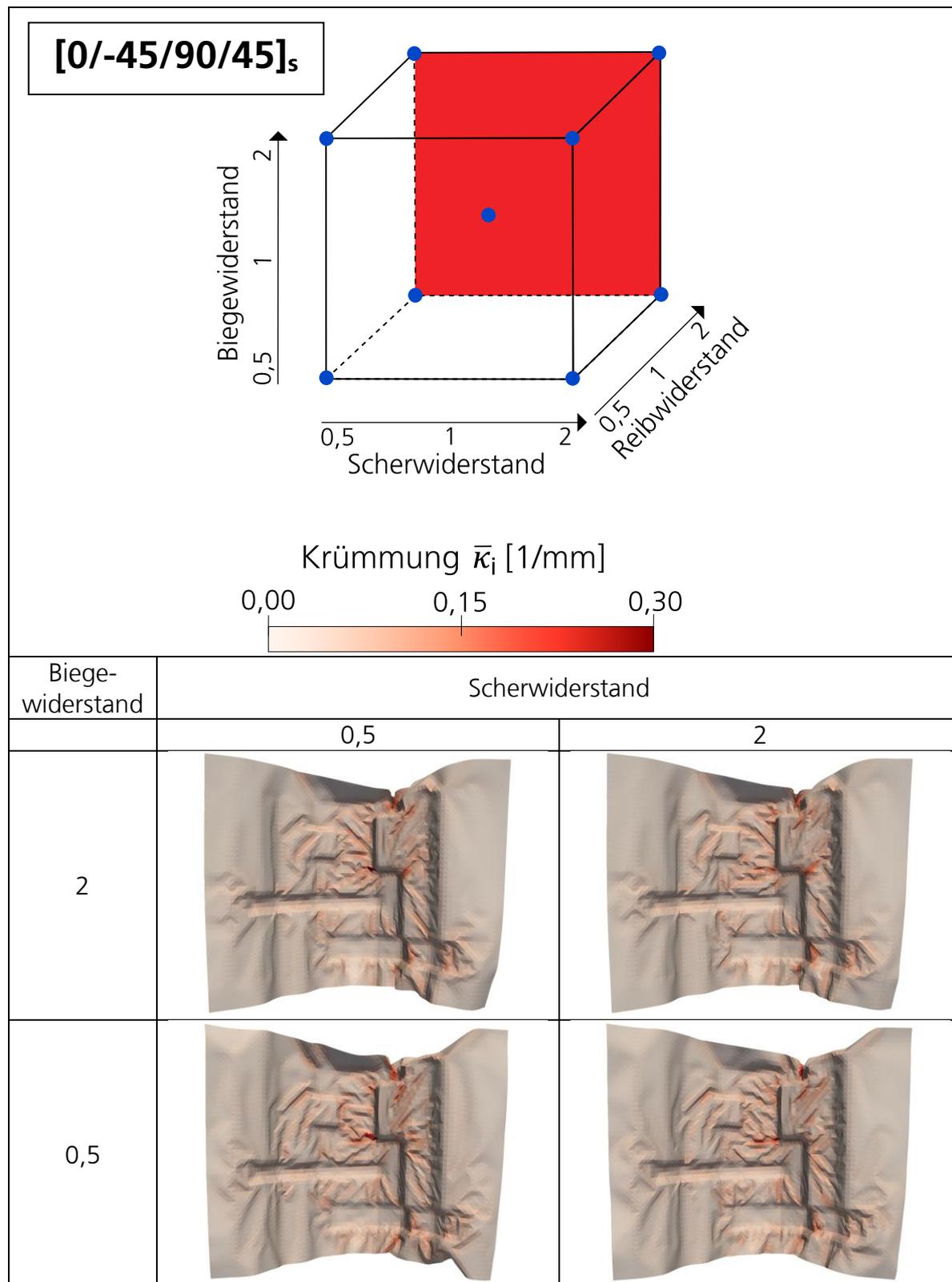
Tabelle 19 und Tabelle 20 visualisieren die Simulationsergebnisse der Materialparameterstudie für den quasiisotropen Lagenaufbau. Beim quasiisotropen Lagenaufbau ist ein Einfluss des Scherwiderstands nicht eindeutig ersichtlich. Ein erhöhter Biege- und Scherwiderstand scheint aber auch hier eine leichte Reduktion des Faltenwurfs zu verursachen. Im Gegensatz zum biaxialen Lagenaufbau ist für den quasiisotropen Lagenaufbau ein deutlicher Einfluss des Reibwiderstandes auf den Faltenwurf ersichtlich. Ein hoher Reibwiderstand führt zu einer deutlichen Intensivierung des Faltenwurfs.

Tabelle 19: Visualisierung der Simulationsergebnisse unter Variation der Materialeigenschaften für den quasiisotropen Lagenaufbau $[0/-45/90/45]_s$, ohne Berücksichtigung von Greifelementen, Reibwiderstand konstant und gering



5 Validierung auf Bauteilebene

Tabelle 20: Visualisierung der Simulationsergebnisse unter Variation der Materialeigenschaften für den quasiisotropen Lagenaufbau $[0/-45/90/45]_s$, ohne Berücksichtigung von Greifelementen, Reibwiderstand konstant und hoch



5.3.2.2 Quantitativer Einfluss der Materialparameter

Abbildung 70 und Abbildung 71 stellen die normierten Koeffizienten der linearen Regressionsanalyse anhand der mittleren Krümmungen nach Formel (13) dar und quantifizieren damit den jeweiligen Einfluss der Umformwiderstände Scherung (S), Biegung (B) und Reibung (R) auf den out-of-plane Faltenwurf. Für beide Lagenaufbauten können Modelle mit sehr hohen Bestimmtheitsmaßen und Vorhersagegüten an die simulativen Ergebnisse angefitet werden.

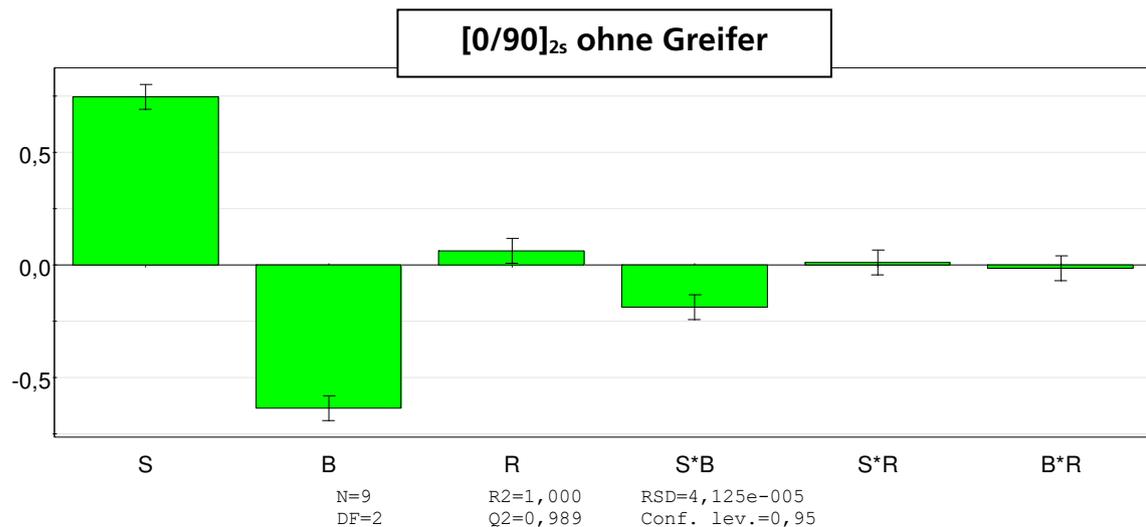


Abbildung 70: Vergleich der normierten Koeffizienten c_i im linearen Modell zur Beschreibung des Einflusses der Materialeigenschaften bzw. Umformwiderstände auf den Faltenwurf, Biaxialer Lagenaufbau [0/90]_{2s}, ohne Berücksichtigung der Greifelemente, S: Scherwiderstand, B: Biege­widerstand, R: Reibwiderstand

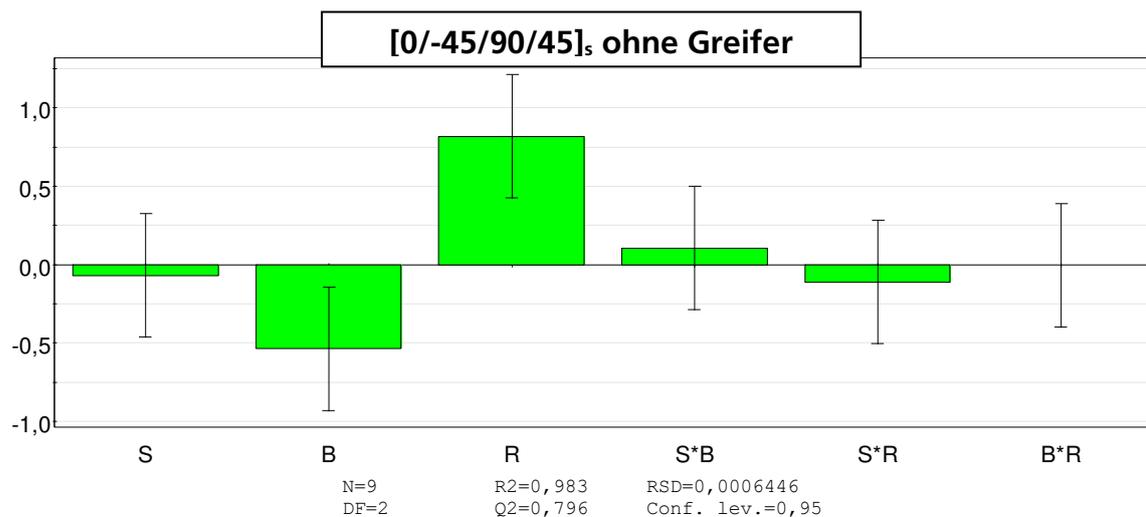


Abbildung 71: Vergleich der normierten Koeffizienten c_i im linearen Modell zur Beschreibung des Einflusses der Materialeigenschaften bzw. Umformwiderstände auf den Faltenwurf, Quasiisotroper Lagenaufbau [0/-45/90/+45]_s, ohne Berücksichtigung der Greifelemente, S: Scherwiderstand, B: Biege­widerstand, R: Reibwiderstand

Für den biaxialen Lagenaufbau sind die Beträge der Faktoren Scher- und Biege­widerstand ähnlich groß. Das Vorzeichen ist jedoch entgegengesetzt. Ein geringer Scherwiderstand und ein hoher Biege­widerstand führen zur geringsten Faltenbildung. Die Reibung hat, wie auch bereits qualitativ beurteilt, keinen signifikanten Einfluss auf den Faltenwurf des biaxialen Gelegelaminats. Außerdem liegt eine leichte Wechselwirkung von Scherung und Biegung vor. D.h., dass sich bei besonders geringen Biege­widerständen auch ein geringer Scherwiderstand ungünstig auf die Faltenintensität auswirken kann.

Im Falle des quasiisotropen Lagenaufbaus besteht kein signifikanter Einfluss der Sche­rung. Lediglich der Biege­widerstand und der Reibwiderstand zeigen signifikante Ein­flüsse auf den Faltenwurf. Der Betrag des Faktors Reibung ist dabei ca. 1,5 mal so hoch wie der Betrag des Faktors Biegung. Auch hier sind die Vorzeichen entgegenge­setzt. Folglich führt ein hoher Biege­widerstand und ein geringer Reibwiderstand zur geringsten Faltenausprägung. Es liegen keine Wechselwirkungen vor. Betrachtet man die Mechanik der Umformung eines Laminats, so erschließt sich, dass die Erhöhung der Reibung unterschiedlichen Einfluss auf die Eigenschaften eines Laminats aus UD-Tapes hat. Zum einen erhöhen größere Reibkräfte die Biegesteifigkeit des Laminats durch Verringerung der Verformbarkeit durch Transversalschub, zum anderen sind die übertragenen Reibkräfte zwischen den einzelnen Lagen des Laminats auch entschei­dend dafür, dass überhaupt erst Falten entstehen können. So werden durch die über­tragenen Reibkräfte von einer Schicht des Laminats Druckkräfte in der benachbarten Lagen induziert, so dass sich dort Falten bilden können.

Bei Auswertung des Einflusses der Materialparameter unter Berücksichtigung der Greifelemente wie im Realversuch ergeben sich für den quasiisotropen Lagenaufbau ähnliche Parameterabhängigkeiten (Abbildung 73). Allerdings überwiegt nun der Ein­fluss der Biegung dem der Reibung. Grund hierfür könnte sein, dass die Greifelemente Vorspannungen induzieren, welche sich bedingt durch das Greifkonzept direkt auf alle Schichten des Gelegelaminats auswirken. Die hierdurch lokal hervorgerufenen bzw. verringerten Falten können sich damit auch durch Relativverschiebung der Ein­zellagen nicht mehr so stark in ihrer Intensität ändern wie dies durch Änderung der Biegeeigenschaften der Fall ist. Die Ergebnisse für den biaxialen Lagenaufbau (vgl. Abbildung 72) sind aufgrund des großen Fehlers weniger aussagekräftig. Einzig sig­nifikanter Parameter ist der Biege­widerstand. Grund hierfür sind vermutlich die durch die Greifer induzierten Zugspannungen, die zu einem Aufwerfen des Laminats an den offenen Seiten des Profils führen (vgl. Tabelle 16). Da die Faltenintensität für den biaxialen Lagenaufbau insgesamt gering ist, überwiegt dieser Effekt, welcher primär vom Biege­widerstand dominiert wird.

