

Einfluss prozessspezifischer Designparameter des Thermoplastischen Automated Fiber Placements auf die Bauteilqualität in Abhängigkeit der Prozesskette

Thomas Zenker

Vollständiger Abdruck der von der TUM School of Engineering and Design der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender:

Prof. Dr.-Ing. Oskar J. Haidn

Prüfer der Dissertation:

1. Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler
2. Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann

Die Dissertation wurde am 06.12.2021 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die TUM School of Engineering and Design am 11.04.2022 angenommen.

Technische Universität München
TUM School of Engineering and Design
Lehrstuhl für Carbon Composites
Boltzmannstraße 15
D-85748 Garching bei München

Tel.: +49 (0) 89 / 289 – 15092

Fax.: +49 (0) 89 / 289 – 15097

Email: info.lcc@ed.tum.de

Web: <https://www.asg.ed.tum.de/lcc/>

DANKSAGUNG

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler für die Möglichkeit, das vorliegende Themenfeld zu beforschen, sowie für die Betreuung der Arbeit als Doktorvater. Ebenso danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Kay André Weidenmann für die Bereitschaft zur Mitwirkung als Zweitgutachter und für seine aktive Gestaltung dieser Rolle.

Ich danke all meinen Kollegen am Fraunhofer IGCV für jegliche Form des Beitrags zu dieser Arbeit, wie aber auch allgemein für die sehr gute Zusammenarbeit sowie für das hervorragende kollegiale Umfeld über die Jahre. Für die direkte Unterstützung der Arbeit, sei es durch Hilfe bei organisatorischen Fragen, fachliche Diskussion oder gemeinsame Projektarbeit, bedanke ich insbesondere bei Christina Aust, Petra Amann, Alexander Schug, Robert Graupner, Frederik Wilhelm, Sebastian Strauß, Dominik Grund, Jürgen Filsinger, Stefan Schmitt, Kevin Scheiterlein, und Julian Schuster. Ebenso bedanke ich mich bei den Mitarbeitern des Lehrstuhls für Carbon Composites der TU München für ihre offene Haltung gegenüber externen Doktoranden, für die daraus entstandenen konstruktiven Diskussionen und netten Kontakte.

Besonders möchte ich mich bei Frau Prof. Dr. Iman Taha für ihre herausragende Unterstützung im Rahmen meines Promotionsprozesses bedanken. Dies adressiert insbesondere ihre Beiträge als institutsseitige Betreuerin meiner Arbeit. Ebenso danke ich Frau Prof. Dr. Natalie Rudolph vielmals für die Übernahme der Mentorrolle und für Ihr aktives Feedback zu meinen Entwürfen, sowie für die Diskussionen zur Zieldefinition zu Beginn der Arbeit.

Nicht zu vergessen sind auch die von mir betreuten AbschlussarbeiterInnen, PraktikantInnen und wissenschaftlichen Hilfskräfte. Bedanken möchte ich mich für die gute Zusammenarbeit insbesondere bei Huar Ahmad, Fabian Bruckner, Maximilian Schwab, Biali Lima Rodriguez, Sebastian Schön, Ajay Jambagi, Shafi Shaik, Michael Gnädinger und Martin Bernhard.

Ich danke meiner Frau Gesine für ihre Unterstützung meines Vorhabens und die damit verbundene Einräumung aller Freiheiten, die für die Erstellung dieser Arbeit notwendig waren.

KURZFASSUNG

Der Trend in der Luftfahrtbranche hin zum Einsatz von endlosfaserverstärkten Kunststoffen mit thermoplastischen Matrixsystemen erfordert die Entwicklung geeigneter Fertigungstechnologien. Das roboterbasierte Automated Fiber Placement vereint hohes Automatisierungspotenzial mit robuster Prozesstechnik und ist für die Verarbeitung von duromerbasierten Prepregs bereits etabliert. Für thermoplastische Prepregs kann das Verfahren in verschiedenen Prozessketten eingesetzt werden, der Technologiereifegrad muss jedoch zum jetzigen Stand im Vergleich zu duromeren Prepregs als geringer bewertet werden. So mangelt es insbesondere an Tiefenverständnis, wie sich die Prozessparameter und die zentralen Designparameter der prozessspezifischen, tow-diskreten Faserarchitektur des thermoplastischen Automated Fiber Placement (TAFP) auf die Bauteilqualität auswirken. Ziel dieser Arbeit war die Adressierung dieser Forschungslücke durch experimentelle Untersuchungen auf Couponebene.

Um die potenziellen Wechselwirkungen der TAFP-Prozessparameter auf die Bauteileigenschaften zu untersuchen, wurde der nicht-standardisierte Wedge-Peel Test zur Quantifizierung der Anbindungsgüte weiterentwickelt. Die Analyse von mit variablen Preformingparametern hergestellten Umformbauteilen zeigte, dass der resultierende Anbindungsgrad der Preformeinzellagen zentrale Bauteileigenschaften, wie Wandstärke, Biegefestigkeit oder Porosität, nicht signifikant beeinflusst. Dies ermöglicht prinzipiell die Verwendung von schnellen Legegeschwindigkeiten und geometrisch komplexen Legebahnen. Zwei prozessspezifische Designparameter steuern die Komplexität der tow-diskreten Faserarchitektur in der TAFP-Bahnplanung maßgeblich: der Krümmungsradius der Bahnkurve und die Konvergenzzonenausführung. Um den Einfluss von nicht-geodätischen Legepfaden auf die Bauteilqualität über die einzelnen Prozessstadien nachvollziehen zu können, wurden im ersten Schritt deren Auswirkungen auf Temperaturverteilung im Legeprozess analysiert. Im zweiten Schritt wurde der mikroskopische Faserverlauf in gekrümmten Bahnen auf Preformebene untersucht. Eine neuentwickelte, sensorbasierte Methode ermöglichte dabei eine Quantifizierung der auftretenden in-plane Faserwelligkeiten zur Untersuchung des Einflusses zentraler Prozessgrößen auf die Ausprägung der Welligkeiten. Im letzten Schritt wurde das Verhalten von TAFP-Preforms mit gekrümmter Faserarchitektur im Umformprozessschritt untersucht. Mit der hierfür entwickelten Methode wurden die Oberflächen der Probekörper gescannt, Fehlstellen ausgewertet und deren Entstehungsmechanismus identifiziert. Um den Einfluss derartiger Fehlstellen, wie auch von durch Sektorisierung in Konvergenzzonen entstehende Fehlstellen und Überlappungen, auf die mechanischen Eigenschaften zu untersuchen, wurden Lamine mit gezielt eingebrachten Defekten abgelegt und in verschiedenen Prozessen konsolidiert. Dabei wurden Defektparameter, wie Orientierung, Anordnung im Lagenaufbau oder Größe, variiert. Mittels Mikroskopie wurde das bei der Konsolidierung im Defektbereich lokal auftretende Fließen von Fasern und Matrix in

Abhängigkeit von Defektconfiguration und Konsolidierungsprozess analysiert. Der mechanische Einfluss der Defekte wurde in Zug- und Druckprüfungen quantifiziert. Zur Charakterisierung der defektabhängigen Dehnungsverteilung wurde die digitale Bildkorrelation eingesetzt und ein zugehöriges Auswertungsverfahren entwickelt.

Die Ergebnisse dieser Arbeit schaffen Verständnis hinsichtlich der Einflüsse der zentralen, prozessspezifischen Designparameter auf die Bauteilqualität in TAFP-basierten Prozessketten und geben Empfehlungen hinsichtlich der Erstellung entsprechender Designguides. Dies umfasst materialspezifische Grenzwerte des minimalen Krümmungsradius für Bahnkurven, sowie generelle Hinweise zur Ausführung von Sektorkonvergenzonen in Abhängigkeit der Prozesskette. Dadurch leistet die Arbeit einen Beitrag zur zukünftigen Nutzung von komplexen Faserarchitekturen in TAFP, welche konsequente Ausnutzung des mechanischen Potenzials von unidirektionalen Materialien durch lastpfadgerechtes Design ermöglichen. Einschränkend ist anzumerken, dass die experimentellen Studien mit CF/PA6 und CF/PPS UD-Tape Material durchgeführt wurden – für eine allgemeinere Nutzung der Ergebnisse muss deren Übertragbarkeit auf andere Matrixpolymere überprüft werden. Für den zukünftigen Einsatz der entwickelten Charakterisierungsmethoden bietet sich, neben einer Ausweitung der Untersuchungen auf andere Materialsysteme, eine Anwendung im Prozess Engineering und der Qualitätssicherung an.

ABSTRACT

The trend towards the application of continuous fiber reinforced composites with thermoplastic matrix systems in aviation demands for the development of suitable manufacturing technologies. Robot-based Automated Fiber Placement combines high automation potential with robust process technology, and is already well established for the processing of thermoset prepreg materials. For thermoplastic prepreps, the process can be used in various processing chains – the technology readiness level however currently needs to be rated as low. In particular, it lacks in-depth knowledge on how the process parameters and the main design parameters of the process-specific, tow-discrete fiber architecture in thermoplastic Automated Fiber Placement (TAFP) affect part quality. The thesis addresses this problem through experimental research on coupon level.

To investigate the interaction of the selected TAFP process parameters and the achievable part properties in the stamp forming process chain, the non-standardized wedge-peel test was further developed. The characterization of stamp-formed parts manufactured with variable preforming parameters showed that the degree of bonding of the individual plies of the preform does not significantly influence the properties of the main part, such as thickness, bending strength or porosity. This generally enables the use of high layup speeds and complex layup trajectories in the process chain. Two process-specific design parameters decisively control the complexity of the tow-discrete fiber architecture: the curvature radius of the trajectory and the design of the convergence zones. To study the influence of non-geodesic courses on the part quality along the processing states, in the first step the temperature distribution during layup was analyzed. In the second step, the micro-scale fiber orientation along curved paths was investigated on preform level. A newly developed, sensor-based method allowed the quantification of the in-plane waviness for the analysis of the effect of main process parameters on the wave characteristics. In the last step, the behavior of TAFP-preforms with curved fiber architecture in the stamp forming process step was studied. With the developed routine, the surfaces of the specimens were scanned, gaps were evaluated and their corresponding mechanisms were identified. To quantify the influence of such gaps, as well as of gaps and overlaps in convergence zones of sectors, on mechanical properties, laminates containing controlled defects were laid up and consolidated by various processes. Defect parameters, such as orientation, distribution in the stacking sequence and size, were varied. The flow processes of fibers and matrix, which locally occur during consolidation in defect zones, were analyzed by microscopy. The mechanical influence of the defect configurations was quantified by tensile and compressive testing. Digital Image Correlation was used to analyze the strain distribution, a corresponding evaluation routine was developed.

The results of this thesis create comprehension of the effects of central, process specific design parameters on the quality of parts manufactured in TAFP-based process chains and give recommendations for the implementation of corresponding design guides. This includes the material-specific limits for the minimal curvature radius of trajectories, as

well as general advice on the design of sector convergence zones dependent on the process chain. By this, the thesis contributes to the future application of complex fiber architectures in TAFP, which allow the exploitation of mechanical potential of unidirectional material by load-path optimized design. Restrictively, the experimental studies were conducted with CF/PA6 and CF/PPS UD-tape materials - for a general use of the results, their transferability on to different polymer matrices needs to be investigated. Regarding the future use of the developed characterization methods, process engineering and quality assurance might be promising applications.

Inhaltsverzeichnis

Nomenklatur	xiii
Abkürzungsverzeichnis	xv
Abbildungsverzeichnis	xix
Tabellenverzeichnis	xxvii
1 Einleitung	1
2 Stand der Forschung	7
2.1 Thermoplastisches Automated Fiber Placement.....	7
2.1.1 Einordnung	7
2.1.2 Funktionsprinzip.....	10
2.1.3 Materialsysteme.....	13
2.1.4 Charakterisierung der Ablagegüte	15
2.1.5 Prozessketten	17
2.1.6 Technologiedemonstratoren	20
2.2 Prozessspezifische Designparameter und resultierende Defekte.....	23
2.2.1 Krümmungsradius	23
2.2.2 Konvergenzzonendesign.....	25
2.2.3 Charakterisierung von Defekten.....	28
2.2.4 Einfluss von Defekten auf das Versagensverhalten	31
2.3 Identifikation der Forschungslücke.....	36
2.4 Struktur der Arbeit	38
3 Materialien, Prozesstechnik und Charakterisierungsmethoden	41
3.1 Strukturmaterialien	41
3.2 Prozesstechnik.....	41
3.2.1 Automated Fiber Placement Legeprozess	42
3.2.2 Konsolidierungsverfahren	46
3.3 Charakterisierungsmethoden.....	52
3.3.1 Bestimmung der Faser-, Harz- und Porenanteile.....	52
3.3.2 Differenzscanningkalometrie.....	52
3.3.3 Mikroskopie.....	53

3.3.4	Optisches 3D-Scanning.....	54
3.3.5	Zug- und Druckprüfung.....	55
3.3.6	Analyse von Dehnungsüberhöhungen	56
3.3.7	Biegeprüfung.....	57
3.4	Statistische Methoden	58
4	Entwicklung von angepassten Methoden zur Bestimmung prozessinduzierter Eigenschaften	59
4.1	Quantifizierung des Anbindungsgrades	59
4.2	Ortsaufgelöste Analyse der Prozesstemperatur.....	69
4.3	Quantifizierung von Faserwelligkeit.....	71
4.4	Vermessung von Fehlstellen	86
5	Prozesstechnische Untersuchungen.....	91
5.1	Umformprozesskette für TAFP Preforms	91
5.1.1	Versuchsplan, Probekörperherstellung, Definition Charakterisierungsmethoden.....	91
5.1.2	Anbindungsgrad im TAFP Prozess.....	96
5.1.3	Charakterisierung der umgeformten Bauteile.....	100
5.2	Einfluss von Fiber Steering	108
5.2.1	Probendesign, Versuchsplan, Probekörperherstellung	108
5.2.2	Ortsaufgelöste Thermografie	112
5.2.3	Quantifizierung von Faserwelligkeit.....	116
5.2.4	Vermessung von Fehlstellen	118
5.3	Auswirkung von Defekten	131
5.3.1	Versuchsplan, Probekörperherstellung, Hypothesendefinition.....	131
5.3.2	Mikroskopie	136
5.3.3	Faservolumengehalt und Kristallinitätsgrad	150
5.3.4	Zugprüfung	152
5.3.5	Druckprüfung.....	163
6	Allgemeine Diskussion	169

7	Abschluss	177
7.1	Zusammenfassung.....	177
7.2	Adressierung der Forschungsfragen	178
7.3	Ausblick	180
	Literaturverzeichnis	183
A	Anhang	211
a	Experimentelle Daten VR Umformprozesskette	211
b	Experimentelle Daten VR Fiber Steering	213
c	Experimentelle Daten VR Auswirkung von Defekten.....	219
B	Veröffentlichungen	223
C	Betreute studentische Arbeiten	225

Nomenklatur

Lateinischer Buchstabe	Einheit	Beschreibung
A	μm	Amplitude
a_0, d_0, w_0	μm	Parameter zur Beschreibung von Oberflächenrauigkeit
b	mm	Probenbreite
D_{ic}	-	Kontaktgrad
F	N	Prüfkraft
f	-	Bruchkriterium
G_I, G_{II}, G_{III}	N	Energiefreisetzungsrate Mode I, II, III
G_c	KJ mm^{-2}	kritischen Energiefreisetzungsrate
G_{equiv}	KJ mm^{-2}	Vergleichs-Energiefreisetzungsrate an einem Knoten
ΔH_f	J	gemessene Fusionsenthalpie
ΔH_c	J	gemessene Kaltkristallisationsenthalpie
ΔH_m°	J	Fusionsenthalpie von 100 % kristallinem Referenzmaterial
h	mm	Kreisbogenhöhe
K	J	potenzielle Energie der Lagerung eines Systems
L	mm	Länge einer Funktion / Bogenlänge
L'_λ	$\text{W m}^{-2}\text{sr}^{-1}$	spektrale, gerichtete Strahlung eines Objekts
$L_{\lambda,b}$	$\text{W m}^{-2}\text{sr}^{-1}$	spektrale Strahlung eines schwarzen Körpers
l	mm	Defektlänge

n	-	Wellenzahl
P	W	Leistung
p	N mm ²	Druck
Q	J	potenzielle Energie eines Systems
r	mm	Radius
S	-	Welligkeitsgrad
s	mm	Sehnenlänge
T	°K / °C	Temperatur
U	J	elastische Deformationsenergie
W_{Peel}	N mm ⁻¹	breitennormierter Schälwiderstand
X_c	%	Kristallinitätsgrad
x	-	Fasermassenanteil

Griechischer Buchstabe	Einheit	Beschreibung
δ	° / rad	maximaler Winkel einer Welle
ε	-	materialspezifische Emissivität
η_0	-	Null-Scherraten Viskosität
θ'	° / rad	polarem Winkel
λ	nm/μm	Wellenlänge
Π	J	Gesamtenergie eines Systems
ρ	mm	Laufparameter
ϕ'	° / rad	Azimutwinkel

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Beschreibung
AFP	Automated Fiber Placement
ANOVA	analysis of variance (deu: Varianzanalyse)
ATAG	Air Transport Action Group
ATL	Automated Tape Laying
BMWi	Bundesministerium für Wirtschaft und Energie
CFF	Continuous Filament Fabrication
CFK	Carbonfaserverstärkte Kunststoffe
CZM	Cohesive Zone Modelling
DIC	Digital Image Correlation (deu.: digitale Bildkorrelation)
DCB	Double-Cantilever Beam
DSC	differential scanning calorimetry (deu.: dynamische Differenzkalorimetrie)
FEM	Finite Elemente Methode
FFF	Fused Filament Fabrication
FVK	Faserverbundkunststoffe
FW	Filament Winding
GUI	Graphical User Interface (deu.: grafische Benutzeroberfläche)
IPS	In-Plane Shear
ISC	in-situ Consolidation (deu: In-Situ Konsolidierung)
ME	Manufacturing Engineering
NCF	Non-Crimp-Fabrics
LAS	Leica Application Suite

Abkürzung	Beschreibung
LED	light-emitting diode (deu.: Leuchtdiode)
OEM	Original Equipment Manufacturer (deu: Erstausrüster)
OHC	Open-Hole-Compression
OHT	Open-Hole-Tension
OoA	Out-of-Autoclave
PA6	Polyamid-6
PAEK	Polyaryletherketone
PEEK	Polyetheretherketon
PEKK	Polyetherketonketon
PPS	Polyphenylensulfid
ROI	Region of Interest (deu.: Auswertungsbereich)
RTM	Resin-Transfer-Moulding
SBS	Short beam strength
SLS	Single Lap Shear
TAFP	Thermoplastisches Automated Fiber Placement
TCP	Tool Center Points
TRL	Technology Readiness Level (deu.: Technologiereifegrad)
TE	Thermoelement
TPC	Thermoplastische Composites
TS	Thermoset (Vernetzend)
TSC	Thermoset Composites
SBS	Short beam strength
SLS	Single Lap Shear

Abkürzung	Beschreibung
UAM	Urban Air Mobility
UD-Tape	Unidirektionales Tapematerial
VCCT	Virtual Crack Closure Technik
VCSEL	Vertical-Cavity Surface-Emitting Laser
ZfP	zerstörungsfreie Prüfmethoden

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1-1: Entwicklung der Treibhausgasemissionen in Europa [4]	1
Abb. 1-2 Entwicklung FVK-Massenanteil über Flugzeuggenerationen der Konzerne Airbus & Boeing [10].....	2
Abb. 1-3: Aufteilung des globalen Carbon-Composite Marktes nach Matrixwerkstoffen bezogen auf den Umsatz (2017) [18].....	4
Abb. 1-4: Konventionelle Umformprozesskette auf Organoblech-Basis.....	5
Abb. 1-5: Konventionelle Umformprozesskette auf ATL-Basis.....	5
Abb. 2-1: Prinzip des Filament Winding [S6].....	8
Abb. 2-2: Anlagenkonzepte ATL/AFP	8
Abb. 2-3: Einfluss der Halbzeugbreite auf den Verschnitt für eine generische Geometrie.....	10
Abb. 2-4: Funktionsprinzip des Automated Fiber Placement Prozesses.....	10
Abb. 2-5: Definition emittierte Strahlung ([61], modifiziert)	12
Abb. 2-6: Idealierte Repräsentation der Oberflächenunebenheiten durch periodische Rechteckselemente ([45] nach [84]).....	16
Abb. 2-7: Prozesskette TAFP In-Situ-Konsolidierung.....	17
Abb. 2-8: Prozesskette TAFP-Ablage in Endkontur mit nachgelagerter Konsolidierung.....	18
Abb. 2-9: Prozesskette Umformung von TAFP-Preforms	19
Abb. 2-10: Technologiedemonstratoren Prozesskette TAFP ISC.....	21
Abb. 2-11: Technologiedemonstratoren Prozesskette TAFP-Ablage in Endkontur mit nachgelagerter Konsolidierung	22
Abb. 2-12: Technologiedemonstratoren Prozesskette Umformung von TAFP- Preforms	22
Abb. 2-13: Spannungszustand eines Tows bei der Ablage entlang von nicht- geodätischen Pfaden.....	23
Abb. 2-14: Durch Fiber Steering hervorgerufene Defektarten ([35], übersetzt).....	24
Abb. 2-15: Entstehung von dreiecksförmigen Fehlstellen durch Sektorisierung.....	25
Abb. 2-16: Dreieckförmige Fehlstellen am Beispiel einer 45°-Lage [141]	26
Abb. 2-17: Designvarianten der Konvergenzzone zweier Sektoren mit unterschiedlicher Faserorientierung [142]	26

Abb. 2-18: Out-of-plane Welligkeit am Beispiel einer RTM-Komponente ([164] nach [165])	28
Abb. 2-19: Farbkodierte Auswertung der in-plane Winkelabweichung [175]	29
Abb. 2-20: Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften von unidirektionalen Faserverbundwerkstoffen [196]	30
Abb. 2-21: Einfluss des Welligkeitsgrades S von gleichmäßigen out-of-plane Welligkeiten auf den Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve im Zugversuch [166]	32
Abb. 2-22: Einfluss der out-of-plane Ondulationshöhe (Amplitude A) auf die Zugfestigkeit von Multiaxiallaminaten [170].....	32
Abb. 2-23: Einfluss starker out-of-plane Ondulationen (Abweichungswinkel $\alpha=12,1^\circ$) auf den Schädigungsverlauf im Zugversuch [150]	33
Abb. 2-24: In-plane Ausknicken von Faser und Knickband Ausbildung [222]	35
Abb. 2-25: Einfluss des Welligkeitsgrades S von gleichmäßigen out-of-plane Welligkeiten auf den Verlauf der Kraft-Weg-Kurve im Druckversuch [166]	35
Abb. 2-26: Einordnung der durch Forschungsfragen adressierten Aspekte in die Engineering und Manufacturing Abfolge.....	37
Abb. 3-1: Automated Fiber Placement Anlage Coriolis C1 des Fraunhofer IGCV	42
Abb. 3-2: Bestimmung scheinbare Emissivität im Prozess	43
Abb. 3-3: Bestimmung scheinbare Emissivität im Labor.....	44
Abb. 3-4: Ergebnisse scheinbare Emissivität Labor für CF/PA6.....	44
Abb. 3-5: Auswertung Infrarotkamera Im Versuch aufgenommenes Rohdatenbild mit farbcodierter Temperaturskala.....	45
Abb. 3-6: Ermittlung AFP-Verarbeitungstemperatur	45
Abb. 3-7: Quantitativer Vergleich der Messreihe TAFP Verarbeitungstemperatur mit [44]	46
Abb. 3-8: Versuchsaufbau zweistufige Konsolidierung mit isothermem Pressprozesses	47
Abb. 3-9: Eingesetzte Anlagentechnik Konsolidierungsversuche.....	47
Abb. 3-10: Prozessablauf isothermes Formpressen.....	48
Abb. 3-11: Formwerkzeuge isothermes Formpressen	49
Abb. 3-12: Temperaturverlauf isothermes Formpressen	49

Abb. 3-13: Versuchsaufbau Autoklavkonsolidierung	50
Abb. 3-14: Versuchsaufbau variotherme Heizpressenkonsolidierung	51
Abb. 3-15: Mit Kaptonfolie ummantelter Probekörper, im Tauchkantenwerkzeug eingelegt, vor dem Verpressen	51
Abb. 3-16: Messgrößen out-of-plane Ondulationen.....	54
Abb. 3-17: GOM ATOS Core 300 Messsystem Versuchsaufbau bei der Vermessung eines Kegelfprofil-Bauteils.....	54
Abb. 3-18: Versuchsaufbau mechanische Prüfung	55
Abb. 3-19: Messpunkteraster für die quantitative lokale Dehnungsmessung mittels digitale Bildkorrelation	57
Abb. 4-1: Flussdiagramm Prozesskette „isothermes Formpressen“	59
Abb. 4-2: Konventioneller Wedge-Peel-Test: Probekörper, Einspannung im Test.....	60
Abb. 4-3: Modifizierter Wedge-Peel-Test: Probekörper, Einspannung.....	61
Abb. 4-4: Ungewolltes Deckschichtversagen einer Probe aus CF/PPS im Vorversuch	61
Abb. 4-5: Konstruktion Wedge-Peel Vorrichtung	62
Abb. 4-6: Erprobung Wedge-Peel-Test.....	62
Abb. 4-7: Herstellungsvarianten Probekörper	63
Abb. 4-8: Schliffbild Wedge-Peel-Probekörper direkte Ablage (Querschliff)	64
Abb. 4-9: Schliffbild Wedge-Peel-Probekörper indirekte Herstellung (Querschliff).....	64
Abb. 4-10: Exemplarischer Temperaturverlauf bei der Ablage von Wedge-Peel- Proben	64
Abb. 4-11: Staggering Couponlaminat	65
Abb. 4-12: Auswertungsbereich Wedge-Peel-Versuch.....	65
Abb. 4-13: Schrittweise Visualisierung der FEM Simulation.....	67
Abb. 4-14: Ergebnisse FEM-Simulation Wedge-Peel-Test	68
Abb. 4-15: Modifiziertes Template zur tow-diskretisierten Temperaturauswertung.....	69
Abb. 4-16: Plots der Temperaturauswertung mittels Origin	70
Abb. 4-17: Flow-Chart orts aufgelöste Darstellung von Thermografiedaten	70

Abb. 4-18: Ortsaufgelöste Temperaturdarstellung der TAFP-Ablage eines einfach gekrümmten Probekörpers.....	71
Abb. 4-19: Couponprobe der Versuchsreihe Steering mit mittlerem Radius 375 mm.....	72
Abb. 4-20: Profactor Fscan Faserwinkelsensor	73
Abb. 4-21: Aufteilung des aufgezeichneten Intensitätsprofils in diffusen Anteil und Spiegelreflektion [264].....	74
Abb. 4-22: Benutzeroberfläche der entwickelten MATLAB-Routine	74
Abb. 4-23: Datenverarbeitung mittels MATLAB-Routine	75
Abb. 4-24: Quantifizierung Wellenzahl mittels Faserwinkel	75
Abb. 4-25: Flowchart Algorithmus.....	76
Abb. 4-26: Flow Chart Analysemethode Faserwelligkeit	77
Abb. 4-27: Exemplarische Ergebnisse der kursfeinen Faserwelligkeitsanalyse: Weilligkeitsgrad	78
Abb. 4-28: Exemplarische Ergebnisse der kursfeinen Faserwelligkeitsanalyse: Wellenlänge.....	79
Abb. 4-29: Überlagerung Tricolor-Matrix mit Stereomikroskopiebild.....	80
Abb. 4-30: Vermessung der Wellenlänge an der Towinnenkante mittel Stereomikroskop.....	80
Abb. 4-31: Ergebnis experimenteller Vorversuch der Probe mit $r = 570$ mm	81
Abb. 4-32: Skizze Modellbetrachtung.....	83
Abb. 4-33: Validierung der experimentellen Analysemethode durch das Modell	85
Abb. 4-34: Couponprobe mit gekrümmter Faserarchitektur nach Konsolidierung durch isothermes Formpressen.....	86
Abb. 4-35: Messaufbau Fehlstellenanalyse mittels Faserwinkelsensor	87
Abb. 4-36: Abbildung eines Probekörpers	88
Abb. 4-37: Bildverarbeitungsroutine	89
Abb. 4-38: Flow Chart Analysemethode Fehlstellenanalyse	89
Abb. 5-1: Auswertung Verarbeitungstemperatur Prüfkörperherstellung Wedge-Peel-Test.....	92
Abb. 5-2: Zielbauteile experimentelle Untersuchung Umformprozesskette	93
Abb. 5-3: Umformung Kegelgeometrie.....	94

Abb. 5-4: Probenentnahmepläne experimentelle Untersuchung Umformprozesskette	95
Abb. 5-5: Ergebnisdiagramme Wedge-Peel Prüfungen	96
Abb. 5-6: Ergebnisse Wedge-Peel-Test	97
Abb. 5-7: Bruchflächen Wedge-Peel-Probekörper	98
Abb. 5-8: Kegelprofile aus AFP Faktorstufenkombination	100
Abb. 5-9: Ergebnisse Mikroskopie: Schliffbilder nach AFP Ablage.....	101
Abb. 5-10: Ergebnisse Mikroskopie: Schliffbilder Flanken (S1) nach der Umformung.....	101
Abb. 5-11: Ergebnisse Mikroskopie: Schliffbilder Spitze (S3) nach Umformung zum Kegel	102
Abb. 5-12: Ergebnisse Dickenmessungen – magnetisches Dickenmessgerät.....	103
Abb. 5-13: Ergebnisse Dickenmessungen – ATOS 3D Scans	103
Abb. 5-14: Ergebnisse Porositätsmessung	104
Abb. 5-15: Ergebnisse Biegeprüfung	105
Abb. 5-16: Ergebnisse FEM-Analyse	106
Abb. 5-17: Probekörper Fiber Steering Versuchsreihen	108
Abb. 5-18: Ergebnisse orts aufgelöste Thermografie: Temperaturkarten	112
Abb. 5-19: Ergebnisse orts aufgelöste Thermografie: Quantitative Auswertung	112
Abb. 5-20: Ergebnisse orts aufgelöste Thermografie: Quantitative Auswertung	113
Abb. 5-21: Ergebnisse orts aufgelöste Thermografie: Detailauswertung	113
Abb. 5-22: Ergebnisse orts aufgelöste Thermografie: Detailauswertung	114
Abb. 5-23: Analyse der Temperaturverteilung.....	115
Abb. 5-24: Ergebnisse Faserwelligkeitsanalyse	116
Abb. 5-25: Ergebnisse Faserwelligkeitsanalyse	116
Abb. 5-27: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preforme ebene Mittlere Gapanzahl und kumulierte Gapfläche	119
Abb. 5-28: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preforme ebene Gapanzahl [] und Gapfläche [mm ²]	119
Abb. 5-29: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preforme ebene Normierte Gapfläche [%] über Steeringradius [mm]	120
Abb. 5-26: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preforme ebene Gapositionskarten, ohne Größenskalierung des Fehlers	121

Abb. 5-30: Vergleich von Gappositionskarten auf Preform- und Laminebene	122
Abb. 5-31: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Laminebene Gappositionskarten	122
Abb. 5-32: Ergebnisse Fehlstellenanalyse: Vergleich Preformebene und Laminebene	123
Abb. 5-33: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Laminebene	124
Abb. 5-34: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Laminebene Histogramm Gapgrößenverteilung	125
Abb. 5-35: Detailaufnahme Probenoberfläche	126
Abb. 5-36: Fehlstellentstehung durch Faserwelligkeit auf Preformebene.....	127
Abb. 5-37: Analyse der Fehlstellenbildung Nach dem Prozessschritt Aufheizen durch freie Konvektion erstarrte r375-Probe.....	128
Abb. 5-38: Analyse der Fehlstellenbildung Mechanismus der Fehlstellenentstehung beim Verpressen von Out-of-plane Falten	129
Abb. 5-39: Messtechnische Probleme der Fehlstellenanalysemethodik.....	131
Abb. 5-40: Übersicht Variationsparameter Defektorientierung	132
Abb. 5-41: Schliffbild des Ausgangsmaterial CF/PPS UD-Tape.....	136
Abb. 5-42: Schliffbilder von Preforms mit unterschiedlicher Defektconfiguration...	137
Abb. 5-43: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten ohne Fehlstellen	137
Abb. 5-44: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit verteilten, großen Fehlstellen	139
Abb. 5-45: Schliffbilder PV-G-D-L Einfluss des Fehlstellenorientierung bei im PV-Prozess konsolidierten Laminaten mit verteilten Fehlstellen	140
Abb. 5-46: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit verteilten, großen Überlappungen	140
Abb. 5-47: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit kleinen, verteilten Fehlstellen	141
Abb. 5-48: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit kleinen, verteilten Überlappungen	141
Abb. 5-49: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit großen, agglomerierten Fehlstellen	142
Abb. 5-50: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit agglomerierten Überlappungen	143
Abb. 5-51: Schematisches Fließverhalten Einfluss des Konsolidierungsprozesses für große, verteilte 90°-Fehlstellen.....	144

Abb. 5-52: Prozessdaten isothermes Formpressen.....	145
Abb. 5-53: Schematisches Fließverhalten PV-G-D-L Einfluss der Fehlstellenorientierung.....	146
Abb. 5-54: Schematisches Fließverhalten Laminare mit verteilten, großen Überlappungen.....	147
Abb. 5-55: Schematisches Fließverhalten Laminaten mit agglomerierten, großen Gaps.....	149
Abb. 5-56: Typische Versagensform Zugversuch.....	152
Abb. 5-57: Versagensausprägung exemplarischer Proben unterschiedlicher Defektkonfigurationen.....	152
Abb. 5-58: Zugfestigkeit, gruppiert nach Konsolidierungsprozess und Lagenaufbau.....	154
Abb. 5-59: Ergebnisse Zugversuch der Konfigurationen mit großem Gap.....	155
Abb. 5-60: Ergebnisse Zugversuch für verteilte, große, longitudinale 0°- Fehlstellen.....	156
Abb. 5-61: Ergebnisse Analyse von Dehnungsüberhöhungen.....	157
Abb. 5-62: Farbcodierte Dehnungsverteilung von PV-90°-D Proben.....	158
Abb. 5-63: Farbcodierte Dehnungsverteilung von PV-0°-D Proben.....	158
Abb. 5-64: Farbcodierte Dehnungsverteilung von A-Proben.....	159
Abb. 5-65: Farbcodierte Dehnungsverteilung von PI-Proben.....	159
Abb. 5-66: Farbcodierte Dehnung von PI-R-90°-D bei 36 kN Last (≈ 600 MPa).....	159
Abb. 5-67: Druckfestigkeit, gruppiert nach Konsolidierungsprozess und Lagenaufbau.....	164
Abb. 5-68: Ergebnisse Druckversuch der Konfigurationen mit großem Gap Druckfestigkeit Fehlstelle relativ zur jeweiligen Referenz.....	165
Abb. 6-1: Scanning Elektronen Mikroskop Bilder [145].....	174

Tabellenverzeichnis

Tab. 2-1: Unterscheidung von AFP und ATL Verfahren in der Literatur [32]	9
Tab. 2-2: Wärmequellen für AFP [32]	11
Tab. 2-3: Eigenschaften gängiger, luftfahrtrelevanter Thermoplaste (Datenquellen: [69] [70]; PA6: [71])	13
Tab. 2-4: Übersicht TPC Anwendungen in Luftfahrt-Strukturbauteilen.....	14
Tab. 2-5: Prüfverfahren zur mechanischen Charakterisierung der TAFP- Anbindung.....	15
Tab. 2-6: Potenziale und Einschränkungen der auf TAFP basierenden Prozessketten ([32], ergänzt).....	20
Tab. 2-7: Überblick Studien zum Steering Verhalten im Automated Fiber Placement	25
Tab. 2-8: Überblick experimentelle Studien zu Effects of Defects TSC-AFP	27
Tab. 3-1: Daten der eingesetzten Tapematerialien	41
Tab. 3-2: Ergebnisse scheinbare Emissivität Prozess.....	43
Tab. 3-3: Schleif- & Polierschritte beim Anfertigen der Schliffproben	53
Tab. 3-4: Prüfkörperdimensionen (*: angepasst gegenüber der Norm)	56
Tab. 4-1: Bruchmechanische Eigenschaften.....	67
Tab. 4-2: Modifizierte Bruchkriterien zur Betrachtung von instabilem Risswachstum.....	67
Tab. 5-1: Versuchsmatrix Wedge-Peel Tests - Prozessparameter AFP Verarbeitung.....	91
Tab. 5-2: Versuchsmatrix Umformversuche – Prozessparameter AFP Verarbeitung.....	93
Tab. 5-3: Prozessparameter isothermes Formpressen	94
Tab. 5-4: Charakterisierungsmethoden Umformprozessketten, Betrachtungsebenen	94
Tab. 5-5: Prozessparameter AFP Versuchsreihe Prozess- und Preforme Ebene	109
Tab. 5-6: Prozessparameter AFP-Versuchsreihe Laminebene	109
Tab. 5-7: Prozessparameter Isothermes Formpressen	110
Tab. 5-8: Prozessparameter Autoklav.....	110

Tab. 5-9: Faktorstufenkombinationen Konsolidierung Versuchsreihe Fehlstellenanalyse	111
Tab. 5-10: Variationsparameter Auswirkung von Defekten	132
Tab. 5-11: Lagenaufbauten; Lagen, die einen Defekt beinhalten, sind farblich gekennzeichnet	132
Tab. 5-12: Prozessparameter AFP	133
Tab. 5-13: Prozessparameter variotherme Heizpressenkonsolidierung	134
Tab. 5-14: Prozessparameter isothermes Formpressen	134
Tab. 5-15: Prozessparameter Autoklav	135
Tab. 5-16: Quantitative Ergebnisse Mikroskopie Maximale out-of-plane	138
Tab. 5-17: Quantitative Ergebnisse Mikroskopie Resultierende Defektlänge l.....	138
Tab. 5-18: Quantitative Ergebnisse Mikroskopie Maximaler Winkel	138
Tab. 5-19: Ergebnisse Nasschemische Untersuchung und DSC.....	150
Tab. 5-20: Signifikanz der post-hoc Tests zur Zugprüfung hinsichtlich H3.2 (Einfluss des Konsolidierungsprozesses auf den Effekt einer großen Fehlstelle)	153
Tab. 5-21: Signifikanz der post-hoc Tests zur Zugprüfung hinsichtlich H3.3 (Einfluss der Defektart)	155
Tab. 5-22: Signifikanz der post-hoc Tests zur Zugprüfung hinsichtlich H3.4 (Einfluss der Defektgröße)	155
Tab. 5-23: Signifikanz der post-hoc Tests zur Zugprüfung hinsichtlich H3.5 (Einfluss der Fehlstellenanordnung)	156
Tab. 5-24: Signifikanz der post-hoc Tests zur Druckprüfung hinsichtlich H3.2 (Einfluss des Konsolidierungsprozesses auf den Effekt einer großen Fehlstelle)	165
Tab. 5-25: Signifikanz der post-hoc Tests zur Druckprüfung hinsichtlich H3.3 (Einfluss der Defektart)	165
Tab. 5-26: Signifikanz der post-hoc Tests zur Druckprüfung hinsichtlich H3.4 (Einfluss der Defektgröße)	165
Tab. 5-27: Signifikanz der post-hoc Tests zur Druckprüfung hinsichtlich H3.5 (Einfluss der Defektanordnung)	165
Tab. 7-1: Zusammenfassung der Auswirkung von Defekten	178

1 Einleitung

Der globale Klimawandel gilt als eine der größten Herausforderungen unserer Zeit. Die Begrenzung der Erderwärmung auf „deutlich unter“ zwei Grad Celsius gegenüber dem vorindustriellen Zeitalter, einhergehend mit der Forderung nach Anstrengungen zur Erreichung von 1,5 °C, ist eines der zentralen Ergebnisse der 21. UN-Klimakonferenz, die im Dezember 2015 in Paris abgehalten wurde [1, 2]. In Harmonisierung mit diesem Ziel legte die Europäische Kommission Ende November 2018 eine langfristige Strategie vor, die ein klimaneutrales Europa zum Jahr 2050 vorsieht [3]. Das Strategiepapier skizziert dahingehend die Notwendigkeit der technologischen Weiterentwicklung zur Reduktion der Treibhausgasemissionen. Abb. 1-1 zeigt die historische Verteilung dieser Emissionen und eine mögliche Entwicklung.

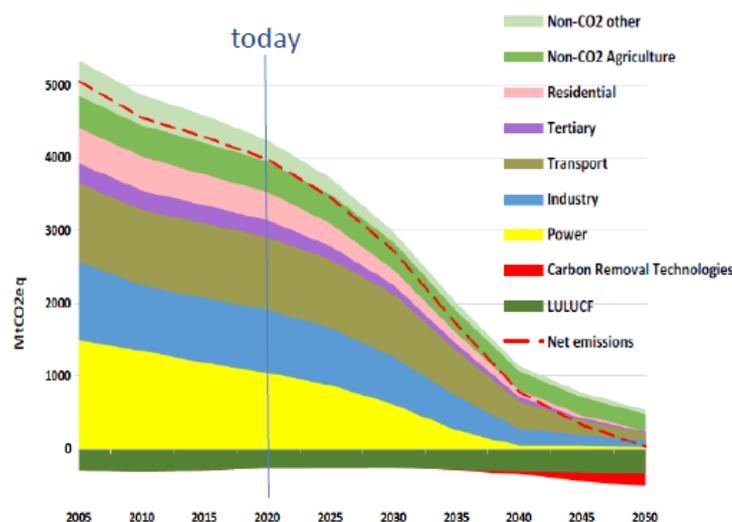


Abb. 1-1: Entwicklung der Treibhausgasemissionen in Europa [4]

Die Grafik veranschaulicht den Anteil des Transportwesens, sowie die angestrebte Reduktion in diesem Sektor. Axel Krein, Executive Director des CleanSky2 Forschungsprogramms, sieht diesbezüglich die Notwendigkeit einer engen Zusammenarbeit der Politik mit der Forschung und Technologieentwicklung, um den maximalen Impact zu erzielen [4]. Gemäß einer Studie [5] der Air Transport Action Group (ATAG) aus dem Jahr 2020 ist die Luftfahrt für 2,1 % der globalen CO₂-Emissionen verantwortlich. Sollten die anderen Branchen ihre Emissionen gemäß der Pariser Klimaziele reduzieren, kann dieser Anteil gemäß [6] in [7] bis 2050 auf 25 % steigen, was den Bedarf der Emissionsreduktion im Lufttransport verdeutlicht. Neben CO₂ hat auch die Emission anderer Verbindungen wie Stickoxide einen großen Anteil am ökologischen Fußabdruck der

Luftfahrt [5, 8]. Nach Krein [4] existieren zwei grundsätzliche Optionen, die zur Erreichung der Reduktionsziele der Luftfahrtbranche beitragen können:

1. Reduzierung des Lufttransportaufkommens (z. B. durch Steuern, erhöhte Ticketpreise und Regulierung)
2. Reduzierung der Emissionen durch Technologie

Vor dem Aspekt, dass eine Reduzierung des Transportaufkommens zwangsläufig mit einem Verlust von Arbeitsplätzen gekoppelt ist, sieht Krein die zweite Option als Präferenz. Der Lufttransportsektor ist weltweit mit 65,5 Millionen Arbeitsplätzen verknüpft, und bewältigt ein Drittel des Welthandels [5]. Weiterhin werden demnach 80 % der Luftfahrtemissionen durch Langstreckenflüge mit Distanzen größer 1500 km verursacht, für die in der Praxis zumeist keine Transportalternative existiert. Nach Henke [9] kann die erforderliche Emissionsreduktion dabei nicht durch die alleinige Umstellung der auf alternative, grünere Antriebskonzepte erfolgen; eine simultane Gewichtsreduktion durch eine Optimierung des Leichtbaugrades von Flugzeugen ist ebenso essentiell.

Faserverbundkunststoffe (FVK) werden, in erster Linie aufgrund ihrer exzellenten dichte-spezifischen mechanischen Eigenschaften, als potenzialträchtigste Werkstoffklasse im Leichtbau von Strukturbauteilen gesehen. In der Luft- und Raumfahrtbranche werden FVK seit vielen Produktgenerationen erfolgreich eingesetzt. Am Beispiel von Mittel- und Langstreckenflugzeugen des Konzerns Airbus (Toulouse, Frankreich) kann eine kontinuierliche Steigerung ihres Anteils an der Gesamtmasse des Vehikels aufgezeigt werden, der mit über 50 % in der aktuellen Generation des A350-1000 XWB seinen vorläufigen Höhepunkt erreicht hat. Eine ähnliche Entwicklung ist auch in den Flugzeugen des Konzerns Boeing (Chicago, USA) zu erkennen (Abb. 1-2).

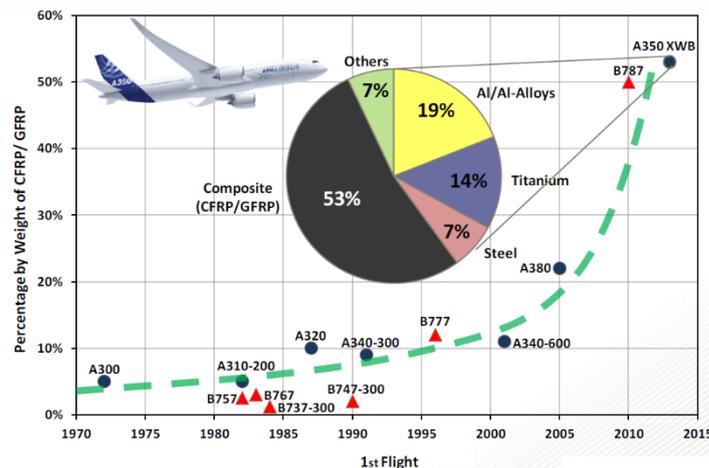


Abb. 1-2 Entwicklung FVK-Massenanteil über Flugzeuggenerationen der Konzerne Airbus & Boeing [10]

A = Airbus, B = Boeing

Parallel ist in den vergangenen Jahren auch in der Automobilindustrie ein starker Trend hin zum Einsatz von FVK in Strukturbauteilen zu beobachten. Als Treiber der erhöhten

Leichtbaubestrebungen können ebenfalls in erster Linie die zusehends strengeren gesetzlichen Richtlinien und Auflagen bezüglich der maximal zulässigen Emissionen gesehen werden. Als Beispiel seien die von der Europäischen Union festgelegten Emissionsgrenzwerte für Neuwagenflotten von 95 g CO₂/km ab 2020 genannt [11]. Dadurch wurden die Automobilkonzerne zu einem massiven Ausbau von emissionsneutralen Alternativantrieben gezwungen. Die erfolgreiche Substitution konventioneller Verbrennungsmotoren durch eben diese erfordert eine gleichzeitige Reduzierung der Fahrzeugmasse, um ein homogenes Gesamtmobilitätskonzept zu erreichen. Als einer der Vorreiter hinsichtlich dieser Bestrebungen kann der BMW Konzern angeführt werden, in erster Linie durch die Einführung der Elektromobilitätsbaureihe BMW-i.

Eine zentrale Errungenschaft der automobilen Entwicklungsaktivitäten ist das Erreichen der Großserientauglichkeit von endlosfaserverstärkten FVK. Die geforderten Stückzahlen liegen dabei ein Vielfaches über denen klassischer Luftfahrtbauteile. Entsprechend war die Entwicklung von angepassten, hochautomatisierten Produktionskonzepten für die wirtschaftliche Herstellung von FVK-Serienbauteilen erforderlich. Dabei seien an dieser Stelle exemplarisch Nasspress- und Resin-Transfer-Moulding (RTM) Prozesse genannt. Diese Verfahren setzen meist mehraxiale textile Halbzeuge ein, weswegen die Anisotropie der FVK-Eigenschaften nur bedingt ausgenutzt werden kann. Weiterhin werden die flächigen Halbzeuge, aufgrund der Komplexität des Formgebungs- wie Tränkungsprozess, meist als konturgleicher Stapel (Stack) eingesetzt, obwohl aus strukturellemechanischer Sicht die Bauteilmasse oftmals durch lokale, lastpfadgerechte Aufdickungen des Materials weiter reduziert werden könnte.

Auch für Luftfahrtanwendungen werden steigende Stückzahlen prognostiziert, nicht zuletzt im aufkommenden Thema Urban Air Mobility (UAM). Roland Berger geht in einer Studie [12] von bis zu 100.000 Passagierdrohnen im Jahr 2050 aus, wodurch die prognostizierten Produktionsraten näher an denen der Automobilbranche als derer der konventionellen Luftfahrt liegen dürften. Um diesem Umstand Rechnung zu tragen, sind effiziente Fertigungsprozesse mit hohen Durchsatzraten notwendig. Nach den Prognosen der Erstausrüster (Original Equipment Manufacturer, OEM) zu urteilen, steigen auch in der konventionellen Luftfahrt die anvisierten Produktionszahlen. Am Beispiel der neuen Single-Aisle Generation geht Boeing bis 2037 von einem Bedarf von 31.000 Flugzeugen aus, Airbus von 28.000 Flugzeugen [13]. Dies führt zu Produktionsraten von 60-100 Flugzeugen pro Monat.

Um die beschriebenen Punkte adressieren zu können, ist die Entwicklung neuartiger Produktionskonzepte notwendig, die den gezielten Einsatz von unidirektionalen Werkstoffen, wie sie im Handlaminierverfahren von Luftfahrtbauteilen oftmals verwendet werden, zu ermöglichen. Gleichzeitig muss die Anlagentechnik hochgradig automatisierbar sein, um aus wirtschaftlicher Sicht eine reelle Alternative zu den genannten Produktionsverfahren darzustellen. Ein potenzialträchtiges Verfahren stellt in diesem Zusammenhang das roboterbasierte Automated Fiber Placement (AFP) dar. Mittels eines

speziellen Legeköpfen werden im AFP-Prozess mehrere Tows, unidirektionale Faserbündchen, auf ein geometriedefinierendes Legewerkzeug abgelegt. Das AFP-Verfahren mit duromeren Prepregs hat im vergangenen Jahrzehnt enorme Fortschritte gemacht. So wurde die Substitution konventioneller Türspantstrukturen aus Titan durch Carbonfaserverstärkte Kunststoffe (CFK) in AFP-Bauweise in kurzer Zeit von Forschungsniveau (Technologie Readiness Level TRL 2) auf Serienreife gebracht [14, 15]. Die endkonturnahe Ablage komplexer Geometrien erforderte eine tiefgehende Forschungsbetrachtung des Verfahrens aus material- wie prozesstechnischer Sicht.

Neben der Automatisierung und Digitalisierung der Prozesse wird der Einsatz von thermoplastischen Matrixsystemen als eines der aktuell relevantesten und weitreichendsten Forschungsthemen in der Luftfahrt-Produktionstechnik gesehen [16]. Mit Spannung wird in diesem Kontext erwartet, ob bereits in den kommenden Flugzeuggenerationen große Teile des Flugwerks aus thermoplastischen Composites bestehen werden. Dies spiegelt sich in vielerlei Forschungsbestrebungen im akademischen und industriellen Umfeld wieder. Vor dem Hintergrund der geforderten Single-Aisle Hochratenfähigkeit sieht beispielsweise Tier-1 Zulieferer Stelia Aerospace (Toulouse, France) faserverstärkte Thermoplastische Composites (TPC) im Vergleich zu konventionellen Composites mit duromeren Matrixsystemen (Thermoset Composites, TSC) in technischen und wirtschaftlichen Gesichtspunkten als konkurrenzfähiger zu neuesten Metalltechnologien [17].

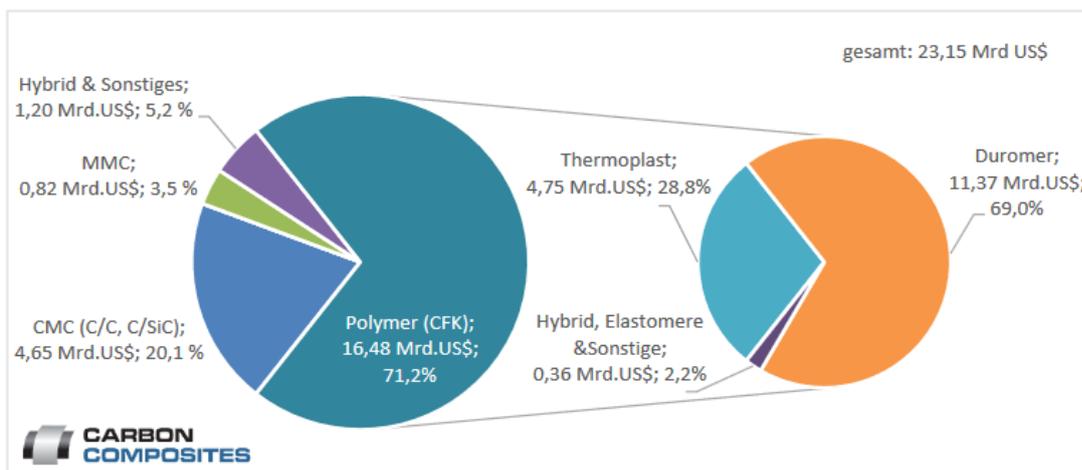


Abb. 1-3: Aufteilung des globalen Carbon-Composite Marktes nach Matrixwerkstoffen bezogen auf den Umsatz (2017) [18]

Links Anteile der Matrixtypen Polymer (CFK), Keramik (CMC), Metall (MMC) und Hybride aus diesen; Rechts Aufteilung innerhalb des Typs Polymer

Abb. 1-3 zeigt, dass TPC derzeit 28,8% des mit Carbon Composites generierten Umsatzes ausmachen. Endlosfasern haben daran derzeit noch einen geringen Anteil, sind jedoch für strukturelle Luftfahrtanwendungen nahezu alternativlos. Sie werden bereits seit vielen Jahren in der Form von Platten mit variablem Lagenaufbau, häufig auch als Or-

ganoblech bezeichnet, verarbeitet. Black [19] berichtete 2015 von einem jährlichen Verbrauch von mehreren Tonnen an Organoblechen des Herstellers TenCate Advanced Composites¹ (Nijverdal, Niederlande) für über 1500 Anwendungen bei Boeing und Airbus in Triebwerken, Interieur und Primärstrukturen. Dabei wird oftmals die klassische thermoplastische Umformprozesskette eingesetzt, bei denen Organobleche zur Endgeometrie umgeformt werden, wie in Abb. 1-4 dargestellt.

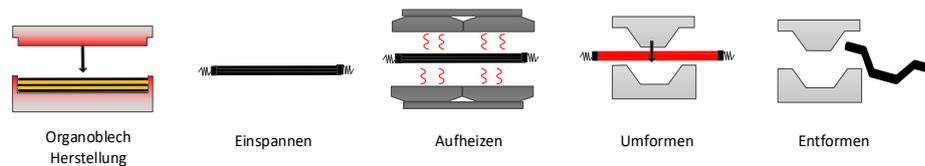


Abb. 1-4: Konventionelle Umformprozesskette auf Organoblech-Basis

Organobleche werden meist in einem variothermen Heizpressprozess hergestellt. Die langsamen Zykluszeiten und der hohe Energiebedarf treiben den hohen Materialpreis von Organoblechen. Als weiterer Nachteil muss angeführt werden, dass der Lageraufbau durch die Gewebebasis festgelegt ist. Dadurch können die anisotropen Eigenschaften des FVK nicht gezielt ausgenutzt werden. Diesen Nachteil adressieren Prozessketten auf Basis von unidirektionalen Tape-Materialien. Ein relevantes Verfahren stellt dabei die Gelegeherstellung auf Basis des Automated Tape Laying (ATL) dar. Das Halbzeug wird dabei schichtweise aufgebaut, wozu einzelne Tapeestreifen mit dem bereits abgelegten Substrat lokal mittels des Prinzips des Ultraschallschweißens gefügt werden. Durch entsprechende Positioniersysteme kann dabei die Faserorientierung jeder Einzelschicht frei eingestellt werden. Eine entsprechende kommerziell verfügbare Anlage stellt die FiberForge 4.0 des Herstellers Dieffenbacher (Eppingen, Deutschland) dar. Eine direkte Umformung des Geleges zum Bauteil führt jedoch zu qualitativ minderwertigen Bauteilen, weswegen ein der Umformung vorgelagerter Konsolidierungsprozess, oder aber aufwendige unterstützende Prozessschritte, notwendig sind [20].

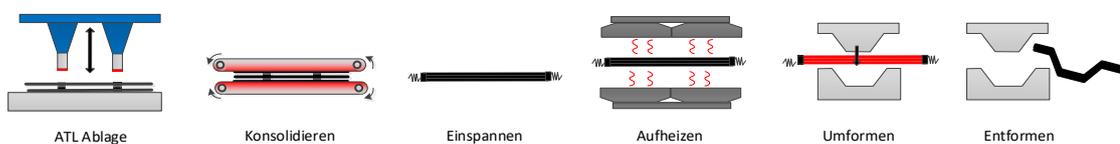


Abb. 1-5: Konventionelle Umformprozesskette auf ATL-Basis

Die Verwendung der AFP-Technologie zur Prozessierung thermoplastischer UD-Tapes kann die Nachteile dieser Prozessketten überwinden. Das Funktionsprinzip der Ablage ermöglicht eine hochflexible Faserarchitektur, inklusive gekrümmter Bahnen, um Lastpfade ideal zu adressieren. Gleichzeitig ermöglicht die flächige Fügung der Einzelschichten

¹ seit 2019 Toray Advanced Composites (Morgan Hill, Californien, USA)

im Prozess potenziell eine direkte Weiterverarbeitung der Preforms im Umformprozess. Alternativ kann eine Ablage in Endkontur angestrebt werden. Die technologische Reife der AFP-Technologie zur Verarbeitung von TPC muss jedoch aktuell noch als gering bewertet werden. So ist insbesondere unbekannt, wie sich für AFP charakteristische Design- und Prozessgrößen in Abhängigkeit der Prozesskette die Bauteileigenschaften beeinflussen. Die vorliegende Arbeit leistet einen Beitrag zum Schließen dieser Forschungslücke, in dem die Auswirkungen der Prozessführung und einer nicht-geodätischen Faserarchitektur experimentell untersucht werden, wofür teilweise neuartige Charakterisierungsmethoden entwickelt und angewendet werden.

2 Stand der Forschung

2.1 Thermoplastisches Automated Fiber Placement

2.1.1 Einordnung

Der AFP-Prozess beschreibt die automatisierte Ablage von endlosfaserverstärkten Halbzeugen in Bandform mittels eines speziellen Legekopfes. Nach DIN IEC 60050-351 bedeutet automatisieren „Mittel einsetzen, um selbsttätige Funktionen in einem System zu ermöglichen“ [21]. Groover [22] definierte Automatisierung als Mechanisierung der Arbeit, mit dem Zweck die Mensch-Maschine Interaktion zu reduzieren. Eine Vielzahl von anderen Definitionen und Erklärungen sind für den Begriff Automatisierung auffindbar. Der gemeinsamen Grundgedanken ist stets die Substitution manueller durch maschinelle Arbeit, meist vor dem Hintergrund der Effizienzsteigerung.

Frketic et al. unterschieden in [23] drei automatisierte Herstellungsverfahren für endlosfaserverstärkte Composites von industrieller Bedeutung: Filament Winding (FW), AFP und ATL. Daneben werden auch neuartige, derzeit vorrangig im Labormaßstab eingesetzte bzw. beforschte Technologien wie Fiber Patch Placement oder Continuous Tow Shearing thematisiert. Die Autoren quantifizieren die durch die Automatisierung erzielbaren Effizienzsteigerung über die Materialablagerrate. So kann ein erfahrener Facharbeiter im Handlegeverfahren ca. 4,5 kg/h erreichen, das ATL- und das AFP-Verfahren ermöglichen Ablageraten von bis zu 27 kg/h. Neben der Effizienzsteigerung wird auch die hohe, reproduzierbare Bauteilqualität als einer der Hauptvorteile des AFP-Verfahrens gegenüber dem Handlegeverfahren genannt [24]. Die Faserablage erfolgt im AFP, ATL und FW bahweise, mehrere Bahnen bilden eine Materiallage. Durch die Ablage von mehreren Lagen aufeinander wird sukzessive ein Laminat aufgebaut, weswegen das AFP-Verfahren teilweise den additiven Fertigungsverfahren zugeordnet wird. Es muss jedoch klar von den sich aktuell entwickelnden, filamentbasierten 3D-Druck-Techniken wie Fused Filament Fabrication (FFF) getrennt werden. Im FFF wird das Polymer für die Prozessierung vollständig aufgeschmolzen, was Freiformablagetechniken ermöglicht. Dabei kann neben reinem Polymer auch faserverstärktes Material prozessiert werden. Verfahren, die dabei Endlosfasern verwenden, sind auch unter dem Begriff Continuous Filament Fabrication (CFF) bekannt [25]. Während der Erstarrung des Polymers kann so jedoch kein Druck aufgebracht werden, was führt einer geringeren Performance gedruckter Strukturen transversal zur Faserrichtung führt. Gleichzeitig können keine ho-

hen Faservolumengehalte erreicht werden, der sequenzielle Auftrag mit kleinem Querschnitt erzeugt zudem eine hohe volumenbezogene Anzahl an Bindenähten. FFF und CFF werden deshalb zum jetzigen Stand der Technik nicht für Strukturanwendungen eingesetzt [26].

Das historisch gesehen älteste Verfahren stellt das FW dar, dessen Prinzip in Abb. 2-1 dargestellt ist. Dabei werden Fasern, meist mittels eines Tränkbades, imprägniert und anschließend auf einen rotatorisch angetriebenen Kern aufgewickelt. Durch eine mit der Rotationsbewegung synchronisierte translatorische Positionierung der Abzugseinheit relativ zum aktuellen Kontaktpunkt von Material und Kern kann der Faserwinkel eingestellt werden [27]. Neben der Verwendung eines Tränkbades ist das Wickelverfahren auch mit vorimprägnierten Halbzeugen, oder thermoplastischen Halbzeugen möglich. Für letzteres wird eine Wärmequelle zur Erwärmung des Matrixmaterials über Schmelzpunkt benötigt.

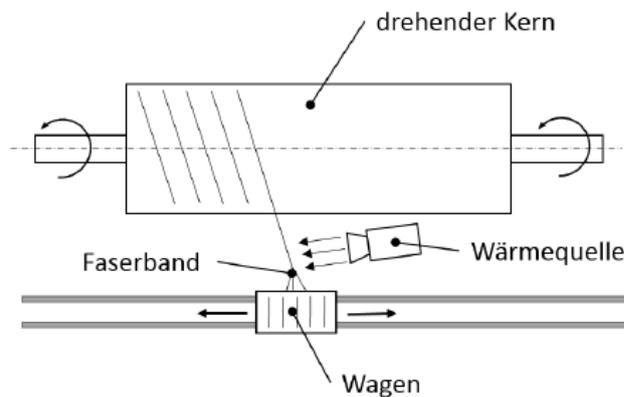


Abb. 2-1: Prinzip des Filament Winding [S6]

Im ATL- und AFP-Verfahren verwenden zur Faserführung meist einen Legekopf, der an einem Portalsystem oder an einem Industrieroboter angeflanscht wird, wie in Abb. 2-2 gezeigt.



(a)



(b)

Abb. 2-2: Anlagenkonzepte ATL/AFP

(a) Portalbasierte ATL-Anlage [28]; (b) roboterbasierte AFP-Anlage [29]

In beiden Fällen kann das Material entweder am Kopf mitgeführt oder in einem separaten Lager (Creel) verwahrt werden. Daneben werden auch greiferbasierte Faserfüh-

rungssysteme eingesetzt, wie in der Fiberforge 4.0 des Herstellers Dieffenbacher, Ep-
 pingen, Deutschland [30]. Durch die Freiheitsgrade des Systems können, im Unterschied
 zum FW; auch konkave Flächen belegt und nicht-geodätische Faserbahnen abgelegt
 werden. Da auch reine Wickelanlagen mit Robotersystem eingesetzt werden [31], müs-
 sen ATL und AFP anhand des Wirkprinzips von FW abgegrenzt werden. ATL und AFP
 Anlagen arbeiten ohne Zugspannung auf das Material. Stattdessen wird es mit einer am
 Legekopf angebrachten Kompaktierrolle auf dem Substrat angedrückt. Das AFP Funk-
 tionsprinzip wird in 2.1.2 detailliert beschrieben. Die Differenzierung zwischen AFP
 und ATL erfolgt meist über die Anzahl der simultan abgelegten Tapes, sowie über deren
 Breite. Tab. 2-1 fasst diesbezüglich Definitionen aus gängigen Literaturquellen zusam-
 men.

Tab. 2-1: Unterscheidung von AFP und ATL Verfahren in der Literatur [32]

Eigenschaft	AFP	ATL	Quelle
Individuelle Tape-/ Towbreite [mm]	typischerweise 6,35	75 - 300	[23]
	6,35 – 25,4	bis zu 304,7	[33]
	3,2 – 12,7	75 - 300	[34]
	3,2 -12,7	75 – 300	[35]
Anzahl an Tapes/Tows []	2 - 32	1	[23]
	Mehrere	1	[33]
	8 - 32	1-4	[34]
	bis zu 32	1	[35]

Die Breiten von mit AFP-Anlagen verarbeiteten Halbzeugen schwanken demnach zwi-
 schen 3,2 mm und 25,4 mm, die von ATL-Halbzeugen zwischen 75 mm und 300 mm.
 AFP-Anlagen setzen 2–32 Tows ein, die anlagenspezifische Towanzahl wird häufig mit
 der Angabe „xf“ angegeben. Im ATL wird meist nur ein Tape verwendet. Lediglich
 Lacalle [34] berichtete von Multitape-ATL-Maschinen. UD-Tapes werden typischer-
 weise in Breiten von 160 – 300 mm hergestellt und auf speziellen Bandschneideanlagen
 (Tape-Slitter) in die prozessspezifische Halbzeugbreite konfektioniert [36]. Durch den
 höheren Schneidaufwand erhöht sich der gewichtsbezogene Materialendpreis mit sin-
 kender Halbzeugbreite geringfügig.

Durch die Ablage mehrerer schmaler Tows können komplexe Geometrien besser abge-
 bildet und die Verschnitttrate gesenkt werden, wie in Abb. 2-3 für eine generische zwei-
 dimensionale Geometrie dargestellt. Für die Herstellung geometrisch einfacher Bauteile
 kann die Verwendung breiter Halbzeuge dagegen wirtschaftliche Vorteile bieten, auf-
 grund höherer Legeraten und geringer Materialkosten.

Mit ATL- und AFP-Anlagentechnik ist die Verarbeitung verschiedener Materialsysteme
 möglich. Am weitesten verbreitet ist die Verarbeitung von mit duromeren Matrixsystemen
 vorimprägnierten Fasern (Prepregs). Dabei wird im Legeprozess durch die Kleb-
 rigkeit der Matrix eine definierte Anhaftung (Tack) zum Legewerkzeug bzw. der vorab
 applizierten Substratlage erzielt. In einem nachgelagerten Prozessschritt wird das abge-
 legte Bauteil ausgehärtet, meist unter Verwendung eines Autoklavs. Darüber hinaus
 können auch trockene Halbzeuge verarbeitet werden, bei denen ein externer Binder für

die Herstellung einer Anhaftung zum Einsatz kommt (Bindergarne). Das dritte Materialsystem stellen unidirektionale Tapes mit thermoplastischer Matrix dar. Der Prozess wird dann als Thermoplastisches Automated Fiber Placement (TAFP) bezeichnet. Die Anlagenkonfiguration unterscheidet sich in Abhängigkeit des Materialsystems.

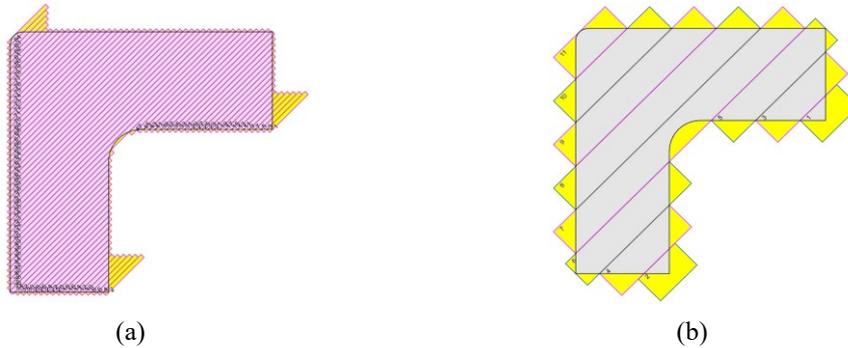


Abb. 2-3: Einfluss der Halbzeugbreite auf den Verschnitt für eine generische Geometrie
(a) 6,35 mm Halbzeug (AFP) (b) 50 mm Halbzeug (ATL)

Im Folgenden werden verschiedene Aspekte des AFP-Prozesses beschrieben und der Stand der Forschung anhand der verfügbaren Literatur dargelegt. Dabei ist zwischen den verarbeiteten Materialsystemen (duomere oder thermoplastische Prepregs; bebinderte Trockenfasern) zu differenzieren, die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf andere Materialien muss stets kritisch hinterfragt werden.

2.1.2 Funktionsprinzip

Abb. 2-4 zeigt schematisch das Funktionsprinzip des AFP-Prozesses. Die Oberfläche des Legewerkzeuges gibt dabei die Ablagegeometrie vor. Im Legeprozess wird eine Anbindung des abzulegenden Materials an die Werkzeugoberfläche, beziehungsweise an die bereits abgelegte Substratlage erzeugt. Die beiden zentralen Eingangsgrößen sind dabei die Anpresskraft F und der Wärmestrom \dot{Q} .

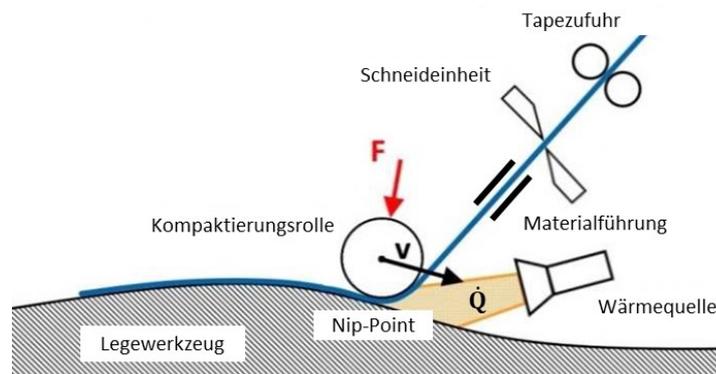


Abb. 2-4: Funktionsprinzip des Automated Fiber Placement Prozesses
Prinzipskizze mit Benennung der zentralen Einzelkomponenten; bei TS AFP ist eine Aufnahme für die Trägerfolie des Halbzeuges Bestandteil der Tapezufuhr (nicht dargestellt)

Der Berührungspunkt von abzulegendem Material und Substrat wird als Nip-Point bezeichnet. Zu Beginn eines Kurses wird das Material von der Fördereinheit aktiv durch

die Materialführung in Richtung Nip-Point gefördert. Ab dem Verlassen des Legekopfes wird es durch eine Wärmequelle aufgeheizt, wobei sich das Fügeprinzip, und damit auch die Funktion der Wärmequelle, je nach Materialsystem unterscheidet. So dient die Wärmequelle im Falle von duromeren Prepreg Materialien allein zur Verbesserung der adhäsiven Anhaftung durch eine Steigerung der Klebrigkeit des Harzsystems, sog. Tack. Der zugeführte Wärmestrom ist also so zu wählen, dass die resultierende Temperatur die Aushärtvorgänge der Matrix nicht signifikant beschleunigt. Im Falle von Trockenfasern wird der Binder des zu verarbeiteten Halbzeuges durch den Wärmeeintrag aktiviert, d.h. im Falle eines thermoplastischen Bindersystems aufgeschmolzen. Tab. 2-2 fasst die in AFP Anlagen am häufigsten eingesetzten Wärmequellen zusammen und nennt ihre Vor- und Nachteile sowie das Einsatzgebiet.

Tab. 2-2: Wärmequellen für AFP [32]

	Infrarotlampe	Laser	Heißgasdüse
Foto Anlagenintegration			
Vorteile	<ul style="list-style-type: none"> • technisch robust • Arbeitssicherheit 	<ul style="list-style-type: none"> • hohe Energiedichte • hoher Wirkungsgrad (für C-Fasern) • gut regelbar 	<ul style="list-style-type: none"> • vergleichsweise sicher • geringe Investkosten
Nachteile	<ul style="list-style-type: none"> • geringe Leistungsdichte • hohe Divergenz 	<ul style="list-style-type: none"> • Strahlung ist sicherheitskritisch • hohe Investkosten 	<ul style="list-style-type: none"> • geringe Effizienz • schwierige Regelung
eingesetzt für	<ul style="list-style-type: none"> • duromere Prepregs • Bindergarne 	<ul style="list-style-type: none"> • thermoplastische Prepregs • Bindergarne 	<ul style="list-style-type: none"> • thermoplastische Prepregs • Bindergarne

Bei der Prozessierung von thermoplastischen Matrixsystemen wird die Matrix über die spezifische Schmelztemperatur erwärmt, um eine stoffschlüssige Verbindung des abgelegten Materials mit der Substratlage zu erzeugen. Der so erzielte Anbindungsgrad wird in Kap. 2.1.4 beschrieben. Die erforderliche Wärmezufuhr erfolgt nach Stand der Technik entweder mittels eines erwärmten Gases (Meist N_2 , selten Luft) durch erzwungene Konvektion oder mittels Strahlung (Laser) durch Absorption [33]. Vor der Jahrtausendwende wurden oftmals CO_2 -Laser eingesetzt [37–41]. In den in aktuelleren Studien eingesetzten Anlagen wurden beinahe ausschließlich Diodenlaser verwendet [42–57]. Haake [58] begründete die Überlegenheit des Diodenlasers durch die Effizienz der Aufheizung, die Reaktionszeit, den Bauraum und das Gewicht. Orth und Krahl thematisierten in [50] Strahlungserwärmung in automatisierten Faserlegeverfahren. Mit Verweis auf [39, 40, 49, 52] identifizieren sie den Laser, aufgrund seines hochfokussierten Energieoutputs, als zu bevorzugende Energiequelle für die Prozessierung von Hochleistungs-thermoplasten. Im direkten Vergleich zu Heißgas führten die Autoren mit Verweis auf [52, 57, 59] die höhere Effizienz, den höheren Wärmestrom sowie die bessere Steuer-

barkeit des Prozesses an. Auch Schledjewski und Miaris [52] bewerteten den Diodenlaser gegenüber Heißgas-, Infrarot- oder Kontaktheizung als die für die Prozessierung von thermoplastischen Tapes am besten geeignete Energiequelle.

Zur Messung der Temperatur im Nip-Point des TAFP Prozesses werden verbreitete Infrarotkameras eingesetzt [44, 45, 55, 60]. Ein zentraler Parameter derartiger Kameras ist die scheinbare, materialspezifische Emissivität ε . Allgemein definierte Maldague [61] die spektrale, gerichtete Emissivität ε als Quotient der spektralen, gerichteten Strahlung des Objekts L'_λ und der spektralen Strahlung eines schwarzen Körpers $L_{\lambda,b}$.

$$\varepsilon(\lambda, T, \theta', \Phi') = \frac{L'_\lambda(\lambda, T, \theta', \Phi')}{L_{\lambda,b}(\lambda, T)} \quad (2-1)$$

Mit Wellenlänge λ , Temperatur T , polarem Winkel θ' und Azimutwinkel Φ' (Abb. 2-5).

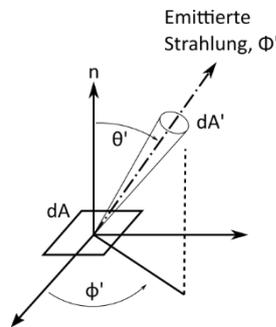


Abb. 2-5: Definition emittierte Strahlung ([61], modifiziert)

Zur Bestimmung der materialspezifischen Emissivität in Abhängigkeit des Betrachtungswinkels werden Spektrometer eingesetzt [48, 49, 56]. Nachteile der Anwendung dieser Methode in Bezug auf AFP sind die stark unterschiedlichen optischen Randbedingungen des tatsächlichen Versuchsfeldes im Vergleich zum Spektrometer.

Die Anpresskraft wird dabei über eine zylindrische Kompaktierrolle aufgebracht. Diese kann entweder in Metall oder, häufiger eingesetzt, als beschichteter Polymerschäum ausgeführt sein. Die elastische Verformbarkeit des Schaums führt zu einem Flächenkontakt von Rolle und Laminat. Die aufbrachte Kraft wirkt als Anpressdruck weitgehend homogen in dieser Fläche. Der Zusammenhang von Kompaktierkraft und Anpressdruck ist aufgrund der Deformation der Rolle nicht-linear [62]. Gleichzeitig ermöglicht die Elastizität der Rolle die Ablage auf Werkzeugen mit doppelt gekrümmter Oberfläche. In Bereichen kleiner Krümmungsradien oder solchen mit Geometrieübergängen kann es jedoch zu einer ungleichmäßigen Anpressdruckverteilung, einem lokal überhöhten Anpressdruck durch Kontaktflächenreduktion oder sogar zu Verlust des Kontaktes kommen [63, 64]. Eine Fluorpolymerbeschichtung schützt den Schaum durch seine Trennwirkung vor Interaktion mit der Matrix, beziehungsweise dem Binder, des abzulegenden Materials. Wird ein Laser als Wärmequelle verwendet, sollte das Rollenmaterial im Spektralbereich der Laserstrahlung wenig Energie absorbieren. Neben Polymerrollen kommen vereinzelt Legerollen aus Metall zum Einsatz [59, 65–67]. In diesem Fall liegt

idealisiert ein Linienkontakt vor. Mit derartigen, starren Rollen können nur einfach-gekrümmte oder ebene Geometrien abgelegt werden. Gleichzeitig kann die Geometrie der Rolle zu einer Abschattung des Nip-Points von der Laserstrahlung führen, und dadurch einen negativen Einfluss auf das Konsolidierungsverhalten in der Ablage haben [68].

2.1.3 Materialsysteme

Der TAFP-Prozess benötigt endlosfaserverstärkte, unidirektionale Tapematerialien (UD-Tapes) als Ausgangsmaterial. Diese rücken innerhalb der endlosfaserverstärkten TPC gegenüber gewebebasierten Organoblechen generell vermehrt in den Fokus. Sie versprechen Kostenvorteile und bieten prozess- und designtechnisch mehr Flexibilität, da sie durch entsprechende Anlagentechnologie bedarfsgerecht abgelegt werden können. Tab. 2-3 gibt einen Überblick über die thermischen Eigenschaften der gängigen Thermoplaste, die als TPC Matrixsystem für Luftfahrtanwendungen in Betracht kommen.

Tab. 2-3: Eigenschaften gängiger, luftfahrtrelevanter Thermoplaste (Datenquellen: [69] [70]; PA6: [71])

Polymer	Struktur	Glasübergangstemperatur [°C]	Typische Einsatztemperatur [°C]	Schmelzpunkt [°C]	Typische Verarbeitungstemperatur [°C]
PA6	Teilkristallin	55	80 - 110	220	240 - 290
PEI	Amorph	217	149	-	332
PPS	Teilkristallin	90	100	280	330
PEKK	Teilkristallin	159	125	337	380
PAEK	Teilkristallin	147	121	305	338
PEEK	Teilkristallin	143	121	343	390

In der Luftfahrtbranche sind UD-Tapes mit Polyphenylensulfid (PPS), Polyetherketon (PEKK) und Polyetheretherketon (PEEK) Matrix am weitesten verbreitet. In den letzten Jahren stieg das Interesse an niedrigschmelzenden Varianten von Polyaryletherketone (PAEK). Die im Vergleich zu PEEK und PEKK niedrigere Prozesstemperatur erleichtert die Verarbeitung und kann dadurch zu einer Senkung der Bauteilherstellungskosten beitragen [72, 73]. Obwohl Audoit et al. [72] einen im Vergleich zu PEEK geringeren Kristallisationsgrad des Materials nachwiesen (27 % zu 38 %), folgerten sie aus den weiteren durchgeführten Untersuchungen, dass die mechanischen, thermischen und dielektrischen Eigenschaften mit denen von PEEK vergleichbar sind. Im Forschungsumfeld wurde entsprechendes Tape-Material bereits in Umform- und TAFP-Prozessen eingesetzt [73]. Polyamid-6 (PA6) kommt, aufgrund des eingeschränkten thermischen Einsatzbereichs, für Strukturanwendungen nicht in Betracht. Gleichwohl birgt ein Einsatz im Interieurbereich, aufgrund des niedrigen Rohmaterialpreises, großes wirtschaftliches Potenzial.

Im Vergleich zu vernetzenden Martixsystemen, wie Epoxiden, zeigen Thermoplaste generell eine hohe Impacttoleranz, gute Feuer-, Rauch- und Toxizitätseigenschaften, sowie chemische Beständigkeit. Das Materialverhalten unter Last kann duktil (PA6) bis

spröde (PPS) sein, und hängt auch von der Einsatzumgebung ab [74]. Thermoplasten sind bei Raumtemperatur praktisch unbegrenzt lagerfähig, eine gekühlte Lagerung ist, im Gegensatz zu vernetzten Duromeren, demnach nicht notwendig. Die Wiederaufschmelzbarkeit der thermoplastischen Matrix ermöglicht schweißbasierte Füge-technologien, angepasste Prozess-technologie und vielfältige Recyclingskonzepte. Reduzierte Handlings-, Prozessierungs- und Montagekosten bieten gegenüber duromeren Kunststoffen oftmals Potenzial für Kosteneinsparungen [75]. Tab. 2-4 nach Red [75] gibt eine Übersicht der Entwicklung des Einsatzes von TPC für Strukturanwendungen in der Luftfahrt.

Tab. 2-4: Übersicht TPC Anwendungen in Luftfahrt-Strukturbauteilen

OEM	Anwendung
Fokker Aerostructures BV (Hoogeveen, Niederlande)	<ul style="list-style-type: none"> • Fahrwerkstür (Fokker 50)
Airbus (Toulouse, Frankreich)	<ul style="list-style-type: none"> • Thermoplastische Außenhaut mit geschweißten Rippen (A380) • Rippen und Clips am Kielbalken (A340-600) • Querruder: Rippen, Clips, Schalen für die Vorderkante • Clips und Cleats (A350 XWB)
Boeing (Chicago, USA)	<ul style="list-style-type: none"> • Bodenpanele (A400M) • Clips und Cleats (787) • Scherlastnetze (787)
Gulfstream (Savannah, USA)	<ul style="list-style-type: none"> • Bodenpanele (G450, G550, G650) • Quer und Höhenruder (650)
Sikorsky Aircraft (Stratford, USA)	<ul style="list-style-type: none"> • Bodenpanele (CH-53K)

Obwohl es sich mehrheitlich um kleine Bauteile handelt, summiert sich deren Masse schnell auf. So enthält nach Red das A380 Flugwerk über 1000 unterschiedliche Teile aus TPC. Die Gesamtmasse dieser Teile beträgt 2,27 t, was ungefähr 7,5 % des Abfluggewichts der Composite Flugzeugzelle entspricht. Weiterhin berichtet Red von potenziellen Anwendungen im Triebwerksbereich. Hier ersetzen CF/PEEK Tapes gefräste Titanteile als Motorlager oder Kabelführungen. Weiterhin verweist er auf den Bereich der unbemannten Kleinfluggeräte, und nennt einen Einsatz von TPC als Propeller durch Lockheed Martin (Bethesda, USA). Neben den Primärstrukturen bietet das Flugzeuginterieur eine Vielzahl von aktuellen und potenziellen Anwendungsfällen für TPC. Als Beispiele führt Red auf:

- Gepäckklappen Halterungen (Boeing 787)
- Seitenwand- und Deckenschienen (Airbus A330 und A340)
- Sitzelemente
- Abdeckungen in Sanitärräumen, Küchenequipment und Service Trolley

Neben dem Ersatz von Metall bietet auch die Substitution von phenolharzbasierten Composites potenzialträchtige Anwendungsfelder für TPC.