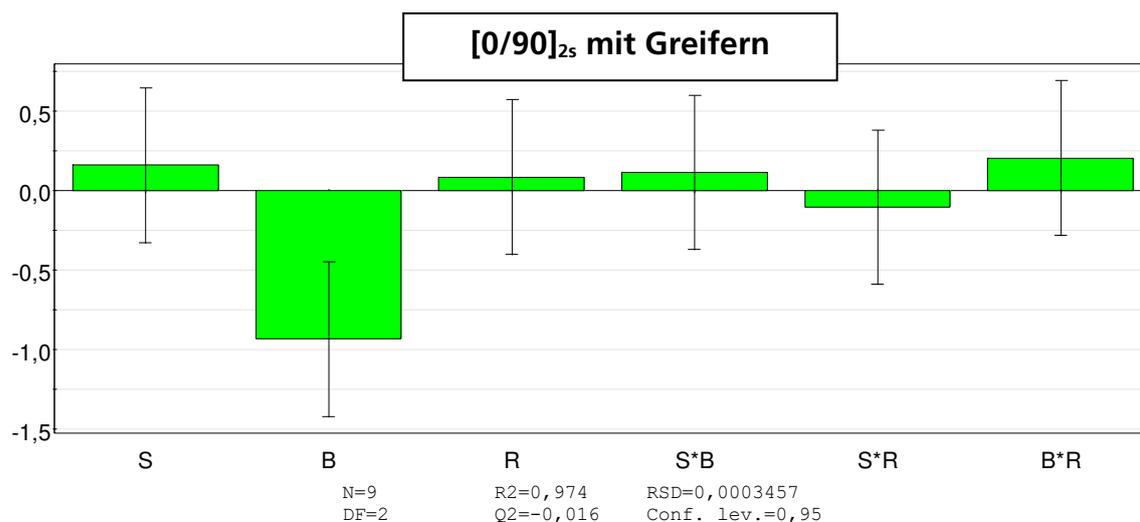


Abbildung 72: Vergleich der normierten Koeffizienten c_i im linearen Modell zur Beschreibung des Einflusses der Materialeigenschaften bzw. Umformwiderstände auf den Faltenwurf, Biaxialer Lagenaufbau [0/90]_{2s}, mit Berücksichtigung der Greifelemente, S: Scherwiderstand, B: Biege- widerstand, R: Reibwiderstand

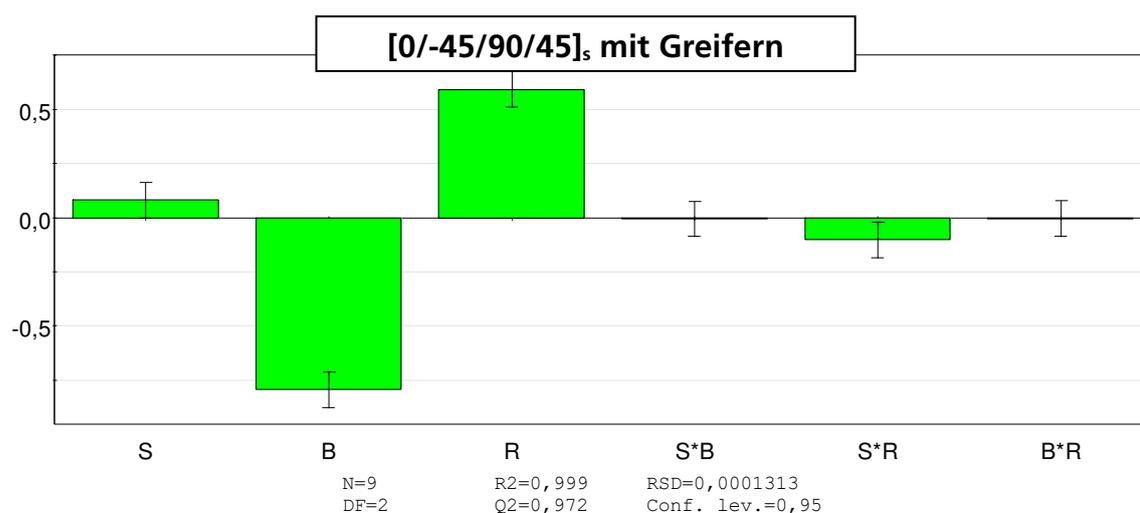


Abbildung 73: Vergleich der normierten Koeffizienten c_i im linearen Modell zur Beschreibung des Einflusses der Materialeigenschaften bzw. Umformwiderstände auf den Faltenwurf, Quasiisotroper Lagenaufbau [0/-45/90/+45]_s, mit Berücksichtigung der Greifelemente, S: Scherwiderstand, B: Biege- widerstand, R: Reibwiderstand

5.4 Experimentelle Prozessparameterstudie

In diesem Abschnitt wird der Einfluss verschiedener Prozessparameter auf das Umformverhalten untersucht und anhand des Faltenwurfs quantifiziert. Neben der Temperaturführung und dem Greifereinfluss liegt hierbei besonderes Augenmerk auf dem Einfluss der Umformgeschwindigkeit.

5.4.1 Verwendeter Parameterraum und Vorgehensweise

Alle Umformversuche werden mit dem in Abschnitt 4.1 vorgestellten Umformprozess und Drapierwerkzeug unter Verwendung eines DOE durchgeführt, wobei alle Bauteile auf einen Umformrestweg $s_p = 5$ mm geformt werden. Es werden die Werkzeugtemperatur T_w , die mittlere Schließgeschwindigkeit \bar{v}_p , und die Zugkraft der Greifer F_G auf jeweils drei Stufen variiert. Der Parameterraum wird so gewählt, dass eine möglichst große Spanne bis an die technischen Grenzen des entwickelten Prozesses, der Anlagentechnologie sowie des Materials abgebildet wird. Die Werkzeugtemperatur wird zwischen 70 °C und 150 °C variiert, die mittlere Schließgeschwindigkeit zwischen 5 mm/s und 45 mm/s gewählt und die Membrankraft ohne ergänzende Zugkraft bis ca. 80 N beaufschlagt. Alle Aufheizparameter sowie die weitere Handhabung werden konstant gehalten. Um die Versuchsanzahl bei drei Faktoren auf drei Faktorstufen möglichst gering zu halten, wird ein teilfaktorieller, kubisch-flächenzentrierter (FCC) Versuchsplan gewählt. Dieser stellt den besten Kompromiss zwischen Versuchsanzahl, experimentellem Aufwand bei der Parameteränderung sowie der Vorhersagegüte mit Hinblick auf einen quadratischen Einfluss der Umformgeschwindigkeit dar. In Summe ergeben sich 15 Prozessparameterkombinationen. Jeder Einzelversuch wird im Sinne der statistischen Absicherung drei Mal wiederholt. Der Versuchskubus, der in Abbildung 74 schematisch dargestellt ist, wird sowohl für den Lagenaufbau $[0/90]_{2s}$ als auch $[0/-45/90/45]_s$ durchgeführt. Zur Quantifizierung des Drapiermerkmals Faltenwurf wird für jedes Bauteil das skalare Maß gemäß Formel (13) ermittelt. Die Auswertung der skalaren Bauteiloberflächenkrümmung $\langle \bar{\kappa}_i^{el} \rangle$ erfolgt als „Response Surface Modelling“ (RSM) mithilfe einer quadratischen Regressionsanalyse unter Verwendung der Software „Modde“. Es wird eine quadratische Modellfunktion der folgenden Form mithilfe der Methode der kleinsten Quadrate (MLR) angefitet:

$$y = c_0 + c_1x_1 + c_2x_2 + c_3x_3 + c_4x_1^2 + c_5x_2^2 + c_6x_3^2 + c_7x_1x_2 + c_8x_1x_3 + c_9x_2x_3 + \varepsilon \quad (17)$$

mit y : Zielgröße, x : Faktor, c_j : Koeffizienten, ε : Verbleibender Fehler

Der Einfluss einzelner Prozessparameter kann somit modellhaft beschrieben und durch Bestimmung der Koeffizienten der Modellterme relativ zueinander quantifiziert werden.

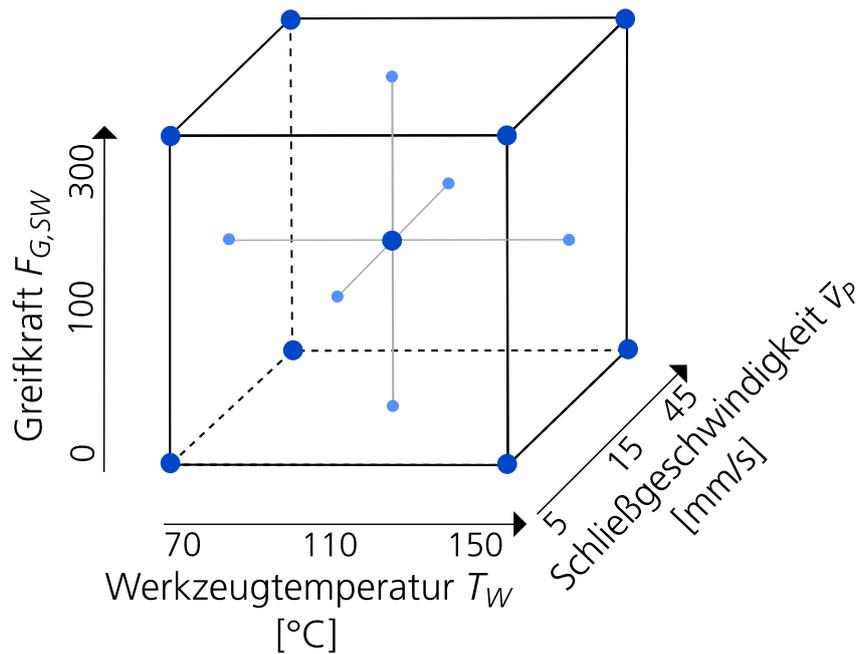


Abbildung 74: Versuchskubus des kubisch-flächenzentrierten Parameterraumes mit den verwendeten Prozesseinstellungen für die Prozessparameterstudie

5.4.2 Ergebnisse

5.4.2.1 Faltenwurf

Tabelle 21 gibt einen visuellen Eindruck wie sich der Faltenwurf in Abhängigkeit der verwendeten Prozessparameter unterscheiden kann. Es sind zwei Prozesseinstellungen exemplarisch ausgewählt, die im Fall A zu geringeren Umformendtemperaturen von ca. 206 ± 30 °C und in Fall B zu hohen Umformendtemperaturen von ca. 235 ± 8 °C führen. Entsprechend der Analysen aus Abschnitt 4.2.1 tritt speziell im Fall A bereits während der Umformung in einigen Bereichen Kristallisation auf. Entsprechend ist im Fall B der Faltenwurf gegenüber Fall A insgesamt deutlich reduziert. Bei beiden Lagenaufbauten fällt dies speziell oberhalb der großen Kofferecke auf. Abbildung 75 und Abbildung 76 stellen die Modell-Ergebnisse zum Einfluss der Prozessparameter auf den Faltenwurf aus der quadratischen Regressionsanalyse des statistischen Versuchsplanes dar. Gemäß den R^2 - und Q^2 -Werten werden mit den ermittelten Modellen sehr hohe Bestimmtheitsmaße sowie gute Vorhersagegüten erreicht (vgl. Tabelle 22).

Für beide Lagenaufbauten (Biax und QI) ist ein deutlicher Einfluss, sowohl von der Werkzeugtemperatur sowie der Umformgeschwindigkeit bzw. Schließgeschwindigkeit der Presse erkennbar. Bei geringen Werkzeugtemperaturen ist der Faltenwurf am stärksten ausgeprägt und bei hohen Werkzeugtemperaturen tendenziell am geringsten. Besonders auffällig ist der nichtlineare Einfluss der Schließgeschwindigkeit der Presse, welcher bei ca. 30 mm/s ein Minimum bezüglich des Faltenwurfs erreicht. Für

5 Validierung auf Bauteilebene

geringere und höhere Schließgeschwindigkeiten ist der Faltenwurf zunehmend. Die Erhöhung der Greifer-Zugkraft führt ebenfalls zu erhöhtem Faltenwurf für beide Lagenaufbauten.

Tabelle 21: Visueller Vergleich des Faltenwurfs auf Bauteilebene anhand zweier Prozesseinstellungen

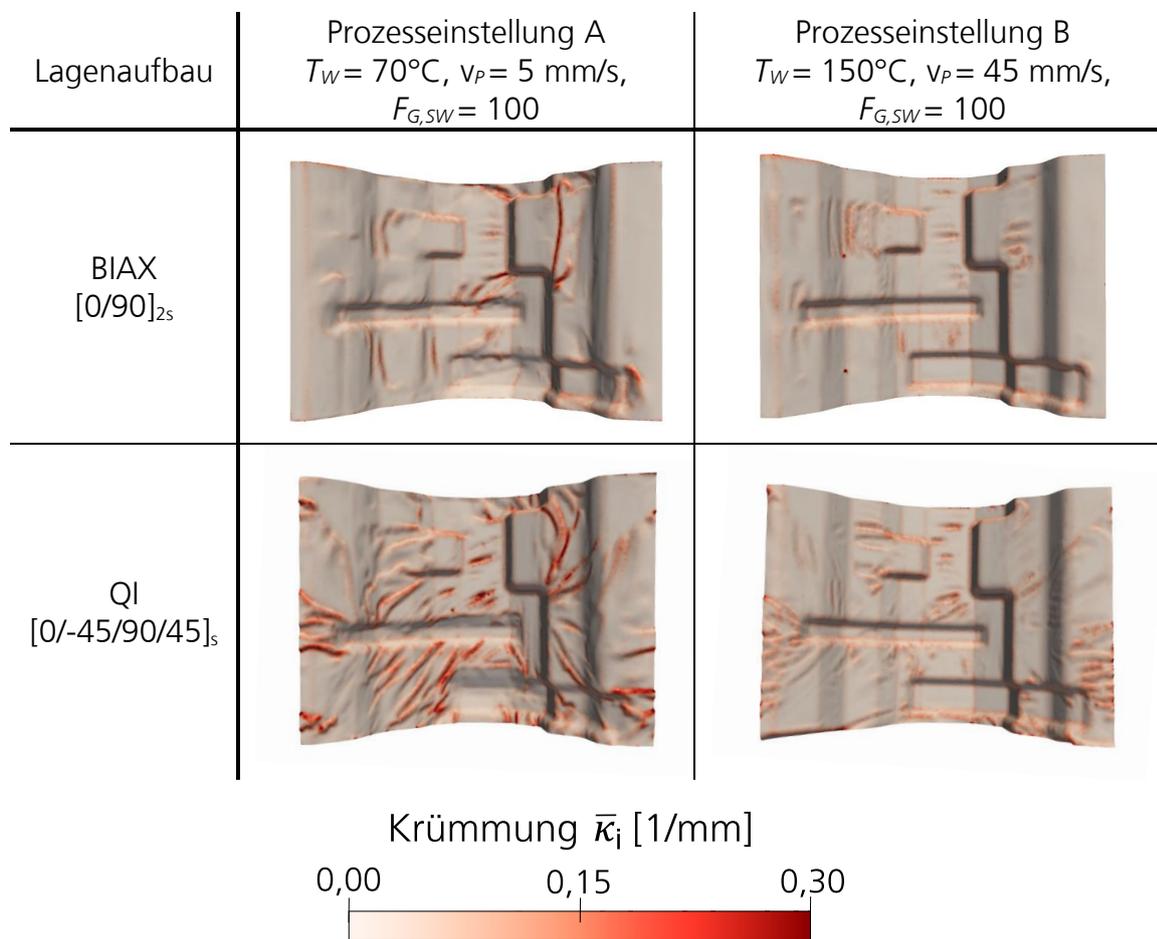


Tabelle 22: Modell-Kennwerte zum Einfluss der Prozessparameter auf den Faltenwurf,
N: Versuchsanzahl; R2: Bestimmtheitsmaß, RSD: verbleibende Standardabweichung,
DF: Freiheitsgrade, Q2: Modellvalidität, Conf. lev: Vertrauensbereich

	Modell-Kennwerte		
BIAX [0/90/0/90] _s	N=44 DF=34	R2=0,918 Q2=0,856	RSD=0,0007812 Conf. lev.=0,95
QI [0/-45/90/+45] _s	N=45 DF=35	R2=0,935 Q2=0,890	RSD=0,001088 Conf. lev.=0,95