2.1.4 Charakterisierung der Ablagegüte

Zentrales Ergebnis der Ablage von UD-Tapes im TAFP-Prozess ist die Anbindung der Einzellagen. Folgende Methoden werden zur experimentellen Untersuchung des Einflusses der TAFP-Prozessparameter auf den Anbindungsgrad eingesetzt:

1. Bestimmung der Kontaktfläche der Einzellagen [43, 59, 62, 76, 77]
2. Mechanische Schälversuche (Mode-I) [45, 47, 51, 52, 59, 78, 79]
3. Bestimmung der Interlaminaren Scherfestigkeit (Mode-II) [59, 76, 78]
4. Weitere mechanische Prüfungen [42, 76, 78]

Zur Bestimmung der Kontaktfläche der Einzellagen werden dabei, neben Mikroskopie [43, 62], Computertomographie [59] und Ultraschallprüfung [43, 76] eingesetzt. Tab. 2-5 gibt einen Überblick über die in Publikationen der letzten zehn Jahre zur Charakterisierung des Anbindungsgrades eingesetzten mechanischen Prüfverfahren:

Tab. 2-5: Prüfverfahren zur mechanischen Charakterisierung der TAFP-Anbindung

Testmethode Name, Norm	Publikation Autor, Jahr	Institution	Material
Double Cantilever Beam (DCB)	Qureshi et al. 2014 [78]	University of Sheffield	CF/PEEK
ASTM D5528-01, DIN EN 6033	Ray et al. 2014 [51] Schäfer 2018 [80]	University of Limerick Technical University of Munich	CF/PEEK CF/PA6
Mandrel Peel (-)	Grouve et al. 2013 [45] Kok et al. 2016 [47]	University of Twente	CF/PPS
Wedge Peel (-)	Comer et al. 2015 [42] Stokes-Griffin et al. 2019 [79] Schledjewski et al. 2009 [52] Khan et al. 2010 [59] Henne et al. 2014 [81] Schäfer 2018 [80]	University of Limerick Australian National University University of Kaiserslautern Technical University of Munich	CF/PEEK CF/PA6 CF/PPS CF/PA6
Short beam strength (SBS) ASTM D2344, DIN EN2563	Qureshi et al. 2014 [78] Saenz-Castillo et al. 2019 [76] Comer et al. 2015 [42] Stokes-Griffin et al. 2015 [82]	University of Sheffield FIDAMC University of Limerick Australian National University	CF/PEEK CF/PEEK CF/PEEK CF/PEEK
Single Lap Shear (SLS) ASTM D5868	Qureshi et al. 2014 [78]	University of Sheffield	CF/PEEK
In-Plane Shear (IPS) DIN EN 6031	Saenz-Castillo et al. 2019 [76]	FIDAMC	CF/PEEK

Neben experimentellen Studien zur Prozessparameteroptimierung ist die Modellierung des TAFP-Prozesses einer der Schwerpunkte der Literatur. Insbesondere fokussiert werden dabei die Modellierung des Konsolidierungsvorgangs während der Ablage sowie die thermodynamische Modellierung des Prozesses. Der Konsolidierungsvorgang von TPC wird in modellhaften Betrachtungen meist in die Ausbildung unmittelbaren Kontakt und der Diffusion von Polymerketten über die Grenzflächen hinweg (engl. healing) aufgeteilt. Nach Schäfer [77] sind die meistgenannten Modelle der Kontaktentwicklung das statistische Rechteckmodell von Dara und Loos [83], das gleiche Rechtecke Modell

von Lee und Springer [84] und das anteilige Modell von Yang und Pitchumani [85]. Die Modelle beschreiben die Kontaktentwicklung durch die Nivellierung der rauen Materialoberfläche in Abhängigkeit der Prozessparameter wie dem Anpressdruck und der Viskosität in Abhängigkeit der Temperatur. Alle drei Modelle quantifizieren den Kontaktgrad D_{ic} (engl.: Degree of intimate contact D_{ic}) durch den Quotienten der in physischem Kontakt stehenden Fläche zur projizierten Materialfläche:

$$D_{ic} = \frac{\text{Fläche in Kontakt}}{\text{projizierte Materialfläche}} \quad (2-2)$$

Lee und Springer modellieren die Oberflächenrauheit durch periodische Rechteckselemente (Abb. 2-6).

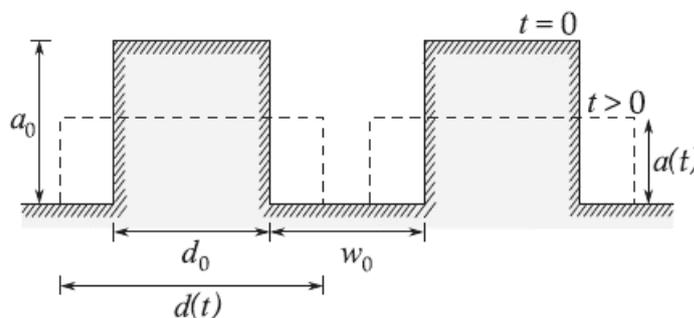


Abb. 2-6: Idealisierte Repräsentation der Oberflächenunebenheiten durch periodische Rechteckselemente ([45] nach [84])

Unter Annahme von Massenerhaltung und laminarem Fließen leiten sie für die Entwicklung des Kontaktgrades D_{ic} in Abhängigkeit der Zeit den Ausdruck her. Dabei ist t_c die Kontaktzeit, P_{app} der applizierte Druck, η_0 die Null-Scherraten Viskosität und T die Temperatur. a_0 , d_0 und w_0 beschreiben die Oberflächenrauheit der Kontaktflächen gemäß Abb. 2-6.

$$D_{ic}(t_c) = D_{ic,0} \left[1 + 5 \left(1 + \frac{w_0}{d_0} \right) \left(\frac{a_0}{d_0} \right)^2 \int_0^{t_c} \frac{P_{app}(t)}{\eta_0(T(t))} dt \right]^{1/5} \quad (2-3)$$

Die grundlegenden Modelle wurden weiterentwickelt, beispielsweise durch die Erweiterung des Modells von Lee und Springer für nicht-isotherme Prozesse von Mantell und Springer [86], und wiederholt für die Modellierung der Konsolidierung von UD-Tapes [87] im Allgemeinen und für TAFP im Speziellen [45, 67, 88] angewendet.

Über die in Kontakt stehenden Flächen verbinden sich die Fügepartner durch Polymerkettendiffusion. Die beiden grundlegenden Modelle sind hier nach Schäfer [80] die von Rouse [89] und de Gennes [90]. Eine Kombination derartiger Modelle mit der Kontaktentwicklung, wie beispielsweise von Yang und Pitchumani [91] vorgestellt, erlaubt eine

Modellierung des Grades der Anbindung (engl. Degree of bonding, D_b), und wurde vielfach für die Beschreibung des Konsolidierungsverhaltens im TAFP-Prozess verwendet [45, 67, 68, 88, 92].

Die Temperatur stellt dabei für beide Teilmodelle einen zentralen Eingangsparameter dar. Verschiedene Studien schlagen deshalb thermische Prozessmodelle für den TAFP-Legeprozess vor [37, 46, 55, 93–95]. Zur Beschreibung der Laserstrahlung werden dabei teilweise auch optische, auf Ray-Tracing-Technik beruhende Modelle mit implementiert [46, 55]. Verschiedene Studien setzen sich mit dem Zersetzungsverhalten der Polymere bei Überschreiten der optimalen Prozesstemperatur auseinander [96–98]. Dolo et al. [96] entwickelten bezogen auf die laserbasierte Ablage von CF/PEEK ein Degradationsmodell für die PEEK Matrix. In Abhängigkeit der Umgebung (Luft, Sauerstoff, Stickstoff) lässt sich in Abhängigkeit der Verweilzeit des Polymers, die sich über Wärmetransfermodelle aus der Legegeschwindigkeit und anderen Randbedingungen ergibt, die maximale Prozesstemperatur für eine degradationsfreie Ablage ermitteln.

Neben den Eigenschaften des Interfaces der Einzellagen beeinflusst der TAFP-Legeprozess auf intralaminarer Ebene auch die Porosität und die Kristallinität des Materials [42, 43, 76, 77, 80]. Porenanteile in CFK werden standardmäßig nach DIN 2564 durch nasschemische Analyse bestimmt [99, 100]. Daneben wird Porosität auch durch Mikroskopie [42, 76], Computertomographie [42, 77, 99] und physikalisch mittels des Archimedischen Prinzips [76] quantifiziert. Die Kristallinität wird meist mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (engl.: differential scanning calorimetry, DSC) ermittelt [42, 51, 76]. Für Polyamide wird auch Röntgendiffraktion zur Bestimmung der einzelnen Phasen eingesetzt [101].

2.1.5 Prozessketten

Eine zentrale Frage bei der Entwicklung von auf dem TAFP-Prozess basierenden Prozessketten ist, ob im Legeprozess eine vollständige Konsolidierung des Laminats erzielt werden soll, oder ob ein zusätzlicher, nachgelagerter Prozessschritt das Laminat konsolidiert. Gegenstand vieler Studien ist die Ablage eines vollkonsolidierten Bauteils im TAFP-Prozess in Endkontur, wodurch die Entformung und eine Besäumung der Bauteilkontur die einzig notwendigen, nachgelagerten Prozessschritte darstellen (Abb. 2-7).

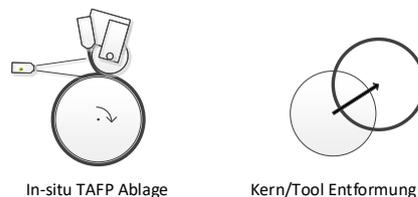


Abb. 2-7: Prozesskette TAFP In-Situ-Konsolidierung

Dieser Prozess wird oftmals als „In-Situ Konsolidierung“ (engl. in-situ Consolidation, ISC) bezeichnet. Um die vollständige Konsolidierung der Matrix im Legeprozess zu ermöglichen, ist jedoch eine sehr exakte Prozessführung notwendig. Die Abhängigkeit

der im Prozess erzielten Verarbeitungstemperatur von der Ablagegeometrie stellt eine der zentralen Herausforderungen hinsichtlich der Anwendung von in-situ Legeprozessen für dreidimensionale Strukturen dar. Erste Anträge wurden durch Kollmannsberger et al. mit einem voraussagendem Ansatz gemacht [24, 48, 64]. Dabei werden Informationen des Ablagepfades in den Regelkreis der Temperatursteuerung integriert, um eine automatische Anpassung der Laserleistung im Bereich geometrischer Unstetigkeiten zu ermöglichen. Ein weiterer Ansatz ist die Verwendung adaptiver Heizelemente, wie der Vertical-Cavity Surface-Emitting Laser (VCSEL) Technologie [102, 103]. Aufgrund des niedrigen Technologiereifegrades dieser Lösungen wird der Prozess aktuell in erster Linie für die Herstellung einfacher Platten mit geraden Faserbahnen, sowie für Rotationskörper [81, 104, 105] eingesetzt (In-situ Wickeln). Gleichzeitig werden selbst für einfache Geometrien meist nicht die mechanischen Eigenschaften von Referenzprozessen erreicht [97]. Außerdem müssen für die Erreichung eines hohen Konsolidierungsgrades geringe Legegeschwindigkeiten gefahren werden [97, 106]. Hinsichtlich der Wirtschaftlichkeit des Prozesses muss zudem bedacht werden, dass der ISC-TAFP-Prozess zum Erzielen hoher Konsolidierungsgrade in der Ablage hochwertiges Tape-Material benötigt [107–109]. Dies hat, aufgrund der aufwendigeren Produktion im Vergleich zu Tapes durchschnittlicher Qualität, einen höheren Materialpreis pro Bauteil zur Folge. Rodriguez-Lence et al. [107] nannten als Anforderungen eines für ISC-TAFP gut geeigneten Tapes eine homogene Faser-Matrix Verteilung, eine matrixreiche Oberfläche, einen flachen Tapequerschnitt sowie akkurate Toleranzen. Auch Khan et al. [59] wiesen einen negativen Einfluss der Oberflächenrauheit des Tapes auf D_{ic} -Entwicklung und die mechanische Anbindung nach. Gruber et al. [109] thematisierten zusätzlich die mangelhafte Imprägnierung von Tapes, die zu Poren in ISC-TAFP Laminaten führten.

Ein anderer Ansatz ist es, den TAFP-Prozess für eine Ablage in Endkontur mit partieller Vorkonsolidierung zu verwenden, und das Laminat in einem nachgelagerten Prozessschritt im Autoklav oder Ofen vollständig zu konsolidieren (Abb. 2-8).

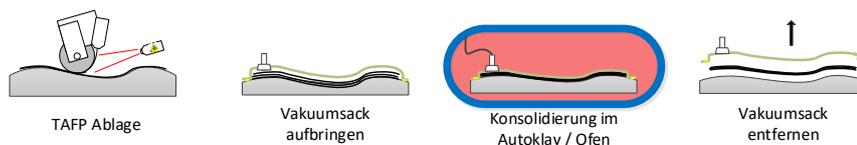


Abb. 2-8: Prozesskette TAFP-Ablage in Endkontur mit nachgelagerter Konsolidierung

Da die variotherme Autoklavkonsolidierung eventuell in der Preform eingeschlossene Porositäten konsolidiert, muss in der TAFP-Ablage in erster Linie eine geometrietreue Positionierung der Fasern sichergestellt werden, der Grad der Anbindung ist von untergeordneter Wichtigkeit. Dadurch können, im Vergleich zu ISC-TAFP, potenziell komplexere Geometrien abgelegt werden. Da keine Umformung der abgelegten Struktur im nachgelagerten Prozessschritt erfolgt, kann die Faserarchitektur im Legeprozess exakt definiert werden. Lastpfade können so ideal abgebildet werden, beispielsweise durch gekrümmte Fasern. Dennoch ist die umsetzbare Geometrie durch anlagenseitige Randbe-

dingungen, wie die Dimensionen des Legekopfes bzw. die Verformbarkeit der Lege-rolle, beschränkt. Die Gesamtprozesskosten pro Bauteil sind allgemein als höher zu bewerten, da Investitions- und Betriebskosten des Autoklavs bzw. Ofens berücksichtigt werden müssen. Zusätzlich ist die Aufbringung eines Vakuumsackes in der Arbeitsvorbereitung notwendig, welche meist in Handarbeit erfolgt. Da variotherme Konsolidierungszyklen für Hochleistungsthermoplaste oft mehrere Stunden dauern, limitiert meist der Konsolidierungsprozess die erreichbaren Produktionsraten pro Linie. Doch auch die Legezeiten können, abhängig von der Bauteilgeometrie, lang sein, da die Ablage komplexer Geometrien oftmals nur mit langsamen Maschinenbewegungen erfolgen kann.

Die dritte relevante Prozesskette ist die Umformung auf TAFP-Basis. Hier legt die TAFP-Anlage teilkonsolidierte Preforms in 2D oder 2,5D, jedoch nicht in Endkontur, ab. Ein heizpressenbasierter Prozessschritt formt die Preforms dann in Bauteilgeometrie um und konsolidiert das Laminat gleichzeitig. Im Gegensatz zum Stand der Technik vergleichbarer Prozessketten zur Umformung von ultraschallgehefteten ATL-Gelegen [20, 110] entfällt der Zwischenschritt der Vorkonsolidierung der Preforms. Die Temperatur des Pressenwerkzeugs ist im Umformprozess konstant. Ein externer Ofen heizt die Preforms über Schmelztemperatur auf, zumeist basierend auf Infrarotstrahlung oder Konvektion, bevor der Transfer in die Presse erfolgt. Zum Handling der Preform wird dabei meist ein Spannrahmen eingesetzt.

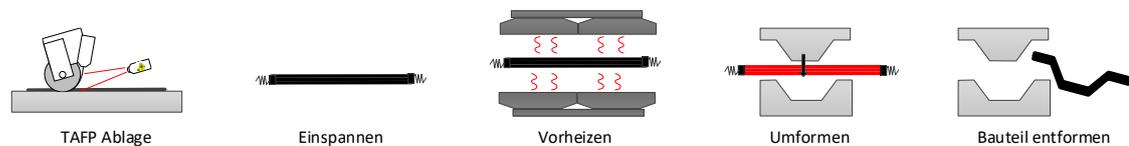


Abb. 2-9: Prozesskette Umformung von TAFP-Preforms

Da die Haltezeit in der Presse wie auch die Vorheizzeit deutlich unter fünf Minuten liegt, kann diese Prozesskette kurze Zykluszeiten umsetzen, und dadurch hohe Produktionsraten abbilden. Im ebenen TAFP Preforming können maschinenseitig prinzipiell schnellere Legegeschwindigkeiten im Vergleich zu ISC und Endkonturablage gefahren werden. Auswirkungen hoher Legegeschwindigkeiten auf die final erzielte Bauteilqualität wurden bislang nicht näher untersucht.

Tab. 2-6 fasst die zentralen Vor- und Nachteile der vorgestellten Prozessketten auf TAFP-Basis zusammen.

Tab. 2-6: Potenziale und Einschränkungen der auf TAFP basierenden Prozessketten ([32], ergänzt)

Prozesskette	Potenziale	Einschränkungen
TAFP In-Situ-Konsolidierung	<ul style="list-style-type: none"> + effizienter Prozess (nur ein Prozessschritt) + Direkte Steuerung der Tow-Positionierung (verglichen zu Umformung) + geringe Investitionskosten 	<ul style="list-style-type: none"> - geringe Legegeschwindigkeit - hohe Rohmaterialkosten - geringer TRL für komplexe Geometrien
TAFP-Ablage in Endkontur mit nachgelagerter Konsolidierung	<ul style="list-style-type: none"> + komplexere Geometrien umsetzbar (verglichen zu ISC) + Direkte Steuerung der Tow-Positionierung (verglichen zu Umformung) + günstigeres Rohmaterial kann eingesetzt werden 	<ul style="list-style-type: none"> - lange Prozesszeiten des Konsolidierungszyklus - geringe Legegeschwindigkeiten bei komplexen Geometrien - geometrische Machbarkeitseinschränkungen
Umformung von TAFP-Preforms	<ul style="list-style-type: none"> + schnelle Ablageschwindigkeiten + geringe Zykluszeiten der nachgelagerten Prozessschritte + alle formbaren Geometrien können umgesetzt werden + hoher TRL der Umformprozesskette für TPC 	<ul style="list-style-type: none"> - komplexe Gesamtprozesskette - Fließ- und Formvorgänge bestimmen Tow-Position, nur indirekt steuerbar - Porositätsentwicklung über die Prozesskette noch unzureichend beforscht - nicht für alle Bauteile geeignet

2.1.6 Technologiedemonstratoren

Obwohl der TAFP-Prozess in der Luftfahrtbranche noch nicht in der Serienfertigung von Bauteilen eingesetzt wird, existieren verschiedene Demonstratoren hoher Technologiereife im akademischen wie industriellen Umfeld. Dieser Abschnitt zeigt relevante Beispiele, gruppiert nach der verwendeten Prozesskette.

TAFP In-Situ-Konsolidierung

Die Technische Universität München entwickelte, in Zusammenarbeit mit Airbus Defense & Space (Manching), ein aus TPC bestehendes Modul für eine Höhenforschungsrakete [105]. Im Herstellungsprozess wurden CF/PEEK-Tapes im ISC-TAFP-Verfahren direkt auf Substratringe abgelegt, welche zuvor durch Formpressen von langfaserverstärktem Kunststoffe (ebenfalls CF/PEEK) hergestellt wurden. Der Demonstrator wurde in einer Rakete verbaut, die am 04. März 2019 als Teil der REXUS Mission des Deutschen Zentrums für Luft und Raumfahrt (DLR; Köln, Deutschland), der Schwedischen Nationalen Raumfahrtorganisation (SNSA; Solna, Schweden) und der Europäische Weltraumorganisation (ESA; Paris, Frankreich) gestartet ist. Dadurch konnte für eine derartige im ISC-TAFP-Prozess hergestellte Struktur erstmals die Flugtauglichkeit in einem tatsächlichen Start gezeigt werden.

FIDAMC (Getafe, Spanien) beforcht seit fast zehn Jahren die TAFP-Technologie [107]. Das Unternehmen ist dabei auf die Entwicklung in ISC-TAFP und Out-of-Autoclave (OoA) Prozessketten fokussiert. Im Rahmen der Beteiligung an verschiedenen, über die CleanSky und CleanSky2 Programme geförderten Forschungsprojekten entstanden verschiedene Technologiedemonstratoren. Dazu zählen die Machbarkeitsdemonstratoren auf den Projekten ISHINTER und GRA, in denen Stringer mittels OoA-Technik mit einer flachen, im TAFP-Prozess hergestellten Haut co-konsolidiert wurde. Die Stringer wurden vorab durch Umformung von TAFP-Preforms gefertigt. Für den CleanSky2 Multifunctional Fuselage Demonstrator entwickelte FIDAMC zwei alternative Herstellungsprozesse für eine gekrümmte Außenhaut mit Stringern. Im ersten Ansatz wurde die Außenhaut im ISC-TAFP-Prozess direkt auf die Stringer abgelegt. Der zweite Ansatz basiert auf einem nachträglichen Fügen von TAFP-Außenhaut und Stringern im Ofen.

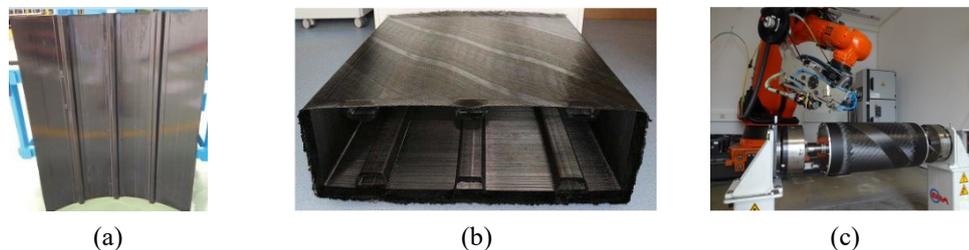


Abb. 2-10: Technologiedemonstratoren Prozesskette TAFP ISC

(a) FIDAMC curved panel [107]; (b) Universität Limerick / ICOMP Wing-box [111]; (c) TUM LCC Raketenmodul [112]

In Kooperation mit dem Irish Composite Center (ICOMP) stellte die Universität Limerick im ISC-TAFP-Prozess einen Wing-box Demonstrator aus CF/PEEK-Tapes her [111]. Es ist der erste ISC-TAFP Demonstrator mit teilweise gekrümmter Faserarchitektur. Entsprechend einer assoziierten wissenschaftlichen Veröffentlichung [113] konnten Krümmungsradien von 400 mm in hoher Qualität abgelegt werden.

TAFP-Ablage in Endkontur mit nachgelagerter Konsolidierung

Das Fraunhofer IGCV verwendete, im Rahmen der durch das Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (BMWi) geförderten Forschungsk Kooperation GeKo-Therm mit der Airbus Helicopters Deutschland GmbH (AHD; Donauwörth, Germany), die Prozesskette TAFP-Ablage in Endkontur mit nachgelagerter Konsolidierung zur Herstellung eines Flexbeam-Demonstrators [36]. Das hybride Bauteil, bestehend aus GF/PEEK- und CF/PEEK-Tapes, verbindet das Rotorblatt mit dem Rotormast. Die durch das komplexe Bauteildesign erzielte lokalen Steifigkeitsreduktionen sind essenziell für das lagerlose Rotorsystem von AHD.

In den Niederlanden adressiert das TAPAS (Thermoplastic Affordable Primary Aircraft Structure) Programm seit annähernd zehn Jahren die Entwicklung von Luftfahrt Primärstrukturen aus TPC. Zu den zwölf beteiligten Partnern zählen Fokker (Amsterdam, Niederlande), Airbus und das NLR (Amsterdam, Niederlande). Für den Orthogrid

Rumpfschalendemonstrator aus TAPAS2 setzte Fokker einen auf Ultraschall basierenden TAFP-Prozess mit anschließender Autoklavkonsolidierung zur Herstellung der Außenhaut aus CF/PEKK ein. Der Autoklavprozess wurde dabei ebenfalls genutzt, um die Stringer im Co-Konsolidierungsverfahren zu fügen. Als einen weiteren Demonstrator des TAPAS2 Projektes wurde vom NLR ein Oberspant für einen Triebwerkspylonen aus CF/PEKK umgesetzt. Dieser wurde im laserbasierten TAFP-Prozess in Endkontur abgelegt und im Autoklav konsolidiert [114].



Abb. 2-11: Technologiedemonstratoren Prozesskette TAFP-Ablage in Endkontur mit nachgelagerter Konsolidierung

(a) Fraunhofer IGCV Helikopter Flexbeam [36]; (b) Fokker Orthogrid Rumpfschale [115]; (c) NLR Triebwerkspylon [114]; (d) Stelia Arches Box [116]

Stelia Aerospace (Toulouse, Frankreich) stellte auf der Paris Air Show 2017 einen als TP ARCHES Box bezeichneten Demonstrator für eine Rumpfstruktur aus TPC vor [116]. Die Außenhaut des Demonstrators wurde im TAFP-Verfahren in Endkontur abgelegt und anschließend out-of-autoclave konsolidiert [117]. Weiter wurden thermoplastische Technologien wie AFP Ablage der Blitzschlag-Schutzbeschichtung, dynamisches Induktionsschweißen der Stringer, durch kurz- und langfaserbasiertes Hinterspritzen hergestellte hybride TP-Strukturen sowie Umformung von Stringern und Frames aus Organoblechen in den Demonstrator integriert [17].

Umformung von TAFP-Preforms

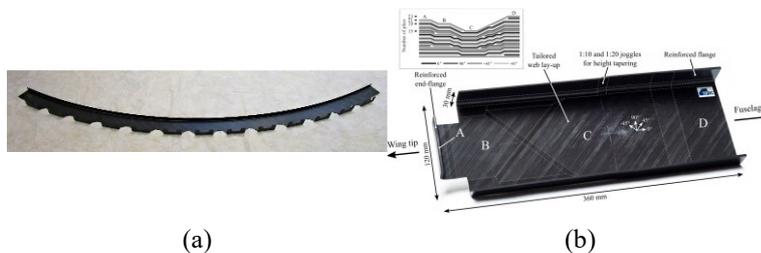


Abb. 2-12: Technologiedemonstratoren Prozesskette Umformung von TAFP-Preforms

(a) Premium Aerotec / LuFo V-3 OSFIT Konsortium C-Spant [118]; (b) TPRC Tailored Spant [119]

Als Teil des vom BMWi geförderten LuFo V-3 Forschungsprogramms entwickelt ein von der Premium Aerotec GmbH (Augsburg, Deutschland) geführtes Konsortium einen vollintegrierten C-Spant [120]. Der Herstellungsprozess basiert auf der Prozesskette Umformung von TAFP-Preforms. Der Umformprozessschritt beinhaltet dabei ein direktes Fügen der Stabilisierungselemente. Das inline Shimming durch additive Fertigungsverfahren ermöglicht direktes Toleranzmanagement.

Das Thermoplastic Composite Research Center (TPRC; Enschede, Niederlande) stellte kürzlich einen Tailored Spant vor. Die für die Umformung auf CF/PEEK im TAFP-Prozess abgelegten Preforms enthalten ausgeschäftete Lagen. In entsprechenden wissenschaftlichen Veröffentlichungen verglichen die Forscher die Prozesskette mit der Pressenkonsolidierung und ultraschallbasiertem Preforming [121].

2.2 Prozessspezifische Designparameter und resultierende Defekte

2.2.1 Krümmungsradius

Die Freiheitsgrade von roboterbasierten AFP-Legeköpfen bieten eine hohe Flexibilität für eine Faserablage entlang dreidimensionaler Bahnen. Von großer Bedeutung ist in diesem Kontext die Bahnplanung als zentraler Bestandteil des CAD/CAM basierten Manufacturing Engineering Prozessbausteins, der die Schnittstelle zwischen Klassischem Engineering und der Produktion darstellt. Die effektive Legebreite der AFP ist dabei ein ganzzahliges Vielfache der Towbreite, weswegen die Bahnplanung tow-diskret erfolgt. Doppelt gekrümmte Flächen können somit nur durch parallele Bahnen vollständig bedeckt werden [122]. Die entsprechenden Referenzkurven sind auf einer doppelt gekrümmten Oberfläche nicht-geodätisch [122].



Abb. 2-13: Spannungszustand eines Tows bei der Ablage entlang von nicht-geodätischen Pfaden

Patrikalakis und Maekawa definierten in ihrem Werk zu den mathematischen Grundlagen der Bahnplanung im Computer Aided Design und Manufacturing [123] Geodäten als Kurven ohne geodätische Krümmung. Eine alternative, häufig verwendete Definition, beschreibt einen geodätischen Pfad als die kürzeste Verbindung auf einer Oberfläche [122]. Eine Ablage entlang nicht-geodätischen Pfaden wird in der Literatur als Fiber Steering bezeichnet [35]. Um gekrümmten Pfaden zu folgen, muss der Legekopf gleichzeitig zur transversalen Bewegung um die z-Achse rotieren. Dazu wird das abzulegende Material auf Biegung in der Ebene belastet, wodurch lokal Zug- und Druckspannungen induziert werden [124]. Häufig wird das Problem vereinfacht als zweidimensionale Biegung betrachtet, wie in Abb. 2-13 dargestellt. Auch Zhao et al. [125] verwendeten das ebene Biegemodell zur Modellierung der Korrelation der geodätischen Krümmung des Ablagepfades mit der zu erwartenden Faserwelligkeit. Wang et al. [126] beschrieben

den Lastfall im Fiber Steering dagegen als Kombination von Scher- und Biegebelastung. In beiden Modellen nimmt die Belastung mit sinkendem Krümmungsradius der zugrundeliegenden Bahnkurve zu; der Steeringradius ist demnach ein zentraler, prozesstechnischer Designparameter. Die Spannungen können Deformationen des Materials hervorrufen und zu einer lokal reduzierten Ablagequalität führen. Lukaszewicz et al. [35] unterschieden dabei zwischen den in Abb. 2-14 dargestellten drei Defektarten: deplatzierten Tows, knickenden Tows und abstehenden Tows.

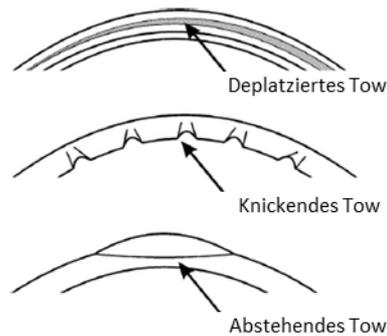


Abb. 2-14: Durch Fiber Steering hervorgerufene Defektarten ([35], übersetzt)

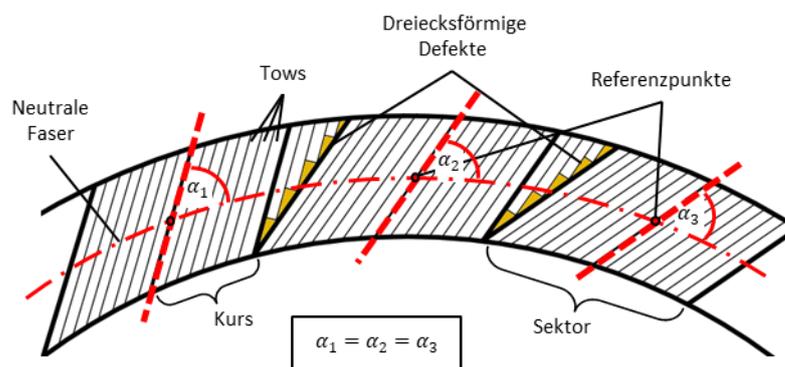
Statt von knickenden Tows wird auch von Faserwelligkeit, oder Ondulationen, gesprochen [127]. Diese kann sich in der Lagenebene (in-plane) oder normal zu dieser (out-of-plane) ausbilden. Verschiedene Studien behandeln Fiber Steering und seine Auswirkungen [35, 113, 126–138]. Oftmals werden dabei die Zusammenhänge zwischen Steeringradius, Prozessparametern und erzielbarer Ablagequalität adressiert [113, 127, 130, 132, 135, 136, 138]. Einhergehend werden teilweise simulative Modelle zur Vorhersage der Faserwelligkeit entwickelt und durch die experimentellen Ergebnisse validiert [127–129, 133, 138]. Tab. 2-7 zeigt einen Überblick der verfügbaren Studien, die eine experimentelle Charakterisierung beinhalten. Die einzig derzeit verfügbare Publikation zum AFP-Steering von Materialien mit thermoplastischem Matrixsystem ist demnach die Arbeit von Clancy et al. [113]. Die Autoren untersuchten das Ablageverhalten von CF/PEEK-Material in einer Breite von 6 mm und 6,35 mm anhand von taktilen Dicken- und Breitenmessungen, Mikroskopieaufnahmen sowie Wedge-Peel-Tests. Die Versuche zeigten, dass Steeringradien von bis zu 400 mm erreichbar sind. Die dabei erzielte Qualität entsprach der Prozessierung konventioneller duromerer Prepregs oder war besser als diese. Die Aussagekraft der Wedge-Peel-Versuche war aufgrund der geringen Anzahl der getesteten Probekörper pro Prüfserie (zwei bis drei) eingeschränkt.

Tab. 2-7: Überblick Studien zum Steering Verhalten im Automated Fiber Placement

Publikation Autor, Jahr	Material- system	Towbreite [mm]	AFP Anlage	Radiusbereich [mm]	Charakterisie- rung
Bakhshi und Hojjati 2019 [139]	Duromer Pre- preg	6,35	Automated Dy- namics XTP- 500 8f	558,8	Vermessung Fal- tenlänge mittels Kamera
Beakou et al. 2011 [138]	Duromer Pre- preg	?	FPV-Atlas	4000 - 1500	Visuelle Fehlerde- tektion
Chen et al. 2015 [130]	Duromer Pre- preg	3,175	Viper 8f	785 - 114	Visuelle Fehlerde- tektion
Clancy et al. 2018 [113]	Thermoplast UD-Tape (CF-PEEK)	6	AFPT	2000 - 200	Visuelle Fehlerde- tektion, Breiten- und Dickenmes- sung
Heller et al. 2018 [132]	Duromer Pre- preg	3,175	Coriolis C1 8f	800 - 400	Visuelle Fehlerde- tektion, Bildverar- beitung
Hörmann 2016 [127]	Duromer Pre- preg	3,175	Coriolis C1 8f	800	Mikroskopie
Matveev et al. 2016 [133]	Trockenfasern	6,35	Coriolis C1 8f	1500 - 400	Messung der Wel- lenlänge durch Abzählen
Smith et al. 2016 [135]	Duromer Pre- preg	6,35; 3,175	Automated Dy- namics 4f	2000 - 300	Visuelle Fehlerde- tektion
Veldenz et al. 2017 [136]	Trockenfasern	6,35	Coriolis C1 8f	2000 - 100	3D Oberflächen- scan

2.2.2 Konvergenzzonendesign

Die maximale Abweichung der Faserausrichtung von der nominellen Faserrichtung ist durch die Design- bzw. Fertigungsvorschriften vorgegeben, oftmals zu 5° . Dass auch quasiisotrope Laminare hinsichtlich ihrer Festigkeit sensibel auf von der nominellen Faserorientierung abweichende Lastrichtungen reagieren, wiesen Sun und Zhou in [140] nach. Die Einhaltung der maximalen Faserwinkelabweichung erfordert im Falle einer gekrümmten neutralen Faser lokale Anpassungen der Faserorientierung für alle nicht in Richtung der neutralen Faser verlaufenden Orientierungen.

**Abb. 2-15: Entstehung von dreiecksförmigen Fehlstellen durch Sektorisierung**

Eine Einschränkung der meisten kommerziell erhältlichen AFP-Anlagen ist, dass das Material im Ablageprozess nur orthogonal zu seiner Förderrichtung geschnitten werden kann, was in diesem Kontext, wie in Abb. 2-15 dargestellt, zur Ausbildung dreiecksförmiger Fehlstellen führt.

Ein Bereich konstanter Faserorientierung wird als Sektor bezeichnet. Die Faserausrichtung eines Sektors wird in einem Referenzpunkt relativ zur neutralen Faser generiert. Die weiteren Kurven verlaufen parallel zur so generierten Referenzkurve (engl.: guide curve). In der Konvergenzzone zweier Sektoren enden die Fasern jeweils an der Sektorgrenze, die meist parallel zu einer Referenzlinie einer der beiden Sektoren definiert wird. Im anderen Sektor führt das orthogonale Schneiden der Tows zur Ausbildung dreieckförmiger Defekte. Abb. 2-16 zeigt dies am Beispiel einer 45°-Lage eines geometrisch komplexen Bauteils.

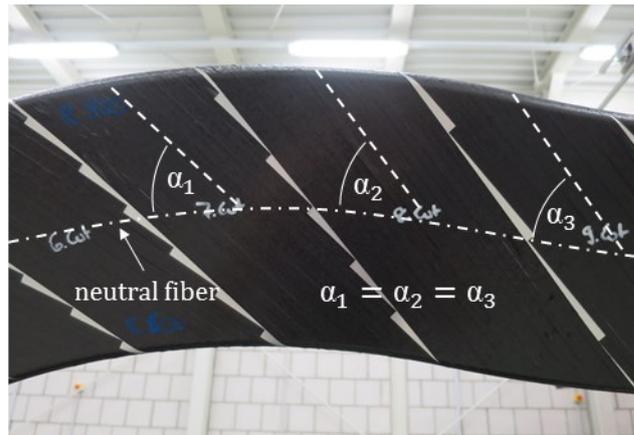


Abb. 2-16: Dreieckförmige Fehlstellen am Beispiel einer 45°-Lage [141]

Im Manufacturing-Engineering-Prozess kann das Design dieser Defekte über den Grad der Überlappung kontrolliert werden; das Konvergenzzoneendesign stellt damit den zweiten zentralen, prozessspezifischen Designparameter dar. Wie in Abb. 2-17 dargestellt können die Defekte als vollständige Fehlstelle (engl.: Gap), vollständige Überlappung (engl.: Overlap), oder eine Mischkonfiguration ausgeführt werden.

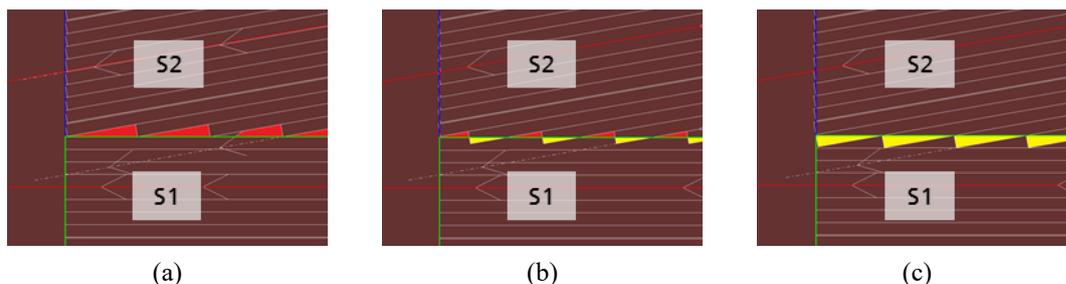


Abb. 2-17: Designvarianten der Konvergenzzone zweier Sektoren mit unterschiedlicher Faserorientierung [142]

(a) 0 % Überlappung (Gaps); (b) 50 % Überlappung; 100 % Überlappung (Overlaps)

Da ihr Auftreten designbedingt notwendig und damit geplant ist, müssen diese Defekte klar von ungewollt auftretenden Defekten unterschieden werden. Solche können beispielsweise durch Maschinentoleranzen hervorgerufen werden; ihr zufälliges Auftreten kann deswegen allenfalls über statistische Methoden im Engineering-Prozess berücksichtigt werden. Um demgegenüber die planbar auftretenden Defekte bedarfsgerecht be-

rücksichtigen zu können, ist das Verständnis ihrer Auswirkungen auf die Bauteilperformance essenziell. Dadurch können spezifische Anforderungen und Allowables in Kombination mit entsprechenden Knock-Down-Faktoren definiert werden, um den Defekteinfluss in die Bauteilauslegung zu berücksichtigen. Verschiedene Studien adressieren den Einfluss derartiger AFP-Defekte auf das mechanische Verhalten TSC experimentell [143–150] und/oder numerisch [143, 145, 147, 149–153]. Tab. 2-8 fasst die verfügbaren experimentellen Studien zusammen.

Tab. 2-8: Überblick experimentelle Studien zu Effects of Defects TSC-AFP

Publikation Autor, Jahr	Probenherstellung	Defektart	Analyse Mikrostruktur	Mechanische Charakterisierung
Croft et al. 2011 [146]	Manuell	Gaps, Overlaps, Twists	Mikroskopie	Zug, Druck, Schub, Open-Hole-Tension (OHT), Open-Hole-Compression (OHC)
Lan et al. 2015 [149]	AFP (Coriolis C1)	Gap, Overlaps	Mikroskopie	Zug
Lan et al. 2016 [143]				Druck, Schub
Marouene et al. 2017 [145]	AFP (MAG Viper 4000)	Gaps, Overlaps	-	OHC
Mukhopadhyay et al. 2015 [150]	Manuell	Welligkeit	Mikroskopie	Zug
Mukhopadhyay et al. 2015 [147]				Druck
Sawicki et al. 1998 [144]	Manuell	Gaps, Overlaps	-	Druck, OHC
Woigk et al. 2018 [148]	Manuell	Gaps, Overlaps	Mikroskopie	Zug, Druck

In diesen Studien herrscht Konsens, dass Defekte in Einzellagen lokale Fehlausrichtungen der Fasern hervorrufen können, welche dann wiederum einen Einfluss auf das mechanische Verhalten des Laminates haben können. Dabei wird oft auch von Welligkeit der Fasern gesprochen.

Neben der tatsächlichen Verwendung von Legeverfahren werden in der Literatur verschiedene Techniken eingesetzt, um Faserwelligkeit künstlich kontrolliert in Laminat einzubringen. Eine Möglichkeit ist es, durch auslaufende Lagen beziehungsweise zusätzlich in transversaler Richtung aufgebraachte Materialstreifen zur Beeinflussung der Welligkeit zu nutzen [147, 154, 155]. Auch Metallstäbe werden in transversaler Richtung in Laminat eingebracht, um out-of-plane Welligkeiten zu erzeugen [156, 157]. El-Hajjar und Shams [157] entfernen diese Metallstäbe nach der initialen Aushärtung des Laminates, und füllen die entstandene Lücke mit Reinmatrix auf. Bloom et al. [158] verwenden einzelne Lagen mit Übermaß, die in eine definierte Geometrie eingepasst werden. Wisnom und Atkinson [159] verwenden ein gekrümmtes Aushärtewerkzeug aus Metall, um während der Aushärtung Welligkeit in den vom Werkzeug abgewandten Lagen zu erzeugen. Dies geschieht aufgrund der durch die Radiusänderung des Werkzeuges hervorgerufenen Druckdehnung, die mit rund 2 % angenommen wird. Über die einstellbare Krümmung des Werkzeuges kann die Stärke der Welligkeit beeinflusst werden. Kuo et al. [160] verwendeten zwei sinusförmige Werkzeughälften um Preforms mit definierter out-of-plane Welligkeit herzustellen. Zur Herstellung von Laminaten mit

thermoplastischer Matrix und lokaler, definierter Welligkeit setzen Adams und Hyer [161] einen dreistufigen Prozess ein. Im ersten Schritt wird dabei eine wellige Einzelschicht aus unidirektionalem Tape erzeugt, in dem mit Kapton gemantelte Kupferstäbe auf einem ebenen Werkzeug fixiert werden, und ein variothermer Konsolidierungszyklus in einer Heizpresse gefahren wird. Die entstandenen Zwischenräume werden im zweiten Schritt mit Tapestreifen gefüllt. Im dritten Schritt wird die zuvor hergestellte ondulierte Lage mit den ebenen Lagen co-konsolidiert. Die definierte Erzeugung von in-plane Welligkeiten ist ungleich schwieriger zu realisieren. So verwenden Mrse und Piggott [162] eine mechanische Vorrichtung, um eine initiale out-of-plane Welligkeit in ihr Laminat einzubringen. Im nächsten Schritt nutzen sie ein Bügeleisen, um die Wellen zu glätten.

2.2.3 Charakterisierung von Defekten

Hsiao und Daniel [163] beschrieben Faserwelligkeit durch eine Sinusfunktion. Die Welle ist entsprechend über die Wellenlänge λ , die Amplitude A und den Abweichungswinkel α , der Winkel der Tangente der maximalen Steigung der Ondulation zur nominellen Faserrichtung, definiert. Abb. 2-18 zeigt die beschriebenen geometrischen Größen.

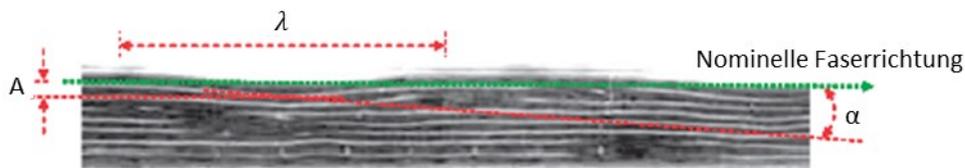


Abb. 2-18: Out-of-plane Welligkeit am Beispiel einer RTM-Komponente ([164] nach [165])
Gekennzeichnet sind die Wellenlänge λ , die Amplitude A und der Abweichungswinkel α

Als Maß für den Welligkeitsgrad (engl. severity of waviness) S wird oftmals auch der Quotient

$$S = \frac{A}{\lambda} \quad (2-4)$$

verwendet [125, 155, 161, 162, 164, 166, 167]. Der Wellenansatz ist in der Literatur weit verbreitet [125, 147, 161, 164, 166–169]. Daneben existieren aber auch andere Ansätze, wie beispielsweise die Verwendung einer Gauß-Kurve für eine isolierte Welle [170].

Um die Faserwelligkeit in unidirektionalen Prepreg Materialien zu analysieren, werden verschiedene Techniken eingesetzt. Dabei muss grundlegend zwischen Techniken zur Oberflächenanalyse, sowie zur Analyse der Struktur innerhalb des Laminates unterschieden werden.

Zur Quantifizierung der oberflächlichen Faserwelligkeiten verwendeten Wisnom und Atkinson [159] einen Differentialtransformator (Abk. LVDT, von engl.: Linear Variable Differential Transformer) in Kombination mit einem XY-Tisch zur Vermessung der Out-of-Plane Welligkeit. Veldnez et al. [136] setzten einen Laserscanner zur Analyse der durch Fiber Steering hervorgerufenen out-of-plane Ondulationen an der Laminatoberfläche ein. Kosse et al. [171] vermaßen die in-plane Faserwelligkeit thermoplastischer Biegeproben mittels eines optischen Verfahrens. Sie definieren den Quotienten aus Faserlänge in deformiertem Zustand und der Bogenlänge als Kennzahl für die Welligkeit. Für ihre Studie zur zeitlichen Entwicklung von out-of-plane Welligkeiten in gesteerten thermoset (TS) Tows vermaßen Bakhshi und Hojjati [139] die Länge von Ablösungen anhand von mit einer handelsüblichen Kamera aufgenommenen isometrischen Bildern.

Zur Bewertung der Welligkeiten innerhalb des Laminates ist die Bildanalyse von Mikroskopieaufnahmen weit verbreitet [143, 151, 162, 172–174]. Die out-of-plane Welligkeiten können dabei mittels der in der Auswertesoftware von Mikroskopen implementierten Winkelmessfunktion quantifiziert werden. Zur Bestimmung des Grades der Welligkeit über den Winkel α wird häufig mit einer Tangente an die Lagengrenze im Bereich der stärksten Auslenkung gearbeitet, und deren Winkel zu einer Referenzorientierung bestimmt [147]. Gleichzeitig ermöglicht die Verwendung von Bildverarbeitungsroutinen und Auswertungsalgorithmen eine effiziente Auswertung. So entwickelten Wilhelmsson und Asp [174] eine MATLAB basierte Auswertungsroutine zur Charakterisierung von Faserwelligkeit in Non-Crimp-Fabrics (NCF) anhand von hochaufgelösten, großflächigen Mikroskopiebildern.

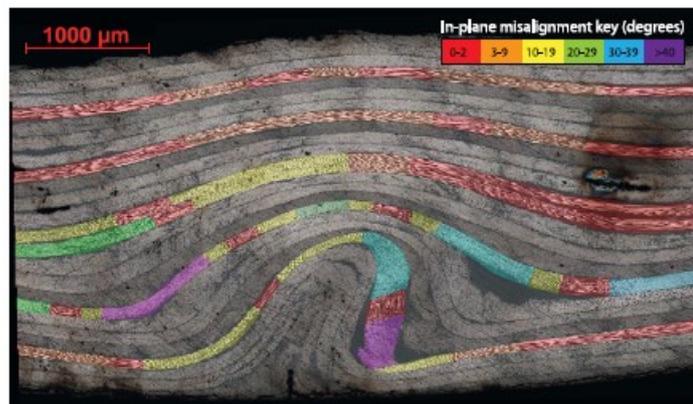


Abb. 2-19: Farbkodierte Auswertung der in-plane Winkelabweichung [175]

In-plane Winkelabweichungen können über das Erscheinungsbild der Faser in der Mikroskopieaufnahme erfasst werden. Dabei wird in der von Yurangratis [176] vorgeschlagenen Methode das Seitenverhältnis der elliptischen Faserform bestimmt. Diese Methode wurde vielfach angewendet und weiterentwickelt [151, 162, 175, 177, 178]. So setzten Lightfoot et al. [175] die open-source Bildverarbeitungssoftware ImageJ ein, um

ein farbcodiertes Bild der Stärke der Welligkeit durch eine Unterteilung in diskrete Winkelabweichungsbereiche zu erzeugen. Abb. 2-19 zeigt beispielhaft ein entsprechendes Bild. Diese farbcodierte Karte wird anschließend in MATLAB ausgewertet, um die flächenmäßigen Anteile der einzelnen Faserwinkelabweichungen zu berechnen.

Neben der Mikroskopie wurden verschiedene zerstörungsfreie Prüfmethode (ZfP) zur Analyse von Ondulationen eingesetzt. Dazu zählen Computertomographie [172, 179–182], Ultraschallprüfung [183–185], eine auf elektromagnetischen Wellen basierende Prüfmethode (THz-ZfP) [186] und die Detektion mittels Wirbelstromsensoren [187–189]. Sutcliffe et al. [172] verglichen Mikroskopieaufnahmen in Kombination mit Bildverarbeitungsroutinen mit Mikro-Computertomographie hinsichtlich ihrer Eignung zur Analyse von im Laminat befindlichen in- und out-of-plane Faserwelligkeiten. Der Einsatz eines konfokalen Laserscanningmikroskops ermöglichte Clarke et al. [190] eine dreidimensionale Abbildung von Glasfaserondulationen in Epoxidmatrix. Für Carbonfasern und andere Matrixtypen ist dieses Messprinzip aufgrund der optischen Eigenschaften nur bedingt oder gar nicht anwendbar [164, 190].

Die Quantifizierung des Einflusses von Welligkeiten und Defekten auf die mechanischen Eigenschaften des Verbundes ist zentrales Thema der einschlägigen Literatur [125, 147, 150, 154, 155, 157, 157, 161–164, 166–169, 191–195]. Grundlegend ist dabei die Richtungsabhängigkeit der Steifigkeit und Festigkeit von unidirektionalen Faserverbundwerkstoffen, wie in Abb. 2-20 dargestellt.

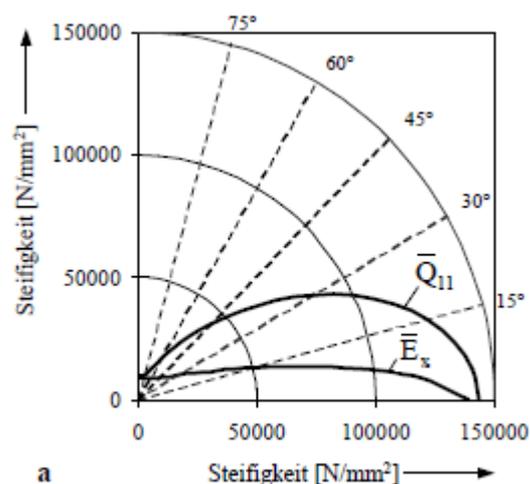


Abb. 2-20: Richtungsabhängigkeit der Eigenschaften von unidirektionalen Faserverbundwerkstoffen [196]

Quadrant des Polardiagramms einer UD-Schicht (CFK-HT); Verlauf von E-Modul \bar{E}_x und Steifigkeit \bar{Q}_{11}

Da man folglich davon ausgeht, dass sich Fehlausrichtungen von Fasern am stärksten auf die faserdominierten Materialeigenschaften des Verbundes auswirken, fokussieren viele Studien die zwei grundlegenden Lastfälle für endlosfaserverstärkte Kunststoffe,

Zug und Druck. Weiterhin erlauben die Geometrievorgaben der entsprechenden, gängigen Prüfnormen eine systematische Integration und Variation von Unstetigkeiten im Lagenaufbau der Prüfkörper. Die homogene Belastung des Probekörpers während des Tests vereinfacht die Identifikation physikalischer Mechanismen. Weiterhin existieren verschiedene Ansätze der simulativen Abbildung der Effekte durch eine Modellierung mittels der Finite Elemente Methode (FEM) der Faserwelligkeit sowie des zugehörigen Versagensverhaltens [147, 150, 179, 181, 192, 194, 197].

2.2.4 Einfluss von Defekten auf das Versagenverhalten

2.2.4.1 Zugbelastung

Das Hauptversagen von FVK bei Zugbelastung wird zwischen sprödem Faserbruch, Faserpullout und Delamination unterschieden. Es ist davon auszugehen, dass der Versagensmodus bei der Zugprüfung von aus unidirektionalem Material hergestellten Multiaxiallaminaten mit eingebrachten Defekten von dem verwendeten Matrixsystem und seinen Eigenschaften abhängt. Tahir et al. [198] untersuchten quasiisotrope Lamine aus unidirektionalen CF/PA6 Tapes im Zugversuch. Um den Schädigungsverlauf zu erfassen, wurden Mikroskopieaufnahmen der polierten, freien Ränder der Probekörper bei Lastniveaus von 30, 50, 80 und 100 % der Zugfestigkeit untersucht. Die Autoren beschreiben die Schädigung in vier Stufen:

1. Rissbildung in der Matrix der 90° -Lagen und der angrenzenden 45° und -45° Lagen bei der Fertigung der Lamine; dies führen die Autoren auf die ungleichmäßige Imprägnierung der verwendeten Tapes in Kombination mit den thermisch induzierten Lasten während des Fertigungsprozesses zurück
2. Risswachstum und Bildung neuer Risse in eben diesen Lagen bei 50 % der Zugfestigkeit
3. Risswachstum und Bildung neuer Risse in den übrigen 45° und -45° Lagen bei 80% der Zugfestigkeit
4. Faserbruch der 0° -Lagen

Im Gegensatz zum mit Verweis auf verschiedene Studien [199–203] beschriebenen Schädigungsverlauf für TSC fanden die Autoren keinerlei Delaminationen vor dem finalen Versagen.

Für Multiaxiallaminaten mit duromerer Matrix können Dickeneffekte einen Einfluss auf Versagensmodus und Schadensausbreitung haben [200, 204, 205]. Wisnom et al. [200] untersuchten quasiisotrope Lamine mit verschiedener Dicke und Lagenanordnung, und fanden eine Reduktion der Zugfestigkeit um 62 % für einen Skalierungsfaktor 8 der Lagendicke, einhergehend mit vollständiger Delamination der 0° -Lagen von den off-axis Lagen. Das Auftreten des Effektes ist auch für Druck [206, 207] und Scherfestigkeit [208] bekannt; er wird häufig auch als „In-Situ Effekt“ bezeichnet [209].

Chun et al. [166] untersuchten das Materialverhalten von unidirektionalen Laminaten mit unterschiedlich starker Faserondulation im Zug- und Druckversuch. Sie entwickelten ein nichtlineares Modell für den Zusammenhang der Steifigkeit mit dem Grad der Welligkeit.

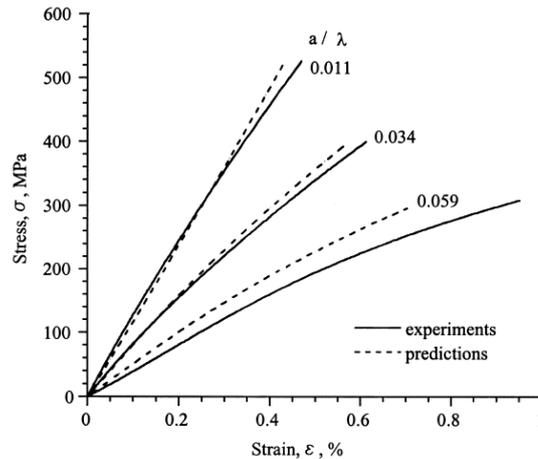


Abb. 2-21: Einfluss des Welligkeitsgrades S von gleichmäßigen out-of-plane Welligkeiten auf den Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve im Zugversuch [166]

Dabei unterschieden sie zwischen gleichmäßiger Faserwelligkeit über die gesamte Proben Dicke, von der initialen Ondulation in der Mittelebene in Dickenrichtung auslaufender Faserwelligkeit sowie in der Mittellage lokalisierter, isolierter Faserwelligkeit. Abb. 2-21 zeigt experimentell ermittelte Kraft-Weg-Kurven im Vergleich zu den Ergebnissen der Simulation für unterschiedlich starke, gleichmäßige Faserwelligkeit. Es konnte eine Abhängigkeit der Steifigkeit wie Festigkeit vom Grad der Ondulation nachgewiesen werden.

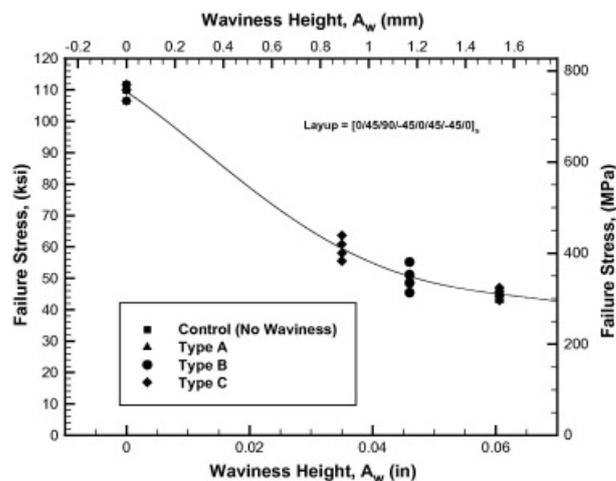


Abb. 2-22: Einfluss der out-of-plane Ondulationshöhe (Amplitude A) auf die Zugfestigkeit von Multiaxiallaminaten [170]

Darstellung der Kontrollproben im Diagramm (Stern) korrespondiert nach Meinung des Autors nicht mit Legende (Quadrat)

Der Einfluss des Faserwelligkeitsgrades auf die Zugfestigkeit konnte auch in anderen Studien nachgewiesen werden [150, 170]. El-Hajjar und Petersen [170] untersuchten die Auswirkungen von auslaufender out-of-plane Faserwelligkeit im Zugversuch. Die ermittelten Zugfestigkeiten zeigten eine starke Abhängigkeit von der Ondulationsstärke, wie in Abb. 2-22 für Laminat mit einem $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ/-45^\circ/0^\circ]_s$ -Lagenaufbau dargestellt.

Mukhopadhyay et al. [150] untersuchten den Einfluss des Grades der Ondulation auf das Verhalten von unidirektionalen und quasiisotropen Laminaten im Zugversuch. Den Schädigungsverlauf der Probekörper zeichneten sie mittels einer hochauflösenden High-Speed-Kamera auf, und korrelierten Einzelbilder mit dem Verlauf der Spannungs-Weg-Kurve (Abb. 2-23).

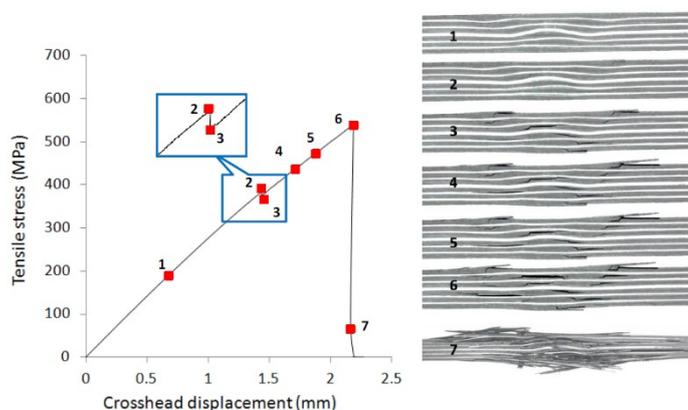


Abb. 2-23: Einfluss starker out-of-plane Ondulationen (Abweichungswinkel $\alpha=12,1^\circ$) auf den Schädigungsverlauf im Zugversuch [150]

Spannungs-Weg-Diagramm sowie die zugehörigen, über Zahlen referenzierten Kamerabilder des Schädigungsverlaufes (Probendicke: 6 mm, Lagenaufbau $[45_2/90_2/-45_2/0_2]_{3s}$)

Die experimentell gefundene Abhängigkeit der Zugfestigkeit vom Grad der Ondulation stimmte dabei gut mit dem vorgestellten FEM-Modell überein. Die Autoren zeigten, dass sich out-of-plane Schubspannungen im Bereich der Faserwelligkeit ausbilden, welche sich bei Multiaxiallaminaten im Bereich der Kante mit den durch den Free-Edge-Effekt hervorgerufenen Schubspannungen überlagern. Dadurch können Matrixrisse und Delaminationen hervorgerufen werden, die in Folge eine Reduktion der Zugfestigkeit bedingen.

Woigk et al. untersuchten in [148] verschiedene Defektkonfigurationen hinsichtlich ihres Einflusses auf die Zug- und Druckeigenschaften. Sie stellten im Handlegeverfahren 24-lagige, quasiisotrope Laminat aus einem unidirektionalen Prepreg mit konventioneller Matrix und mittelmoduliger Carbonfaser (IM7/8552) her, und betteten 2 mm breite Defekte, Gaps und Overlaps, in die 45° , 90° und -45° Lagen ein. Im Versuch zeichneten sie das Fortschreiten des Versagens der Probekörper mit einer High-Speed

Kamera auf. Die Zugproben versagten durch Delamination mit nachfolgendem Faserbruch, was die Autoren als delaminationsgetriebenes Versagen einstufen. Ein ähnliches Versagen wurde auch von Wisnom et al. für aus dem gleichen Material hergestellte Lamine mit vergleichbarem quasiisotropen Aufbau beobachtet [200]. In beiden Studien wurde weit vor dem Versagen das Auftreten von transversalen Matrixrissen in den off-axis Lagen beobachtet, die charakteristisch für auf Zug beanspruchte Multiaxiallamine sind und in der Folge Delaminationen an den benachbarten Lagengrenzen initiieren können [203].

Croft et al. berichteten in [146] ein katastrophales Versagen durch Faserbruch der getesteten Zugproben über den gesamten Querschnitt. Die schlagzähmodifizierte Epoxidmatrix ihrer Probekörper gewährleistet eine homogene Spannungsverteilung. Für Probekörper mit einem Defekt beginnt das Versagen in unmittelbarer Nähe des Defektes, und breitet sich von dort entlang des Defektes aus. Falcó et al. fanden in [210] Faserpullout und Delamination als die beiden Hauptversagenmodi für ihr Material, das auf einer konventionellen Epoxidmatrix basiert.

2.2.4.2 Druckbelastung

Die für das Versagen von Laminaten aus endlosfaserverstärkten Kunststoffen auf longitudinale Druckbelastung diskutierten Versagensmodi sind Faser Mikroknicke [211–213], die Ausbildung eines Knickbandes¹ [214–216], eine durch Mikroknicke initiierte Ausbildung eines Knickbandes [217], Matrixversagen [213, 218], Faserbruch durch Druckversagen [213, 219] und Delamination [219, 220]. Da sich diese Schadenstypen im Versagensfall oft überlagern, müssen Techniken wie High-Speed Kameras, Akustische Emissionsanalyse oder Ultraschall eingesetzt werden, um Schädigungsmechanismen abgrenzen und den Schädigungsverlauf verfolgen zu können [219]. Nach Goto et al. [221] ist die Druckfestigkeit in Faserrichtung bei unidirektionalen Laminaten um 30–40% geringer als die Zugfestigkeit, was mit Verweis auf [222] und [216] mit dem Auftreten von Mikroknicke begründet wird. Der Großteil der Modelle zu Mikroknicke basieren auf der Theorie von Rosen [211], und setzen elastische Biegung und elastisches Scheren der Matrix voraus [213]. Rosen nahm in seinem zweidimensionalen Modell zwei mögliche Knickmoden an, Schermodus und axialer Modus.

Goto et al. [221] untersuchten das Versagenverhalten von aus unidirektionalem Prepreg im Autoklav hergestellten quasiisotropen Laminaten mit $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{8S}$ -Lagenaufbau mittels einer High-Speed-Kamera. Sie fanden zwei verschiedene dominierende Versagensmodi. Zum einen kann das Versagen durch Faserschädigung der innersten 0° -Lage initiiert werden, zum anderen durch ein Versagen der Decklagen im Bereich der Einspannung. Da keine Unterschiede hinsichtlich der Festigkeit zwischen den Versagensmoden festgestellt wurden, und die Mehrheit der Proben das initiale Versagen der

¹ in der Literatur teilweise auch als plastisches Mikroknicke bezeichnet

0°-Lagen aufwies, maßen die Autoren diesem Versagensmodus eine hohe Bedeutung zu. Die initiale Faserschädigung der 0°-Lage wird dabei gefolgt von Scherversagen der angrenzenden Lagen, einhergehend mit weiteren Faserbrüchen. Die Schädigung breitet sich von innen nach außen aus, und ruft an der Oberfläche Delaminationen hervor. In der Folge kommt es zum finalen Versagen der 0°-Lagen. Mittels Fraktografie ermittelten die Autoren, dass das initiale Versagen der innersten 0°-Lage auf Mikroknicken zurückzuführen ist. Mittels einer FEM Analyse wurde gezeigt, dass durch den Free-Edge Effekt [140, 223–225] vor allem im Bereich der innersten 0°-Lage hohe out-of-plane Schubspannungen auftraten, welche die Ursache für das Mikroknicken darstellen können. Für thermoplastischen Matrixsysteme sind keine Studien zum Versagensverhalten von Multiaxiallaminaten verfügbar.

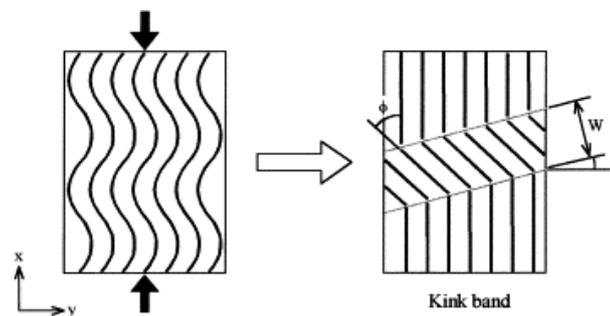


Abb. 2-24: In-plane Ausknicken von Faser und Knickband Ausbildung [222]

Hinsichtlich des Einflusses von Defekten auf die Druckeigenschaften identifizierten Berbinau et al. [222] Poren, Ondulationen und Zonen schlechter Faser-Matrix Anbindung als Stellen, an denen elastisches Mikroknicken initial auftreten kann, was die erste Stufe des von Ihnen vorgeschlagenen Versagensmodells darstellt (Abb. 2-24). Auch Tomblin et al. [193], Sun und Jun [226] und Wisnom [168] sowie Wisnom und Atkinson [159] thematisierten den Zusammenhang von Faserwelligkeit und Mikroknicken.

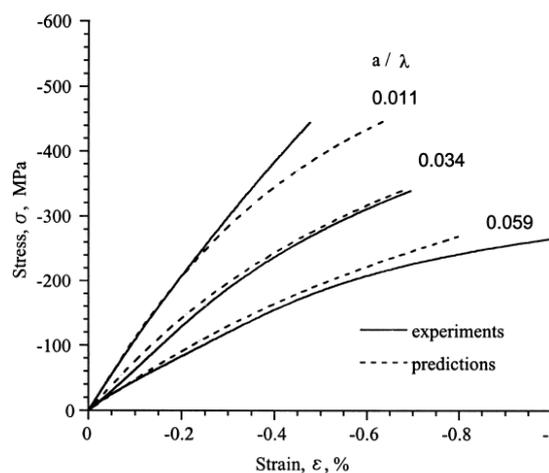


Abb. 2-25: Einfluss des Welligkeitsgrades S von gleichmäßigen out-of-plane Welligkeiten auf den Verlauf der Kraft-Weg-Kurve im Druckversuch [166]

Mehrere Studien adressieren den Einfluss des Grades der Welligkeit auf das Verhalten im Druckversuch [147, 157, 161, 163, 166, 191]. So fanden Chun et al. [166] in ihren Druckversuchen, sowie den entsprechenden Modellen, einen nicht-linearen Einfluss des Grades der Welligkeit auf die Steifigkeit und Festigkeit (Abb. 2-25).

Woigk et al. [148] identifizierten in ihren Druckversuchen für quasiisotrope Referenzproben lokales Ausknicken von mehreren Decklagen. Dieses Verhalten wird von einem Lastabfall begleitet, und wurde von Hwang et al. [227] als Knickdelamination unter uniaxialer Druckbelastung beschrieben. Nach einem weiteren Lastanstieg versagte die Probe bei einer Last unterhalb des Niveaus des ersten Peaks. Proben mit Gaps und Overlaps zeigten kein vergleichbares Verhalten, sondern versagten durch simultanen Faserbruch und Delamination. Proben mit beiden Defektarten versagten vornehmlich durch Delamination. Sawicki und Minguet [144] verglichen die Auswirkungen von Defekten in ungekerbten und open-hole Druckversuchen. Mittels FEM-Analyse und nachfolgenden Experimenten stellten sie als Versagensmodus, analog zu Woigk et al., eine Kombination aus durch in-plane Druckspannungen hervorgerufenen Faserbruch und durch interlaminare Schubspannungen hervorgerufene Delamination fest. Aus ihrem Modell konnten sie weiter ableiten, dass der die maximalen Schubspannungen in den Bereichen maximaler Ondulationssteigung auftreten. Die Autoren stellten weiter einen linearen Zusammenhang zwischen der Schubspannung und der maximalen Steigung der Ondulation her. Auch Wisnom und Atkinson [228] berichteten von durch Schubspannungen hervorgerufene Instabilitäten in den Bereichen maximaler Ondulation.

2.3 Identifikation der Forschungslücke

In Kap. 2.1 wurde der TAFP-Prozess detailliert beschrieben, sowie der aktuelle Stand der Forschung dargestellt. Es wurden drei verschiedene Prozessketten skizziert, und deren Vor- und Nachteile dargestellt. Insbesondere die beiden Prozessketten mit nachgelagerter Konsolidierung erscheinen für die Umsetzung komplexer Luftfahrtbauteile geeignet. Die Umsetzung nicht-geodätischer Faserarchitekturen stellt dabei jedoch eine zentrale, bislang unbeforschte Problemstellung dar. Der Forschungsbedarf manifestiert sich insbesondere, wenn man in diesem Kontext den Wissensstand für TSC betrachtet. Wie in Kap. 2.2.1 dargelegt, kann ein nicht-geodätischer Faserverlauf in mehrerlei Hinsicht direkten Einfluss auf den AFP-Legeprozess und die resultierenden Bauteileigenschaften haben. Von zentraler Bedeutung ist hier die Ausbildung von Faserwelligkeit aufgrund der Krümmung des Tows, sowie die Entstehung von Fehlstellen an den Konvergenzzonen von Sektoren.

Abb. 2-26 zeigt die Abfolge von Engineering und Produktionsschritten im Rahmen der Bauteilentwicklung. Das Manufacturing Engineering stellt dabei die Schnittstelle von Engineering und Produktion dar. Hier wird die von der Auslegung vorgegebene, makroskopische Faserarchitektur in tow-diskrete Faserverläufe überführt. Im Falle eines nicht-geodätischen Faserverlaufs kann hier die Ausprägung typischer Defekte wie Fiber

Steering und Konvergenzzonen direkt parametrisch gesteuert werden. Gleichzeitig wird durch die Festlegung der Prozessparameter der Legeprozess definiert.

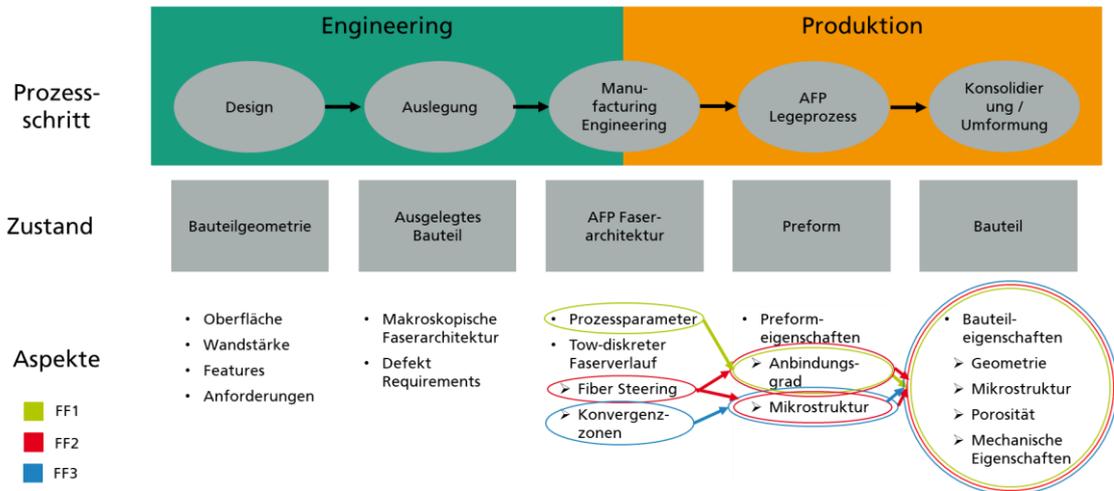


Abb. 2-26: Einordnung der durch Forschungsfragen adressierten Aspekte in die Engineering und Manufacturing Abfolge

Um die Auswirkungen des Manufacturing Engineerings entlang der Prozesskette analysieren zu können, ist die Schaffung von Tiefenverständnis hinsichtlich der Wechselwirkung von Prozess- und Designgrößen, Prozessschritten und Eigenschaften essenziell; als Hauptforschungsfrage formuliert:

Wie wirken sich die zentralen Parameter des Manufacturing Engineering, die Legeprozessparameter und die prozessspezifischen Designparameter, auf die Eigenschaften von TAFP-basiert hergestellten Bauteilen aus?

Diesbezüglich werden drei Sub-Forschungsfragen abgeleitet.

FF1: Beeinflusst der durch die Legeprozessparameter gesteuerte Anbindungsgrad auf Preformebene die Bauteilqualität von Umformbauteilen?

Der Zusammenhang zwischen dem im AFP-Prozess erzielten Anbindungsgrad von Preforms und den Bauteileigenschaften von aus diesen Preforms umgeformten Bauteilen ist bislang nicht erforscht. Dadurch sind auch die Auswirkungen von variierenden Legeprozessparametern auf die Qualität der Umformbauteile unbekannt. Da insbesondere bei der Ablage komplexer Geometrien mit aktueller Anlagentechnik die Annahme konstanter Prozessparameter stark idealisiert ist, birgt die Erarbeitung dieser Zusammenhänge wichtiges Grundlagenverständnis für eine nachgelagerte Analyse des Einflusses der prozessspezifischen Designparameter auf die Bauteilqualität.

FF2: Wie wirkt sich eine nicht-geodätische Faserarchitektur und das damit verbundene Fiber Steering in den Einzelschritten der Prozesskette aus?

Betrachtet man die Ablage entlang der gekrümmten neutralen Faser, ist das Phänomen des Fiber Steerings die zentrale Herausforderung. Für TS-AFP existieren viele Studien,

die Auswirkungen von Fiber Steering analysieren und zugehörige Einflussfaktoren untersuchen. Diese Detailbetrachtungen fehlen für TAFP, sind aber essentiell, um Aussagen zur Umsetzbarkeit von Bauteilen treffen zu können. Gleichzeitig muss diese Betrachtung auf allen Ebenen der Prozesskette erfolgen, um ein Grundverständnis bezüglich auftretender Phänomene und deren Entwicklung entlang der Prozessschritte zu schaffen.

FF3: Wie beeinflussen die durch Sektorkonvergenzzonen hervorgerufenen Defekte die Bauteileigenschaften in Abhängigkeit der Prozesskette?

Weiterhin wurde erarbeitet, dass auch die Ablage von Fasern in von der neutralen Faser abweichenden Orientierungen spezifische Herausforderungen beinhaltet. Durch das Prinzip der Sektorisierung entstehen insbesondere dreiecksförmige Defekte im Legeprozess. Der Einfluss derartiger Defekte auf die mechanischen Eigenschaften stellt, speziell in den letzten Jahren, einen Forschungsschwerpunkt im Feld TS-AFP dar. Für TAFP existieren derzeit keine Publikationen zu dieser Thematik. Gleichwohl wurde in der Vergangenheit der Einfluss von ungleichförmigen Faserverläufen auch für TPC gezeigt. Die Ergebnisse sind aber schwierig zu verallgemeinern und deswegen oftmals nicht übertragbar. Da sich TS-AFP- und TAFP-Prozess in ihrem Funktionsprinzip deutlich unterscheiden, erscheint auch eine Betrachtung der Fehlstellen auf Legeprozessebene wichtig. Potenziell unterschiedliche Fließvorgänge bei der Konsolidierung erfordern dabei eine differenzierte Betrachtung der Auswirkungen von Defekten der fokussierten Prozessketten:

Die Beantwortung dieser Forschungsfragen ermöglicht fundierte Aussagen zu den aktuellen Machbarkeitsgrenzen der TAFP-Prozesstechnologie. Positive Ergebnisse würden gleichzeitig neue Anwendungsmöglichkeiten aufzeigen und dadurch die potenzielle Marktbreite für die Prozesstechnologie vergrößern. Durch eine grundlagenorientierte Herangehensweise soll gleichzeitig das Tiefenverständnis für die Verarbeitung von TPC erhöht werden.

2.4 Struktur der Arbeit

Kapitel 3 stellt die verwendeten Strukturmaterialien und die eingesetzte Prozesstechnik vor. Zusätzlich werden die eingesetzten Standardcharakterisierungsverfahren beschrieben, die in Anlehnung oder nach Norm eingesetzt wurden. Abschließend werden die zur Auswertung der experimentellen Ergebnisse eingesetzten statistischen Methoden vorgestellt. In Kapitel 4 werden für Fragestellungen, für die gängige Methoden und Verfahren unzureichend existieren, Charakterisierungsmethoden neu- oder weiterentwickelt. Dabei wird jeweils zunächst, aufbauend auf dem in Kapitel 2 bereits vorgestellten Stand der Forschung, die Notwendigkeit der Methodenentwicklung begründet, und anschließend die durchgeführten Entwicklungsarbeiten dargestellt. Kapitel 5 beschreibt zur Adressierung der Forschungsfragen durchgeführten experimentellen Versuchsreihen und deren Ergebnisse. Jedes Unterkapitel 5.1 – 5.3 thematisiert eine Forschungsfrage

FF1 – FF3. Dabei wird jeweils einleitend der Versuchsplan, die Probenherstellung sowie die angewendeten Charakterisierungsmethoden beschrieben und Arbeitshypothesen formuliert, um zentrale, praxisrelevante Fragestellungen direkt aufzugreifen. Es werden jeweils die Ergebnisse vorgestellt und mit Bezugnahme auf verfügbare Studien diskutiert. Die allgemeine Diskussion in Kapitel 6 verknüpft die Beobachtungen der einzelnen Kapitel und ordnet die Ergebnisse in den Literaturkontext ein. Kapitel 7 fasst die Arbeit zusammen, beantwortet die aufgeworfenen Forschungsfragen anhand der generierten Erkenntnisse und gibt einen Ausblick auf zukünftige Forschungsfelder.

3 Materialien, Prozesstechnik und Charakterisierungsmethoden

3.1 Strukturmaterialien

Aufgrund des variablen Branchenfokus der betrachteten Prozesstechnologie wurden zwei verschiedene Materialsysteme in den experimentellen Untersuchungen eingesetzt. Bei beiden Halbzeugen handelt es sich um unidirektionale Tapes mit Endlosfaserverstärkung aus Kohlenstoff. PA6 ist ein in der Automotive-Branche häufig eingesetztes Matrixsystem, PPS wird vornehmlich in der Luftfahrt angewendet. Beide Tapes wurden als kommerziell erhältliches Material von Celanese (Dallas, TX, USA) in der Lieferform Slit-Tape mit einer Breite von 6,35 mm (1/4") bezogen. Tab. 3-1 fasst zentrale Kennwerte der beiden Tapematerialien zusammen, die aus den Datenblättern des Herstellers [229, 230] entnommen wurden.

Tab. 3-1: Daten der eingesetzten Tapematerialien

	CF/PA6	CF/PPS
Herstellerbezeichnung	CELSTRAN® CFR-TP PA6 CF60-03	CELSTRAN® CFR-TP PPS CF60-01
Dichte [g/cm ³]	1,45	1,58
Fasermassengehalt [% gew.]	60	60
Faservolumengehalt [% vol.]	48,5	53
Tapedicke [mm]	0,13	0,15
Zugfestigkeit 0° [MPa]	1910	1815
E-Modul Zug [GPa]	100	120,6
Glasübergangstemperatur [°C]	57	90
Schmelztemperatur [°C]	220	282

Die CF/PA6-Tapes, sowie die entsprechenden Preforms, wurden vor der Weiterverarbeitung für 24h bei 80 °C in einem Umluftofen getrocknet, da erhöhter Feuchtegehalt zu vermehrter Porenbildung in der Prozessierung führen kann [231].

3.2 Prozesstechnik

Im Folgenden wird die im Rahmen der Arbeit verwendete Prozesstechnik vorgestellt. Dabei werden die eingesetzten Anlagen und Versuchsfelder sowie die grundlegenden Prozessabläufe beschrieben. Die für die experimentellen Versuchsreihen verwendeten, oftmals materialspezifischen, Parameter und Verarbeitungszyklen werden gesondert in einem dem jeweiligen Kapitel vorangestellten Versuchsplan beschrieben.

3.2.1 Automated Fiber Placement Legeprozess

Für die experimentellen Untersuchungen dieser Arbeit wurde eine „C1“ AFP-Anlage des Herstellers Coriolis (Lorient, Frankreich) eingesetzt. Die Anlage basiert auf einem 6-Achs Roboter der Firma Kuka (Augsburg), Typ KR 240–L210-2. Abb. 3-3 zeigt die Fertigungszelle.



Abb. 3-1: Automated Fiber Placement Anlage Coriolis C1 des Fraunhofer IGCV

Als Legewerkzeug für die Probekörperherstellung wurde ein ebenes Aluminiumwerkzeug mit integrierter elektronischer Heizung verwendet. Die Regelung dieser erfolgte mittels zweier fest im Platteninneren verbauter Temperaturfühler (Typ K), die an einen PT100-Regler anschlossen waren. Die resultierende Oberflächentemperatur wurde exemplarisch für eine Soll-Temperatur von 100 °C mittels eines Kontakttemperaturmessgeräts untersucht. Dabei wurden Abweichungen von < 2 K festgestellt, wodurch die Temperaturverteilung als hinreichend homogen eingestuft wurde. Da die Ablage der ersten Lage auf eine Metalloberfläche eine Herausforderung im TAFP darstellt, wurde eine Polyimidfolie (Kapton 200 HN) auf das Werkzeug aufgebracht und mittels eines Vakuumaufbaus fixiert. Die Dicke der Folie betrug 50 µm.

Als Wärmequelle ist ein LDF 6000–100 Diodenlaser der Firma Laserline GmbH (Koblenz) in die Anlage integriert. Er arbeitet mit je zwei polarisationsgekoppelten Diodenstacks der Wellenlängen $\lambda = 980$ nm und $\lambda = 1020$ nm, die wellenlängengekoppelt eine maximale Leistung von 6 kW erzielen. Die verbaute Optik samt Homogenisierer erzeugt im Nip-Point ein rechteckiges Laserfeld. Gemäß der Kalibrierung beträgt die Größe des Feldes 6,5 x 53,3 mm, wenn man einen Intensitätsgrenzwert von 80 % zu Grunde legt. Das Laserfeld ist dabei im Versuch stets so positioniert, dass bei einer geraden Ablage Substrat und zugeführtes Material auf die gleiche Temperatur erwärmt werden. Je nach Werkzeugtemperatur und Materialsystem führt dies zu Einfallswinkeln des Lasers zwischen 17,5° und 19°.

Eine 325sc Infrarotkamera des Herstellers FLIR (Wilsonville, USA) erfasste die Temperatur während der Ablage. Da die Kamera im langinfraroten Spektrum arbeitet ($\lambda = 7,5 - 13,0 \mu\text{m}$), wird keine direkte Interferenz mit der nahinfraroten Strahlung des Lasers erwartet. Die Kamera hat eine Auflösung von 0,72 mm bei einem Arbeitsabstand von 500 mm und zeichnet mit 30 Hz auf. Um einen möglichst anwendungsnahen Wert für die scheinbare Emissivität ε zu ermitteln, wurde im ersten Schritt eine statische Kalibrierung der Kamera in tatsächlicher Versuchposition umgesetzt, ähnlich dem Vorgehen von Di Francesco et al. [44]. Abb. 3-2 zeigt den Versuchsaufbau. Ein Couponstreifen des jeweiligen Strukturmaterials wurde im AFP-Prozess auf ein beheizbares Legewerkzeug abgelegt. Auf diesen wurden zwei Thermolemente Typ-K (engl. Thermocouple TC) mit temperaturbeständigem Klebeband auf einer Linie orthogonal zur Faserrichtung fixiert. Die TC wurden zuvor in Eiswasser kalibriert. Der Legekopf wurde so positioniert, dass die TC exakt im Nip-Point zum Liegen kommen. Die Software des Kameraherstellers, FLIR Thermal Researcher 2.10, berechnete die scheinbare Emissivität.

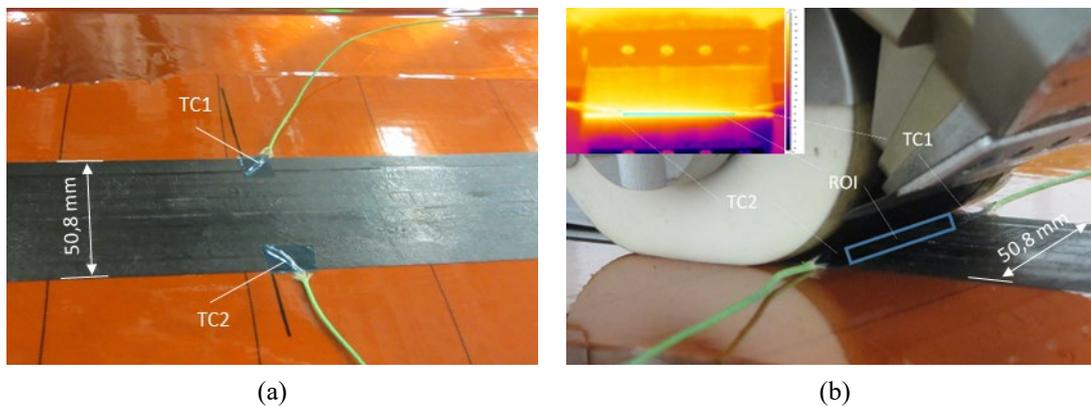


Abb. 3-2: Bestimmung scheinbare Emissivität im Prozess

(a) Thermolemente fixiert auf Materialcoupon; (b) Versuchsaufbau mit Auswertungsbe-
reich

Tab. 3-2 zeigt die für eine Temperatur von 160 °C ermittelten Werte.