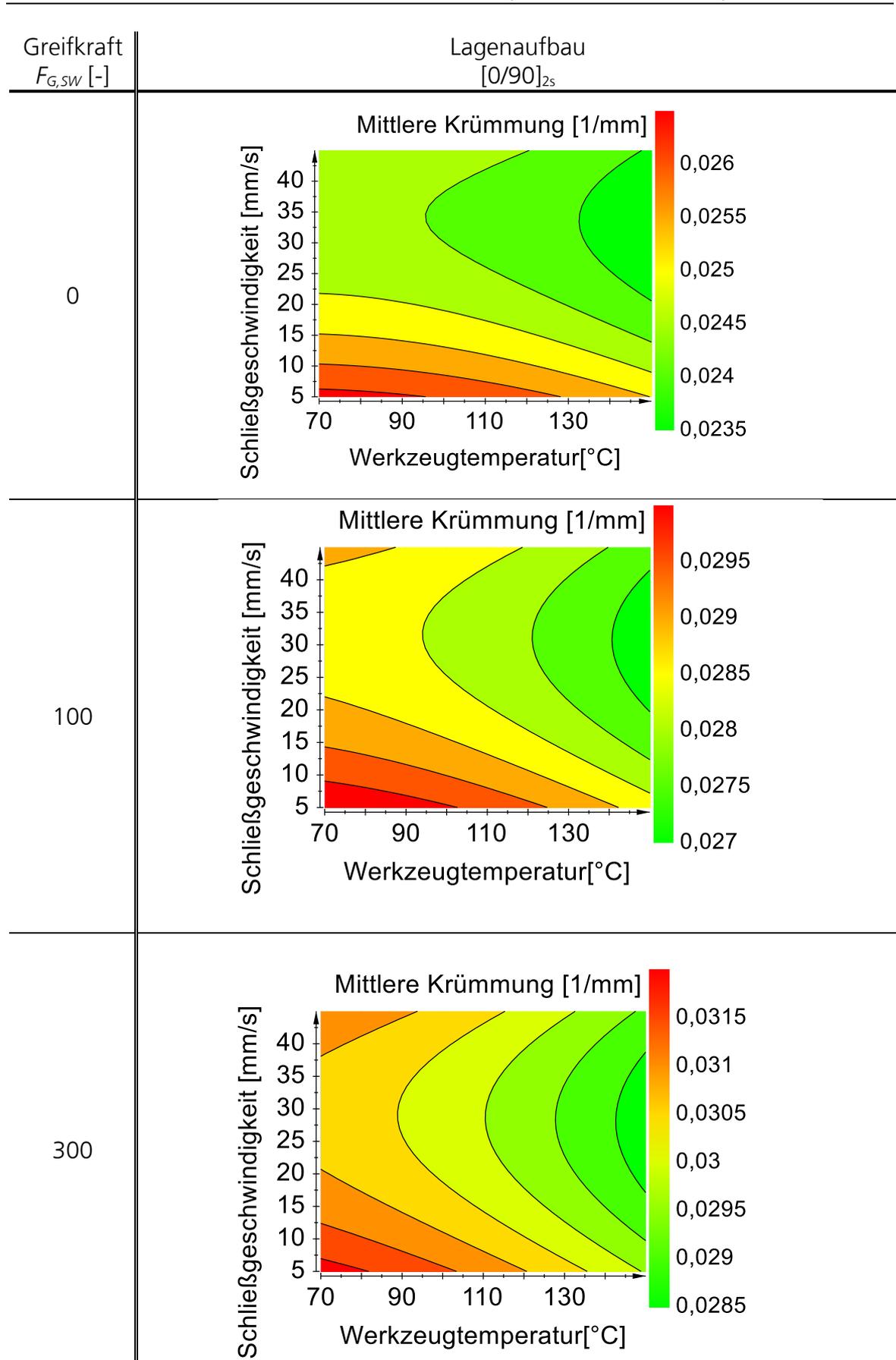


Abbildung 75: Modell-Ergebnisse zum Einfluss der Prozessparameter auf den Faltenwurf, BIAx

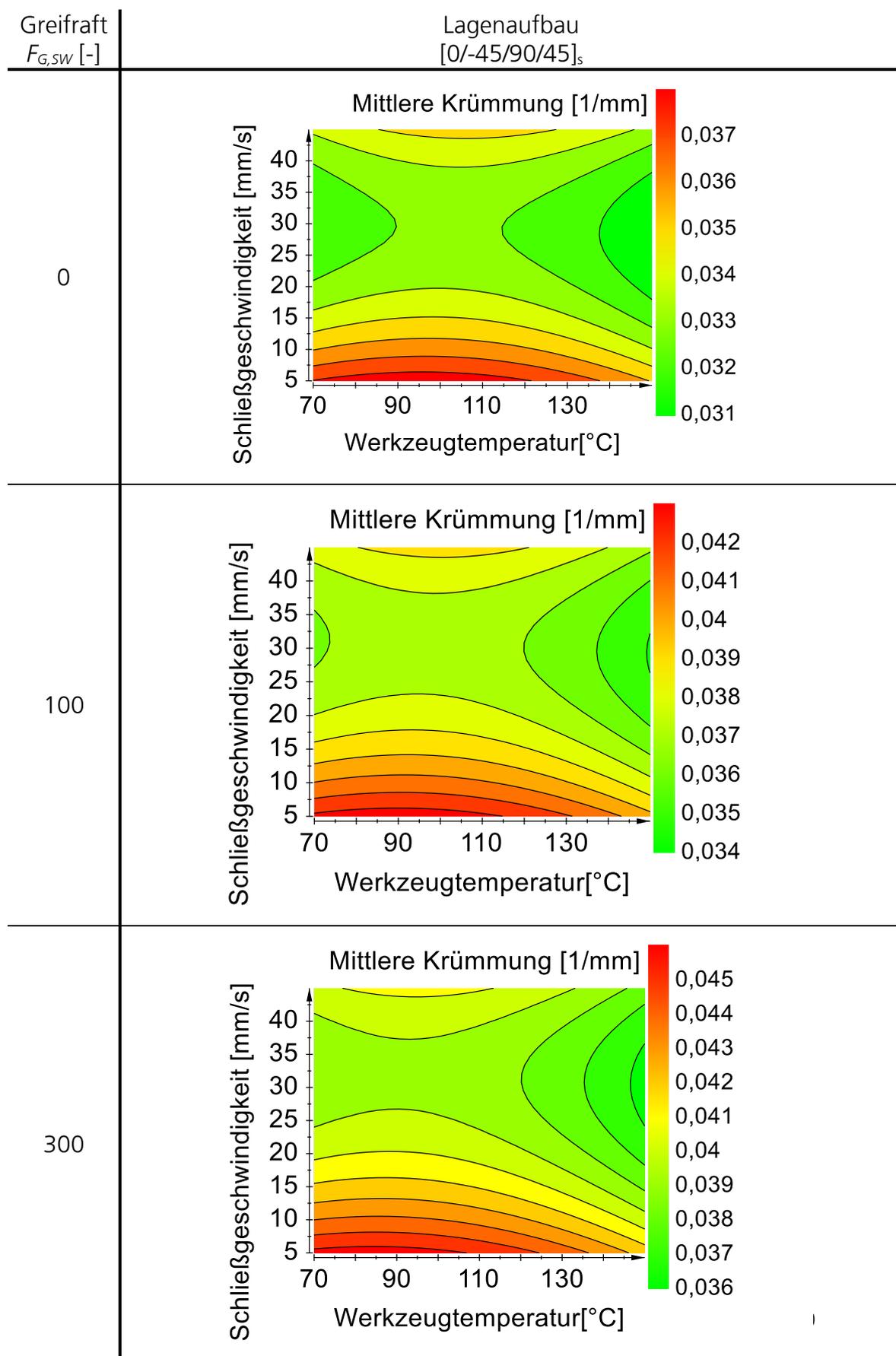


Abbildung 76: Modell-Ergebnisse zum Einfluss der Prozessparameter auf den Faltenwurf, QI

Anhand der normierten Koeffizienten der Modelle lassen sich die Einflüsse der einzelnen Prozessparameter quantifizieren und bewerten. Diese sind in Abbildung 77 dargestellt. Für beide Lagenaufbauten ist der Einfluss aller variierten Prozessparameter im Vertrauensbereich von 95% signifikant. Signifikante Wechselwirkungen liegen für beide Fälle jedoch nicht vor.

Für den biaxialen Lagenaufbau ist der Einfluss der Umformgeschwindigkeit etwas geringer als der Einfluss der Werkzeugtemperatur. Den größten Einfluss auf den Faltenwurf, der ca. viermal so groß ist, hat jedoch die Spannkraft der Greifer. Dabei hat diese einen negativen Einfluss auf den Faltenwurf und sollte so gering wie möglich gewählt werden. Grund hierfür ist, dass die Geometrie nicht für den Gebrauch von Greifern optimiert ist und im Vorfeld keine Optimierung der Greiferangriffspunkte und Greiferanzahl mit Hinblick auf den Faltenwurf stattgefunden hat.

Für den quasiisotropen Lagenaufbau ist der Einfluss der Geschwindigkeit gegenüber der Werkzeugtemperatur leicht erhöht. Der Einfluss der Greifer ist ca. doppelt so hoch wie der Einfluss der Geschwindigkeit. Deutlich ausgeprägt ist vor allem der quadratische Einfluss der Umformgeschwindigkeit, welcher ca. viermal so groß ist wie der Einfluss der Werkzeugtemperatur. Ebenfalls ausgeprägt ist ein quadratischer Einfluss der Werkzeugtemperatur, wodurch sich eine leichte Erhöhung des Faltenwurfs bei ca. 90 °C ergibt.

Zusammenfassend lässt sich schlussfolgern, dass sich die Ausprägung von Falten während der Umformung der Gelelaminate durch die Wahl der Prozessparameter signifikant verändern lässt. Sowohl Temperatur wie auch die Geschwindigkeit während der Formgebung spielen eine zentrale Rolle. Wohingegen die Temperatur möglichst hoch gewählt werden sollte, gibt es für die Geschwindigkeitsführung ein Optimum, sodass diese weder zu hoch noch zu gering gewählt werden darf.

Mit Abstand der größte Einfluss kann durch die Verwendung von Greifern unter Einbringung von Membrankräften erzielt werden. In dem hier gewählten Aufbau wirkt sich deren verstärkte Verwendung zwar negativ auf den Faltenwurf aus, es ist jedoch davon auszugehen, dass bei geeigneter Geometrie und Positionierung der Greifer auch ein positiver Effekt, speziell bei der Abformung von Kofferecken, erzielt werden kann, wie dies beispielsweise für Gewebe bekannt ist [129].

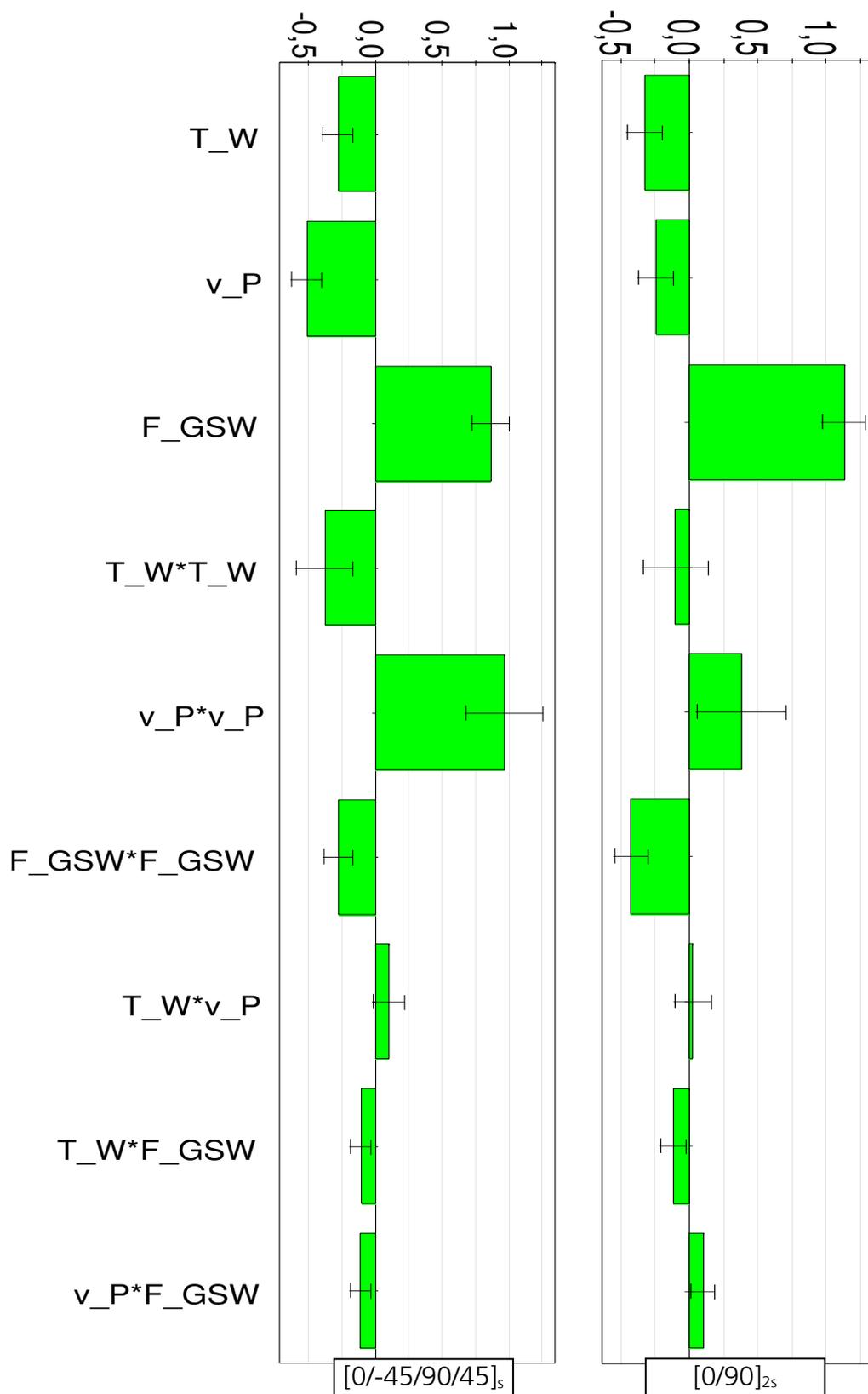
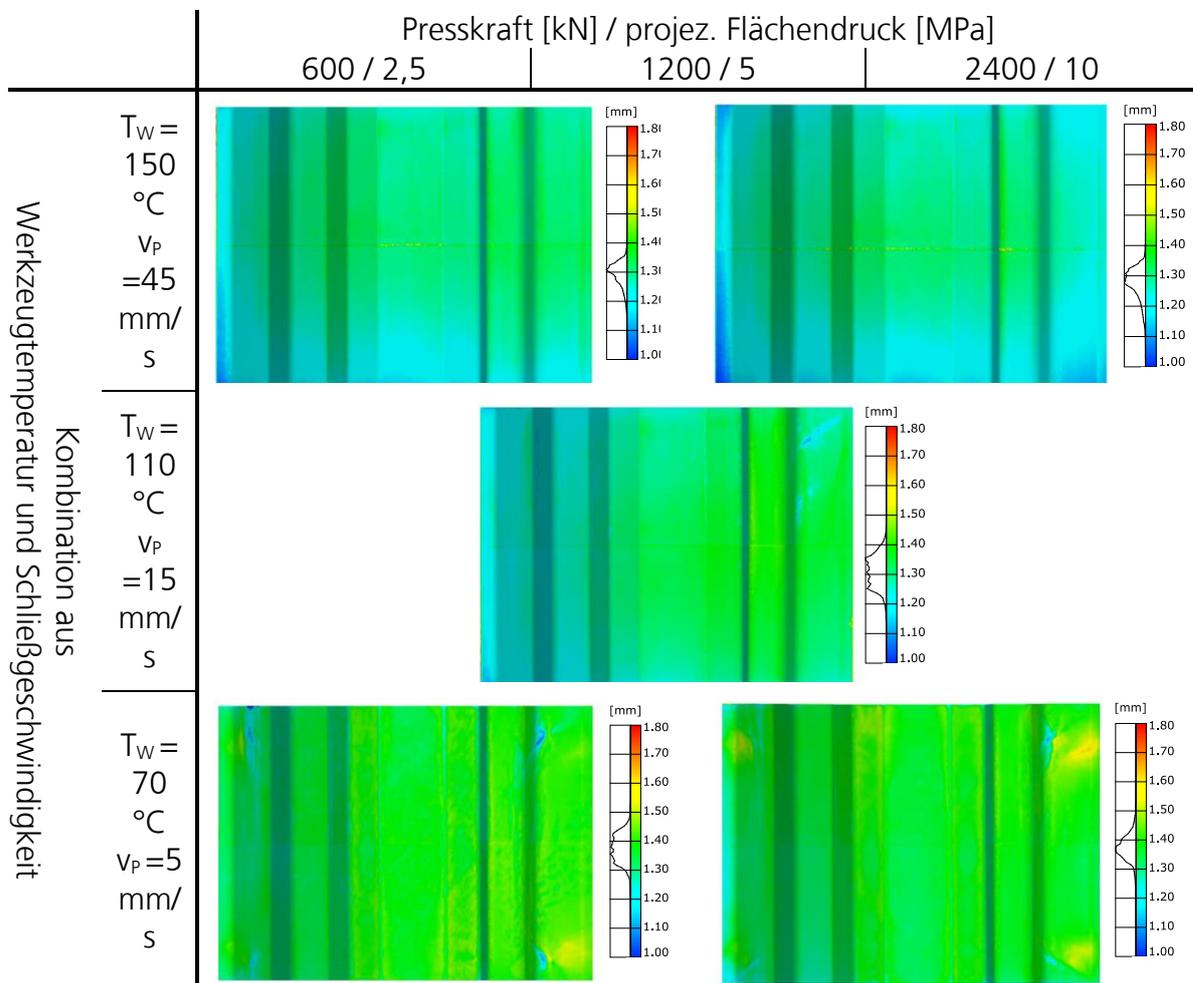