Tab. 3-2: Ergebnisse scheinbare Emissivität Prozess

	CF/PA6	CF/PPS
<i>Scheinbare Emissivität</i>	0,95	0,74

Um die Abhängigkeit der scheinbaren Emissivität von Temperatur und Zustand des Materials [49, 232] zu adressieren, wurden im zweiten Schritt Versuche im Labor durchgeführt. Abb. 3-3 zeigt den Versuchsaufbau samt zugehöriger Prinzipskizze. Der Betrachtungswinkel beträgt entsprechend der Anlagenkonfiguration 18,6°.

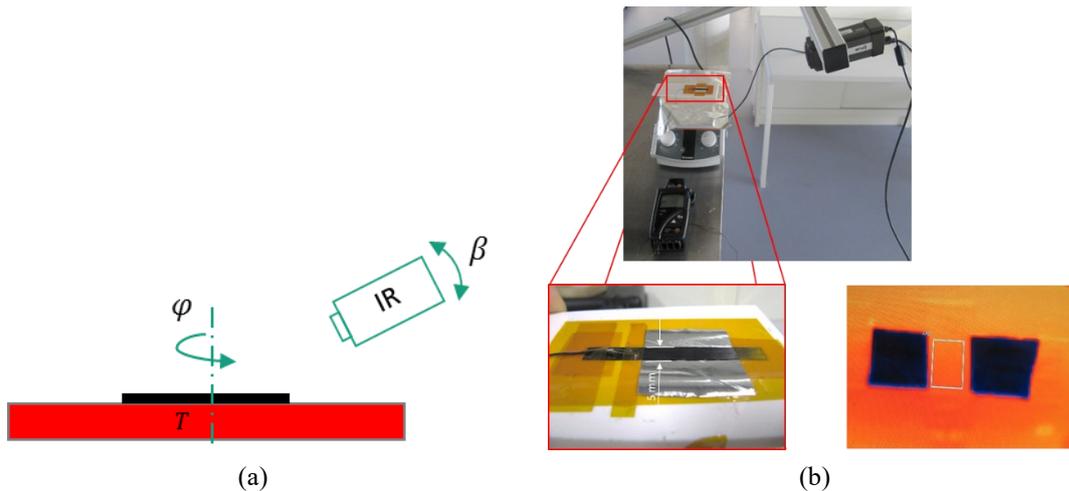


Abb. 3-3: Bestimmung scheinbare Emissivität im Labor

(a) Prinzipskizze; (b) Versuchsaufbau

Die in Abb. 3-4 dargestellten Ergebnisse für CF/PA6 zeigten eine Richtungsabhängigkeit der scheinbaren Emissivität für UD-Tapes, welche jedoch aufgrund der konstanten relativen Ausrichtung der Kamera zum prozessierten Material lediglich für das Substrat eine Rolle spielt. Weiterhin bestätigten die Ergebnisse eine Temperaturabhängigkeit der scheinbaren Emissivität. Insbesondere fällt der Wert bei Überschreiten der Schmelztemperatur der Matrix stark ab, und bleibt dann bis zur maximalen Prüftemperatur von 275 °C konstant. Weiterhin war auffällig, dass der für die Temperatur des Versuchs in Prozessumgebung ermittelte Wert deutlich geringer war als der im Prozessversuch gemessene. Dies bestätigt den großen Einfluss der optischen Randbedingungen auf den Kennwert.

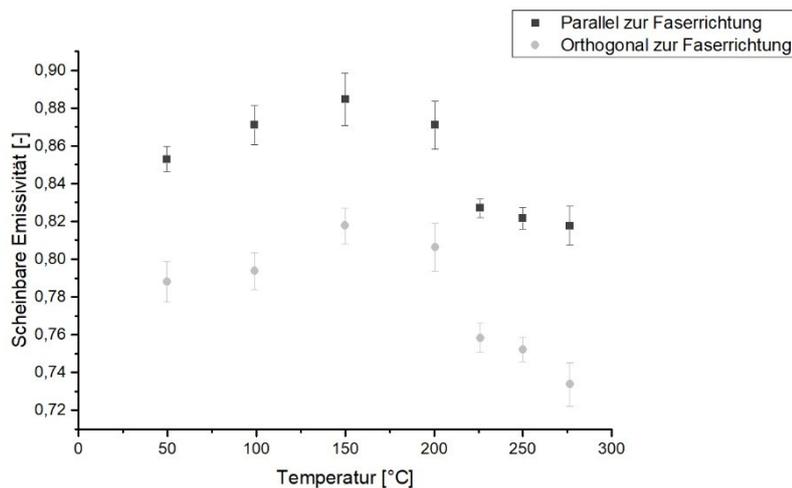


Abb. 3-4: Ergebnisse scheinbare Emissivität Labor für CF/PA6

Scheinbare Emissivität über Temperatur parallel und orthogonal zur Faserrichtung

Um beide Ergebnisse gleichermaßen zu berücksichtigen, wurde der im Prozess ermittelte Kennwert mit dem relativen Unterschied der im Labor für 150 °C und 250 °C bestimmten Werte korrigiert. Dieses Vorgehen ergibt eine scheinbare Emissivität von

0,885. Für CF/PPS konnte die Schmelzpunktbestimmung nicht durchgeführt werden, weswegen der in Prozessumgebung bestimmte Wert in den Untersuchungen verwendet wurde. Abb. 3-5 zeigt ein von der Kamera aufgenommenes Rohdatenbild. Zur quantitativen Auswertung der Verarbeitungstemperatur wurde ein rechteckiger Auswertungsbereich symmetrisch zur Nip-Point Linie definiert.

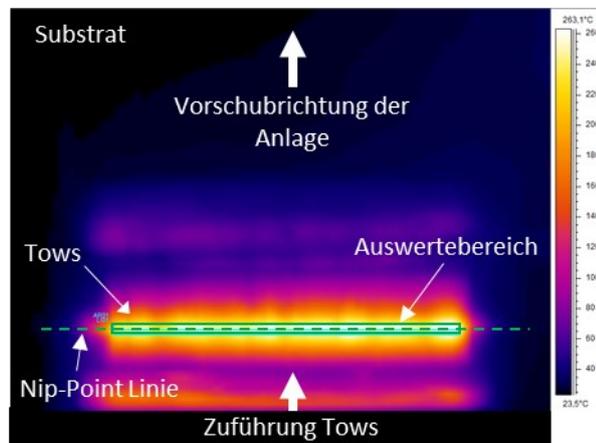


Abb. 3-5: Auswertung Infrarotkamera

Im Versuch aufgenommenes Rohdatenbild mit farbcodierter Temperaturskala, nachträgliche Beschriftung zentraler Elemente

Die Laserleistung wurde vor Versuchsbeginn mittels der Ablage von Couponstreifen in Abhängigkeit von Legegeschwindigkeit und Legewerkzeugtemperatur kalibriert. Dabei wurde die Laserleistung variiert, pro Datenpunkt werden mindestens drei Messwerte ermittelt. In Abb. 3-6 (a) ist exemplarisch der Verlauf der Verarbeitungstemperatur dreier Versuche über die Ablagelänge dargestellt.

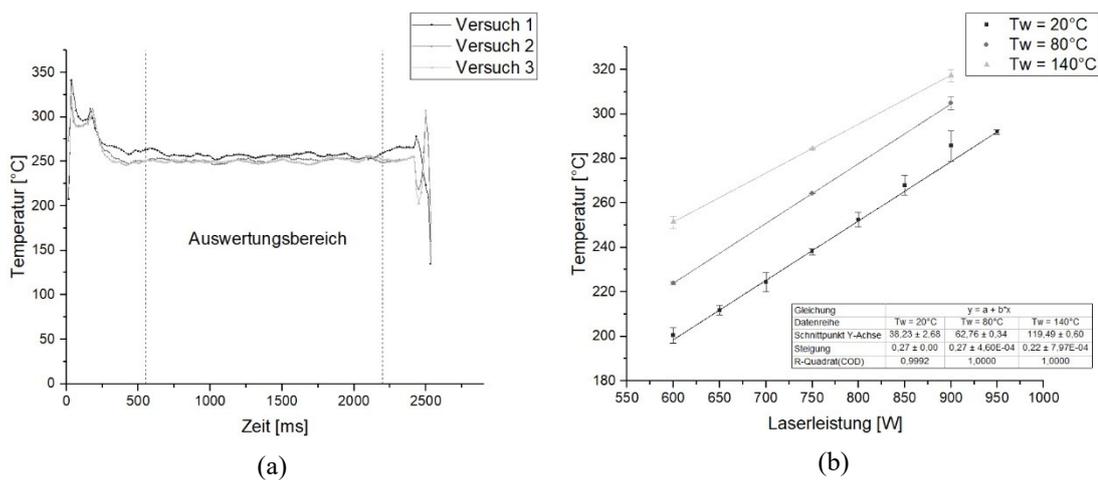


Abb. 3-6: Ermittlung AFP-Verarbeitungstemperatur

(a) Temperatur [°C] über Zeit [ms] für die Ablage von drei geraden Tapes auf CF/PA6 mit Laserleistung 750 W bei 0,08 m/s Legegeschwindigkeit und einer Werkzeugtemperatur von 20 °C; (b) Temperatur [°C] über Laserleistung [W] für CF/PA6 bei 0,08 m/s Legegeschwindigkeit und verschiedenen Legewerkzeugtemperaturen (Tw)

Die Temperatur stieg demnach zu Beginn auf 300 °C, mit einer Temperaturspitze von 350 °C. Dies kennzeichnet den Bereich, in dem die Fasern aktiv gefördert werden und noch keinen Kontakt zur Legerolle haben. Die Tows sind dadurch thermisch von der im Prozess als Wärmesenke wirkenden Legerolle isoliert, und heizen sich deswegen stärker auf. Der größere Bestrahlungswinkel begünstigt die Energieaufnahme zusätzlich. Die thermischen Randbedingungen weichen demnach von den Bedingungen im weiteren Kursverlauf ab, weswegen dieser Bereich für die Temperaturbestimmung nicht berücksichtigt wird.

Abb. 3-6 (b) zeigt die Ergebnisse der Kalibrierungsversuche mit CF/PA6. Innerhalb einer Versuchsreihe mit konstanter Legewerkzeugtemperatur stieg die mittlere Nip-Point Temperatur linear. Der lineare Zusammenhang entspricht den Ergebnissen von Di Francesco et al. [44] für die Ablage von CF/PEEK an einer Coriolis C1 AFP-Anlage und rechtfertigt eine lineare Interpolation der Zwischenwerte bei vorgegebener Verarbeitungstemperatur. Zum quantitativen Vergleich der Steigungen der Regressionsgerade mit den Ergebnissen von Di Francesco et al. [44] zeigt Abb. 3-7 ein Diagramm der Steigung der Regressionsgeraden über der Legegeschwindigkeit. Der hier ermittelte Messpunkt für die Verwendung einer unbeheizten Legefläche, analog zu [44], liegt im Bereich des allometrischen Fits der Daten von Di Francesco et al.

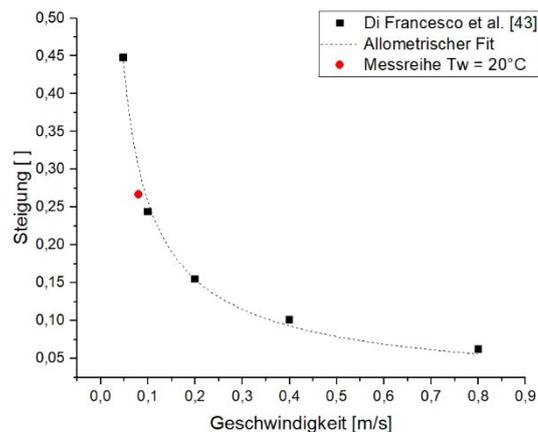


Abb. 3-7: Quantitativer Vergleich der Messreihe TAFP Verarbeitungstemperatur mit [44] Steigung der Regressionsgeraden in Abhängigkeit der Geschwindigkeit [m/s]; allometrischer Fit der Daten von [43] ($R^2 = 0,99656$)

3.2.2 Konsolidierungsverfahren

3.2.2.1 Isothermes Formpressen

Als zentrales Verfahren wurde das isotherme Formpressen betrachtet, dessen Funktionsprinzip dem des Thermoformens von Polymeren entspricht. Dieser zweistufige Prozess setzt sich aus Aufheizen und Formpressen zusammen. Beide Vorgänge laufen örtlich getrennt ab, so dass ein Transfer des Halbzeuges zwischen den Stationen erforderlich

ist. Da die Temperatur des auf der Heizpresse aufgespannten Formwerkzeuges dabei konstant gehalten wird, wird der Prozess im Folgenden auch als isothermer Pressprozess bezeichnet. Abb. 3-8 zeigt den Prozess schematisch.

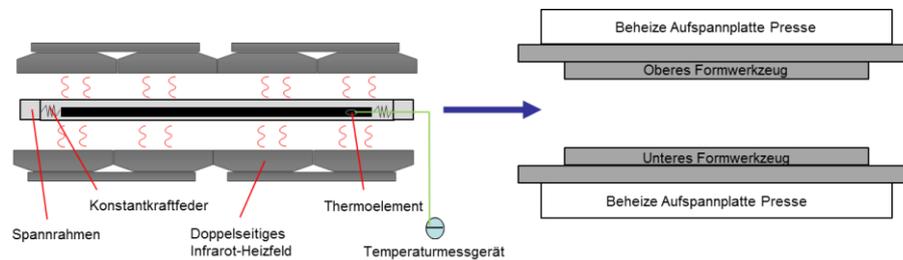


Abb. 3-8: Versuchsaufbau zweistufige Konsolidierung mit isothermem Pressprozesses

Zum Aufheizen des Halbzeuges wird das in Abb. 3-9 (a) dargestellte Heizsystem auf Basis von mittelwelligen Infrarotstrahlern der Firma Krelus (Kägiswil, Schweiz) verwendet. Für den Pressvorgang wird eine Heizpresse Typ LZT-OK-130-L der Firma Langzauner (Lambrechten, Österreich) mit einer maximalen Presskraft von 1370 kN verwendet. Abb. 3-9 (b) zeigt die Anlage.



(a)



(b)

Abb. 3-9: Eingesetzte Anlagentechnik Konsolidierungsversuche

(a) Infrarotstrahler Heizfeld; (b) Heizpresse LZT-OK-130-L

Die Preform wird in einem Trägerrahmen, im Folgenden in Harmonisierung zur Literatur auch als Spannrahmen bezeichnet, befestigt (Abb. 3-10(a)). Dazu werden in den Rahmen eingesetzte Konstantkraftfedern (Lesjöfors KKF-C 1012, 11,5 N) kraftschlüssig mit der Preform verbunden. Die Fixierungsstellen werden mit Aluminiumfolie ummantelt, um lokal das Aufschmelzen der Matrix während des Aufheizvorgangs und damit ein Lösen des Kraftschlusses zu verhindern. Der Spannrahmen samt Preform wird mittels eines Schubladensystem in das Infrarotfeld eingebracht (Abb. 3-10(b)). Der Arbeitsabstand zu den Strahlerelementen beträgt dabei 100 mm (Abb. 3-10(c)). Die Leistungsregelung des Infrarotfeldes erfolgt pyrometergesteuert anhand der Oberflächentemperatur der Preform. Aufgrund der unterschiedlichen thermischen Randbedingungen sind oberes und unteres Strahlerfeld jeweils als separater Regelkreis ausgeführt. Nach Erreichen der Solltemperatur wird diese in der Regel über eine definierte Zeitspanne konstant

gehalten, um eine gleichmäßige Durchwärmung des Laminates sicherzustellen. Die erforderliche Haltezeit wurde material- und laminatspezifisch in Vorversuchen mittels über die Laminatdicke verteilte Thermolemente ermittelt.

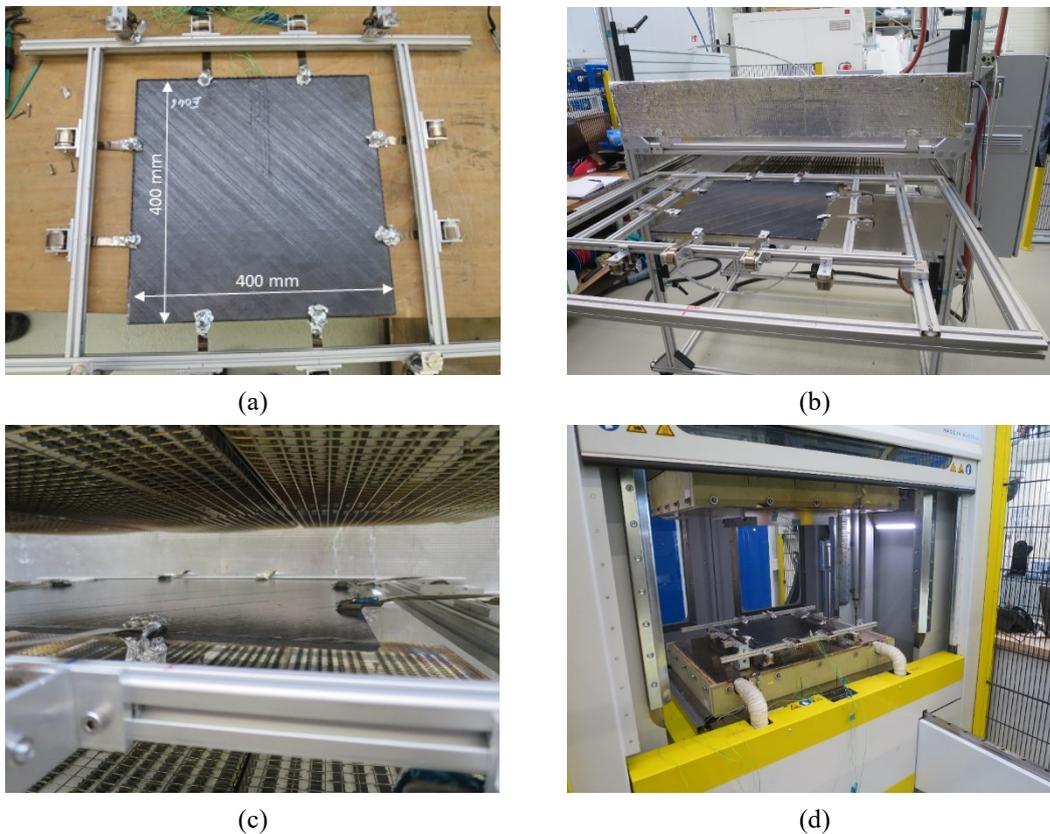


Abb. 3-10: Prozessablauf isothermes Formpressen

(a) Einspannen der Preform in Trägerrahmen, (b) Einlegen des Trägerrahmens in Heizfeld, (c) Aufheizen der Preform, (d) Transfer in Presse und Verpressen

Nach Ablauf der Haltezeit wird der Spannrahmen in die Haltevorrichtung der Heizpresse transferiert und in dort installierte Auflager eingelegt (Abb. 3-10 (d)). Anschließend wird der Pressvorgang gestartet. Der Transfer erfolgt im Versuchsfeld manuell. Die mittlere Zeit von der Entnahme des Spannrahmens bis zum Kontaktzeitpunkt von Preform und Pressenwerkzeug am Ende des Schließvorgangs wurde zu ca. 10 s bestimmt. Mit automatisierten Linearsystemen, wie sie in industrieller Anlagentechnik verbreitet eingesetzt werden, sind kürzere Transferzeiten realisierbar. Durch Integration der im Laminat eingebrachten Thermolemente in die Steuerung der Heizpresse konnte in Vorversuchen sichergestellt werden, dass sich die gesamte Preform zum Schließzeitpunkt des Pressenwerkzeuges noch im schmelzflüssigen Zustand befindet.

Die Presse schließt kraftgesteuert, der Prozessdruck berechnet sich als der Quotient der aufbrachten Kraft und der Kontaktfläche der Kavität mit der Preform, in geschlossenem Zustand des Werkzeugs. Abb. 3-11 zeigt die in dieser Arbeit verwendeten Formwerkzeuge, deren Kontur im Prozess die Bauteilgeometrie definiert.

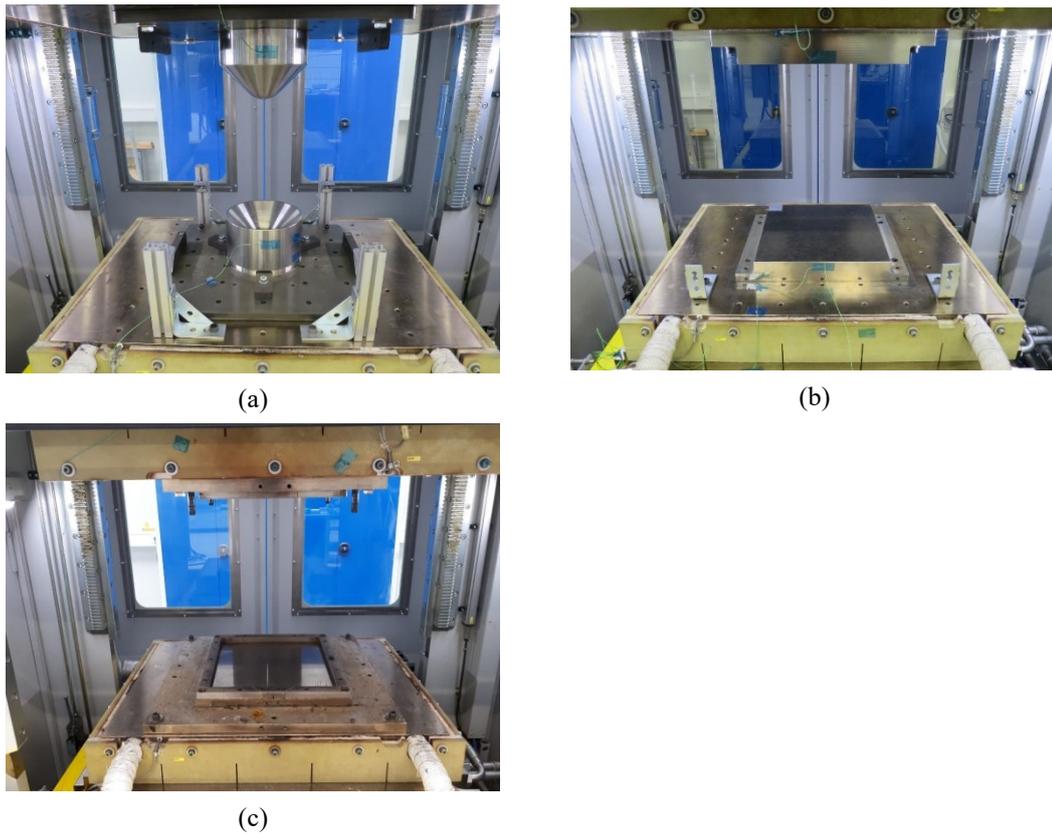


Abb. 3-11: Formwerkzeuge isothermes Formpressen

(a) Formwerkzeug Hutprofil; (b) Formwerkzeug ebene Platte; (c) Tauchkantenwerkzeug ebene Platte

Abb. 3-12 zeigt den prinzipiellen Verlauf der Temperatur und des Drucks im Prozess am Beispiel einer CF/PA6-Probe. Die Thermoelemente wurden im Legeprozess mittig in Bezug auf die Probefläche zwischen den Lagen 3 und 4 sowie unter der Decklage des fünflagigen Laminats eingebracht.

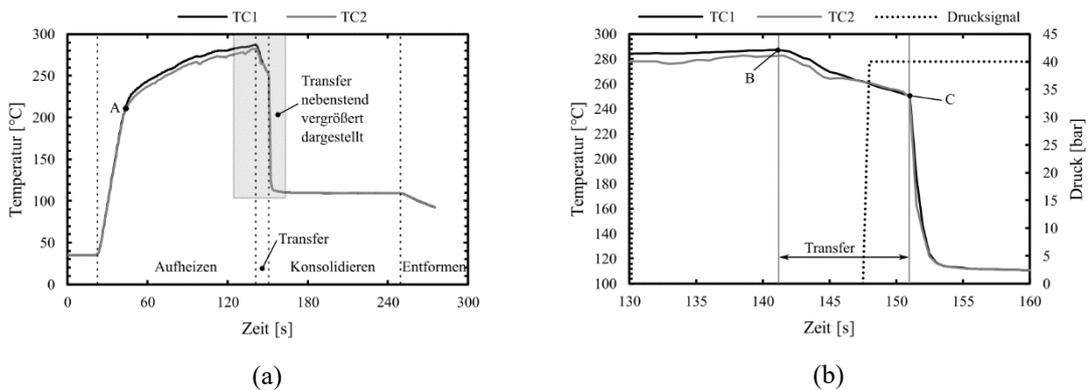


Abb. 3-12: Temperaturverlauf isothermes Formpressen

(a) Temperatur über Zeit für alle Phasen des Prozesses einer CF/PA6 Probe (b) Transfer im Detail, mit Druck

In der Aufheizphase steigen die Werte beider Thermoelemente gleichmäßig mit Heizraten von bis zu 600 K/min. Ab dem Erreichen der Schmelztemperatur bei Punkt A steigt

die Temperatur des inneren Thermoelements langsamer an. Möglicherweise reduzieren Dekonsolidierungsvorgänge, die beim Aufheizen von FVK im Infrarotfeld auftreten können [233–236], die thermische Leitfähigkeit in Dickenrichtung des Laminats. Erreicht der Pyrometer die Solltemperatur¹ bei Punkt B beginnt der Transfer. Dabei sinkt die Temperatur durch Konvektion. Zwischen dem Anliegen des Soll-Drucks und dem Kontakt des Stempels mit der Preform in Punkt C vergehen einige Sekunden durch den Schließvorgang der Presse. Bedingt durch ihre geringe Wärmekapazität im Vergleich zum Stempel kühlt die Preform sehr schnell auf das Niveau des Stempels ab. Dabei werden kurzzeitig Kühlraten von mehreren 1000 K/min erreicht, wie in Kap. 5.3.1 beschrieben. Nach Ablauf der Haltezeit wird das Bauteil entnommen und in vertikaler Position gelagert, um gleichmäßige Abkühlung durch Konvektion von Ober- und Unterseite des Bauteiles zu erreichen.

3.2.2.2 Autoklavkonsolidierung

Als zweites Verfahren wurde eine Konsolidierung im Autoklav verwendet. Dabei wird das Bauteil mittels eines Vakuumaufbaus auf einem Trägerblech aus Edelstahl fixiert. Abb. 3-13 zeigt den entsprechenden Versuchsaufbau schematisch.

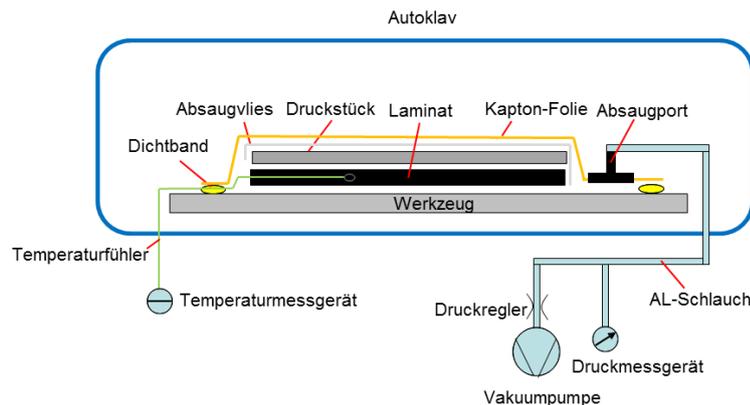


Abb. 3-13: Versuchsaufbau Autoklavkonsolidierung

Folgende Hilfsstoffe wurden dabei eingesetzt:

- Dichtband: A 800-3G; Airtech, Differdange, Luxemburg
- Absaugvlies: Airweave® UHT 800; Airtech, Differdange, Luxemburg
- Kapton-Folie: 200-HN 50 µm Polyimidfolie; Krempel GmbH, Vahingen/Enz

Auf der werkzeugabgewandten Seite wird ein Edelstahlblech als Druckstück verwendet. Zur Überwachung der effektiven Aufheizung werden Typ-K Temperaturfühler in der Mittelebene sowie auf der Oberfläche des Laminates aufgebracht.

¹ Sieht der Prozess eine Haltezeit vor, beginnt dieser mit Erreichen der Soll-Temperatur

3.2.2.3 Variotherme Heizpressenkonsolidierung

Die variotherme Konsolidierung in einem auf einer Heizpresse aufgespannten Tauchkantenwerkzeug stellt einen weiteren Prozess dar. Das Funktionsprinzip entspricht dem von Materialhersteller TenCate nach [19] zur Organoblechherstellung eingesetzten Verfahren. Abb. 3-14 zeigt den zugehörigen Versuchsaufbau.

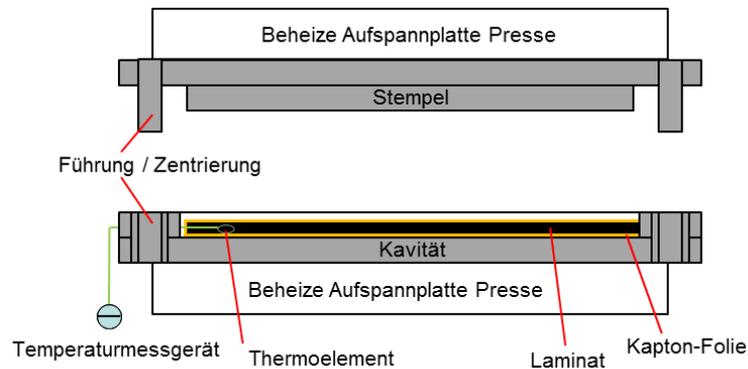


Abb. 3-14: Versuchsaufbau variotherme Heizpressenkonsolidierung

Die Versuche wurden auf der im Abschnitt »Isothermes Formpressen« beschriebenen Heizpresse Typ LZT-OK-130-L durchgeführt. In Vorversuchen wurde ein undefinierter Matrixfluss zwischen den beiden Hälften des Tauchkantenwerkzeuges festgestellt, die durch das zu große Spaltmaß des Werkzeugs hervorgerufen wurden. Um diese Fließvorgänge zu unterbinden, wurden die Probekörper vor der Prozessierung in Kaptonfolie ummantelt. Shulder und Advani verwenden in [237] eine vergleichbare Technik für die Herstellung ihrer Probekörper. Abb. 3-15 zeigt exemplarisch einen in das Tauchkantenwerkzeug eingelegten Probekörper vor dem Pressprozess.

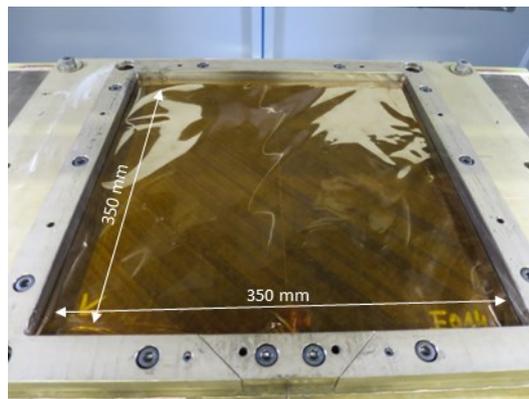


Abb. 3-15: Mit Kaptonfolie ummantelter Probekörper, im Tauchkantenwerkzeug eingelegt, vor dem Verpressen

Die Temperaturregelung erfolgt über zwei Typ-K Temperaturfühler, die auf Ober- und Unterseite des Probekörpers mit einem hochtemperaturgeeigneten Klebeband aus Kapton HN aufgeklebt wurden.

3.3 Charakterisierungsmethoden

Im Folgenden werden die verwendeten Normprüfungen, sowie eng an Normprüfungen angelehnte Prüfungen beschrieben. Sämtliche Probekörper wurden mit einer Brilliant 265 Trennmaschine des Herstellers ATM (Mammelzen, Deutschland) unter Einsatz einer 1,67 mm Korundscheibe geschnitten.

3.3.1 Bestimmung der Faser-, Harz- und Porenanteile

Fasermassengehalt und Porosität wurden durch nasschemische Analyse nach DIN-EN 2564 [238] ermittelt. Dabei wird die Masse eines Probekörpers vor und nach dem Auflösen der Matrix in Schwefelsäure ermittelt. Die Bestimmung der Probenmasse erfolgte mit einer Cubis MSA225P-100-DI Feinwaage des Herstellers Sartorius (Göttingen, Deutschland). Im für die Untersuchungen relevanten Messbereich von 0 – 60 g beträgt die Reproduzierbarkeit laut Herstellerangaben $\pm 0,015$ mg.

Der Fasermassengehalt W_f berechnet sich nach:

$$W_f(\%) = \frac{(m_3 + m_2)}{m_1} * 100\% \quad (3-1)$$

Dabei ist m_1 die Ausgangsmasse des Prüfkörpers, m_2 die Masse des Glasfiltertiegels, m_3 die Gesamtendmasse von Glasfiltertiegel und Prüfkörperückstand nach Säureaufschluss.

Der Porenvolumenanteil V_0 berechnet sich nach:

$$V_0(\%) = 100 - \left[W_f \frac{\rho_c}{\rho_f} + (100 - W_f) \frac{\rho_c}{\rho_r} \right] \quad (3-2)$$

ρ_c ist die Prüfkörperdichte, ρ_f die Faserdichte und ρ_r die Dichte des ausgehärteten Harzes. Pro Konfiguration wurden drei Proben untersucht

3.3.2 Differenzscanningkalometrie

Zur Bestimmung der Kristallinität der PPS-Matrix in Abhängigkeit der Prozessierung wurde das Verfahren der Differenzscanningkalometrie (engl.: differential scanning calorimetry, DSC) eingesetzt. Dabei wurde eine 214 Polyma des Herstellers Netzsch (Selb, Deutschland) verwendet. Die Proben wurden mit einer Heizrate von 10 K/min auf 320 °C aufgeheizt. Der Kristallinitätsgrad X_c wurde gemäß [239] bestimmt:

$$X_c(\%) = \frac{\Delta H_f + \Delta H_c}{\Delta H_m^o(1 - x)} * 100\% \quad (3-3)$$

ΔH_f ist die gemessene Schmelzenthalpie, ΔH_c die gemessene Kaltkristallisationsenthalpie, ΔH_m° die Schmelzenthalpie von 100 % kristallinem PPS und x der Fasermassanteil, ermittelt durch Nasschemische Analyse. In der Literatur [239] werden für ΔH_m° Werte zwischen 50 J/g und 150,4 J/g verwendet. In dieser Arbeit wurde der letztgenannte verwendet, um den Vergleich der Ergebnisse mit denen von Sachetti et al. [240] zu erleichtern. Pro Parameterkonfiguration wurden vier Proben vermessen, das arithmetische Mittel der Einzelmessungen ergibt den Kristallinitätsgrad. Für das Ausgangsmaterial wurden aus Kapazitätsgründen nur zwei Proben untersucht.

3.3.3 Mikroskopie

Schliffproben wurden an einer ATM SAPHIR 550 geschliffen und poliert. Tab. 2-1 zeigt die dabei verwendeten Schritte und die entsprechenden Parameter.

Tab. 3-3: Schleif- & Polierschritte beim Anfertigen der Schliffproben

Behandlung	Kraft [N]	Drehsinn	Drehgeschwindigkeit [U/min]	Dauer [s]
Schleifschritte (Körnung)				
180	15	Gegenlauf	250 / 150	6
240	15	Gegenlauf	250 / 150	6
320	15	Gegenlauf	250 / 150	6
600	15	Gegenlauf	250 / 150	6
1200	15	Gegenlauf	250 / 150	6
Polierschritte (Feinheit Diamantemulsion)				
9	10	Gleichlauf	150 / 100	6
6	10	Gleichlauf	150 / 100	6
3	10	Gleichlauf	150 / 100	6
1	10	Gleichlauf	150 / 100	6
0,06	10	Gleichlauf	150 / 100	6

Zur Analyse wurde ein DM4000 M LED Mikroskop des Herstellers Leica (Wetzlar, Deutschland) eingesetzt. Die Bildgenerierung und Auswertung erfolgte mit der Hersteller-eigenen Software Leica Application Suite (LAS).

Neben der subjektiven Beurteilung der Beschaffenheit des Laminats wurden in Harmonisierung mit der Literatur die in den Defektzonen auftretenden out-of-plane Ondulationen mittels in LAS implementierter Messfunktionen vermessen (Abb. 3-16), um einen quantitativen Vergleich der Ondulationsstärke zwischen den einzelnen Defektkonfigurationen zu ermöglichen. Die maximale out-of-plane Verschiebung in Dickenrichtung z wurde für jede 0° -Lage des Laminats bestimmt. Das Vorgehen ist vergleichbar mit dem Messprinzip, das Lightfoot et al. in [175] verwenden. Weiterhin wurde der maximale Winkel α zwischen der Ondulation und einer Tangente an die Lagenoberseite im nicht von den Defekten beeinflussten Bereich bestimmt. Mukhopadhyay nutzte in [147] eine

ähnliche Methode. Die in-plane Ondulationen wurden anhand ihres geometrischen Erscheinungsbildes betrachtet, aber nicht quantifiziert, wie in [175].

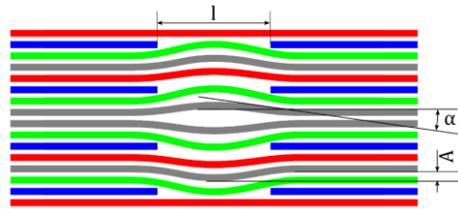


Abb. 3-16: Messgrößen out-of-plane Ondulationen

Defektlänge l , out-of-plane Amplitude A und Steigung α am Beispiel eines Laminats mit Lagenaufbau 1

Die resultierende Defektlänge l von Fehlstellen wurde anhand der Distanz zwischen den Enden der auslaufenden Lagen bestimmt, was vergleichbar mit dem in [175] angewendeten Messprinzip ist. Für Überlappungen war eine belastbare Ermittlung dieses Wertes nicht umsetzbar. Anhand der in den Schliffbildern gefundenen Mikrostruktur wurden, unter Berücksichtigung der anisotropen Materialcharakteristik, das Fließverhalten während der Konsolidierung analysiert und grafisch dargestellt.

3.3.4 Optisches 3D-Scanning

Zum digitalen Abgleich der realen Bauteilgeometrie mit dem entsprechenden CAD-Modell wurde ein ATOS Core 300 Messsystem des Herstellers Gesellschaft für optische Messsysteme mbH (Braunschweig, Deutschland) eingesetzt (Abb. 3-17).

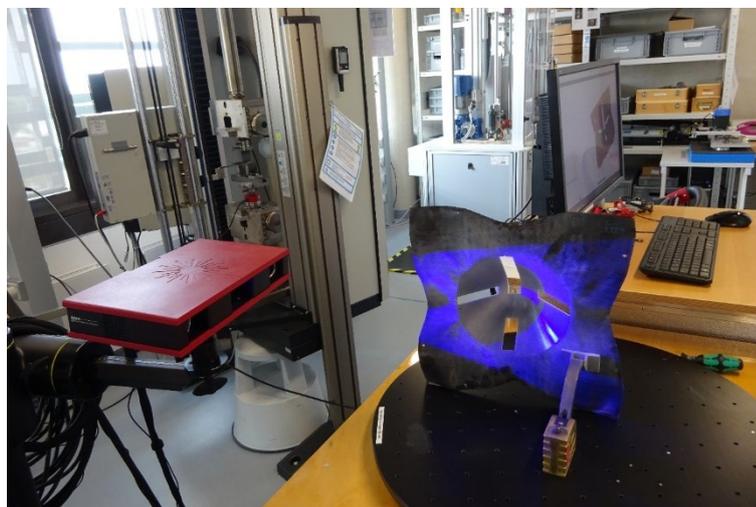


Abb. 3-17: GOM ATOS Core 300 Messsystem

Versuchsaufbau bei der Vermessung eines Kegelprofil-Bauteils

Das System ermöglicht die optische Vermessung eines Volumens von 300 x 230 x 230 mm unter Verwendung eines Messpunkteabstandes von 0,115 mm. Sämtliche Arbeitsschritte der Messung und Auswertung wurden in der herstellereigenen Software GOM Inspect 8 Professional durchgeführt.

3.3.5 Zug- und Druckprüfung

Sämtliche mechanische Prüfungen wurden auf einer Inspekt Universalprüfmaschine des Herstellers Hegewald Peschke (Nossen, Deutschland) durchgeführt. Abb. 3-18 zeigt den Versuchsaufbau für Zug- (a) und Druckversuch (b). Die Prüfmaschine war mit einer 250 kN Kraftmessdose ausgestattet. Pro Laminatkonfiguration und Lastfall wurden fünf gültige Prüfungen durchgeführt. Die Zugproben wurden nach DIN ISO 527-4 [241] präpariert und getestet. Die Einspannbereiche der Prüfkörper wurden beidseitig mit 50 mm langen, 2 mm dicken Lasteinleitungselementen beklebt. Diese Aufleimer wurden aus glasfaserverstärktem Gewebe mit einem $+45^\circ/-45^\circ$ Lagenaufbau hergestellt. Das Aramis-System für digitale Bildkorrelation (engl.: Digital Image Correlation, DIC) der GOM mbH wurde als digitaler Extensiometer zur Dehnungsaufzeichnung verwendet.



Abb. 3-18: Versuchsaufbau mechanische Prüfung
(a) Zugversuch; (b) Druckversuch

Die Druckprüfungen wurden in Anlehnung an ASTM-6484 [242], der amerikanischen Testnorm für Open-Hole-Compression (OHC) Prüfungen, durchgeführt. Um Interaktionen mit den fokussierten Defekten der Lamine auszuschließen, wurde kein Loch in die Prüfkörper eingebracht. Die OHC wurde stattdessen gegenüber den anderen gängigen Normen für Druckprüfungen aufgrund seiner hohen freien Einspannlänge ausgewählt, welche die Prüfung von longitudinal verschobenen sowie mehrfachen Defekten erlaubt. Die eingesetzte OHC-Einspannvorrichtung verhindert das vorzeitige Ausknicken des Prüfkörpers. Vergleichbare Probekörperhalterungen werden auch in den in der Literatur verfügbaren Studien zum Einfluss von Defekten im Druckversuch eingesetzt. Dabei wird zwischen Schub-Krafteinleitung, beispielsweise die von Sawicki und Miguet [144] und Croft et al. [146] verwendete IITRI-Vorrichtung [243], und Endkrafteinleitung [242] unterschieden. Mukhopadhyay [147] und Woigk [148] verwenden dagegen die als „Imperial College Compression Test“ bekannte Technik bekannte Methode [244], die mit einer kleineren freien Einspannlänge ohne longitudinale Führungselemente durchgeführt wird und auch die Prüfung dickerer Lamine erlaubt. Die Vorrichtung die Sichtbarkeit des Probekörpers einschränkt, konnte die DIC-Technik nicht für

die Analyse des Dehnungsverhaltens verwendet werden. Stattdessen wurde ein Videoextensiometer verwendet.

Die Probenlänge von 300 mm wurde aus der Norm übernommen, die Probenbreite wurde von 36 mm auf 25 mm reduziert, das identische Verhältnis von Defektgröße zu Probekörperbreite für beide Lastfälle zu verwenden. Tab. 3-4 fasst die Prüfkörpermaße zusammen. Die Dicke der Probekörper liegt für alle Konsolidierungsverfahren bei ca. 2,4 mm, was der Zugprüfung zugrundeliegenden Norm entspricht, aber unter der in der OHC-Norm festgelegten Dicke von 3 – 5mm liegt.

Tab. 3-4: Prüfkörperdimensionen (*: angepasst gegenüber der Norm)

	Zug (DIN EN ISO 527-4 [241])	Druck (ASTM D 6484 [242])
Länge [mm]	250	300
Breite [mm]	25	25*
Dicke [mm]	2,4	2,4*

3.3.6 Analyse von Dehnungsüberhöhungen

Die DIC-Technik ermöglicht die quantitative Bestimmung von Bewegung, Bewegungsgeschwindigkeit und Verformung eines mit einer Kraft beaufschlagten Objektes durch eine vergleichende Analyse zweier zeitlich unmittelbar nacheinander aufgenommener Bilder [245]. In der mechanischen Prüfung wird das Messprinzip als Alternative zur 1D-Dehnungsmessung mittels Dehnmessstreifen eingesetzt [246]. Durch Aufzeichnung der Veränderung eines zu diesem Zweck auf den Prüfkörper aufgebrauchten Specklemusters können Dehnungswerte über den gesamten optisch erfassbaren Bereich gemessen werden [247]. Neben der Bestimmung der globalen Dehnung der Prüfkörper lässt sich dadurch auch das lokale Dehnungsverhalten quantitativ analysieren. Das Verfahren wurde von Schorer und Sause [248] zur Untersuchung des Einflusses künstlich eingebrachter Defekte auf das Dehnungsverhalten von Faserverbundlaminaten eingesetzt. Auch Bloom et al. [158] setzten das Verfahren zur Analyse der Dehnungsverteilung in ihren Zugversuchen an Laminaten mit künstlichen Falten ein.

Um das Dehnungsverhalten im Bereich lokaler Defekte zu adressieren, wurde eine 8 mm lange Zone über die komplette Breite des Probekörpers in seiner longitudinalen Mitte als Analysebereich definiert. Ein Raster von Dehnungsmesspunkte mit einem Punktabstand von 0,5 mm wurde in diesem Bereich über die Probe gelegt, wie in Abb. 3-19 dargestellt.

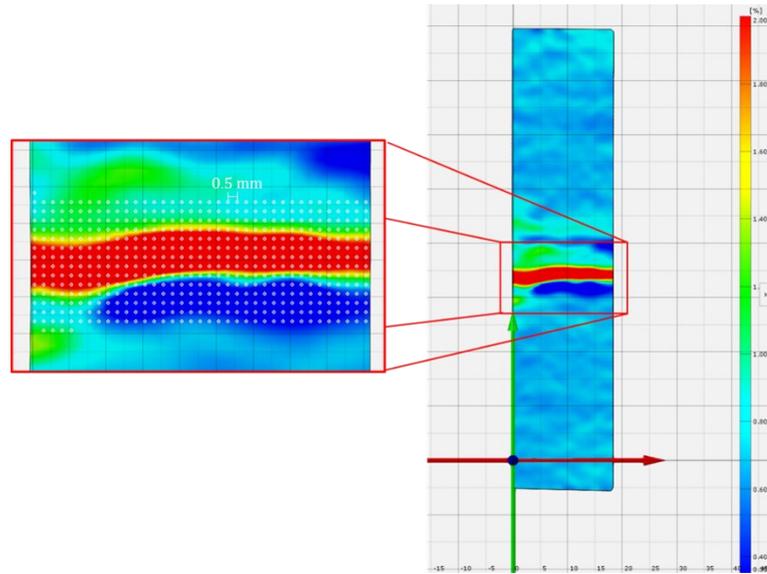


Abb. 3-19: Messpunkteraster für die quantitative lokale Dehnungsmessung mittels digitale Bildkorrelation

Um die Entwicklung der lokalen Dehnungsextrema über den Verlauf der Prüfung zu beschreiben, werden zu jedem Zeitpunkt die zehn Minima und Maxima der Dehnung bestimmt, und über der Spannung aufgetragen. Dies ist vergleichbar mit der Analyse-methode, die Sause in [249] vorschlug. Schorer und Sause [248] verwendeten die fünf Maxima zur Ermittlung des Mittelwertes der Dehnungsüberhöhungen, ihre Defekte sind größtenteils kleinflächiger. In Voruntersuchungen konnte kein relevanter Unterschied zwischen der Verwendung von fünf oder zehn Extremwerten für die Ermittlung des Mittelwertes festgestellt werden. Die globale Dehnung wird über einen zentriert angeordneten, initial 50 mm langen Messbalken bestimmt, um das Dehnungsverhalten der Gesamtprobe abzubilden.

3.3.7 Biegeprüfung

Biegeprüfungen wurden im Dreipunktverfahren nach DIN EN ISO 14125 [250] an einer Universalprüfmaschine Z050 des Herstellers Zwick-Roell (Ulm, Deutschland) durchgeführt. Es wurde eine 10 kN Kraftmessdose desselben Herstellers verwendet. Für die Prüfung von Proben aus umgeformten Hutprofilen wurde, wie in 5.1.1 detailliert beschrieben, eine gekrümmte Probengeometrie getestet. Bei der Berechnung der Spannungen im Rahmen der Versuchsauswertung wurde die Krümmung der Probe vernachlässigt. Um den Einfluss der Abweichung der Probengeometrie von Normproben zu quantifizieren, und dadurch den Vergleich der Biegeproben aus Kegelprofilen und Couponplatten zu ermöglichen, wurde die Biegeprüfung in Abaqus Explizit 2018 (Dassault Systemes, Vélizy-Villacoublay, Frankreich) numerisch simuliert. Die Auflager wurden als Starrkörper angenommen. Die Probekörper durch fünf Continuum Shell Elemente (Typ SC8R) über der Dicke vernetzt, als Versagenskriterium wurde das Hashin-Kriterium [251] verwendet.

3.4 Statistische Methoden

Zur Überprüfung der Signifikanz von linearen Parameterkorrelationen wurden Steiger-Z-Tests [252] von Pearson-Korrelationskoeffizienten durchgeführt. Aufgrund der teilweise hohen Schwankungen der quantitativen Testergebnisse wurden mittels statistischer Methoden Signifikanzanalysen durchgeführt. Um zu überprüfen, ob homogene Varianzen innerhalb einer Gruppe vorliegen, wurden Levene-Tests durchgeführt. Gruppen mit homogenen Varianzen wurden mittels Varianzanalyse (engl.: analysis of variance, ANOVA) untersucht. Zur Analyse von Gruppen mit inhomogenen Varianzen wurden Welch-Tests ausgewählt, da diese für den Anwendungsfall gemäß der Literatur [253–255] gegenüber vergleichbaren Tests, wie Brown-Forsythe oder Kruskal-Wallis, zu bevorzugen sind. Wie in [256] und [257] empfohlen, wurden für die Analyse von Gruppen mit homogenen Varianzen der Tukey-HSD und für Gruppen mit inhomogenen Varianzen der Games-Howell Test für paarweise post-hoc Vergleiche definiert. Für alle Tests wurde ein α -Fehlerniveau von ,05 zu Grunde gelegt.

Sämtliche statistischen Betrachtungen wurden in SPSS (IBM; Armonk, New York, USA) durchgeführt.

4 Entwicklung von angepassten Methoden zur Bestimmung prozessinduzierter Eigenschaften

4.1 Quantifizierung des Anbindungsgrades

Um die Auswirkungen einer nicht-geodätischen Ablagegeometrie auf die in den einzelnen Prozessketten erzielbare Bauteilqualität untersuchen zu können, ist zunächst die Generierung eines Grundlagenverständnisses der Auswirkungen der AFP-Prozessführung in den einzelnen Schritten der Prozessketten essentiell. Fokussiert wird dabei die Prozesskette „isothermes Formpressen“, da aufgrund der Prozessführung im Vergleich zur Prozesskette TAFP-Ablage in Endkontur mit nachgelagerter Konsolidierung potenzielle Auswirkungen des Anbindungsgrades auf die Bauteileigenschaften erwartet werden. Abb. 4-1 zeigt den entsprechenden Prozessablauf als Flussdiagramm.

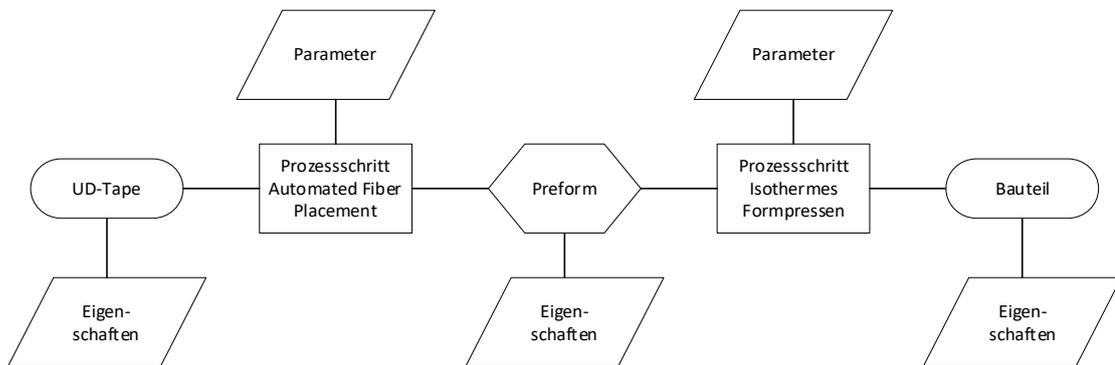


Abb. 4-1: Flussdiagramm Prozesskette „isothermes Formpressen“

Dass sich die im Prozessschritt AFP gewählten Parameter auf die Eigenschaften der Preform, und dabei insbesondere auf den Anbindungsgrad, auswirken, ist im Stand der Forschung ausführlich beschrieben. Unbekannt ist jedoch, inwiefern sich die AFP-Prozessparameter auch auf die Eigenschaften des aus der Preform durch den Prozessschritt isothermes Formpressen hergestellten Bauteils auswirken. Diese Problemstellung soll experimentell untersucht werden, indem mit variablen AFP-Parametersätzen gefertigte Preforms mit identischen Parametern im isothermen Formpressprozess verarbeitet werden, um einen Vergleich der auf diese Art hergestellten Bauteile zu ermöglichen.

Dazu ist eine Charakterisierung der Preformeigenschaften in Abhängigkeit der im AFP-Prozess gewählten Faktorstufenkombination notwendig. Wie in Kap. 2.1.4 beschrieben, wird dies oftmals über die Bestimmung des Anbindungsgrades D_b durch mechanische

Prüfung umgesetzt. Nach Schäfer [80] deformieren sich Proben auf CF/PA6 im Mandrel-Peel- und SBS-Versuch plastisch, wodurch kein norm- bzw. prüfstandardgerechtes Versagen auftritt. Dies begründet der Autor mit dem im Vergleich zu Hochtemperaturthermoplasten duktileren Verhalten von PA6, explizit der geringeren Steifigkeit und höherer Versagensdehnung. Stokes-Griffin et al. [79] führen zusätzlich die schwächere Faser-Matrix-Anbindung als potenzielle Ursache an. Das Design von SLS-Proben erfordert manuelles Einschneiden einzelner Tapes oder alternativ die Verwendung von Cut- und Feedbereichen als Prüffläche. Da dort keine konstanten Prozessbedingungen gewährleistet sind, erscheint die Verwendung des Tests weniger geeignet. Die Normprüfverfahren DCB und SBS sind mit hohem Präparations- und Testaufwand verbunden, was sie für ein schnelles Screening von verschiedenen Faktorstufenkombinationen ungeeignet macht. Gleichzeitig berichtet Schäfer [80] von instabilem Risswachstum in seinen Versuchen mit CF/PA6-Proben. Das Wedge-Peel-Verfahren wurde bereits mehrfach für die experimentelle Untersuchung des Ablageverhaltens verschiedener Materialsysteme eingesetzt [42][51][52][59][79][80]. In einem Benchmark [258] konnte die Korrelation der Eigenschaften mit DCB-Prüfungen nachgewiesen werden. Allerdings existiert kein Test-Standard für die Prüfung von Faserverbundwerkstoffen mit dem Verfahren, weshalb die Prüfungen oftmals in Anlehnung an die entsprechende Prüfnorm für Verklebungen (DIN 65448, ASTM D3762) erfolgt. Auch die verwendeten Prüfvorrichtungen variieren. Neben in einer Universalprüfmaschine betriebenen Vorrichtungen [42, 79, 80] werden auch eigenständige Prüfstände [52, 59] eingesetzt.

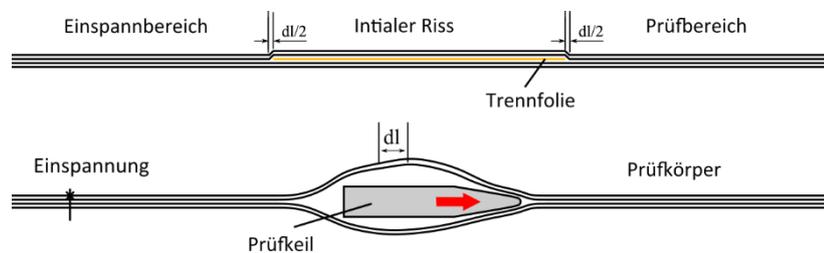


Abb. 4-2: Konventioneller Wedge-Peel-Test: Probekörper, Einspannung im Test

Zur Herstellung der Proben wird oftmals ein Zuschnitt Trennfolie in den Ablageprozess eingebracht. Die Bereiche vor und nach der Trennfolie stellen Einspannbereich respektive Prüfbereich dar. Dies hat den Nachteil, dass die Folie eine Weglängendifferenz dl der Lagen oberhalb und unterhalb des initialen Risses hervorruft (Abb. 4-2), was zu einem asymmetrischen Belastungszustand in der Prüfung führen kann.

Um dieses Phänomen zu vermeiden, wurde in dieser Arbeit eine neuartige Prüfvorrichtung für den Einsatz in einer Universalprüfmaschine entwickelt. Das Prinzip der neuartigen Wedge-Peel Vorrichtung beruht auf einer Kompensation der Weglängendifferenz

durch eine beidseitige Abspannung der Probekörperhälften. Dazu wird die zur Herstellung des initialen Risses eingesetzte Trennfolie über den Einspannbereich verlängert, wie in Abb. 4-3 dargestellt.

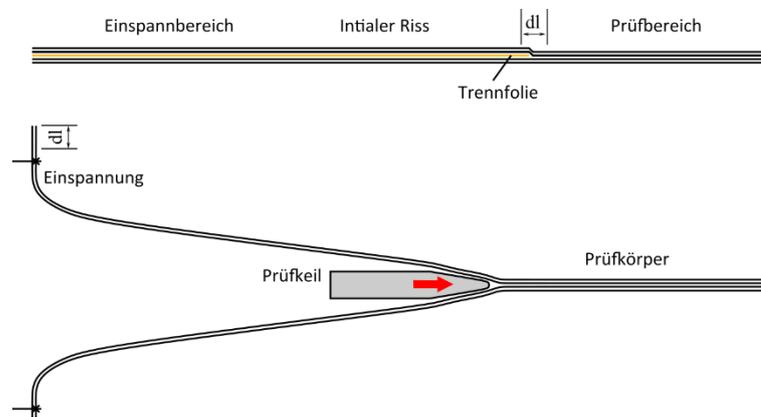


Abb. 4-3: Modifizierter Wedge-Peel-Test: Probekörper, Einspannung

Erste Vorversuche anhand von Proben aus CF/PPS mit Lagenaufbau $[0]_2$ zeigten teilweise eine ungewollte Rissausbreitung in die Deckschicht, wie in Abb. 4-4 dargestellt. Als eine mögliche Ursache wurde identifiziert, dass die Proben nicht exakt gleichmäßig eingespannt werden können, was zu einer asymmetrischen Belastung führt.



Abb. 4-4: Ungewolltes Deckschichtversagen einer Probe aus CF/PPS im Vorversuch

Zur Adressierung dieses Problems wurde zusätzlich ein Freiheitsgrad in die Vorrichtung integriert, der eine automatische Ausrichtung der Prüfvorrichtung entsprechend des Kräftegleichgewichts ermöglicht. Über die Positionierung der Einspannelemente auf den Führungsstangen kann der Angriffswinkel eingestellt werden. Abb. 4-5 (a) zeigt die entsprechende Vorrichtung. Abb. 4-5 (b) zeigt die Dimensionen des Prüfkeils. Der Öffnungswinkel α_w , die Höhe h_w und der Radius r_w des Prüfkeils entsprechen dabei der von Schäfer für konventionelle Wedge-Peel-Tests an CF/PA6 in Voruntersuchungen ermittelten best-case Keilgeometrie [80]. Die Vorrichtung wurde in allen in dieser Arbeit beschriebenen Untersuchungen in einer Universalprüfmaschine Z050 des Herstellers

Zwick-Roell (Ulm, Deutschland) unter Verwendung einer 1 kN Kraftmessdose desselben Herstellers betrieben. Die Prüfgeschwindigkeit wurde zu 10 mm/min gewählt, was unterhalb des in der Literatur verwendeten Geschwindigkeitsbereichs von 20 – 60 mm/min liegt [42, 52, 59, 79–81]. Dadurch soll das Risiko des Auftretens dynamischer Effekte minimiert werden. Als Vorkraft wurden 5 N gewählt.

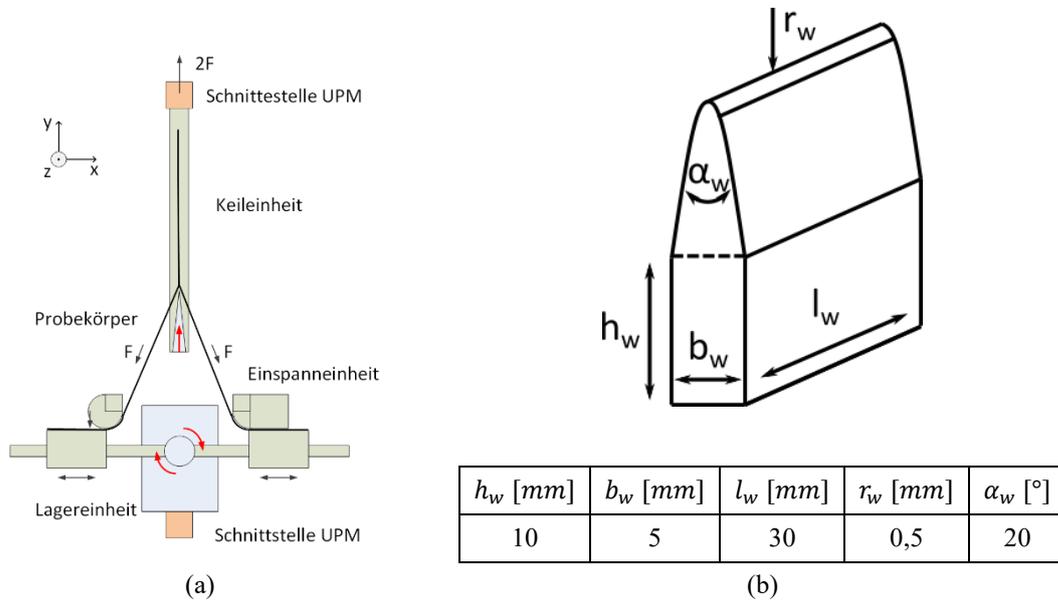


Abb. 4-5: Konstruktion Wedge-Peel Vorrichtung

(a) Prinzipskizze neuartige Wedge-Peel Vorrichtung, (b) Geometrie des Prüfkeils

Um zusätzlich die Biegesteifigkeit der Proben zu erhöhen, wurde der Lagenaufbau der Probekörper zu $[0]_4$ angepasst, was den von Stokes-Griffin et al. [79] mittels der konventionellen Variante untersuchten Proben entspricht.

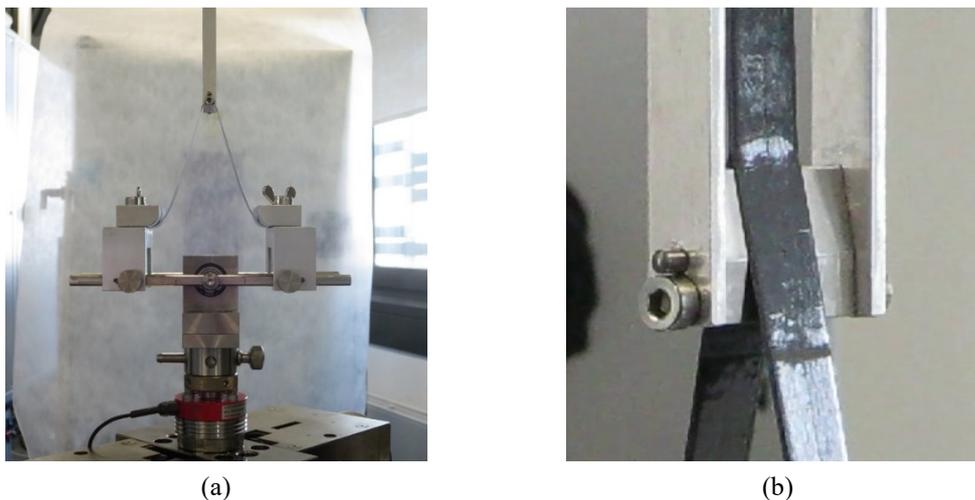


Abb. 4-6: Erprobung Wedge-Peel-Test

(a) Vorrichtung in Universalprüfmaschine; (b) Detailansicht Prüfbereich im laufenden Versuch

Abb. 4-6 zeigt die Prüfvorrichtung in eingespanntem Zustand, sowie eine Detailansicht des Prüfbereichs im laufenden Versuch. Im Rahmen von Erprobungsversuchen wurden die der Literatur beschriebenen Verfahren der Ablage von Proben in Prüfbreite [59, 79, 80] und der Herstellung einer Couponplatte und anschließendem Probenzusschnitt [42] verglichen. Der initiale Riss wurde über die Einbringung einer Folie aus Kapton HN realisiert, Abb. 4-7 zeigt die entsprechenden Probeskizzen und abgelegte Proben.

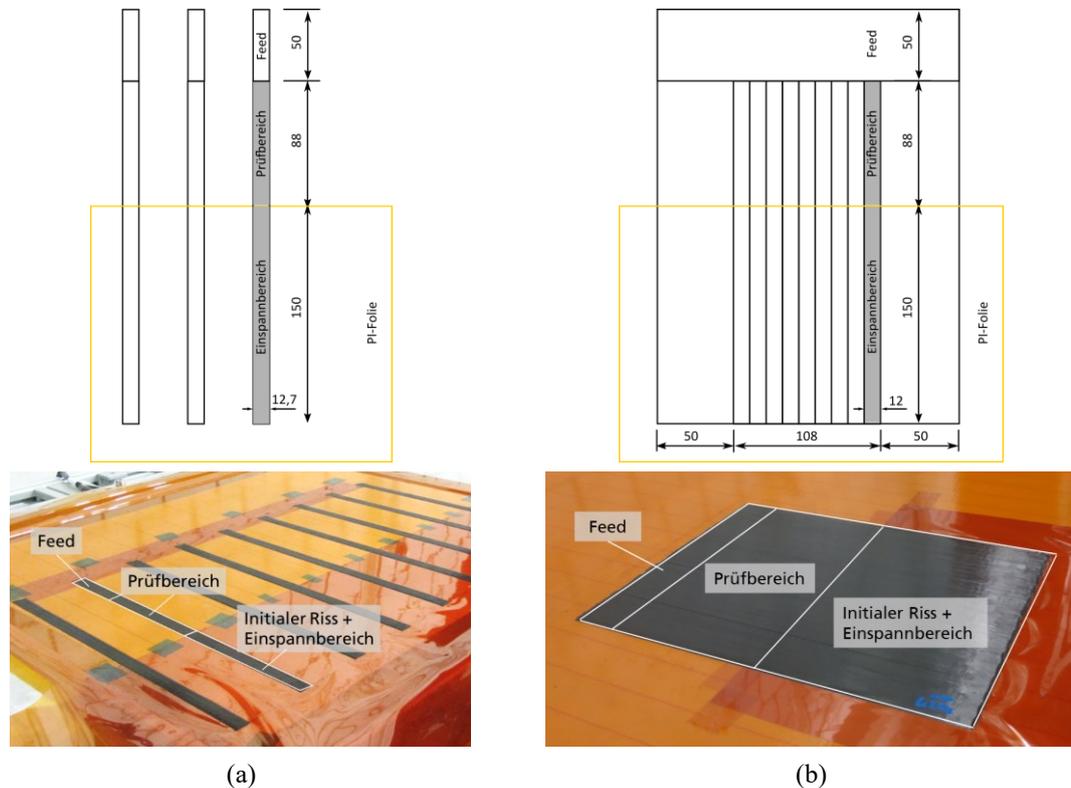


Abb. 4-7: Herstellungsvarianten Probekörper:

(a) direkte Ablage, (b) Zusschnitt aus Couponlaminat

Videoaufnahmen der Wedge-Peel-Versuche mit direkt abgelegten Proben zeigten ein ungleichmäßiges Risswachstum über die Probenbreite; der Riss lief im Mittelbereich schneller als in den Randbereichen.

Das in Abb. 4-8 dargestellte Schlibfbild einer direkt abgelegten Probe in Querrichtung der Probe zeigt, dass sich Mikrostruktur in den Randbereichen der Proben von der in der Probenmitte unterscheidet. So sind im Mittelbereich der Probe die Grenzen der 4 Einzellagen in Form einer Matrixschicht klar auszumachen. In den dreiecksförmig auslaufenden Rändern der Probe liegen die Fasern dagegen homogen über den Querschnitt verteilt vor, Lagengrenzen sind hier nicht zu erkennen. Das Auftreten dieser Rampe kann mit dem Deformationsverhalten der Legerolle während der Ply-on-Ply-Ablage in Kombination mit dem anisotropen Fließverhalten von unidirektionalen TPC erklärt werden.

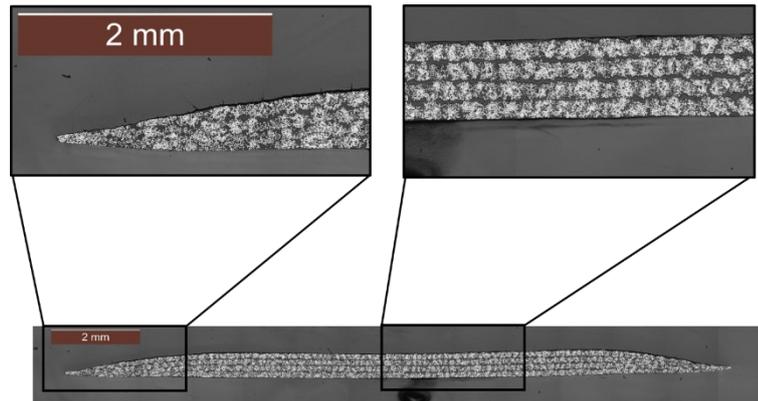


Abb. 4-8: Schliffbild Wedge-Peel-Probekörper direkte Ablage (Querschliff)

Die homogene Faserverteilung in den Randbereichen erhöht demnach lokal die Schälfestigkeit. Da sich die Randbedingungen in diesen Bereichen deutlich von denen einer Ablage in voller Breite unterscheiden, etwa durch die veränderte Druckverteilung der Legerolle, sowie die Position der Tapeante im Bereich höchster Laserintensität, handelt es sich bei dieser lokalen Konsolidierung um einen künstlichen Effekt. Entsprechend wurde für die in dieser Arbeit verwendeten experimentellen Untersuchungen die Ablage als Platte mit anschließendem Probenzuschnitt gewählt, Abb. 4-9 zeigt einen entsprechenden Probekörper.

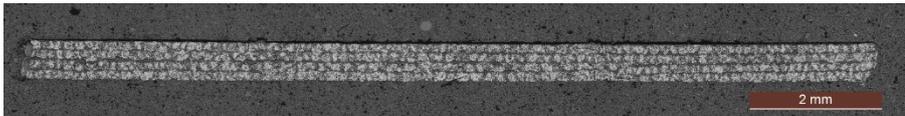


Abb. 4-9: Schliffbild Wedge-Peel-Probekörper indirekte Herstellung (Querschliff)

In Abb. 4-10 ist der Verlauf der Verarbeitungstemperatur der dritten Lage von je drei Proben mit Solltemperatur 190 °C, 260 °C und 360 °C dargestellt.

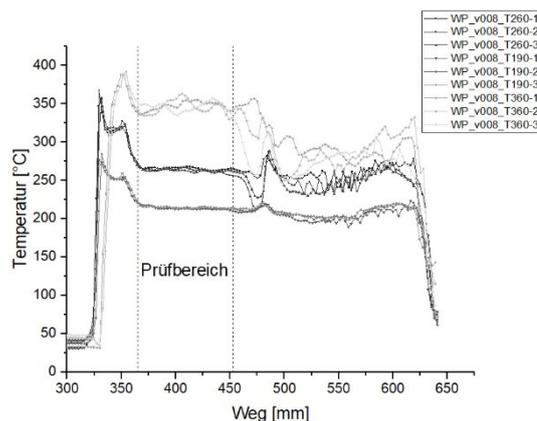


Abb. 4-10: Exemplarischer Temperaturverlauf bei der Ablage von Wedge-Peel-Proben

Temperatur [°C] über Weg [mm] bei der Ablage der dritten Lage von je drei Proben mit Solltemperatur 190 °C, 260 °C und 360 °C und Legeschwindigkeit 0,08 m/s

Nach dem in Kap. 3.2.1 beschriebenen Temperaturpeak zu Beginn der Ablage verläuft die Temperatur im späteren Prüfbereich weitgehend konstant. Die im Einspannbereich

eingelegte Kaptonfolie beeinflusst die Temperaturmessung in diesem Bereich, da hier die Temperatur der Folie als Substrat erfasst wird. Aufgrund der stark abweichenden optischen Eigenschaften der Folie ist die Temperaturmessung in diesem Teil deswegen nicht aussagekräftig, für die Prüfkörperherstellung jedoch auch von untergeordneter Bedeutung.

Um den Einfluss der Towkanten bei der Verwendung eines Couponlaminats zu minimieren, wurden die Referenzkurven des Einzellagen gemäß dem in Abb. 4-11 dargestellten Staggeringmuster relativ zueinander versetzt.

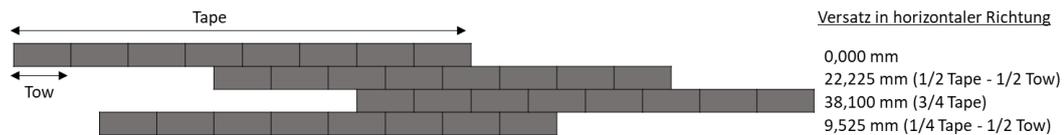


Abb. 4-11: Staggering Couponlaminat

Da eine lineare Abhängigkeit der gemessenen Prüfkraft von der Breite des Prüfkörpers angenommen werden kann, wird analog zur Literatur [42, 52, 59, 79–81] als Zielgröße der breitennormierte Schälwiderstand W_{peel} definiert, um präparationsbedingte Schwankungen der Prüfkörperbreite zu kompensieren. Er berechnet sich zu

$$W_{peel} = \frac{F}{b} \quad (4-1)$$

aus der Prüfkraft F und der Breite der Prüfkörpers b . Die Breite b ist definiert als arithmetischer Mittelwert von fünf, mit einem Messschieber an verschiedenen, über den Prüfbereich der Probe verteilten Stellen ermittelten Messwerten.

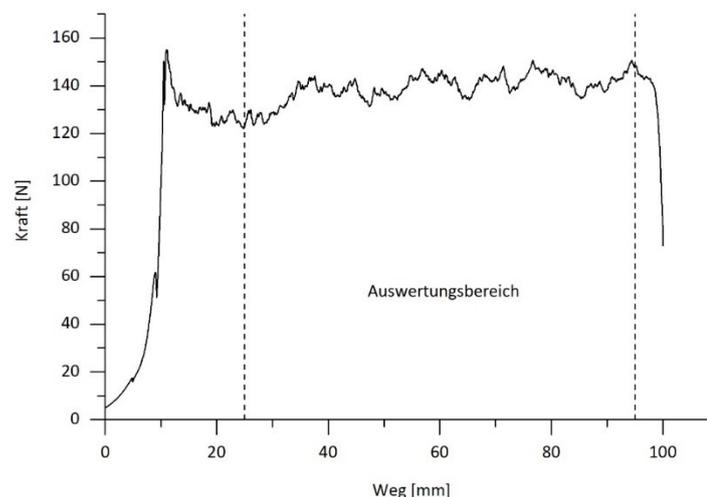


Abb. 4-12: Auswertungsbereich Wedge-Peel-Versuch

Diagramm Kraft [N] über Weg [mm] einer exemplarischen Probe zur Kennzeichnung des Auswertungsbereiches zwischen 15 mm und 90 mm

Die Prüfkraft F wird über den in Abb. 4-12 dargestellten Auswertungsbereich zwischen 25 mm und 95 mm Traversenweg gemittelt, da hier konstante Prüfbedingungen angenommen werden.

Der Schälwiderstand W_{peel} wird in der Literatur als Indikator der Mode-I Energiefreisetzungsrate G_{IC} verwendet [42], ohne diesen Zusammenhang detailliert zu hinterfragen. Blackman et al. [259] analysierten den Impact-Wedge-Peel für Metallverklebungen nach ISO 11343 [260], und fanden eine Korrelation der Prüfkraft mit der Energiefreisetzungsrate des Klebstoffs. Ihr numerisches Modell zeigte weiterhin, dass die Reibung im Versuch eine relativ geringe Rolle spielt. Für den Wedge-Peel-Versuch an FVK existieren keine entsprechenden numerischen Analysen. In ihrer vielfach zitierten Arbeit bestimmten Hulcher et al. [258] für CF/PEEK experimentell Korrelationskoeffizienten von DCB-Normversuchen nach ASTM 5528 [261] und Wedge-Peel-Schälwiderständen. Für die Initiierungsphase des DCB-Versuchs betrug der ermittelte Koeffizient 0,65, für die Propagierungsphase 0,57. Diese Ergebnisse legen nahe, den Zusammenhang ebenfalls numerisch zu analysieren.

Zu diesem Zweck wurde in dieser Arbeit ein numerisches FEM-Modell in Abaqus Implizit 2016 (Dassault Systemes, Vélizy-Villacoublay, Frankreich) entwickelt. Zur Modellierung der Delamination wurde die auf der linear-elastischen Bruchmechanik basierende Virtual Crack Closure Technik (VCCT) verwendet, da sie gegenüber Cohesive Zone Modelling (CZM) berechnungseffizienter ist und die Abbildung von sprödem Buchverhalten ermöglicht. Als Release-Toleranz für stabiles Risswachstum wurde 0,2 verwendet. Das VCCT-Bruchkriterium f lautet

$$f = \frac{G_{equiv}}{G_c} \geq 1,0 \quad (4-2)$$

mit G_{equiv} als Vergleichs-Energiefreisetzungsrate an einem Knoten

$$G_{equiv} = G_I + G_{II} + G_{III} \quad (4-3)$$

und der kritischen Energiefreisetzungsrate G_c , die entsprechend der Empfehlung von Camanho und Davlia [262] für thermoplastischer Composites mit dem Gesetz von Benzeggagh und Kenane [263] (engl. B.K. law) berechnet wird:

$$G_c = G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \cdot \left(\frac{G_{II}}{G_T} \right)^\eta \quad (4-4)$$

Aufgrund der Duktilität der Matrix ist für CF/PA6 die Ermittlung der Energiefreisetzungsraten im DCB-Versuch nicht möglich [80]. Deswegen wurde für die numerischen Betrachtungen sowie für die zugehörige experimentelle Validierung CF/PPS als Prüfkörpermaterial verwendet, und die bruchmechanischen Kennwerte entsprechend der Ergebnisse von Sacchetti [240] gewählt:

Tab. 4-1: Bruchmechanische Eigenschaften

G_{IC} [KJ/m ²]	G_{IIC} [KJ/m ²]	G_{IIIC} [KJ/m ²]	η [-]
1,26	3,32	3,32	1,75

Basierend auf Voruntersuchungen wurde der Probekörper aus C3D8-Solid-Elementen modelliert und die Meshgröße zu 1 mm gewählt. Die beidseitige Einspannung des Probekörpers in der Vorrichtung wurde über im Modell über eine Verschiebung der Probekörperenden abgebildet (Step 1 in Abb. 4-13).

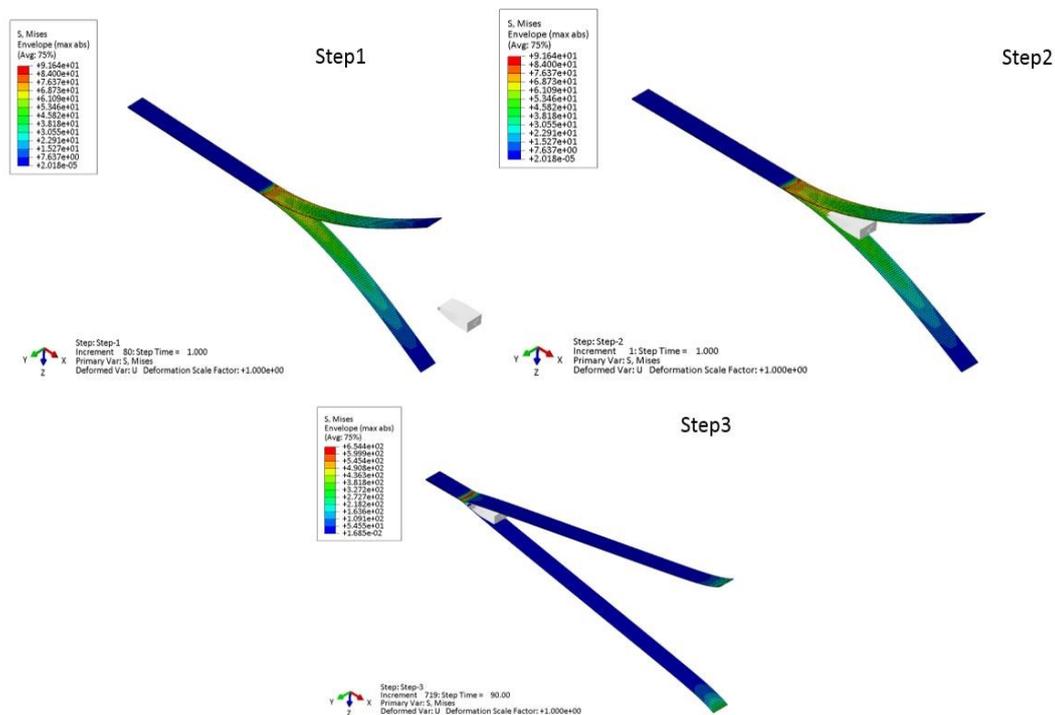


Abb. 4-13: Schrittweise Visualisierung der FEM Simulation

(1) Öffnen der Probe zur Abbildung der Einspannung; (2) Verschiebung des Keils auf Erstkontakt; (c) Rissfortschritt

Zur Untersuchung von instabilem Risswachstum wurden die Bruchkriterien folgendermaßen modifiziert:

Tab. 4-2: Modifizierte Bruchkriterien zur Betrachtung von instabilem Risswachstum

Stabiles Risswachstum	Instabiles Risswachstum
$1 \leq f \leq 1,2$	$1,2 \leq f \leq \infty$

Abb. 4-14 zeigt ausgewählte Ergebnisse der durchgeführten Simulationen. Der Verlauf der numerischen Kraft-Verschiebungskurve in (a) stimmt gut mit den experimentellen Ergebnissen überein, was die prinzipielle Funktionalität des Modells bestätigt.

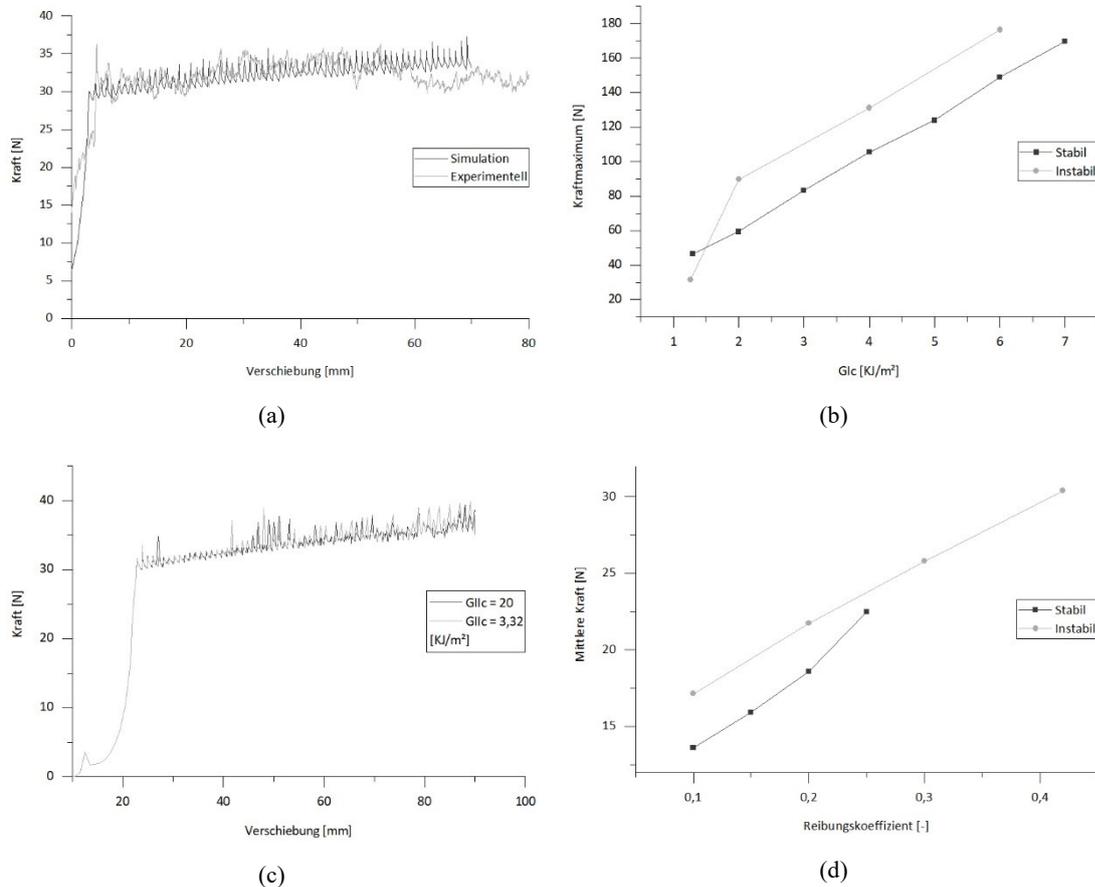


Abb. 4-14: Ergebnisse FEM-Simulation Wedge-Peel-Test

(a) Validierung experimenteller Ergebnisse CF/PPS; (b) Sensitivitätsanalyse G_{IC} : Initialkraft [N] über Energiefreisetzungsrate G_{IC} [KJ/mm²] in Abhängigkeit des Risswachstums; (c) Sensitivitätsanalyse G_{IIc} : Initialkraft [N] über Verschiebung in Abhängigkeit der Energiefreisetzungsrate G_{IIc} [KJ/mm²]; (d) Sensitivitätsanalyse Reibungskoeffizient: Initialkraft [N] über Reibungskoeffizient [-] in Abhängigkeit des Risswachstums;

Im Rahmen der Sensitivitätsanalysen wurde durch systematische Parametervariation der Einfluss zentraler Eingangsgrößen auf die Ergebnisse ermittelt. Eine Variation der Mode-I Energiefreisetzungsrates G_{IC} in (b) zeigt einen weitgehend linearen Zusammenhang mit der initialen Bruchkraft, für stabiles wie instabiles Risswachstum. Die Mode-II Energiefreisetzungsrates G_{IIc} wirkte sich dagegen kaum auf den Verlauf der Kraft-Weg-Kurven in (c) aus. Die Variation des Reibungskoeffizienten in (d) beeinflusste die initiale Bruchkraft. Die Ergebnisse bestätigen somit prinzipiell die Anwendbarkeit des Schälwiderstands als relatives Maß für G_{IC} . Die Reibungskomponente muss dabei jedoch anwendungsbezogen berücksichtigt werden.

4.2 Ortsaufgelöste Analyse der Prozesstemperatur

Die Temperaturerfassung der TAFP-Anlage erfolgt, wie in 3.2.1 beschrieben, mittels einer Infrarotkamera. Die generierten Prozessdaten wurden nach Stand der Technik bisher in der Analysesoftware des Herstellers, Thermal Researcher, ausgewertet. Diese beinhaltet grundlegende Analysefunktionen, wie die Definition von Auswertungsbereichen, einfache statistische Auswertung dieser Bereiche, sowie die Darstellung des Verlaufs der ermittelten Größen über den Bilderstapel einer Aufnahme, was bei gleichmäßiger Aufzeichnungsfrequenz dem zeitlichen Verlauf der Messgröße entspricht. Die Software bietet jedoch keine Möglichkeit der ortsaufgelösten Darstellung der Temperatur. Eine solche ist essentiell, um Korrelationen der Bahnkurve mit der Temperaturverteilung zu erkennen, und dadurch die Auswirkungen nicht-geodätischer Faserverläufe analysieren zu können. Gleichzeitig ist eine manuelle Auswertung der Temperaturen für die Mikroanalyse, beispielsweise für die Validierung thermischer Modelle [44, 48, 55, 60], zwar geeignet – die Analyse der Verarbeitungstemperatur auf makroskopischer Ebene erfordert jedoch eine Optimierung der Datenauswertung, um Arbeits- und Rechenaufwand beherrschbar zu behalten. Deswegen wurde eine Methode zur ortsaufgelösten Erfassung und Darstellung von im Prozess erhobenen Temperaturdaten entwickelt.

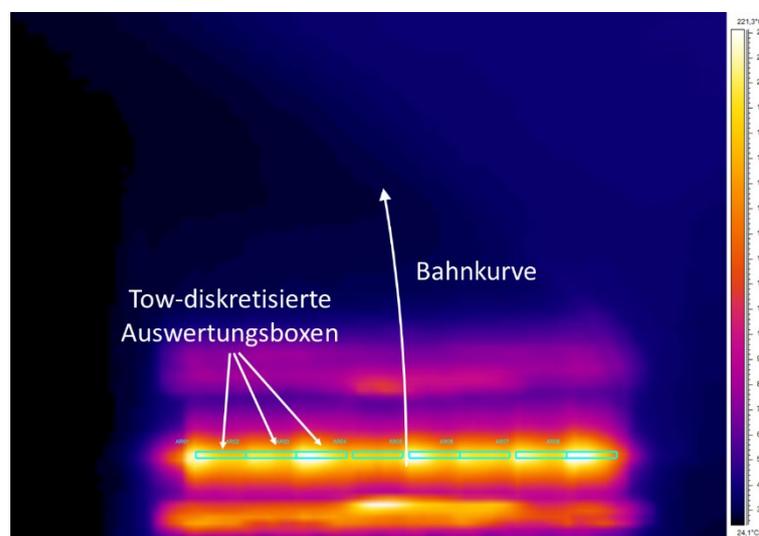


Abb. 4-15: Modifiziertes Template zur tow-diskretisierten Temperatureauswertung

Um eine Auswertung der Temperaturverteilung innerhalb einer Bahn über die Ablagebreite zu ermöglichen, wurde im ersten Schritt eine mit der Towbreite diskretisierte Auswertemaske erstellt (Abb. 4-15).

Im nächsten Schritt wurden die Rohdaten exportiert, in OriginPro 2016G (OriginLab Corporation, Northampton, Massachusetts, USA) importiert und als 2D-Plot farbcodiert dargestellt. Abb. 4-16 zeigt dies am Beispiel einer geraden und einer gekrümmten Ablage mit einem konstanten Krümmungsradius von 250 mm.

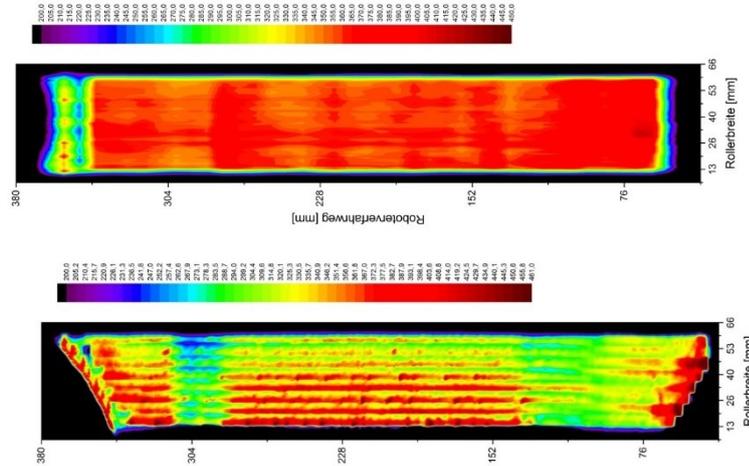


Abb. 4-16: Plots der Temperaturewertung mittels Origin

Da die Darstellung zwar bereits erste Unterschiede zeigt, jedoch nicht einfach zu interpretieren ist und für eine dreidimensionale Ablage nicht verwendet werden kann, wurde der Ansatz verworfen. Um exakt diese dreidimensionale Darstellung der Roboterdaten zu ermöglichen, wurde eine LabView (National Instruments, Austin, Texas, USA) basierte Aufzeichnungsroutine entwickelt, die eine direkte Verknüpfung von Roboterpositionsdaten und Thermografiedaten ermöglicht. Abb. 4-17 zeigt das Ablaufchart.

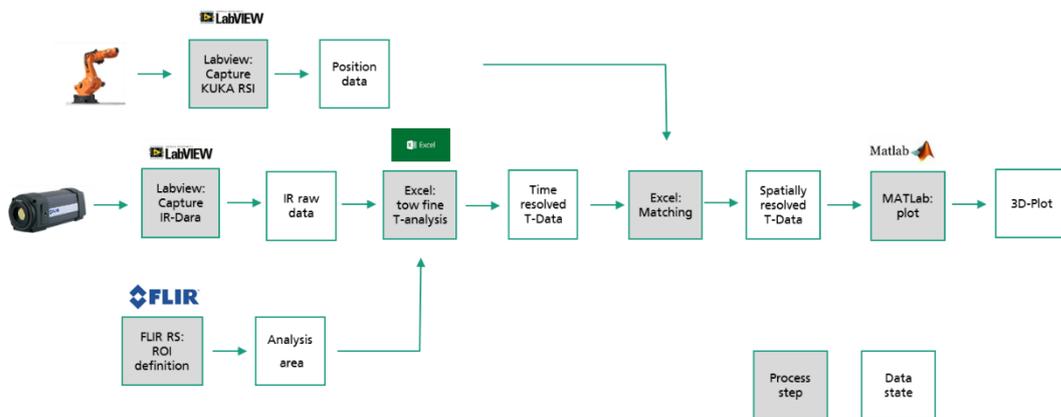


Abb. 4-17: Flow-Chart orts aufgelöste Darstellung von Thermografiedaten

Zur tow-diskretisierten Auswertung wurde erneut eine Auswertemaske mit einer Array-Größe von 9 x 2 Pixeln definiert. Eine vektorbasierte Routine wurde in VBA implementiert, um die Position der Mittellinie jedes Tows zu jedem Zeitpunkt basierend auf den Positionsdaten des Tool Center Points (TCP) berechnen zu können. Dieser wurde in Labview über das Kuka RSI Interface aufgezeichnet.

Für die Darstellung der Datensätze wurde MATLAB (The MathWorks, Inc., Natick, Massachusetts, USA) verwendet. Abb. 4-18 zeigt exemplarisch die Darstellung eines einfach gekrümmten Probekörpers,

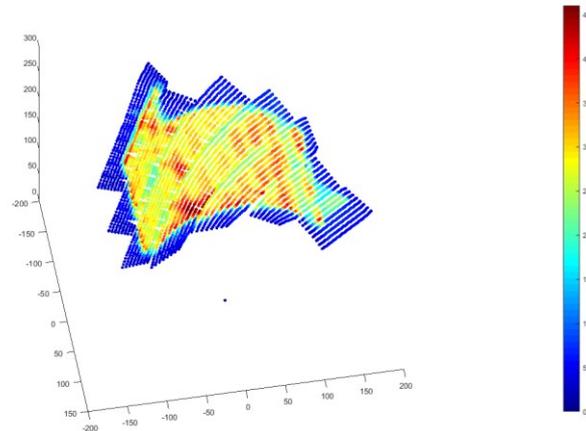


Abb. 4-18: Ortsaufgelöste Temperaturdarstellung der TAFP-Ablage eines einfach gekrümmten Probekörpers

4.3 Quantifizierung von Faserwelligkeit

Für die Analyse von durch AFP-Steering hervorgerufener Faserwelligkeit werden überwiegend einfache Detektionsmethoden eingesetzt (vgl. 2.2.3). So werden Fehlstellen durch visuelle Inspektion, teils in Verbindung mit Hilfe von Kameras, erfasst und anschließend teilweise vermessen [113, 127, 130, 132, 133, 135, 136, 138, 139]. Die gewonnenen Informationen sind demnach zumeist lokal, die Größe der Datenbasis ist beschränkt. Erste, zur Analyse der Steeringeffekte des TAFP-Prozesses hergestellte Couponproben ergeben den Handlungsbedarf hinsichtlich der Definition einer Charakterisierungsmethodik.

Wie Abb. 4-19 zeigt, liegt die Faserwelligkeit ausschließlich in-plane. Dies erschwert eine Erfassung über konventionelle Mess- und Zählprinzipien. Weiterhin tritt die Welligkeit großflächig auf, wodurch der Einsatz eines Sensors gegenüber manuellen Vermessungen, aufgrund der Automatisierbarkeit des Messverfahrens, zusätzliches Potenzial bietet. Insbesondere eine detaillierte Vermessung von Mikroskopieaufnahmen oder CT-Aufnahmen, wie von Sutcliffe et al. [172] vorgestellt, ist in Anbetracht der Probenanzahl und -größe mit zu hohem Aufwand verbunden. Der algorithmusbasierte Ansatz von Lightfoot et al. [175] vereinfacht zwar die Auswertung von in-plane Welligkeit in Schliffbildern, die Nachteile der Kleinräumigkeit der Analyse sowie des hohen Probenpräparationsaufwandes bleiben bestehen. Gleichzeitig wurde die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse in [175] nicht belegt. Gegenüber einfacheren, händischen Messungen bietet ein sensorbasiertes Verfahren eine potenziell höhere Reproduzierbarkeit

und Übertragbarkeit. Das einzige für AFP-Steering angewendete sensorbasierte Messverfahren, die durch Veldenz et al. [136] vorgestellte Vermessung von out-of-plane Welligkeiten mittels eines Laserscanners, kann für die vorliegenden in-plane Ondulationen nicht eingesetzt werden. Es ist demnach die Entwicklung eines neuen Verfahrens notwendig.

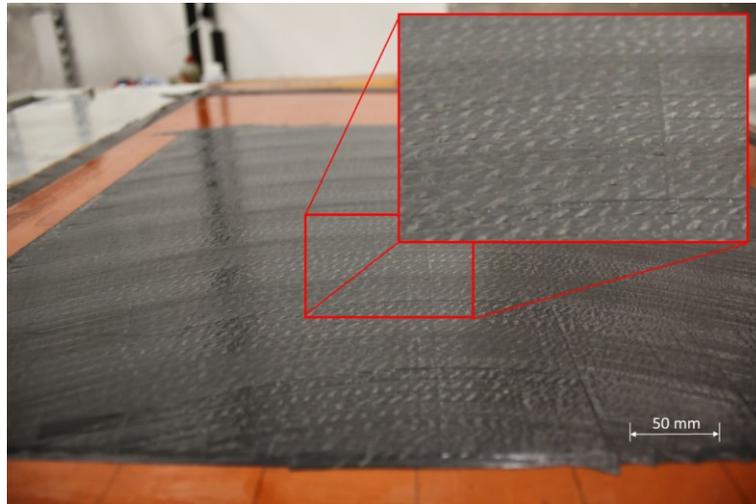


Abb. 4-19: Couponprobe der Versuchsreihe Steering mit mittlerem Radius 375 mm

Verfahren auf der Basis eines Wirbelstromsensors wurden für die reine Detektion von Faserwelligkeit erprobt [187, 188], sind jedoch für eine detaillierte Beschreibung des Faserverlaufs nicht geeignet. Ultraschallbasierte Detektionsverfahren [183–185] basieren auf durch Matrixansammlungen oder Porositäten hervorgerufenen Dichteunterschieden und sind deshalb ebenfalls ungeeignet. Computertomografiebasierte Verfahren [179–182] sind, aufgrund der langsamen Scanraten, für großflächige Auswertungen nicht umsetzbar. Eine optische Messung der in-plane Faserrichtung erscheint deswegen der potenzialträchtigste Ansatz. Kosse et al. [171] verwendeten einen optischen Sensor, um die tatsächliche Länge gewellter Fasern zu bestimmen und diese mit der nominellen Bogenlänge ins Verhältnis zu setzen. Aufgrund der hohen Verbreitung und Akzeptanz des Sinuswellenansatzes für Faserwelligkeit [125, 147, 161, 164, 166–169] wurde für die Entwicklung stattdessen diese Beschreibung verwendet. Zur Durchführung der optischen Messungen wurde ein kommerziell verfügbarer Sensor eingesetzt, der in Abb. 4-20 (a) abgebildete Profactor FScan der Firma Profactor (Steyr, Österreich).

Der Sensor basiert auf dem von Woodham [266] entwickelten Prinzip des photometrischen Stereo. Das Prinzip beschreibt die Erfassung der Orientierung eines Objektes anhand seines Reflexionsverhaltens, umgesetzt durch die Aufnahme mehrerer Bilder aus identischer Position mit unterschiedlicher Belichtung des Objektes. Der Profactor Sensor adaptiert dieses Prinzip für die Bestimmung der Faserorientierung von Carbonfasern. Er besteht aus einer CMOS-Kamera mit einer Auflösung von 35 μm , die zentrisch in einem Ring aus 96 Leuchtdioden (engl.: light-emitting diode, LED) verbaut ist (Abb. 4-20 (b)).

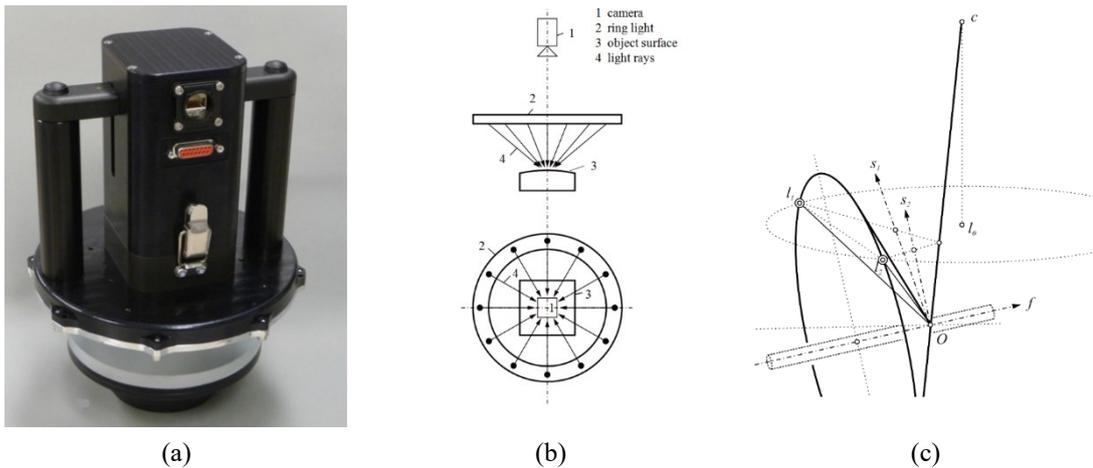


Abb. 4-20: Profactor Fscan Faserwinkelsensor

(a) Bild des Sensors [264]; (b) Schematische Darstellung des Sensoraufbaus [265];
 (c) Skizze des Messprinzips [265]

Durch die Sensorgröße von 1600 x 1600 ergibt sich ein Analysebereich von 56 x 56 mm. Die LEDs erzeugen Illuminationsmuster auf dem Probekörper. Im Gegensatz zu konventionellem photometrischem Stereo, bei dem die Flächennormalen der zu untersuchenden Fläche berechnet werden, bestimmt die in der Sensorsoftware implementierte Methode nach Zambal et al. [264] die lokalen Tangentenvektoren, gleichbedeutend mit der lokalen Faserorientierung. Grundlage bietet ein entsprechendes Reflektionsmodell für Carbonfasern, die über einen infinitesimal kleinen Zylinder angenähert werden. Jedem Oberflächenpunkt O des Probekörpers mit dem Positionsvektor zur Kamera \vec{c} werden über das Reflektionsmodell Ausgangspunkte der Strahlung l_i bzw. die zugehörigen Vektoren \vec{l}_i zugeordnet (Abb. 4-20 (c)). Mit

$$\vec{s}_i \propto \frac{\vec{c}}{\|\vec{c}\|} + \frac{\vec{l}_i}{\|\vec{l}_i\|}, i = 1,2 \quad (4-5)$$

berechnet sich der Tangentenvektor in Faserrichtung \vec{f} zu

$$\vec{f} = \vec{s}_1 \times \vec{s}_2 \quad (4-6)$$

Die Zuordnung der Ausgangspunkte der Strahlung l_i erfolgt für jeden Oberflächenpunkt über die Auswertung des durch die umlaufende Illumination erzeugten lokalen Strahlungsintensitätsprofils. Reflektiertes Licht wird dafür als Superposition von diffusem Anteil und Spiegelreflektion betrachtet (Abb. 4-21). Die Peaks der Spiegelreflektion entsprechen den Schnittpunkten des Reflektionskegels mit dem LED-Ring, und ermöglichen so die Berechnung der Faserorientierung nach (4-5) und (4-6).

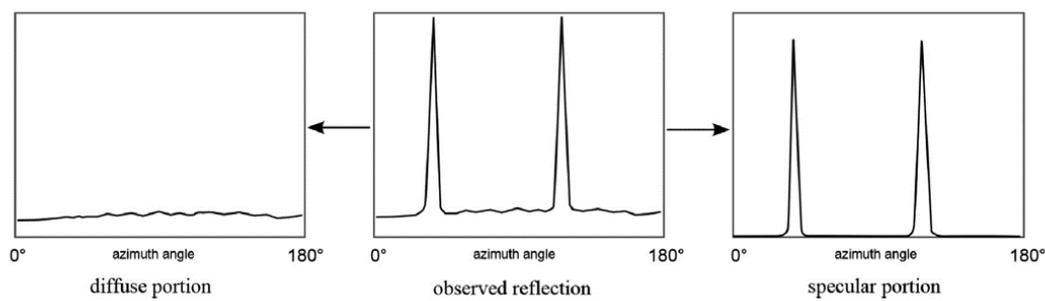


Abb. 4-21: Aufteilung des aufgezeichneten Intensitätsprofils in diffusen Anteil und Spiegelreflexion [264]

Um die Datenmengen, und damit die Aufnahmedauer, zu reduzieren werden pro Oberflächenpunkt acht Rohbilder mit unterschiedlicher Belichtung durch mehrere LEDs aufgenommen, anhand derer die Spiegelreflexionspeaks rekonstruiert werden. Der Ergebnisvektor \vec{f} wird im post-processing in in-plane Faserorientierung (Azimutwinkel) und out-of-plane Winkel (Polarwinkel) aufgeteilt. Zusätzlich können die Matrizen des diffusen und des spiegelnden Lichtanteils ausgelesen werden. Als Wurzel der mittleren Fehlerquadratsumme hinsichtlich des Azimutwinkels wurden in einer experimentellen Versuchsreihe $1,5^\circ$ für Prepregs bestimmt. Unter Annahme einer Normalverteilung bedeutet dies, dass 95 % der gemessenen Winkel innerhalb eines $\pm 3^\circ$ Toleranzbereichs liegen. [264]

Zur Weiterverarbeitung dieser Daten wurde eine MATLAB-basierte Routine entwickelt. Abb. 4-22 zeigt die zur Verbesserung der Bedienbarkeit implementierte Benutzeroberfläche (engl.: Graphical User Interface, GUI).

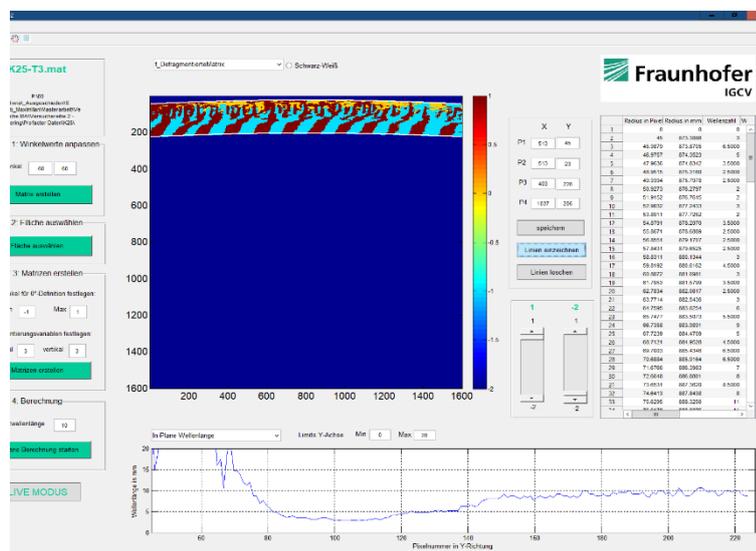


Abb. 4-22: Benutzeroberfläche der entwickelten MATLAB-Routine

Der Rohdatensatz des Sensors ist eine 1600 x 1600 Einträge große Matrix der Azimutwinkel α des Aufnahmebereichs, bezogen auf die horizontale Achse. Im ersten Schritt

transformiert ein Algorithmus diese Daten in lokale, in Richtung der jeweiligen neutralen Faser ausgerichtete Koordinatensysteme. Es ergibt sich eine Matrix mit Winkeln relativ zur neutralen Faser (α_r). Im nächsten Schritt wird über das GUI der Analysebereich definiert und der Datensatz entsprechend beschnitten. Im letzten Transformationsschritt werden die Winkelwerte in positive, negative und neutrale Werte kategorisiert, um die Umsetzung des Algorithmus zu vereinfachen und die visuelle Verständlichkeit der entsprechenden Bilder zu verbessern. Um Fehldetektionen zu vermindern wird zusätzlich ein Defragmentierungsfiler implementiert. Abb. 4-23 zeigt anhand eines Beispiels die Ergebnisse der einzelnen Datenverarbeitungsschritte.

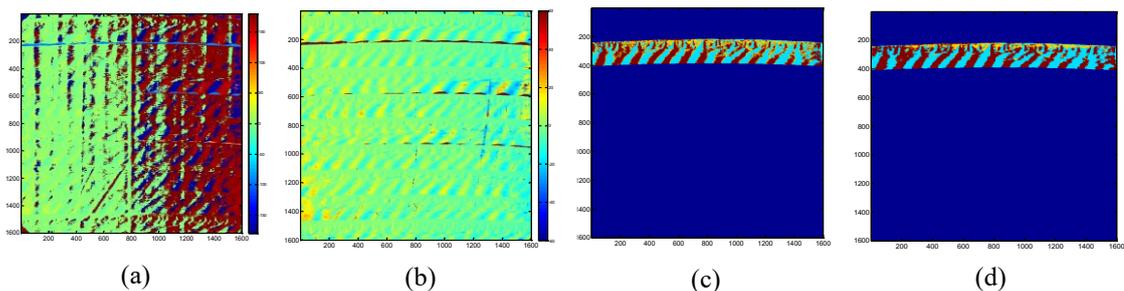


Abb. 4-23: Datenverarbeitung mittels MATLAB-Routine

(a) α Matrix Rohdatensatz; (b) α_r Matrix nach Koodinatentransformation; (c) Analysebereich nach Tricolor Transformation; (d) Defragmentierter Analysebereich

Zur Auswertung des transformierten, defragmentierten Datensatzes wurde ein weiterer Algorithmus entwickelt und in MATLAB implementiert. Zur Berechnung der Wellenlänge wird die örtliche Frequenz der Welle, als Wellenzahl n bezeichnet, für jeden Kurs an Pixeln¹ innerhalb des Auswertebereichs bestimmt. Für eine Sinusfunktion können dafür, da sie stetig differenzierbar ist, die Vorzeichenwechsel der ersten Ableitung verwendet werden. Deren Summe entspricht der Anzahl lokaler Extremwerte, gleichbedeutend mit $n/2$. Aufgrund der durchgeführten Transformation können für den Faserverlauf entsprechend die Vorzeichenwechsel des α_r -Datensatzes entlang eines Kursverlaufs verwendet werden, wie Abb. 4-24 zeigt.

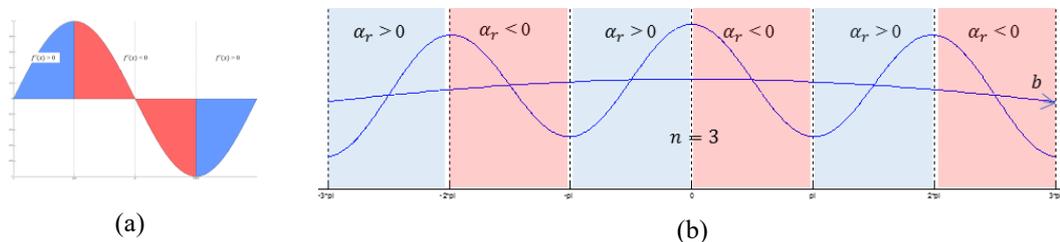


Abb. 4-24: Quantifizierung Wellenzahl mittels Faserwinkel

(a) Bereiche mit positiven und negativen Ableitungen der Sinusfunktion (b) schematische Anwendung des Prinzips auf ondulierte Fasern entlang der Bahnkurve b ($n = 3$)

¹ Ein Kurs an Pixeln entspricht einer Matrix aus Punktkoordinaten, berechnet anhand der Bahnkurve.

Das Prinzip wurde als Algorithmus umgesetzt. Abb. 4-25 zeigt den entsprechenden Flow-Chart. Als weitere Filterfunktion wurde der Parameter „Mindestwellenlänge“ implementiert.

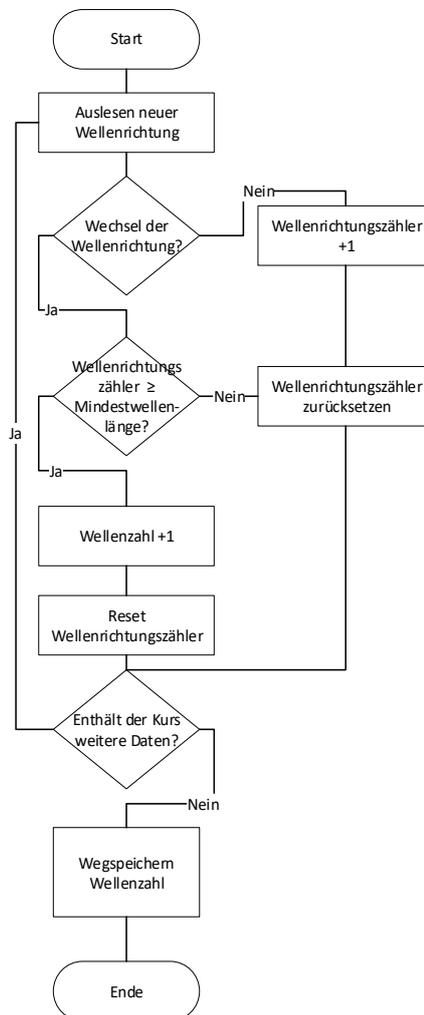


Abb. 4-25: Flowchart Algorithmus

Die mittlere Wellenlänge λ berechnet sich zu

$$\lambda = \frac{L}{n} \quad (4-7)$$

aus der bestimmten Wellenzahl n und der Bogenlänge L . Diese wird aus der Sehnenlänge s und der Kreisbogenhöhe h durch geometrische Basisfunktionen berechnet:

$$L = \frac{2 * \arcsin\left(\frac{4hs}{4h^2 + s^2}\right) * (4h^2 + s^2)}{8h} \quad (4-8)$$

Matveev et al. [133] verwendeten ein vergleichbares, manuelles Zählsystem zur Bestimmung der mittleren out-of-plane Wellenlänge in ihren Steering Untersuchungen von gebündelten Trockenfasern.

Zur Bestimmung der mittleren Amplitude eines Kurses wird der maximale Winkel jeder Welle δ durch einen Algorithmus ermittelt. Für

$$f(x) = A \cdot \sin\left(\frac{2\pi}{\lambda} \cdot x\right) \quad (4-9)$$

gilt mit δ als maximalem Steigungswinkel

$$\max(f'(x)) = \max\left(A \cdot \frac{2\pi}{\lambda} \cos\left(\frac{2\pi}{\lambda} \cdot x\right)\right) = A \cdot \frac{2\pi}{\lambda} = \tan(\delta) \quad (4-10)$$

und demnach

$$A = \frac{\tan(\delta) \cdot \lambda}{2\pi} \quad (4-11)$$

Wie in 2.2.3 beschrieben wird für die Quantifizierung des Welligkeitsgrades (engl. severity of waviness) S oftmals der Quotient aus Wellenlänge λ und Amplitude A verwendet (2-4). Setzt man (4-11) in (2-4) ein, ergibt sich

$$S = \frac{\tan(\delta)}{2\pi} \quad (4-12)$$

Abb. 4-26 zeigt zusammenfassend den Ablaufplan der entwickelten Methode zur Analyse der Faserwelligkeit.

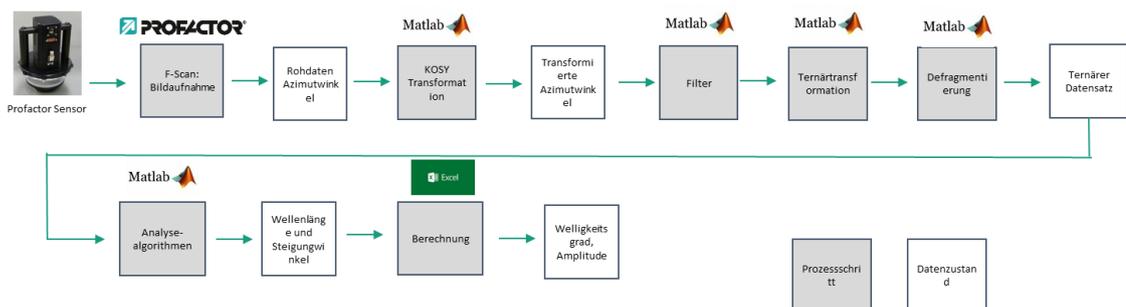


Abb. 4-26: Flow Chart Analysemethode Faserwelligkeit

Die hohen Datenmengen, und der damit verknüpfte Analyseaufwand, erfordern eine Reduktion der Daten. Um die Repräsentativität der Einzeldatensätze auf Tapeebene bewerten zu können, ist in Abb. 4-33 die Entwicklung des Welligkeitsgrads über der Ablagebreite für drei vollständige, benachbarte Kurse dargestellt.

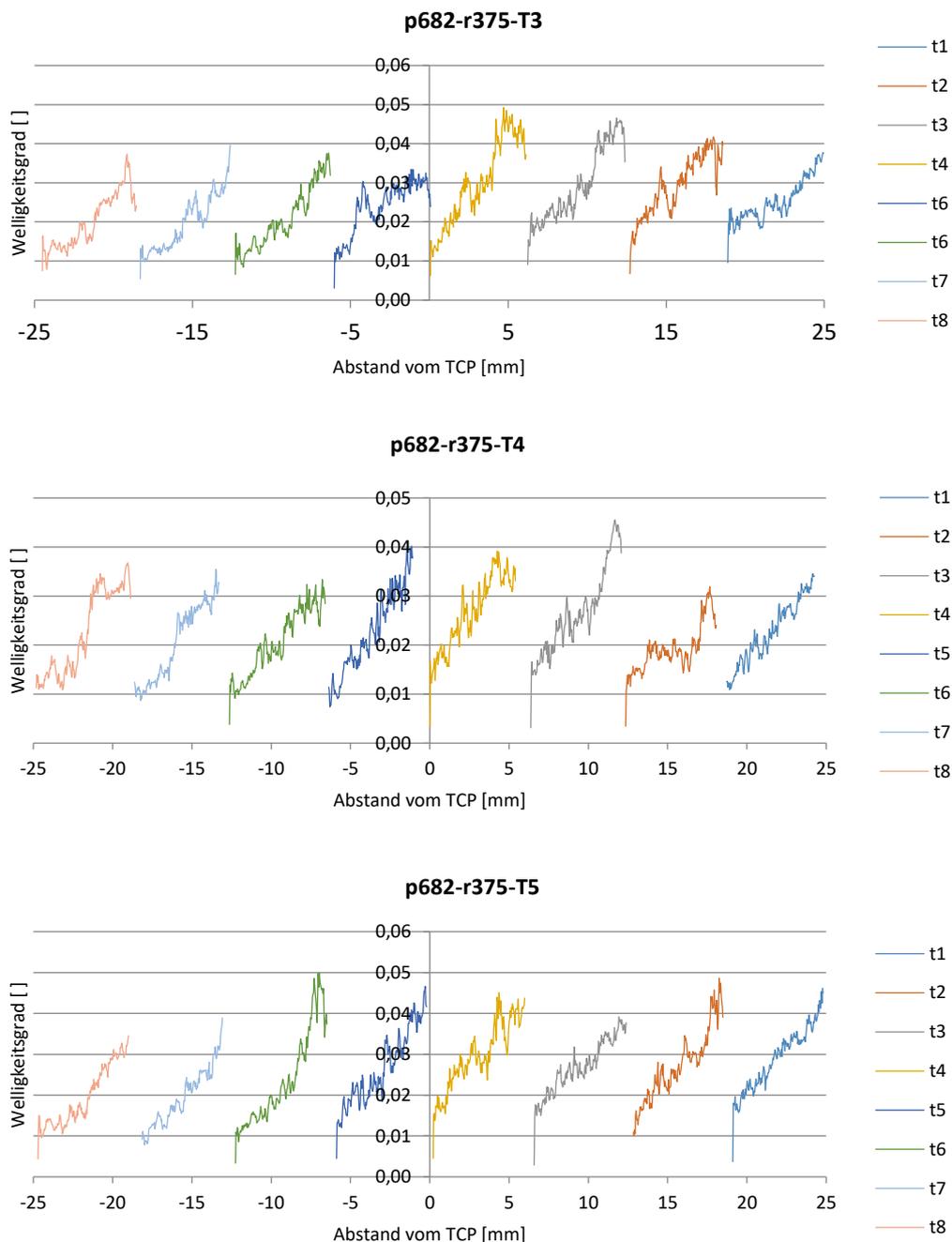


Abb. 4-27: Exemplarische Ergebnisse der kursfeinen Faserwelligkeitsanalyse: Welligkeitsgrad
Welligkeitsgrad [] über Abstand vom TCP [mm] für vollständige, benachbarte Kurse von
Probe p682-r375

Abb. 4-28 zeigt die Entwicklung der Wellenlänge über der Ablagebreite der Tapes.

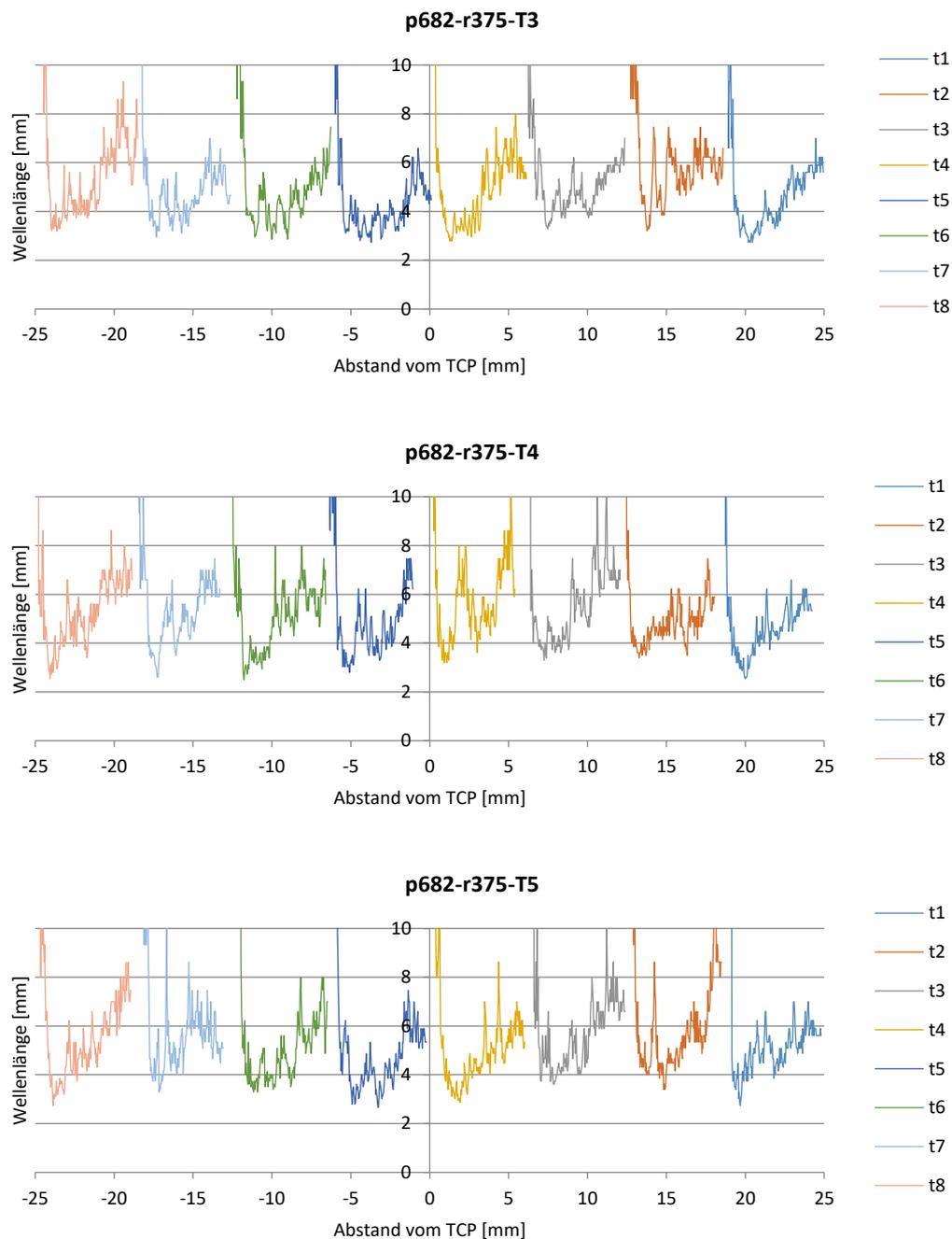


Abb. 4-28: Exemplarische Ergebnisse der kursfeinen Faserwelligkeitsanalyse: Wellenlänge
Wellenlänge [mm] über Abstand vom TCP [mm] für vollständige, benachbarte Kurse von
Probe p682-r375

Es lassen sich für beide Zielgrößen keine spezifischen Unterschiede zwischen den einzelnen Tows der Kurse erkennen. Für die Auswertung auf Tapeebene im Rahmen der in Kap. 5.1.3.2 beschriebenen Versuchsreihe wurden die Tows 2, 3, 6 und 7 selektiert.

Zur Validierung der Methode wurden mit einem Leica M80 Stereomikroskop Bilder der Draufsicht eines ausgewählten Bereichs einer Probe mit einem Krümmungsradius von

rund 570 mm aufgenommen. Im ersten Schritt wurde mittels der freien Bildverarbeitungssoftware GIMP eine überlagerte Ansicht der Tricolor-Matrix mit dem Mikroskopiebild erstellt (Abb. 4-29). Zudem wurde ρ als Laufparameter von der Towaußenkante in Richtung Kreismittelpunkt definiert. Dieser nimmt innerhalb eines Tows Werte zwischen 0 (Towaußenkante) und der von der Messung erfassten Towbreite w_{tow} (Towinnenkante) an.

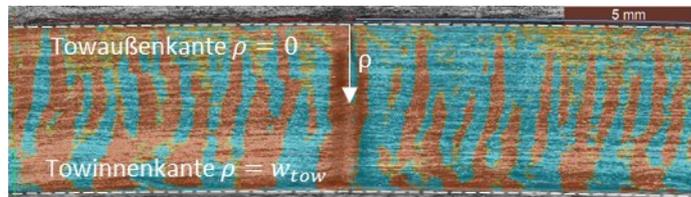


Abb. 4-29: Überlagerung Tricolor-Matrix mit Stereomikroskopiebild

Die Tricolor Einfärbung entsprach auf der druckbelasteten Bahninnenseite ($\frac{w_{tow}}{2} < \rho < w_{tow}$) dem tatsächlichen Erscheinungsbild der Probe. Auf der zugbelasteten Außenseite lagen nur kleine Bereiche im neutralen, gelben Bereich ($0 < \rho < \frac{w_{tow}}{2}$). Der Faserwinkel schwankte hier also stärker, als der Toleranzbereich definiert wurde. Trotzdem war hier kein regelmäßiger Farbwechsel zu sehen; es dominieren großflächige, monochrome Bereiche. Für einen quantitativen Vergleich der Wellenlänge wurden die Wellen an der Towinnenkante im Mikroskopiebild vermessen.

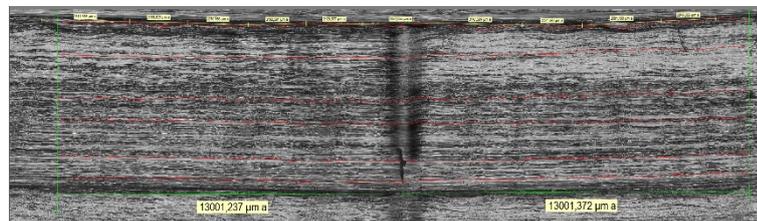


Abb. 4-30: Vermessung der Wellenlänge an der Towinnenkante mittel Stereomikroskop

Die mittlere Wellenlänge betrug auf Basis von zehn Messwerten 2,536 mm, bei einer Standardabweichung von 0,445 mm. Abb. 4-31 zeigt die Ergebnisse der neuartigen Methode. Die Wellenlänge an der Towinnenkante lag bei rund 3 mm und damit im Bereich der manuellen Messung.

Betrachtet man den Verlauf der Wellenlänge im Bereich $0 < \rho < w_{tow}$, so traten unmittelbar an der Towaußenkante sehr hohe Wellenlängenwerte auf. Dies korreliert mit der Beobachtung der gestreckten Fasern in diesem Bereich. Tatsächlich traten diese hohen Wellenlängen nur für $\rho < 1$ mm auf. Als Ursache kann angeführt werden, dass die in 2.2.1 idealisiert beschriebene symmetrische Teilung des Tows in zug- und druckbelastete Hälfte in der Realität nicht vorliegt.

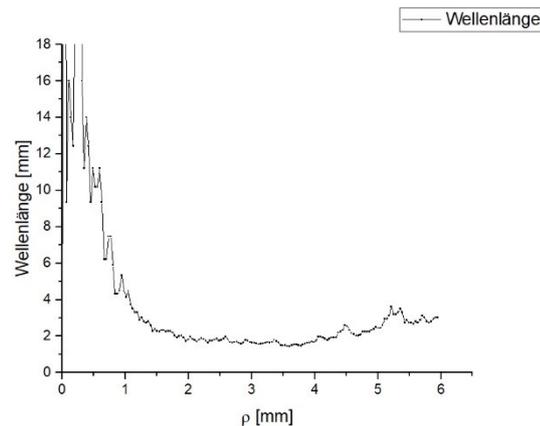


Abb. 4-31: Ergebnis experimenteller Vorversuch der Probe mit $r = 570$ mm
Wellenlänge [mm] über Laufparameter ρ [mm]

Die Ondulation der Fasern der Druckseite führt demnach während der Ablage zu einem lokalen Steifigkeitsverlust, wodurch sich die neutrale Faser in Richtung Towaußenkante verschiebt, wie von Hörmann [127] beschrieben. Vergleichbare Verschiebungen der neutralen Faser durch im Prozess auftretende Ondulationen wurden auch in Studien zum Mikroklicken gefunden [267]. Das Stereomikroskopiebild bestätigte die Verschiebung, ohne dass die neutrale Faser, in Form einer scharfen Grenze von welligen und geradlinigen Fasern, genau auszumachen war.

Im Folgenden wird ein Zusammenhang von Welligkeitsgrad S , Steeringradius R , und Laufparameter ρ hergeleitet, wofür das von Zhao et al. in [125] vorgestellte Modell erweitert wird. Für die technische Betrachtung ist in diesem Kontext der Zusammenhang zwischen Wellenlänge λ , Amplitude A und Funktionslänge relevant.

Sei

$$f(x) = A \cdot \sin(b \cdot x) \quad (4-13)$$

mit

$$b = \frac{2\pi}{\lambda} \quad (4-14)$$

Die Länge einer stetig-differenzierbaren Funktion L von Argument m bis n wird berechnet zu

$$L(m, n) = \int_m^n \sqrt{1 + (f'(x))^2} dx \quad (4-15)$$

Als Länge einer Sinusfunktion ergibt sich demnach, (4-7) in (4-9)

$$L(m, n) = \int_m^n \sqrt{1 + (A \cdot b \cdot \cos(bx))^2} dx \quad (4-16)$$

mit (4-6) und (4-8)

$$L(m, n) = \int_m^n \sqrt{1 + (S \cdot 2\pi \cdot \cos(bx))^2} dx \quad (4-17)$$

Durch eine Vereinfachung mit

$$\cos(bx)^2 = \frac{1}{2}(\cos(2bx) + 1) \quad (4-18)$$

ergibt sich

$$L(m, n) = \int_m^n \sqrt{1 + \frac{S^2 \cdot 4\pi^2}{2} + \frac{S^2 \cdot 4\pi^2}{2} \cdot \cos(2bx)} dx \quad (4-19)$$

Die Druckdehnung der Fasern in einer Wellenperiode kann durch

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l} = \frac{L(0, 2\pi) - \lambda}{\lambda} = \frac{L(0, 2\pi)}{\lambda} - 1 \quad (4-20)$$

ausgedrückt werden. Kombiniert man (4-19) mit (4-20), kann analog zu [125] die entstehende Gleichung über das elliptische Integral zweiter Art und die Taylorreihe zu

$$\varepsilon = \frac{1}{1 + 2\left(\frac{k^2}{8}\right)^2 + 13\left(\frac{k^2}{8}\right)^3 + 90\left(\frac{k^2}{8}\right)^4 + 4708.5\left(\frac{k^2}{8}\right)^5 + \dots} - 1 \quad (4-21)$$

mit

$$k^2 = (2\pi S)^2 / (1 + (2\pi S)^2) \quad (4-22)$$

umgeformt werden.

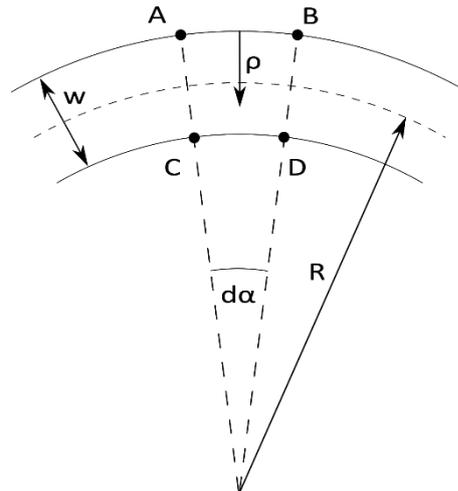


Abb. 4-32: Skizze Modellbetrachtung

Betrachtet man ein infinitesimal kleines Segment $d\alpha$ eines Tows gemäß Abb. 4-32, so ergeben sich die Abstände auf der Towaußenkante AB und Towinnenseite CD sich zu

$$AB = \left(R + \frac{w}{2}\right) d\alpha \quad (4-23)$$

und

$$CD = \left(R - \frac{w}{2}\right) d\alpha \quad (4-24)$$

Die durch die ebene Biegung des Tows an der Innenseite aufgebrauchte Stauchung berechnet sich zu

$$\varepsilon = \frac{CD - AB}{AB} = \frac{\left(R - \frac{w}{2}\right) d\alpha - \left(R + \frac{w}{2}\right) d\alpha}{\left(R + \frac{w}{2}\right) d\alpha} = -\frac{w}{\left(R + \frac{w}{2}\right)} \quad (4-25)$$

Nimmt man nun an, dass sich die gesamte Stauchung in die Bildung von Mikrofalten umsetzt, kann man (4-21) mit (4-25) gleichsetzen. Bei gleichzeitiger Vernachlässigung der Terme höherer Ordnung der Taylorreihe ergibt sich

$$\frac{w}{\left(R + \frac{w}{2}\right)} = 1 - \frac{1}{1 + 2\left(\frac{k^2}{8}\right)^2 + 13\left(\frac{k^2}{8}\right)^3 + 90\left(\frac{k^2}{8}\right)^4 + 4708.5\left(\frac{k^2}{8}\right)^5} \quad (4-26)$$

mit

$$k^2 = (2\pi S)^2 / (1 + (2\pi S)^2) \quad (4-27)$$

als Zusammenhang von Towbreite, Steeringradius und Welligkeitsgrad an der Towinnenkante. An Position ρ ergibt sich mit

$$CD = \left(R + \frac{w}{2} - \rho \right) d\alpha \quad (4-28)$$

analog

$$\frac{\rho}{\left(R + \frac{w}{2} \right)} = 1 - \frac{1}{1 + 2 \left(\frac{k^2}{8} \right)^2 + 13 \left(\frac{k^2}{8} \right)^3 + 90 \left(\frac{k^2}{8} \right)^4 + 4708.5 \left(\frac{k^2}{8} \right)^5} \quad (4-29)$$

Die Gleichungssysteme der Abhängigkeiten von ρ , R und S wurde in Python 3.7, unter Verwendung der integrierten Open-Source-Entwicklungsumgebung Spyder als Teil der Anaconda Distribution, numerisch gelöst. Abb. 4-33 vergleicht das Modell mit den experimentellen Ergebnisse dreier Bahnen der Krümmungsradien $r375$, $r725$ und $r1075$ hinsichtlich der Entwicklung des Welligkeitsgrades über ρ . Die experimentellen Daten sind der Mittelwert der vier ausgewerteten Tows jedes Tapes, die Fehlerbalken die entsprechende Standardabweichung.

Alle drei Diagramme zeigen eine weitgehende Übereinstimmung der experimentellen Ergebnisse mit dem Modell. Im Bereich nahe der Towaußenkante, $0 < \rho < 1$ mm, lagen die experimentellen Ergebnisse jedoch über dem Modell. Wie oben gezeigt waren die Fasern hier weitgehend gestreckt, so dass die experimentell ermittelte Welligkeit nicht dem tatsächlichen Faserverlauf entsprach. Auch das Modell bildet die gestreckten, zugbelasteten Fasern nicht ab. Mit zunehmendem \bar{r} näherten sich Modell und experimentelle Ergebnisse an, im Bereich $\rho > 3$ mm lag eine hohe Übereinstimmung für alle untersuchten Radien vor. Aufgrund der Schwankungen der experimentellen Werte wurde für die Betrachtung des Faktoreinflusses eine erneute Mittelwertbildung gegenüber der Definition eines Messpunktes bevorzugt, und die innere Towhälfte $3 \text{ mm} < \rho < 6,35$ mm als Auswertungsbereich definiert. Die in Kap. 5.2.3 vorgestellten, quantitativen Ergebnisse beziehen sich dementsprechend auf die idealisiert druckbelastete Hälfte des Tows. Sie ermöglichen einen relativen Vergleich der Welligkeit zwischen unterschiedlichen Faktorstufenkombinationen. Zur absoluten Beschreibung der maximalen Welligkeit einer Faktorstufenkombination sollte dagegen explizit die Werte an der Towinnenkante zu Grunde gelegt werden.

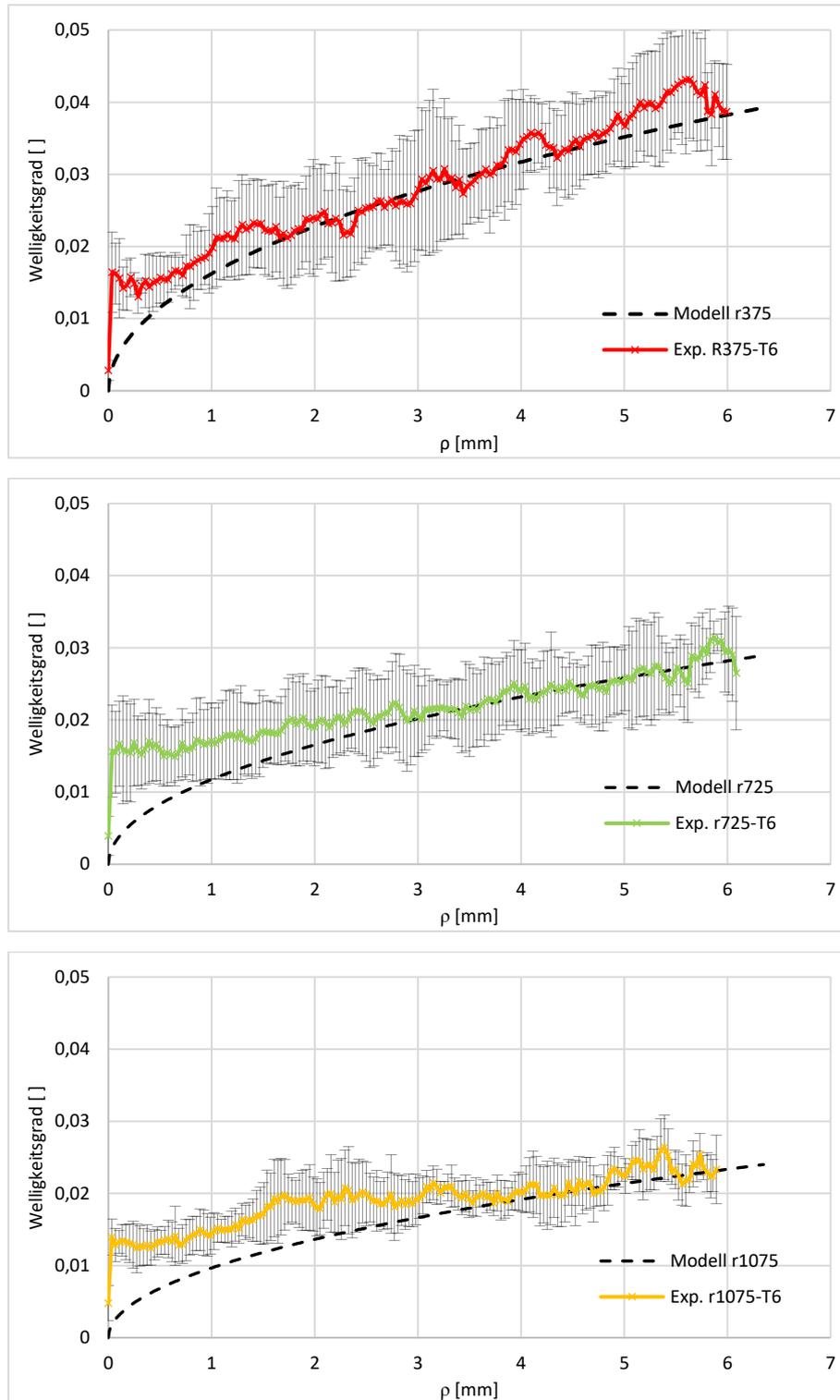


Abb. 4-33: Validierung der experimentellen Analysemethode durch das Modell

Mittlerer Welligkeitsgrades über die Towbreite der experimentell ermittelten Ergebnisse für je drei Tapes mit r375, r725 und r1075 samt Standardabweichung als Fehlerbalken im Vergleich zu den Ergebnissen des jeweiligen Modells

Zusammenfassend liefert die Methode Messwerte in valider Größenordnung. Auch der Verlauf der Messwerte über den Towquerschnitt entspricht der Betrachtung mittels eines einfachen Modells. Für noch exaktere Aussagen zu eventuellen Abweichung und der exakten Position der neutralen Faser wäre eine aufwendigere Validierungskampagne notwendig, samt besser belastbarer Referenzmessungen. Dies war im Rahmen der Arbeit nicht umsetzbar. Die Methodik wird dennoch als geeignet für die Durchführung erster Prozessstudien bewertet.

4.4 Vermessung von Fehlstellen

Abb. 4-34 zeigt eine Couponprobe mit gekrümmter Faserarchitektur nach der Konsolidierung durch isothermes Formpressen.

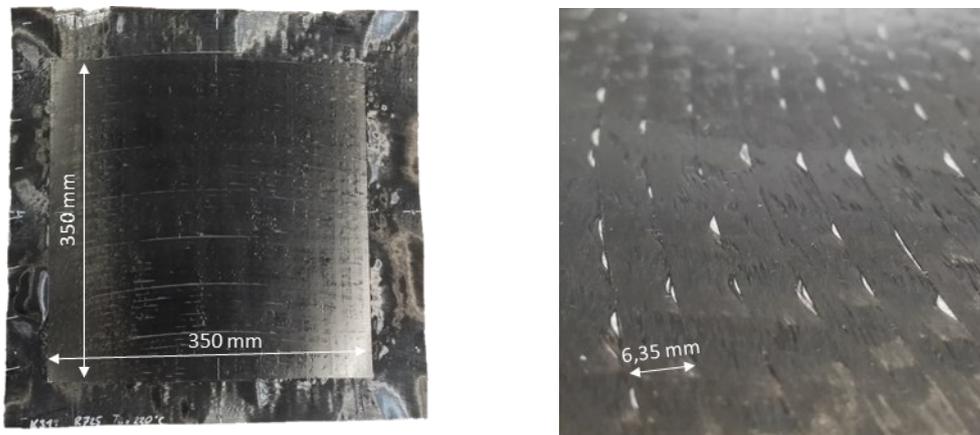


Abb. 4-34: Couponprobe mit gekrümmter Faserarchitektur nach Konsolidierung durch isothermes Formpressen

Anstatt der makroskopisch-homogenen Faserwelligkeit der Preform zeigt das Laminat oberflächige Fehlstellen, hier definiert als Materiallücke in der obersten Einzellege, im unregelmäßigen Wechsel mit Fasern variierender Welligkeit. Der in Kap. 2.2.4 beschriebene Einfluss von Fehlstellen auf die Bauteileigenschaften legt eine detaillierte Analyse des Auftretens der Fehlstellen sowie ihrer Auswirkungen nahe. Da es sich um über die gesamte Probe verteilte, unregelmäßig auftretende Fehlstellen handelt, erscheint eine großflächige Charakterisierung essentiell. Taktile Systeme führen dabei zu sehr langen Scanzeiten oder zu reduzierten Auflösungen. Die variierende Form der Fehlstellen legt zudem die Verwendung eines bildgebenden Verfahrens nahe.

Unter den bildgebenden Analyseverfahren erscheint Laserscanning als geeignet, ist aber, aufgrund des teuren Equipments und der für hohe Auflösungen notwendigen langen Messzeiten, mit hohen Aufwänden verbunden. Aus diesem Grund wurde eine Bildverarbeitungsmethode auf Basis des in Kap. 4.3 beschriebenen Faserwinkelsensors entwickelt. Gegenüber herkömmlichen Kamerasystemen bietet das photometrische Stereoprinzip Vorteile in der Grauwertanalyse. Die Erfassung der Faserausrichtung nach dem

Photometrischen Stereo Prinzip reduziert die Fehleranfälligkeit einer Schwellwert-Isolierung, da im Bereich der Fehlstellen die freigelegte Substratlage gemessen wird. Diese ist im verwendeten Probekörperdesign näherungsweise orthogonal zur gesteuerten Lage ausgerichtet.

Ein Einzelscan des Sensors liefert mit 56 x 56 mm nur lokale Informationen der Probenoberfläche. Um die Couponproben global untersuchen zu können, wurde ein Verfahren zur Zusammensetzung eines Gesamtskans aus multiplen Einzelaufnahmen entwickelt. Um eine automatisierte, positionsgenaue Abrasterung der Probe zu ermöglichen, wurde der Sensor an einen KUKA KR 10 R1100 sixx Industrieroboter angebracht (Abb. 4-35).

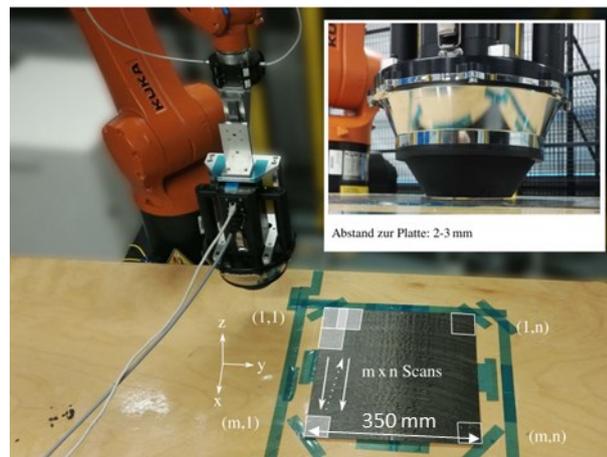


Abb. 4-35: Messaufbau Fehlstellenanalyse mittels Faserwinkelsensor

Es wurden $m \times n$ Einzelbilder in einem Abstand von 2-3 mm zur Plattenoberfläche aufgenommen. In Vorversuchen wurde die für ein fehlerfreies Zusammensetzen in der Bildverarbeitung notwendige Überlappungslänge zweier Einzelbilder ermittelt. Weiter konnte hier nachgewiesen werden, dass schwebendes Scannen in Abständen von bis zu 5 mm von einer ebenen Probenoberfläche zu keinen relevanten Abweichungen gegenüber aufliegendem Scannen führt, was mit den Ergebnissen von Zambal et al. [264] übereinstimmt.

Die ersten Schritte der Bildverarbeitungsroutine basieren auf MATLAB. Über ein entwickeltes GUI werden die Matrizen aller Datensätze eingelesen. Das Programm ordnet die Matrizen gemäß ihrer Position, entfernt die Überlappungsbereiche und fusioniert die Matrizen. Durch das Wechseln des Datentyps von Double zu Integer wird der Speicherbedarf reduziert. Der einhergehende Rundungsfehler ist mit $\pm 0,5^\circ$ um den Faktor sechs kleiner als die Genauigkeit des Sensors, und erscheint deswegen zur Verringerung der Speichernutzung sowie der Rechenzeiten als vertretbar. Im nächsten Schritt wird eine Filteroperation durchgeführt, um die Identifizierung der Gaps in der Bildauswertung später zu erleichtern. Dazu werden alle Punkte mit Winkeln größer als ein Grenzwert der Substratlage zugeordnet, und entsprechend auf den Wert 90° gesetzt. In den Untersuchungen wurden als Grenzwert $\pm 60^\circ$ verwendet. Die so erzeugte Gesamtmatrix wird

im letzten in MATLAB durchgeführten Schritt mittels eines Scripts in ein 8-bit Graustufenbild umgewandelt. Abb. 4-36 zeigt exemplarisch das Spiegelreflexionsbild eines Probekörperausschnitts sowie das entsprechende Graustufenbild der Faserwinkel.

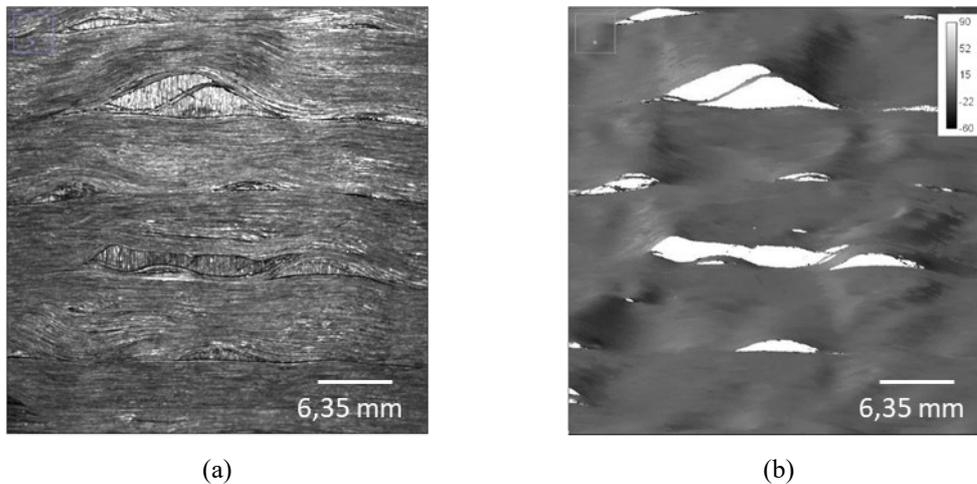


Abb. 4-36: Abbildung eines Probekörpers

(a) Oberflächenscan (Spiegelreflexionsanteil), (b) 8-bit Graustufenbild der Faserwinkel

Die Auswertung der Graustufenbilder erfolgte mit der Fiji-Distribution [268] des Open-Source Bildanalyseprogramm ImageJ [269]. Im ersten Schritt wird das Bild auf Plausibilität geprüft, und eventuelle Fehldetektionen manuell korrigiert. Dabei handelte es sich in diesen Untersuchungen vornehmlich um Artefakte in den Übergangsbereichen den Einzelscans, sowie fehlerhafte Signale, aufgrund der Reflexion des Prüftisches an den Rändern des Probekörpers. Im zweiten Schritt werden mittels eines Makros die Tape-grenzen als Auswertungsbereich (engl.: region of interest, ROI) definiert. Innerhalb der ROIs erfolgt die Gap-Analyse durch ein weiteres Makro. Dazu werden über eine Schwellenwertselektion die Pixel mit 90° -Azimutwinkel ausgewählt. Auf diese Auswahl wird das in Fiji integrierte Plug-in „Particle-Analyzer“ angewendet. Für den Inputparameter „minimale Flächengröße“ wurde in einer Vorstudie $0,1 \text{ mm}^2$ ermittelt und in den in dieser Arbeit beschriebenen Untersuchungen verwendet. Die Ergebnisparameter, wie Anzahl, Fläche und Flächenschwerpunkt der Gaps sowie Ellipsenparameter für eine best-fit Repräsentation der Gapkontur als Ellipse, werden in MS Excel exportiert und dort weiter ausgewertet. Abb. 4-37 zeigt die in ImageJ durchgeführten Auswerteschritte Anhand eines exemplarischen Probekörpers.

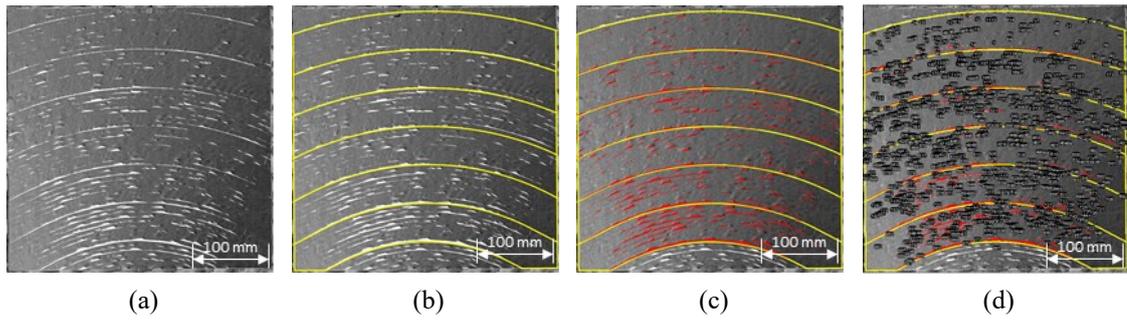


Abb. 4-37: Bildverarbeitungsroutine

(a) 8-bit Graustufenbild eines Probekörpers; (b) ROI-Definition; (c) Schwellwertdetektion; (d) Gap-Analyse

Abb. 4-38 zeigt zusammenfassend den Ablaufplan der entwickelten Methode zur Analyse der Fehlstellenanalyse.

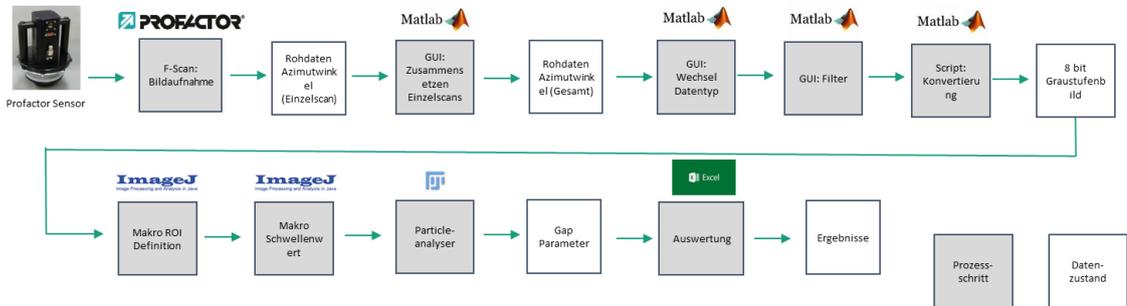


Abb. 4-38: Flow Chart Analysemethode Fehlstellenanalyse

5 Prozesstechnische Untersuchungen

5.1 Umformprozesskette für TAFP Preforms

In der im Folgenden beschriebenen Versuchsreihe soll die Umsetzbarkeit einer Direktumformung von TAFP-Preforms experimentell überprüft werden. Dazu wird zunächst untersucht, ob die AFP-Prozessparameter die im Prozess erzielte Vorkonsolidierung, charakterisiert über den Anbindungsgrad, signifikant beeinflussen. Nachfolgend wird untersucht, ob sich eine Variation des Anbindungsgrades auf die Qualität der daraus umgeformten Teile auswirkt. Teile der Ergebnisse wurden in [K4] veröffentlicht.

5.1.1 Versuchsplan, Probekörperherstellung, Definition Charakterisierungsmethoden

Tab. 5-1 zeigt die gewählten Faktorstufen zur Untersuchung des Einflusses der Faktoren Ablagegeschwindigkeit und Verarbeitungstemperatur auf die Zielgröße Schälwiderstand mit der in 4.1 entwickelten Methode. Als Ablagegeschwindigkeit wurde eine konventionelle Geschwindigkeit mit in der Praxis nachgewiesener Prozesssicherheit (0,08 m/s) sowie eine auf eine erhöhte Legegeschwindigkeit zur Steigerung der Legerate (0,4 m/s) gewählt. Von den gewählten Faktorstufen der Verarbeitungstemperatur liegen je zwei Werte im Bereich knapp unter dem Schmelzpunkt sowie im typischen Verarbeitungsbereich von PA6, ein Temperaturwert liegt deutlich darüber.

Tab. 5-1: Versuchsmatrix Wedge-Peel Tests - Prozessparameter AFP Verarbeitung

Faktor	Faktorstufen
Ablagegeschwindigkeit [m/s]	0,08
	0,4
Verarbeitungstemperatur [°C]	190
	215
	260
	290
	360
Konstante Parameter	Wert
Anpresskraft [N]	1000
Scheinbare Emissivität []	0,885
Temperatur Legewerkzeug [°C]	20

Zur Beschränkung des Versuchsaufwandes wurde ein teilfaktorieller Versuchsplan gewählt. Für die Ablagegeschwindigkeit 0,08 m/s wurden alle Faktorstufenkombinationen untersucht, für die 0,4 m/s die Verarbeitungstemperaturen 215 °C, 260 °C und 290 °C.

Zur Adressierung der Faktorstufenkombination wird die Nomenklatur „WP_vXXX_TYYY“ verwendet, wobei XXX die Ablagegeschwindigkeit in m/s * 100 und YYY die Verarbeitungstemperatur in °C angibt.

Zur Diskussion von temperaturabhängigen Phänomenen zeigt Abb. 5-1 die mittlere Ist-Verarbeitungstemperatur in Lage 3, basierend auf der Auswertung dreier Kurse aller Verarbeitungstemperaturen bei einer Ablagegeschwindigkeit von 0,08 m/s, sowie die mittlere Standardabweichung der Temperaturen im Auswertungsbereich in Abhängigkeit der Soll-Verarbeitungstemperatur. Tab. A-1 (Anhang A. a) enthält die zugehörigen Zahlenwerte.

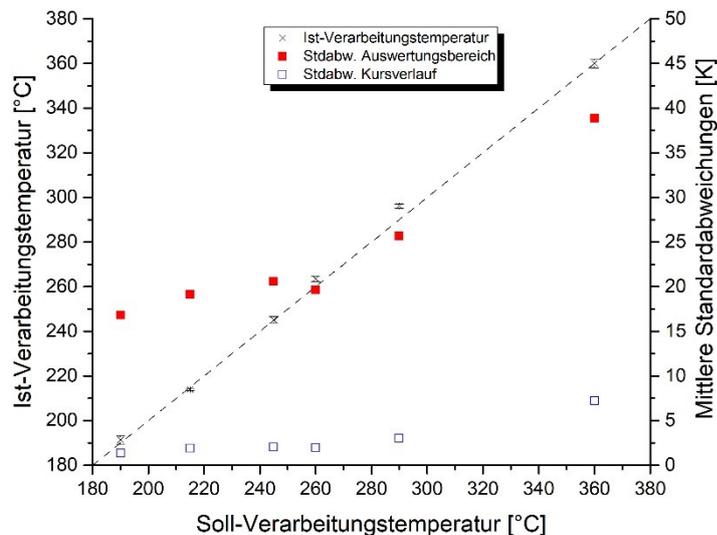


Abb. 5-1: Auswertung Verarbeitungstemperatur Prüfkörperherstellung Wedge-Peel-Test
Ist-Verarbeitungstemperatur [°C] sowie Standardabweichung [K] über Auswertungsbereich über Soll-Verarbeitungstemperatur [°C]

Die Abweichungen der Ist-Verarbeitungstemperatur von der jeweiligen Soll-Vorgabe waren im gesamten Temperaturbereich gering. Die durchschnittliche Standardabweichung der Temperaturen steigt sowohl über den Kursverlauf wie auch über den Auswertungsbereich betrachtet mit steigender Temperatur deutlich an. So beträgt die Standardabweichung über den Auswertungsbereich bei einer Soll-Temperatur 360 °C fast 40 K.

Basierend auf den Ergebnissen der Schälversuche wurden drei AFP-Parametersätze für die weiterführenden Untersuchungen definiert. Als Zielbauteil wurde ein rotationssymmetrisches Kegelfprofil (engl. Cone CO) ausgewählt. Um prozessparameterinduzierte Effekte von reinen Umformeffekten trennen zu können, wurde zusätzlich die Herstellung einer ebenen Platte (PL) in identischer Prozessführung betrachtet (Abb. 5-2). Die unterschiedlichen Zielbauteile, sowie die entsprechenden AFP-Preforms (AFP) werden im Folgenden über ein Prefix referenziert. Sämtliche Lamine haben einen [(0/90)₄/0/(0/90)₄] Lagenaufbau.

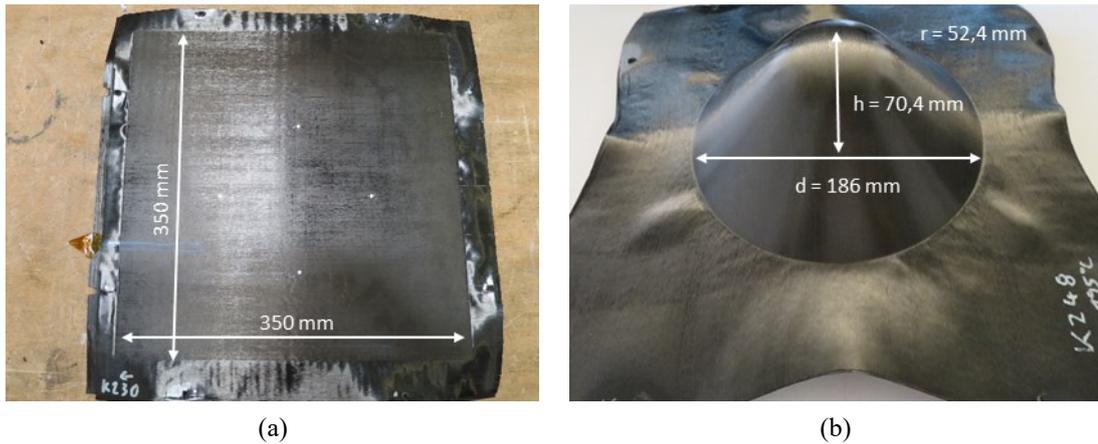


Abb. 5-2: Zielbauteile experimentelle Untersuchung Umformprozesskette
 (a) Couponplatte PL; (b) Kegelprofil CO

Tab. 5-2 gibt einen Überblick über die verwendeten Prozessparameter. Es wurde ein teilfaktorieller Versuchsplan verwendet, da insbesondere die Faktorkombination aus hoher Legegeschwindigkeit mit geringer Verarbeitungstemperatur keine Praxisrelevanz besitzt oder zusätzlichen Erkenntnisgewinn verspricht.

Tab. 5-2: Versuchsmatrix Umformversuche – Prozessparameter AFP Verarbeitung

Faktor	Faktorstufen
AFP-Verarbeitungstemperatur [°C]	210 265
Ablagegeschwindigkeit [m/s]	0,08 0,4
Konstante Parameter	Wert
Anpresskraft [N]	1000
Scheinbare Emissivität []	0,885
Temperatur Legewerkzeug [°C]	105

Die für den Umformprozess verwendeten Prozesse und Anlagen sind in Kap. 3.2.2 beschrieben. Dabei wurden die best-case Parameter aus der Studie von Schug et al. [20] weitgehend übernommen, um eine direkte Vergleichbarkeit zu ermöglichen. Tab. 5-3 zeigt die angewendeten Prozessparameter.

Tab. 5-3: Prozessparameter isothermes Formpressen

Parameter	Wert
Vorheiztemperatur der Preform [°C]	280
Emissivität Pyrometer IR-Feld []	0,89
Haltezeit IR-Feld [s]	60
Werkzeugtemperatur Presse [°C]	105
Schließgeschwindigkeit Heizpresse [mm/s]	60
Presskraft PL [kN]	490
<i>entspricht Druck [bar]</i>	40
Presskraft CO [kN]	212
<i>entspricht Druck, bezogen auf Kontaktfläche [bar]</i>	40
Haltezeit Presse [s]	90

Der Zyklus wurde anhand von Vorversuchen mit in das Laminat eingebrachten Thermoelementen validiert. Der zugehörige Maschinenschrieb kann in Anhang A.a eingesehen werden. Die Preforms wurden mit zwei Konstantkraftfedern (11,5 N) pro Kante im Spannrahmen fixiert. Abb. 5-3 zeigt den Umformprozess.

**Abb. 5-3: Umformung Kegelgeometrie**

(a) Preform im Spannrahmen nach dem Transfer in die Heizpresse; (b) Kegelprofil nach erfolgter Umformung

Tab. 5-4 listet die gewählten, in Kap. 3.3 beschriebenen Charakterisierungsmethoden samt jeweiliger Betrachtungsebene auf. Die Dickenmessungen Couponplatten wurden mit einem magnetischen Dickenmessgerät MagnaMike 8600 von Olympus (Tokio, Japan) durchgeführt.

Tab. 5-4: Charakterisierungsmethoden Umformprozessketten, Betrachtungsebenen

Charakterisierungsmethode	Betrachtungsebene	Probenanzahl pro Faktorstufenkombination
Mikroskopie	Ausgangsmaterial, Preforms, Bauteile	3
Nasschemische Analyse	Ausgangsmaterial, Preforms, Bauteile, Referenzbauteile	3
Optische 3D Vermessung	Bauteile	1
Dickenmessung	Ausgangsmaterial, Preforms, Bauteile	5
Biegeprüfung	Bauteile, Referenzbauteile	5

Abb. 5-4 zeigt die zugehörigen Probenentnahmepläne.

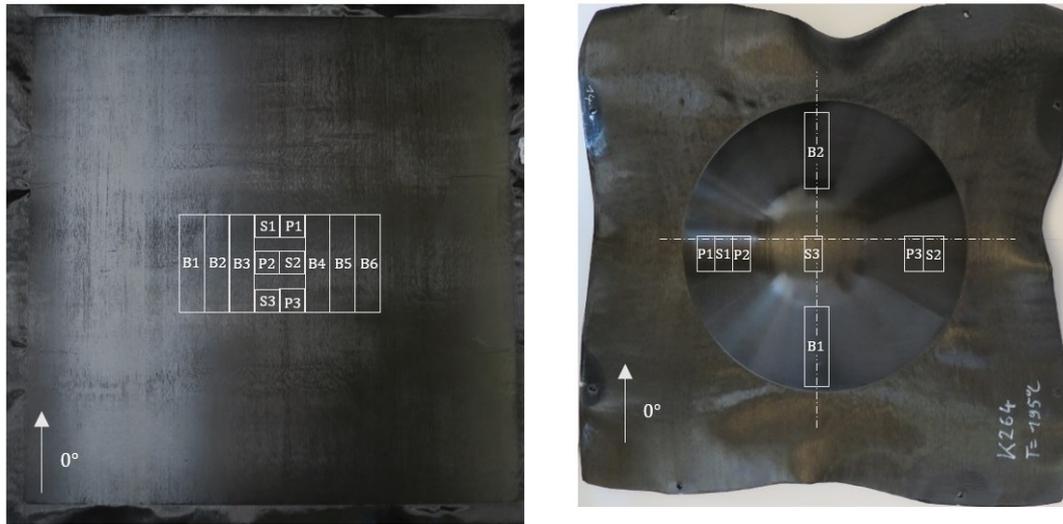


Abb. 5-4: Probenentnahmepläne experimentelle Untersuchung Umformprozesskette
 (a) Couponplatte; (b) Kegelprofil; S = Schliffprobe, P = Porositätsmessung; B = Biegeprobe

Die Dreipunktbiegeproben hatten demnach einen gekrümmten Querschnitt und Dimensionen von 13 x 80 mm. Der Zuschnitt erfolgte per Wasserstrahlschneiden, die Schnittkanten wurden durch Schleifen nachbearbeitet.

Für den Vergleich mit anderen Prozessketten wurden die Untersuchungen von Schug et al. [20] herangezogen. Dabei handelt es sich um im gleichen Prozess mit demselben Werkzeug umgeformte Kegelprofile aus dem gleichen Material. Zur Preformherstellung verwendeten Schug et al. zum einen lokale Ultraschallschweißpunkte, zum anderen einen variotherme Heizpressenkonsolidierung im Tauchkantenwerkzeug. Die nach identischem, nasschemischen Verfahren im gleichen Labor bestimmten Porositätskennwerte wurden in die Auswertung als Referenz integriert. Für die Biegeprüfung wurden umgeformte Probekörper zur Verfügung gestellt; Probenpräparation und Prüfung erfolgte einhergehend mit den in dieser Arbeit hergestellten Probekörpern.

Folgende Arbeitshypothesen wurden im Rahmen der Versuchsreihe untersucht:

- $H_{1,1}$: Eine Variation des AFP-Verarbeitungstemperatur beeinflusst den Anbindungsgrad auf Preformebene.
- $H_{1,2}$: Eine Variation der Ablagegeschwindigkeit beeinflusst den Anbindungsgrad auf Preformebene.
- $H_{1,3}$: Der Anbindungsgrad auf Preformebene hat keinen Einfluss auf die Eigenschaften umgeformter Bauteile.