Abbildung 77: Vergleich der normierten Koeffizienten c_i im quadratischen Modell zur Beschreibung des Einflusses der Prozessparameter auf den Faltenwurf ; T_W : Werkzeugtemperatur, v_P : Schließgeschwindigkeit, F_{GSW} : Greifkraft Stellwert
 Links: quasiisotroper Lagenaufbau [0/-45/90/+45]_s
 Rechts: Biaxialer Lagenaufbau [0/90]_{2s}

5.4.2.2 Dickenverteilung

Im Folgenden werden die quasiisotropen Lamine, die einem starken Faltenwurf unterliegen auf resultierende Dickenverteilung nach der Konsolidierung untersucht. Hierzu wurden ergänzende Versuche mit Schließkraftaufbau durchgeführt. Zum einen an der bereits vorgestellten Geometrie, zum anderen an einer Referenzgeometrie, die vom Profil identisch ist, jedoch keine Störkonturen in Form von Sicken oder Kofferecken beinhaltet, sodass aufgrund der eindimensionalen Abformung keine geometriebedingten Falten entstehen. Tabelle 23 visualisiert die Dickenverteilungen bei Abformung der Referenzgeometrie und Tabelle 24 bei Abformung der Schikanengeometrie mit Störkonturen.

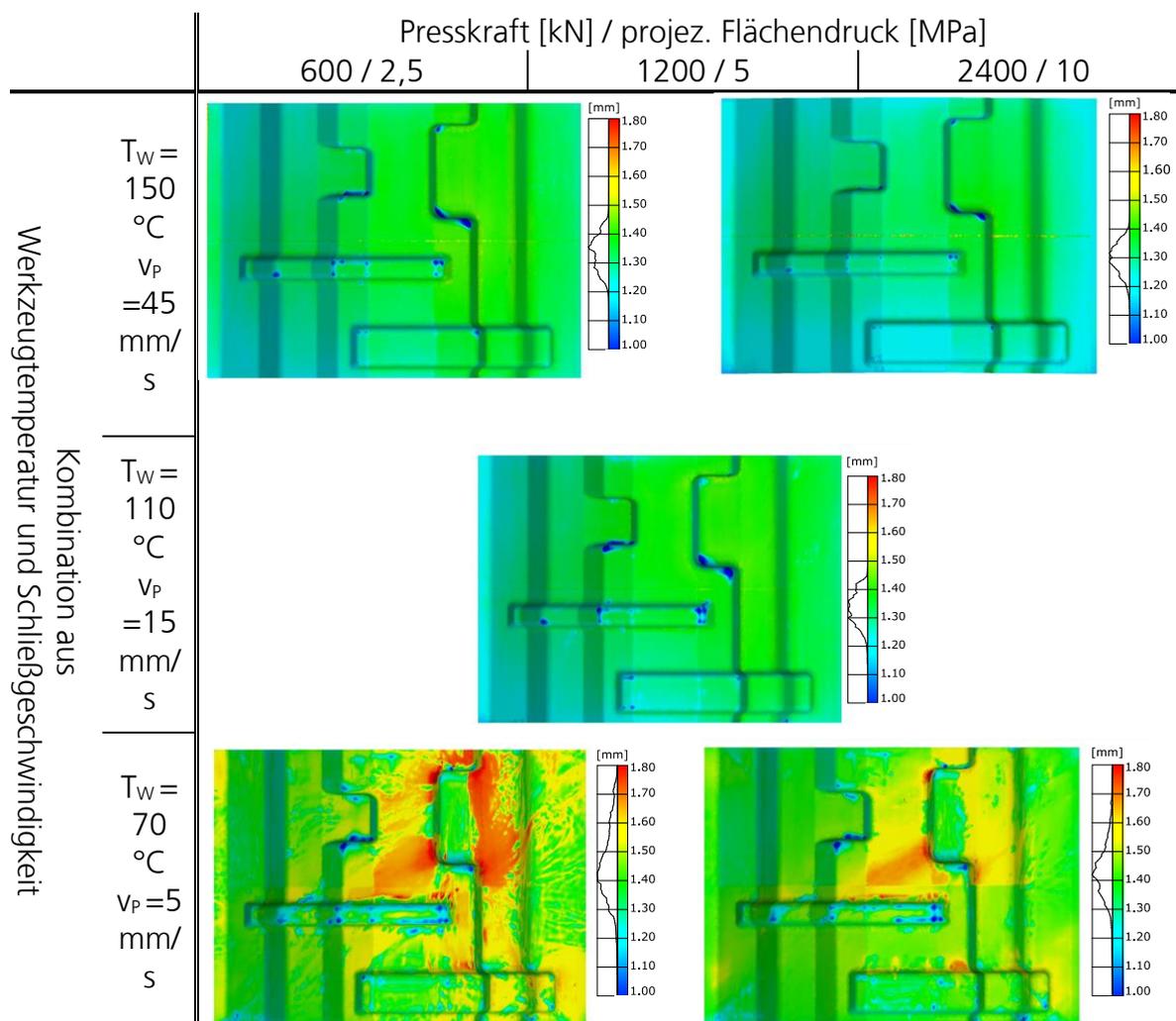
Tabelle 23: Bauteildickenverteilungen in Abhängigkeit der Prozessführung an der Referenzgeometrie, Lagenaufbau $[0/-45/90/+45]_{2s}$



Bei den Prozesseinstellungen mit hoher Umformendtemperatur (vgl. Abschnitt 4.2.1) wird die Solldicke von 1,3 mm im Mittel gut erreicht. Die Presskraft führt jedoch dazu, dass es zu ungewünschtem Quetschfluss im Randbereich kommt, der bei erhöhter Presskraft erwartungsgemäß zunimmt. Bei den Einstellungen mit geringer Umformendtemperatur liegt der Dicken-Mittelwert ca. 0,7 mm höher. Allerdings tritt sowohl

bei geringer als auch hoher Presskraft kaum noch Quetschfluss auf. Die erhöhte Presskraft verschmälert jedoch die Dickenverteilung deutlich. In den Ecken wo die Greifer wirken sind leichte Aufdickungen zu erkennen, die auf greiferinduzierte Falten zurückzuführen sind.

Tabelle 24: Bauteildickenverteilungen in Abhängigkeit der Prozessführung an der Schikanengeometrie, Lagenaufbau [0/-45/90/+45]_{2s}



Vergleicht man die Ergebnisse an Schikane und Referenzgeometrie lässt sich schlussfolgern, dass die resultierende Dickenverteilung nach dem Konsolidieren in direkter Korrelation mit der Intensität des Faltenwurfs steht. Je stärker der Faltenwurf, desto inhomogener ist die Bauteildicke. Neben der Faltenintensität ist dabei auch zu berücksichtigen, dass je nach Prozesseinstellung die Laminattemperaturen zum Zeitpunkt der Konsolidierung stark unterschiedlich sind und die Kristallisation lokal bereits stärker fortgeschritten ist (vgl. Abschnitt 4.2.1). Bei der Prozessführung mit hoher Umformendtemperatur liegt die mittlere Dicke nur geringfügig über dem Sollwert von 1.3 mm. An den Kanten der Kofferecken und Sicken werden sogar Werte deutlich unter 1.3 mm gefunden. Dies weist auf starke lokale Zugspannungen bedingt durch

Faserklemmung hin. Vergleicht man die Einstellungen mit hoher und geringer Presskraft, ist ersichtlich, dass sowohl bei geringer als auch hoher Umformendtemperatur noch genügend Restwärme im Laminat vorhanden ist, um die Verteilung zu einem geringeren Mittelwert zu verschieben. Speziell bei der Einstellung mit hoher Umformendtemperatur geschieht dies jedoch zu Gunsten von ausgeprägtem Quetschfluss, der die Dicke im Randbereich des Bauteils um ca. 0.1 mm sinken lässt. Bei der Einstellung mit geringer Umformendtemperatur und starkem Faltenwurf werden lokal starke Aufdickungen auf bis zu 1,7 mm gefunden. Diese Spitzen können bei hoher Presskraft deutlich reduziert und homogenisiert werden. Im Einflussbereich der doppelten Kofferecke, wo der Faltenwurf besonders ausgeprägt ist, bewirken die Falten jedoch trotzdem eine deutliche Abweichung von der Solldicke.

6 Diskussion der Ergebnisse

Das Kapitel 6 diskutiert die Ergebnisse kapitelübergreifend und ordnet diese in den Kontext aktueller Forschung ein.

6.1 Einfluss des Lagenaufbaus und der Materialeigenschaften auf den Faltenwurf

Anhand von experimentellen Umformversuchen flächiger PA6/CF Gelegelaminat und einer komplexen Schikanengeometrie konnte gezeigt werden, dass die Faltenbildung eine starke Abhängigkeit von der Gelegelaminatkonfigurationen aufweist. Dabei nimmt der Faltenwurf für alle Laminatkonfigurationen mit sinkendem Umformrestweg s_p , d.h. mit zunehmender Gestaltänderung und Halbzeugeinzug, zu. Die Faltenintensität und Lokalisation treten bei allen Konfigurationen mit hoher Reproduzierbarkeit auf, sodass sich die auftretenden Effekte eindeutig und statistisch abgesichert der jeweiligen Laminatkonfiguration zuordnen lassen. Für die hier durchgeführten Versuche, ist dies auf den hohen Grad der Automatisierung und der einhergehenden Prozessstabilität zurückzuführen (vgl. Abschnitt 4.2). Die Ergebnisse stehen im Einklang mit in der Literatur beschriebenen Umformversuchen [14, 81, 82, 130] an unterschiedlichen Geometriekomplexitäten und anderen Materialsystemen, sodass sich eine grundsätzliche Übertragbarkeit der zugrundeliegenden Mechanismen und Effekte für verschiedene Materialsysteme und Werkzeuggeometrien erschließt. Dadurch lässt sich die Ursache der Faltenbildung eindeutig auf die Laminatkonfiguration reduzieren, obgleich das Faltenbild in Abhängigkeit von Geometrie und Material gänzlich unterschiedlich ausfallen kann. Die biaxialen Gelegelaminat zeigen erwartungsgemäß den geringsten Faltenwurf, wohingegen die multiaxialen, quasiisotropen Gelegelaminat den höchsten Faltenwurf im Mittel und auch die größten, lokalen Maximalkrümmungen aufweisen, welche im offenen Randbereich der hier gewählten Geometrie auftreten. Dabei nimmt der Faltenwurf bei Austausch einzelner 0- und 90-Lagen durch ± 15 , ± 30 bzw. ± 45 (quasiisotrop) -Orientierungen stetig zu. Es ist zu berücksichtigen, dass sich dadurch die Membransteifigkeit der Gelege ändert. Die gleichmäßige Verteilung der Faserorientierungen führt in der Laminatenebene zu einem höheren Anteil von Orientierungen mit sehr hoher Membransteifigkeit, sodass die Laminatverformung nur über isolierte Einzellagendeformation ermöglicht werden kann. Dieser steht jedoch der Reibwiderstand entgegen. Vor dem Hintergrund des ermittelten Einflusses der Relativlagenorientierung auf den Reibwiderstand (vgl. Abbildung 28), der für 0/45 Reibung im Vergleich zur 0/90 Reibung erhöht ist, ergibt sich ein konsistentes Bild. Die Vermutung, dass die Reibung eine zentrale Rolle bei der Umformung der multiaxialen Gelege spielt, kann durch die simulative

Materialparameterstudie zumindest für den Fall ohne Berücksichtigung der Greifelemente eindeutig und als statistisch signifikant bestätigt werden. Neben der Reibung wird das Umformverhalten dabei vom Biege- und Scherwiderstand maßgeblich bestimmt, wobei der Scherwiderstand keinen signifikanten Einfluss hat. Das Faltenbild ist also durch Biege- und Reibvorgänge geprägt. Da jedoch vor allem die Scherdeformation als intrinsischer Umformmechanismus eine Notwendigkeit zur defektfreien Umformung an doppelt gekrümmten Geometrien darstellt, lässt sich erklären, warum die Faltenbildung für die multiaxialen Lamine so hoch ist. Im Vergleich dazu fällt der Faltenwurf für die biaxialen Lamine gering aus. Im Bereich der Greifer wird für den biaxialen Lagenaufbau deutlich ersichtlich, dass eine hohe Verformbarkeit der Lamine durch Scherdeformation gegeben ist. Ebenso lässt sich dies dadurch erkennen, dass die Störkonturen bei den multiaxialen Gelegen im Vergleich zu den biaxialen Gelegen bereits etwas früher sichtbar abgeformt werden. Die simulative Materialparameterstudie hat gezeigt, dass das Umformverhalten lediglich durch den Scher- und Biege- widerstand dominiert wird, jedoch keine signifikanten Reibvorgänge detektierbar sind. Durch Korrelation von auftretendem Faltenwurf und dem ermittelten Einfluss der Umformwiderstände für die unterschiedlichen Lagenaufbauten ergibt sich, dass vor allem im Falle von dominierender Reibung Faltenwurf entsteht, da die Scher-Einzel-schichtverformung behindert wird. Gleichzeitig muss berücksichtigt werden, dass eine erhöhte Reibung auch zur leichten Erhöhung der Biegesteifigkeit des Gesamtlaminats beiträgt, welche der Faltenbildung entgegen wirken kann. Die Behinderung der Scherdeformation überwiegt diesem Effekt jedoch. Der Unterschied zwischen den beiden biaxialen Lagenaufbauten $[0/90]_{2s}$ und $[0/0/90/90]_s$ konnte zwar qualitativ ermittelt werden, dieser ist jedoch quantitativ sehr gering und nicht signifikant. Der Aufbau mit den benachbarten Doppellagen $[0/0/90/90]_s$ zeigt dabei tendenziell einen etwas geringeren Faltenwurf als der $[0/90]_{2s}$ -Aufbau. Obwohl die Materialparameterstudie keinen signifikanten Einfluss der Reibung für den biaxialen Aufbau vorhersagt, ist dies trotzdem auf die geänderten Reibpaarungen zurückzuführen, da sich für beide Aufbauten die gleichen polaren Membransteifigkeiten ergeben.