5.1.2 Anbindungsgrad im TAFP Prozess

5.1.2.1 Ergebnisse

Abb. 5-5 zeigt sechs exemplarische Kraft-Weg Diagramme der Wedge-Peel-Versuche.

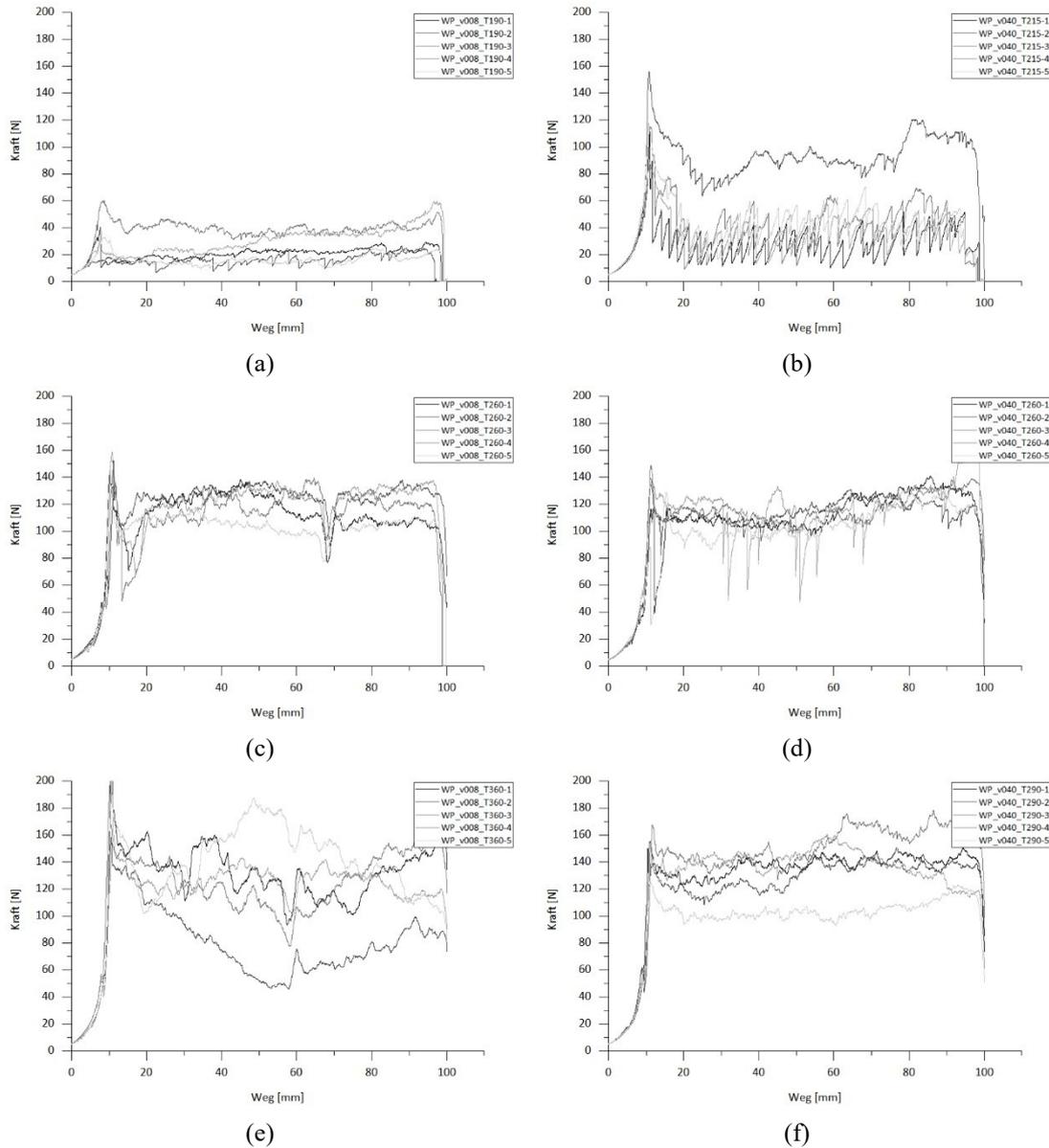


Abb. 5-5: Ergebnisdiagramme Wedge-Peel Prüfungen

Kraft [N] über Traversenweg [mm] für je fünf Prüfkörper der Proben (a) WP_v008_T190, (b) WP_v040_T215, (c) WP_v008_T260, (d) WP_v040_T260, (e) WP_v008_T360, (f) WP_v040_T290

Die Kurven von WP_v008_T190 sowie WP_v008_T260 verliefen innerhalb des Auswertungsbereichs weitgehend konstant. In allen Proben der Faktorstufenkombination WP_v008_T260 trat bei rund 65 mm ein Kraftminimum auf. Die Kraftverläufe der Faktorstufenkombination WP_v008_T360 variierten über den gesamten Auswertebereich

stärker und zeigten, verglichen mit den Proben geringerer Verarbeitungstemperaturen, größere Unterschiede zwischen den Einzelproben. Die Kurven von WP_v040_T260 ähnelten denen von WP_v008_T260, lediglich Probe 4 zeigte mehrere spitze Kraftminima. Diese existierten vermehrt auch bei den Proben von WP_v040_T215.

Abb. 5-6 zeigt für alle Faktorstufenkombinationen den mittleren Schälwiderstand über der Verarbeitungstemperatur in Abhängigkeit der Ablagegeschwindigkeit. Der Levene-Test zeigte homogene Varianzen der Stichproben, $F(9, 40) = 1,425$; $p = 0,210$. Entsprechend wurde eine zweifaktorielle Varianzanalyse mit Tukey-HSD-post-hoc-Tests durchgeführt. Die zugehörige statistische Auswertung ist in Anhang A.a, Tab. A-2 einzusehen.

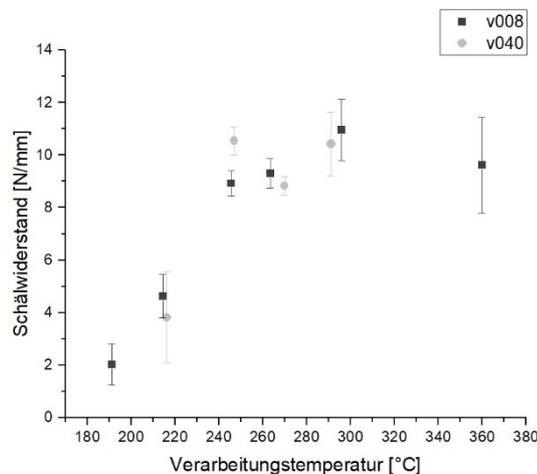


Abb. 5-6: Ergebnisse Wedge-Peel-Test

Mittlerer Schälwiderstand [N/mm] über Verarbeitungstemperatur [°C] für beide Ablagegeschwindigkeiten

Es konnte ein signifikanter Einfluss des Faktors Verarbeitungstemperatur gefunden werden, $F(5, 40) = 61,333$, $p < 0,001$. Die post-hoc Tests zeigten signifikante Unterschiede der Proben der Faktorstufen T190 und T215 zu allen anderen Faktorstufen. Innerhalb der Faktorstufenkombinationen mit einer Verarbeitungstemperatur von 245 °C oder größer unterscheidet sich lediglich T290 signifikant von T260 ($p = 0,045$). Der Faktor Legegeschwindigkeit hatte im betrachteten Bereich keinen signifikanten Einfluss auf den Schälwiderstand, $F(1, 40) = 0,021$, $p = 0,887$.

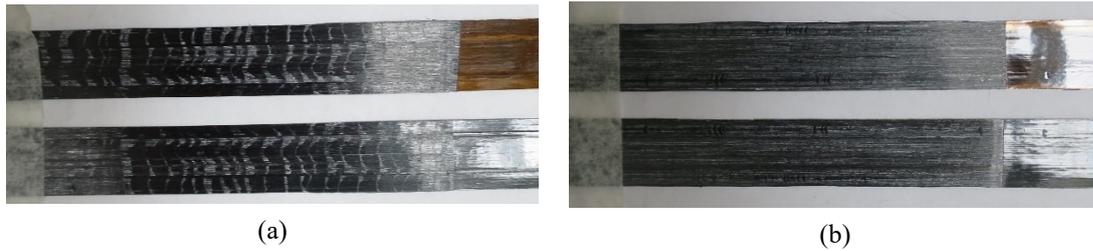


Abb. 5-7: Bruchflächen Wedge-Peel-Probekörper
 Probe mit Faktorstufenkombination (a) WP_v040_T215 (K213-1) und (b)
 WP_v040_T260 (K229-3)

Abb. 5-7 zeigt die Bruchflächen Proben mit variabler Verarbeitungstemperatur. Die Bruchfläche von WP_v040_T215 zeigt ein zyklisch wiederkehrendes Muster, WP_v040_T260 ist homogen.

5.1.2.2 Diskussion

Die Ergebnisse bestätigen $H_{1.1}$ - eine Variation des AFP-Verarbeitungstemperatur beeinflusst den Anbindungsgrad auf Preforme Ebene. Der signifikante Anstieg des Schälwiderstandes mit der Verarbeitungstemperatur zwischen den Faktorstufenkombinationen 195 °C, 215 °C und 245 °C kann mit einer starken Viskositätsänderung der Matrix in diesem Temperaturbereich begründet werden. Gemäß Schäfer et al. [77] sinkt die Viskosität von PA6 bei Null-Scherrate von 550 Pa s bei 220 °C auf 245 Pa s bei 250 °C, was die Kontaktentwicklung begünstigt. Gemäß den Untersuchungen von Schäfer [80] für CF/PA6 und Groupe et al. [45] für CF/PPS, dessen Prozessviskosität mit 200 Pa s bei 300 °C im selben Bereich liegt, ist die Kontaktentwicklung der für die Anbindungsausbildung bestimmende Schritt, da sie eine Größenordnung langsamer abläuft als die Diffusionsvorgänge der Polymerketten über die Kontaktflächen. Die Untersuchungen von Stokes-Griffin et al. [79] zeigen einen vergleichbaren Anstieg des Schälwiderstandes mit der Prozesstemperatur zwischen 200 °C und 260 °C. Die zugehörigen Absolutwerte liegen bei etwa 50 % der Werte dieser Untersuchung, was auf das unterschiedliche Prüfvorrichtungsdesign zurückgeführt werden kann.

Da der nominelle Schmelzpunkt von PA6 bei 220 °C liegt, muss weiterhin diskutiert werden, warum unterhalb dieser Temperatur überhaupt ein Schälwiderstand gemessen werden kann. Einerseits wurden für diese Parametersätze, wie in Kap. 5.1.1 beschrieben, Temperaturschwankungen über die Tapebreite von rund 20 °K gemessen, so dass lokale Aufschmelzvorgängen auch bei geringeren mittleren Verarbeitungstemperaturen stattfinden. Gleichzeitig berichteten Stokes-Griffin und Compston in [68] für CF/PEEK von Anbindungsausbildung unterhalb der Schmelztemperatur durch amorphe Polymeranteile; eine Übertragung der Ergebnisse auf PA6 erscheint plausibel.

Die hohe Standardabweichung des Schälwiderstandes von bei 360 °C hergestellten Proben können mit den hohen Temperaturschwankungen für diese Verarbeitungstemperatur begründet werden. In der Studie von Stokes-Griffin et al. [79] sank der Schälwiderstand

ab einer Verarbeitungstemperatur von 340 °C mit ansteigender Temperatur. Die Autoren begründeten dies in erster Linie mit dem Querfließen der Matrix aufgrund ihrer niedrigen Viskosität in diesem Temperaturbereich, wodurch ein matrixarmes, schwaches Interface entsteht. Daneben beobachteten sie anhand ihrer DSC-Messungen ein geringfügiges Ansteigen der Kristallisationstemperatur bei Prozesstemperaturen zwischen 320 °C und 340 °C gegenüber dem Ausgangszustand. Für die höchste untersuchte Verarbeitungstemperatur von 480 °C sanken Kristallisations- sowie Schmelztemperatur um rund ~10 °K gegenüber den übrigen Messwerten, was die Autoren als Degradationseffekte des Matrixpolymers deuteten. In dieser Arbeit beschränkt die Herstellung der Coupons als Platte das Querfließen der Matrix bei der Ablage. Dadurch kann der weniger starke Schälwiderstandsabfall erklärt werden. Aufgrund der starken Temperaturschwankungen können auch Degradationseffekte zum Absinken des Schälwiderstandes beitragen. Da Stokes-Griffin et al. [79] keine Temperaturen zwischen 380 °C und 460 °C untersuchten, blieb die genaue Starttemperatur der Degradation in ihrer Studie offen. Untersuchungen [270] der Degradation von PA6 mittels thermogravimetrischer Analyse (TGA) in Stickstoffatmosphäre bei einer Heizrate von 10 K/min zeigten Degradation ab 350 °C, was ein Auftreten im in dieser Arbeit ermittelten Variationsbereich der Verarbeitungstemperatur plausibel macht.

$H_{1,2}$ kann durch die Ergebnisse nicht bestätigt werden. Die Variation der Ablagegeschwindigkeit hatte keinen Einfluss auf den Schälwiderstand. Dies ist bemerkenswert, da die Legegeschwindigkeit die Zeitkomponente der Kontaktentwicklung bei der Ablage definiert, welche den erzielten Kontaktgrad gemäß Lee-Springer-Modell (Gleichung 2-3) beeinflusst. Schön wendete im Rahmen seiner studentischen Arbeit [271] das Lee-Springer-Modell auf das vorliegende Szenario an. Zuvor wurde das Modell bereits in verschiedenen Studien [45, 67, 80, 88] zur Modellierung der Kontaktentwicklung im AFP-Prozess verwendet. Für die Anwendung des Modells auf das vorliegende Ablageszenario wurden daher lediglich die Eingangsparameter angepasst, was neben den verwendeten AFP-Prozessparameter insbesondere die Materialdaten des verwendeten CELSTRAN® CFR-TP PA6 CF60-03 Tapes betrifft. Diesbezüglich wurde die Tapeoberfläche mit einem mobilen Rauheitsmessgerät (MarSurf M 300 + RD 18 der Mahr GmbH Göttingen, Deutschland) quer zur Faserrichtung an fünf zufällig ausgewählten Stellen vermessen. Die Viskositätskurve in Abhängigkeit der Temperatur wurde an einem MCR 302 der Anton Paar GmbH (Graz, Österreich) für PA6 in Kurzfaserverform des Herstellers Barnet Europe (Aachen, Deutschland) gemessen, da Reinmatrixmaterial des Tapeherstellers Celanese nicht zur Verfügung stand. Die Ergebnisse der Modellbetrachtung zeigten, dass sich die Ablagegeschwindigkeit für die experimentell betrachteten Werte nur im Temperaturbereich unmittelbar um den Schmelzpunkt, zwischen 220 °C und 245 °C, sowie bei Temperaturen > 300°C, auf den Kontaktgrad auswirkten. Die gewählten Verarbeitungstemperaturen lagen nicht in diesem Bereich, weswegen kein Einfluss gemessen werden konnte. Die Arbeitshypothese $H_{1,2}$ wird also nur im experimentell untersuchten Wertebereich abgelehnt. Die gezackten Kraftverläufe, die speziell bei

den mit schneller Ablagegeschwindigkeit hergestellten Proben mit niedrigem Schälwiderstand auftreten, deuten jedoch auf ein teilweise instabiles Risswachstum hin. Schäfer [80] beobachtete dies bei DCB-Proben aus PA6/CF, und merkte unter Verweis auf Literaturquellen [272–274] an, dass dieser Stick-Slip Effekt vorwiegend bei thermoplastischen Composites auftritt. Die ungleichmäßige Bruchfläche des korrespondierenden Prüfkörpers WP_v040_T215 in Abb. 5-7 bestätigt das Auftreten des Effekts. Nach Schäfer [80] und Gillespie et al. [273] fungieren dabei die in der Bruchfläche weiß erscheinenden, matrixreichen Bereiche als Rissstopper. Die schwarzen, matrixarmen Bereichen entsprechen Zonen spontanen Risswachstums. Die hohe Legegeschwindigkeit führt in Verbindung mit einer geringen Verarbeitungstemperatur demnach zu einer inhomogenen Grenzfläche der Einzellagen, mit lokal schwankender Matrixverteilung. Dies kann durch die Zeitabhängigkeit der Kontaktausbildung gemäß des in Abschnitt 2.1.4 vorgestellten Lee-Springer Modells [84], zusammen mit der inhomogenen Struktur des Ausgangstapes, begründet werden. Dass bei höheren Verarbeitungstemperaturen derselben Legegeschwindigkeit kein Stick-Slip Effekt auftritt und die Bruchfläche des entsprechenden Prüfkörpers homogen ist, kann über den Einfluss der temperaturabhängigen Viskosität ebenfalls mit dem Modell erklärt werden.

Einzig Stokes-Griffin et al. [79] publizierten für Wedge-Peel-Tests mehr als eine exemplarische Kraft-Weg Kurve, was einen Vergleich der Kurvenverläufe ermöglicht. Die von ihnen präsentierten Kurven von je sechs bei 240 °C und 340 °C hergestellten Proben zeigten deutlich stärkere Schwankungen des Kraftsignals als die vorliegenden Verläufe. Dies ist ein Argument für die Verwendung der in dieser Arbeit entwickelten Prüfvorrichtung.

5.1.3 Charakterisierung der umgeformten Bauteile

5.1.3.1 Ergebnisse

In Abb. 5-8 sind exemplarische Preforms der unterschiedliche AFP-Faktorstufenkombinationen abgebildet.

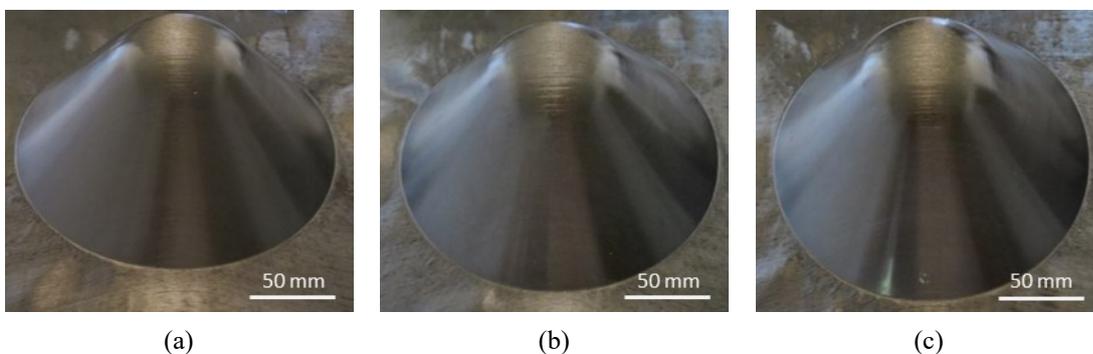


Abb. 5-8: Kegelprofile aus AFP Faktorstufenkombination
(a) v008_T215; (b) v008_T265; (c) v040_T265

Optisch waren keine Unterschiede zwischen den Proben auszumachen. Die Oberfläche der Flanken aller Proben war homogen und von hoher Güte. An der Spitze der Kegelprofile war die Oberfläche aller Proben wellig.

Abb. 5-9 zeigt Schliffbilder der AFP-Preforms zweier Faktorstufenkombinationen. Probe AFP_v008_T210 enthielt demnach lokal Zonen ohne intimen Kontakt der Einzellagen. In Probe AFP_v008_T265 hatten alle Lagen vollen Kontakt. Auch AFP_v040_T265 zeigte lokal Zonen ohne direkten Kontakt der Einzellagen, diese traten im Vergleich zu AFP_v008_T265 aber deutlich weniger häufig auf.

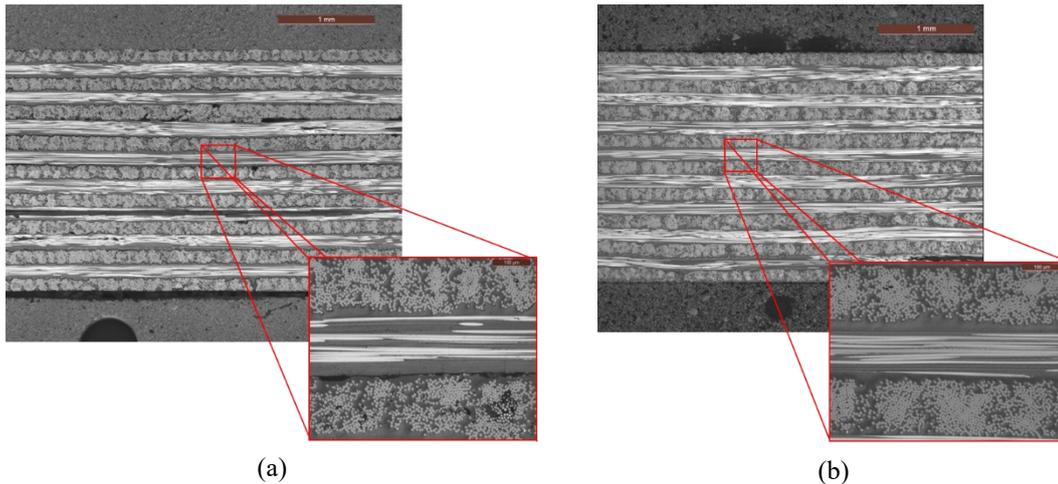


Abb. 5-9: Ergebnisse Mikroskopie: Schliffbilder nach AFP Ablage
(a) AFP_v008_T210; (b) AFP_v008_T265

In Abb. 5-10 sind Schliffbilder aller AFP-Faktorstufenkombinationen nach der Umformung zur Kegelgeometrie zu sehen, entnommen an den Kegelflanken (S1, S2 in Abb. 5-4 (a)). In allen Fällen lag hier eine vollständige Anbindung der Einzellagen vor. Generell ist die Laminatqualität gut. Lokal waren in allen Proben vereinzelt Zonen mit out-of-plane Ondulationen zu finden. Ebenso waren lokal trockene Faserbündel auszumachen.

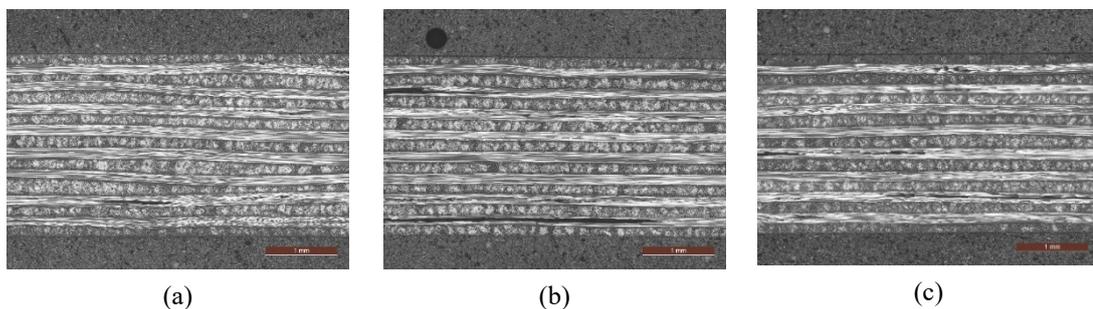


Abb. 5-10: Ergebnisse Mikroskopie: Schliffbilder Flanken (S1) nach der Umformung
(a) CO_v008_T210; (b) CO_v008_T265; (c) CO_v040_T265

Abb. 5-11 zeigt Schliffbilder der Spitzen des Kegelprofils (S3 in Abb. 5-4 (a)). Die konvexe Oberfläche aller Proben zeigte Reinmatrixansammlungen. Auf der konkaven Seite

traten diese nicht auf. Alle drei Proben zeigten keine out-of-plane Ondulationen im Bereich der Spitze.

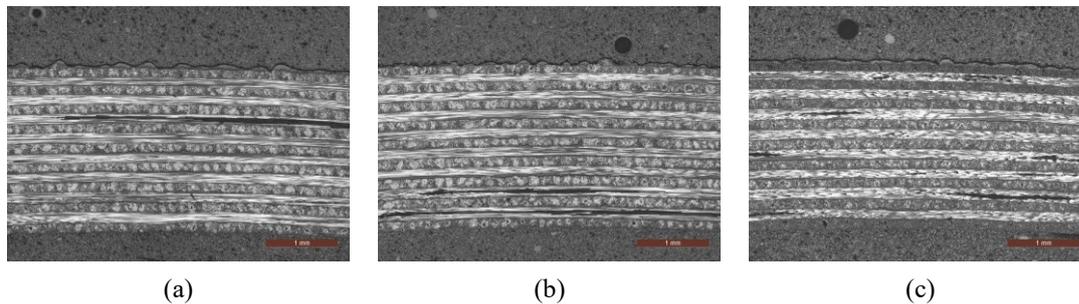


Abb. 5-11: Ergebnisse Mikroskopie: Schliffbilder Spitze (S3) nach Umformung zum Kegel
(a) CO_v008_T210; (b) CO_v008_T265; (c) CO_v040_T265

Trotz des Vollkontaktes der Einzellagen traten in allen Schliffbildern konsolidierter Proben lokale Zonen mit trockenen Fasern auf. Die Schliffbilder der Couponplatten Betrachtungsebene sind in Anhang A.a, Abb. A- 1 zu finden. Die Ergebnisse auf der Probepplatten stimmten generell mit denen der Kegel überein.

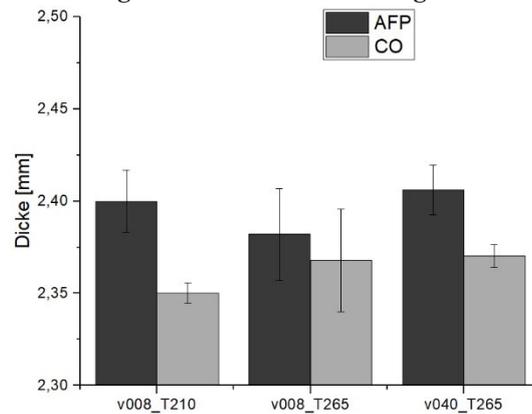


Abb. 5-12 sind die Ergebnisse Dickenmessungen der Kegelprofile dargestellt. Es handelt sich dabei um die Mittelwerte von fünf Prüfkörpern, die an je fünf Stellen vermessen wurden. Weder für AFP-Preforms noch für die Kegelprofile hatten die Faktoren Legegeschwindigkeit und Verarbeitungstemperatur einen signifikanten Einfluss auf die Dicke. Der Umformprozess reduzierte die Dicke signifikant, $F(1, 24) = 22,626$; $p < 0,001$.

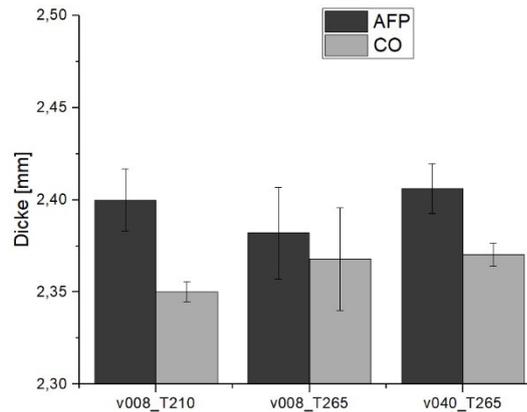


Abb. 5-12: Ergebnisse Dickenmessungen – magnetisches Dickenmessgerät
 Dicke [mm] der AFP-Preforms vor der Umformung und der umgeformten Kegelprofilen

Die in Abb. 5-13 dargestellten 3D-Vermessungen der Kegelprofile bestätigen die Homogenität der Wandstärke der Kegelprofile. Die Dicke schwankte hier um weniger als 0,03 mm. Die Laminatstärke an den Spitzen war in allen Proben um 0,20 – 0,25 mm geringer als an den Flanken.

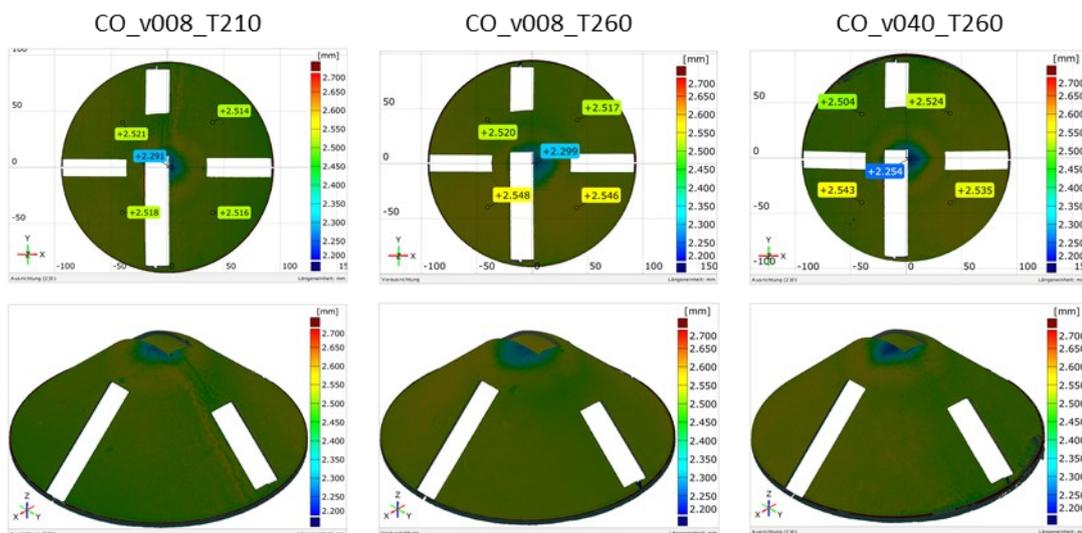


Abb. 5-13: Ergebnisse Dickenmessungen – ATOS
 3D Scans der Kegelprofile je einer zufällig ausgewählten Probe, farbcodierte Darstellung der Bauteildicke

Abb. 5-14 zeigt die Ergebnisse der Porositätsbestimmung nach DIN-EN 2564. Zusätzlich enthält das Diagramm die von Schug et al. [20] veröffentlichten Messwerte für mit identischem Material, Lageraufbau, Formwerkzeug und Prozessparametern hergestellte Kegelprofile. Die zugrundeliegenden Preforms wurden einerseits vor der Umformung in einem variothermen Pressenzyklus konsolidiert (CO Presse), andererseits nur punktuell mittels Ultraschallschweißen fixiert (CO USSW).

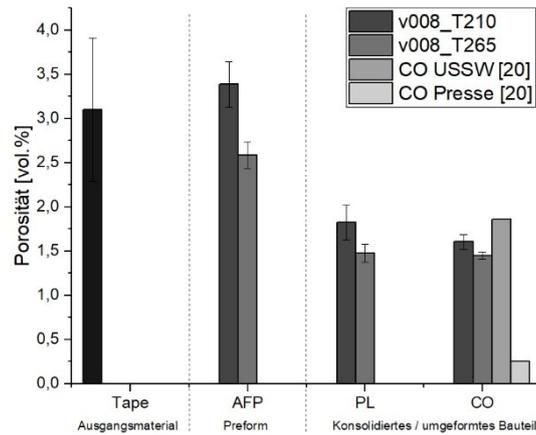


Abb. 5-14: Ergebnisse Porositätsmessung

Entwicklung der Porosität über die Prozessschritte der Faktorstufenkombinationen v008_T210 und v008_T265; Benchmarkwerte für Kegelprofile aus [20]

Das Ausgangsmaterial hatte rund 3 % Volumenanteil Porosität bei einer hohen Standardabweichung. Der AFP-Prozess hatte keinen signifikanten Einfluss auf die Porosität im Vergleich zum Ausgangsmaterial, $F(1, 4) = 0,784$; $p = 0,426$ für AFP_v008_T210 und $F(1, 4) = 0,227$; $p = 0,659$ für AFP_v008_T265. Unterschiedliche AFP-Parameter verursachten ebenfalls keinen signifikanten Porositätsunterschied ($p = 0,320$). Der Konsolidierungsprozess reduzierte die Porosität der AFP-Preforms sowohl für Kegelprofil ($p = 0,001$) als auch die Couponplattengeometrie ($p = 0,001$) signifikant. Die Umformgeometrie selbst führte zu keinem signifikanten Porositätsunterschied ($p = 0,980$). Die gewählte AFP Faktorstufenkombination hatte weder für Couponplatten ($p = 0,946$) noch für Kegelprofile ($p = 1$) einen signifikanten Einfluss auf die Porosität nach der Konsolidierung. Vergleicht man die Absolutwerte der Kegelprofile mit den Referenzen, so lagen sie mit 1,4 – 1,7% Volumenporosität im Bereich der Profile auf Basis von Ultraschallpreforms (1,45%), jedoch über den auf Heizpressenbasis hergestellten (0,25%).

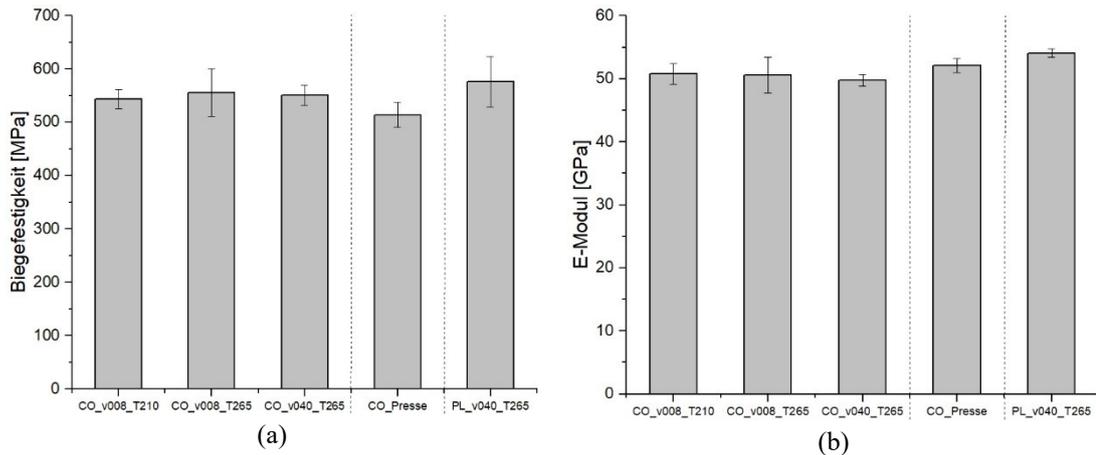
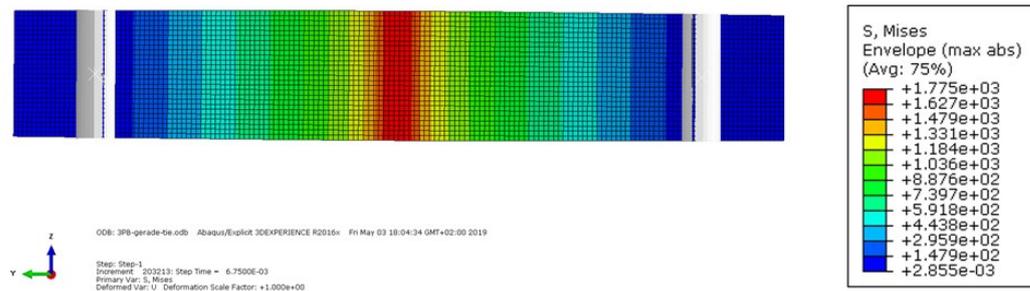


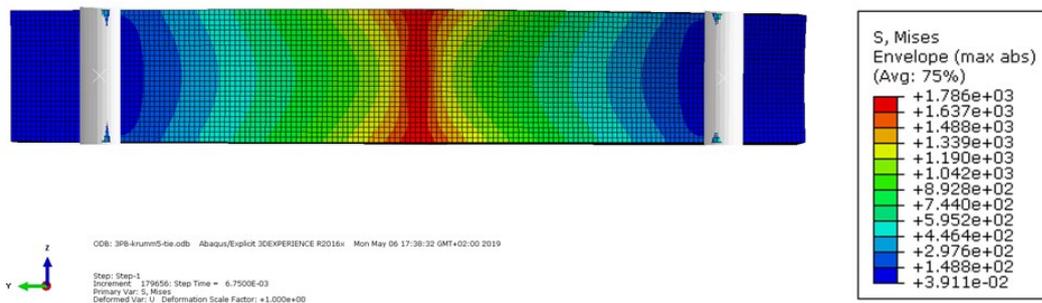
Abb. 5-15: Ergebnisse Biegeprüfung

Umgeformte Kegelprofile und Platten aus AFP-Preforms, heizpressenbasierte Referenz CO_Presse; (a) Biegefestigkeit; (b) E-Modul

Abb. 5-15 zeigt die Ergebnisse der Biegeprüfung. Die in der Umformprozesskette hergestellten Kegelprofile zeigten dabei weder hinsichtlich der Biegefestigkeit ($p = 0,123$) noch des E-Moduls ($p = 0,270$) signifikante Abweichungen von der heizpressenbasierten Referenz CO_Presse. Auch die AFP-Verarbeitungsparameter beeinflussten weder Festigkeit ($p = 0,735$) noch E-Modul ($p = 0,608$) der entsprechenden Kegelprofilproben signifikant. Der E-Modul der Couponplatten war signifikant höher als der des mit gleichen AFP-Parametern gefertigten Kegelprofils, $F(1,11) = 74,960$; $p < 0,001$. Hinsichtlich der Festigkeit konnte dagegen kein signifikanter Unterschied festgestellt werden ($p = 0,199$).



(a)



(b)

Abb. 5-16: Ergebnisse FEM-Analyse

Farbcodierte Spannungsverteilung bei einer Verschiebung von 4 mm von Proben aus (a) Couponplatten; (b) Kegelprofilen

Abb. 5-16 zeigt die FEM-Analyse der Biegeprüfung in Abhängigkeit der Probengeometrie. Die Geometrie der Kegelprofilprobe wirkte sich demnach auf die Spannungsverteilung aus. Die Festigkeit der gekrümmten Probe war um 2%, die Steifigkeit um 4% geringer als die Werte der Normprobe.

5.1.3.2 Diskussion

Die allgemeine Reduktion der Dicke durch den Konsolidierungsprozess stimmt mit den Ergebnissen von Slange et al. [53] überein. Die geringere Wandstärke an den Spitzen der Kegelprofile, sowie die dort auftretenden Reinmatrixansammlungen, können mit dem Prozessablauf erklärt werden. Der positive Stempel des Umformwerkzeugs tritt beim Schließen der Presse zuerst in Kontakt mit dem Halbzeug und führt das Material in der Folge in Kontakt stehend in die Kavität. Dadurch werden Zugspannungen in die Fasern eingeleitet, die sich in Folge in der aufgeschmolzenen Matrix in Richtung Stempel bewegen. Dadurch bleibt an der Außenseite Reinmatrix zurück. Da der Stempel aufgrund seiner hohen Wärmekapazität sowie geringen Temperatur bezogen auf das Halbzeug eine Wärmesenke darstellt, fällt die Halbzeugtemperatur in dem Bereich, der schon während des Schließvorgangs in Kontakt steht, unter den Schmelzpunkt ab, bevor der

Prozessdruck anliegt. Die Reinmatrixbereiche erstarren und liegen als solche im Probekörper vor. Sich lokal derart stark unterscheidende Umformgrade sind demnach eine große Herausforderung an den Prozess, und erfordern eine Weiterentwicklung der Prozesstechnik bzw. Prozessführung. Gleichzeitig sind die Umformgrade in der Praxis häufig deutlich homogener.

Die in den Schliiffbildern auf Preform-Betrachtungsebene beobachteten Unterschiede zwischen den Faktorstufenkombinationen korrelieren weitgehend mit den Ergebnissen der Untersuchungen zur Vorkonsolidierung in Kap. 5.1.2. Das lokale Ausbleiben des direkten Kontaktes der Einzellagen für v008_T210 stimmt mit dem geringen Schälwiderstand der Proben dieser Faktorstufenkombination sowie dessen Erklärung über das Lee-Springer Modell [84] überein. Die Proben v008_T265 und v040_T265 zeigten keinen signifikanten Unterschied des Schälwiderstandes. Auch die in den Schliiffbildern gefundene Laminatqualität ist vergleichbar. Die für v040_T265 vereinzelt auftretenden Zonen ohne direkte Anbindung fallen für den mittleren Schälwiderstand demnach nicht ins Gewicht, könnten aber eine Ursache für den teilweise auftretenden Stick-Slip-Effekt sein.

Die homogene Lagenanbindung der konsolidierten Proben zeigt, dass die Umformprozesskette unabhängig von der Vorkonsolidierung der Preform in der Lage ist, ein Laminat mit Vollkontakt der Einzellagen herzustellen. Die Ergebnisse der Mikroskopie und der nasschemischen Analyse zeigen, dass die Konsolidierung, im Gegensatz zum AFP-Prozess, den Anteil trockener Faserbündel des Fasermaterials reduziert. Eine vollständige Mikroimprägnierung konnte jedoch in der fokussierten Prozesskette nicht erreicht werden; lediglich eine variotherme Vorkonsolidierung führte zu sehr geringen Porositätsanteilen. Dies zeigt, dass der Vorgang der Tränkung eines Faserbündels allgemein langsamer abläuft als die Verbindung der Grenzfläche zweier Einzellagen. Slange et al. [53] beschrieben in Ihrer Studie zur Umformung von AFP-Preforms aus PEEK/CF ebenfalls dieses limitierte Re-Imprägnierungsvermögen von AFP- und Umformprozess. Letzteres führten sie auch auf die Dekonsolidierung des Materials beim Aufheizen im Infrarothelfeld zurück.

Dass in den Biegeprüfungen kein Einfluss der AFP-Parameter auf die Festigkeit festgestellt werden konnte, entspricht den Erkenntnissen der anderen Charakterisierungsmethoden. Allgemein kann demnach festgehalten werden, dass die Eigenschaften der in der Umformprozesskette hergestellten Bauteile nicht von der Vorkonsolidierung der Preform abhängig sind. Dass die Kennwerte sich auch von denen der pressenbasierten Proben nicht unterscheiden, ist bemerkenswert. Die unvollständige Mikroimprägnierung wirkt sich demnach nicht signifikant auf die mechanischen Eigenschaften im Biegefall aus. Auch Slange et al. [275] fanden für ihre AFP-basierten Laminat trotz Restporosität keine Unterschiede der Biegefestigkeit zu presskonsolidierten Proben. Eine mögliche Erklärung ist, dass die Stauchung der Biegeprobe auf der Druckseite die Faserbündel unter Last komprimiert, wodurch sie trotz unvollständiger Mikroimprägnierung hinreichend gestützt sind.

Die um 8% geringere Steifigkeit der Hutprofilproben kann, gemäß den Ergebnissen der numerischen Simulation, etwa zur Hälfte durch die Probenform erklärt werden. Zusätzlich können die in der Mikroskopie im Bereich der Proben gefundenen Faserondulationen die Steifigkeit reduzieren. Da die ondulierten Fasern im Prüfungsverlauf gestreckt werden, beeinflussen sie die Festigkeit nicht signifikant.

Zusammenfassend kann $H_{1.3}$ für alle im Rahmen der Charakterisierung adressierten Kennwerte bestätigt werden - der Anbindungsgrad auf Preformebene hat keinen Einfluss auf die Eigenschaften umgeformter Bauteile.

5.2 Einfluss von Fiber Steering

In diesem Abschnitt wird der Einfluss von Fiber Steering auf die Prozessführung sowie die resultierende Bauteilqualität experimentell analysiert. Teile der Ergebnisse wurden in [K3] und [K6] veröffentlicht.

5.2.1 Probendesign, Versuchsplan, Probekörperherstellung

Um handhabbare Halbzeuge für die Charakterisierung sowie Weiterverarbeitung zu erhalten, wurden ebene Probenkörper definiert. Da die durch das Fiber Steering in den Probekörpern hervorgerufenen Spannungen vom Krümmungsradius abhängig sind [125, 138, 276], stellt dieser einen zentralen Eingangsparameter für die Untersuchungen dar. Die Ablage der gekrümmten Bahnen erfolgte auf ein zuvor abgelegtes, vierlagiges Substrat mit Lagenaufbau $[0/90]_s$ und quadratischer Grundfläche mit einer Kantenlänge von 450 mm. Abb. 5-17 zeigt eine bemaßte Skizze sowie einen exemplarischen Probekörper. Für die Temperaturanalyse auf Prozessebene wurde ein Bereich symmetrisch zur Mittelachse mit einer Breite von 180 mm betrachtet.

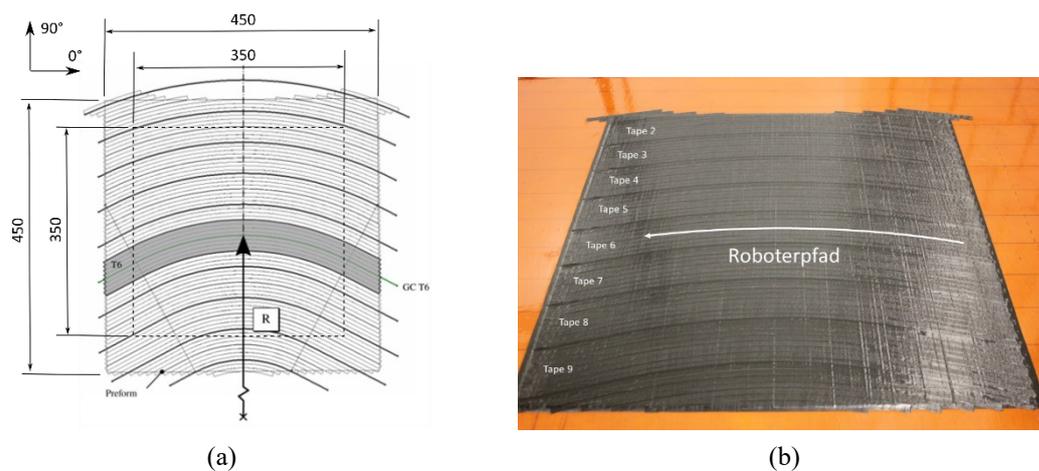


Abb. 5-17: Probekörper Fiber Steering Versuchsreihen

- (a) Probekörperdesign; in grau die zur Referenzkurve (GC T6) korrespondierende Bahn
 (b) beispielhafter Probekörper nach der Ablage (r725-P632)

Die Faserarchitektur der zur Untersuchung verwendeten fünften, gesteuerten Lage ist über eine Referenzkurve (GC T6 in Abb. 5-17 a) in der Mitte der Probe definiert. Diese verfügt über jeweils gerade Anfahr- bzw. Schnittbereiche der Länge 100 mm, die tangential in eine konstant gekrümmte Kurve übergehen. Die weiteren Kurven ergeben sich durch die Konstruktion von Parallelen im Abstand $n \cdot \text{Kursbreite}$ (51,3 mm) zu dieser Referenzkurve. Die sich ergebenden 9 Bahnen werden fortlaufend mit Tape (T) 1-9 bezeichnet. Als Radius für die Referenzkurven wurden, unter Berücksichtigung der in Tab. 2-7 zusammengefassten verfügbaren Literatur, drei Werte definiert: 375 mm, 725 mm und 1075 mm. Diese werden im Folgenden über ein vorangestelltes r adressiert. Insgesamt kann damit der Radiusbereich von ca. 1200 mm – 200 mm adressiert werden; eine exakte, tape-spezifische Auflistung der Radien kann in Anhang A.b (Tab. A-3) eingesehen werden.

Die Versuche zum Fiber Steering wurden mit dem CF/PA6-UD-Tapematerial durchgeführt. Für die Untersuchungen auf Prozess- und Preformebene wird der Faktor „Laserleistung“ dreistufig variiert. Die Faktorstufen werden im Folgenden über ein vorgestelltes P (engl.: Power) angegeben. Sämtliche übrigen Prozessparameter bleiben konstant. Tab. 5-5 zeigt die verwendeten Parameter. Die Versuchsreihe wurde vor Abschluss der in Kap. 3.2.1 beschriebenen Untersuchungen zur Temperaturabhängigkeit der scheinbaren Emissivität durchgeführt, weswegen der in Prozessumgebung ermittelte Wert verwendet wurde.

Tab. 5-5: Prozessparameter AFP Versuchsreihe Prozess- und Preformebene

Faktor	Faktorstufen
Laserleistung P [W]	582 632 682
Konstante Parameter	Wert
Ablagegeschwindigkeit [m/s]	0,08
Anpresskraft [N]	1000
Scheinbare Emissivität []	0,95
Temperatur Legewerkzeug [°C]	20

Für die Untersuchungen auf Laminebene soll der Einfluss der Verarbeitungstemperatur im AFP-Prozess untersucht werden. Die Verarbeitungstemperatur wird über ein T adressiert.

Tab. 5-6: Prozessparameter AFP-Versuchsreihe Laminebene

Faktor	Faktorstufen
Verarbeitungstemperatur T [°C]	220 290
Konstante Parameter	Wert
Ablagegeschwindigkeit [m/s]	0,08
Anpresskraft [N]	1000
Scheinbare Emissivität []	0,95
Temperatur Legewerkzeug [°C]	20

Die Versuche zur isothermen Konsolidierung wurden mit einem ebenen Stempelwerkzeug, das über eine Pressfläche von 350 x 350 mm² verfügt, durchgeführt. Tab. 5-7 zeigt die angewendeten Prozessparameter sowie Faktorstufen des Drucks p .

Tab. 5-7: Prozessparameter Isothermes Formpressen

Faktor	Faktorstufen
Presskraft [kN]	61,25 490
<i>entspricht Druck p [bar]</i>	5 40
Konstante Parameter	Wert
Vorheiztemperatur der Preform [°C]	280
Emissivität Pyrometer IR-Feld []	0,89
Haltezeit IR-Feld [s]	60
Werkzeugtemperatur Presse [°C]	105
Schließgeschwindigkeit Heizpresse [mm/s]	60
Haltezeit Presse [s]	90

Die Versuche zur Autoklavkonsolidierung wurden am Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, an einer Anlage des Herstellers SCHOLZ Maschinenbau GmbH & Co. KG; Coesfeld, unter Anwendung der in Tab. 5-8 aufgelisteten Parameter, durchgeführt.

Tab. 5-8: Prozessparameter Autoklav

Konstante Parameter	Wert
Aufheizrate [K/min]	5
Zieltemperatur [°C]	265
Haltezeit bei Zieltemperatur [min]	25
Abkühlrate [K/min]	18,5
Entformungstemperatur [°C]	20
Druck Autoklav [bar]	5
Druck Vakuum [bar]	1

Zur Begrenzung des Versuchsaufwandes wurde für die Versuche auf Laminatenebene ein teilfaktorieller Versuchsplan gewählt (Tab. 5-2). Im isothermen Formpressen wurden für die Radien r375 und r1075 die Faktorstufenkombination auf hoher AFP-Temperatur (290 °C) und hohem Konsolidierungsdruck (40 bar) gewählt. Für r725 wurden alle möglichen Faktorstufenkombinationen geprüft. Im Autoklav wurden alle drei Radien mit konstanten Prozessparametern untersucht. Pro Faktorstufenkombination wurden drei Proben betrachtet.

Tab. 5-9: Faktorstufenkombinationen Konsolidierung Versuchsreihe Fehlstellenanalyse

Prozess	Steeringradius [mm]	AFP-Verarbeitungstemperatur [°C]	Konsolidierungsdruck p [bar]
Isothermes Formpressen	375	290	40
	725	220	5
	725	220	40
	725	290	5
	725	290	40
	1075	290	40
Autoklav	375	290	5
	725	290	5
	1075	290	5

Auf Prozessebene wurde das in Kap. 4.2 beschriebene Verfahren der orts aufgelösten Thermografie verwendet, um die Temperaturverteilung zu analysieren. Die Preforms wurden mit dem in Kap. 4.3 entwickelten Verfahren hinsichtlich Faserwelligkeit untersucht. Das in Kap. 4.3 vorstellte Verfahren analysiert den Einfluss der Konsolidierung auf die oberflächlichen Fehlstellen des Laminats. Dazu wird der Zustand vor und nach der Konsolidierung verglichen. Die Fläche der konsolidierten Lamine ist mit $350 \times 350 \text{ mm}^2$ kleiner als die der Preforms. Für die Auswertung der Lamine werden nur die vollständig auf der konsolidierten Fläche liegenden Tapes T3 – T8 betrachtet.

Folgende Arbeitshypothesen wurden im Rahmen der Versuchsreihe untersucht:

- $H_{2,1}$: Der Radius der Bahnkurve beeinflusst die gemessene Nip-Point-Temperatur sowie die Verteilung der Temperatur über die Legebreite bei konstanten AFP-Prozessparametern.
- $H_{2,2}$: Der Radius der Bahnkurve beeinflusst den Welligkeitsgrad der Fasern auf Preformebene.
- $H_{2,3}$: Die AFP-Laserleistung beeinflusst den Welligkeitsgrad der Fasern auf Preformebene.
- $H_{2,4}$: Der Radius der Bahnkurve beeinflusst die kumulierte Größe und die Anzahl der Fehlstellen nach dem isothermen Formpressen
- $H_{2,5}$: Die AFP-Verarbeitungstemperatur beeinflusst die kumulierte Größe und die Anzahl der Fehlstellen nach dem isothermen Formpressen
- $H_{2,6}$: Der Pressendruck beeinflusst die kumulierte Größe und die Anzahl der Fehlstellen nach dem isothermen Formpressen

5.2.2 Ortsaufgelöste Thermografie

5.2.2.1 Ergebnisse

Abb. 5-18 zeigt die ortsaufgelösten Temperaturkarten der Faktorstufe P682. Die dargestellte, farbcodierte Temperaturskala enthält Werte von 0 °C bis 460 °C.

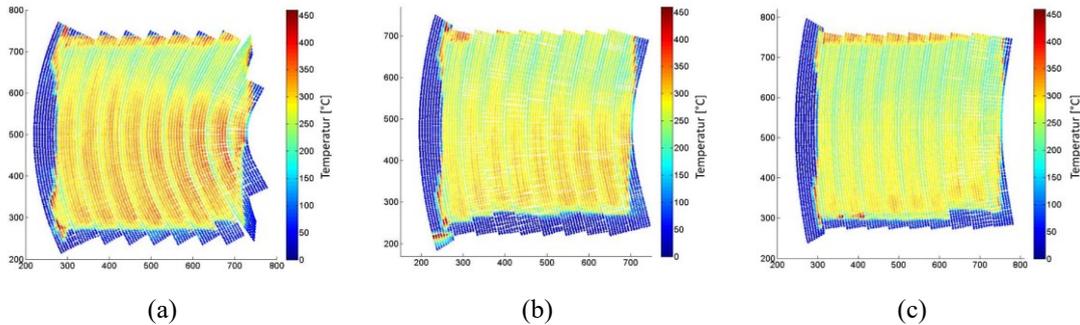


Abb. 5-18: Ergebnisse ortsaufgelöste Thermografie: Temperaturkarten
(a) r375-P682, (b) r725-P682, (c) r1075-P682

Die durchschnittliche Temperatur stieg dabei mit sinkendem Bahnkrümmungsradius. Dieser Befund konnte anhand eines Plot der über alle Tows gemittelten durchschnittlichen Temperatur in der ROI über dem Steeringradius, Abb. 5-19 (a), für alle verwendeten Laserleistungen bestätigt werden. Gleichzeitig zeigt die Abbildung, dass eine höhere Laserleistung bei gleichem Bahnradius höhere mittlere Temperaturen zur Folge hatte.

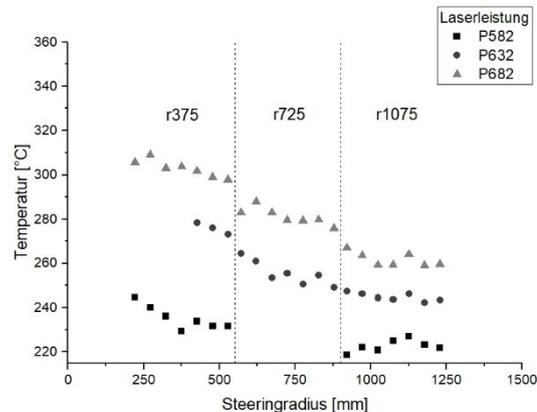


Abb. 5-19: Ergebnisse ortsaufgelöste Thermografie: Quantitative Auswertung
Über alle Tows gemittelte, durchschnittliche Temperatur [°C] eines Kurses innerhalb der ROI in Abhängigkeit des Steeringradius [mm] und der Laserleistung [W]

Aufgrund von Verbindungsproblemen bei der Aufzeichnung konnten für die Faktorstufenkombinationen r375-p632 (für $r \leq 375$ mm) und r725-p582 (vollständig) keine verwertbaren Daten erhoben werden. Die weiterführende Auswertung ist deswegen auf den vollständig vorliegenden Datensatz p682 fokussiert. Abb. 5-20 (a) zeigt die Entwicklung der tow-diskretisierten, mittleren Kurstemperaturen in der ROI in Abhängigkeit des Steeringradius bei einer Laserleistung von 682 W.

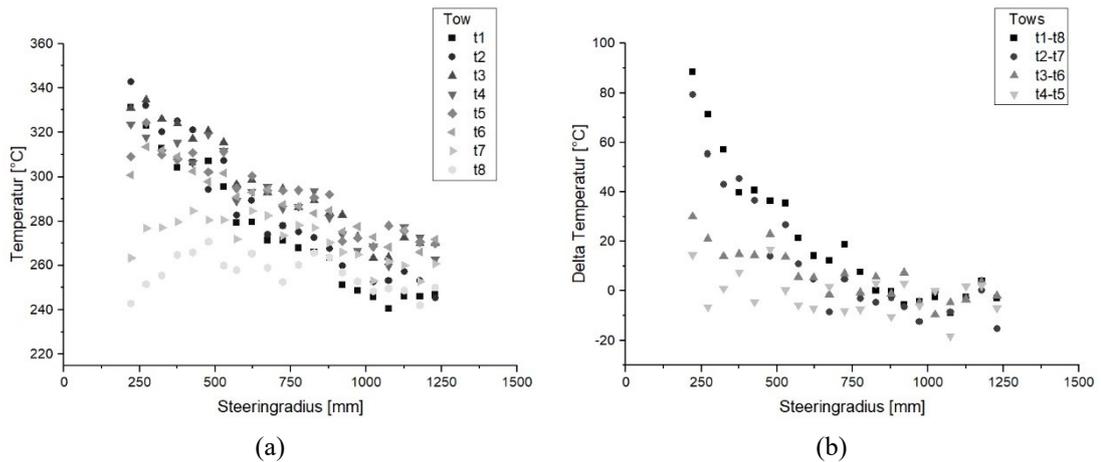


Abb. 5-20: Ergebnisse orts aufgelöste Thermografie: Quantitative Auswertung

(a) Tow-feine Darstellung der durchschnittlichen Temperatur eines Kurses innerhalb der ROI in Abhängigkeit des Steeringradius [mm] für eine Laserleistung von 682 W; t1 – t8 nummeriert die Tows von innen nach außen, (b) Temperaturunterschied der zum TCP symmetrischen Towpaare über Steeringradius [mm]

Für Steeringradien > 800 mm war die Temperatur der vier Tows in der Mitte der Kompaktierrolle (t3 – t6) 10 -25 K höher als die der äußeren Tows. Bei kleineren Steeringradien verschoben sich die Temperaturen. Die Tows auf der Außenseite der gekrümmten Bahnkurve zeigten dann deutlich geringere Temperaturen als die Tows der Innenseite. Dieser Unterschied vergrößerte sich mit sinkendem Bahnradius, und kann bis zu 100 K für einen Radius von 220 mm betragen (Abb. 5-20 (b)).

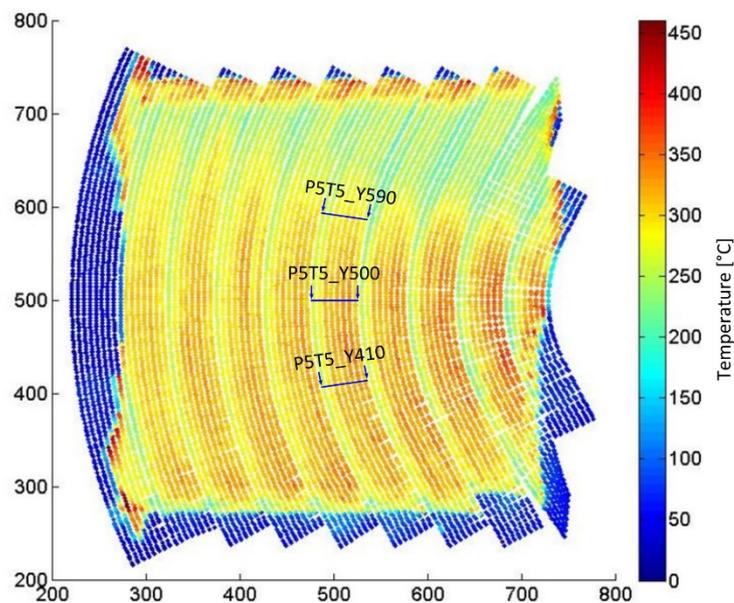


Abb. 5-21: Ergebnisse orts aufgelöste Thermografie: Detailauswertung

Temperaturkarte r375-P682; die Positionen der Auswertung der Temperaturverteilung des Kurses r375 im Nip-Point sind mit P5T5_Y490, P5T5_Y500 und P5T5_Y590 gekennzeichnet

Zur Identifikation der Ursachen der beschriebenen Temperaturphänomene wurden Plots der Temperaturentwicklung entlang einer parallel zur Drehachse der Legerolle, durch den Nip-Point verlaufenden Linie erstellt. Dies in der Symmetrieachse der ROI (Y500) und an den Grenzen der ROI (Y410 bzw. Y590), wie in Abb. 5-21 dargestellt.

Die Datensätze wurden dafür anhand der zugeordneten Positionsdaten des Roboters identifiziert. Abb. 5-22 zeigt neben den Lineplots des Kurses mit einem Steeringradius von 375 mm der Probe r375-P682 einen Plot der gleichen Linie einer gerade abgelegten Substratlage. Außerdem ist die zu erwartende Energiedichte des Lasers im Nip-Point dargestellt. Diese wurde anhand der vom Laserhersteller im Rahmen der Kalibrierung des Lasers ermittelten Kaustik erstellt.

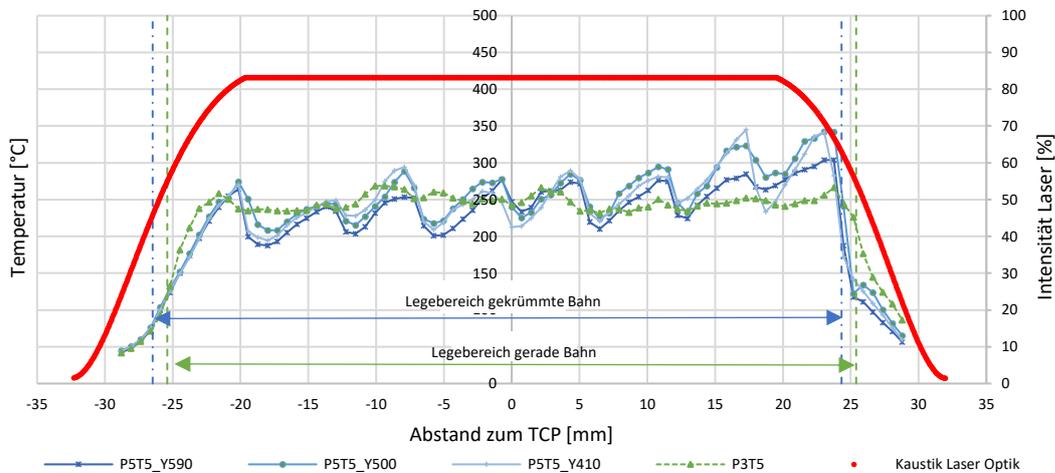


Abb. 5-22: Ergebnisse orts aufgelöste Thermografie: Detailauswertung

Temperatur [°C] an drei Punkten eines gekrümmten Kurses mit Radius 375 mm der Probe r375-P682 sowie eines geraden Kurses über den Abstand zum TCP entlang einer durch den Nip-Point verlaufenden Parallele zur Rollendrehachse [mm]; Energiedichte des Lasers [W/mm²]

Die Intensität der Laserkaustik fällt nach außen hin ab einem Abstand von rund 6 mm zum Rand eines geraden Kurses ab. Daraus resultierte ein leichter Abfall der Tapetemperatur an den Rändern der Kurse, was auch mit den Beobachtungen der geringeren Temperatur der äußeren Tows bei großen Steeringradien konsistent ist. Innerhalb dieses Randbereichs betrug die über das gesamte Tape¹ ermittelte Standardabweichung der Temperaturwerte 10,8 K. Die Standardabweichung der Temperaturen der betrachteten gekrümmten Bahnen war im Durchschnitt 34,3 K. Die höhere Varianz resultierte insbesondere aus acht Temperaturspitzen. Diese lagen jeweils an der örtlichen Grenze zweier Tows.

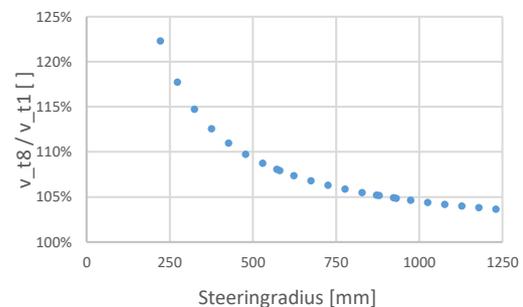
¹ Die Anfahr- und Schnittbereiche zu Beginn bzw. am Ende des Kurses wurden für die Abweichungsanalyse nicht betrachtet, da in diesen Bereichen keine konstanten Prozessbedingungen vorliegen.

5.2.2.2 Diskussion

Die Ergebnisse bestätigen $H_{2,1}$ - der Bahnradius wirkt sich auf die Verarbeitungstemperatur im Legeprozess und ihre Verteilung über die Rollenbreite aus. Der zusätzlich gefundene Einfluss der Laserleistung auf die mittlere Nip-Point Temperatur entspricht den in der Literatur beschriebenen thermischen Prozessmodellen [37, 46, 55, 93–95] und wurde experimentell für die Ablage gerader Bahnen in verschiedenen Studien nachgewiesen [36, 44, 46, 82]. Auf einen quantitativen Vergleich wird an dieser Stelle, aufgrund der geringen Anzahl angefahrener Messpunkte sowie aufgrund der Detailunterschiede zu den verfügbaren Quellen hinsichtlich Anlagentyp, -konfiguration und Messprinzip, verzichtet. Die Auswirkungen eines gekrümmten Bahnverlaufs auf die Temperaturentwicklung wurden in der Literatur bislang nicht behandelt. Eine Erklärung für die Ausbildung der Temperaturpeaks an den Towgrenzen wurde im Deformationsverhalten des Materials während der Ablage gefunden. Abb. 5-23 (a) zeigt diesbezüglich eine Realaufnahme der Ablage einer gekrümmten Bahn. Die Kinematik verursacht eine schiefe Biegung der Tows unmittelbar vor dem Nip-Point. Dadurch sind die Tows in diesem Bereich nicht mehr in Kontakt zur Legerolle, und demnach thermisch von der Wärmesenke isoliert. Dies kann als Hauptgrund für die stärkere Aufheizung dieser Kanten gesehen werden. Darüber hinaus können die sich aus der makroskopische Deformation des Materials ergebenden optischen Randbedingungen das Absorptionsverhalten des Materials verändern [24, 55, 56]. Der weniger flache Einfallswinkel kann die Energieabsorption durch das Material begünstigen [24].



(a)



(b)

Abb. 5-23: Analyse der Temperaturverteilung

(a) Tow Biegedeformation bei der Ablage gekrümmter Bahnen; (b) Rechnerisches Verhältnis der absoluten Legegeschwindigkeit von Tow 1 zu Tow 8 [-] in Abhängigkeit des Steeringradius [mm]

Ein möglicher Grund für die höheren Temperaturen der in Bezug auf die Bahnkurve innen liegenden Tows wurde in der Verschiebung der Tows relativ zur Laseroptik in Richtung axialer Richtung der Legerolle nach außen, oftmals als Tow Drift bezeichnet, gefunden. Die inneren Tows liegen dadurch zu größeren Teilen im Bereich hoher Laserintensität, während die äußeren Tows in Bereiche geringer Intensität driften. Größer ist jedoch der Einfluss des Unterschiedes der effektiven Legegeschwindigkeit zwischen den Tows zu sehen. Dieser ergibt sich aus der Kinematik der Kreisbewegung, und ist in Abb.

5-23 (b) in Abhängigkeit des Steeringradius als Quotient der Geschwindigkeit des innersten (t1) und des äußersten Tows (t8) dargestellt. Im betrachteten Fall von r375 beträgt der Unterschied demnach 13 %, und steigt für r220 auf 22 % an. Durch die geringere Legegeschwindigkeit verbleibt t1 länger im Laserfeld, und absorbiert so mehr Energie.

5.2.3 Quantifizierung von Faserwelligkeit

5.2.3.1 Ergebnisse

Abb. 5-24 zeigt den Welligkeitsgrad über dem Steeringradius in Abhängigkeit der Laserleistung im Vergleich zu dem in Kap. 4.3 entwickelten Modell.

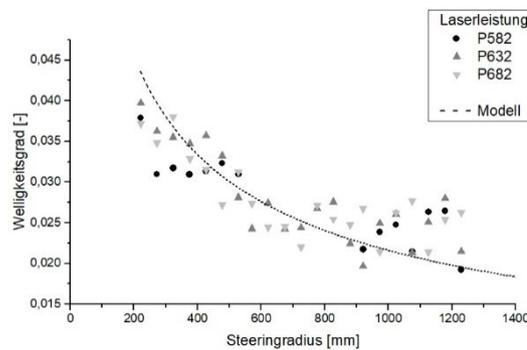


Abb. 5-24: Ergebnisse Faserwelligkeitsanalyse

Welligkeitsgrad [-] über Steeringradius [mm] für alle experimentell untersuchten Proben sowie für das in Kap. 4.3 entwickelte Modell

Der Welligkeitsgrad stieg demnach für alle Laserleistungen ab einem Grenzradius von rund 600 mm mit sinkendem Radius an, was dem Modell entspricht. Für große Radien lagen die experimentell bestimmten Werte über dem Modell. Die Laserleistung hatte keinen signifikanten Einfluss auf den Welligkeitsgrad.

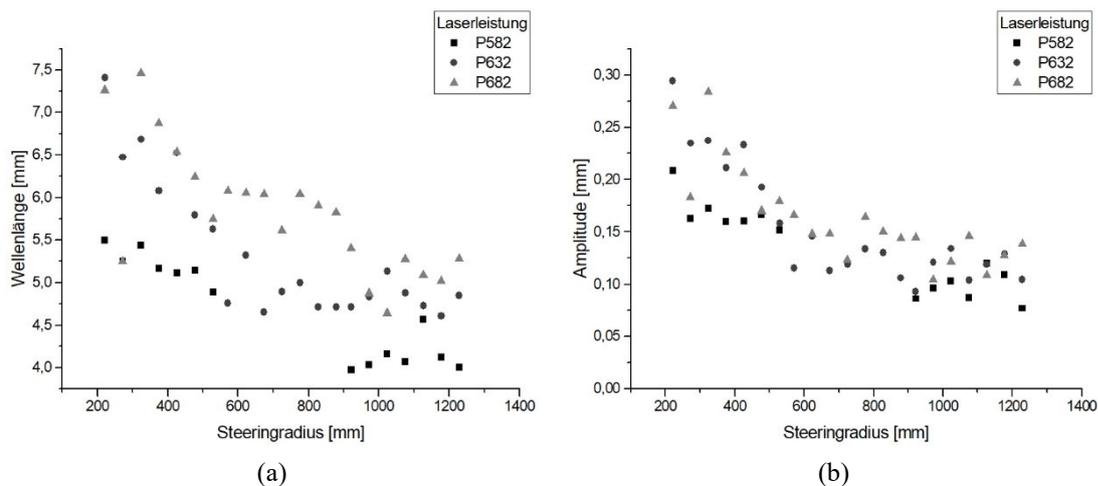


Abb. 5-25: Ergebnisse Faserwelligkeitsanalyse

(a) Wellenlänge [mm] über Steeringradius [mm] (b) Amplitude [mm] über Steeringradius [mm]

Abb. 5-25 zeigt die Wellenlänge (a) und Amplitude (b) über dem Steeringradius in Abhängigkeit der Laserleistung. Für alle Laserleistungen nahmen beide Kenngrößen mit sinkendem Radius zu. Gleichzeitig zeigen höhere Laserleistungen im Vergleich zu niedrigeren Laserleistungen bei identischem Radius eine Tendenz zu höheren Wellenlängen und Amplituden.

5.2.3.2 Diskussion

Die Ergebnisse bestätigen $H_{2,2}$ - der experimentell ermittelte Welligkeitsgrad hängt vom Steeringradius ab. Dies kann über das in Kap. 4.3 vorgestellte Modell zum Zusammenhang von Steeringradius und Welligkeitsgrad auf Basis der inkompressiblen Verformung der Carbonfasern erklärt werden. Die experimentellen Daten stimmen auch quantitativ weitgehend mit den numerischen Daten auf Basis des Modells überein, insbesondere für Radien kleiner 600 mm.

Ein Einfluss der Laserleistung auf den Welligkeitsgrad konnte nicht gefunden werden, $H_{2,3}$ muss demnach verworfen werden. Eine Interpretation dieser Erkenntnisse ist, dass sich die Fasern unabhängig von der gewählten Laserleistung ausreichend deformieren können, um den geometrischen Zwangsbedingungen des Modells zu entsprechen. Jedoch konnte ein Einfluss des Prozessparameters Laserleistung auf die Form der Ondulationen gefunden werden. Bahnen mit identischem Steeringradius, und demnach gleichem Welligkeitsgrad, zeigen demnach Tendenzen zu größeren Wellenlängen und Amplituden. Eine Erklärung kann in der Verlängerung der Verweilzeit im schmelzflüssigen Zustand durch eine höhere Verarbeitungstemperatur gesehen werden, wodurch sich der Faserverlauf über längere Zeit deformieren kann. Auch die von der Verarbeitungstemperatur abhängige Viskosität [77] begünstigt dabei das Deformationsverhalten.

Zhao et al. [125] validierten ihr Modell anhand mittels einer speziellen Vorrichtung hergestellten Proben. Die durch Mikroskopie bestimmten Welligkeitsgrade liegen leicht unter den errechneten Werten, im Falle von Radius 1250 mm bei rund 0,020. Hörmann [127] ermittelte in seiner Mikroskopievermessung für einen Steeringradius von 800 mm einen mittleren Welligkeitsgrad 0,018, basierend auf 12 Einzelmesspunkten, was unter den in dieser Arbeit gemessenen Werten liegt (0,028 für 828 mm und 0,027 für 776 mm). Die ermittelten Einzelmesswerte für Amplitude und Wellenlänge schwankten stark, was Hörmann potenziell auf Schwankungen in der Probenpräparation zurückführte. Die von ihm entsprechend angepassten Mittelwerte liegen bei 0,022 mm Amplitude und 1,65 mm Wellenlänge ebenfalls deutlich unter den Werten dieser Arbeit. Nach dem Modell von Hörmann zur Ausbildung von in-plane Faserwelligkeit ist der longitudinale Schubmodul zentrales Maß für den Widerstand des Materialsystems gegenüber der Verformung. Zur Bestimmung des longitudinalen Schubmoduls wird für unidirektionale Composites häufig die von Haanappel und Akkerman [277] vorgestellte, auf einem Rheometer basierende, Methode verwendet. Vergleicht man die mit dieser Methode bei typischen AFP-Prozesstemperaturen erzielten Ergebnisse von Margossian [278] für CF/PA6 bei 280 °C mit denen von Hörmann [127] mittels einer alternativen,

rheometerbasierten Methode generierten für HexPly Prepreg bei 45 °C, so erscheint das CF/PA6 bei gleicher Scherrate² schubweicher, was die stärkere Verformung der Fasern, resultierend in dieser Arbeit für CF/PA6 ermittelten höheren Wellenlängen und Amplituden gegenüber Hörmann erklären kann. Jedoch liegen die im linear-viskoelastischen Bereich gemessenen Werte nach Hörmann nicht im Bereich der tatsächlich im AFP-Steering auftretenden Scherraten. Diese betragen gemäß seiner numerischen Simulation [127] für 1/8" breites HexPly Prepreg, 300 mm Steeringradius und zu dieser Arbeit identischer Legegeschwindigkeit und vergleichbarem Welligkeitsgrad zwischen 0,2 und 0,3 s⁻¹ und sind damit um Größenordnungen höher als die Labormesswerte von Margossian und Hörmann. Gleichzeitig herrschen, speziell im TAFP-Prozess, keine konstanten thermischen Bedingungen während der Materialdeformation. Entsprechend erscheint eine temperaturabhängige Simulation des Deformationsverhaltens ein potenzialträchtiger Anknüpfungspunkt für weiterführende Forschungsaktivitäten. Matveev et al. [133] ermittelten für Trockenfasersteering eine mit sinkendem Radius abnehmende mittlere out-of-plane Wellenlänge. Diese betrug beispielsweise 10,2 mm für 400 mm Radius, und 13,5 mm für 900 mm Radius, und liegt damit allgemein deutlich über den in dieser Arbeit ermittelten Absolutwerten. Das in der Studie veröffentlichte Bild eines Probekörpers lässt auf ein deutlich unregelmäßigeres Wellenbild schließen.

5.2.4 Vermessung von Fehlstellen

5.2.4.1 Ergebnisse

Abb. 5-26 zeigt die über alle Stichproben jeder Faktorkombination gemittelte Gapanzahl und Gapfläche von allen untersuchten Preforms. Zusätzlich ist er jeweils der untersuchte Stichprobenumfang angegeben.

² Basierend auf der höchsten, in beiden Versuchen verwendeten Scherrate 0,004 s⁻¹

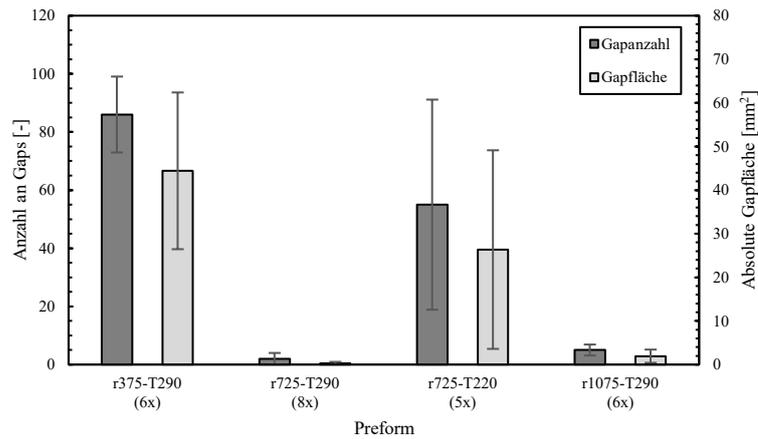


Abb. 5-26: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preformebene

Mittlere Gapanzahl und kumulierte Gapfläche pro Probe sowie Stichprobenanzahl jeder Faktorstufenkombination

Faktorstufenkombination r375-T290 wies die meisten Gaps (86) sowie die größte Gapfläche (44 mm²) auf. Mit identischer Verarbeitungstemperatur hergestellte Proben mit größeren Radien zeigten deutlich weniger starke Fehlstellenbildung. Vergleicht man die Probekörper mit Radius 725 mm, so führte eine niedrigere Verarbeitungstemperatur von 220°C zu deutlich häufigeren (55) und größeren (26,4 mm²) Fehlstellen als eine hohe Verarbeitungstemperatur von 290°C (2; 0,27 mm²). Die Proben der Faktorstufenkombinationen r375-T290 und r725-T220 zeigten hohe Standardabweichungen. In Abb. 5-27 sind die tatsächlich gemessene Verarbeitungstemperatur sowie die Gapfläche der Einzelproben dieser Faktorstufenkombinationen nach der Temperatur geordnet dargestellt.

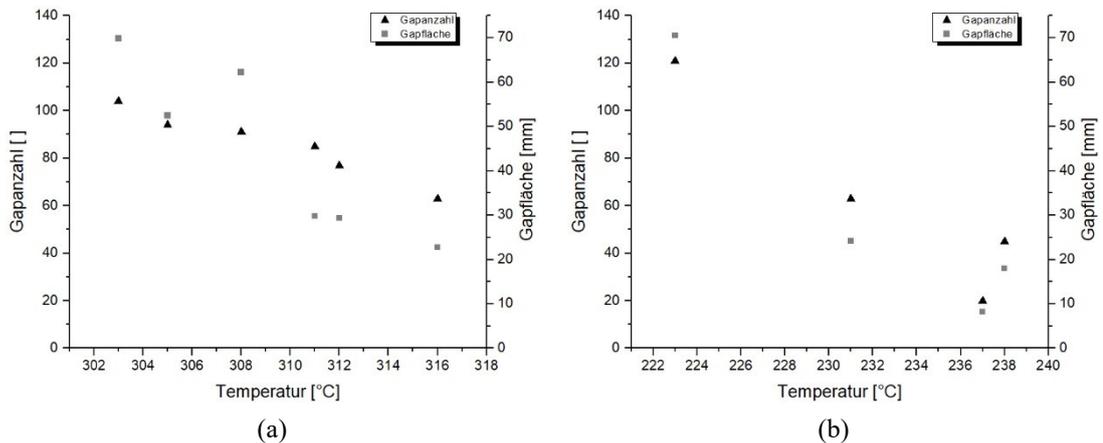


Abb. 5-27: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preformebene

Gapanzahl [] und Gapfläche [mm²] über AFP-Verarbeitungstemperatur [°C] der Einzelproben der Faktorstufenkombinationen (a) r375-T290 und (b) r725-T220

Die bei geringer Temperatur verarbeiteten Proben zeigten demnach Tendenzen zu höheren Gapkennzahlen, wobei eine lineare Korrelation nach Steiger Z-Tests für r375-T290 signifikant, $p = 0,012$ für die Gapfläche und $p = 0,001$ für die Gapanzahl, für r725-

T220 nicht-signifikant, $p = 0,056$ für die Gapfläche und $p = 0,050$ für die Gapanzahl, ist.

Um die Variation der Fläche der Kurse zu kompensieren, wird in der Untersuchung der Radiusabhängigkeit die über die Stichproben gemittelte, radiusspezifische Gapfläche auf die jeweilige Kursfläche bezogen. Abb. 5-28 zeigt die so normierte Gapfläche über dem Steeringradius für alle Faktorkombinationsstufen auf Preformebene. Zum Zweck der vereinfachten visuellen Auffassung wurden exponentielle Trendlinien für beide Faktorstufen der Verarbeitungstemperatur eingefügt (T290: $R^2=0,614$; T220: $R^2=0,232$).

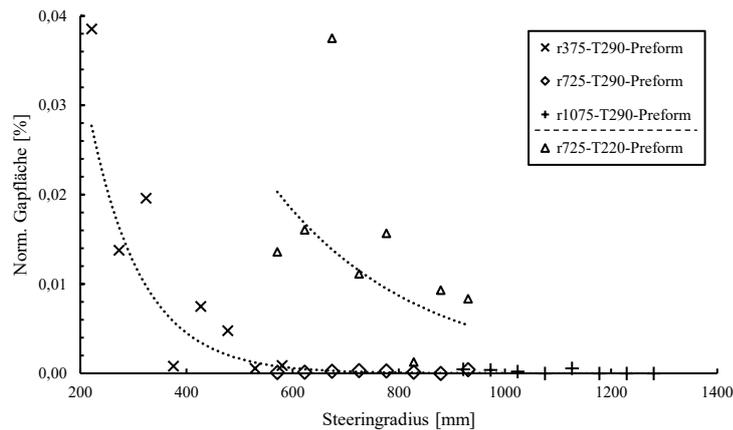


Abb. 5-28: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preformebene

Normierte Gapfläche [%] über Steeringradius [mm] aller Faktorstufenkombinationen auf Preformebene

Betrachtet man die Proben mit der Verarbeitungstemperatur 290 °C, so waren die Gapflächen für Radien größer als 500 mm kleiner als 0,001 %. Ab 500 mm stieg die normierte Gapfläche mit sinkendem Radius auf bis zu 0,04 % für Radius 220 mm an. Die im Radiusbereich 570 bis 930 mm ermittelten Werte für mit einer Verarbeitungstemperatur von 220 °C hergestellten Proben lagen allesamt über denen der höheren Verarbeitungstemperatur, jedoch ebenso allesamt unter 0,04 %. Ihr Mittelwert betrug 0,015 %.

Zur Lokalisierung der Gaps wurden orts aufgelöste Darstellungen der von ImageJ ausgegebenen Datensätzen erstellt. Abb. 5-29 zeigt diese Gappositionskarten auf Preformebene für eine ausgewählte, repräsentative³ Probe jeder Faktorstufenkombination. Die Größe der Fehlstelle wurde in diesen Diagrammen einheitlich gewählt, unabhängig von der tatsächlichen Gapgröße, um die Zielgröße „Anzahl“ bestmöglich zu visualisieren.

³ Es wurden die Einzelprobe ausgewählt, deren Gapanzahl am wenigsten vom Mittelwert der Faktorstufenkombination abwich.