Zusammenfassend lässt sich die These von Haanappel [14] bestätigen, dass das Umformverhalten durch ein feines Gleichgewicht von von Reib-, Biege- und Schereigenschaften des UD-Materials bestimmt wird. Der Unterschied in der Ausprägung des Faltenwurfs verschiedener Lagenaufbauten kann aufgrund der hier durchgeführten simulativen Studie an einer einheitlichen Geometrie erstmalig direkt auf die Dominanz unterschiedlicher Mechanismen in Abhängigkeit des Lagenaufbaus zurückgeführt werden. Während Multiaxialgelege reib- und biegedominiert sind, wird das Umformverhalten von Biaxialgelegen durch die Scher- und Biegeeigenschaften bestimmt. Auf Basis des ermittelten Faltenwurfs lässt sich schlussfolgern, dass die Reibung eine zentrale Rolle als Ursache der Faltenbildung einnimmt, da diese die Scherdeformation benachbarter Lagen behindert, was in seiner Folge zur out-of-plane Deformation führt, um Druckspannungen abzubauen, sofern der Biege- widerstand überwunden wird. Im

Umkehrschluss wird ein verminderter Faltenwurf durch eine verbesserte Scherdeformation begünstigt. Reibung und Scherung stehen also in direkter Konkurrenz zur Minimierung des Faltenwurfs, wohingegen sich eine erhöhte Biegesteifigkeit in jedem Falle positiv auf einen reduzierten Faltenwurf auswirkt. Hohe Biegegewiderstände können die Umformung kaum negativ beeinflussen, da diese im Schmelzezustand verhältnismäßig gering sind und einfach durch die Werkzeugbewegung überwunden werden können.

Das Umformverhalten eines Gelegelaminats lässt sich also einerseits durch Anpassung des Lagenaufbaus und andererseits durch Materialoptimierung verbessern. Sofern die Bauteilauslegung es zulässt, sollte die Anzahl unterschiedlicher Faserorientierungen in der Ebene reduziert werden. Ebenso ergibt sich durch Reduktion der Reibpaarungen ein verringerter Faltenwurf. Gleiche Orientierungen sollten also möglichst benachbart liegen. Darüber hinaus kann auch das Material hinsichtlich Reibung und Biegung optimiert werden, da sich ein verringerter Reibwiderstand bei gleichzeitig hoher Biegesteifigkeit des UD-Tapes als vorteilhaft erweisen. Ein Materialsystem mit beispielsweise geringer Schmelzviskosität der Matrix sowie hochmoduligen Fasern sollte sich hier als vorteilhaft erweisen.

6.2 Einfluss der Prozessparameter auf den Faltenwurf

Vor dem Hintergrund der in Kapitel 3 ermittelten Temperatur- und Ratenabhängigkeit der Deformationswiderstände Reibung, Scherung und Biegung des verwendeten PA6/CF UD-Tape Werkstoffes, wurde in Abschnitt 5.4 eine Parameterstudie auf Bauteilebene mithilfe des in Kapitel 4 entwickelten Prozesses durchgeführt. In Abschnitt 4.2.1 wurden die Umformendtemperaturen für die beiden Grenzeinstellungen A ($T_W = 70^\circ\text{C}$, $v_p = 5 \text{ mm/s}$) und B ($T_W = 150^\circ\text{C}$, $v_p = 45 \text{ mm/s}$) im Mittel zu 208°C und 240°C ermittelt. Die gemessenen Abkühlraten während der eigentlichen Umformung liegen dabei lediglich im Bereich zwischen 1 K/s und 15 K/s , sodass sich gemäß des analytischen Tools auf Basis von DSC Messungen (vgl. Abschnitt 3.2) auch für sehr langsame Umformgeschwindigkeiten im Bereich von 5 mm/s Umformgrade von mehr als 10 mm realisieren lassen (vgl. Abbildung 22). Allerdings wurde aufgezeigt, dass die lokale Abkühlung sehr stark abhängig vom Werkzeug-Laminat Kontakt ist und sich somit eine starke Inhomogenität der Temperaturverteilung an der untersuchten Geometrie einstellt (vgl. Abbildung 56 und Abbildung 57). Bei der verwendeten Schikanengeometrie mit Störkonturen, die im Bereich von 45 mm Tiefe liegen, kommt es daher speziell bei langsamer Umformung und geringer Werkzeugtemperatur bereits zur lokalen Kristallisation. Der gewählte Parameterraum für die Prozessparameteranalyse deckt damit die Formgebung in der Schmelze bis nah an das Umformlimit mit lokaler Kristallisation ab.

Da eine erhöhte Temperatur und eine verringerte Rate - insbesondere nahe der Kristallisationstemperatur - die Umformwiderstände verringern (vgl. Abschnitt 3.4), ist davon anzugehen, dass sich eine hohe Umformtemperatur und eine geringe Umformgeschwindigkeit positiv auf das Umformverhalten auf Bauteilebene auswirken. Im Kontext des nicht-isothermen Stempelumformprozesses, bei dem höhere Temperaturen im Halbzeug bei geringer Umformzeit - also höherer Umformgeschwindigkeit - zu erwarten sind (vgl. Abschnitt 2.2.1 und 4.2.1), ergibt sich damit ein Zielkonflikt in der Prozessführung. Es ist daher davon auszugehen, dass es eine optimale Umformgeschwindigkeit mit minimaler Defektausprägung gibt. Auf Bauteilebene konnte ein solches Optimum und damit auch die Bedeutung des ratenabhängigen Materialverhaltens im realen Umformprozess bisher jedoch nicht nachgewiesen werden. In den Arbeiten, die auch die Umformgeschwindigkeit als Eingangsparameter bei der Formgebung von thermoplastischen Geweben betrachten, kommt es bei erhöhten Umformgeschwindigkeiten beispielsweise zu verschlechterter Oberflächengüte [52] oder zu verringertem Faltenwurf [78]. Beides ist zwar aufgrund der kürzeren Prozesszeit auf die erhöhte Halbzeugtemperatur während der Umformung zurückzuführen, die Ratenabhängigkeit der Werkstoffeigenschaften wird jedoch nicht in die Betrachtung mit einbezogen, beziehungsweise deren Einfluss konnte nicht ermittelt werden.

Die statistisch abgesicherten Ergebnisse der Prozessparameterstudie auf Bauteilebene in der vorliegenden Arbeit zeigen, sowohl für den biaxialen als auch den quasiisotropen Lagenaufbau eine signifikante Abhängigkeit von der Werkzeugtemperatur und von der Umformgeschwindigkeit (vgl. Abschnitt 5.4.2). Außerdem wird für beide Lagenaufbauten eine quadratische Abhängigkeit von der Umformgeschwindigkeit ermittelt, wobei der Faltenwurf bei mittleren Umformgeschwindigkeiten, die zu einer Umformzeit von ca. 2-3 s führen, minimal ausfällt. Für höhere Umformzeiten überwiegt der Temperatureinfluss und für geringe Umformzeiten der Rateneinfluss. Damit kann auf Bauteilebene erstmals nachgewiesen werden, dass sich der beschriebene Zielkonflikt für die Umformgeschwindigkeit in der nicht-isothermen Stempelumformung tatsächlich auch auf Bauteilebene auswirkt und ein Optimum der Umformgeschwindigkeit für einen minimierten Faltenwurf vorliegt. Dies untermauert die Bedeutung der Abbildung des ratenabhängigen Materialverhaltens in der Umformsimulation zur präzisen Vorhersage des Umformverhaltens und der a-priori Prozessoptimierung. Vergleicht man die Ergebnisse für den biaxialen und quasiisotropen Lagenaufbau fällt auf, dass für den biaxialen Lagenaufbau sowohl der lineare, wie auch der quadratische Anteil gegenüber dem quasiisotropen Aufbau reduziert sind. Begründen lässt sich dies bei Betrachtung der dominierenden Mechanismen und deren individueller Ratenabhängigkeit. Für den quasiisotropen Aufbau dominieren die Reibeigenschaften und für den biaxialen Aufbau die Scher- und Biegeeigenschaften (vgl. Abschnitt 5.3.2). Die Reibung ist dabei ähnlich stark abhängig von Temperatur und Geschwindigkeit. Für Scherung und Reibung überwiegt jedoch jeweils der Einfluss der Temperatur gegenüber der Ratenabhängigkeit (vgl. Abschnitt 3.4). Der Einfluss der

Geschwindigkeit ist also für den biaxialen Aufbau verringert, da auch die dominierenden Mechanismen eine verringerte Ratenabhängigkeit zeigen. Zusätzlich muss berücksichtigt werden, dass der Faltenwurf im Falle des quasiisotropen Lagenaufbaus insgesamt deutlich ausgeprägter ist, und somit auch die Sensitivität bezüglich der Prozesseinstellungen stärker zum Tragen kommt. Im Falle des quasiisotropen Lagenaufbaus wurde für mittlere Umformgeschwindigkeiten außerdem eine leichte Verringerung des Faltenwurfs für die geringe Werkzeugtemperatur von 80 °C ermittelt. Dies scheint zwar zunächst nicht sonderlich plausibel, kann aber auf eine erhöhte Biegesteifigkeit des Laminats nahe der Kristallisation zurückgeführt werden, die ihrerseits ebenso reduzierten Faltenwurf begünstigt.

Abgesehen von der Werkzeugtemperatur und der Umformgeschwindigkeit konnte der Einfluss der Greifelemente als größter Einflussfaktor auf den Faltenwurf identifiziert werden. Für den biaxialen Lagenaufbau ist dieser sogar noch stärker ausgeprägt als für den quasiisotropen Aufbau, da die induzierten Zugspannungen zu einer Aufwerfung und damit starken Krümmung am Rand des offenen Profils führen. Da die Faltenausprägung bei Abformung der Störkonturen im Falle des biaxialen Gelegelaminats insgesamt recht gering ausfällt, haben die Krümmungen am Bauteilrand erheblichen Einfluss auf die mittlere Oberflächenkrümmung, die hier als Maß für den Faltenwurf herangezogen wird. Abgesehen davon muss aber berücksichtigt werden, dass der Einfluss der greiferinduzierten Membranspannungen im Falle des biaxialen Gelegelaminats nur sehr lokal, nahe der Greiferangriffspunkte, zum Tragen kommt. Aufgrund der Werkzeug-Halbzeug-Reibung und der Tatsache, dass sich die Störkonturen tief im Grund des Schikanenprofils befinden, haben die Greifer keinen Einfluss auf die Abformung der Störkonturen. Zugspannungen werden in Form von lokaler Scherdeformation abgebaut. Für die multiaxialen Gelegelamine ist dies nicht der Fall, da die Spannungen aufgrund der isotropen MembranstEIFigkeit durch die Fasern bis weit in die Halbzeugmitte wirken. Eine erhöhte Vorspannung der Greifer führt entsprechend zu einer stärkeren Laminatverzerrung, welche wiederum quer zur Zugrichtung zu Druckspannungen führt und damit zu einem verstärkten Faltenwurf. Dies steht im Einklang mit dem verringerten Materialeinzug bei erhöhter Greifervorspannung (vgl. Abschnitt 4.2.2). Obwohl der Einsatz der Greifer an der gewählten Geometrie keine gezielte Faltenminimierung ermöglicht, ist davon auszugehen, dass sich durch direkte Krafteinleitung an Kofferecken eine Faltenreduktion erzielen lässt. Aufgrund der guten Scherderformierbarkeit sollte dies speziell für biaxiale Gelege der Fall sein, so wie es auch für Gewebe bekannt ist [129].

7 Zusammenfassung und Ausblick

7.1 Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit der Analyse des Herstellungsprozesses von Leichtbaustrukturen durch Umformung von zweidimensionalen Gelegelaminaten auf Basis von sogenannten Thermoplast UD-Tapes im nicht-isothermen Stempelumformprozess. Hierzu wurde das ausgewählte Materialsystem PA6/CF bezüglich umformrelevanter Materialeigenschaften charakterisiert, ein automatisierter Umformprozess entwickelt und analysiert sowie experimentelle und simulative Studien zum Umformverhalten verschiedener Gelegelamine auf Bauteilebene durchgeführt. Letzteres beinhaltet experimentelle Studien zum Einfluss des Lagenaufbaus und der Prozessparameter sowie eine simulative Studie zum Einfluss der Materialeigenschaften auf das Umformverhalten. Als charakteristisches Merkmal zur Beschreibung des Umformverhaltens wurde der out-of-plane Faltenwurf herangezogen und dieser mithilfe der mittleren Oberflächenkrümmung als Maß für den Faltenwurf quantifiziert. Auf Basis der Untersuchungsergebnisse lassen sich Empfehlungen für die Material-, der Lagenaufbau- und der Prozessoptimierung zur Reduktion von Faltenbildung während der Umformung ableiten:

Materialoptimierung

Auf Basis der simulativen Materialparameterstudie konnte für einen biaxialen und einen quasiisotropen Lagenaufbau die Dominanz unterschiedlicher Umformmechanismen eindeutig herausgearbeitet und nachgewiesen werden. Während bei biaxialen Lagenaufbauten Scherung und Biegung dominieren, sind dies im Falle des quasiisotropen Lagenaufbaus Reibung und Biegung. Im letzteren Fall führt dies im Zusammenspiel mit der polaren Membransteifigkeit zu erhöhter Faltenbildung. Eine Verringerung des Reibwiderstands bei gleichzeitig hoher Biegesteifigkeit des Halbzeugs führt zur verbesserter Formbarkeit. Materialien mit geringer Schmelzviskosität und hochmoduligen Fasern sollten somit eine verbesserte Abformung ermöglichen.

Lagenaufbauoptimierung

Es konnte gezeigt werden, dass sich die Reduktion von Reibpaarungen positiv auf eine Faltenreduktion auswirkt, sodass eine benachbarte Anordnung gleicher Lagenorientierungen zu bevorzugen ist. Im Grunde entspräche dies einer höheren Einzellagendicke, die sich zudem positiv auf die Legezeit bei der Laminatherstellung auswirken würde. Speziell bei multiaxialen Gelegen sollte die Anzahl unterschiedlicher Lagenorientierungen reduziert werden, sofern die Bauteilauslegung dies ermöglicht. Grund hierfür ist, dass mit jeder zusätzlichen Orientierung die polare Membransteifigkeits-

verteilung homogener wird und die Dehnbarkeit des Halbzeugs zunehmend verringert ist. Eine Deformation ist dann nur noch über eine isolierte Einzel- oder Doppel-lagendeformation möglich, welche durch den Reibwiderstand behindert wird.

Prozessoptimierung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit konnte gezeigt werden, dass die umformrelevanten Materialeigenschaften des gewählten PA6/CF Materialsystems Reibung, Scherung und Biegung signifikante und gegensätzliche Abhängigkeit von Temperatur und Rate aufweisen, wobei deren Einfluss nahe der Kristallisation nichtlinear zunimmt. Bei beginnender Kristallisation ändert sich das Materialverhalten sogar um bis zu zwei Größenordnungen. Die Prozesscharakterisierung hat dabei gezeigt, dass die lokale Halbzeugtemperatur stark abhängig vom lokalen Werkzeug-Laminat-Kontakt sowie den Prozesseinstellungen ist. Vor dem Hintergrund des nicht-isothermen Stempelumformprozesses, entsteht durch die gegensätzliche Abhängigkeit von der Temperatur und der Rate ein Zielkonflikt in der Prozessführung hinsichtlich der Umformgeschwindigkeit. Bei geringer Umformgeschwindigkeit, also hoher Umformzeit, überwiegt der Temperatureinfluss und bei hoher Umformgeschwindigkeit der Rateneinfluss. Damit konnte auf Basis der Untersuchungen auf Bauteilebene einerseits erstmalig nachgewiesen werden, dass ein Prozessoptimum bei gemäßigten Umformgeschwindigkeiten vorliegt und somit zu einer reduzierten Defektausprägung führt. Andererseits wird damit die Notwendigkeit der Berücksichtigung ratenabhängiger Materialeigenschaften in der Simulation untermauert. Die Charakterisierung und Validierung des entwickelten Umformprozesses hat dabei gezeigt, dass sich die Defektausprägung und das Umformverhalten mit äußerster Reproduzierbarkeit, in Abhängigkeit vom Lagenaufbau und der Prozesseinstellungen, einstellen. Faltenreduktion lässt sich neben angepasster (mittlerer) Umformgeschwindigkeit ebenso durch Erhöhung der Werkzeugtemperatur erreichen. Der größte Einfluss auf den Faltenwurf kann jedoch durch die Einbringung von Membranspannungen erreicht werden, wobei zur Reduktion Optimierungen von Position, Richtung, Anzahl und Wirkprinzip erforderlich sind.

7.2 Ausblick

Die Berücksichtigung der hier diskutierten, prozessinduzierten Effekte kann die Vorhersagegüte zukünftiger Simulationsmodelle zur a-priori Prozessoptimierung verbessern. Dabei untermauern die vorliegenden Ergebnisse deren Relevanz bei der nicht-isothermen Stempelumformung. Hier zu nennen ist neben dem Einfluss Rate vor allem der Einfluss Temperatur auf das Umformverhalten. Die Implementierung der Ratenabhängigkeit des Materials ist in aktuellen Simulationsmodellen bereits Stand der Technik und wird auch in der vorliegenden Arbeit mit Hilfe eines Voigt-Kelvin-Ansatzes berücksichtigt. Hingegen ist die Berücksichtigung einer lokal aufgelösten Temperaturänderung im Halbzeug während des Umformhubs und eine einhergehende

thermomechanische Kopplung zur Abbildung der sich ändernden Materialeigenschaften noch Gegenstand aktueller Forschung. Die vorliegenden experimentellen Ergebnisse zeigen jedoch, dass eine solche Implementierung zur Verbesserung der Vorhersagegüte sehr zu empfehlen ist, da die Halbzeugtemperatur stark abhängig vom lokalen Werkzeug-Laminat-Kontakt sowie den Prozesseinstellungen ist und sich auch die Umformwiderstände Reibung, Scherung und Biegung signifikant in Abhängigkeit von der Halbzeugtemperatur ändern. Im Falle einer beginnenden Kristallisation ändern sich die mechanischen Eigenschaften dabei sogar um bis zu zwei Größenordnungen, sodass diese erheblichen Einfluss auf die Formbarkeit des Materials nimmt. Das Auftreten lokaler Kristallisation lässt sich jedoch ohne vorherige Optimierung des Werkzeug- und Prozesskonzeptes nicht zwangsläufig ausschließen.

Hinsichtlich Manipulation der Umformung durch greiferinduzierte Membranspannungen, sollte es Ziel künftiger Arbeiten sein, Strategien zu entwickeln, die eine Einzelbeziehungsweise Doppellagenmanipulation ermöglichen. Dies ist speziell für maßgeschneiderte Multiaxialgelege von hoher Relevanz. Alternative Prozesskonzepte zur isolierten Doppellagenabformung oder allgemein der Reduktion von Reibwiderständen während der Umformung sind dabei ebenfalls interessant. Mit Bezug zur simulativen a-priori Auslegung sollten darüber hinaus Optimierungsalgorithmen zur Verbesserung der Bauteilabformung entwickelt werden, die eine Vorhersage von Wirkprinzip und Angriffsrichtung sowie Position und Anzahl von Handhabungseinheiten erlauben.

Prozesstechnisch kann es vorteilhaft sein eine variotherme Temperaturführung im Werkzeug zu integrieren, um so die Abkühlrate und damit die Materialeigenschaften während des Umformprozesses gezielt zu kontrollieren. Um dabei der Großserienfähigkeit mit kurzen Zykluszeiten und hoher Energieeffizienz Rechnung zu tragen, sollte dies nur lokal an Werkzeug-Halbzeug-Kontaktpunkten implementiert werden.

Grundsätzlich ist außerdem in Erwägung zu ziehen, durch geeignete Hybridisierung der kontinuierlich verstärkten Materialien und Anwendung von konstruktivem Leichtbau mittels der erweiterten Designfreiheiten diskontinuierlich verstärkter Materialien, die benötigten Umformgrade und Formgebungskomplexitäten für die kontinuierlich verstärkten Materialien zu reduzieren. Hierzu ist eine grundlegende Betrachtung von Designfreiheit und resultierender Bauteilperformance im Zusammenspiel mit dem werkstofflichen Leichtbaupotential unterschiedlicher Faserlängen erforderlich.

Literaturverzeichnis

- [1] BUNDESMINISTERIUM FÜR UMWELT, NATURSCHUTZ, BAU UND REAKTORSICHERHEIT: *Die EU-Verordnung zur Verminderung der CO₂ - Emissionen von Personenkraftwagen*. URL http://www.bmub.bund.de/fileadmin/bmu-import/files/pdfs/allgemein/application/pdf/eu_verordnung_co2_emissionen_pkw.pdf
- [2] BUNDESMINISTERIUM FÜR WIRTSCHAFT UND ENERGIE: *Leichtbau : Dossier Schlüsseltechnologien*. URL <https://www.bmwi.de/Redaktion/DE/Dossier/leichtbau.html>
- [3] NEUGEBAUER, R. (Hrsg.): *Ressourceneffizienz : Schlüsseltechnologien für Wirtschaft und Gesellschaft*. 1. Auflage. Berlin, Heidelberg : Springer Vieweg, 2017 (Fraunhofer-Forschungsfokus)
- [4] HENNING, F. (Hrsg.); MOELLER, E. (Hrsg.): *Handbuch Leichtbau : Methoden, Werkstoffe, Fertigung*. München : Hanser, 2011
- [5] LEICHTBAU BW GMBH: *Leichtbau - Trends und Zukunftsmärkte*. Reutlingen : Fischbach Druck, Marktstudie, 2014
- [6] ASHBY, Michael F.: *Materials selection in mechanical design*. 4. ed. Amsterdam u.a. : Butterworth-Heinemann/Elsevier, 2010
- [7] EHRENSTEIN, Gottfried W.: *Faserverbund-Kunststoffe : Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften*. 2., völlig überarbeitete Auflage. München, Wien : Hanser, 2006
- [8] NEITZEL, M. (Hrsg.); MITSCHANG, P. (Hrsg.); BREUER, U. (Hrsg.): *Handbuch Verbundwerkstoffe : Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*. 2., aktualisierte und erweiterte Auflage. München : Hanser, 2014
- [9] JOPPICH, T.: *Overview of processes and Trends in the world of thermoplastic composites* (EATC Seminar). Wesel, 2017
- [10] JOPPICH, T. ; DÖRR, D.: *Vom Tape zur maßgeschneiderten Leichtbaulösung - Neueste Entwicklungen bei Prozess und Simulation* (LBZ-BW Workshop "Vom Tape zur maßgeschneiderten Leichtbaulösung"). Fraunhofer ICT, Pfinztal, 19.10.2017
- [11] GEIGER O. ; SCHNORR J.: *ULTRACOM TM – Thermoplastische Composites mit System – Die Ausrichtung entscheidet über den wirtschaftlichen Leichtbau*. Neue Materialien Bayreuth Tech Days, Bayreuth, 2016
- [12] BAUMGÄRTNER, S. ; HENNING, F. ; JOPPICH, T. ; HANGS, B. ; HUBER, T., MANGER F. ; BEGERT M. ; REIF M.: *Thermoplastische Faserverbundkunststoffe Vom Tape zum strukturellen Bauteil am Beispiel eines Versteifungsinlay für eine LKW-Staufachklappe*. In: *VDI tagung Mannheim, Kunststoffe im Automobilbau* (2014)

- [13] MCCOOL, R. ; MURPHY, A. ; WILSON, R. ; JIANG, Z. ; PRICE, M. ; BUTTERFIELD, J. ; HORNSBY, P.: *Thermoforming carbon fibre-reinforced thermoplastic composites*. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 226 (2012), Nr. 2, S. 91–102
- [14] HAANAPPEL, S. P.: *Forming of UD fibre reinforced thermoplastics*. Dissertation, Enschede : University of Twente, 2013
- [15] SACHS, U.: *Friction and bending in thermoplastic composites forming processes*. Dissertation, Enschede : University of Twente, 2014
- [16] STEEG M.: *Wirtschaftlichkeit und flexible Herstellung von Organoblechen mittels Thermoplast-Tapelegen in Hochgeschwindigkeit* (Composites Effizient verarbeiten - optimierte Prozesse auf dem Weg zur Serienfertigung). VDI Tagung, Heidelberg, 2017
- [17] AFPT: *AFPT Layup head*. Seitenaufruf 11/2018. URL www.afpt.de/
- [18] MTORRES: *2D TORRESLAYUP*. Seitenaufruf 11/2018. URL <http://www.mtorres.es/en/communication/news/new-2d-integrated-torreslayup-system>
- [19] BAUMGÄRTNER, S.: *Beitrag zur Konsolidierung von thermoplastischen Hochleistungsfaserverbundwerkstoffen*. Stuttgart : Fraunhofer Verlag, 2017 (Wissenschaftliche Schriftenreihe des Fraunhofer ICT 75)
- [20] GRAF, M.: *New benchmark in the tailored blank manufacturing - High volume production in an exceptional quality*. – SAMPE Europe Conference 2017, Stuttgart
- [21] MAI INNOVATIVE AUTOMATION: *Tape-Legeanlage für Organobleche und UD-Tapes – Eine Verbindung für die Zukunft !* Seitenaufruf 06/2016. URL <https://www.m-ai.de/news/262-tape-legeanlage-fuer-organobleche-und-ud-tapes>
- [22] FILL GESELLSCHAFT M.B.H.: *Multi Layup System : AVK Award, 2017*. Seitenaufruf 11/2017. URL http://www.avk-tv.de/files/20170926_broschuere_innovationspreis_2017_1.pdf
- [23] BOIKON: *Falko ATL*. Seitenaufruf 3/2018. URL <https://www.boikon.com/products/thermoplastic-composite-machinery/automated-tape-laying-falko/>
- [24] BAUMGÄRTNER, S. ; LOHR, C. ; HENNING, F.: *Development of a novel consolidation process for continuous-fiber-reinforced thermoplastics*. – ECCM17 - 17th European Conference on Composite Materials, München (2016)
- [25] JOPPICH, T. ; MENRATH, A.: *Reducing Load in Air Transportation : Fiber-Reinforced Thermoplastic Modules Can Be Used to Reinforce Airplane Cargo Compartments*. In: *Kunststoffe international* (2018), No.1-2, pp.55-57

-
- [26] BOUWMAN, M.: *TPRC- Overmolding*. In: *Composites Overmolding Conference, Novi* (2018)
- [27] MALNATI, P.: *Hybrid thermoplastics give load floor impact strength*. In: *CompositesWorld* (11/2018), pp. 44-47
- [28] JOPPICH, T. ; MENRATH, A. ; HENNING, F.: *Advanced Molds and Methods for the Fundamental Analysis of Process Induced Interface Bonding Properties of Hybrid, Thermoplastic Composites, 1st CIRP Conference on Composite Materials Parts Manufacturing, Karlsruhe*. In: *Procedia CIRP Volume 66* (2017), pp. 137-142
- [29] MÜLLER, T.: *Methodik zur Entwicklung von Hybridstrukturen auf Basis faserverstärkter Thermoplaste*. Zugl.: Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2011. Erlangen: LKT, 2011 (Technisch-wissenschaftlicher Bericht / Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Universität Erlangen-Nürnberg 62)
- [30] GREEN, S. ; FERFECKI, F. J. ; MARBURGER, U.: *OVERMOULDING TECHNOLOGY FOR AEROSPACE STRUCTURAL PARTS*. – SAMPE Europe Conference 2017, Stuttgart
- [31] JOPPICH, T. ; MENRATH, A. ; HENNING, F.: *Product and Process Development of a Hybrid Stiffening Structure For Aerospace Application*. – SAMPE Europe Conference 2017, Stuttgart
- [32] OBERMAN, C.: *Großserientauglicher Leichtbau mit Hybridbauteilen aus endlosfaserverstärkten Thermoplasten*. VDI Wissensforum, Fürth, 2008
- [33] AL-SHEYYAB, A. ; MÜLLER, T. ; KÜHNERT, I. ; SCHAMCHTENBERG, E.: *In-Mold-Forming: Kurzer Prozess bei hybriden Strukturen*. In: *Kunststoffe 97* (2007), Nr. 12, S. 120–124
- [34] SCHNEEBAUER, M.: *Effiziente Verarbeitungsverfahren für kunststoffbasierte Hybridbauteile in der Großserie*. ThermoComp Fachtagung, Chemnitz, 2011
- [35] THIENEL, M.: *Organosheet – The Future for Lightweight Doors in Mass Production* (Composites Effizient verarbeiten - optimierte Prozesse auf dem Weg zur Serienfertigung). VDI Tagung, Heidelberg, 2017
- [36] BHATTACHARYYA, D. (Hrsg.): *Composite sheet forming*. Amsterdam : Elsevier, 1997 (Composite materials series 11, S. 65-71)
- [37] KUGELE, D. ; DÖRR, D. ; WITTEMANN, F. ; HANGS, B. ; RAUSCH, J. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: *Modeling of the non-isothermal crystallization kinetics of polyamide 6 composites during thermoforming, 20th International ESAFORM Conference on Material Forming, Dublin*. In: *AIP Conference Proceedings 1896* (2017)
- [38] SMILE PROJEKTKONSORTIUM: *Systemintegrativer Multi-Material-Leichtbau für die Elektromobilität : BMBF Abschlussbericht 03X3041A -03X3042T* : BMBF, 2018

- [39] BEHRENS, B.-A. ; RAATZ, A. ; HÜBNER, S. ; BONK, C. ; BOHNE, F. ; BRUNS, C. ; MICKE-C., M.: *Automated Stamp Forming of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics for Complex Shell Geometries, 1st CIRP Conference on Composite Materials Parts Manufacturing, Karlsruhe*. In: *Procedia CIRP* 66 (2017), S. 113–118
- [40] MAIQFAST PROJEKTKONSORTIUM: *MAIQFast öffentlicher Abschlussbericht 03MAI05A-D* : BMBF, 2015
- [41] RENAULT T.: *Developments in thermoplastic composites for automotive applications : Lycos Project: Seat Cushion Side Member*. In: *Franco-British Symposium on Composite Materials* (London, 2015)
- [42] HESSE, S.: *Grundlagen der Handhabungstechnik*. Bad Langensalza : Carl Hanser Verlag GmbH & Company KG, 2016
- [43] KURASCH, R.: *Evaluierung, Optimierung und Umsetzung von Handhabungstechniken für biegeschlaffe, endlosfaserverstärkte Thermoplasttapes, Diplomarbeit: Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Lehrstuhl für Leichtbautechnologie, Betreuer: A. Roch, Karlsruhe, 2013*
- [44] BOISSE P. ; HAMILA N. ; MADEO A.: *The difficulties in modeling the mechanical behaviour of textile composite reinforcements with standard continuum mechanics of cauchy. some possible remedies*. In: *International Journal of Solids and Structures* (December 2018), Volume 154, Pages 55-65
- [45] CABRERA, N. O. ; REYNOLDS, C. T. ; ALCOCK, B. ; PEIJS, T.: *Non-isothermal stamp forming of continuous tape reinforced all-polypropylene composite sheet*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39 (2008), Nr. 9, S. 1455–1466
- [46] SURESH, Sugumar ; KUMAR, Velukkudi Santhanam Senthil: *Investigation on influence of stamp forming parameters on formability of thermoplastic composite*. In: *Polímeros* 32 (2018), Nr. 3, S. 1468
- [47] GEREKE, T. ; DÖBRICH, O. ; HÜBNER, M. ; CHERIF, C.: *Experimental and computational composite textile reinforcement forming : A review*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 46 (2013), S. 1–10
- [48] GUZMAN, M. E. ; HAMILA, N. ; BOISSE, P. ; CHAUDET, P.: *Thermoforming Simulation of Multilayer Composites with Continuous Fibre and Thermoplastic Matrix*. In: *Key Engineering Materials* 611-612 (2014), S. 368–374
- [49] GUZMAN-MALDONADO, E. ; HAMILA, N. ; BOISSE, P. ; BIKARD, J.: *Thermomechanical analysis, modelling and simulation of the forming of pre-impregnated thermoplastics composites*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 78 (2015), S. 211–222
- [50] WOLTHUIZEN, D. J. ; SCHUURMAN, J. ; AKKERMAN, R.: *Forming Limits of Thermoplastic Composites*. In: *Key Engineering Materials* 611-612 (2014), S. 407–414