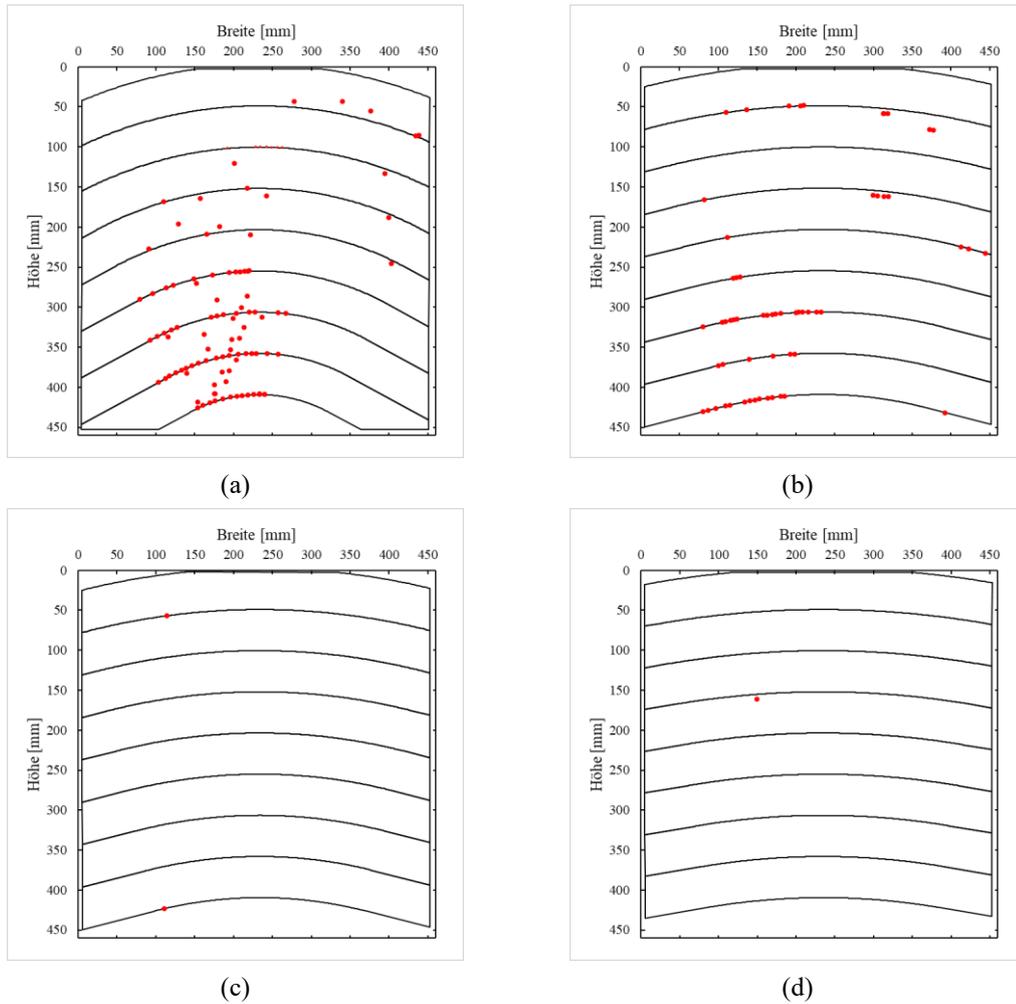


Abb. 5-29: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preformebene

Gappositionskarten, ohne Größenskalierung des Fehlers; (a) r375-T290 (b) r725-T220 (c) r725-T290 (d) r1075-T290

Abb. 5-30 zeigt eine konsolidierte Probe der Faktorstufenkombination r375-T290-p40 und die entsprechende Preform. Die absolute Zahl der Fehlstellen nahm durch den Konsolidierungsprozess zu. In den konsolidierten Laminaten konzentrierten sich die Gaps weniger stark an den Tape Grenzen. Innerhalb der Tapes traten die Fehlstellen ausschließlich an den Towgrenzen auf, was die für Tape 7 eingezeichneten Towkonturen veranschaulichen. Abb. 5-31 zeigt die Gappositionskarten der Faktorstufenkombinationen r375-T290-p40, r725-T220-p5, r725-T290-p40 und r1075-T290-p4. In der Darstellung entspricht die Kreisfläche der Fläche der einzelnen Gaps.

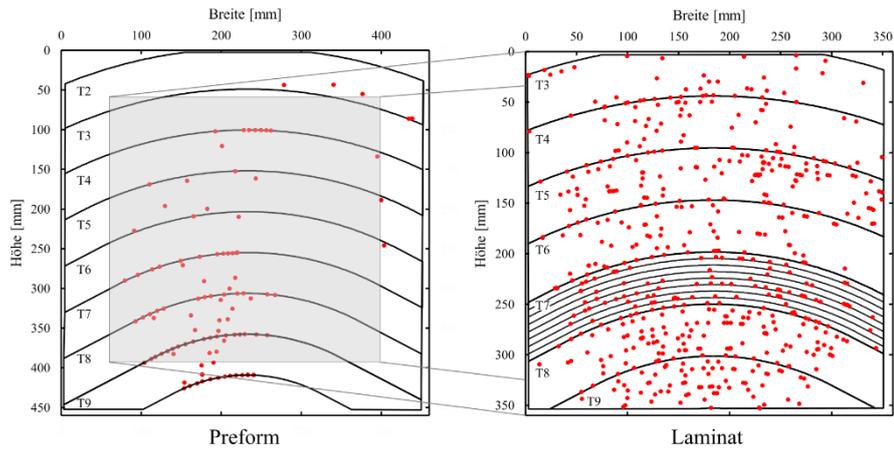


Abb. 5-30: Vergleich von Gappositionskarten auf Preform- und Laminatenebene
Gappositionskarten eines Laminats mit Fakorstufenkombination r375-T290-p40, sowie die entsprechende Preform

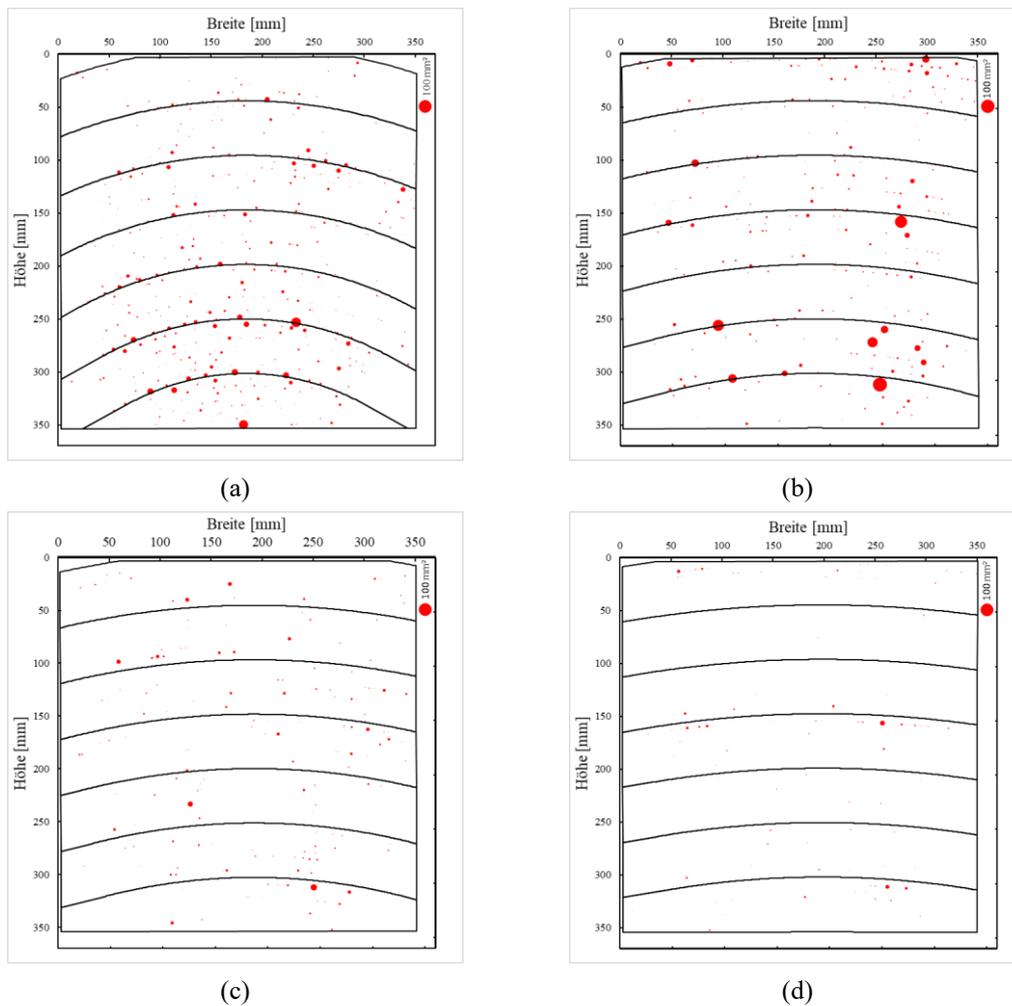


Abb. 5-31: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Laminatenebene
Gappositionskarten auf Laminatenebene, mit Größenskalierung; (a) r375-T290-p40 (b) r725-T220-p5 (c) r725-T290-p40 (d) r1075-T290-p40

Die mit der geringen AFP-Verarbeitungstemperatur hergestellte Probe hatte demnach die größten Fehlstellen. Im Gegensatz zu Probe r375-T290-p40 traten hier große Fehlstellen vereinzelt auch innerhalb der Tapes auf. Die Proben mit hoher AFP-Verarbeitungstemperatur mit Radien 725 mm und 1075 mm zeigten allgemein deutlich kleinere Gaps.

In Abb. 5-32 sind die Anzahl der Gaps sowie die Gapfläche auf Preform- sowie auf Laminatenebene aller im isothermen Formpressprozess konsolidierten Proben dargestellt.

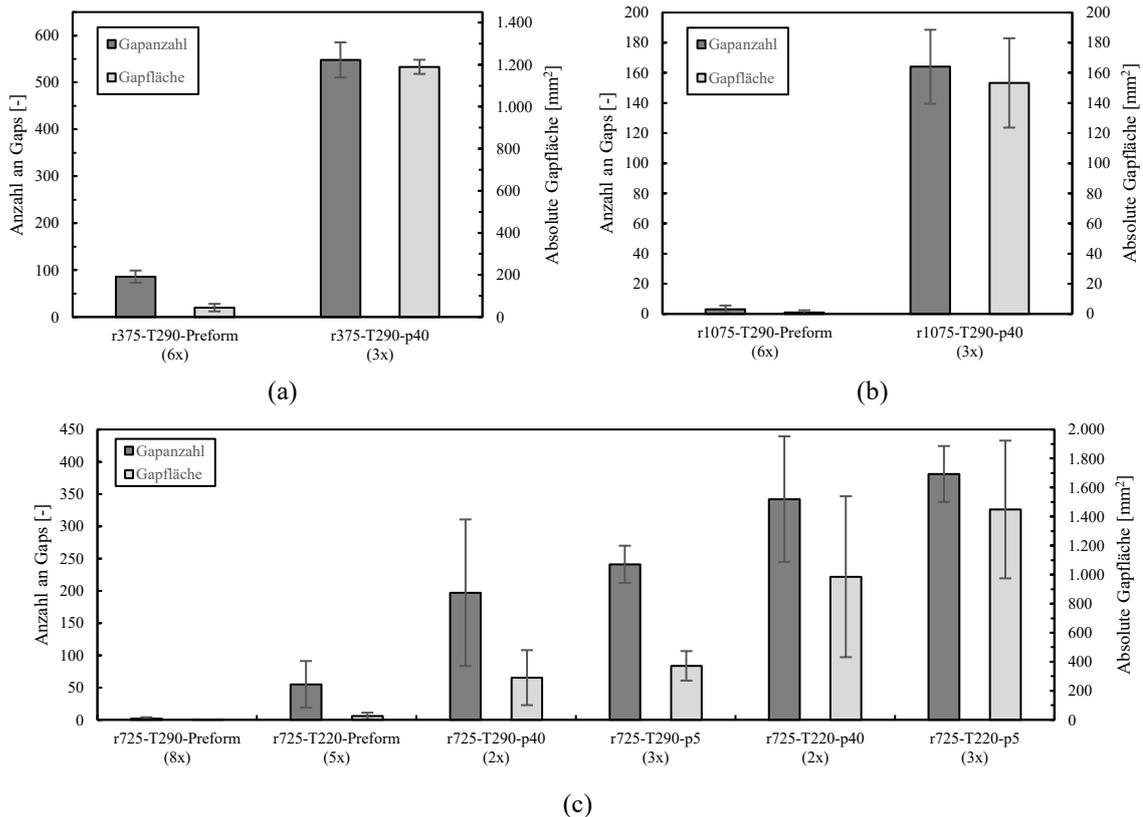


Abb. 5-32: Ergebnisse Fehlstellenanalyse: Vergleich Preformebene und Laminatenebene

Mittlere Gapanzahl und Gapfläche auf Preformebene und Laminatenebene, sowie Stichprobenanzahl jeder Faktorstufenkombination aufgeteilt nach Steeringradius des Probekörpers: (a) r375; (b) r1075; (c) r725

Trotz der um rund 40 % kleineren Probenfläche zeigten die konsolidierten Laminat für sämtliche Faktorstufenkombinationen eine deutlich höhere Gapanzahl und Gapfläche als die entsprechenden Preforms. Der minimale Unterschied betrug dabei hinsichtlich der Anzahl rund Faktor 6 (R725-T220-p40), hinsichtlich der Fläche rund Faktor 27 (r375-T290-p40). Das Laminat mit Faktorstufenkombination r725-T290-p40 unterschied sich am stärksten von der Preform, für die Anzahl um Faktor 130 und für die Fläche um Faktor 1500.

Die in SPSS durchgeführte zweifaktorielle Varianzanalyse der konsolidierten Proben mit r725 lieferte einen signifikanten Einfluss des Faktors AFP-Verarbeitungstemperatur auf die Gapfläche ($p=0,035$) und keinen signifikanten Einfluss des Faktors Druck auf

die Gapfläche ($p=0,514$). Weder der Faktor AFP-Verarbeitungstemperatur ($p=0,080$) noch der Faktor Druck ($p=0,883$) beeinflusste die Gapanzahl signifikant.

Abb. 5-33 zeigt ein Diagramm der normierten Gapfläche über dem Steeringradius auf Laminatenebene. Analog zu Abb. 5-28 wurden exponentielle Trendlinien für alle Faktorstufenkombinationen eingefügt (T290-P40: $R^2=0,666$; T220-P40: $R^2=0,303$; T220-P5: $R^2=0,070$).

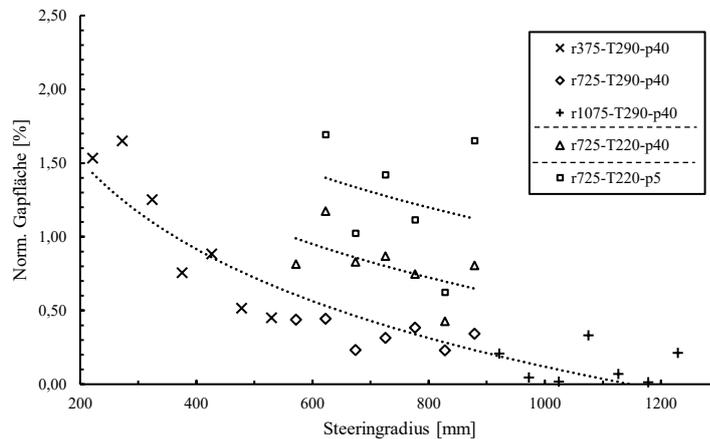


Abb. 5-33: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Laminatenebene

Normierte Gapfläche [%] über Steeringradius [mm] aller Faktorstufenkombinationen

Für die Proben mit Faktorstufenkombination T290-P40 nahm die Gapfläche mit sinkendem Radius zu. Eine logarithmische Regression ($y = -0,87\ln(x) + 6,1311$) zeigte dabei einen noch höheren Bestimmtheitsgrad ($R^2 = 0,8571$) als die exponentielle Trendlinie des Diagramms. Kurse hoher Steeringradien >950 mm hatten demnach vergleichsweise geringe normierte Gapflächen, im Mittel 0,1 %. Für Radien kleiner als 650 mm waren die Absolutwerte durchgängig größer als 0,3 %, für Radien kleiner 300 mm größer als 1,5 %.

Abb. 5-34 stellt die absoluten Häufigkeiten nach Gapgrößenbereichen als logarithmisches Histogramm dar. Die Gapgrößenbereiche sind als Intervall des nächstkleineren Grenzwerts zum dem im Diagramm angegebenen oberen Grenzwert zu interpretieren.

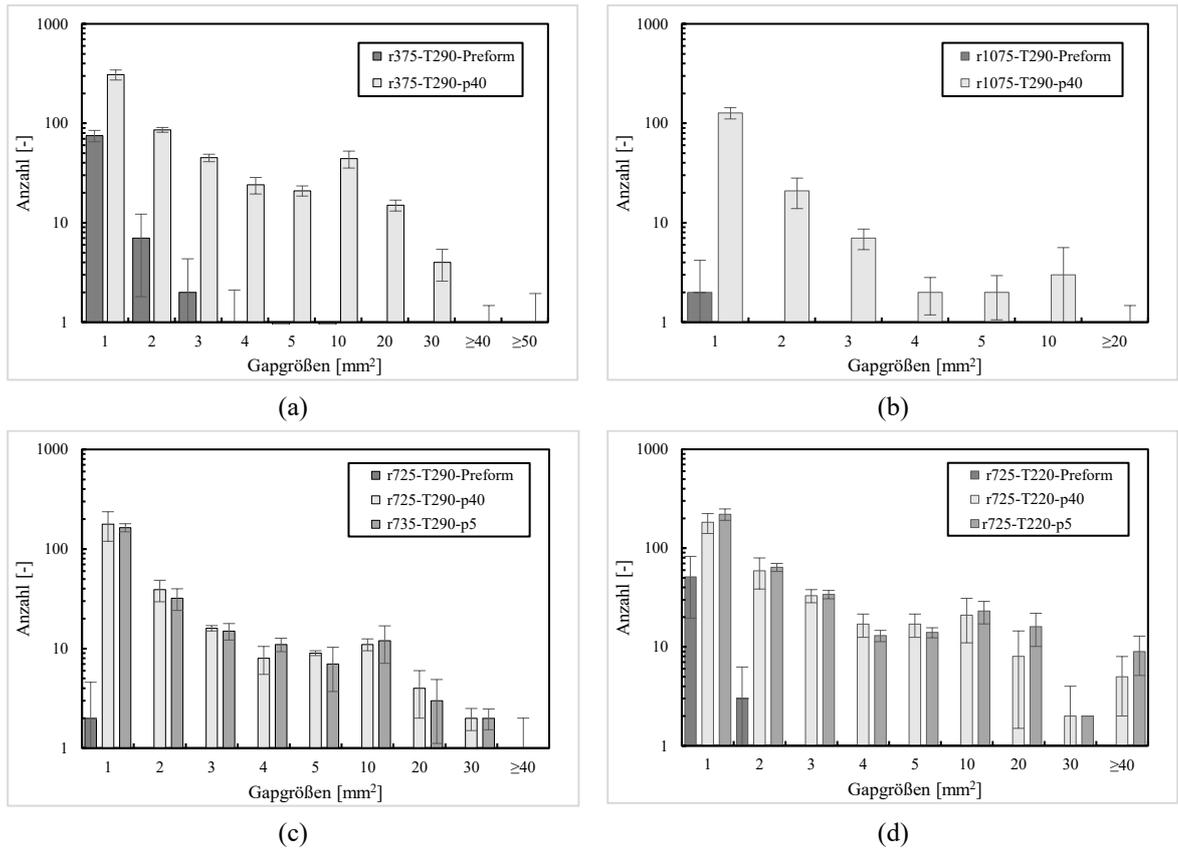


Abb. 5-34: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Laminatenebene

Histogramm Gapgrößenverteilung der im isothermen Formpressen konsolidierten Laminatenebene aller Faktorstufenkombinationen sowie der Preforms (a) r375; (b) r1075; (c) r725-T290; (d) r725-T220

Sämtliche Gaps der Preforms waren demnach kleiner 3 mm². Auch bei den konsolidierten Laminaten sank die Häufigkeit mit steigender Gapgröße, unabhängig von der Faktorstufenkombination. Für r1075, und damit Radien größer 900 mm, traten keine Gaps größer 10 mm² auf. Einzig Proben niedriger AFP-Verarbeitungstemperatur hatten Gaps größer als 40 mm², dies für beide Konsolidierungsdrücke.

Abb. 5-35 vergleicht Aufnahmen der Oberfläche von im isothermen Pressprozess und im Autoklav konsolidierten Proben.

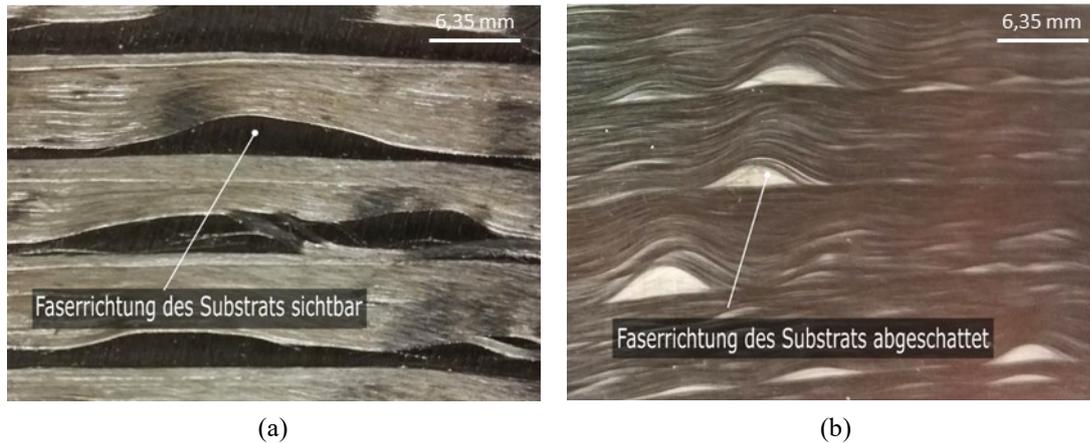


Abb. 5-35: Detailaufnahme Probenoberfläche

(a) Konsolidierung im isothermen Pressprozess; (b) Konsolidierung im Autoklav

Auch die gesteuerten Fasern der im Autoklav konsolidierten Probe ondulierten. Allerdings füllte die Matrix die entsprechenden Fehlstellen, und verdeckt, aufgrund ihrer opaken optischen Eigenschaften, die darunterliegende Substratlage. Der Sensor war dadurch nicht in der Lage, diese Bereiche als Substrat zu identifizieren, weswegen die Autoklavproben nicht quantitativ analysiert werden konnten. Diese Unterschiede zu den isotherm konsolidierten Proben können mit der Prozesscharakteristik erklärt werden. Durch die variotherme Prozessführung des Autoklavs ist die Matrix im schmelzflüssigen Zustand länger dem Konsolidierungsdruck ausgesetzt. Dies ermöglicht Fließprozesse der Matrix durch das Faserbett in die Fehlstellen.

5.2.4.2 Diskussion

Die Fehlstellen aller Preforms bildeten sich vornehmlich an der Grenze zweier Tapes. Lediglich r375-T290 wies zusätzlich Fehlstellen innerhalb der Tapes auf. Diese lagen an den Towgrenzen. Gleichzeitig bestätigten die Positionskarten die steigende Zahl an Fehlstellen mit abnehmendem Radius, auch innerhalb einer Probe. Die über die Gapkarten ermittelte Position der Fehlstellen an den Tape- und Towgrenzen legt einen Zusammenhang der Fehlstellen mit der Faserwelligkeit nahe. Abb. 5-36 zeigt Aufnahmen von Proben der Parametersätze r375-T290 und r725-T220.

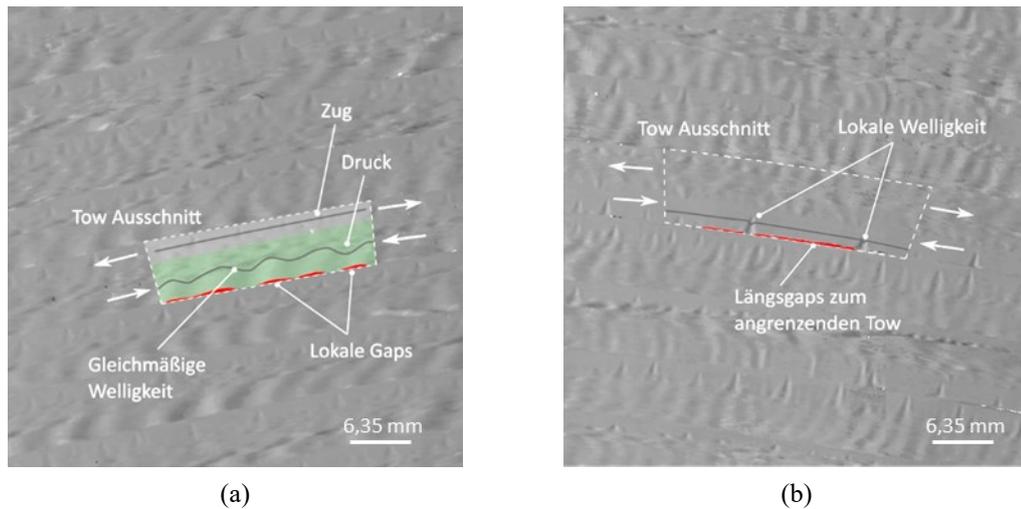


Abb. 5-36: Fehlstellentstehung durch Faserwelligkeit auf Preformebene
 (a) r375-T290; (b) r725-T220

Für die Proben mit kleinen Steeringradien und hoher Verarbeitungstemperatur bilden sich durch die gleichmäßige Welligkeit an der auf Druck belasteten Seite des Tows lokal Fehlstellen. Die Faserwelligkeit ist als primäre Ursache für die Ausbildung der Fehlstellen auf Preformebene anzusehen. Der steigende Welligkeitsgrad mit sinkenden Steeringradius erklärt die analog steigende Anzahl und Größe der Fehlstellen. Dass diese insbesondere an den Tape Grenzen auftreten, kann mit dem dort vorhandenen Abstand (Tape-Intervall) erklärt werden. Dieser Versatz zweier benachbarter Kurse zueinander verhindert ein Überdecken oder Füllen der Fehlstellen durch das angrenzende Tow.

Die Fasern der r725-T220-Probe ondulieren weniger gleichmäßig. So sind lokale Falten teilweise durch Bereiche gerader Fasern verbunden, wodurch longitudinal verlaufende Fehlstellen entstehen. Eine mögliche Erklärung, warum diese nur bei geringen Verarbeitungstemperaturen auftreten, ist das verminderte transversale Fließen des Materials bei der Ablage aufgrund der höheren Matrixviskosität. Stokes-Griffin et al. [79] berichteten ebenfalls von vermehrtem transversalem Fließen bei erhöhter AFP-Verarbeitungstemperatur, was sich auf die Breite ihrer direkt gefertigten⁴ Wedge-Peel-Proben auswirkte. Darüber hinaus wurde in Kap. 5.2.3 gezeigt, dass die AFP Verarbeitungstemperatur die Ausprägung der Faserwelligkeit beeinflusst. Höhere Verarbeitungstemperaturen führen demnach bei identischem Steeringradius zu Wellen mit größerer Amplitude und größerer Wellenlänge, wodurch größere Fehlstellen entstehen.

Um den Mechanismus der Fehlstellenentstehung auf Laminebene nachvollziehen zu können, wurde eine r375-Preform im Infrarotfeld gemäß dem für das isotherme Formpressen definierten Zyklus erwärmt und anschließend, im Spannrahmen eingespannt,

⁴ Die Proben wurden hier in Endgeometrie abgelegt und nicht, wie in dieser Arbeit, aus einer breiten Preform zugeschnitten.

durch freie Konvektion unter Umgebungsbedingungen abgekühlt. Der Zustand der Probe, dargestellt in Abb. 5-37, entsprach demnach dem vor dem Prozessschritt Pressen.

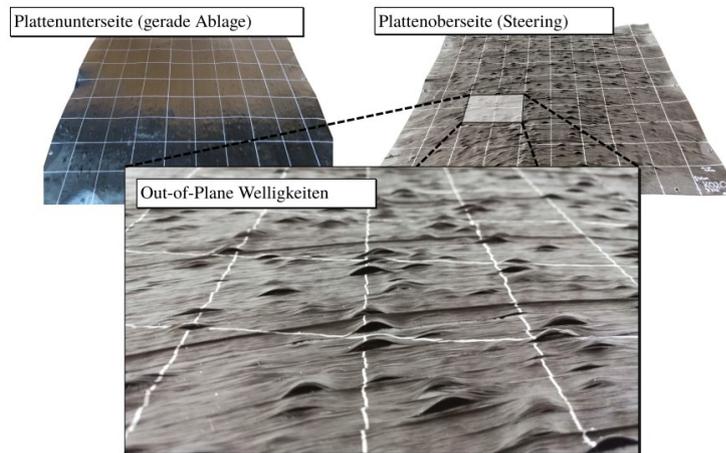


Abb. 5-37: Analyse der Fehlstellenbildung

Nach dem Prozessschritt Aufheizen durch freie Konvektion erstarrte r375-Probe

Die oberste Lage der Probe zeigte makroskopische out-of-plane Falten an den Innenkanten der Tows. Das Aufschmelzen der Matrix von TPC durch die Erwärmung im Infrarotfeld kann das Laminat dekonsolidieren, was auch als loften bezeichnet wird [110]. In der Dekonsolidierung bilden und vergrößern sich Poren im Laminat, und einzelne Lagen können teilweise delaminieren [119]. Verschiedene Studien untersuchen die Dekonsolidierung und ihre Auswirkungen im isothermen Formpressen [233–236]. Detaillierte Untersuchungen und Modelle sind auch zu den Entstehungsmechanismen verfügbar [279, 280]. Für gewebebasierte TPC wurde das Freiwerden von in der Laminatherstellung in das Faserbett eingebrachten Eigenspannungen von verschiedenen Autoren als einer der Hauptmechanismen identifiziert [236, 279, 280]. Analog lässt sich die Entstehung der out-of-plane Falten in dieser Studie erklären. Das Freisetzen der in den Fasern durch die in-plane Ondulationen beim Erstarren der Matrix im Ablageprozess eingefrorenen Spannungen ist demnach die Hauptursache für die Entstehung der out-of-plane Falten im Aufheizprozess. Die durch Steering induzierte Bildung von Mikrofallen wurde für duromerbasierte und dry-fiber Prozesse in verschiedenen Studien modelliert. Dabei wird in [133, 138, 276] der Rayleigh-Ritz-Ansatz verwendet, um die kritische Knicklast zu bestimmen. Die Idee des Ansatzes ist die Minimierung der Gesamtenergie Π des Systems, die sich aus der elastischen Deformationsenergie des Plattenmodells U , der potenziellen Energie der Lagerung des Systems K , über den Tack in Normalkraftrichtung und einen Scherlayer modelliert, und der potenziellen Energie durch die in-plane Druckspannungen Q zusammensetzt.

$$\Pi = U + K - Q \quad (5-1)$$

Im Fall der Erwärmung der gesteuerten TPC-Probe im IR-Feld reduziert das Aufschmelzen der Matrix die potenzielle Energie der Lagerung. Die in der Ebene druckbelasteten Fasern können durch out-of-plane Deformation einen energetisch günstigeren Zustand

einnehmen, und deformieren sich deswegen entsprechend. Die Lage der maximalen Auslenkung der out-of-plane Falten an der Towinnenkante korreliert in diesem Kontext mit dem im Rahmen der Faserwelligkeitsanalyse ermittelten Ansteigen des Faserwelligkeitsgrades mit ρ , einhergehend mit der entsprechenden Verteilung des Faserweglängenunterschieds. Neben diesem faserdominierten Verhalten könnte auch ein Entropiestreben der Polymerketten zur Faltenbildung beitragen, da auch diese nicht im energetisch optimalen Zustand vorliegt. Der Grund dafür liegt im gemeinsamen Deformieren von Matrix und Fasern während der Ablage.

Als weitere Ursache der Dekonsolidierung wird, insbesondere für PA6, in der Literatur die thermische Ausdehnung eingeschlossener Feuchtigkeit beschrieben [231, 281]. Da dieser Effekt unabhängig vom oben beschriebenen Mechanismus ist, gibt die spannungsfrei abgelegte Unterseite der Proben Aufschluss zu seinem Auftreten. Hier sind einzelne Blasen zu finden, welche von Gröschel und Drummer [231] als oberflächlich auftretende Hauptausprägung der feuchtigkeitsbedingten Dekonsolidierung beschrieben wird. Dies legt nahe, dass die Preforms eine Restfeuchtigkeit enthielten, und demnach für zukünftige Studien eine längere Trocknungszeit gewählt werden sollte.

Die Position der Falten an den Towinnenkanten entspricht weiterhin den Ergebnissen der Gappositionskarten auf Laminatenebene. Dies legt nahe, dass die out-of-plane Wellen der aufgeheizten Preforms im Pressprozess die Fehlstellen verursachen. Der Pressstempel formt dabei die Welle während des Schließvorgangs der Presse um. Die geometrische Problemstellung der unterschiedlichen Faserlängen entspricht der in Kap. 4.3 für den Ablageprozess beschriebenen. Die Krafteinwirkung erfolgt in vertikaler Richtung, die Angriffsfläche verändert sich während des Prozesses. Auch die Randbedingungen sind nicht mit der Ablage vergleichbar, wodurch out-of-plane Falten nach Konsolidierung ungleichmäßiger zum Liegen kommen und dadurch oberflächliche Fehlstellen entstehen. Abb. 5-38 zeigt diesen Mechanismus.

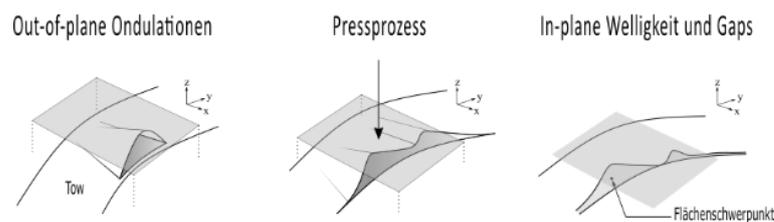


Abb. 5-38: Analyse der Fehlstellenbildung

Mechanismus der Fehlstellenentstehung beim Verpressen von Out-of-plane Falten

Die beschriebenen Mechanismen zeigen, dass die Anzahl der Fehlstellen mit der Faserondulation auf Preformebene zusammenhängt. Dies ist gleichzeitig die Begründung, warum die Zielgröße Fehlstellenanzahl vom Bahnradius beeinflusst wird - $H_{2.4}$ kann hier bestätigt werden. Die AFP-Verarbeitungstemperatur, welche gemäß Kap. 5.2.3 den Welligkeitsgrad nicht beeinflusst, und der Pressendruck hatten dagegen keinen Effekt auf die Fehlstellenanzahl - $H_{2.5}$ und $H_{2.6}$ müssen für diese Zielgröße verworfen werden.

Hinsichtlich der Zielgröße kumulierte Gapfläche kann die Radiusabhängigkeit, und damit auch $H_{2,4}$, bestätigt werden. Dies lässt sich mit dem vorgestellten Eigenspannungsmodell erklären. Kleinere Steeringradien führen gemäß der Faserwelligkeitsanalyse zu stärkerer Faserwelligkeit samt höherer Eigenspannungen, die folglich größere out-of-plane Wellen hervorrufen. Diese werden dann auch zu im Mittel größeren Fehlstellen verpresst. Abb. 5-37 zeigt auch, dass eine out-of-plane Welle teilweise deutlich länger ist als die für die r375-Preforms bestimmte Wellenlänge von rund 7 mm. Dies legt nahe, dass in Bereichen langer Wellen mehrere einzelne in-plane Ondulationen das Ablösungskriterium erfüllt haben und sich zu einer out-of-plane Welle verbunden haben.

Die AFP-Verarbeitungstemperatur beeinflusste die kumulierte Gapfläche ebenfalls, $H_{2,5}$ kann für diese Zielgröße bestätigt werden. Dies kann ebenfalls über das Eigenspannungsmodell erklärt werden. Zwar wurde im Rahmen der Faserwelligkeitsuntersuchungen gezeigt, dass die AFP-Verarbeitungstemperatur keinen Einfluss auf den Welligkeitsgrad hat. Jedoch zeigt Kap. 5.1.2 den Einfluss der Verarbeitungstemperatur auf den Anbindungsgrad auf Preformebene. Da Groupe [45][282] die Kontaktentwicklung als den zeitkritischeren Schritt der Anbindungsausbildung identifiziert, kann davon ausgegangen werden, dass der geringere Anbindungsgrad der T220 Proben mit einem geringeren Kontaktgrad einhergeht. Der geringere Kontaktgrad wiederum reduziert die Anbindungskraft im schmelzflüssigen, wodurch die Eigenspannungsfreisetzung begünstigt wird. Da das Aufschmelzen drucklos erfolgt, trägt der Aufschmelzvorgang gleichzeitig nicht wesentlich zu einer Erhöhung der Kontaktfläche bei. Dass der Pressendruck keinen Einfluss auf die kumulierte Gapfläche hatte, $H_{2,6}$ muss auch bezüglich dieser Zielgröße verworfen werden, ist aufgrund des beschriebenen Mechanismus ebenfalls plausibel.

Allgemein lieferte die neu entwickelte Auswertemethodik auf Laminebene plausible Ergebnisse. Eine großflächige Analyse der Proben war mit vertretbarem Aufwand umsetzbar. Aufgrund der teilweise hohen Standardabweichungen wären allgemein höhere Stichprobenanzahlen wünschenswert, um die Robustheit der Ergebnisse zu erhöhen. Ein Teil der Schwankung beschreibt korrekterweise Unregelmäßigkeiten der Proben. So schwankte, wie gezeigt, beispielsweise der Faktor AFP-Verarbeitungstemperatur zwischen den einzelnen Proben einer Faktorstufe, was auf Prozesseinflüsse wie Materialschwankungen, Einflüsse der Umgebungsbedingungen oder Verschleiß der Legerolle zurückgeführt werden kann.

Daneben hat auch die entwickelte Methodik noch Optimierungspotenzial. Abb. 5-39 zeigt diesbezüglich zwei messtechnisch relevante Problemstellungen. In (a) laufen jeweils einzelne Faserbündel durch zwei makroskopische Fehlstellen, wodurch in der Routine insgesamt vier Fehlstellen mit im Mittel halber Größe erkannt werden. Dieser Effekt wirkt sich also auf die Fehlstellenzahl sowie die Größenverteilung aus, jedoch kaum auf die (normierte) Gesamtfläche. (b) zeigt ein ähnliches Beispiel an einer Towkante. Hier ist es selbst makroskopisch betrachtet schwierig zu definieren, um wie viele Fehlstellen es sich handelt.

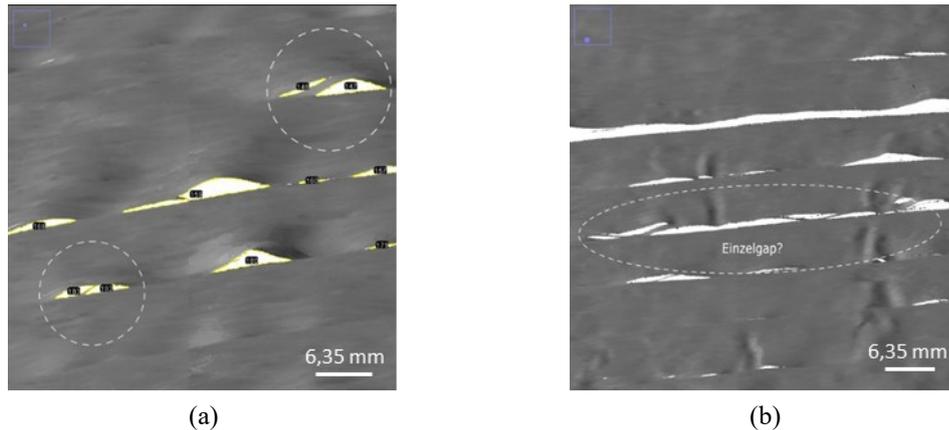


Abb. 5-39: Messtechnische Probleme der Fehlstellenanalysemethodik

(a) durch Fehlstellen verlaufende Faserbündel; (b) längliche Fehlstellen an Towkanten

In Nachfolgearbeiten wäre es deshalb erstrebenswert, ein robustes Fehlerkriterium zu entwickeln, das derartige Spezialfälle vergleichbar interpretiert. Für die vorliegende Untersuchung ist ferner zu folgern, dass die auf der summierten Fehlstellengröße basierten Ergebnisse belastbarer sind als die auf Gapanzahl und Einzelgrößen basierenden. Weiter kann angenommen werden, dass die beschriebenen Fehldetektionen unabhängig von der Faktorstufenkombination auftreten. Relative Vergleiche der betroffenen Parameter erscheinen demnach belastbar.

5.3 Auswirkung von Defekten

Im Folgenden soll der Einfluss von geometrisch bedingten Fehlstellen in Prozessketten auf AFP-Basis für FVK mit thermoplastischer Matrix untersucht werden. Teile der Ergebnisse wurden in [K1] und [P2] veröffentlicht.

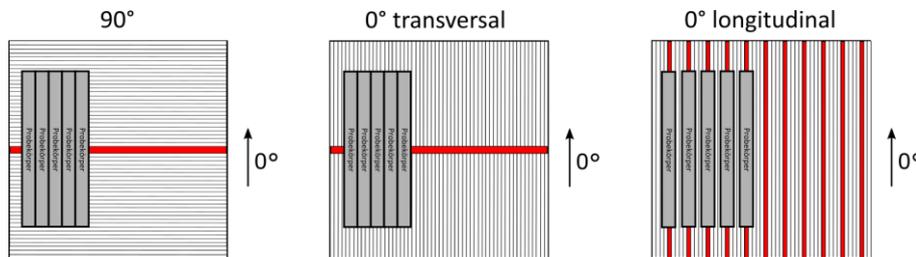
5.3.1 Versuchsplan, Probekörperherstellung, Hypothesendefinition

Der Lagenaufbau der Probekörper wurde als symmetrischer, quasiisotroper Aufbau aus 16 Lagen festgelegt. Die relativen Winkelsprünge zwischen zwei benachbarten Lagen betragen 45° . Tab. 5-10 fasst die Variationsparameter der Studie zusammen.

Tab. 5-10: Variationsparameter Auswirkung von Defekten

Konsolidierungsprozess	Defektart	Defektorientierung	Defektanordnung	Defektgröße
variothermer Pressprozess (PV) Autoklav (A)	Gaps (G)	90° (90°)	verteilt (D)	groß 7,35 mm / 6,35 mm (L)
	Overlaps (O)	0° transversal (0°)	agglomeriert (A)	mittel 3,175 mm (M)
isothermer Pressprozess (PI)	defektfreie Referenz (R)	0° longitudinal (0°l)		klein 2,5 / 1 mm (S)

Als Defekte wurden Fehlstellen, engl. „Gaps“ (G), und Überlappungen, engl. „Overlaps“ (O), systematisch in die Lamine eingebracht. Zur Erfassung des relativen Einflusses dieser Fehlstellen wurden entsprechende defektfreie Referenzlaminat untersucht. Abb. 5-40 veranschaulicht den Variationsparameter Defektorientierung.

**Abb. 5-40: Übersicht Variationsparameter Defektorientierung**

Bezüglich der Größe der Defekte wurden gängige Grenzwerte der Luftfahrtbranche zugrunde gelegt. Die Defektgrößen wurden entsprechend zu 7,35 mm und 2 mm für Gaps, und 7,35 mm und 1 mm für Overlaps definiert. Im Falle longitudinaler Fehlstellen wurden die großen Gaps zu einer Towbreite, 6,35 mm gewählt, und zusätzlich mittelgroße Gaps mit der Breite eines halben Tows untersucht.

Tab. 5-11 gibt einen Überblick über die sich aus den Parametern Defektorientierung, bezogen auf den Prüfkörper, und Defektanordnung ergebenden Lagenaufbauten.

Tab. 5-11: Lagenaufbauten; Lagen, die einen Defekt beinhalten, sind farblich gekennzeichnet

Lage	90° verteilt	90° agglomeriert	0° verteilt	0° agglomeriert	0°l verteilt
1	+45°	+45°	+45°	+45°	+45°
2	90°	0°	0°	90°	0°
3	-45°	-45°	-45°	-45°	-45°
4	0°	90°	90°	0°	90°
5	+45°	90°	+45°	0°	90°
6	90°	-45°	0°	-45°	-45°
7	-45°	0°	-45°	90°	0°
8	0°	+45°	90°	+45°	+45°
<i>Symmetrieebene</i>					

Sämtliche Probekörper wurden aus dem in 3.1 beschriebenen CF/PPS-UD-Tape hergestellt. Die Preforms wurden auf der in Kapitel 3.2.1 beschriebenen Automated Fiber Placement Anlage abgelegt. Die Abweichungen zur theoretisch vorgegebenen Gapgröße wurden während des Ablageprozesses an 12 Stellen in dem defektbeinhaltenen Lagen

experimentell bestimmt (Anhang A.c, Tab. A-4). Für den 3,175 mm Gap in longitudinaler Richtung ergaben die Messungen im Mittel eine Abweichung von -0,15 mm. Dies kann mit dem transversalen Fließen des Materials während der Ablage begründet werden.

Tab. 5-12 fasst die verwendeten, konstanten AFP Prozessparameter zusammen. Im Vergleich zu den in Kap. 5.2 beschriebenen Versuchsreihen mit einer erhöhten Geschwindigkeit von 0,2 m/s abgelegt, um die große Anzahl an Preforms effizient fertigen zu können. Mit Bezug auf die in 5.1 beschriebenen Ergebnisse wird angenommen, dass sich die höhere Ablagegeschwindigkeit nicht negativ auf die, speziell in der Umformprozesskette, erzielten mechanischen Eigenschaften auswirkt.

Tab. 5-12: Prozessparameter AFP

Parameter	Wert
Verarbeitungstemperatur [°C]	350
Ablagegeschwindigkeit [m/s]	0,2
Anpresskraft [N]	1000
Scheinbare Emissivität []	0,74
Temperatur Legewerkzeug [°C]	100

Um einen möglichen Einfluss des Konsolidierungsprozesses auf die Auswirkungen der Defekte zu untersuchen, wurden die im AFP hergestellten Preforms in den drei in 3.2.2 beschriebenen Verfahren konsolidiert. Im Rahmen der Vorversuche zur variothermen Konsolidierung wurde das Auftreten von Matrixrissen im Laminat beobachtet. Ihr Auftreten wurden für PPS-Laminat von Oya und Hamada [74] mit der Sprödigkeit des Matrixsystems bei Druckbelastung in Verbindung gebracht. Diese Druckbelastung resultiert im Prozess aus dem unterschiedlichen thermischen Ausdehnungsverhalten von Werkzeug und Probekörper. Da sich das Werkzeug während des Abkühlvorgangs stärker zusammenzieht als das quasiisotrope Laminat, entstehen in diesem nach Unterschreiten der Schmelztemperatur Eigenspannungen. Diese werden als Hauptursache für die Matrixrisse gesehen. Um die Eigenspannungen zu reduzieren, wurde eine erhöhte Entnahmetemperatur am unteren Ende des Kristallisationsbandes von PPS, 240 °C, gewählt. Diese Temperatur wurde vor der Entformung für 25 min gehalten, um eine möglichst hohe Kristallinität zu erzielen. Die Heizpresse wurde während des Versuchs kraftgesteuert betrieben. Während der Aufheizphase wurde der Kontakt des Probekörpers zum Werkzeug durch Aufbringen der minimalen Presskraft von 50 kN sichergestellt. Nach Ablauf der Haltezeit wurde die Kraft auf 245 kN erhöht, und bis zur Entnahme des Probekörpers konstant gehalten. Die Kraft entspricht einem rechnerischen Konsolidierungsdruck von 20 bar, was den von Sacchetti et al. [240] für isothermes Formpressen von CF/PPS Preforms verwendeten Pressendruck entspricht. Tab. 5-13 fasst die Prozessparameter zusammen.

Tab. 5-13: Prozessparameter variotherme Heizpressenkonsolidierung

Parameter	Wert
Aufheizrate [K/min]	10
Zieltemperatur [°C]	310
Haltezeit bei Zieltemperatur [min]	35
Abkühlrate [K/min]	10
Entformungstemperatur [°C]	240
Haltezeit bei Entformungstemperatur [min]	25
Presskraft Aufheizphase [kN]	50
<i>entspricht Druck [bar]</i>	<i>4,1</i>
Presskraft Konsolidierungsphase [kN]	245
<i>entspricht Druck [bar]</i>	<i>20</i>

Die Versuche zur isothermen Konsolidierung wurden mit dem ebenen Stempelwerkzeug und den in Tab. 5-14 aufgelisteten Parametern durchgeführt.

Tab. 5-14: Prozessparameter isothermes Formpressen

Parameter	Wert
Vorheiztemperatur der Preform [°C]	390
Emissivität Pyrometer IR-Feld []	0,89
Haltezeit IR-Feld [s]	20
Werkzeugtemperatur Presse [°C]	150
Schließgeschwindigkeit Heizpresse [mm/s]	60
Presskraft [kN]	245
<i>entspricht Druck [bar]</i>	<i>20</i>
Haltezeit Presse [s]	120

Der Zyklus wurde anhand von Vorversuchen mit in das Laminat eingebrachten Thermoelementen validiert. Der zugehörige Maschinenschrieb kann in Anhang A.c eingesehen werden. Die effektive Kühlrate wurde anhand des Thermoelements in der Symmetrieebene des Laminats bestimmt. Im Temperaturbereich des Schmelzpunktes wurden -2740 K/min gemessen, im Kristallisationsband -1910 K/min. Aufgrund der geringen Aufzeichnungsrate der Thermoelemente von 2 Hz wurden die Werte linear interpoliert, Abweichungen können nicht ausgeschlossen werden.

Sämtliche Autoklav-Proben wurden in einem Maschinenzyklus konsolidiert. Der zugehörige Maschinenschrieb kann in Anhang A.c eingesehen werden. Daraus geht hervor, dass die über die Temperaturfühler bestimmten Heizraten bei ca. 5 K/min liegen, und damit nicht der vorgegebenen Aufheizrate der Kammer entsprechen. Entsprechend wurde die Haltezeit zu dem Zeitpunkt gestartet, an dem der Temperaturfühler in der Mitte des Laminats die Solltemperatur mit einer Toleranz von 5 K erreicht hatte. Auch die im Laminat bestimmte Abkühlrate bleibt hinter der Kammer zurück, und liegt im Bereich der Kristallisation bei ca. -4 K/min.

Tab. 5-15: Prozessparameter Autoklav

Parameter	Wert
Aufheizrate [K/min]	10
Zieltemperatur [°C]	310
Haltezeit bei Zieltemperatur [min]	20
Abkühlrate [K/min]	-10
Entformungstemperatur [°C]	80
Druck Autoklav [bar]	5
Druck Vakuum [bar]	0,8

Die Probekörperserien werden im Folgenden über eine generische Nomenklatur adressiert:

Konsolidierungsprozess-Defektart-Defektorientierung- Defektanordnung-Defektgröße

Um konkrete Aussagen aus den Ergebnissen der mechanischen Prüfungen ableiten zu können, wurden die nachfolgenden sechs Arbeitshypothesen untersucht:

- $H_{3,1}$: Eine Variation des Konsolidierungsprozesses beeinflusst die mechanischen Eigenschaften von defektfreien Laminaten.
- $H_{3,2}$: Eine Variation des Konsolidierungsprozesses (PV, A, PI) verändert den Einfluss von großen, verteilten Fehlstellen in 90°-Lagen (G-90°-D-L) auf die mechanischen Eigenschaften in Bezug auf die Festigkeiten (Zug, Druck).
- $H_{3,3}$: Eine Variation der Defektart (Gap, Overlap) verändert die mechanischen Eigenschaften in Bezug auf die Festigkeiten (Zug, Druck), sofern die anderen Parameter (Defektanordnung, Defektgröße und Konsolidierungsprozess) konstant gehalten werden.
- $H_{3,4}$: Eine Variation der Defektgröße verändert die mechanischen Eigenschaften in Bezug auf die Festigkeiten (Zug, Druck), sofern die anderen Parameter (Defektanordnung, Defektart und Konsolidierungsprozess) konstant gehalten werden.
- $H_{3,5}$: Eine Variation der Defektanordnung (verteilt, agglomeriert) verändert den Einfluss von großen Fehlstellen auf die mechanischen Eigenschaften in Bezug auf die Festigkeiten (Zug, Druck), sofern das Laminat im gleichen Prozess konsolidiert wurde.
- $H_{3,6}$: Die geringeren Anteile an Fasern in Lastrichtung verursachen die Zugfestigkeitsreduktion der Lamine mit longitudinalen 0°-Fehlstellen.

Zur Untersuchung des Einflusses der Defektart in $H_{3,3}$ wurden die Defektgrößen binär in klein und groß unterteilt. Dies bedeutet, dass ein 2,5 mm Gap mit einem 1,0 mm Overlap verglichen wurde, da diese Werte im Luftfahrtbereich die Grenzwerte für eine auslegungstechnische Relevanz der jeweiligen Defektart darstellen. Das Maß der großen Defekte beträgt in beiden Fällen 7,35 mm.

Hinsichtlich der Interpretation der Ergebnisse der 0° -longitudinal-Konfigurationen muss berücksichtigt werden, dass hier die Fehlstelle der Anteile der Fasern in Hauptlastrichtung signifikant reduziert. Die absolute Reduktion ist dabei von der Fehlstellengröße abhängig. Um Aussagen hinsichtlich dem Auftreten zusätzlicher, ondulationsbedingter Effekte im Rahmen der Untersuchung von $H_{3,6}$ machen zu können, wurden die durch die 0° -Faserreduktion hervorgerufene Festigkeitsminderung in Abaqus Explizit 2019 simuliert. Dabei wurde ein S4R-Schalenelement und das Hashin-Versagenskriterium verwendet. Die Dicke der 0° -Lagen wurde entsprechend der Fehlstellenanteile reduziert. Die sich ergebenden Lagenaufbauten können in Anhang A.c (Tab. A-7) eingesehen werden.

5.3.2 Mikroskopie

5.3.2.1 Ergebnisse

Abb. 5-41 zeigt einen Querschliff eines Tows des CF/PPS UD-Tapes. Die Fasern sind homogen über den Querschnitt verteilt. Über die gesamte Probenbreite verteilt konnten ungesättigte Faserbündel gefunden werden, meist in Bezug auf den in Dickenrichtung mittleren Bereich des Tapes.



Abb. 5-41: Schliffbild des Ausgangsmaterial CF/PPS UD-Tape

Die in Abb. 5-42 dargestellten Schliffbilder von Preforms mit unterschiedlichen Konfigurationen ermöglichen Aussagen über den Einfluss der Fehlstellen auf die Laminatqualität nach dem Legeprozess. Sämtliche Preforms zeigten Mikroporosität. Mikroporen waren auch in den Bereichen zu finden, die weit von den künstlich eingebrachten Fehlstellen entfernt sind. Der Bereich um den Defekt wies im Vergleich zu den ungestörten Bereichen jedoch einen erhöhten Porengehalt auf. Die XY-Positionen der vier Defekte einer Preform schwankten nur geringfügig, was die hohe Positioniergenauigkeit der AFP-Maschine bei der Faserablage unterstreicht. In G- 90° -A-L füllten die vollständig verbleibenden Lagen durch plastisches Fließen während der Ablage makroskopisch den Defektbereich, so dass intralaminar keine Fehlstelle verbleibt. Lediglich für letzte Lage in orthogonaler Ausrichtung zur Fehlstelle, Lage 15, war ein größerer Bereich ohne Kontakt zur vorhergehenden Lage im Bereich der Kante der Defektlage auszumachen. Die agglomerierten, kleinen Fehlstellen in G- 90° -A-S blieben dagegen beide nach der Ablage als solche erhalten. O- 90° -A-L zeigte ein zu G- 90° -A-L vergleichbares Überbrücken von Lage 15 im Bereich der Defektkante. Auch hier konnte im Defektbereich ein erhöhter Porengehalt festgestellt werden.

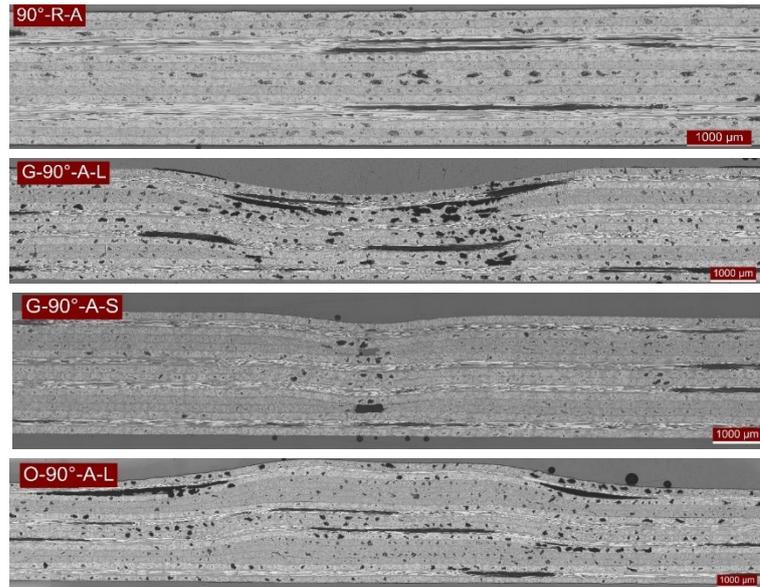


Abb. 5-42: Schliffbilder von Preforms mit unterschiedlicher Defektconfiguration

Abb. 5-43 zeigt Schliffbilder von mit unterschiedlichen Prozessen konsolidierten, defektfreien Referenzlaminaten.



Abb. 5-43: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten ohne Fehlstellen

Die Bilder von A-R-90°-D und PV-R-90°-D wiesen keinerlei Mikroporosität auf - die Konsolidierungsprozesse verbesserten also die Imprägnierung des Materials. PI-R-90°-D zeigte ein gewisses Maß an Mikroporosität, welches über die Laminatdicke gleichmäßig verteilt ist.

Die Tabellen Tab. 5-16 - Tab. 5-18 beinhalten die Ergebnisse der quantitativen Auswertung der Mikroskopiebilder hinsichtlich der in Kap. 3.3.3 definierten Messgrößen „Maximale out-of-plane Verschiebung in Dickenrichtung“ z , „resultierende Defektlänge“ l und „maximaler Winkel“ α .

Tab. 5-16: Quantitative Ergebnisse Mikroskopie

Maximale out-of-plane Verschiebung in Dickenrichtung z in Abhängigkeit der Probenkonfiguration für Einzellagen sowie Mittelwerte und Standardabweichung

	Maximale out-of-plane Verschiebung in Dickenrichtung z					Std-Abw
	P4	P8	P9	P13	Mittelwert	
PV-R-90°-D	49,2	99,5	92,1	82,8	80,9	16,9
PV-G-90°-D-L	222,2	303,1	331,5	255,7	278,1	37,9
PV-G-90°-D-S	85,4	112,5	225,5	328,2	187,9	99,3
PV-G-90°-O-L	155,7	172,8	203,7	146,5	169,7	33,0
PV-G-90°-O-S	102,1	93,1	71,6	87,8	88,6	10,8
A-R-90°-D	32,9	21,0	11,0	11,8	19,2	7,4
A-G-90°-D-L	144,7	125,3	159,0	127,1	139,0	16,2
PI-R-90°-D	28,8	33,6	38,9	48,7	37,5	7,4
PI-G-90°-D-L	143,7	61,3	28,5	177,2	102,7	64,3
	P2	P7	P10	P15	Mittelwert	Std-Abw
PV-G-90°-A-L	94,0	125,2	148,0	64,3	107,9	34,1
PV-O-90°-A-L	48,0	143,1	115,5	37,6	86,0	45,1
PV-O-90°-A-S	29,2	108,8	175,2	58,9	93,0	52,2
A-G-90°-A-L	31,7	248,0	282,8	26,5	147,2	117,7
PI-G-90°-A-L	84,4	128,4	44,4	38,1	73,8	41,6

Tab. 5-17: Quantitative Ergebnisse Mikroskopie

Resultierende Defektlänge l in Abhängigkeit der Probenkonfiguration für Einzellagen sowie Mittelwerte und Standardabweichung

	Resultierende Defektlänge l				Mittelwert	Std-Abw
	P2	P6	P11	P15		
PV-G-90°-D-L	5,65	5,09	4,18	1,54	4,12	1,82
PV-G-90°-D-S	0,47	0,00	0,00	0,00	0,12	0,23
PV-G-90°-D-L	7,78	4,65	5,73	9,15	6,83	2,02
A-G-90°-D-L	1,09	2,76	3,63	4,72	3,05	1,53
PI-G-90°-D-L	5,70	0,32	1,13	5,95	3,28	2,96
	P4	P5	P12	P13	Mittelwert	Std-Abw
PV-G-90°-A-L	1,77			1,08	1,43	0,48
PV-G-90°-A-L	5,34	5,49	6,11	6,73	5,92	0,63
A-G-90°-A-L	4,17			0,00	2,09	2,95
PI-G-90°-A-L	0,19			1,04	0,62	0,60

Tab. 5-18: Quantitative Ergebnisse Mikroskopie

Maximaler Winkel zwischen der Ondulation und einer Tangente an die Lagenoberseite α in Abhängigkeit der Probenkonfiguration für Einzellagen sowie Mittelwerte und Standardabweichung

	Maximaler Winkel α				Mittelwert	Std-Abw
	P4	P8	P9	P13		
PV-R-90°-D	1,1	1,1	1,8	2,3	1,6	0,61
PV-G-90°-D-L	2,7	4,4	3,5	7,0	4,4	1,88
PV-G-90°-D-S	0,9	3,3	4,7	10,0	4,8	3,87
PV-G-90°-O-L	4,5	1,7	2,1	2,5	2,7	1,24
PV-G-90°-O-S	3,5	2,8	2,4	2,4	2,8	0,50
A-R-90°-D	2,3	1,8	0,7	1,5	1,6	0,67
A-G-90°-D-L	7,6	7,2	8,6	8,4	7,9	0,65
PI-R-90°-D	1,7	0,9	1,3	2,8	1,7	0,81
PI-G-90°-D-L	7,6	5,4	2,6	6,8	5,6	2,19
	P2	P7	P8	P15	Mittelwert	Std-Abw
PV-G-90°-A-L	2,3	5,9	6,3	4,0	4,6	1,83
PV-O-90°-A-L	0,9	6,4	2,0	0,7	2,5	2,65
PV-O-90°-A-S	1,5	4,6	5,0	3,4	3,6	1,54
A-G-90°-A-L	0,9	8,5	10,0	0,9	5,1	4,84
PI-G-90°-A-L	7,4	4,7	1,9	1,5	3,9	2,73

Es muss angemerkt werden, dass pro Konfiguration nur ein Schlibfbild erstellt und ausgewertet wurde. Aufgrund der geringen Aussagekraft im statistischen Sinne wird an dieser Stelle auf eine detaillierte Auswertung und Diskussion der Absolutwerte verzichtet. Die Zahlenwerte sollen lediglich die visuelle Interpretation der Schlibfbilder unterstützen, und werden dementsprechend in den nachfolgenden Darstellungen der Ergebnisse und in deren Diskussion punktuell adressiert.

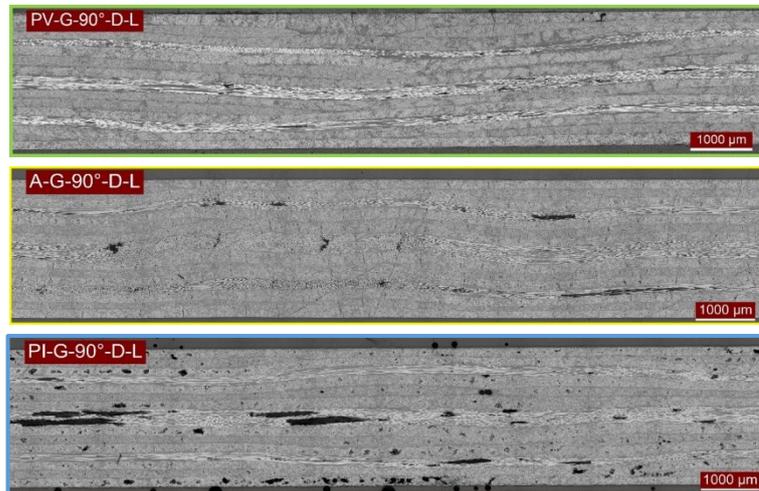


Abb. 5-44: Schlibfbilder von konsolidierten Laminaten mit verteilten, großen Fehlstellen

In den verschiedenen Prozessen konsolidierte Laminat mit großen, verteilten 90°-Fehlstellen sind in Abb. 5-44 dargestellt. Die für die Referenzlaminat erarbeiteten Tendenzen bezüglich des Einflusses des Konsolidierungsprozesses auf die Porosität bestätigen sich auch hier. Selbst im unmittelbaren Bereich der großen Fehlstellen, die auf Preformlevel lokal sehr porös waren, waren die Laminat A-G-90°-D-L und PV-G-90°-D-L nahezu porenfrei. PI-G-90°-D-L zeigte einen deutlich höheren Porengehalt. Die Poren sind dabei relativ gleichmäßig über den betrachteten Querschnitt verteilt, eine Konzentration im Bereich der Fehlstelle lag nicht vor.

Die in Abb. 5-45 dargestellten Schlibfbilder von Laminaten mit unterschiedlich ausgerichteten, verteilten, großen 0°-Fehlstellen unterscheiden sich in der Laminatstruktur im Bereich der Fehlstelle voneinander, wie auch zu PV-G-90°-D-L und PI-G-90°-D-L. Die transversal angeordneten Fehlstellen in PV-G-0°-D-L verbleiben nach variothermer Konsolidierung vergleichsweise groß. Die Fehlstellen von PI-G-0°-D-L sind in den Lagen nahe der Laminatmitte vollständig geschlossen, die außenliegenden Lagen nur leicht.

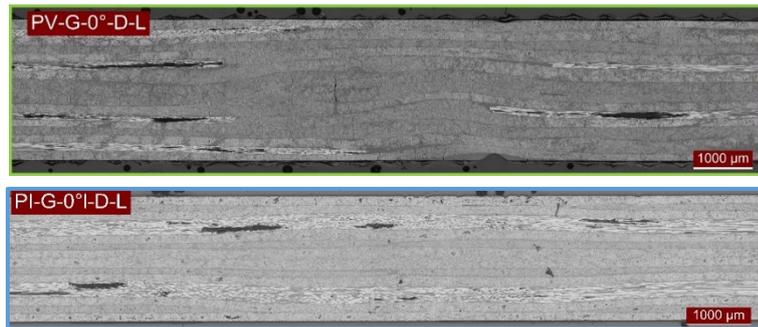


Abb. 5-45: Schliffbilder PV-G-D-L

Einfluss des Fehlstellenorientierung bei im PV-Prozess konsolidierten Laminaten mit verteilten Fehlstellen

Abb. 5-46 enthält Schliffbilder von Laminaten mit verteilten, großen Überlappungen nach der Konsolidierung. Alle dargestellten Konfigurationen zeigten im betrachteten Ausschnitt beidseitig plane Oberflächen, im Gegensatz zu den Laminaten mit Fehlstellen in Abb. 5-45 insbesondere auch solche mit Defekten in den 0°-Lagen. Der Konsolidierungsprozess hat den lokalen Materialüberschuss umverteilt.

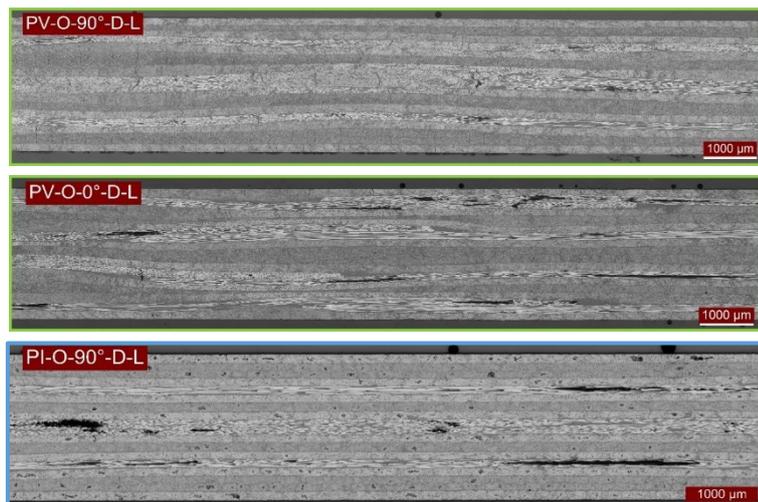


Abb. 5-46: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit verteilten, großen Überlappungen

Abb. 5-47 zeigt Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit kleinen, verteilten Fehlstellen. Die Fasern im Laminat mit kleinen Fehlstellen, PV-G-90°-D-S, ondulieren weniger stark als die im Laminat mit großen Fehlstellen in Abb. 5-45, PV-G-90°-D-L, aber stärker als die in anderen Prozessen konsolidierten Laminaten und generell als Laminaten mit Überlappungen. Das Laminat mit kleinen, verteilten Fehlstellen in den 0°-Lagen, PV-G-0°-D-S, zeigt ebenfalls sehr starke in-plane wie out-of-plane Verformungen der an die Fehlstellen angrenzenden Lagen. Die Reinmatrixbereiche an den Lagenspitzen sind ebenfalls größer als im Vergleichslaminat mit großer Fehlstelle in Abb. 5-45, PV-G-0°-D-L. Durch die Verschiebung der fehlstellen-beinhaltenen Lagen in Faserrichtung existiert kein Querschnitt ohne 0°-Fasern.

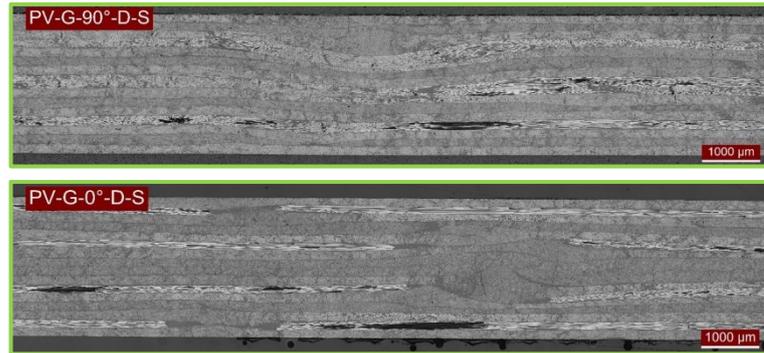


Abb. 5-47: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit kleinen, verteilten Fehlstellen

Abb. 5-48 beinhaltet Schliffbilder von Laminaten mit kleinen, verteilten Überlappungen. PV-O-90°-D-S zeigt eine relativ gleichmäßige Laminatstruktur, was sich auch in den vergleichsweise schwachen Ondulationen (Tab. 5-16: 89 µm) im Wertebereich des Referenzlaminates niederschlägt. Als Grund kann die vergleichsweise geringe überschüssige Materialmenge durch die nur 1 mm lange Überlappung angeführt werden. Diese geringe Überlappungslänge hat im Fall von PV-O-0°-D-S zur Folge, dass die 0°-Überlappungen nach der Konsolidierung nur noch teilweise als solche vorliegen. Im Bereich von Lage 11 hat sich an dieser Stelle eine lange Fehlstelle gebildet, die mit Reinformatrix gefüllt ist. Auch in den anderen Defektzonen können vermehrt Matrixagglomerationen sowie in-plane Ondulationen ausgemacht werden. Ebenso existiert ein Oberflächendefekt im Bereich der Überlappungen.

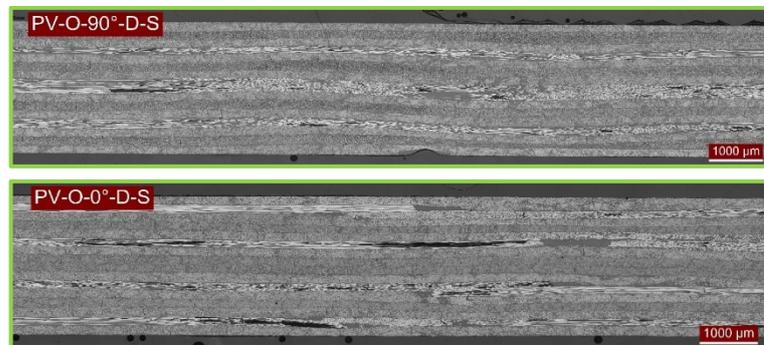


Abb. 5-48: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit kleinen, verteilten Überlappungen

Abb. 5-49 zeigt Laminat mit agglomerierten, großen Fehlstellen. Die Lagen in PV-G--90°-A-L ondulieren weniger stark (Tab. 5-16: 108 µm) als in PV-G-90°-D-L (Tab. 5-16: 278,1 µm) in Abb. 5-46. Gleichzeitig fließen die agglomeriert angeordneten Lagen weiter in die Fehlstelle, die mittlere Fließlänge beträgt 5,9 mm (Tab. 5-17). Auffällig ist, dass die Lagen zwischen den defekt-beinhalten Lagen und den Deckschichten etwas weniger stark ondulieren (Tab. 5-16: 94 µm und 64 µm) als die Lagen in der Mitte des Laminates (Tab. 5-16: 125 µm und 148 µm). Hier weist das Laminat starke in-plane und out-of-plane Ondulationen auf. Diese Beobachtung gilt in besonderen Maße auch für das Laminat mit 0°-Fehlstellen, PV-G-0°-A-L. Speziell die um die Symmetrieebene des Laminates angeordneten Lagen weisen hier extrem starke Welligkeiten auf.

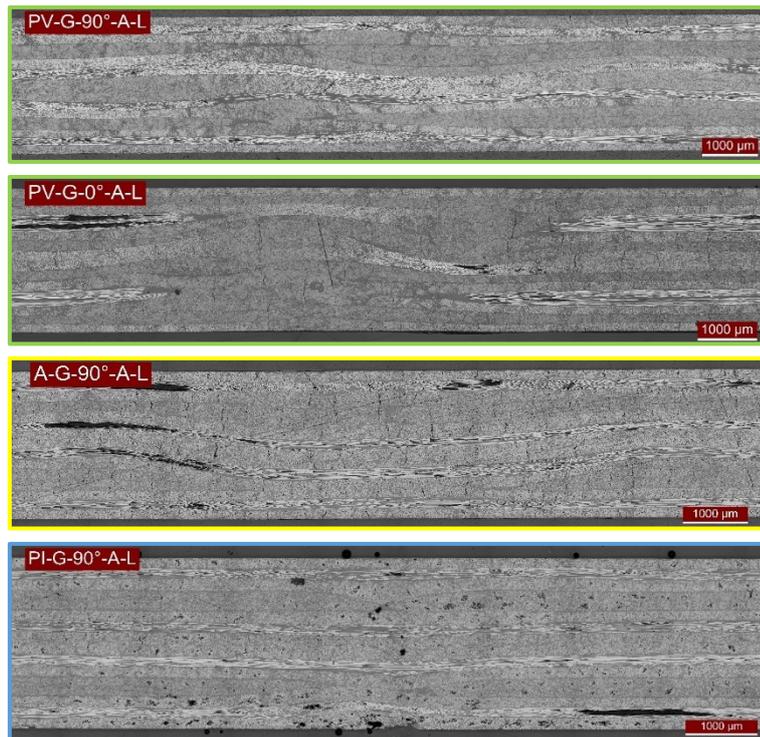


Abb. 5-49: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit großen, agglomerierten Fehlstellen

Auch in dem im Autoklav konsolidierten Laminat liegen die nahe an den Deckschichten befindlichen 0° -Lagen sehr gestreckt vor (Tab. 5-16: $32\ \mu\text{m}$ und $27\ \mu\text{m}$), wohingegen die Lagen zwischen den Defekten stark ondulieren (Tab. 5-16: $225\ \mu\text{m}$ und $290\ \mu\text{m}$). Auffällig ist, dass die obere Fehlstelle vollständig geschlossen ist, wohin gehend die untere Fehlstelle vergleichsweise groß verbleibt (Tab. 5-17: $4,2\ \text{mm}$). Dies hat zur Folge, dass sich eine Gesamtwelligkeit des dazwischen befindlichen Lagenpaketes in diese Richtung ausbildet. In A-G- 90° -D-L (Abb. 5-44) schließt sich keine der Fehlstellen vollständig, die verbleibenden Gap-längen liegen zwischen $1,1\ \text{mm}$ und $4,7\ \text{mm}$ (Tab. 5-17). Dadurch zeigen alle Lagen des Laminates eine gewisse Welligkeit, die mit $110\ \mu\text{m}$ – $160\ \mu\text{m}$ aber unter den Werten der Mittellagen von A-G- 0° -A-L liegt (Tab. 5-16).

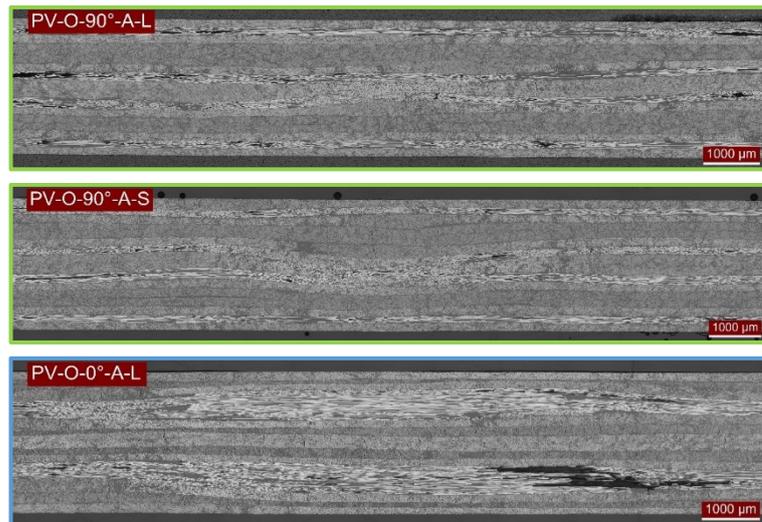


Abb. 5-50: Schliffbilder von konsolidierten Laminaten mit agglomerierten Überlappungen

Die in Abb. 5-48 dargestellten, variotherm konsolidierten Laminaten mit agglomerierten Überlappungen in 90°-Lagen zeigen im relativen Vergleich zu den anderen Lagenaufbauten ähnliche Tendenzen wie PV-Laminaten mit Fehlstellen. Laminat mit verteilten Überlappungen sind gleichmäßig über den Querschnitt deformiert, wohingegen im Laminat agglomerierten Überlappungen insbesondere in den Lagen zwischen diesen deformiert sind.

5.3.2.2 Diskussion

Die trockenen Faserbündel im Ausgangsmaterial zeugen von einer unzureichenden Imprägnierung des Materials während des Produktionsprozesses, was für dasselbe Material auch von Schug et al. in [20] festgestellt wurde. Das lokale Auftreten erhöhter Porosität im Bereich der Fehlstellen auf Preforme Ebene kann mit der erhöhten Absorption von Laserenergie bei der Ablage auf nicht-plane Substrate erklärt werden. Gründe hierfür liegen in der veränderten Verweilzeit des Substrates im Laserfeld, sowie dem Einfluss des Einfallswinkels des Lasers auf den Absorptionskoeffizienten [24, 48]. Dadurch wird das Material lokal mit erhöhter Temperatur abgelegt. Im Bereich dieser Hotspots kann es zu Dekonsolidierung des Laminates kommen, was zur Ausbildung von lokaler Porosität führt. Ein weiterer möglicher Grund ist ein lokal reduzierter Anpressdruck. Inhomogene Verteilungen des Anpressdrucks über die Kontaktfläche können beim Überfahren von konkaven Oberflächen aufgrund der nur eingeschränkt deformierbaren Legerolle entstehen [63]. Dass die Fehlstellen von G-90°-A-S bei der Ablage nicht durch plastisches Fließen geschlossen wurden, kann ebenfalls mit der limitierten Deformation der Legerolle begründet werden. Gleichzeitig würde das kleine Fehlstellenmaß, sowie die durch die agglomerierte Defektanordnung bedingte doppelte Fehlstellenhöhe, eine stärkere Umlenkung der anderen Lagen erfordern, was ebenfalls einen Hinderungsgrund darstellt.

Dass PV und A Konsolidierung verbessern aufgrund der hohen Verweilzeiten des Materials unter Temperatur und Druck die Mikroimprägnierung des Materials. Die gefundene Mikroporosität in den in den PI-Laminaten bestätigt die in Kap. 5.1 für CF/PA6 angeführte These, dass eine Konsolidierung durch isothermes Formpressen ein ungesättigtes Ausgangsmaterial nur teilweise weiterimprägniert. Im Unterschied zu den anderen beiden betrachteten Konsolidierungsprozessen ist die Einwirkzeit des Konsolidierungsdrucks auf das Material im schmelzflüssigen Zustand nur sehr kurz, bedingt durch die hohen Kühlraten des Prozesses. Slange et al. führen in [53] außerdem die Dekonsolidierung im Infrarotfeld als eine Ursache für die erhöhte Porosität ihrer AFP-basierten Bauteile nach der Umformung auf.

In den variotherm konsolidierten Laminaten wurden weiterhin vereinzelt Matrixrisse gefunden, welche das Resultat von thermischen Spannungen sein können. Diese entstehen während des Abkühlprozesses des Laminates im geschlossenen Tauchkantenwerkzeug, da sich das Stahlwerkzeug dabei stärker zusammenzieht als das Laminate. Tahir et al. [198] führen, neben den thermischen Spannungen, auch die unvollständige Imprägnierung ihrer Tapes als Grund für das Auftreten von Matrixrissen bei der Heizpressenkonsolidierung ihrer quasiisotropen Laminat an. Auch die durch ungleichmäßige Fließvorgänge hervorgerufenen Unregelmäßigkeiten der Laminatestruktur können Eigenspannungen induzieren, und dadurch zur Rissbildung beitragen.

Abb. 5-51 skizziert das aus der Mikrostruktur der Schlibfbilder abgeleitete Fließverhalten in Laminaten mit großen, verteilten Fehlstellen.

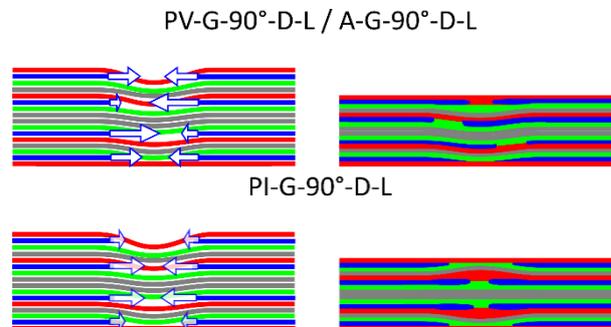


Abb. 5-51: Schematisches Fließverhalten

Einfluss des Konsolidierungsprozesses für große, verteilte 90°-Fehlstellen

Das Fließverhalten von PV-G-90°-D-L und A-G-90°-D-L ist generell vergleichbar. Die Fehlstellen sind teilweise durch transversales Fließen der Defektlagen geschlossen, was zu out-of-plane Ondulationen der benachbarten Lagen führt. Vergleichbare Beobachtungen wurden für TSC-AFP-Laminat von Croft et al. [146] und Li et al. [153] gemacht. Dies zeugt von Quetschfließen während der Konsolidierung, was für die Verformung von unidirektional faserverstärkten Materialien mit thermoplastischer Matrix unter Temperatur- und Druckeinfluss bekannt ist. [283–285] Im Falle einer PV-Konsolidierung variiert der Anteil dieser beiden Mechanismen von Fehlstelle zu Fehlstelle über den Laminatequerschnitt, was in einer unregelmäßigen Laminatestruktur mit variierenden

Legendicken, out-of-plane Ondulationen und verbleibender Fehlstellengröße und -position resultiert. Die prozesstechnische Ursache kann zum einen in lokalen Temperaturunterschieden des Pressenwerkzeuges liegen. Das Tauchkantenwerkzeug ist auf Trägerplatten der Heizpresse aufgespannt, die durch eine mäanderförmige Durchströmung temperiert werden. Durch die hohen Heiz- und Kühlraten erscheint eine Inhomogenität der Werkzeugoberflächentemperatur plausibel. Zum anderen kann die, insbesondere im Bereich der Defekte, nicht perfekt plane Oberfläche der Preforms zu ungleichmäßigen Kontaktbedingungen zwischen Preform und Werkzeug während des Aufheizzyklus führen. Auch die lokalen Porositäten der Preforms können zu einer inhomogenen Wärmeleitung und Temperaturverteilung innerhalb der Preform führen. Die durch diese Mechanismen hervorgerufene ungleichmäßige Viskositäts- und Druckverteilung kann solche zufällig erscheinenden Fließphänomene hervorrufen. Das entsprechende Schlibbild von PV-G-90°-D-L in Abb. 5-45 bestätigt eine entsprechende Verschiebung der Lagen. Alle vier initialen Fehlstellen bleiben bestehen, aber fluchten nicht mehr. Diese Erkenntnisse lassen sich zu einem bestimmten Grad auch auf die defektfreie Referenzplatte übertragen. Dass die Gesamterscheinung des im Autoklav konsolidierten Laminates etwas homogener ist, kann mit der Verwendung eines offenen Werkzeuges erklärt werden. Dadurch wird während der Konsolidierung stets eine gleichmäßigere Druckverteilung erreicht. Weiterhin trägt das konvektive Aufheizen des Werkzeuges im Autoklav, wie auch die um den Faktor zwei geringeren Heizraten, zu einer gleichmäßigeren Temperaturführung und damit einer homogeneren Viskositätsverteilung bei.