-
- [51] LARBERG, Ylva: *Forming of stacked unidirectional prepreg materials*, Dissertation. Stockholm: Engineering Sciences, KTH Royal Institute of Technology, 2012 (TRITA AVE 2012:75)
- [52] JEHRKE, M.: *Umformen gewebeverstärkter thermoplastischer Prepregs mit Polypropylen- und Polyamid-Matrix im Pressverfahren : Stamp forming of fabric reinforced thermoplastic prepregs with polypropylene and polyamide matrix*. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 1994. 1. Aufl. Aachen : Verl. der Augustinus-Buchh, 1995 (Aachener Beiträge zur Kunststoffverarbeitung 37)
- [53] CHERIF, Chokri (Hrsg.): *Textile Werkstoffe für den Leichtbau : Techniken - Verfahren - Materialien - Eigenschaften*. Berlin : Springer, 2011
- [54] SCHIRMAIER, Fabian: *Experimentelle Untersuchung und Simulation des Umformverhaltens nähgewirkter unidirektionaler Kohlenstofffasergelege*. Dissertation. Karlsruhe : KIT Scientific Publishing, 2017 (Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik Band 51)
- [55] DÖRR, D. ; J. SCHIRMAIER, F. ; HENNING, F. ; KÄRGER, L.: *On the relevance of modeling viscoelastic bending behavior in finite element forming simulation of continuously fiber reinforced thermoplastics*, 20th International ESAFORM Conference on Material Forming, Dublin. In: *AIP Conference Proceedings* 1896 (2017)
- [56] DÖRR, Dominik ; JOPPICH, Tobias ; SCHIRMAIER, Fabian ; KÄRGER, Luise ; HENNING, Frank: *Forming simulation of thermoplastic UD-Tapes*, Poster, SAMPE Conference 2016, Erlangen.
- [57] DÖRR, D. ; SCHIRMAIER F. ; JOPPICH T., Fürst T. ; HENNING, F.: *Methoden zur Umformsimulation von Endlosfaserverbunden mit ABAQUS* (Abaqus Konferenz, Aachen). 28.10.2015
- [58] CAO, J. ; AKKERMAN, R. ; BOISSE, P. ; CHEN, J. ; CHENG, H. S. ; GRAAF, E. F. de ; GORCZYCA, J. L. ; HARRISON, P. ; HIVET, G. ; LAUNAY, J. ; LEE, W. ; LIU, L. ; LOMOV, S. V. ; LONG, A. ; LUYCKER, E. de ; MORESTIN, F. ; PADVOISKIS, J. ; PENG, X. Q. ; SHERWOOD, J. ; STOILOVA, Tz. ; TAO, X. M. ; VERPOEST, I. ; WILLEMS, A. ; WIGGERS, J. ; YU, T. X. ; ZHU, B.: *Characterization of mechanical behavior of woven fabrics : Experimental methods and benchmark results*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39 (2008), Nr. 6, S. 1037–1053
- [59] GROVES, D. J.: *A characterization of shear flow in continuous fibre thermoplastic laminates*. In: *Composites* 20 (1989), Nr. 1, S. 28–32
- [60] SCHERER, R. ; FRIEDRICH, K.: *Inter- and intraply-slip flow processes during thermoforming of cf/pp-laminates*. In: *Composites Manufacturing* 2 (1991), Nr. 2, S. 92–96

- [61] MORRIS, S. R. ; SUN, C. T.: *An investigation of interply slip behaviour in AS4/PEEK at forming temperatures*. In: *Composites Manufacturing* 5 (1994), Nr. 4, S. 217–224
- [62] LEBRUN, G. ; BUREAU, M. N. ; DENAULT, J.: *Thermoforming-Stamping of Continuous Glass Fiber/Polypropylene Composites : Interlaminar and Tool-Laminate Shear Properties*. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 17 (2016), Nr. 2, S. 137–165
- [63] GORCZYCA, J. L. ; SHERWOOD, J. A. ; CHEN, J.: *A friction model for use with a commingled fiberglass-polypropylene plain-weave fabric and the metal tool during thermostamping*. In: *Revue Européenne des Éléments Finis* 14 (2012), 6-7, S. 729–751
- [64] MURTAGH, A. M. ; LENNON, J. J. ; MALLON, P. J.: *Surface friction effects related to pressforming of continuous fibre thermoplastic composites*. In: *Composites Manufacturing* 6 (1995), 3-4, S. 169–175
- [65] HIVET, G. ; ALLAOUI, S. ; CAM, B. T. ; OUAGNE, P. ; SOULAT, D.: *Design and Potentiality of an Apparatus for Measuring Yarn/Yarn and Fabric/Fabric Friction*. In: *Experimental Mechanics* 52 (2012), Nr. 8, S. 1123–1136
- [66] THIJE, R. H. W. ten ; AKKERMAN, R. ; VAN DER MEER, L. ; UBBINK, M. P.: *Tool-ply friction in thermoplastic composite forming*. In: *International Journal of Material Forming* 1 (2008), S1, S. 953–956
- [67] SCHULZ, F.: *Analyse des Reibverhaltens von UD-Tape unter Berücksichtigung der Einzellagen-Relativorientierung*. In: *Bachelorarbeit; betreut durch: Joppich, T. ; Dörr, D; Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruher Institut für Technologie - Lehrstuhl für Leichtbautechnologie, 2015*
- [68] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN SPEC 4885:2014-01: Faserverstärkte Kunststoffe - Schubversuch mittels Schubrahmen zur Ermittlung der Schubspannungs-/Schubverformungskurve und des Schubmoduls in der Lagenebene*. Berlin, 2014 : Beuth Verlag GmbH
- [69] BOISSE, P. ; HAMILA, N. ; GUZMAN-MALDONADO, E. ; MADEO, A. ; HIVET, G. ; DELL'ISOLA, F.: *The bias-extension test for the analysis of in-plane shear properties of textile composite reinforcements and prepregs : A review*. In: *International Journal of Material Forming* 10 (2017), Nr. 4, S. 473–492
- [70] LEBRUN, G. ; BUREAU, M. N. ; DENAULT, J.: *Evaluation of bias-extension and picture-frame test methods for the measurement of intraply shear properties of PP/glass commingled fabrics*. In: *Composite Structures* 61 (2003), Nr. 4, S. 341–352
- [71] HAANAPPEL, S. P. ; THIJE, R. ten ; SACHS, U. ; RIETMAN, A. D. ; AKKERMAN, R.: *In-Plane Shear Characterisation of Uni-Directionally Reinforced Thermoplastic*

-
- Melts, The 14th International Conference on Material Forming, Belfast. In: AIP, 2011 (AIP Conference Proceedings), S. 930–935
- [72] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN EN ISO 14125: Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften*. Berlin, 2011 : Beuth Verlag GmbH
- [73] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *DIN 53362: Prüfung von Kunststoff-Folien und von textilen Flächengebilden (außer Vliesstoffe), mit oder ohne Deckschicht aus Kunststoff - Bestimmung der Biegesteifigkeit - Verfahren nach Cantilever*. Berlin, 2003 : Beuth Verlag GmbH
- [74] ASTM D1388-07. *Standard Test Method for Stiffness of Fabrics*
- [75] VANCLOOSTER, K. ; LOMOV, S. V. ; VERPOEST, I.: *Simulation of Multi-layered Composites Forming*. In: *International Journal of Material Forming* 3 (2010), S1, S. 695–698
- [76] HALLANDER, P. ; AKERMO, M. ; MATTEI, C. ; PETERSSON, M. ; NYMAN, T.: *An experimental study of mechanisms behind wrinkle development during forming of composite laminates*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 50 (2013), S. 54–64
- [77] LUSSIER, D. ; CHEN, J.: *Material Characterization of Woven Fabrics for Thermoforming of Composites*. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 15 (2016), Nr. 6, S. 497–509
- [78] VANCLOOSTER, K.: *FORMING OF MULTILAYERED FABRIC REINFORCED THERMOPLASTIC COMPOSITES: Dissertation*. Leuven : Faculteit Ingenieurswetenschappen KU Leuven, 2009
- [79] LIANG, B. ; HAMILA, N. ; PEILLON, M. ; BOISSE, P.: *Analysis of thermoplastic prepreg bending stiffness during manufacturing and of its influence on wrinkling simulations*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 67 (2014), S. 111–122
- [80] LIGHTFOOT, J. S. ; WISNOM, M. R. ; POTTER, K.: *A new mechanism for the formation of ply wrinkles due to shear between plies*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 49 (2013), S. 139–147
- [81] JOPPICH, T. ; DÖRR, D. ; VAN DER MEULEN, L. ; LINK, T. ; HANGS, B. ; HENNING, F.: *Layup and process dependent wrinkling behavior of PPS/CF UD tape-laminates during non-isothermal press forming into a complex component, The 19th International Conference on Material Forming, Nantes: AIP Conference Proceedings, 2016 (volume 1769, issue 1)*
- [82] SCHUG, Alexander ; WINKELBAUER, Jonas ; HINTERHÖLZL, Roland ; DRECHSLER, Klaus: *Thermoforming of glass fibre reinforced polypropylene - A study on the influence of different process parameters, 20th International ESAFORM Conference*

- on Material Forming, Dublin*. In: *AIP Conference Proceedings* (2017), volume 1896, issue 1
- [83] HOU, M.: *Stamp forming of continuous glass fibre reinforced polypropylene*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 28 (1997), Nr. 8, S. 695–702
- [84] LESSARD, H. ; LEBRUN, G. ; BENKADDOUR, A. ; PHAM, X.-T.: *Influence of process parameters on the thermostamping of a [0/90]₁₂ carbon/polyether ether ketone laminate*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 70 (2015), S. 59–68
- [85] DÖRR, D. ; JOPPICH, T. ; SCHIRMAIER, F. ; MOSTHAF, T. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: *Sensitivity of material properties on wrinkling behavior and fiber reorientation of thermoplastic UD-Tape laminates during forming analyzed by Finite Element forming simulation*. In: *17th European Conference on Composite Materials München*, 2016
- [86] DÖRR, D. ; JOPPICH, T. ; SCHIRMAIER, F. ; MOSTHAF, T. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: *A method for validation of finite element forming simulation on basis of a pointwise comparison of distance and curvature*, *The 19th International Conference on Material Forming, Nantes* : AIP Conference Proceedings: Volume 1769, issue 1, 2016
- [87] DÖRR, D. ; BRYMERSKI, W. ; ROPERS, S. ; JOPPICH, T. ; KÄRGER, Luise ; HENNING, Frank: *A Benchmark Study of Finite Element Codes for Forming Simulation of Thermoplastic UD-Tapes*, *1st CIRP Conference on Composite Materials Parts Manufacturing, Karlsruhe*. In: *Procedia CIRP* 66 (2017), pp. 101 -106
- [88] MASSERIA, F.: *PAMFORM - Leistungsstarke FEM -basierte Simulationsmethode, Aktueller Stand der Technik* (LBZ-BW Workshop „Drapiersimulation - virtuelle Wirklichkeit und Realität“). Fraunhofer ICT, Pfinztal, 21.10.2015
- [89] VETTER, Boris: *Effiziente Composite-Bauteilentwicklung und -fertigung mit SIEMENS FIBERSIM* (LBZ-BW Workshop „Drapiersimulation - virtuelle Wirklichkeit und Realität“). Fraunhofer ICT, Pfinztal, 21.10.2015
- [90] THIJE, René Hermanus Willem ten: *Finite element simulations of laminated composite forming processes*, *Dissertation*. Enschede, the Netherlands : PrintPartners Ipskamp B.V., 2007
- [91] ANIFORM. Seitenaufruf 10/2015. URL <https://aniform.com/>
- [92] POPPE, C. ; JOPPICH, T. ; DÖRR, D. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: *Modeling and Validation of Gripper Induced Membrane Forces in Finite Element Forming Simulation of Continuously Reinforced Composites*; *20th International ESAFORM Conference on Material Forming, Dublin*. In: *AIP Conference Proceedings* volume 1896, issue 1 (2017)

-
- [93] DÖRR, Dominik ; SCHIRMAIER, Fabian J. ; HENNING, Frank ; KÄRGER, Luise: *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 (2017), S. 113–123
- [94] PENG, X. Q. ; CAO, J.: *A continuum mechanics-based non-orthogonal constitutive model for woven composite fabrics*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36 (2005), Nr. 6, S. 859–874
- [95] BELYTSCHKO, T.: *Nonlinear finite elements for continua and structures*. 2. ed., 1. publ. Chichester, United Kingdom : John Wiley & Sons, 2014
- [96] SPENCER A.J.M.: *Deformation of Fibre-Reinforced Materials* : Clarendon Press, Oxford, 1972
- [97] SPENCER, A.J.M.: *Theory of fabric-reinforced viscous fluids*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 31 (2000), Nr. 12, S. 1311–1321
- [98] THIJE, R.H.W. ten ; AKKERMAN, R.: *Solutions to intra-ply shear locking in finite element analyses of fibre reinforced materials*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39 (2008), Nr. 7, S. 1167–1176
- [99] MACOSKO, C. W.: *Rheology : Principles, measurements, and applications*. New York : VCH, 1994 (Advances in interfacial engineering series)
- [100] POPPE, C.: *Entwicklung und Validierung einer Methodik zur Berücksichtigung von Membrankräften in der Umformsimulation thermoplastischer UD-Tapes auf Basis eines neuartigen Greiferkonzeptes*. In: *Masterarbeit; betreut durch: Dörr, D; Joppich, T.; Karlsruher Institut für Technologie (KIT) Lehrstuhl für Leichtbautechnologie, 2016*
- [101] HAANAPPEL, S. P. ; THIJE, R.H.W. ten ; SACHS, U. ; RIETMAN, B. ; AKKERMAN, R.: *Formability analyses of uni-directional and textile reinforced thermoplastics*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 56 (2014), S. 80–92
- [102] GONG, Y. ; PENG, X. ; YAO, Y. ; GUO, Z.: *An isotropic hyperelastic constitutive model for thermoplastic woven composite prepregs*. In: *Composite Science and Technology* (2016), Nr. 128, S. 17–24
- [103] HARRISON, P. ; GOMES, R. ; CURADO-CORREIA, N.: *Press forming a 0/90 cross-ply advanced thermoplastic composite using the double dome benchmark geometry*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2013), Nr. 54, S. 56–69
- [104] DÖRR, D. ; HENNING, F. ; KÄRGER, L.: *Nonlinear hyperviscoelastic modelling of continuously fibre-reinforced thermoplastics*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2018), Nr. 109, S. 585–596

- [105] DONDERWINKEL, T. G. ; RIETMAN B. ; HAANAPPEL S.P. ; AKKERMAN, R.: *Stamp forming optimization for formability and crystallinity, The 19th International Conference on Material Forming, Nantes*. In: *AIP Conference Proceedings* (2016), volume 1769, 170029
- [106] ROPERS, S.: *Bending behavior of thermoplastic composite sheets*. Friedrich-Alexander University Erlangen Nuremberg. Dissertation. 2016. URL <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-658-17594-8>
- [107] MACHADO, M. ; MURENU, M. ; FISCHLZWEIGER M. ; MAJOR, Z.: *Analysis of the thermomechanical shear behaviour of woven-reinforced thermoplastic matrix composites during forming*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2016), Nr. 86, S. 39–48
- [108] DENIS, Y. ; GUZMAN-MALDANO E. ; HAMILA N. ; COLMARS J. ; MORESTIN, F.: *A dissipative constitutive model for woven composite fabric under large strain*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* (2018), Nr. 105, S. 165–179
- [109] BASF LUDWIGSHAFEN: *Ultratape B3WC12 UD02 Preliminary Datasheet*. 08/2014
- [110] BASF LUDWIGSHAFEN: *DSC Messung an PA6/CF UD tape* (2015)
- [111] HOPMANN, C. ; MICHAELI, W.: *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*. München : Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2015
- [112] EHRENSTEIN, Gottfried W. ; RIEDEL, Gabriela ; TRAWIEL, Pia: *Praxis der thermischen Analyse von Kunststoffen*. 2., völlig überarb. Aufl. München : Hanser, 2003
- [113] KUGELE, D. ; DÖRR, D. ; WITTEMANN, F. ; HANGS, B.n ; RAUSCH, J. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: *Modeling of the non-isothermal crystallization kinetics of polyamide 6 composites during thermoforming, 20th International ESAFORM Conference on Material Forming, Dublin*. In: *AIP Conference Proceedings* 1896 (2017)
- [114] DÖRR, D. ; KUGELE, D. ; JOPPICH, T. ; HENNING, F. ; KÄRGER, L.: *On the Relevance of Thermomechanics and Crystallization Kinetics for FE Thermoforming Simulation of Semi-Crystalline Thermoplastic Tapes, 22th International ESAFORM Conference on Material Forming, Vitoria-Gasteiz* (2019)
- [115] VDI-GESELLSCHAFT PRODUKT- UND PROZESSGESTALTUNG: *VDI 2221 Methodik zum Entwickeln und Konstruieren technischer Systeme und Produkte*. In: *VDI-Richtlinie* Mai 1993
- [116] MEGATRON ELEKTRONIK GMBH & Co. KG: *Datenblatt - KM1506, Option 2KN*. Seitenaufruf 05/2016. URL <https://www.megatron.de/kategorie/winkelsensoren.html>

-
- [117] FESTO AG & Co. KG: *Datenblatt Positionstransmitter SDAT-MHS-M100-1L-SA-E-0.3-M8*. Seitenaufruf 05/2016. URL www.festo.de
- [118] LORD SENSING MICROSTRAIN: *Internetauftritt Wireless Sensor Networks*. Seitenaufruf 05/2016. URL www.microstrain.com
- [119] ORIGINLAB: ORIGIN HELP: *Dialog der Glättung (Signal Processing)*. Seitenaufruf 07/2016. URL www.originlab.com/doc/origin-help/smooth-dialog.
- [120] SLANGE, T. K. ; WARNET, L. L. ; GROUVE, W.J.B. ; AKKERMAN, R.: *Deconsolidation of C/PEEK blanks : On the role of prepreg, blank manufacturing method and conditioning*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 113 (2018), S. 189–199
- [121] KUGELE, D. ; RAUSCH, J. ; MÜLLER, P. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: *Temperature distribution in thickness direction of thermoplastic laminates during thermoforming*. In: *Proceedings International Conference of Automotive Composites (IJAU-TOC 2016), Lissabon* (2016)
- [122] KUGELE, D. ; RAUSCH, J. ; KRIEGESEIS, J. ; GÜNDISCH, K. ; KÄRGER, L. ; HENNING, F.: *On the thermal behavior of thermoplastic laminates during transfer - a novel wind-tunnel approach*. In: *Proceedings ECCM17, München* (2017)
- [123] DÖRR, D. ; JOPPICH, T. ; HENNING, F. ; KÄRGER, L.: *A coupled thermomechanical approach for finite element forming simulation of continuously fiber-reinforced semi-crystalline thermoplastics*. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing (accepted)*
- [124] DONG, C.-s. ; WANG, G-z.: *Curvatures estimation on triangular mesh*. In: *Journal of Zhejiang University-SCIENCE A (S1)* (2005), S. 128–136
- [125] KRZYWINSKI, M. ; ALTMAN, N.: *Visualizing samples with box plots*. In: *Nature methods* 11 (2014), Nr. 2, S. 119–120
- [126] ERMANNI, P.: *Composites Technologien : Skript zur ETH-Vorlesung, Version 4.0*. Zürich (2007)
- [127] SCHÜRMMANN, Helmut: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. 2., bearb. und erw. Aufl. Berlin, Heidelberg : Springer-Verlag, 2007 (VDI)
- [128] TU DRESDEN: *expandable Laminate eXplorer - elamX*. Seitenaufruf 11/2014. URL <https://tu-dresden.de/ing/maschinenwesen/ilr/lft/elamx2/elamx>
- [129] FÜRST, T.: *Experimentelle Charakterisierung von Designvarianten überlappend gefügter Kohlenstofffaserverbundstrukturen im Kontext der Entwicklung neuartiger Drapiertechnologien, Dissertation, Wissenschaftliche Schriftenreihe des Fraunhofer ICT, Band 74*. Karlsruhe. 2017
- [130] CLARK, G. ; REIF, M. ; BEGERT, M. ; GERSTER, M. ; SCHNEIDER, E. ; JOPPICH, T. ; BAUMGÄRTNER, S.: *Use of unidirectional thermoplastic composite tapes to reduce*

mass & improve performance of a steel doorframe support on a commercial truck. In: CAMX – The Composites and Advanced Materials Expo, Orlando 2014

Anhang

A.1: Ermittelte Materialkennwerte für die Regressionsanalyse

A.1.1 Reibung

Temperatur [°C]	Reib-Geschwindigkeit [mm/min]	Transversaldruck [kPa]	Peak-Spannung [kPa]
210	5	10	38,874
210	5	10	37,312
210	5	10	42,912
210	5	40	34,704
210	5	40	35,752
210	5	40	37,486
210	150	20	56,43
210	150	20	49,842
210	150	20	61,44
210	500	10	97,35
210	500	10	95,832
210	500	10	94,688
210	500	40	109,978
210	500	40	99,654
210	500	40	105,764
240	5	20	20,04
240	5	20	20,332
240	5	20	20,09
240	150	10	25,704
240	150	10	33,29
240	150	10	28,388
240	150	20	33,792
240	150	20	28,996
240	150	20	35,218
240	150	40	33,89
240	150	40	37,842
240	150	40	40,68
240	500	20	55,27
240	500	20	47,01
240	500	20	56,45
270	5	10	11,624
270	5	10	9,494

270	5	10	9,222
270	5	40	9,832
270	5	40	10,738
270	5	40	10,116
270	150	20	23,794
270	150	20	21,72
270	150	20	24,416
270	500	10	39,724
270	500	10	36,364
270	500	10	40,042
270	500	40	44,81
270	500	40	45,508
270	500	40	41,734

A.1.2 Scherung

Temperatur [°C]	Auslenkgeschwindigkeit [rpm]	Torsionsmoment bei 0,2 rad Auslenkung [mNm]
210	0,1	5,57
210	0,1	4,97
210	0,1	2,34
210	1	4,31
210	1	2,14
210	1	3,31
210	10	8,16
210	10	5,13
210	10	4,58
240	0,1	0,14
240	0,1	0,144
240	0,1	0,133
240	1	0,295
240	1	0,274
240	1	0,286
240	10	1,03
240	10	0,951
240	10	0,989
270	0,1	0,107
270	0,1	0,104
270	0,1	0,107
270	1	0,191
270	1	0,195
270	1	0,183
270	10	0,531
270	10	0,549
270	10	0,504

A.1.2 Biegung

Temperatur [°C]	Auslenkgeschwindigkeit [rpm]	Torsionsmoment bei 0,2 rad Auslenkung [mNm]
210	0,1	0,435
210	0,1	0,551
210	0,1	0,729
210	1	0,61
210	1	0,5
210	1	0,538
210	10	1,06
210	10	1,07
210	10	1,12
240	0,1	0,075
240	0,1	0,085
240	0,1	0,0851
240	1	0,108
240	1	0,125
240	1	0,0838
240	10	0,176
240	10	0,253
240	10	0,171
270	0,1	0,0438
270	0,1	0,0436
270	0,1	0,0435
270	1	0,0711
270	1	0,071
270	1	0,0711
270	10	0,132
270	10	0,131
270	10	0,15

A.2: Ermittelte skalare Krümmungswerte der Materialparameterstudie nach Formel (13)

A.2.1 BIAX ohne Greifereinfluss

Scherwiderstand	Biege­widerstand	Reibwiderstand	Mittlere Krümmung [1/mm]
-1	-1	-1	0,0153252
1	-1	-1	0,017422
-1	1	-1	0,0142904
1	1	-1	0,015585
-1	-1	1	0,0154428
1	-1	1	0,0176534
-1	1	1	0,0144062
1	1	1	0,0156849
0	0	0	0,015688

A.2.2 QI ohne Greifereinfluss

Scherwiderstand	Biege­widerstand	Reibwiderstand	Mittlere Krümmung [1/mm]
-1	-1	-1	0,0263278
1	-1	-1	0,0262327
-1	1	-1	0,0233594
1	1	-1	0,0238759
-1	-1	1	0,031193
1	-1	1	0,029543
-1	1	1	0,0277588
1	1	1	0,0276086
0	0	0	0,0278952

A.2.3 BIAX mit Greifereinfluss

Scherwiderstand	Biege­widerstand	Reibwiderstand	Mittlere Krümmung [1/mm]
-1	-1	-1	0,023487
1	-1	-1	0,0235145
-1	1	-1	0,020477
1	1	-1	0,0215917
-1	-1	1	0,0231576
1	-1	1	0,0233259
-1	1	1	0,0216263
1	1	1	0,0216998
0	0	0	0,0226292

A.2.4 QI mit Greifereinfluss

Scherwiderstand	Biege­widerstand	Reibwiderstand	Mittlere Krümmung [1/mm]
-1	-1	-1	0,0280341
1	-1	-1	0,028853
-1	1	-1	0,0240851
1	1	-1	0,0250702
-1	-1	1	0,0313386
1	-1	1	0,0313762
-1	1	1	0,0275771
1	1	1	0,0273342
0	0	0	0,027855

A.3: Ermittelte skalare Krümmungswerte der Prozessparameterstudie nach Formel (13)

A.3.1 BIAX

Werkzeug- temperatur [°C]	Schließ- geschwindigkeit [mm/s]	Greifkraft Stellwert [-]	Mittlere Krüm- mung [1/mm]
70	5	0	0,0255248
70	5	0	0,0270081
70	5	0	0,026448
70	5	300	0,0301018
70	5	300	0,0306429
70	15	100	0,0298143
70	15	100	0,0292904
70	15	100	0,0296454
70	45	0	0,0238307
70	45	0	0,0238437
70	45	0	0,0240677
70	45	300	0,0320018
70	45	300	0,030866
70	45	300	0,0313187
110	5	100	0,0289022
110	5	100	0,030428
110	5	100	0,0286186
110	15	0	0,0244076
110	15	0	0,0244366
110	15	0	0,0240717
110	15	100	0,0280846
110	15	100	0,0290896
110	15	100	0,0289118
110	15	300	0,0301302
110	15	300	0,0292086
110	15	300	0,0297644
110	45	100	0,0275261
110	45	100	0,0280085
110	45	100	0,0285575
150	5	0	0,0244875
150	5	0	0,0247287
150	5	0	0,0259844
150	5	300	0,0292264
150	5	300	0,0283859
150	5	300	0,0296128
150	15	100	0,0269705

150	15	100	0,0261681
150	15	100	0,0263016
150	45	0	0,0247807
150	45	0	0,0239598
150	45	0	0,0234014
150	45	300	0,027824
150	45	300	0,0273598
150	45	300	0,0294024

A.3.1 QI

Werkzeug- temperatur [°C]	Schließ- geschwindigkeit [mm/s]	Greifkraft Stellwert [-]	Mittlere Krüm- mung [1/mm]
70	5	0	0,0370495
70	5	0	0,0362578
70	5	0	0,0372502
70	5	300	0,0477232
70	5	300	0,0438054
70	5	300	0,0460518
70	15	100	0,0387247
70	15	100	0,038064
70	15	100	0,0392657
70	45	0	0,0333484
70	45	0	0,0340129
70	45	0	0,0324882
70	45	300	0,0398835
70	45	300	0,0393842
70	45	300	0,0406256
110	5	100	0,043619
110	5	100	0,0435896
110	5	100	0,0417928
110	15	0	0,034558
110	15	0	0,033094
110	15	0	0,0337685
110	15	100	0,0372899
110	15	100	0,0382188
110	15	100	0,0383493
110	15	300	0,0429457
110	15	300	0,0416731
110	15	300	0,040307
110	45	100	0,038823
110	45	100	0,0374103
110	45	100	0,0370437
150	5	0	0,0343738

150	5	0	0,0343787
150	5	0	0,0356465
150	5	300	0,0409583
150	5	300	0,0411301
150	5	300	0,042802
150	15	100	0,0372758
150	15	100	0,0353953
150	15	100	0,0342807
150	45	0	0,0320236
150	45	0	0,0333798
150	45	0	0,0337278
150	45	300	0,0364839
150	45	300	0,0387962
150	45	300	0,0353189

Lebenslauf

Persönliche Daten:

Name: Tobias Dominik Joppich
Geburtsdaten: 24.02.1986 in Oldenburg
Staatsangehörigkeit: deutsch

Beruflicher Werdegang:

Seit 01/2019 Stellvertretender Produktbereichsleiter der Abteilung Polymer Engineering am Fraunhofer-Institut für chemische Technologie ICT
09/2013 - 12/2018 Wissenschaftlicher Mitarbeiter der Fachgruppe Thermoplastverarbeitung am Fraunhofer-Institut für chemische Technologie ICT
09/2012 - 08/2013 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Leichtbau-technologie des Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

Ausbildung:

01/2016 – 07/2019 Doktorand am Karlsruher Institut für Technologie (KIT)
10/2008 – 03/2012 Masterstudium in "Advanced Materials and Processes" an der Universität Erlangen-Nürnberg
07/2010 – 12/2010 Gaststudium im "Master of International Automotive Engineering" am Royal Melbourne Institute of Technology (RMIT)
10/2005 – 09/2008 Bachelorstudium in den Fächern Physik und Chemie an der Universität Osnabrück
2005 Allgemeine Hochschulreife an der Cäcilien- und Marienschule Oldenburg