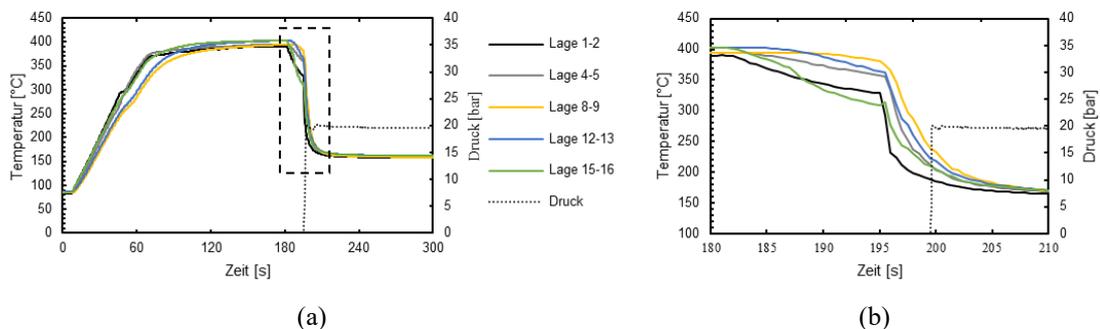


Abb. 5-52: Prozessdaten isothermes Formpressen

(a) Verlauf der mittels Thermoelementen bestimmten Temperatur [°C] in Abhängigkeit der Position innerhalb des Laminats sowie des Drucks [bar] über der Zeit [s] (b) Detailansicht des gekennzeichneten Bereichs

In den PI-Laminaten verblieben die Fehlstellen in den Lagen nahe der Laminatoberfläche nach der Konsolidierung größer (Tab. 5-17: 5,70 und 5,95 mm) als die näher an der Mittelebene des Laminats angeordneten (Tab. 5-17: 0,32 und 1,13 mm). Dies kann mit dem Abkühlverhalten des Laminates im Konsolidierungsprozess begründet werden. Sobald das Laminat beim Schließen der Presse in Kontakt mit dem Werkzeug kommt, kühlt es durch Konduktion deutlich stärker ab als während des Transfers durch freie Konvektion. Durch die limitierte Temperaturleitung in z-Richtung innerhalb des Laminates bil-

det sich ein Temperaturgradient aus, so dass die weiter von den Kontaktflächen entfernten Lagen länger im schmelzflüssigen Zustand verbleiben und dadurch weiter fließen können. Die in Abb. 5-52 dargestellten Prozessdaten des Referenzlaminates belegen diese Überlegungen.

Die gemessenen out-of-plane Ondulationen sind geringer als in den entsprechenden PV- und A-Laminaten, speziell die 0°-Lagen liegen sehr gestreckt vor. Im Vergleich zum PV-Prozess ist dabei das offene, isotherme Pressenwerkzeug von Bedeutung, das während des Abkühlvorgangs des Laminates keine Druckkräfte auf ebendieses ausübt. Stattdessen ist das Laminate während des gesamten Prozesses im Spanrahmen fixiert, die Konstantkraftfedern leiten Zugkräfte in den Faserverbund ein. Dadurch ist ein gestreckter Faserverlauf während des Aufheiz- und Transferprozesses sichergestellt. Durch die externe Vorheizung wird gleichzeitig erreicht, dass zum Zeitpunkt der initialen Druckbeaufschlagung in der Presse das gesamte Laminate im schmelzflüssigen Zustand vorliegt. Durch die hohen Kühlraten verbleibt das Laminate dann nur kurze Zeit unter Druck und Temperatur. Infolgedessen sind die Fließvorgänge limitiert, und verlaufen symmetrisch und systematisch. Der beschriebene Prozess steht daher insgesamt in starkem Kontrast zum variothermen Konsolidierungsprozesses.

Die Hauptursache für die beschriebenen Unterschiede in Abhängigkeit der Defektorientierung hinsichtlich Laminatstruktur, verbleibender Fehlstellengröße und Ondulationsstärke ist im Fließverhalten des Materials während des jeweiligen Konsolidierungsprozesses zu sehen, Abb. 5-53 zeigt eine entsprechende schematische Darstellung.

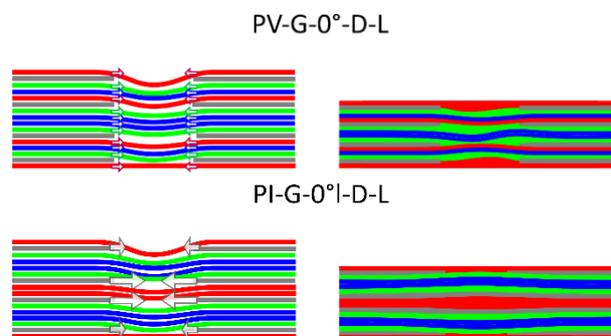


Abb. 5-53: Schematisches Fließverhalten PV-G-D-L
Einfluss der Fehlstellenorientierung

Longitudinal zur Faserrichtung verlaufende Fehlstellen werden während der Konsolidierung durch transversales Quetschfließen dieser Lagen geschlossen. Die angrenzenden Lagen tragen teilweise zum Schließen der Fehlstelle bei und deformieren sich dabei, was in out-of-plane Ondulationen resultiert. Lagen mit transversalen Fehlstellen fließen während der Konsolidierung nur sehr wenig in Richtung der Fehlstelle. Stattdessen werden die Fehlstellen hauptsächlich von den angrenzenden Lagen gefüllt, was starke Ondulationen und lokale Änderungen der Lagendicken zur Folge hat. PV-G-0°-D-L zeigt beidseitig jeweils einen Oberflächendefekt im Bereich der Fehlstellen, was auf das lokal fehlende Material durch das eingeschränkte Fließen hinweist. Diese Unebenheiten sind

zwischen 0,5 und 1 Lagendicken tief, und treten lediglich bei dieser Konfiguration auf. Diese Beobachtungen korrelieren mit dem generell anisotropen Fließverhalten von unidirektional faserverstärkten, thermoplastischen Materialien. Durch das hohe Verhältnis der Ausdehnungsviskosität des Compositematerials in Faserrichtung zu seiner Scherviskosität quer zur Faserrichtung wird angenommen, dass das Material ausschließlich transversal zu seiner unidirektionalen Faserrichtung fließt [284, 285]. Schäfer bestätigte dieses Verhalten durch seine Experimente zum Quetschfließen von CF/PA6-UD-Tape [80]. Shuler und Advani [284, 285] beobachteten weiterhin das Auftreten von instabilem Quetschfließen für multiaxiale Kreuzlamine. Sie nahmen ein schlupffreies Kriterium an den Lagengrenzen an, weswegen die Nichtausdehnbarkeit der Einzellage in Faserrichtung die Fließfähigkeit der angrenzenden orthogonalen Lage einschränkt. Dadurch kommt es zu instabilen, makroskopischen Fließverformungen, deren Ausmaß vom Verhältnis der Lagenoberfläche zum Lagenvolumen abhängt. In dieser Versuchsreihe ist der relative Winkel zwischen zwei angrenzenden Lagen stets 45° , sofern diese nicht die gleiche Orientierung haben. Die defektbehaftete Lage und die beiden benachbarten Lagen haben also eine unterschiedliche effektive Viskosität in Richtung des Defektes. Dies kann zu ungleichmäßigen Fließvorgängen führen, die, wie in erster Linie für PV beobachtet, zu einem inhomogenen Laminat führen können. Der Grund für die unterschiedlich stark geschlossenen Lagen in PI-G- 0° -D-L ist analog zu PI-G- 90° -D-L im Abkühlverhalten des Laminats während des Prozesses zu sehen, wie in Kap. 5.3.2 beschrieben.

Abb. 5-54 zeigt eine schematische Darstellung des Fließverhaltens ausgewählter Laminatkonfigurationen mit Überlappungen.

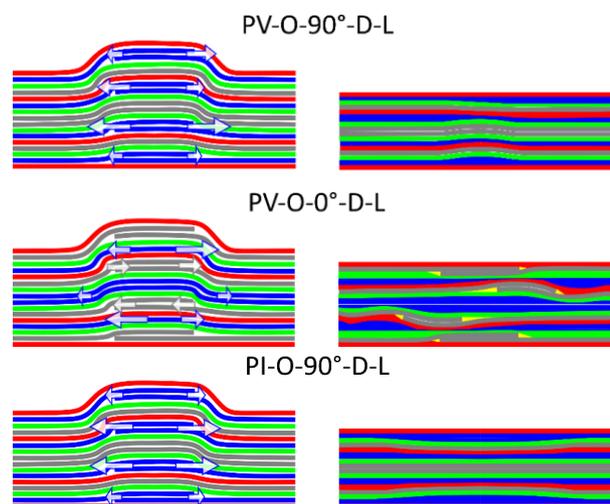


Abb. 5-54: Schematisches Fließverhalten
Lamine mit verteilten, großen Überlappungen

In PV-Probekörpern mit Überlappungen der 90° -Lagen kann eine erhöhte Dicke der betroffenen Lagen nur lokal und von, im Vergleich zur Preform, deutlich geringerem Ausmaß festgestellt werden. Analog zu den Laminaten mit Fehlstellen dominiert also auch hier der transversale Quetschfluss im Konsolidierungsprozess. Das Schliffbild von PV-

O-90°-D-L in Abb. 5-46 zeigt lokale Unterschiede im Fließverhalten, die zu einer ungleichmäßigen Laminatstruktur und der, im Vergleich zu den anderen Konfigurationen mit Überlappungen, höchsten out-of-plane Welligkeit (Tab. 5-16: 170 μm) führen. Die am Beispiel PV-G-90°-D-L diskutierte prozesstechnische Begründung für die hohen Schwankungen der Laminatgüte von PV-Laminaten kann auch hier herangezogen werden.

PI-O-90°-D-L weist eine erhöhte Lagendicke der defektbeinhaltenden 90°-Lagen nahe der Probekörperoberfläche auf, wohingegen die ehemals überlappenden Lagen nahe der Mittelebene des Laminates eine zu den übrigen Lagen vergleichbare Dicke haben. Dies bedeutet, dass sich die Dicke der innenliegenden Lagen im Konsolidierungsprozess stärker reduziert hat als die der Äußerer, was zu den für PI-G-90°-D-L beschriebenen Abkühlvorgang des Laminates im PI-Prozess von innen nach außen passt. Durch den Temperaturgradienten über die Laminatdicke erstarren die äußeren Lagen früher, wodurch sich die Lagendicke weniger stark normalisieren kann.

Sämtliche 0°-Lagen in Probekörper PV-O-0°-D-L überlappen auch nach der Konsolidierung. Im Gegensatz zur Preform fluchten die Überlappungen aber nicht mehr, sondern sind in Faserrichtung zueinander verschoben. Diese longitudinalen Bewegungen erscheinen willkürlich in Bezug auf ihre Richtung und ihr Ausmaß. Sie laufen verknüpft mit dem Fließen der angrenzenden Lagen ab, welche in Folge stark variierende Lagendicken aufweisen. Diese Schwankungen sind für 90° stärker ausgeprägt als für 45° und -45° Lagen. Diese Dickenschwankungen der Einzellagen ermöglichen eine homogene Gesamtlaminatdicke, führen aber zu einem inhomogenen optischen Gesamteindruck der Laminatstruktur. Im Bereich der Spitze der auslaufenden 0°-Lagen bilden sich kleinräumige Reinmatrixansammlungen.

Derartige Reinmatrixbereiche konnten im Rahmen dieser Versuchsreihe nur vereinzelt, an Lagenenden von in variotherm konsolidierten Laminaten, gefunden werden. In den meisten von Fließvorgängen beeinflussten Zonen liegen die Fasern homogen in der Matrix verteilt vor. Größere Matrixansammlungen können nicht ausgemacht werden. Generell muss Quetschfließen in zwei Mechanismen unterschieden werden: die Matrix fließt durch das Faserbett, oder die Matrix und die Fasern fließen im Verbund. Shuler und Advani legten in [237] dar, dass eine hohe Matrixviskosität und eine dichte Packung der Fasern den Matrixfluss durch das Faserbett einschränken. Deswegen nahmen Sie für thermoplastische Composites das gemeinsame Fließen von Matrix und Fasern als dominant an, was generell mit den Ergebnissen dieser Versuchsreihe übereinstimmt. Die seltenen Matrixansammlungen an den Lagenenden können mit der eingeschränkten Verformbarkeit der angrenzenden Lagen in diese Zonen, welche auf Preformebene möglicherweise durch Fiber-Bridging verursachte Poren waren, begründet werden. Deswegen kam es hier lokal zum Fließen von Reinmatrix durch die Faserstruktur. Obwohl die Viskosität von duromeren Matrixsystemen allgemein geringer sein kann, beobachteten

sowohl Li et al. in [153] wie auch Croft et al. in [146] ebenfalls vornehmlich gemeinsames Fließen von Matrix und Fasern in die Fehlstellen, fanden jedoch ebenfalls teilweise Reinmatrixzonen an Lagenenden.

Croft et al. führten in Bezug auf die Größeneffekte von Fehlstellen an, dass kleinere Fehlstellen stärkere Krümmungen der angrenzenden Lagen zum Füllen der Fehlstelle erfordern [146]. Dies ist im Schlibbild von PV-G-90°-D-S in Abb. 5-47 speziell anhand von Lage 13 zu belegen, die eine extrem hohe Ondulation aufweist (Tab. 5-17: 328 μm). Gleichzeitig kann hier, wie auch in den angrenzenden Lagen, beobachtet werden, dass sich das optische Erscheinungsbild der Faser im Schlibbild lokal verändert. Gemäß der von Yurgartis in [176] vorgestellten Analyse geschieht dies in Folge einer lokalen Änderung des Faserwinkels, was der Ausbildung in-plane Ondulationen entspricht. Als Mechanismus kann ein Verscheren der Lagen zueinander beim Abgleiten während des Fließvorgangs angenommen werden, bedingt durch den relativen Faserwinkel von 45°. Das Auftreten derartiger intra-ply Schermechanismen beim Quetschfließen wurden auch von Picher-Martel in [285] als wahrscheinlich beschrieben. Vereinzelt kann dies auch in den in Abb. 5-45 und Abb. 5-46 abgebildeten Laminaten mit großen Defekten beobachtet werden. Die Position der in-plane Ondulationen liegt dabei stets im Bereich der out-of-plane Ondulationen, was den Ergebnissen von Lightfoot et al. entspricht [175]. Belnoue et al. beschreiben in [151] die Koinzidenz der maximalen in-plane Faserwinkelabweichung mit der maximalen out-of-plane Verformung.

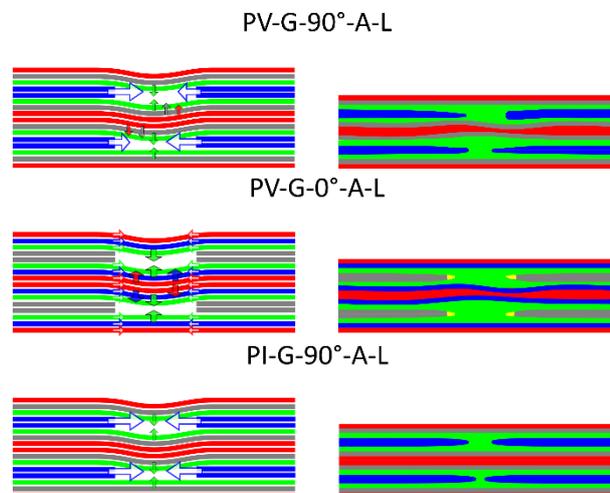


Abb. 5-55: Schematisches Fließverhalten Laminaten mit agglomerierten, großen Gaps

Hinsichtlich des Einflusses der Defektanordnung verformen sich generell variotherm und autoklav konsolidierte Lamine mit verteilt angeordneten Fehlstellen in 90°-Lagen gleichmäßiger, wohingegen sich in Laminaten mit agglomerierten Defekten die Lagen zwischen den Defekten stärker verformen als die Lagen zwischen Defekt und Deckschichten. Einen möglichen Erklärungsansatz bietet einerseits die These, dass das Fließen einer Lage von ihrer Orientierung sowie von ihrem Abstand zur defektbehafteten Lage, über den Lagenaufbau gesehen, beeinflusst wird. Gleichzeitig beschränkt die Reibung zwischen dem Werkzeug, oder im Falle des Autoklavs dem Druckstück, und der

Laminatoberfläche das Fließen der ganz außen angeordneten Lagen. Dadurch laufen im Falle der agglomerierten Anordnung die zum Schließen der Fehlstelle notwendigen Fließvorgänge im inneren des Laminats ab, wie in Abb. 5-55 skizziert.

Das im isothermen Pressprozess konsolidierte Laminat mit großen, agglomerierten Fehlstellen, PI-G-0°-A-L, weist verglichen zu PI-G-90°-D-L ein im Mittel stärkeres Schließen der Fehlstellen auf (Tab. 5-17). Die Distanz der defektbehafteten Lagen von der Oberfläche ist in der agglomerierten Konfiguration Vergleich zu den außen angeordneten Defekten des verteilten Lagenaufbaus um zwei Lagendicken größer, was gleichbedeutend mit langsamerer Abkühlung, und damit längerer Zeit für das Material zum Fließen ist. Dass die Fehlstelle in der oberen Hälfte des Laminates weniger stark geschlossen ist als die in der unteren Hälfte befindliche kann prozesstechnisch damit erklärt werden, dass die Oberseite des Laminates beim Schließen der Presse zuerst in Kontakt mit dem Werkzeug kommt, und somit geringfügig schneller abkühlt. Dies kann auch als Ursache für die schwach ausgeprägten oberflächlichen Defekte in diesem Bereich gesehen werden. Neben dem transversalen Fließen der Defektlagen tragen die angrenzenden -45° die out-of-plane Auslenkung zur Füllung des Bereichs der Fehlstelle bei. Die weiter als eine Lage vom Defekt entfernten Lagen sind deutlich weniger verformt. Insbesondere die in der Mitte des Laminates angeordneten Lagen werden nicht von den Defekten beeinflusst und verbleiben weitgehend gestreckt.

5.3.3 Faservolumengehalt und Kristallinitätsgrad

5.3.3.1 Ergebnisse

Tab. 5-19 enthält die Ergebnisse der nasschemischen Bestimmung der Porosität sowie der Bestimmung des Kristallinitätsgrades mittels DSC.

Tab. 5-19: Ergebnisse Nasschemische Untersuchung und DSC

Probekörper	Porosität [%vol.]	Kristallinitätsgrad X_c [%]
UD-Tape	3,10 ± 0,10	17,46 ± 0,32
Preform	4,52 ± 0,19	
PV	0,38 ± 0,07	29,81 ± 2,02
A	0,17 ± 0,12	29,11 ± 1,12
PI	1,14 ± 0,12	26,49 ± 1,65

Das CF/PPS-Tape zeigte dabei eine Porosität von 3 %vol. Dabei handelt es sich um die in den entsprechenden Schliffbildern gefundene Mikroporosität aufgrund der unvollständigen Imprägnierung der Rovings im Tape-Herstellungsprozess. Die AFP-Ablage erhöhte den Porengehalt auf 4,5 %vol, $p = 0,002$. Der Legeprozess verbesserte die Mikroimprägnierung nicht, was den in Kap. 5.1 beschriebenen Ergebnissen für das CF/PA6-Material entspricht. Alle drei Konsolidierungsverfahren reduzierten die Porosität. Jedoch führten nur die Prozesse A und PV zu sehr geringen Porengehalten unter

0,5 %vol. Die Kristallinitätsgrade aller konsolidierter Proben lagen deutlich über dem des Ausgangsmaterials, A- und PV-Proben dabei etwas über den PI-Proben.

5.3.3.2 Diskussion

Der PI-Prozess reimprägnierte die Preform nur zu einem gewissen Grad, übereinstimmend mit den Ergebnissen für CF/PA6 sowie mit den in [53] beschriebenen Versuchen von Slange et al. zum isothermen Formpressen von AFP-Preforms aus CF/PEEK. Prozesstechnisch kann der Unterschied in erster Linie mit den hohen Kühlraten des PI-Prozesses begründet werden. Die geringe Porosität des Autoklavlaminats zeigt, dass 5 bar Konsolidierungsdruck in variothermen Prozessen bereits zu geringer Porosität führt. Für isothermes Formpressen fanden Cai und Hoa [286] dagegen in ihren Konsolidierungsversuchen an CF/PPS einen den Einfluss des Druckes auf die Porosität.

Der geringe Kristallinitätsgrad des Ausgangsmaterials deutet auf hohe Kühlraten im Herstellungsprozess des Tapes hin, was insbesondere für eine auf Materialdurchsatz ausgelegte Vorschubgeschwindigkeit einer Doppelbandpresse plausibel erscheint. Es liegen jedoch herstellerseitig keine Informationen zum Produktionsprozess vor. Der Kristallisationsgrad der PV- und A-Proben lag mit 29 % - 30 % im Bereich der Werte von Sacchetti et al. [240]. Die Autoren stellten ihre in der Heizpresse konsolidierten CF/PPS-Laminats mit 20 bar Konsolidierungsdruck und einer Kühlrate von 5 K/min her. Ihre DSC-Messungen ergaben Kristallisationsgrade von rund 33 %. Allerdings setzen sie dabei CF/PPS-Tape eines anderen Herstellers mit einem Fasermassengehalt von 66 % ein, was die direkte Vergleichbarkeit erschwert. Im Vergleich zu PV kann der verminderte Kristallinitätsgrad der PI-Proben mit den höheren Kühlraten des PI-Prozesses begründet werden, wie in 3.2.2.1 dargelegt, da die Kühlrate das Kristallwachstum in PPS beeinflusst [287, 288]. Mit in der Laminatmitte eingebrachten Thermoelementen wurde im Versuch bei 320 °C eine Kühlrate von 2950 K/min ermittelt. In [240] fanden Sacchetti et al. höhere Kühlraten von 4200 K/min und 7600 K/min für Werkzeugtemperaturen von 200 °C und 100 °C. Die geringere Laminatstärke ihres unidirektionalen, zwölfplagigen Aufbaus sowie die thermische Leitfähigkeit aufgrund des höheren Fasermassenanteils, und aufgrund der vergleichbaren Dichten damit auch höheren Faservolumengehalts, ihres Materials könnten dabei Gründe für die höhere Kühlrate in der Mitte des Laminats sein. Der in dieser Arbeit ermittelte Kristallinitätsgrad lag zwischen den von Sacchetti et al. ermittelten Werten von 28,1 % für 200 °C und 22,4% für 100 °C Werkzeugtemperatur. Ein Grund dafür, dass diese Ergebnisse besser übereinstimmen als die Kühlraten kann darin gesehen werden, dass die DSC-Proben die gesamte Laminatstärke repräsentieren, und die Kühlbedingungen in den äußeren Lagen tendenziell ähnlicher waren. Ein anderer Grund kann sein, dass die Kühlrate in dieser Arbeit anhand von mit nur 2 Hz ausgelesenen Daten bestimmt wurde, was die Unschärfe des Ergebnisses erhöht. Da alle Haltezeiten über der Glasübergangstemperatur von PPS liegen, muss auch die Haltezeit berücksichtigt werden. Sacchetti et al. nutzen 60 s Haltezeit, gegenüber den in dieser Arbeit verwendeten 120 s.

5.3.4 Zugprüfung

5.3.4.1 Ergebnisse

Abb. 5-56 zeigt exemplarisch einen geprüften Probekörper. Die Einzellagen sind delaminiert, gleichzeitig sind einzelne Fasern gebrochen und herausgerissen, wodurch eine Bürstenform entsteht.



Abb. 5-56: Typische Versagensform Zugversuch
Exemplarisch ein Probekörper der Konfiguration PI-G-0°I-A-M

Abb. 5-57 zeigt geprüfte Probekörper unterschiedlicher Konfiguration. Die Ausprägung der Schädigung variierte demnach mit dem Dehnungsverhalten und der Zugfestigkeit.

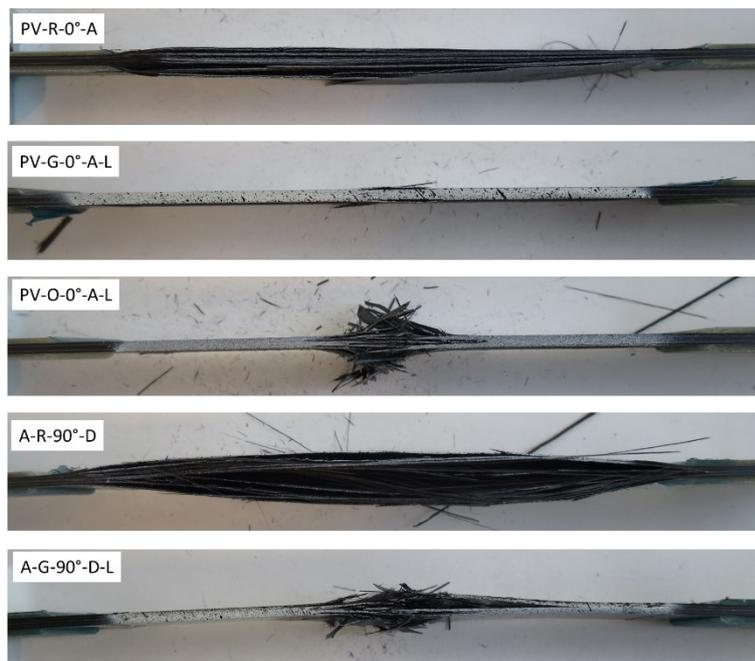


Abb. 5-57: Versagensausprägung exemplarischer Proben unterschiedlicher Defektkonfigurationen

In Proben mit starken Dehnungsüberhöhungen im Bereich des Defektes, wie PV-G-0°-A-L, versagten die Proben lokal in diesem Bereich. Gleichzeitig zeigten Proben höherer Festigkeit eine stärkere, großflächigere Schädigung, was mit den höheren Absolutkräften und der damit höheren, freigesetzten elastischen Energie bei schlagartigem Versagen

begründet werden kann. Die Referenzproben delaminierten im Allgemeinen auf der gesamten freien Einspannlänge, ebenso die Proben mit longitudinaler Fehlstelle. Vereinzelt zeigten variotherm konsolidierte Referenzproben auch kleinräumigere Schädigungen.

Abb. 5-58 gibt einen Überblick über die Ergebnisse der Zugprüfung für verschiedene Konsolidierungsprozesse und Lagenaufbauten. Für den Vergleich der Festigkeitswerte der Benchmarklaminare zeigte der Levene-Test, dass keine Homogenität der Varianzen angenommen werden kann ($p = 0,026$). Gemäß den Ergebnissen des Welch Testes ($F(7, 12,982) = 118,264, p < 0,001$) unterscheiden sich die Festigkeiten der Referenzlaminare signifikant. Sowohl für beide Lagenaufbauten zeigten A- und PI-Konfiguration, im Vergleich zur entsprechenden PV-Konfiguration, eine höhere Festigkeit. Die Unterschiede waren gemäß der Games-Howell-post-hoc-Tests signifikant ($p < 0,05$). Ein entsprechender Vergleich von A- und PI-Konfiguration ergab keine signifikanten Unterschiede. $H_{3,1}$ kann demnach nur für den Vergleich von PV zu anderen Prozessen bestätigt werden.

Hinsichtlich des Einflusses des Lagenaufbaus für einen bestimmten Konsolidierungsprozess zeigte lediglich 0°-A für PV eine signifikant höhere Festigkeit als die anderen Lagenaufbauten. Für A- und PI-Konsolidierung hatte eine Variation des Lagenaufbaus keinen signifikanten Einfluss auf die Festigkeit.

Tab. 5-20: Signifikanz der post-hoc Tests zur Zugprüfung hinsichtlich $H_{3,2}$ (Einfluss des Konsolidierungsprozesses auf den Effekt einer großen Fehlstelle)

	PV	A	PI
PV		0,006	0,000
A	0,006		0,000
PI	0,000	0,000	

Die Ergebnisse der post-hoc Tests, Tab. 5-20, bestätigen $H_{3,2}$ für alle paarweisen Vergleiche. Der Konsolidierungsprozess beeinflusste den Effekt von großen, verteilten Fehlstellen (G-90°-D-L) auf die Zugfestigkeit des Laminates signifikant.

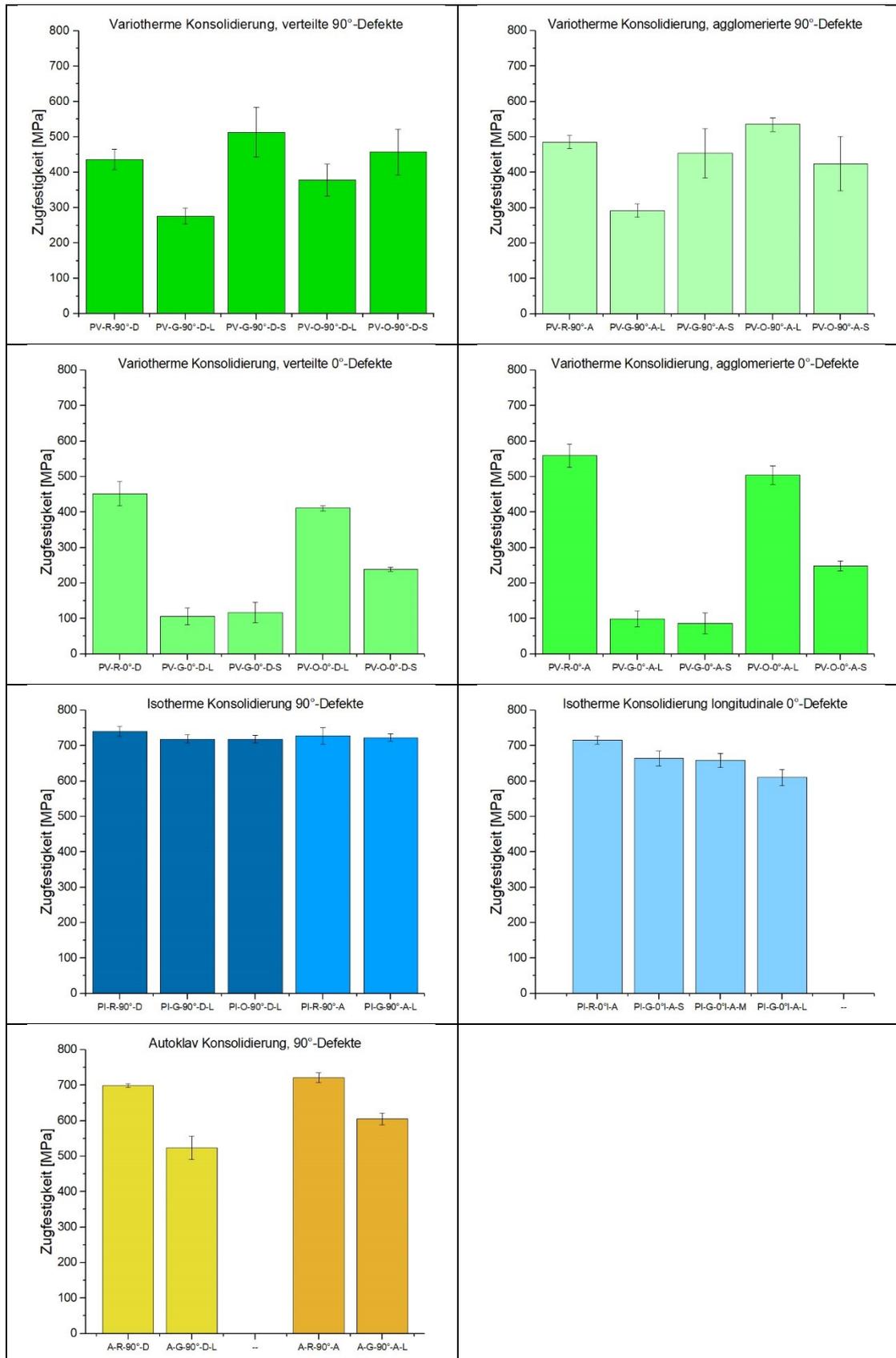


Abb. 5-58: Zugfestigkeit, gruppiert nach Konsolidierungsprozess und Lagenaufbau
 Mittelwert von fünf gültigen Versuchen, Standardabweichung als Fehlerbalken

Um einen Vergleich der jeweiligen Effektstärke zu ermöglichen, zeigt Abb. 5-59 die Festigkeit der Lamine mit großen Fehlstellen relativ zur Referenz als Säulendiagramm. Für alle PV und A Konfigurationen ein signifikanter Festigkeitsabfall gegenüber der jeweiligen Referenz festgestellt werden. Für die PI-Lamine konnte kein signifikanter Effekt festgestellt werden. Die in den post-hoc Tests ermittelte Signifikanz aller untersuchter Defektkonfigurationen bezüglich eines Effektes auf die Zugfestigkeit relativ zur Referenz können in Anhang A.c, Tab. A-5 eingesehen werden.

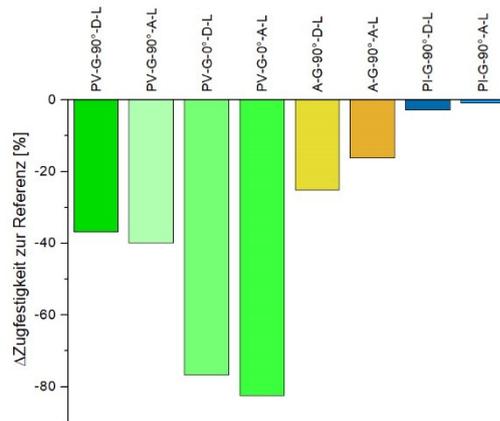


Abb. 5-59: Ergebnisse Zugversuch der Konfigurationen mit großem Gap
Zugfestigkeit Fehlstelle relativ zur jeweiligen Referenz

Die höchste Festigkeitsreduktion von über 70 % wurde für die Lamine mit den Defekten in den 0°-Lagen gefunden. Die im PV-Prozess konsolidierten Lamine mit Gaps in 90°-Lagen zeigen ebenfalls eine sehr hohe Festigkeitsreduktion von 37 % und 40 %. In den vergleichbaren A-Laminen reduzierte die Fehlstelle die Festigkeit weniger stark, 25 % für A-G-90°-D-L und 16 % für A-G-0°-A-L. In den PI-Laminen hat die Fehlstelle keinen signifikanten Einfluss auf die Festigkeit.

Tab. 5-21 - Tab. 5-23 beinhalten die Ergebnisse der post-hoc Tests zur Zugprüfung hinsichtlich der Hypothesen H_{3.3} - H_{3.5}.

Tab. 5-21: Signifikanz der post-hoc Tests zur Zugprüfung hinsichtlich H_{3.3} (Einfluss der Defektart)

	L	S
PV-90°-D	0,084	0,527
PV-90°-A	0,000	0,977
PV-0°-D	0,000	0,004
PV-0°-A	0,000	0,000
PI-90°-D	0,998	

Tab. 5-22: Signifikanz der post-hoc Tests zur Zugprüfung hinsichtlich H_{3.4} (Einfluss der Defektgröße)

	G	O
PV-90°-D	0,000	0,204
PV-90°-A	0,038	0,182
PV-0°-D	0,973	0,000
PV-0°-A	0,972	0,000

Tab. 5-23: Signifikanz der post-hoc Tests zur Zugprüfung hinsichtlich $H_{3,5}$ (Einfluss der Fehlstellenanordnung)

	90°	0°
PV	0,219	0,121
A	0,009	
PI	0,267	

Hinsichtlich des Einflusses der fehlenden Fasern in 0°-Richtung in den Konfigurationen mit longitudinaler Fehlstelle vergleicht Abb. 5-60 die Ergebnisse der Simulation mit den experimentellen Ergebnissen.

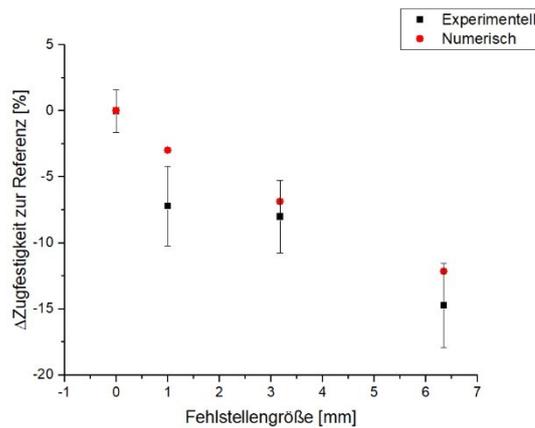


Abb. 5-60: Ergebnisse Zugversuch für verteilte, große, longitudinale 0°-Fehlstellen

Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit der numerischen Simulation; Unterschied der Zugfestigkeit zur Referenz [%] über Fehlstellengröße [mm]

Zur Auswertung der mittels digitaler Bildkorrelation durchgeführten lokalen Dehnungsanalyse im Zugversuch ist in den in Abb. 5-61 dargestellten Diagrammen die minimale, mittlere und maximale Dehnung über der Spannung für Lamine mit großen, verteilten Fehlstellen, sowie für die entsprechende Referenzlamine, aufgetragen. Dabei wurde für jede Prüfserie eine repräsentative Probe ausgewählt. Um Aussagen zur lokalen Verteilung eventueller Dehnungsphänomene zu ermöglichen, zeigen Abb. 5-62 - Abb. 5-65 farbcodierte Dehnungsbilder der Proben bei einer Last von 14 kN. Die unterschiedliche Größe der dargestellten Probenausschnitte wurde durch eine zwischenzeitliche Neujustierung des ARAMIS-Kamerasystems verursacht. Die absolute Größe der Auswertebereiche wurde von dieser Variation nicht beeinflusst.

Alle vier Referenzproben zeigten einen linearen Anstieg der Dehnungen. Die ermittelten minimalen, mittleren und maximalen Dehnungen unterschieden sich dabei per Definition geringfügig in ihrer Steigung. Die Dehnungen der PV-R-90°-D Probe verblieben linear bis zum spontanen Versagen bei 380 MPa. Für die Vergleichsprobe mit großen Fehlstellen stieg die maximale Dehnung fast von Beginn des Versuchs nichtlinear überhöht an.

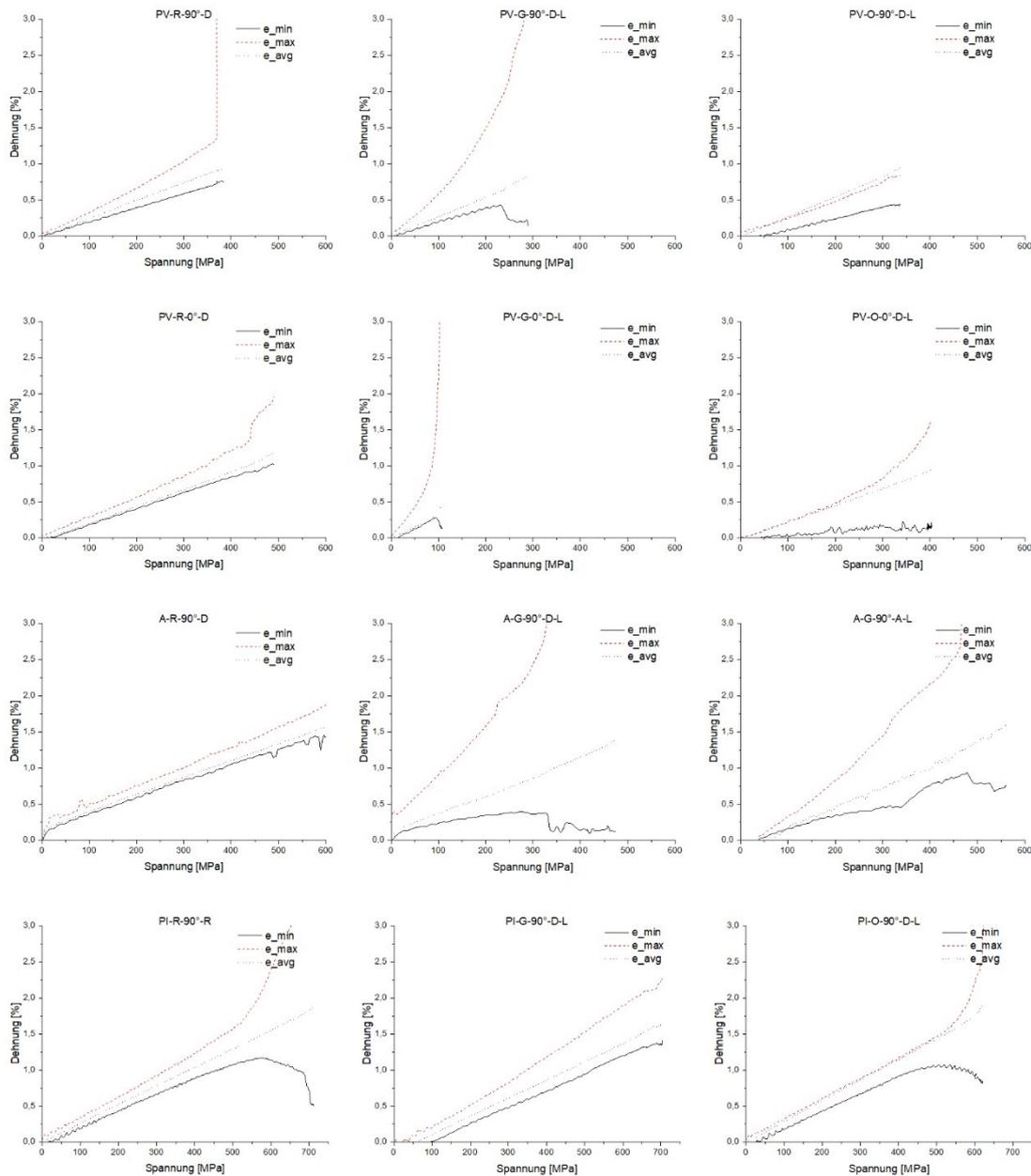


Abb. 5-61: Ergebnisse Analyse von Dehnungsüberhöhungen

Lokale minimale Dehnung e_{min} [%] und lokale maximale Dehnung e_{max} im Analysebereich [%], sowie globale Dehnung des Probekörpers e_{avg} [%] über Spannung [MPa]

Die farbcodierte Darstellung der Dehnungsverteilung bei einer Spannung von ungefähr 230 MPa, Abb. 5-62, zeigt, dass sich diese Dehnungserhöhung über die gesamte Probenbreite erstreckte, in ihrer longitudinalen Ausprägung aber variierte. Die in diesem Bereich nachgewiesenen starken Ondulationen führten also zur einer lokalen Steifigkeitsreduktion. Im Gegensatz dazu zeigte die Probe mit großer Überlappung in diesem Bereich geringere Dehnungen als im Rest der Probe, was mit der reduzierten Steigung der Kurve der gemessenen minimalen Dehnungen korreliert. Obwohl die Überlappungen nicht in Faserrichtung lagen, war die Steifigkeit lokal also erhöht.

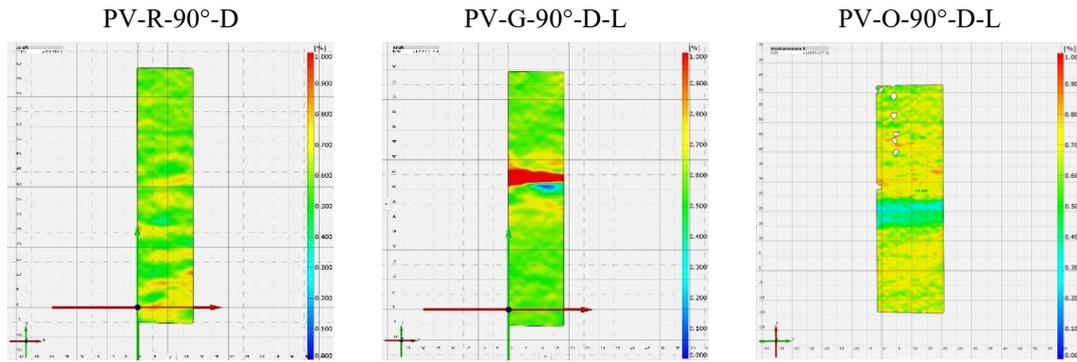


Abb. 5-62: Farbcodierte Dehnungsverteilung von PV-90°-D Proben bei 14 kN Last (≈ 230 MPa)

Der Prüfkörper mit großen Gaps in den 0°-Lagen, PV-G-0°-D-L, zeigten einen sehr starken nicht linearen Anstieg der maximalen Dehnung. Die korrespondierende Probe mit Overlaps, PV-O-0°-D-L, dehnte sich im Bereich der Defekte weniger stark. Die im Defektbereich gemessene Maximaldehnung lag hier unter mittleren globalen Dehnung. Die Überlappungen erhöhen also lokal die Steifigkeit des Verbundes.

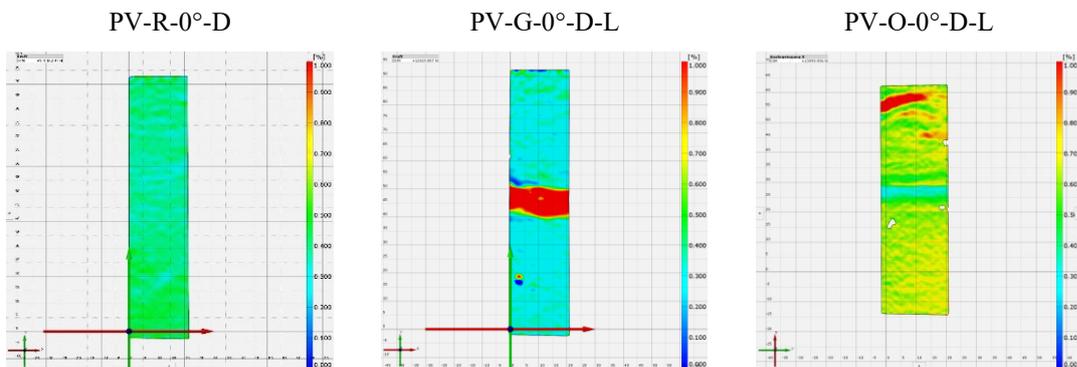


Abb. 5-63: Farbcodierte Dehnungsverteilung von PV-0°-D Proben bei 14 kN Last (≈ 230 MPa)
PV-G-0°-D-L: Farbcodierte Dehnungsverteilung bei Maximallast (12,4 kN)

Die im Autoklav konsolidierten Proben mit großen Fehlstellen zeigten ebenfalls nicht-lineare Dehnungsüberhöhungen, die auf die vorhandenen Ondulationen zurückzuführen sind. Die agglomerierte Anordnung führt demnach im Vergleich zur verteilten Anordnung zu einem etwas geringeren Anstieg der Maximaldehnung. Ein stichprobenartiger Vergleich der entsprechenden PV-Proben zeigt die gleiche Tendenz, die entsprechenden Dehnungsverteilungen sind in Anhang A.d (Abb. A-) enthalten.

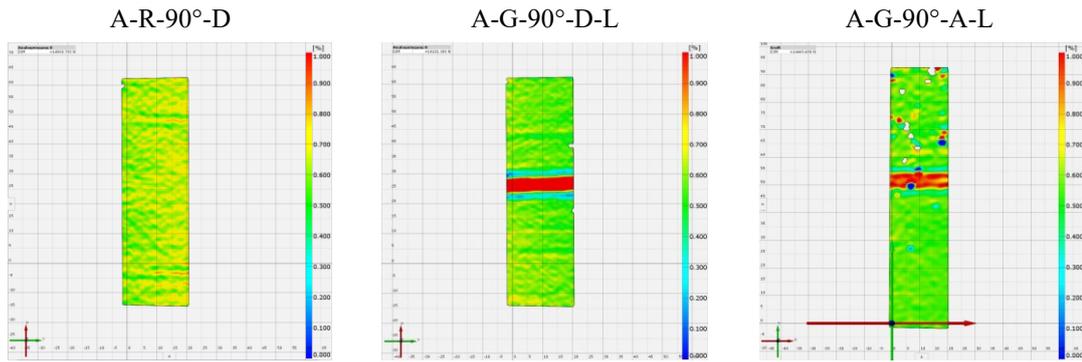


Abb. 5-64: Farbcodierte Dehnungsverteilung von A-Proben bei 14 kN Last (≈ 230 MPa)

Die im isothermen Prozess konsolidierten Lamine mit großen, verteilten Fehlstellen zeigten bis unmittelbar vor dem Versagen keinen nichtlinearen Anstieg der maximalen Dehnung. Konsistent dazu kann auch in der farbcodierten Dehnungsverteilung keine Dehnungskonzentration gefunden werden.

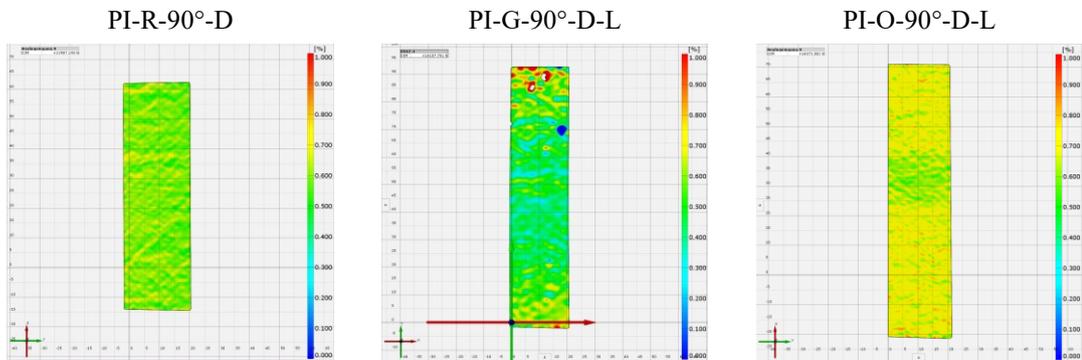


Abb. 5-65: Farbcodierte Dehnungsverteilung von PI-Proben bei 14 kN Last (≈ 230 MPa)

Zur Untersuchung des nicht-linearen Verhaltens von PI-R-90°-D ab einem Lastniveau von 500 MPa zeigt Abb. 5-66 zusätzlich ein farbcodiertes Dehnungsbild bei einer Spannung von 600 MPa. In den Randbereichen der Probe sind lokale, streifenartige Bereiche mit hoher Dehnung in Richtung der 45°-Decklage zu sehen.

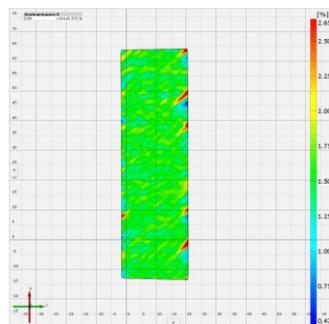


Abb. 5-66: Farbcodierte Dehnung von PI-R-90°-D bei 36 kN Last (≈ 600 MPa)

5.3.4.2 Diskussion

Die bürstenartige Versagensform wurde schon von Oya und Hamada [74] im Zugversuch an unidirektionalen CF/PPS-Laminaten beobachtet und als Versagen der Faser-Matrix-Anbindung erklärt. Dies kann mit der Sprödigkeit von PPS begründet werden. Werden dagegen schlagzähere Matrixsysteme verwendet, kann dies zu geraden Versagensformen im Zugversuch führen, wie von Oya und Hamada [74] für CF/PA6 und Croft et al. [146] für Epoxidharz mit Toughener-Additiv beschrieben. Weiterhin begünstigen die nach Mukhopadhyay et al. [150] im Bereich von out-of-plane Ondulationen auftretenden Schubspannungen die Delamination wie auch die Faser-Matrix Separation, was die getroffenen Aussagen zum Einfluss der Defekte auf das Probenversagen und die Festigkeit bestätigt.

Für PI-R-90°-D wurden im Randbereich der Probe lokale Dehnungsüberhöhungen gefunden. Diese Bereiche traten auch in einer Untersuchung von Sause et al. [247] für ein quasiisotropes Laminate. Die Autoren deuteten sie als Ausbildung von off-axis Rissen in den deckschichtnahen, in Richtung der Steifen verlaufenden Lagen. Diese Dehnungsstreifen waren auch in anderen Konfigurationen zu finden; sie lagen dort allerdings außerhalb des Analysebereichs, weswegen sie den Verlauf der Dehnungs-Spannungs-Diagramme nicht beeinflussten. Da sich die Deformationen zunächst im Randbereich der Proben ausbilden, und dann in der Folge weiter in Richtung der Mitte der ausbreiten, legt nahe, dass sie potenziell in Zusammenhang mit dem Free-Edge-Effekt stehen. Dieser tritt dieser an den freien Rändern von Multiaxiallaminaten im Belastungsfall auf [223–225]. Zusammengefasst führt die beschränkte Verformung der Einzellagen zu interlaminaren out-of-plane Spannungen am freien Rand der Probe, welche dort in der Folge Delaminationen hervorrufen können. Dabei kann sich der Effekt auch mit dem Hervorrufen von Delaminationen durch vorhandene Matrixrisse überlagern [289]. Das Auftreten von transversalen Matrixrisse in der 45°-Decklage und Delaminationen wurde auch in den Zugversuchen an quasiisotropen Multiaxiallaminaten von Wisnom et al. [148, 200] und Woigk et al. [148] beobachtet.

Hinsichtlich $H_{3.1}$ (Variation des Konsolidierungsprozesses für Referenzlaminat) führte lediglich der PV-Konsolidierungsprozess im Vergleich zu A oder PI zu jeweils signifikant geringeren Festigkeiten. Generell können die geringen Festigkeiten mit den vergleichsweise hohen Ondulationen, die bei der Mikroskopieanalyse eines Referenzlaminates gefunden worden, in Verbindung stehen. Auch die vergleichsweise hohen Schwankungen aller PV-Proben können mit den unregelmäßigen Fließvorgängen in Zusammenhang gebracht werden. Eine derartige Schwankung könnte auch die Ursache für die hohe Festigkeit von PV-R-0°-A sein. Weiterhin sind die transversalen Matrixrisse als möglicher Grund für die geringen Zugfestigkeiten anzuführen. Derartige Matrixrisse können Delaminationen hervorrufen und dadurch Versagen initiieren, wie für Multiaxiallaminat aus TSC dargelegt [203, 289, 290]. Die Schädigungsbilder der PV-R-0° Proben fügen sich gut in die Betrachtung ein.

Die Ergebnisse bestätigen $H_{3,2}$ - eine Variation des Konsolidierungsprozesses (PV, A, PI) verändert demnach den Einfluss von großen, verteilten Fehlstellen in 90° -Lagen auf die mechanischen Eigenschaften in Bezug auf die Festigkeiten. Eine Zusammenführung der zugehörigen Teilergebnisse mit denen der Mikroskopie legt nahe, dass ein Zusammenhang zwischen der durch die Fehlstelle in Abhängigkeit des Konsolidierungsprozesses verursachten Ondulationen und dem Effekt der Fehlstelle auf die Festigkeit besteht. Dies ist konsistent zu den für TSC verfügbaren Ergebnissen [150, 166, 170] zur Zugfestigkeit von Multiaxiallaminaten mit Faserwelligkeit.

Die hohen Festigkeitsreduktionen der Lamine mit transversaler 0° -Fehlstelle sowie die lokal reduzierte Steifigkeit, die sich in einer starken Dehnungsüberhöhung im Bereich der Fehlstelle äußerte, ist dagegen in erster Linie mit dem Fehlen der Fasern in Lastrichtung zu begründen.

Für longitudinalen 0° Fehlstellen mittlerer und großer Dimension liegen die numerischen Werte innerhalb der Standardabweichung der experimentell ermittelten Werte. Dies stützt die Hypothese, dass die Festigkeitsreduktion hier durch den reduzierten Anteil der Fasern in Lastrichtung verursacht wird. Jedoch zeigt das Laminat mit kleiner Fehlstelle eine deutlich stärkere Reduktion der Festigkeit, als durch diesen Effekt erklärt werden kann. Dies legt nahe, dass auch die in den Schlibfbildern gefundenen Ondulationen zur Festigkeitsreduktion beitragen; $H_{3,6}$ muss demnach verworfen werden. Die von Croft et al. in [146] im Zugversuch untersuchten Defekte verliefen in Faserrichtung ihrer unidirektionalen Lamine. Allerdings wurden hier nur rein unidirektionale Lamine untersucht, was erklärt, warum nur vernachlässigbar kleine Einflüsse der Defekte gefunden wurden.

Einzig für im PI-Prozess konsolidierte Proben wirkte sich keine Defektkonfiguration signifikant auf die Festigkeit aus. Auch die Dehnungsüberhöhungen waren, verglichen zu den anderen Konsolidierungsprozessen, gering. Lediglich PI-O- 90° -D-L zeigte im Bereich des Defektes eine etwas geringere Dehnung, was jedoch, wie auch bei PV-O- 90° -D-L beobachtet, keinen Einfluss auf die Festigkeit hatte. Eine Begründung für den geringen Defekteinfluss liegt in den geringen Ondulationen der lasttragenden Fasern, die in der Mikroskopie gefunden wurden. Wie in 5.3.2.2 dargelegt kann dies plausibel über die Prozesscharakteristika erklärt werden.

$H_{3,3}$ (Einfluss der Defektart) kann gemäß der Post-Hoc Tests für alle Lamine mit Fehlstellen in 0° -Lagen bestätigt werden, ebenso für große, agglomerierte Defekte. In diesen Laminaten führten Overlaps zu einer signifikant besseren Festigkeit im Vergleich zu Gaps. Im Gegensatz zu 0° -Gaps wurde für 0° -Overlaps keine lokale Dehnungsüberhöhung gefunden. Die Begründung für diesen Unterschied darin zu sehen, dass in Fehlstellen Zugspannungen weniger gut übertragen werden können, da keine Fasern in Lastrichtung vorliegen. Werden hier Überlappungen vorgesehen, so scheint die Matrix in der Lage zu sein, die Lasten zu einem gewissen Grad zwischen den Faserenden zu übertragen, was zu einer höheren Festigkeit führt. In den Laminaten mit agglomerierten 90° -

Fehlstellen ist dagegen die Ondulationsverteilung eine mögliche Ursache für den Unterschied. Wie in Kap. 5.3.2 dargelegt, liegen im Laminat mit Überlappungen die beiden äußeren 0° -Lagen relativ gestreckt vor, was eine effektive Lastübertragung ermöglicht. Im Laminat mit Fehlstellen zeigen dagegen alle 0° -Lagen Ondulationen. Für die übrigen PV- wie für alle PI-Laminat wurde kein signifikanter Unterschied zwischen den Laminaten mit unterschiedlicher Fehlstellenart gefunden, $H_{3,3}$ muss für diese also verworfen werden. Dies ist insbesondere für große, verteilte 90° -Defekte bemerkenswert, da die Proben hier ein stark unterschiedliches Dehnungsverhalten zeigten. Die starken Schwankungen der variothermen Proben im Allgemeinen könnte hier einem signifikanten Ergebnis entgegengewirkt haben.

$H_{3,4}$ (Einfluss der Defektgröße) kann für 90° -Gaps und 0° -Overlaps bestätigt werden. In diesen Fällen hatte die Größe des Defektes einen signifikanten Einfluss auf die Festigkeit. Wieder kann das mechanische Verhalten der Proben mit 90° -Gaps mit dem der Ondulationsanalyse in Zusammenhang gebracht werden. Für verteilte 90° -Gaps ondulierten die Fasern des Laminats mit kleinen Fehlstellen im Mittel weniger stark als die Fasern des Laminates mit großen Fehlstellen. Für beide Fehlstellenanordnungen zeigten die Proben mit kleinen Fehlstellen eine geringere Festigkeitsreduktion. Für die Laminat mit transversalem 0° -Defekt wurde die Größe der Überlappung als signifikanter Parameter identifiziert. Eine Reduzierung der initialen Überlapplänge von 7,35 mm auf 1 mm führte in beiden Lagenanordnungen zu einer Festigkeitsreduktion von über 40 %. Dies zeigt, dass für die Lastübertragung zwischen den diskontinuierlichen Fasern eine hinreichende, initiale Überlappungslänge essenziell ist. Dies erscheint insbesondere auch dadurch plausibel, dass die kleinen initialen Überlappungslängen in Laminat PV-G- 0° -D-S nach der Konsolidierung stark reduziert und teilweise nicht mehr vorhanden waren. Bemerkenswert ist vor diesem Hintergrund auch, dass $H_{3,4}$ für Fehlstellen in 0° -Lagen beibehalten werden muss, was zeigt, dass schon ein kleiner Gap von 2,5 mm eine hohe Festigkeitsreduktion verursacht.

$H_{3,5}$ (Einfluss der Defektanordnung) konnte nur für die Autoklavkonsolidierung bestätigt werden. Die Anordnung der defekt-beinhaltenen Lagen im Lagenaufbau des Laminates hatte hier einen signifikanten Einfluss auf die Festigkeit. In diesem Fall können die für große Fehlstellen beobachteten individuellen Ondulationen der 0° -Lagen als ein möglicher Grund gesehen werden. In A-G- 0° -A-L liegen die zwischen den Defekten und den Decklagen befindlichen 0° -Lagen gestreckt vor ($z < 30 \mu\text{m}$), da die Kompensation der Fehlstellen vornehmlich durch das Fließen der weiter innen angeordneten Lagen erfolgt. In A-G- 90° -D-L hingegen zeigen alle 0° -Lagen ausgeprägte Welligkeiten, was im Vergleich zu einer geringeren Zugfestigkeit führt. Dies korreliert auch mit der in der Dehnungsanalyse beobachteten stärkeren Dehnungsüberhöhung der verteilten im Vergleich zur agglomerierten Konfiguration. Für die anderen beiden betrachteten Konsolidierungsprozesse konnte diese beschriebene Ondulationsverteilung in Abhängigkeit der Defektanordnung für 90° -Defekte nicht beobachtet werden, weswegen es plausibel erscheint, dass kein Effekt der Anordnung auf die Zugfestigkeit gefunden wurde. Für

große 0°-Fehlstellen zeigte das Laminat mit verteilter Fehlstellenanordnung, PV-G-0°-D-L, eine etwas homogenere Struktur mit weniger starken Ondulationen als das Laminat mit agglomerierten Fehlstellen, PV-G-0°-A-L. Dass hier kein signifikanter Effekt der Defektanordnung gefunden wurde, zeigt, dass die massive Schwächung des Laminates durch die fehlenden lasttragenden Fasern der dominierende Effekt ist. Für große 0°-Überlappungen dagegen ist der optische Gesamteindruck der Laminatgüte dagegen für beide Defektanordnungen ähnlich.

5.3.5 Druckprüfung

5.3.5.1 Ergebnisse

Abb. 5-67 zeigt, nach Konsolidierungsprozess und Lagenaufbau gruppiert, die mittlere Druckfestigkeit der fünf gültigen Proben, die für jede Konfiguration getestet wurden. Die Varianzen der Druckfestigkeiten der Referenzlamine waren nach den Ergebnissen des Levene Tests homogen ($p = 0,271$). Die ANOVA zeigte, dass signifikante Unterschiede zwischen den Konfigurationen bestehen, $F(7,31) = 16,32$, $p < 0,001$. $H_{3,1}$ musste also auch für die Druckprüfung verworfen werden. A-R-90°-D weist eine um 35 MPa höhere Druckfestigkeit auf als PV-R-90°-D, und eine um 22 MPa höhere als PI-R-90°-D. Nur der erste Unterschied ist signifikant. Für agglomerierte 90°-Lagen hat dagegen PI-R-90°-A eine höhere Festigkeit als A-R-90°-A und PV-R-90°-A. Gemäß der Tukey HSD-post-hoc-Tests innerhalb der im PV-Prozess konsolidierten Lamine zeigte lediglich PV-R-90°-A gegenüber PV-R-90°-D eine signifikant geringere Druckfestigkeit. Bei den im Autoklav Prozess konsolidierten Probekörpern zeigte A-R-90°-D ebenfalls eine höhere Festigkeit als A-R-90°-A. Der Unterschied zwischen den entsprechenden im isothermen Pressprozess konsolidierten Laminaten ist dagegen nicht signifikant, doch auch weist das Laminat PI-R-90°-D eine um 29 MPa höhere Festigkeit auf als PI-R-90°-A.

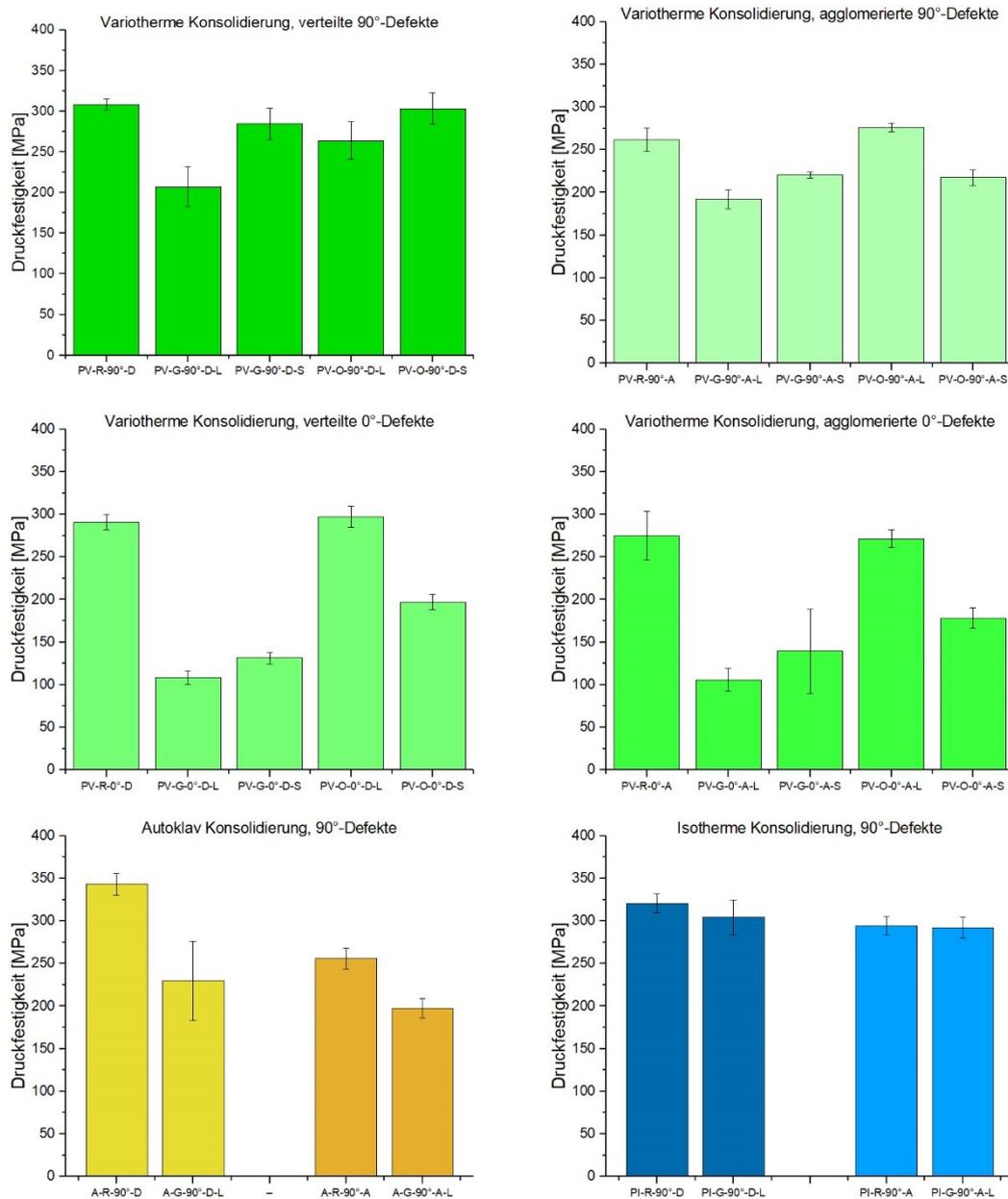


Abb. 5-67: Druckfestigkeit, gruppiert nach Konsolidierungsprozess und Lagenaufbau
Mittelwert von fünf gültigen Versuchen, Standardabweichung als Fehlerbalken

Für PV wurden für verteilte, große Defekte, PV-G-90°-D-L ($p < 0,001$) und PV-O-90°-D-L ($p < .033$) signifikante, negative Effekte auf die Druckfestigkeit gefunden. In allen anderen PV Konfigurationen hatten alle Defekte, mit Ausnahme des großen Overlaps, signifikant negative Auswirkungen. Die größten Festigkeitsreduktionen von über 60 % treten bei in den 0°-Lagen angeordneten Fehlstellen auf. Der 7,35 mm große Gap reduzierte auch für beide im Autoklav konsolidierte Laminat die Festigkeit signifikant. In den im isothermen Pressprozess konsolidierten Laminaten, PI-G-90°-D-L ($p = 0,200$) und PI-G-0°-A-L ($p = 0,797$) hatten die Defekte keinen signifikanten Effekt auf die Fes-

tigkeiten. Abb. 5-68 zeigt die Festigkeit aller Konfigurationen mit großer Fehlstelle relativ zur jeweiligen Referenz, Tab. A-6 (Anhang A.d) enthält die Ergebnisse der zugehörigen post-hoc Tests.

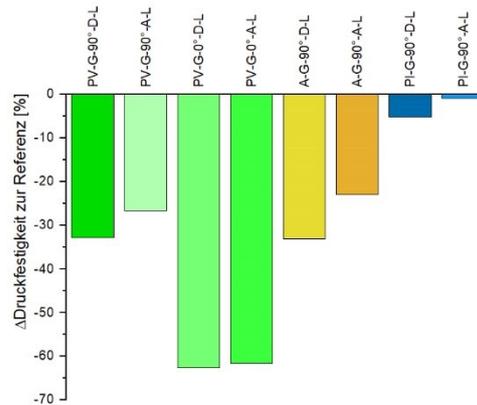


Abb. 5-68: Ergebnisse Druckversuch der Konfigurationen mit großem Gap
Druckfestigkeit Fehlstelle relativ zur jeweiligen Referenz

Tab. 5-24 - Tab. 5-27 enthalten die den Hypothesentests zu Grunde liegenden statistischen Daten.

Tab. 5-24: Signifikanz der post-hoc Tests zur Druckprüfung hinsichtlich $H_{3.2}$ (Einfluss des Konsolidierungsprozesses auf den Effekt einer großen Fehlstelle)

	PV	A	PI
PV		0,436	0,000
A	0,436		0,000
PI	0,000	0,000	

Tab. 5-25: Signifikanz der post-hoc Tests zur Druckprüfung hinsichtlich $H_{3.3}$ (Einfluss der Defektart)

	S	L
PV-90°-D	0,005	0,676
PV-90°-A	0,000	0,947
PV-0°-D	0,000	0,000
PV-0°-A	0,000	0,597

Tab. 5-26: Signifikanz der post-hoc Tests zur Druckprüfung hinsichtlich $H_{3.4}$ (Einfluss der Defektgröße)

	G	O
PV-90°-D	0,000	0,070
PV-90°-A	0,027	0,000
PV-0°-D	0,018	0,000
PV-0°-A	0,707	0,000

Tab. 5-27: Signifikanz der post-hoc Tests zur Druckprüfung hinsichtlich $H_{3.5}$ (Einfluss der Defektanordnung)

	90°	0°
PV	0,207	0,691
A	0,190	
PI	0,149	

5.3.5.2 Diskussion

Eine Ursache für die geringeren Festigkeiten von Laminaten mit agglomerierten 90°-Lagen kann der in-situ Effekt sein, der auf die Untersuchungen von Flaggs und Kural in [205] zurück geht. Sie adressierten experimentell das verfrühte Auftreten von Matrixrissen in transversalen Lagen unter Zugbelastung und fanden einen Zusammenhang des Spannungsniveaus beim ersten Auftreten der Risse mit der Lagendicke der transversalen Lage sowie dem Winkel der angrenzenden Lagen. Für größere Lagendicken der transversalen Lage traten demnach früher Matrixrisse auf. Wisnom et al. [200] fanden, dass vergleichbare Größeneffekte auch in Multiaxiallaminaten auftreten, und zu einer Änderung des Versagensmodus führen können. Nachdem bereits Wisnom [291] starke Indikatoren fand, dass derartige Größeneffekte auch im Druckversuch auftreten, wiesen Artairo et al. in [209] den Effekt für die transversale Druckfestigkeit nach. Chang und Chen fanden in [208] den in-situ Effekt für Schubbeanspruchung. Da Ondulationen nach [228] und [144] bei Druckbelastung des Laminats lokal Schubspannungen induzieren, erscheint ein Auftreten des Effekts plausibel. Gleichzeitig erklärt dies den weniger starken Einfluss des Effekts in den Laminaten mit geringerer Faserwelligkeit, wie PI-R-90°-A.

Für verteilte 90°-Lagen könnte die Porosität von PI-R-90°-D im Vergleich zum porenfreien A-R-90°-D Laminat einen Grund für die reduzierte Festigkeit darstellen. Nach Berbinau et al. [222] initiieren Defekte wie Poren oder ondulierte Fasern das elastische Mikroklicken als erste Versagensstufe bei Druckbelastung. Demnach sind auch die Ondulationen der PV-Lamine eine mögliche Ursache für die reduzierten Druckfestigkeiten der Lamine. Für TSC wurde der Zusammenhang von Faserwelligkeitsgrad und Druckfestigkeit in verschiedenen Studien [147, 147, 157, 161, 163, 166, 191] nachgewiesen.

$H_{3,2}$ (Einfluss des Konsolidierungsprozesses bei Laminaten mit großer Fehlstelle) musste, bezogen auf die Druckfestigkeit, für den Vergleich von A- und PV-Konsolidierung verworfen werden. Große verteilte Fehlstellen reduzierten die Festigkeit in beiden Fällen um etwas über 30 %. Für den Vergleich von PI mit PV und A kann $H_{3,2}$ bestätigt werden, da die PI Probekörper nur sehr geringe Festigkeitsreduktionen von 1 % bzw. 5 % zeigten. Vergleichbar mit den Zugproben stellen in den Laminaten gefundenen Ondulationen eine plausible Begründung für das Verhalten der Proben dar.

$H_{3,3}$ (Einfluss der Defektart) kann im Drucklastfall für alle großen Defekte bestätigt werden, ebenso für kleine, verteilte 0°-Defekte. In allen diesen Laminaten zeigten Overlaps im Vergleich zu Gaps eine höhere Druckfestigkeit. Für die Defekte in 0°-Lage liegt der Hauptgrund erneut im Vorhandensein von Fasern in Lastrichtung im Falle einer Überlappung. Auch für Defekte in 90°-Lagen erscheinen die Ergebnisse plausibel, da Lamine mit großen Überlappungen im allgemeinen weniger starke Faserondulationen aufwiesen als Lamine mit großen Fehlstellen. Für kleine Defekte war dieser Unterschied weniger stark ausgeprägt.

$H_{3,4}$ (Einflusses der Defektgröße) kann für alle 90°-Konfigurationen außer PV mit verteilten Overlaps bestätigt werden. In 90°-Lagen reduzierten große Fehlstellen die Druckfestigkeit allgemein stärker als kleine Fehlstellen. Dies kann erneut mit dem Grad der Faserwelligkeiten der jeweiligen Lamine begründet werden. Dass im Bereich von out-of-plane Ondulationen bei Druckbelastung Spannungskonzentrationen auftreten, die sich negativ auf die Festigkeit auswirken und ab einer gewissen Stärke auch zu einem Wechsel des Versagensverhalten führen können, wurde TSC berichtet [144, 147, 228]. Dass dieses Phänomen auch bei Proben mit thermoplastischer Matrix auftreten kann, erscheint plausibel, da die Spannungskonzentrationen in erster Linie vom Kraftfluss durch die ondulierten Fasern hervorgerufen werden.

Für transversale Defekten in den 0°-Lagen wurde nur für agglomeriert angeordnete Gaps kein signifikanter Größeneffekt gefunden, was auch damit in Zusammenhang steht, dass die Varianz des Laminats PV-G-0°-A-S sehr hoch ist. In verteilter Anordnung zeigten die Proben mit kleiner Fehlstelle eine höhere Druckfestigkeit als die mit großer Fehlstelle, versagten jedoch trotzdem auf einem Lastniveau, das nur 50 % der Festigkeit der Referenzproben entspricht. Große Überlappungen in den 0°-Lagen führten zu keiner signifikanten Schwächung der Druckfestigkeit gegenüber der Referenz für verteilte ($p = 0,875$) wie für agglomerierte Anordnung ($p = 0,999$). Kleine Überlappungen dagegen reduzierten die Festigkeit in verteilter Anordnung um 32%, in agglomerierter Anordnung 45 %. Dies unterstreicht erneut die Bedeutung der Überlappungslänge bei 0°-Defekten.

$H_{3,5}$ (Einfluss der Defektanordnung) musste für PV- und PI-Konsolidierung verworfen werden - analog zur Zugprüfung beeinflusste die Defektanordnung nur bei im Autoklav konsolidierten Laminaten die Festigkeit. In verteilter Anordnung reduzierten die großen Fehlstellen die Festigkeit um 33 % gegenüber der Referenz, in der agglomerierten Anordnung um 23 %. Dazu ist anzumerken, dass die Festigkeitsreduktion für A-G-0°-A-L, potenziell aufgrund des in-situ Effektes, relativ zu einer niedrigeren Referenzfestigkeit berechnet ist. Trotz des Einflusses einer geänderten Defektanordnung auf die Fließmechanismen konnte weder für PV-, noch für PI-Konsolidierung eine Auswirkung auf die Zug- wie Druckfestigkeiten festgestellt werden.

6 Allgemeine Diskussion

Die Ergebnisse zeigen die prinzipielle Machbarkeit der Prozesskette Umformung von TAFP-Preforms mit den in dieser Arbeit fokussierten Materialien. Sie fügen sich damit gut in die Erkenntnissen aus aktuellen Studien [119] und Forschungsvorhaben [120] zu dieser Prozesskette für andere TPC-Materialsysteme ein. Slange [119] zeigte die Machbarkeit der Herstellung eines generischen Bauteils durch Umformung von TAFP-Preforms aus CF/PEEK. Seine Arbeit konzentrierte sich dabei primär auf die Identifikation zentraler Mechanismen des Umformprozesses, wie der Dekonsolidierung des Laminates im Aufheizprozessschritt, dem Konsolidierungsvorgang im isothermen Stempelprozess sowie dem Einfluss von Dickensprüngen und Ply-drop-offs, anhand experimenteller Versuche für zwei verschiedene CF/PEEK-Materialien. Im Gegensatz zu der in der vorliegenden Arbeit untersuchten Kegelgeometrie war die Umformung des von Slange betrachteten, generischen U-Spantes stärker lokalisiert, global jedoch geringer. In den Versuchen zur Umsetzung dieses Bauteils wurden am Übergangsradius zwischen Flansch und Web Oberflächendefekte gefunden, die optisch den Reinmatrixbereichen an der Bauteilspitze der hier untersuchten Kegelgeometrie entsprechen. Diese wurden in [119] jedoch nicht detailliert betrachtet, weswegen nicht diskutiert werden kann, ob es sich dabei ebenfalls um oberflächliche Reinmatrixzonen und deswegen vergleichbare Mechanismen handelte. Außerdem wurden makroskopische Verzugseffekte beschrieben, und über lokale Faserneuausrichtung der unteren 45°-Lage während des Umformprozesses erklärt. Derartige Faserneuausrichtungen wurden in den Umformversuchen der Kegelgeometrie in dieser Arbeit nicht beobachtet. Konsistent dazu zeigten die 3D-Scans der finalen Bauteile keine makroskopischen Geometrieabweichungen, die auf Verzug hindeuten würden. Detailliert analysierte Slange den Einfluss genereller Designparameter, Dickensprüngen und Ply-drop-offs, auf die Bauteilqualität in der Umformprozesskette. Durch die zusätzliche Adressierung der prozessspezifischen TAFP-Designparametern, Steering und Konvergenzzonendesign, vervollständigt die vorliegende Arbeit den Stand der Forschung an dieser Stelle, und ermöglicht so in Kombination mit den Arbeiten von Slange fundierte Entscheidungen in Design und Manufacturing Engineering entsprechender Bauteile. Analog zur vorliegenden Arbeit wurde in [119] der Einfluss des Konsolidierungsprozesses auf die Porosität und die Mikrostruktur des Laminates untersucht. Slange verwendete dabei zwar zwei verschiedene AFP-Verarbeitungstemperaturen, charakterisierte eventuelle Unterschied der Anbindungsgüte jedoch, im Gegensatz zu dieser Arbeit, nicht quantitativ. Die Untersuchungen zum Einfluss der Vorkonsolidierung auf die Bauteilqualität erweitern somit den Stand der Forschung. Im Gegensatz zu anderen experimentellen Studien zum Anbindungsgrad im TAFP Prozess, die den TAFP Prozess isoliert, also ohne die nachgelagerten Prozessschritte, betrachten

[51, 76, 78–80], wurde der Parameter Legegeschwindigkeit untersucht. Die maximale untersuchte Legegeschwindigkeit war dabei mit 0,4 m/s doppelt so hoch wie die in [119] verwendete Legegeschwindigkeit. Slange begründet dies mit den anlagentechnischen Beschränkungen der in [119] eingesetzten Single-Tow AFP Anlage. Er beschreibt die Skalierbarkeit der Legeraten durch eine potenzielle Erhöhung der Legegeschwindigkeit auf 0,5 m/s bei gleichzeitiger Verwendung einer industriellen Multi-Tow-Anlage, und spricht deswegen von einer „Rapid Manufacturing“ Technologie. Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit bestätigen seine Hypothese für den Geschwindigkeitsbereich bis 0,4 m/s und legen gleichzeitig nahe, dass Preforms mit gerader Faserarchitektur potenziell mit noch höheren Legegeschwindigkeiten als den untersuchten abgelegt werden können. Dies wirkt sich positiv auf die im TAFP-Preforming erzielbaren Legeraten aus, und macht den Prozess wirtschaftlich attraktiv für zukünftige Einsatzfelder wie UAM, die im Vergleich zur klassischen Luftfahrtproduktion höhere Produktionsraten erfordern [12]. Teilaspekte, wie die Porositätsuntersuchungen in Abhängigkeit des Prozessstadiums, stehen auch hier in Einklang zu den für andere thermoplastische Materialsysteme verfügbaren Ergebnissen [53][240]. So zeigten auch in [53] die auf AFP-Basis hergestellten Proben zeigten eine höhere Porosität als die in der Presse vorkonsolidierten Proben. Die Absolutwerte der CY-Tape-Proben lagen dabei für beide Prozessketten in dem in dieser Arbeit für CF/PA6 jeweils ermittelten Wertebereich. Dies erscheint plausibel, da beides Tapes im Lieferzustand ein vergleichbares Maß an Mikroporosität enthielten, und der AFP-Prozess in beiden Studien die Porosität nicht signifikant reduzierte. In den Biegeversuchen wurde in beiden Studien kein Einfluss der Porosität auf die Biegefestigkeit gefunden. In dem in [120] adressierten Forschungsaktivitäten wird die Umformprozesskette für einen C-Spant weiterentwickelt, wobei neben der Prozessentwicklung auch die Entwicklung eines entsprechenden Industrialisierungskonzeptes im Fokus steht. Im Rahmen des zugehörigen Forschungsprojektes sind bisher keine Publikationen mit einem technischen Detaillierungsgrad erschienen, die einen Vergleich der Ergebnisse zulassen würde.

Die im Rahmen der Thermographie erarbeiteten Ergebnisse zur Temperaturverteilung im Legeprozess erweitern das Bild der für die TAFP-Ablage gerader Bahnen in der Literatur verfügbaren Ergebnisse [36, 44, 46, 82]. Hinsichtlich des in der Literatur bislang nicht behandelten Aspekts der Temperaturverteilung bei gekrümmten Bahnen wurden in Kap. 5.2.2.2 Begründungen für die auftretenden Phänomene erarbeitet, die teilweise mit verfügbaren Grundlagenstudien [24, 55, 56] in Zusammenhang gebracht werden konnten. In Publikationen zur experimentellen Untersuchung von Fiber Steering bei TSC [127, 130, 132, 135, 138, 139] wurde die Verteilung der Materialtemperatur bislang nicht näher adressiert. Da die Wärmequelle hier oftmals in erster Linie das Substrat aufheizt, spielen die beobachteten Phänomene der Relativverschiebung und der Materialdeformation hier potenziell eine untergeordnete Rolle, weswegen die Auswirkungen allgemein als geringer eingeschätzt werden.

Die neuartige, teilautomatisierte Analyseverfahren für die durch Fiber Steering verursachten Faserwelligkeiten ermöglichen gegenüber herkömmlichen Messverfahren, wie Vermessung mittels Kamerasystem [132, 139] oder Mikroskopie [125, 127], manuellen Zählverfahren [132, 133] und subjektiver Bewertung der Ablagequalität [135, 138], eine großflächige Auswertung der Proben und liefert dadurch belastbarere, quantitative Ergebnisse. Diese zeigten die Korrelation von Prozessparametern, Geometrierandbedingungen und Faserwelligkeit. Ein direkter Vergleich zum Verhalten von anderen Materialsystemen ist schwierig, da der Fokus der verfügbaren experimentellen Studien meist auf den out-of-plane Falten liegt [130, 132, 133, 135, 136, 276] obwohl Bellaj und Hojjati [276] nachwies, dass in-plane Welligkeiten für TSC auch unter dem kritischen Steeringradius auftreten. Lediglich Hörmann vermaß in seiner Arbeit [127] in-plane Welligkeit für TSC. Ein direkter Vergleich der Ergebnisse ergab Tendenzen zu stärkerer Welligkeit in TPC, was potenziell über das schubweichere Materialverhalten im Prozess erklärt werden kann. Trotzdem existiert in diesem Kontext weiterer Forschungsbedarf. So sollte die entwickelte Analyseverfahren zur Vermessung der Welligkeit im TSC-Steering eingesetzt werden, um den direkten Vergleich der experimentellen Ergebnisse belastbarer zu machen. Ein weiterer Anknüpfungspunkt ist die Modellierung des Deformationsverhaltens im TPC-Steering, einhergehend mit einer temperaturabhängigen Bestimmung des Schubmoduls.

Die Teilergebnisse ermutigen zur vermehrten Verwendung nicht-geodätischer Faserarchitekturen in zukünftigen Bauteildesigns. Sie zeigen aber auch, dass der materialspezifischen minimalen Steeringradius definiert und berücksichtigt werden muss und der Prozesspunkt möglichst exakt definiert werden muss, insbesondere für die Ablage von kleinen Radien nahe des Grenzzadius. In diesem Kontext sind Studien zum Degradationsverhalten des Strukturmaterials im TAFP-Legeprozess [96, 97] eine wichtige Referenz. Geht man beispielweise für CF/PA6, basierend auf [270], von einer Zersetzungstemperatur von 350 °C sowie einer minimalen Verarbeitungstemperatur von 220 °C aus, so können sämtliche untersuchte Radien von bis zu 220 mm innerhalb des Prozessfensters abgelegt werden. Legt man dagegen das von Materialherstellern¹ empfohlene Verarbeitungsfenster [292] von 249 – 271 °C zu Grunde, ergibt sich, bei optimal gewähltem Prozesspunkt, ein minimaler Steeringradius von rund 570 mm. In der einzigen für TPC-Steering verfügbaren Studie beschreiben Clancy et al. [113] für CF/PEEK zwar Radien bis 400 mm als machbar, jedoch lediglich basierend auf ihren Ergebnissen zur Gestaltänderung des Tows im Legeprozess. Die Autoren analysieren weder die Temperaturverteilung im Legeprozess noch thematisieren sie in-plane Faserwelligkeiten. Dies legt eine Anwendung der in dieser Arbeit entwickelten Charakterisierungsmethoden auf die CF/PEEK Verarbeitung nahe, um die umsetzbaren Grenzzadien hier ebenfalls auf eine fundierte Basis zu stellen. Im Bereich TSC ermittelten Bellaj und Hojjati [276] für ihr

¹ Da im Datenblatt der Hersteller Celanese kein Verarbeitungsfenster angegeben wird, wurde das Datenblatt des Herstellers Toray Advanced Composites referenziert

vorliegendes $\frac{1}{4}$ "-Material experimentell einen kritischen Steeringradius von 1200 mm, was sehr nahe an ihren Simulationsergebnissen für das Material, 1300 mm, liegt. Für die Modellierung verwendeten sie den Ritz-Raleigh Ansatz. Weiterhin zeigten Sie, dass eine Erhöhung des Tacks den kritischen Steeringradius bis auf 800 mm senken könnte. Dabei ist anzumerken, dass hier der kritische Steeringradius als der minimale Radius definiert ist, bei dem sich noch keine out-of-plane Falten bilden. Der von Smith et al. [135] für $\frac{1}{4}$ " anhand ihrer auf manueller Fehlerdetektion basierenden Routine ermittelte Grenzwert von 1250 mm liegt ebenfalls in diesem Bereich. Gleichzeitig bestätigten die Autoren den Einfluss der Halbzeugbreite auf den Grenzwert, für $\frac{1}{8}$ "-Material betrug der Grenzwert 500 mm. Die Abhängigkeit des minimalen Steeringradius von der Towbreite wurde von Beakou et al. analytisch erarbeitet [138]. Dieser Faktor wurde in dieser Studie nicht untersucht, stellt jedoch vor dem Hintergrund der aktuellen Entwicklung von Anlagen zur Verarbeitung variabler Halbzeugbreiten eine wichtige Stoßrichtung für zukünftige Arbeiten dar. Im Bereich dry-fiber Placement untersuchten Velndez et al. [136] Radien von 2000 mm bis 100 mm und beobachteten anhand ihres auf einem Laserscanner basierenden Messprinzips ebenfalls eine Zunahme der out-of-plane Falten mit sinkendem Steeringradius für beide untersuchte Materialien. Sie verzichteten jedoch auf die Definition von Grenzwerten.

Die hinsichtlich der bei isothermer Konsolidierung gesteuerter Fasern entstehenden Fehlstellen erarbeiteten Tendenzen sind konsistent zu den Faserwelligkeitsuntersuchungen. Die beschriebenen Mechanismen zu ihrer Entstehung, basierend auf der in der Literatur bekannten Delamination in Aufheizprozessen von TPC [233–236] in Verbindung mit dem energiebasierten Rayleigh-Ritz-Ansatz [133, 138, 276], begründen das Materialverhalten. Weiterführende Erklärungen für die Einflüsse von Prozessparametern über Anbindungsmodelle [45, 282] fügen sich ebenfalls gut in das Gesamtbild ein und ermöglichen, mittels fundierter Prozessparameterdefinition, ein gezieltes Gegensteuern beim Auftreten derartiger Probleme in der zukünftigen prozesstechnischen Praxis.

Bezüglich des quantitativen Vergleichs der Auswirkung von Defekten mit der experimentellen Literaturergebnissen für TSC [143–150] muss berücksichtigt werden, dass kleine Abweichungen in Fehlstellengeometrie oder Probendesign hohe Abweichungen der Kennwerte zur Folge haben können. Die Studien von Woigk et al. [148] und Croft et al. [146] stellen die verfügbaren Literaturquellen zum Einfluss von Defekten für die Zugprüfung von Standardproben dar. Da die tatsächliche Festigkeitsreduktion stark von den eingesetzten Materialien sowie der exakten Defektgeometrie abhängt, kann ein direkter Vergleich der Absolutwerte generell nicht empfohlen werden. Dennoch werden die Zahlenwerte im Folgenden mit angeführt, um Anhaltspunkte für die Größenordnung von Effektstärken zu geben. Woigk et al. untersuchten in [148] aus 24 Lagen bestehende Lamine mit einem quasiisotropen Lagenaufbau. Sie stellten die Lamine im Handlegerverfahren aus einem unidirektionalen Prepreg mit IM7-Faser her. Die Defekte, Gaps und Overlaps, wurden agglomeriert in die $+45^\circ$ -, 90° - und -45° -Lagen eingebracht. Die Grundkonfiguration enthielt dabei Defekte in ein Viertel der Lagen, die gestaggerte

Konfiguration in der Hälfte der Lagen, die gemischte Gap/Overlap Konfiguration in $\frac{3}{4}$ der Lagen. Die Länge der Defekte betrug 2 mm. Es wurde kein signifikanter Effekt der Gaps auf die Zugfestigkeit festgestellt, was in dieser Studie den Ergebnissen des im PI-Prozess konsolidierten Laminates mit einer vergleichbaren Defektanordnung (PI-G-90°-D-L) entspricht. Die zugehörigen Schlifffbilder zeigten Harznester im Bereich der Fehlstellen und Ondulationen der angrenzenden 0°-Lagen, nur die beiden äußersten 0°-Lagen waren nicht vom Defekt beeinflusst und lagen gestreckt vor. Dies bestätigt die in dieser Studie, beispielsweise für A-G-0°-A-L, beobachteten Tendenzen, dass schon wenige gestreckt vorliegende 0°-Lagen im Vergleich zu einer ganzheitlichen Welligkeit zu einem weniger starken Festigkeitsabfall führen. Weiterhin fanden Woigk et al. eine signifikante Verbesserung der Zugfestigkeit um 3 % durch Overlaps und eine 7,4 % Verschlechterung durch die gemischte Konfiguration. Croft et al. [146] untersuchten in zwei Lagen um die Symmetrieebene eingebrachte, longitudinale Defekte und fanden sowohl für Gaps als auch für Overlaps nur einen sehr kleinen Einfluss von < 2% auf die Festigkeit. Der geringere Einfluss im Vergleich zu den in dieser Arbeit ermittelten Festigkeitsreduktion von longitudinalen Gaps lässt sich auf den von Croft et al. verwendeten unidirektionalen Lagenaufbau zurückführen. Dadurch fließt das Material im Aushärteprozess sehr homogen in die Fehlstelle, es entstehen deutlich weniger Ondulationen. Außerdem bleibt, im Gegensatz zu Multiaxiallaminaten, der Anteil der Fasern in Lastrichtung im Vergleich zur jeweiligen Referenzprobe konstant.

Diese Argumentation kann ebenfalls als Begründung dafür herangezogen werden, dass Croft et al. im Druckversuch keinen signifikanten Einfluss ihrer in Faserlängsrichtung verlaufenden Fehlstellen auf die Druckfestigkeit fanden. Die von ihnen festgestellte Erhöhung der Druckfestigkeit um 7 % begründen sie in erster Linie mit dem der Spannungsberechnung zugrundeliegenden Fehler der Flächenbestimmung. Die von Sawicki und Minguet in [144] in nicht-gekerbte Druckversuche an Multiaxiallaminaten untersuchten Defekte waren eine Mischung aus Gaps und Overlaps in den 90°-Lagen mit einer Defektgröße von 0,03 " und 0,10 ". Deswegen erscheint ein Vergleich mit der kleinen Effektgröße dieser Arbeit am angebrachten. Sawicki und Minguet fanden für ihre im Normklima getesteten Proben Festigkeitsreduktionen zwischen 8 % und 13 %, was etwas höher als die in dieser Arbeit für verteilte Defekte ermittelten Werte (8 % für Gaps, 2 % für Overlaps), aber geringer als die für agglomerierte Defekte ermittelten Werte (16 % für Gaps, 17 % für Overlaps) ist. In den von Sawicki und Minguet geprüften Laminaten waren die Fehlstellen bewusst unmittelbar angrenzend an die lasttragenden 0°-Lagen angeordnet. Es wurden allerdings nur in drei der 23 bzw. 26 Lagen Defekte eingebracht. Mukhopadhyay et al. untersuchten in [147] ebenfalls quasiisotrope Laminat mit zwischen den 90° und -45° Lagen eingebrachten Fehlstellen. Der Lagenaufbau entspricht dabei prinzipiell 90°-D, allerdings wurde der Aufbau um zwei Lagenpakete erweitert, und jede Lage doppelt ausgeführt, wodurch sich eine Gesamtstärke des Laminates von 6 mm ergibt. Die Autoren machen keine absoluten Angaben zur Breite und Höhe der eingebrachten zusätzlichen 90°-Fasern, sondern geben lediglich die Stärke der resultierenden out-of-plane Ondulationen an, die sie über den Rampenwinkel α

quantifizieren. Sie fanden für $\alpha > 8^\circ$ eine Änderung des Versagensmodus von Druckversagen der Faser zu Delamination. Dies konnten sie experimentell unter Einsatz einer High-Speed-Kamera bestätigen. Es ist anzunehmen, dass dieser Grenzwert stark vom eingesetzten Matrixsystem abhängt, da dieses einen großen Einfluss auf die interlaminaire Scherfestigkeit des Verbunds hat. Weiter fanden die Autoren einen Zusammenhang zwischen dem Grad der Ondulation und der Festigkeitsreduktion. Für einen Rampenwinkel von 9,9 % fanden Mukhopadhyay et al. eine Reduktion der Druckfestigkeit um 33 %. Das einzige in dieser Arbeit untersuchte Laminat mit einem vergleichbar großen Rampenwinkel ist A-G-90°-D-L ($\alpha = 8^\circ$) zeigte ebenfalls eine Festigkeitsreduktion um 33 %. Im Bereich unterhalb des Wechsels des Versagensmodus fanden Mukhopadhyay et al. experimentell eine Festigkeitsreduktion um 18 % für einen Rampenwinkel von 5,6°. Auch Woigk et al. fanden in [148] Delaminationsversagen ihrer gemischten Gap/Overlap Probekörper, was zu einer Festigkeitsreduktion von 14,7 % führte. Ihre Konfigurationen mit agglomerierten Gaps oder Overlaps zeigten dagegen eine erhöhte Druckfestigkeit. Dabei kann ein Faktor sein, dass das Laminat mit gemischten Defekten in drei Vierteln der Lagen Defekte enthielt, wobei die Lamine mit nur einer Defektart nur in einem Viertel der Lagen einen Defekt aufwiesen. Für agglomerierte Defekte konnte in dieser Arbeit nur für im isothermen Prozess konsolidierte Laminat kein Einfluss auf die Druckfestigkeit nachgewiesen werden. Woigk et al. verzichteten auf eine Quantifizierung der out-of-plane Ondulationen ihrer Lamine. Gemäß des durch die Schlibbilder vermittelten optischen Eindrucks ist die Stärke der Ondulationen für Gap und Overlap Konfigurationen relativ gering, was in dieser Arbeit am Ehesten den PI-Laminaten entspricht.

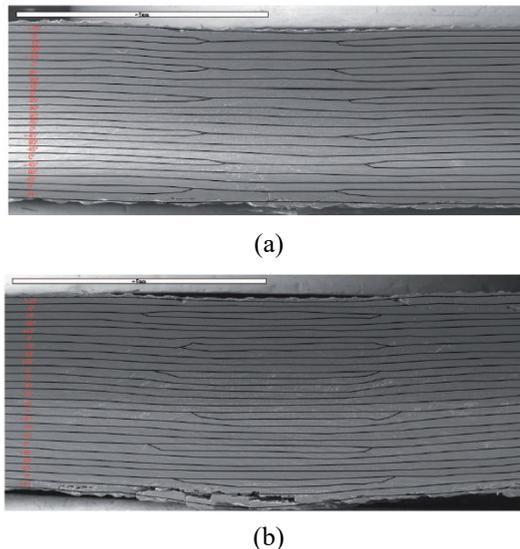


Abb. 6-1: Scanning Elektronen Mikroskop Bilder [145]

(a) Probekörper mit 0° Gaps; (b) Probekörper mit 0° Overlaps

Von den von Marouene et al. in [145] im open-hole Compressive Test untersuchten Laminaten mit $[45/0/-45/90]_{3S}$ Aufbau sind die Konfigurationen mit zentrierten, 3,175 mm breiten Fehlstellen in der 90° -Lage am besten mit den Proben dieser Arbeit

vergleichbar. Hier wurde eine Reduktion der Druckfestigkeit um 7 % gefunden. Auf eventuelle durch die Fehlstellen hervorgerufene Ondulationen gingen Marouene et al. nicht näher ein. Per Scanning Elektronen Mikroskop aufgenommene Schlibfbilder von Konfigurationen mit 0° Defekten (Abb. 6-1) zeigen einen vergleichsweise geradlinigen Verlauf der orthogonalen Lagen, da die Fehlstelle lokal durch die angrenzenden Lagen geschlossen wurde. Dieses gleichförmige Schließen der Fehlstellen deuteten die Autoren als Matrixfluss am Punkt der geringsten Viskosität während des Autoklavprozesses.

Hinsichtlich der in Kap. 5.3 generierten Teilergebnisse ist positiv zu bewerten, dass die Ergebnisse der Mikroskopie, das beobachtete Fließverhalten und die dadurch induzierte Faserwelligkeit sehr gut mit den Ergebnissen der mechanischen Prüfung korrelieren. Hier lassen sich wiederum allgemeinere Parallelen zum für TSC nachgewiesenen Einfluss der Faserwelligkeit auf Zug- [150, 166, 170] und Druckfestigkeit [147, 157, 161, 163, 166, 191] ziehen. Insbesondere die detaillierte Analyse des Dehnungsverhaltens veranschaulicht auch die Einflüsse der Defekte auf die lokale Steifigkeit. Die sehr starken Fließvorgänge im variothermen Konsolidierungsprozess unterscheiden sich deutlich von dem für die Prozesskette „isothermes Formpressen“ beobachteten Fließen, und erklären die stark verringerten und schwankenden mechanischer Kennwerte. In diesem Kontext ist es anzustreben, weitere Konfigurationen in der Prozesskette „isothermes Formpressen“ zu testen, um beispielsweise die Auswirkung schwacher Fließprozesse auf die Performance von 0°-Overlaps zu untersuchen. Weiterhin sollten die Ergebnisse des Fließverhaltens hinsichtlich ihrer Reproduzierbarkeit durch weitere Versuchsreihen überprüft werden, sowie die quantitative Mikroskopieanalyse durch die Betrachtung mehrerer Sektionen pro Probekörper ausgebaut werden. Da dies mit sehr hohen Präparations- und Prüfaufwänden verbunden ist, könnte hier auch der Einsatz einer alternativen, aufwendigeren Messmethode für out-of-plane Ondulationen, wie Mikro-CT, angestrebt werden. Die Ergebnisse der longitudinalen Fehlstellen zeigen, dass auch hier Ondulationen einen Einfluss haben können. Diese Erkenntnis ist auch für die Bewertung der Auswirkungen von Fiber Steering relevant, da speziell für kleine Welligkeitsgrade häufig in Faserlängsrichtung verlaufende Fehlstellen auftraten. Gleichwohl muss zur abschließenden Bewertung der Übertragbarkeit das Fließverhalten von im Laminat eingebetteten gesteuerten Lagen untersucht werden.

7 Abschluss

7.1 Zusammenfassung

Folgende Aussagen lassen sich aus den Untersuchungen dieser Arbeit ableiten:

- Betrachtet man Preforms mit gerader Faserarchitektur, so spielt die im Legeprozess erzielte Anbindungsgüte keine entscheidende Rolle für die Qualität von in der Prozesskette Umformung von TAFP-Preforms hergestellten Bauteilen. Der Fokus der Prozesspunktdefinition kann hier demnach in der Optimierung der Ablagerate, sowie der Standzeiten, liegen.
- Für die Umformung von gesteuerten Preforms beeinflussen die TAFP-Prozessparameter dagegen die resultierende Bauteilqualität. Dies liegt insbesondere am Effekt der Anbindungsgüte auf die Fehlstellenbildung, welcher über die Dekonsolidierung des Materials im Infrarotfeld erklärt werden konnte. Ein gut gewählter Prozesspunkt ermöglicht die Ablage von Steeringradien bis zu 530 mm mit unter 0,5 % Flächenanteil der Fehlstellen. Für Radien kleiner 450 mm steigt die Fehlstellenzahl und –größe dann mit sinkendem Radius stark. Weniger optimal gewählte Prozessparameter, und damit eine geringere Anbindungsgüte, führen schon bei größeren Radien zu erhöhtem Fehlstellenanteil, und sind deswegen zu vermeiden.
- Fiber Steering führt zu einer inhomogenen Verarbeitungstemperatur über die Rollenbreite, wobei die Divergenz der Temperatur der Einzeltows mit sinkendem Krümmungsradius ansteigt. Möchte man in dem von Herstellern empfohlenen Verarbeitungsbereich bleiben, so sollte der Krümmungsradius nicht kleiner als 570 mm gewählt werden. Gleichzeitig legen die Untersuchungen zur Vorkonsolidierung, wie auch entsprechende Literaturquellen, ein größeres Verarbeitungsfenster nahe.
- Die zur Quantifizierung des Anbindungsgrads eingesetzte Methode des Wedge-Peel-Tests liefert schlüssige Ergebnisse und ist für die Bestimmung von Prozesspunkten sowie Durchführung von Sensitivitätsanalysen von Prozessgrößen auf die Anbindungsgüte geeignet.
- Der für die Analyse der Faserwelligkeit entwickelte Algorithmus ermöglicht eine Vermessung der Wellen unter Berücksichtigung einer breiten Datenbasis, was mit konventionellen Techniken nicht umsetzbar war. Dadurch konnten Einflüsse des Krümmungsradius und der TAFP-Prozessparameter auf die Faserwelligkeit nachgewiesen werden.
- Die teilautomatisierte Bildverarbeitungsmethode zur Untersuchung von Fehlstellen ist in der Lage, große Probeflächen zu erfassen und auszuwerten.
- Um die Auswirkungen von Defekten auf die mechanischen Eigenschaften von TPC zu verstehen, ist eine detaillierte Betrachtung der Mikrostruktur essenziell, da gewählte Prozesskette sowie Defektparameter die Fließvorgänge während der Konsolidierung beeinflussen.

- Tab. 7-1 fasst die Auswirkungen von Defekten auf die Zug- und Druckfestigkeit zusammen.

Tab. 7-1: Zusammenfassung der Auswirkung von Defekten

Ergebnisse zum Einfluss von Defekten auf die Zug- und Druckfestigkeit relativ zur jeweiligen Referenz: -- >25% Reduktion; - signifikante Reduktion < 25%; +/- kein signifikanter Effekt; + signifikante Steigerung

	G-L		G-S		O-L		O-S	
	UTS	UCS	UTS	UCS	UTS	UCS	UTS	UCS
PV-90°-D	--	--	+/-	+/-	+/-	-	+/-	+/-
PV-90°-A	--	-	+/-	-	+	+/-	+/-	-
PV-0°-D	--	--	--	--	+/-	+/-	--	--
PV-0°-A	--	--	--	-	+/-	+/-	--	--
A-90°-D	-	--						
A-90°-A	-	-						
PI-90°-D	+/-	+/-			+/-			
PI-90°-A	+/-	+/-						

- Für variotherme Konsolidierungsprozesse sind Defekte kritischer zu sehen als für das isotherme Formpressen, da die längeren Fließvorgänge zu stärkeren Ondulationen der Fasern führen. Transversale 90°-Fehlstellen beeinflussten hier die Mikrostruktur über die gesamte Laminatstärke, und führten folglich zu geringeren Zug- und Druckfestigkeiten. Im Zugversuch konnte lokale Dehnungsüberhöhungen im Bereich der Fehlstellen beobachtet werden. Beides trifft insbesondere auch für transversale 0°-Fehlstellen zu. Hier wurde jedoch die Abwesenheit von Fasern in 0°-Richtung als Ursache für die verminderte Steifigkeit und Festigkeit identifiziert, da die Fehlstellen in der Konsolidierung durch die angrenzenden Lagen gefüllt werden. Verallgemeinert zeigten 6,35 mm große Überlappungen das beste mechanische Verhalten. Mit einer Ausnahme reduzierten sie die Festigkeiten nicht signifikant.
- Im isothermen Formpressen wirken sich Defekte, aufgrund der kürzeren Fließvorgänge, weniger stark aus. So traten im Zugversuch keine Dehnungsüberhöhungen auf, und die Defekte beeinflussten die Festigkeiten nicht signifikant. Sofern die Lastrichtung orthogonal zur Richtung der unterbrochenen Fasern liegt, können hier auch Gaps verwendet werden.

7.2 Adressierung der Forschungsfragen

FF1: Beeinflusst der im Legeprozess erzielte Anbindungsgrad die Bauteilqualität von Umformbauteilen?

Die Untersuchungen ergaben, dass der im TAFP-Ablageprozessschritt erzielte Anbindungsgrad die Qualität von Umformbauteilen mit gerader Faserarchitektur weder in Bezug auf die Mikrostruktur des Laminates, noch auf die in nasschemischen und mechani-

schen Prüfungen bestimmten Eigenschaften beeinflusst. Stattdessen dominiert der Umformprozessschritt das Bauteilergebnis. Dies zeigt sich insbesondere in der gefundenen Restmikroporosität im Vergleich zu im variothermen Pressprozess konsolidierten Laminaten [20]. Für gekrümmte Faserarchitektur konnte jedoch ein Einfluss des Anbindungsgrades auf die Fehlstellenausbildung identifiziert werden.

FF2: Wie wirkt sich eine nicht-geodätische Faserarchitektur und das damit verbundene Fiber Steering in den Einzelschritten der Prozesskette aus?

Auf Prozessebene konnte ein Einfluss des Krümmungsradius der Ablagebahn auf die Temperaturverteilung im Legeprozess nachgewiesen werden. Dadurch ist es erforderlich, den im Steering auftretenden Temperaturbereich mit dem Prozessfenster des Materials zu harmonisieren.

Weiterführend konnte gezeigt werden, dass sich die TAFP-Prozesstemperatur zwar auf die Ausprägung der Faserwelligkeit, jedoch nicht auf den Welligkeitsgrad auswirkt. Für den Umformprozess zeigte sich die Anbindungsgüte relevanter als die Wellenform, weswegen höhere AFP-Verarbeitungstemperaturen zu niedrigeren Fehlstellenanteilen im konsolidierten Laminat führten. Dies unterstreicht die Wichtigkeit der optimalen Wahl des Prozesspunktes in der AFP Verarbeitung. Für dessen exakte Ermittlung sind weitere Untersuchungen notwendig. So erzielten Stokes-Griffin et al. [82] für 260 °C die maximale Anbindungsgüte, was zwischen den hinsichtlich Fehlstellenbildung untersuchten Prozesspunkten liegt.

FF3: Wie beeinflussen die durch Sektorkonvergenzzonen hervorgerufenen Defekte die Bauteileigenschaften in Abhängigkeit der Prozesskette?

Die Analyse der Mikrostruktur ergab einen deutlichen Einfluss der Defekte auf das Fließverhalten innerhalb des Laminates im Konsolidierungsprozess. Die anisotropen Fließcharakteristika für TPC [80, 284, 285] erklären die gefundenen Unterschiede zu entsprechenden Betrachtungen für TSC [146, 153]. Insbesondere wirkte sich auch der verwendete Konsolidierungsprozess auf das Fließen aus. Speziell im variothermen Pressprozess, aber auch im Autoklav, zeigten konsolidierte Proben im Bereich der Fehlstellen starke Faserwelligkeit. Entsprechend stark beeinflussten diese Zonen die mechanischen Eigenschaften, was sich in lokalen Dehnungsüberhöhungen und reduzierten Festigkeiten äußerte. Die im variothermen Pressprozess verwendeten Überlappungen zeigten sowohl für Zug- als auch für Druckbelastung höhere Festigkeiten, wobei für 0° Überlappungen ein signifikanter Einfluss der Überlappungslänge gefunden wurde. Aus den Versuchen für variotherme Prozessketten lässt sich zusammenfassend als Designempfehlung für Konvergenzzonen die Verwendung von großen Überlappungen ableiten. Im isothermen Formpressen hatten Defekte allgemein einen deutlich schwächeren Einfluss. Dies zeigte sich in der homogeneren Mikrostruktur mit vergleichsweise geringerer Faserwelligkeit, und lässt sich mit den kurzen Fließzeiten in der Konsolidierung begründen. Entsprechend wirkten sich die Fehlstellen nicht auf die mechanische Prüfung aus. Transversale Fehlstellen in 0°-Lagen wurden dabei jedoch nicht untersucht; hier

wäre ein starker Einfluss zu erwarten, da in erster Linie die Abwesenheit der lasttragenden Fasern, und nicht die Faserwelligkeit, als Ursache für die mechanische Schwachstelle ausgemacht wurde. Zusammenfassend lässt sich für das isotherme Formpressen festhalten, dass in quer zur Lastrichtung verlaufenden Lagen eingebrachte Defekte auch als Fehlstellen ausgeführt werden können. Zu Fehlstellen von in Lastrichtung verlaufenden Fasern sind weitere Untersuchungen notwendig; basierend auf den hier generierten Ergebnissen wird eine Verwendung von großen Überlappungen empfohlen.

Wie wirken sich die zentralen Parameter des Manufacturing Engineering, die Legeprozessparameter und die prozessspezifischen Designparameter, auf die Eigenschaften von TAFP-basiert hergestellten Bauteilen aus?

Bauteile mit nicht-geodätischer Faserarchitektur können demnach durch Umformung von TAFP-Preforms in hoher Qualität hergestellt werden, sofern im Zuge des Manufacturing Engineering die adressierten Punkte beachtet werden. Diese beinhalten insbesondere die Wahl eines optimalen Prozesspunktes und die Einhaltung des minimalen Steeringradius. Tow-drops an Sektorgrenzen können dabei als Fehlstellen ausgeführt werden, ohne die mechanischen Eigenschaften signifikant zu beeinflussen. Bei der Verwendung unvollständig imprägnierter Materialien, wie den in dieser Arbeit betrachteten, verbleibt jedoch eine Restporosität im Bauteil. Diese wirkte sich in keinem der betrachteten Lastfälle negativ auf die Mechanik aus. Für Schubbelastung sollte dies jedoch noch gesondert überprüft werden.

7.3 Ausblick

Die Ergebnisse dieser Arbeit befähigen die Prozesskette der Umformung von TAFP-Preforms zur Umsetzung von Bauteilen mit einer höheren Komplexität, als sie bislang über entsprechende Technologiedemonstratoren adressiert wurden. Die gezeigte Umsetzbarkeit von Krümmungsradien von unter 600 mm ermutigt dazu, die Komplexität von Preform- wie Bauteildesign zu erhöhen, und dadurch höhere Leichtbaugrade zu erzielen. Gleichzeitig belegen die Ergebnisse der geraden Faserarchitektur, dass hier noch höhere Legeraten als die in dieser Arbeit verwendeten angestrebt werden können. Dadurch steigt die Produktivität des Prozesses, was ihn weitere Anwendungen wirtschaftlich attraktiv macht. Eine prozesstechnische Weiterentwicklung könnte dabei auch die Kombination des Umformprozesses mit Spritzguss oder Fließpressen sein. Entsprechende Demonstratoren wurden auf ATL-Basis bereits umgesetzt [293–295]. Wird das TAFP-Preforming in diesem Kontext nur zur Ablage kleinräumiger Verstärkungsstrukturen oder anderer Einleger verwendet, lassen sich auch für Automobilanwendungen attraktive Produktionsraten erzielen.

Hinsichtlich des Einflusses von Defekten wurde ein erster Schritt zur Untersuchung des Einflusses in Abhängigkeit von Prozesskette und Fehlstellendesign gemacht. Aus den Ergebnissen ließen sich vorläufige Designempfehlungen in Abhängigkeit der Parameter machen. Für die Definition von Knock-Down Faktoren sind weitere Untersuchungen

notwendig, um die Datenbasis der Ergebnisse zu verbreitern und, speziell für die isotherme Umformprozesskette, mehr Konfigurationen abzudecken. Dazu zählen insbesondere Überlappungen bei Druckbelastung, aber auch der Schublastfall. Die Verwendung von digitaler Bildkorrelation ermöglichte eine detaillierte Betrachtung des Dehnungsverhaltens im Zugversuch und die Analyse defektspezifischer Nichtlinearitäten. Im Druckversuch wäre die Integration einer vergleichbaren Messmethode wünschenswert, lässt sich mit den aktuell verfügbaren Vorrichtungen und Methoden jedoch nicht realisieren. Um die Versagensmechanismen detailliert analysieren zu können, sollte auch der Schädigungsverlauf der Probekörper im Versuch miterfasst werden, wie beispielsweise von Woigk et al. [148] für TSC mittels einer High-Speed Kamera umgesetzt. Auch die Untersuchung von Schublasten, sowie die Wechselwirkung der Defekte mit den Löchern im OHC- und OHT-Versuch analog zu verfügbaren TSC-Untersuchungen [145, 146, 157] stellen weitere offene Forschungsthemen dar. Aufgrund der generellen Unterschiede des Ermüdungsverhaltens zwischen TSC und TPC [296] sind entsprechende Untersuchungen ebenfalls anzustreben.

Zum Thema Faserwelligkeit durch Fiber Steering wäre die Halbzeugbreite ein zusätzlich relevanter Untersuchungsparameter, nicht zuletzt, da neuartige Anlagentechnologien, wie die C-Solo von Coriolis [297], Halbzeuge variabler Breite verarbeiten können. Um den Einfluss der im Steering generierten Fehlstellen auf die mechanischen Eigenschaften zu untersuchen, sind ebenfalls weitere Untersuchungen notwendig. So muss insbesondere die mechanische Wechselwirkung der verbleibenden in-plane Ondulationen mit den angrenzenden Fehlstellen detailliert betrachtet werden. Weiterhin sollte überprüft werden, ob sich im Laminat eingebettete Steeringlagen in gleicher Weise verhalten wie die untersuchte Lage an der Oberfläche des Laminats. Da die in dieser Arbeit eingesetzte Methode nur Oberflächeneffekte erfassen kann, sind dazu alternative Detektionsverfahren, wie Micro-CT, erforderlich. Die entwickelte Analyseverfahren kann dagegen in Zukunft auch in anderen Forschungsthemen und Anwendungsfeldern, wie der Qualitätssicherung, eingesetzt werden.

Literaturverzeichnis

- [1] Bundesministerium für Wirtschaft und Energie, *Klimaschutz - Abkommen von Paris*. [Online]. Available: <https://www.bmwi.de/Redaktion/DE/Artikel/Industrie/klimaschutz-abkommen-von-paris.html> (accessed: Aug. 4 2020).
- [2] United Nations Framework Convention on Climate Change (UNFCCC), *Historic Paris Agreement on Climate Change: 195 Nations Set Path to Keep Temperature Rise Well Below 2 Degrees Celsius*. [Online]. Available: <https://web.archive.org/web/20160117141004/http://newsroom.unfccc.int/unfccc-newsroom/finale-cop21/> (accessed: Aug. 4 2020).
- [3] The European Commission, *Langfristige Strategie – Zeithorizont 2050: Die Kommission fordert ein klimaneutrales Europa bis zum Jahr 2050*. [Online]. Available: https://ec.europa.eu/clima/policies/strategies/2050_de (accessed: Aug. 4 2020).
- [4] A. Krein, “Clean Sky: towards climate-neutral aviation,” in *Ist AEROSPACE EUROPE CONFERENCE AEC2020*, Bordeaux, France, 2020.
- [5] Air Transport Action Group (ATAG), “Face sheet 2: Aviation and climate change,” Jan. 2020. Accessed: Aug. 4 2020. [Online]. Available: <https://aviation-benefits.org/downloads/fact-sheet-2-aviation-and-climate-change/>
- [6] R. Pidcock and S. Yeo, *Analysis: aviation could consume a quarter of 1.5C carbon budget by 2050*. [Online]. Available: <https://www.carbonbrief.org/aviation-consume-quarter-carbon-budget> (accessed: Aug. 4 2020).
- [7] E. Terrenoire, D. Hauglustaine, T. Gasser, and O. Penanhoat, “The impact of carbon dioxide aviation emissions on future climate change,” in *Ist AEROSPACE EUROPE CONFERENCE AEC2020*, Bordeaux, France, 2020.
- [8] P. Ehrenfreund, “Common aeronautics-space technologies,” in *Ist AEROSPACE EUROPE CONFERENCE AEC2020*, Bordeaux, France, 2020.
- [9] R. Henke, “Round-Table Hybrid/Electric-Propulsion,” in *Ist AEROSPACE EUROPE CONFERENCE AEC2020*, Bordeaux, France, 2020.
- [10] K. Edelmann, A. Miaris, M. Ulrich, and T. Neitzel, “A350 XWB: Ein CFK-Flugzeug mit tausenden von Composite-Kleinteilen: Hohe Automation ermöglicht den Durchbruch in der Thermoplast-Fertigung,” München, Jun. 4 2014.
- [11] *Die EU-Verordnungen zur Verminderung der CO2-Emissionen von Personenkraftwagen und leichten Nutzfahrzeugen*), 2014. [Online]. Available: <https://www.bmu.de/gesetz/die-eu-verordnungen-zur-verminderung-der-co2-emissionen-von-personenkraftwagen-und-leicht/>

- [12] ROLAND BERGER GMBH, Ed., “Urban air mobility: The rise of a new mode of transportation,” München, Nov. 2018.
- [13] J. Sloan, *Evolving AFP for the next generation*. [Online]. Available: <https://www.compositesworld.com/blog/post/evolving-afp-for-the-next-generation> (accessed: Mar. 30 2020).
- [14] M. Wölfle, *International Recognition: Premium AEROTEC wins the JEC Innovation Award 2016 for its CFRP door frames*. Augsburg, 2016.
- [15] S. Schmitt and S. Klockgether, “PREMIUM AEROTEC - CORIOLIS - FRAUNHOFER: An example for collaborative research & development,” Augsburg, Jul. 6 2017.
- [16] G. Gardiner, *Thermoplastic composite demonstrators - EU roadmap for future airframes*. [Online]. Available: <https://www.compositesworld.com/articles/thermoplastic-composite-demonstrators-eu-roadmap-for-future-airframes-> (accessed: Aug. 5 2020).
- [17] L. Le Lay, “Industrial vision of a full TP welded primary airframe structure,” in *SAMPE Europe Conference*, Stuttgart, Germany, 2017.
- [18] Dr. Elmar Witten (AVK), Michael Sauer, Michael Kühnel (CCeV), “Composites-Marktbericht 2018: Marktentwicklungen, Trends, Ausblicke und Herausforderungen [Composites market review 2018: market developments, trends, outlooks and challenges],” 2018.
- [19] S. Black, “Thermoplastic composites technology: A view from Europe,” in *CompositesWorld Magazine*, I. Gardner Business Media, Ed., Cincinnati, Ohio, US, 2015.
- [20] A. Schug, D. Rinker, R. Hinterhoelzl, and K. Drechsler, “Evaluating the potential of forming spot-welded layups out of fibre reinforced thermoplastic tape without previous consolidation,” *Int J Mater Form*, vol. 43, no. 22, p. 41, 2018, doi: 10.1007/s12289-018-1416-5.
- [21] *DIN IEC 60050-351*, 2014.
- [22] M. P. Groover, *Automation, production systems, and computer-integrated manufacturing*, 3rd ed. Upper Saddle River, N.J.: Pearson/Prentice Hall, 2008.
- [23] J. Frketic, T. Dickens, and S. Ramakrishnan, “Automated manufacturing and processing of fiber-reinforced polymer (FRP) composites: An additive review of contemporary and modern techniques for advanced materials manufacturing,” *Additive Manufacturing*, vol. 14, pp. 69–86, 2017, doi: 10.1016/j.addma.2017.01.003.
- [24] A. Kollmannsberger, E. Ladstätter, and K. Drechsler, “Challenges for thermoplastic-Automated Fiber Placement (TP-AFP) with in-situ consolidation on 3D parts,”

- in *17th European Conference on Composite Materials ECCM-17*, Munich, Germany, 2016.
- [25] S. M. F. Kabir, K. Mathur, and A.-F. M. Seyam, “A critical review on 3D printed continuous fiber-reinforced composites: History, mechanism, materials and properties,” *Composite Structures*, vol. 232, no. 1, p. 111476, 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.111476.
- [26] B. Brenken, E. Barocio, A. Favaloro, V. Kunc, and R. B. Pipes, “Fused filament fabrication of fiber-reinforced polymers: A review,” *Additive Manufacturing*, vol. 21, pp. 1–16, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.01.002.
- [27] M. Belhaj *et al.*, “Dry fiber automated placement of carbon fibrous preforms,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 50, no. 0, pp. 107–111, 2013, doi: 10.1016/j.compositesb.2013.01.014.
- [28] Oldani T., “Increasing productivity in fiber placement processes,” in *sae aerospace manufacturing and automated fastening conference & exhibition*, North Charleston, South Carolina, USA, 2008.
- [29] Coriolis Composites, *Coriolis C1 THE REFERENCE IN AUTOMATED FIBER PLACEMENT*. [Online]. Available: <https://www.coriolis-composites.com/fiber-placement-machines/coriolis-c1/> (accessed: Jul. 29 2019).
- [30] Dieffenbacher GMBH, Ed., “D Composites 3: Reduce to the max,” Eppingen, Deutschland, 2018.
- [31] I. Koustas, T. Papingiotis, G.-C. Vosniakos, and A. Dine, “On the development of a filament winding robotic system,” *Procedia Manufacturing*, vol. 17, pp. 919–926, 2018, doi: 10.1016/j.promfg.2018.10.145.
- [32] T. Zenker, “T-AFP – Thermoplastic Automated Fiber Placement for the manufacturing of structures,” in *Luftfahrttechnisches Handbuch 2021*, Ottobrunn, 2021.
- [33] K. Yassin and M. Hojjati, “Processing of thermoplastic matrix composites through automated fiber placement and tape laying methods: A review,” *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 0892705717738305, 2017, doi: 10.1177/0892705717738305.
- [34] H. Lengsfeld, V. Altstädt, J. Krämer, J. LaCalle, and F. W. Fabris, *Faserverbundwerkstoffe: Prepregs und ihre Verarbeitung*. München: Hanser, 2015.
- [35] D. H.-J.A. Lukaszewicz, C. Ward, and K. D. Potter, “The engineering aspects of automated prepreg layup: History, present and future,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 43, no. 3, pp. 997–1009, 2012, doi: 10.1016/j.compositesb.2011.12.003.

- [36] T. Zenker, A. Schug, and L. Chatzigeorgiou, "Gewichts- und Kostenoptimiertes Drillelement für einen lagerlosen 5-Blatt Hubschrauberrotor : GeKo: Teilvorhaben "Materialeffiziente, lastpfadoptimierte und automatisierte Thermoplast-Legetechnologien und Konsolidierungsprozesse GeKo-Therm",," Augsburg, 2018. [Online]. Available: <https://doi.org/10.2314/GBV:1023145626>
- [37] V. Agarwal, S. I. Güçeri, R. L. Mccullough, and J. M. Schultz, "Thermal Characterization of the Laser-Assisted Consolidation Process," *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 5, no. 2, pp. 115–135, 1992, doi: 10.1177/089270579200500203.
- [38] V. Agarwal, R. L. Mccullough, and J. M. Schultz, "The Thermoplastic Laser-Assisted Consolidation Process-Mechanical and Microstructure Characterization," *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 9, no. 4, pp. 365–380, 1996, doi: 10.1177/089270579600900405.
- [39] E. Beyeler, W. Phillips, and S. I. Güçeri, "Experimental Investigation of Laser-Assisted Thermoplastic Tape Consolidation," *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 1, no. 1, pp. 107–121, 1988, doi: 10.1177/089270578800100109.
- [40] C. M. Pistor, M. A. Yardimci, and S. I. Güçeri, "On-line consolidation of thermoplastic composites using laser scanning," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 30, no. 10, pp. 1149–1157, 1999, doi: 10.1016/S1359-835X(99)00030-5.
- [41] F. Rosselli, M. H. Santare, and S. I. Güçeri, "Effects of processing on laser assisted thermoplastic tape consolidation," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 28, no. 12, pp. 1023–1033, 1997, doi: 10.1016/S1359-835X(97)00072-9.
- [42] A. J. Comer *et al.*, "Mechanical characterisation of carbon fibre-PEEK manufactured by laser-assisted automated-tape-placement and autoclave," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.10.003.
- [43] M. Di Francesco, M. A. Valverde, W. Carwyn, P. Giddings, G. Dell'Anno, and K. Potter, "Influence of layup speed on the quality of thermoplastic preforms manufactured by laser-assisted Automated Fiber Placement," in *17th European Conference on Composite Materials ECCM-17*, Munich, Germany, 2016.
- [44] M. Di Francesco, L. Veldenz, G. Dell'Anno, and K. Potter, "Heater power control for multi-material, variable speed Automated Fibre Placement," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 101, pp. 408–421, 2017, doi: 10.1016/j.compositesa.2017.06.015.
- [45] W. J. B. Grouve, L. L. Warnet, B. Rietman, H. A. Visser, and R. Akkerman, "Optimization of the tape placement process parameters for carbon-PPS composites,"

- Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 50, no. 0, pp. 44–53, 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.03.003.
- [46] W.J.B. Grouve, *Weld strength of laser-assisted tape-placed thermoplastic composites*. PhD thesis, University of Twente, 2012.
- [47] T. Kok, W. J. B. Grouve, L. Warnet, and R. Akkerman, “Effect of ply orientation on bond strength in fiber-placed composites,” in *20th International Conference on Composite Materials ICCM20*, Copenhagen, Denmark, 2015.
- [48] A. Kollmannsberger, R. Lichtinger, F. Hohenester, C. Ebel, and K. Drechsler, “Numerical analysis of the temperature profile during the laser-assisted automated fiber placement of CFRP tapes with thermoplastic matrix,” *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 0892705717738304, 2017, doi: 10.1177/0892705717738304.
- [49] P. Kölzer, *Temperaturerfassungssystem und Prozessregelung des laserunterstützten Wickelns und Tapelegens von endlos faserverstärkten thermoplastischen Verbundkunststoffen*. PhD thesis, RWTH Aachen, 2008.
- [50] T. Orth and M. Krahl, “A review of radiative heating in automated layup and its modeling,” *Zeitschrift Kunststofftechnik*, vol. 2, pp. 91–125, 2017, doi: 10.3139/O999.01022017.
- [51] D. Ray *et al.*, “Fracture toughness of carbon fiber/polyether ether ketone composites manufactured by autoclave and laser-assisted automated tape placement,” *Journal of Applied Polymer Science*, vol. 132, no. 11, pp. n/a - n/a, 2015, doi: 10.1002/app.41643.
- [52] R. Schledjewski and A. Miaris, “Thermoplastic Tape Placement by Means of Diode Laser Heating,” in *SAMPE conference 2009*, Baltimore, Maryland, United States, 2009.
- [53] T. Slange, L. Warnet, W. J. B. Grouve, and R. Akkerman, “Influence of preconsolidation on consolidation quality after stamp forming of C/PEEK composites,” in *19th International ESAFORM Conference on Material Forming*, Nantes, France, 2016.
- [54] T. K. Slange, Y. M. Buser, S. Wijskamp, L. L. Warnet, and W. J. B. Grouve, “Rapid Manufacturing of a Tailored Spar by AFP and Stamp Forming,” in *4th International Conference and Exhibition on Thermoplastic Composites ITHEC 2018*, Bremen, Germany, 2018.
- [55] C. M. Stokes-Griffin and P. Compston, “A combined optical-thermal model for near-infrared laser heating of thermoplastic composites in an automated tape placement process,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 75, pp. 104–115, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.08.006.

- [56] C. M. Stokes-Griffin and P. Compston, “Optical characterisation and modelling for oblique near-infrared laser heating of carbon fibre reinforced thermoplastic composites,” *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 72, pp. 1–11, 2015, doi: 10.1016/j.optlaseng.2015.03.016.
- [57] C. M. Stokes-Griffin, P. Compston, T. I. Matuszyk, and M. J. Cardew-Hall, “Thermal modelling of the laser-assisted thermoplastic tape placement process,” *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 28, no. 10, pp. 1445–1462, 2013, doi: 10.1177/0892705713513285.
- [58] J. M. Haake, “High power diode laser-assisted fiber placement of composite structure,” in *24th International Congress on Laser Materials Processing and Laser Microfabrication - ICALEO 2005*, Miami, Florida, USA, 2005, p. 907.
- [59] M. A. Khan, P. Mitschang, and R. Schledjewski, “Identification of some optimal parameters to achieve higher laminate quality through tape placement process,” *Advances in Polymer Technology*, vol. 29, no. 2, pp. 98–111, 2010, doi: 10.1002/adv.20177.
- [60] K. Mishra, V. Le Louët, S. Le Corre, N. Boyard, and B. Garnier, “Thermal behavior of tapes in Automated Tape Placement (ATP) process - micro analysis,” in *22nd International Conference on Composite Materials ICCM22*, Melbourne, 2019.
- [61] X. P. V. Maldague, *Theory and practice of infrared technology for nondestructive testing*. New York, NY: Wiley, 2001. [Online]. Available: <http://www.loc.gov/catdir/description/wiley034/00063344.html>
- [62] O. Celik and J. J. E. Teuwen, “Effects of Process Parameters on Intimate Contact Development in Laser Assisted Fiber Placement,” in *Automated Composites Manufacturing (ACM4): Fourth international symposium*, 2019.
- [63] R. Lichtinger, J. LaCalle, R. Hinterhölzl, U. Beier, and K. Drechsler, “Simulation and experimental validation of gaps and bridging in the automated fiber placement process,” *Science and Engineering of Composite Materials*, vol. 22, no. 2, pp. 131–148, 2015, doi: 10.1515/secm-2013-0158.
- [64] A. Kollmannsberger, *Heating characteristics of fixed focus laser assisted Thermoplastic-Automated Fiber Placement of 2D and 3D parts*. München: Dr. Hut, 2019.
- [65] M. Eimanlou and M. Hojjati, “Automated fiber placement of thermoplastic composites using fiber laser,” in *3rd International Symposium on Automated Composites Manufacturing ACM-3*, Montreal, Canada, 2017.
- [66] R. Pitchumani, J. W. Gillespie, and M. A. Lamontia, “Design and Optimization of a Thermoplastic Tow-Placement Process with In-Situ Consolidation,” *Journal of Composite Materials*, vol. 31, no. 3, pp. 244–275, 1997, doi: 10.1177/002199839703100302.

- [67] J. Tierney and J. W. Gillespie, "Modeling of In Situ Strength Development for the Thermoplastic Composite Tow Placement Process," *Journal of Composite Materials*, vol. 40, no. 16, pp. 1487–1506, 2006, doi: 10.1177/0021998306060162.
- [68] C. M. Stokes-Griffin and P. Compston, "Investigation of sub-melt temperature bonding of carbon-fibre/PEEK in an automated laser tape placement process," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 84, pp. 17–25, 2016, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.12.019.
- [69] Eric Olson, *Thermoplastic composites for aerospace applications*. [Online]. Available: <https://insights.globalspec.com/article/12596/thermoplastic-composites-for-aerospace-applications> (accessed: Mar. 30 2020).
- [70] T. G. P. Gutowski, Ed., *Advanced composites manufacturing*. New York, NY: Wiley, 1997.
- [71] E. Baur, S. Brinkmann, T. A. Osswald, and E. Schmachtenberg, *Saehtling Kunststoff Taschenbuch*, 31st ed. München: Hanser, 2013. [Online]. Available: <http://www.hanser-elibrary.com/action/showBook?doi=10.3139/9783446437296>
- [72] J. Audoit, L. Rivière, J. Dandurand, A. Lonjon, E. Dantras, and C. Lacabanne, "Thermal, mechanical and dielectric behaviour of poly(aryl ether ketone) with low melting temperature," *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, vol. 135, no. 4, pp. 2147–2157, 2019, doi: 10.1007/s10973-018-7292-x.
- [73] G. Gardiner, *PEEK vs. PEKK vs. PAEK and Continuous Compression Molding*. [Online]. Available: <https://www.compositesworld.com/blog/post/peek-vs-pekk-vs-paek-and-continuous-compression-molding> (accessed: Mar. 31 2020).
- [74] N. Oya and H. Hamada, "Mechanical properties and failure mechanisms of carbon fibre reinforced thermoplastic laminates," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 28, 9-10, pp. 823–832, 1997, doi: 10.1016/S1359-835X(97)00035-3.
- [75] C. Red, *Thermoplastics in Aerospace Composites Outlook, 2014-2023*. [Online]. Available: <https://www.compositesworld.com/articles/the-outlook-for-thermoplastics-in-aerospace-composites-2014-2023> (accessed: Mar. 30 2020).
- [76] D. Saenz-Castillo, M. I. Martín, S. Calvo, F. Rodriguez-Lence, and A. Güemes, "Effect of processing parameters and void content on mechanical properties and NDI of thermoplastic composites," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 121, pp. 308–320, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.03.035.
- [77] P. M. Schaefer, T. Guglhoer, M. G.R. Sause, and K. Drechsler, "Development of intimate contact during processing of carbon fiber reinforced Polyamide-6 tapes," *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 36, no. 8, pp. 593–607, 2016, doi: 10.1177/0731684416687041.

- [78] Z. Qureshi, T. Swait, R. Scaife, and H. M. El-Dessouky, "In situ consolidation of thermoplastic prepreg tape using automated tape placement technology: Potential and possibilities," *Composites Part B: Engineering*, vol. 66, no. 0, pp. 255–267, 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2014.05.025.
- [79] C. M. Stokes-Griffin, A. Kollmannsberger, P. Compston, and K. Drechsler, "The effect of processing temperature on wedge peel strength of CF/PA6 laminates manufactured in a laser tape placement process," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 121, pp. 84–91, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.02.011.
- [80] P. M. Schäfer, *Consolidation of carbon fiber reinforced polyamide 6 tapes using laser-assisted tape placement*. PhD thesis, Technical University of Munich. Munich, Germany: Dr. Hut, 2018.
- [81] F. Henne *et al.*, "Thermoplastic in situ fiber placement for future solid rocket motor casings manufacturing," in *SAMPE Europe SETEC*, Tampere, Finland, 2014.
- [82] C. M. Stokes-Griffin and P. Compston, "The effect of processing temperature and placement rate on the short beam strength of carbon fibre-PEEK manufactured using a laser tape placement process," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 78, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.08.008.
- [83] P. H. Dara and A. C. Loos, "Thermoplastic matrix composite processing model: Technical Report 24061," Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, VA, USA, 1985.
- [84] W. I. Lee and G. S. Springer, "A Model of the Manufacturing Process of Thermoplastic Matrix Composites," *Journal of Composite Materials*, vol. 21, no. 11, pp. 1017–1055, 1987, doi: 10.1177/002199838702101103.
- [85] F. Yang and R. Pitchumani, "A fractal Cantor set based description of interlaminar contact evolution during thermoplastic composites processing," *Journal of Materials Science*, vol. 36, no. 19, pp. 4661–4671, 2001, doi: 10.1023/A:1017950215945.
- [86] S. C. Mantell and G. S. Springer, "Manufacturing Process Models for Thermoplastic Composites," *Journal of Composite Materials*, vol. 26, no. 16, pp. 2348–2377, 1992, doi: 10.1177/002199839202601602.
- [87] A. Levy, D. Heider, J. Tierney, and J. W. Gillespie, "Inter-layer thermal contact resistance evolution with the degree of intimate contact in the processing of thermoplastic composite laminates," *Journal of Composite Materials*, vol. 48, no. 4, pp. 491–503, 2013, doi: 10.1177/0021998313476318.
- [88] M. A. Khan, P. Mitschang, and R. Schledjewski, "Parametric study on processing parameters and resulting part quality through thermoplastic tape placement process," *Journal of Composite Materials*, vol. 47, no. 4, pp. 485–499, 2013.

- [89] P. E. Rouse, "A Theory of the Linear Viscoelastic Properties of Dilute Solutions of Coiling Polymers," *The Journal of Chemical Physics*, vol. 21, no. 7, pp. 1272–1280, 1953, doi: 10.1063/1.1699180.
- [90] P. G. de Gennes, "Reptation of a Polymer Chain in the Presence of Fixed Obstacles," *The Journal of Chemical Physics*, vol. 55, no. 2, pp. 572–579, 1971, doi: 10.1063/1.1675789.
- [91] F. Yang and R. Pitchumani, "Nonisothermal healing and interlaminar bond strength evolution during thermoplastic matrix composites processing," *Polym Compos*, vol. 24, no. 2, pp. 263–278, 2003, doi: 10.1002/pc.10027.
- [92] F. O. Sonmez and H. T. Hahn, "Analysis of the On-Line Consolidation Process in Thermoplastic Composite Tape Placement," *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 10, no. 6, pp. 543–572, 1997, doi: 10.1177/089270579701000604.
- [93] F. O. Sonmez and H. T. Hahn, "Modeling of Heat Transfer and Crystallization in Thermoplastic Composite Tape Placement Process," *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 10, no. 3, pp. 198–240, 1997.
- [94] S. M. Grove, "Thermal modelling of tape laying with continuous carbon fibre-reinforced thermoplastic," *Composites*, vol. 19, no. 5, pp. 367–375, 1988, doi: 10.1016/0010-4361(88)90124-3.
- [95] O. A. Tafreshi, S. van Hoa, F. Shadmehri, D. M. Hoang, and D. Rosca, "Heat transfer analysis of automated fiber placement of thermoplastic composites using a hot gas torch," *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, vol. 55, pp. 1–18, 2019, doi: 10.1080/20550340.2019.1686820.
- [96] G. Dolo, J. Férec, D. Cartié, Y. Grohens, and G. Ausias, "Model for thermal degradation of carbon fiber filled poly(ether ether ketone)," *Polymer Degradation and Stability*, vol. 143, pp. 20–25, 2017, doi: 10.1016/j.polymdegrad-stab.2017.06.006.
- [97] M. I. Martín, F. Rodríguez-Lence, A. Güemes, A. Fernández-López, L. A. Pérez-Maqueda, and A. Perejón, "On the determination of thermal degradation effects and detection techniques for thermoplastic composites obtained by automatic lamination," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 111, pp. 23–32, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.05.006.
- [98] R. Zong, Y. Hu, N. Liu, S. Li, and G. Liao, "Investigation of thermal degradation and flammability of polyamide-6 and polyamide-6 nanocomposites," *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 104, no. 4, pp. 2297–2303, 2007, doi: 10.1002/app.25691.
- [99] D. Kiefel, *Quantitative Porositätscharakterisierung von CFK-Werkstoffen mit der Mikro-Computertomografie*. PhD thesis, Technical University of Munich. Munich, Germany, 2017.

- [100] A. Krimmer, “Mikromechanische Modellierung von Fasergelege-Kunststoff-Verbunden auf Basis von Normprüfungen unter Berücksichtigung der in-situ-Eigenschaften der Matrix: Technische Universität Berlin, Fakultät V - Verkehrs- und Maschinensysteme,” Doctoral Thesis, Universitätsverlag der TU Berlin, Berlin, Berlin, 2014.
- [101] T. Guglhör, “Experimentelle und modellhafte Betrachtung des Konsolidierungsprozesses von carbonfaserverstärktem Polyamid-6,” 2017.
- [102] T. Weiler, M. Emonts, and H. Janssen, “On the Use of Flexible Intensity Distributions for Thermoplastic Tape Placement by Means of Vertical-Cavity Surface-Emitting Laser (VCSEL),” in *3rd International Conference and Exhibition on Thermoplastic Composites ITHEC 2016*, Bremen, Germany, 2016.
- [103] T. Weiler, P. Striet, A. Völl, M. Emonts, J. Stollenwerk, and H. Janssen, “Tailored irradiation by VCSEL for controlled thermal states in thermoplastic tape placement,” in *Laser 3D Manufacturing V*, San Francisco, United States, 2018, p. 15. [Online]. Available: <https://www.spiedigitallibrary.org/conference-proceedings-of-spie/10523/2291015/Tailored-irradiation-by-VCSEL-for-controlled-thermal-states-in-thermoplastic/10.1117/12.2291015.full>
- [104] M. Tannous, A. Barasinski, C. Binetruy, and B. Courtemanche, “Contribution of thermo-mechanical parameters and friction to the bonding of thermoplastic tapes in the tape winding process,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 229, pp. 587–595, 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.10.013.
- [105] R. Engelhardt, S. Ehard, T. Wolf, J. Oelhafen, A. Kollmannsberger, and K. Drechsler, “In Situ Joining of Unidirectional Tapes on Long Fiber Reinforced Thermoplastic Structures by Thermoplastic Automated Fiber Placement for Scientific Sounding Rocket Applications,” *Procedia CIRP*, vol. 85, pp. 189–194, 2019, doi: 10.1016/j.procir.2019.09.015.
- [106] T. Wettemann, “CleanSky2 project INSCAPE - In situ manufactured carbon-thermoplastic curved stiffened panel: Final report,” Technical University of Munich, 2018.
- [107] F. Rodriguez-Lence, M. I. Martín, and K. Fernandez Horcajo, “In-situ consolidation of integrated thermoplastic fuselage panels: the future in structural commercial aerocomposites,” in *18th European Conference on Composite Materials ECCM18*, Athens, 2018.
- [108] R. Schledjewski and A. Schlarb, “In-situ consolidation of thermoplastic tape material effects of tape quality on resulting part properties,” in *SAMPE conference*, Baltimore, USA, 2007.
- [109] M. B. Gruber *et al.*, “Thermoplastic in situ placement requires better impregnated tapes and tows,” in *SAMPE conference*, Baltimore, USA, 2012.

- [110] S. Baumgärtner, J. John, F. Henning, T. Huber, and B. Hangs, “Efficient Route to Tailored Organo Sheets,” *Kunststoffe*.
- [111] V. Oliveri *et al.*, “Design, Manufacture and Test of an In-Situ Consolidated Thermoplastic Variable-Stiffness Wingbox,” *AIAA Journal*, vol. 57, no. 4, 2019, doi: 10.2514/1.J057758.
- [112] R. Engelhardt, J. Oelhafen, S. Ehard, A. Kollmannsberger, and K. Drechsler, “Manufacturing of a Thermoplastic CFRP Rocket Module with Integrated Fiber Optical Temperature Sensors,” in *29th SICOMP Conference on Manufacturing and Design of Composites*, Lulea, 2018.
- [113] G. Clancy, D. Peeters, V. Oliveri, D. Jones, R. M. O’Higgins, and P. M. Weaver, “A study of the influence of processing parameters on steering of carbon Fibre/PEEK tapes using laser-assisted tape placement,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 163, no. 163, pp. 243–251, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.11.033.
- [114] NLR - Royal Netherlands Aerospace Centre, “Composites R&D: From process optimisation to industrialisation,” Amsterdam, the Netherlands, 2019. Accessed: Apr. 1 2020. [Online]. Available: <https://www.nlr.org/wp-content/uploads/2019/10/Composites-RD.pdf>
- [115] J. W. van Ingen, “Thermoplastic Orthogrid Fuselage Shell,” *Sampe Journal*, vol. 52, pp. 7–15, 2016.
- [116] STELIA Aerospace, *Composites & innovation: STELIA Aerospace presents the «Arches Box TP » project, exclusively at Paris International Airshow*, 2017. [Online]. Available: <https://www.stelia-aerospace.com/en/1653-composites-innovation-stelia-aerospace-presents-the-arches-box-tp-project-exclusively-at-paris-international-airshow/>
- [117] PORCHER INDUSTRIES, *Porcher Industries supports Stelia Aerospace in thermoplastic fuselage demonstrator*, 2017. Accessed: Apr. 1 2020. [Online]. Available: https://www.porcher-ind.com/upload/media_center/96a5f-pr-1017-stelia-en.pdf
- [118] J. Hein, Personal communication (E-mail), Apr. 2020.
- [119] T. K. Slange, *Rapid Manufacturing of Tailored Thermoplastic Composites by Automated Lay-up and Stamp Forming*, 2019.
- [120] J. Weber, “Mit thermoplastischen Faserverbundkunststoffen zur Großserienreife,” *VDI technikforum*, II, 2016.
- [121] T. K. Slange, W. J.B. Groupe, L. L. Warnet, S. Wijskamp, and R. Akkerman, “Towards the combination of automated lay-up and stamp forming for consolidation of tailored composite components,” *Composites Part A: Applied Science and*

- Manufacturing*, vol. 119, pp. 165–175, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.01.016.
- [122] G. Rousseau, R. Wehbe, J. Halbritter, and R. Harik, “Automated Fiber Placement Path Planning: A state-of-the-art review,” *CAD&A*, vol. 16, no. 2, pp. 172–203, 2018, doi: 10.14733/cadaps.2019.172-203.
- [123] N. M. Patrikalakis and T. Maekawa, *Shape Interrogation for Computer Aided Design and Manufacturing*. Berlin, Heidelberg, Germany: Springer, 2010. [Online]. Available: <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-04074-0>
- [124] A. W. Blom, *Structural performance of fiber-placed, variable-stiffness composite conical and cylindrical shells*. PhD thesis, Delft University of Technology, Delft, The Netherlands, 2010.
- [125] C. Zhao, B. Wang, and J. Xiao, “Macroscopic characterization of fiber microbuckling and its influence on composites tensile performance,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 36, no. 3, pp. 196–205, 2016, doi: 10.1177/0731684416678670.
- [126] Y. Wang, D. Ivanov, J. Belnoue, J. Kratz, C. Kim, and S. R. Hallett, “Experimental Characterisation of In-Plane Shear Behaviour of Uncured Thermoset Prepregs,” in *18th European Conference on Composite Materials ECCM18*, Athens, 2018.
- [127] P. Hörmann, *Thermoset automated fibre placement - on steering effects and their prediction*. PhD thesis, Technical University of Munich, Munich, Germany: Verlag Dr. Hut, 2016.
- [128] N. Bakhshi, M. Belhaj, and M. Hojjati, “Viscoelastic Effects on Wrinkle Formation during Tow Steering in Automated Fiber Placement,” in *18th European Conference on Composite Materials ECCM18*, Athens, 2018.
- [129] M. Belhaj, N. Bakhshi, and M. Hojjati, “Foundation Parameters Characterization for Prediction of Critical Steering Radius in Automated Fiber Placement,” in *18th European Conference on Composite Materials ECCM18*, Athens, 2018.
- [130] J. Chen, T. Chen, M. Hojjati, A. J. Vallee, M.-a. Oceau, and A. Yousefpour, “Impact of layup rate on the quality of fiber steering/cut-restart in automated fiber placement processes,” *Science and Engineering of Composite Materials*, vol. 22, no. 2, pp. 165–173, 2015, doi: 10.1515/secm-2013-0257.
- [131] C. Fagiano, *Computational modeling of tow-placed composite laminates with fabrication features*. PhD thesis, TU Delft, 2010.
- [132] K. Heller, B. Böckl, C. Ebel, and K. Drechsler, “Influence of Prepreg Aging and Tack on Lay-Up Effects/defects in Thermoset Automated Fiber Placement,” in *18th European Conference on Composite Materials ECCM18*, Athens, 2018.

- [133] M. Y. Matveev, P. J. Schubel, A. C. Long, and I. A. Jones, “Understanding the buckling behaviour of steered tows in Automated Dry Fibre Placement (ADFP),” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 90, pp. 451–456, 2016, doi: 10.1016/j.compositesa.2016.08.014.
- [134] M. A. Nik, L. Lessard, and D. Pasini, “Size-dependent behavior of laminates with curvilinear fibers made by automated fiber placement,” *Science and Engineering of Composite Materials*, vol. 22, no. 2, 2015, doi: 10.1515/secm-2014-0167.
- [135] R. P. Smith, Z. Qureshi, H. M. El-Dessouky, and R. J. Scaife, “Limitations of processing carbon fibre reinforced plastic/polymer material using automated fibre placement technology,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 35, no. 21, pp. 1527–1542, 2016, doi: 10.1177/0731684416659544.
- [136] L. Veldenz, M. Di Francesco, S. Atwood, P. Giddings, B. C. Kim, and K. Potter, “Assessment of Steering Capability of Automated Dry Fibre Placement through a Quantitative Methodology,” in *3rd International Symposium on Automated Composites Manufacturing ACM-3*, Montreal, Canada, 2017.
- [137] K. Wu *et al.*, Eds., *Design and manufacturing of tow-steered composite shells using fiber placement*, 2009.
- [138] A. Beakou, M. Cano, J.-B. Le Cam, and V. Verney, “Modelling slit tape buckling during automated prepreg manufacturing: A local approach,” *Composite Structures*, vol. 93, no. 10, pp. 2628–2635, 2011, doi: 10.1016/j.compstruct.2011.04.030.
- [139] N. Bakhshi and M. Hojjati, “Time-dependent wrinkle formation during tow steering in automated fiber placement,” *Composites Part B: Engineering*, vol. 165, pp. 586–593, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.02.034.
- [140] C. T. Sun and S. G. Zhou, “Failure of Quasi-Isotropic Composite Laminates with Free Edges,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 7, no. 6, pp. 515–557, 1988, doi: 10.1177/073168448800700602.
- [141] T. Zenker, F. Bruckner, and K. Drechsler, “Effects of defects on laminate quality and mechanical performance in thermoplastic Automated Fiber Placement-based process chains,” *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, vol. 163, pp. 1–22, 2019, doi: 10.1080/20550340.2019.1703334.
- [142] T. Zenker, C. Schürger, and K. Drechsler, “Experimental analysis of gaps and overlaps caused by intra-ply sectorization in the thermoplastic Automated Fiber Placement process,” in *17th European Conference on Composite Materials ECCM-17*, Munich, Germany, 2016.
- [143] M. Lan, D. Cartié, P. Davies, and C. Baley, “Influence of embedded gap and overlap fiber placement defects on the microstructure and shear and compression properties of carbon–epoxy laminates,” *Composites Part A: Applied Science and*

- Manufacturing*, vol. 82, pp. 198–207, 2016, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.12.007.
- [144] A. Sawicki and P. Minguet, “The Effect of Intraply Overlaps and Gaps upon the Compression Strength of Composite Laminates,” in *39th structures, structural dynamics, and materials conference*, Long Beach, 1998.
- [145] A. Marouene, P. Legay, and R. Boukhili, “Experimental and numerical investigation on the open-hole compressive strength of AFP composites containing gaps and overlaps,” *Journal of Composite Materials*, vol. 51, no. 26, pp. 3631–3646, 2017, doi: 10.1177/0021998317690917.
- [146] K. Croft, L. Lessard, D. Pasini, M. Hojjati, J. Chen, and A. Yousefpour, “Experimental study of the effect of automated fiber placement induced defects on performance of composite laminates,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 42, no. 5, pp. 484–491, 2011, doi: 10.1016/j.compositesa.2011.01.007.
- [147] S. Mukhopadhyay, M. I. Jones, and S. R. Hallett, “Compressive failure of laminates containing an embedded wrinkle; experimental and numerical study,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 73, pp. 132–142, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.03.012.
- [148] W. Woigk, S. Hallett, M. Jones, M. Kuhtz, A. Hornig, and M. Gude, “Experimental investigation of the effect of defects in Automated Fibre Placement produced composite laminates,” *Composite Structures*, no. 201, pp. 1004–1017, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.06.078.
- [149] M. Lan, D. Cartié, P. Davies, and C. Baley, “Microstructure and tensile properties of carbon–epoxy laminates produced by automated fibre placement: Influence of a caul plate on the effects of gap and overlap embedded defects,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 78, pp. 124–134, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.07.023.
- [150] S. Mukhopadhyay, M. I. Jones, and S. R. Hallett, “Tensile failure of laminates containing an embedded wrinkle; numerical and experimental study,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 77, pp. 219–228, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.07.007.
- [151] J. P.-H. Belnoue *et al.*, “Understanding and predicting defect formation in automated fibre placement pre-preg laminates,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 102, pp. 196–206, 2017, doi: 10.1016/j.compositesa.2017.08.008.
- [152] M. A. Nik, K. Fayazbakhsh, D. Pasini, and L. Lessard, “Optimization of variable stiffness composites with embedded defects induced by Automated Fiber Placement,” *Composite Structures*, vol. 107, pp. 160–166, 2014, doi: 10.1016/j.compstruct.2013.07.059.

- [153] X. Li, S. R. Hallett, and M. R. Wisnom, "Modelling the effect of gaps and overlaps in automated fibre placement (AFP)-manufactured laminates," *Science and Engineering of Composite Materials*, vol. 22, no. 2, 2015, doi: 10.1515/secm-2013-0322.
- [154] J. Wang, K. D. Potter, M. R. Wisnom, and K. Hazra, "Failure mechanisms under compression loading in composites with designed out-of-plane fibre waviness," *Plastics, Rubber and Composites*, vol. 42, no. 6, pp. 231–238, 2013, doi: 10.1179/1743289812Y.0000000019.
- [155] D. O'H. Adams and S. J. Bell, "Compression strength reductions in composite laminates due to multiple-layer waviness," *Composites Science and Technology*, vol. 53, no. 2, pp. 207–212, 1995, doi: 10.1016/0266-3538(95)00020-8.
- [156] R. F. El-Hajjar and M. T. Lo Ricco, "Modified average stress criterion for open hole tension strength in presence of localised wrinkling," *Plastics, Rubber and Composites*, vol. 41, no. 9, pp. 396–406, 2012, doi: 10.1179/1743289812Y.0000000011.
- [157] R. F. El-Hajjar and S. S. Shams, "Compression testing of continuous fiber reinforced polymer composites with out-of-plane fiber waviness and circular notches," *Polymer Testing*, vol. 35, pp. 45–55, 2014, doi: 10.1016/j.polymertesting.2014.02.004.
- [158] L. D. Bloom, J. Wang, and K. Potter, "Damage progression and defect sensitivity: An experimental study of representative wrinkles in tension," *Composites Part B: Engineering*, vol. 45, 2013, doi: 10.1016/j.compositesb.2012.05.021.
- [159] M. R. Wisnom and J. W. Atkinson, "Fibre Waviness Generation and Measurement and Its Effect on Compressive Strength," *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 19, no. 2, pp. 96–110, 2000, doi: 10.1177/073168440001900201.
- [160] C.-M. Kuo, K. Takahashi, and T.-W. Chou, "Effect of fiber waviness on the nonlinear elastic behavior of flexible composites," *Journal of Composite Materials*, vol. 22, no. 11, pp. 1004–1025, 1988.
- [161] D. O'H. Adams and M. W. Hyer, "Effects of layer waviness on the compression fatigue performance of thermoplastic composite laminates," *International Journal of Fatigue*, vol. 16, no. 6, pp. 385–391, 1994, doi: 10.1016/0142-1123(94)90450-2.
- [162] A. M. Mrse and M. R. Piggott, "Compressive properties of unidirectional carbon fibre laminates: II. The effects of unintentional and intentional fibre misalignments," *Composites Science and Technology*, vol. 46, no. 3, pp. 219–227, 1993, doi: 10.1016/0266-3538(93)90156-B.
- [163] H. M. Hsiao and I. M. Daniel, "Effect of fiber waviness on stiffness and strength reduction of unidirectional composites under compressive loading,"

- Composites Science and Technology*, vol. 56, no. 5, pp. 581–593, 1996, doi: 10.1016/0266-3538(96)00045-0.
- [164] J. Wang, K. D. Potter, K. Hazra, and Wisnom, “Experimental fabrication and characterization of out-of-plane fiber waviness in continuous fiber-reinforced composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 46, no. 17, pp. 2041–2053, 2011, doi: 10.1177/0021998311429877.
- [165] K. Potter, “Understanding the origins of defects and variability in composites manufacture,” in *17th International Conferences on Composite Materials ICCM17*, Edinburgh, Scotland, 2009.
- [166] H.-J. Chun, J.-Y. Shin, and I. M. Daniel, “Effects of material and geometric nonlinearities on the tensile and compressive behavior of composite materials with fiber waviness,” *Composites Science and Technology*, vol. 61, no. 1, pp. 125–134, 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(00)00201-3.
- [167] G. Karami and M. Garnich, “Effective moduli and failure considerations for composites with periodic fiber waviness,” *Composite Structures*, vol. 67, no. 4, pp. 461–475, 2005, doi: 10.1016/j.compstruct.2004.02.005.
- [168] M. R. Wisnom, “The Effect of Fibre Waviness on the Relationship between Compressive and Flexural Strengths of Unidirectional Composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 28, no. 1, pp. 66–76, 1994, doi: 10.1177/002199839402800105.
- [169] J. Zhu, J. Wang, and L. Zu, “Influence of out-of-plane ply waviness on elastic properties of composite laminates under uniaxial loading,” *Composite Structures*, vol. 132, pp. 440–450, 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.05.062.
- [170] R. F. El-Hajjar and D. R. Petersen, “Gaussian function characterization of un-notched tension behavior in a carbon/epoxy composite containing localized fiber waviness,” *Composite Structures*, vol. 93, no. 9, pp. 2400–2408, 2011, doi: 10.1016/j.compstruct.2011.03.029.
- [171] P. Kosse, E. Soemer, R. Schmitt, B. Engel, and J. Deitmerg, “Optische Erfassung und Analyse der Faserwelligkeit gebogener Faser-Thermoplast-Verbunde,” *tm - Technisches Messen*, vol. 83, no. 1, 2016, doi: 10.1515/teme-2015-0085.
- [172] M.P.F. Sutcliffe, S. L. Lemanski, and A. E. Scott, “Measurement of fibre waviness in industrial composite components,” *Composites Science and Technology*, vol. 72, no. 16, pp. 2016–2023, 2012, doi: 10.1016/j.compsci-tech.2012.09.001.
- [173] S. Fakirov and C. Fakirova, “Direct determination of the orientation of short glass fibers in an injection-molded poly(ethylene terephthalate) system,” *Polym Compos*, vol. 6, no. 1, pp. 41–46, 1985, doi: 10.1002/pc.750060108.

- [174] D. Wilhelmsson and L. E. Asp, "A high resolution method for characterisation of fibre misalignment angles in composites," *Composites Science and Technology*, vol. 165, pp. 214–221, 2018, doi: 10.1016/j.compscitech.2018.07.002.
- [175] J. S. Lightfoot, M. R. Wisnom, and K. Potter, "A new mechanism for the formation of ply wrinkles due to shear between plies," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 49, pp. 139–147, 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.03.002.
- [176] S. W. Yurgartis, "Measurement of small angle fiber misalignments in continuous fiber composites," *Composites Science and Technology*, vol. 30, no. 4, pp. 279–293, 1987, doi: 10.1016/0266-3538(87)90016-9.
- [177] P. J. Joyce, D. Kugler, and T. J. Moon, "A Technique for Characterizing Process-Induced Fiber Waviness in Unidirectional Composite Laminates-Using Optical Microscopy," *Journal of Composite Materials*, vol. 31, no. 17, pp. 1694–1727, 1997, doi: 10.1177/002199839703101702.
- [178] K. Potter, C. Langer, B. Hodgkiss, and S. Lamb, "Sources of variability in uncured aerospace grade unidirectional carbon fibre epoxy preimpregnate," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 38, no. 3, pp. 905–916, 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2006.07.010.
- [179] M. J. Emerson, Y. Wang, P. J. Withers, K. Conradsen, A. B. Dahl, and V. A. Dahl, "Quantifying fibre reorientation during axial compression of a composite through time-lapse X-ray imaging and individual fibre tracking," *Composites Science and Technology*, vol. 168, pp. 47–54, 2018, doi: 10.1016/j.compscitech.2018.08.028.
- [180] S. C. Garcea, Y. Wang, and P. J. Withers, "X-ray computed tomography of polymer composites," *Composites Science and Technology*, vol. 156, pp. 305–319, 2018, doi: 10.1016/j.compscitech.2017.10.023.
- [181] K. Iizuka, M. Ueda, T. Takahashi, A. Yoshimura, and M. Nakayama, "Development of a three-dimensional finite element model for a unidirectional carbon fiber reinforced plastic based on X-ray computed tomography images and the numerical simulation on compression," *Advanced Composite Materials*, vol. 28, no. 1, pp. 73–85, 2019, doi: 10.1080/09243046.2018.1434731.
- [182] A. Yoshimura, R. Hosoya, J. Koyanagi, and T. Ogasawara, "X-ray computed tomography used to measure fiber orientation in CFRP laminates," *Advanced Composite Materials*, vol. 25, no. 1, pp. 19–30, 2016, doi: 10.1080/09243046.2014.959240.
- [183] R. A. Smith, L. J. Nelson, M. J. Mienczakowski, and R. E. Challis, "Automated analysis and advanced defect characterisation from ultrasonic scans of composites," *Insight-Non-Destructive Testing and Condition Monitoring*, vol. 51, no. 2, pp. 82–87, 2009.

- [184] R. A. Smith, L. J. Nelson, N. Xie, C. Fraij, and S. R. Hallett, "Progress in 3D characterisation and modelling of monolithic carbon-fibre composites," *Insight-Non-Destructive Testing and Condition Monitoring*, vol. 57, no. 3, pp. 131–139, 2015, doi: 10.1784/insi.2014.57.3.131.
- [185] J. P. Zardan, C. Gueudré, and G. Corneloup, "Study of induced ultrasonic deviation for the detection and identification of ply waviness in carbon fibre reinforced polymer," *NDT & E International*, vol. 56, pp. 1–9, 2013, doi: 10.1016/j.ndteint.2013.02.001.
- [186] R. F. Anastasi, Ed., *Investigation of fiber waviness in a thick glass composite beam using THz NDE*: International Society for Optics and Photonics, 2008.
- [187] K. Mizukami, Y. Mizutani, A. Todoroki, and Y. Suzuki, "Detection of in-plane and out-of-plane fiber waviness in unidirectional carbon fiber reinforced composites using eddy current testing," *Composites Part B: Engineering*, vol. 86, pp. 84–94, 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2015.09.041.
- [188] A. Bouloudenine, M. Feliachi, and M. E. H. Latreche, "Development of circular arrayed eddy current sensor for detecting fibers orientation and in-plane fiber waviness in unidirectional CFRP," *NDT & E International*, vol. 92, pp. 30–37, 2017, doi: 10.1016/j.ndteint.2017.07.011.
- [189] H. Heuer *et al.*, "Review on quality assurance along the CFRP value chain – Non-destructive testing of fabrics, preforms and CFRP by HF radio wave techniques," *Composites Part B: Engineering*, vol. 77, pp. 494–501, 2015, doi: 10.1016/j.compositesb.2015.03.022.
- [190] A. R. Clarke, G. Archenhold, and N. C. Davidson, "A novel technique for determining the 3D spatial distribution of glass fibres in polymer composites," *Composites Science and Technology*, vol. 55, no. 1, pp. 75–91, 1995, doi: 10.1016/0266-3538(95)00087-9.
- [191] D. O'H. Adams and M. W. Hyer, "Effects of Layer Waviness on the Compression Strength of Thermoplastic Composite Laminates," *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 12, no. 4, pp. 414–429, 1993, doi: 10.1177/073168449301200404.
- [192] S. L. Lemanski, J. Wang, M.P.F. Sutcliffe, K. D. Potter, and M. R. Wisnom, "Modelling failure of composite specimens with defects under compression loading," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 48, pp. 26–36, 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2012.12.007.
- [193] J. S. Tomblin, E. J. Barbero, and L. A. Godoy, "Imperfection sensitivity of fiber microbuckling in elastic-nonlinear polymer-matrix composites," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 34, no. 13, pp. 1667–1679, 1997, doi: 10.1016/S0020-7683(96)00108-4.

- [194] N. Xie, R. A. Smith, S. Mukhopadhyay, and S. R. Hallett, “A numerical study on the influence of composite wrinkle defect geometry on compressive strength,” *Materials & Design*, vol. 140, pp. 7–20, 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.034.
- [195] C. Zhao, J. Xiao, Y. Li, Q. Chu, T. Xu, and B. Wang, “An Experimental Study of the Influence of in-Plane Fiber Waviness on Unidirectional Laminates Tensile Properties,” *Appl Compos Mater*, vol. 24, no. 6, pp. 1321–1337, 2017, doi: 10.1007/s10443-017-9590-z.
- [196] H. Schürmann, *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*, 2nd ed. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. [Online]. Available: <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-72190-1>
- [197] S. Mukhopadhyay, M. I. Jones, and S. R. Hallett, Eds., *Modelling of out-of-plane fibre waviness; tension and compression tests*, 2013.
- [198] M. M. Tahir, W.-X. Wang, and T. Matsubara, “Failure behavior of quasi-isotropic carbon fiber-reinforced polyamide composites under tension,” *Advanced Composite Materials*, vol. 27, no. 5, pp. 483–497, 2018, doi: 10.1080/09243046.2017.1405605.
- [199] C. T. Herakovich, “Failure modes and damage accumulation in laminated composites with free edges,” *Composites Science and Technology*, vol. 36, no. 2, pp. 105–119, 1989, doi: 10.1016/0266-3538(89)90082-1.
- [200] M. R. Wisnom, B. Khan, and S. R. Hallett, “Size effects in unnotched tensile strength of unidirectional and quasi-isotropic carbon/epoxy composites,” *Composite Structures*, vol. 84, no. 1, pp. 21–28, 2008, doi: 10.1016/j.compstruct.2007.06.002.
- [201] L. Zubillaga, A. Turon, J. Renart, J. Costa, and P. Linde, “An experimental study on matrix crack induced delamination in composite laminates,” *Composite Structures*, vol. 127, pp. 10–17, 2015, doi: 10.1016/j.compstruct.2015.02.077.
- [202] H. Li, W.-X. Wang, Y. Takao, and T. Matsubara, “New designs of unidirectionally arrayed chopped strands by introducing discontinuous angled slits into prepreg,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 45, pp. 127–133, 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2012.09.009.
- [203] S. R. Hallett, W.-G. Jiang, B. Khan, and M. R. Wisnom, “Modelling the interaction between matrix cracks and delamination damage in scaled quasi-isotropic specimens,” *Composites Science and Technology*, vol. 68, no. 1, pp. 80–89, 2008, doi: 10.1016/j.compscitech.2007.05.038.
- [204] M. A. Caminero, G. P. Rodríguez, J. M. Chacón, and I. García - Moreno, “Tensile and flexural damage response of symmetric angle - ply carbon fiber - reinforced epoxy laminates: Non - linear response and effects of thickness and

- ply - stacking sequence,” *Polym Compos*, vol. 40, no. 9, pp. 3678–3690, 2019, doi: 10.1002/pc.25230.
- [205] D. L. Flaggs and M. H. Kural, “Experimental Determination of the In Situ Transverse Lamina Strength in Graphite/Epoxy Laminates,” *Journal of Composite Materials*, vol. 16, no. 2, pp. 103–116, 1982, doi: 10.1177/002199838201600203.
- [206] I. M. Daniel and H. M. Hsiao, “Is there a thickness effect on compressive strength of unnotched composite laminates?,” *International Journal of Fracture*, vol. 95, no. 1, pp. 143–158, 1999, doi: 10.1023/A:1018692032303.
- [207] J. Lee and C. Soutis, “Thickness effect on the compressive strength of T800/924C carbon fibre–epoxy laminates,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 36, no. 2, pp. 213–227, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.06.010.
- [208] F.-K. Chang and M.-H. Chen, “The In Situ Ply Shear Strength Distributions in Graphite/Epoxy Laminated Composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 21, no. 8, pp. 708–733, 1987, doi: 10.1177/002199838702100802.
- [209] A. Arteiro, G. Catalanotti, A. R. Melro, P. Linde, and P. P. Camanho, “Micro-mechanical analysis of the effect of ply thickness on the transverse compressive strength of polymer composites,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 79, pp. 127–137, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.09.015.
- [210] O. Falcó, J. A. Mayugo, C. S. Lopes, N. Gascons, and J. Costa, “Variable-stiffness composite panels: Defect tolerance under in-plane tensile loading,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 63, pp. 21–31, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.03.022.
- [211] B. W. Rosen, “Mechanics of composite strengthening. Fiber Composite Materials,” pp. 35–75.
- [212] L. B. Greszczuk, “Microbuckling Failure of Circular Fiber-Reinforced Composites,” *AIAA Journal*, vol. 13, no. 10, pp. 1311–1318, 1975, doi: 10.2514/3.60544.
- [213] P. Jelf and N. Fleck, “Compression Failure Mechanisms in Unidirectional Composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 26, pp. 2706–2726, 1992, doi: 10.1177/002199839202601804.
- [214] A. S. Argon, “Fracture of composites, vol. 1,” *Treatise of Materials Science and Technology Academic Press, New York*, 1972.
- [215] C. W. Weaver and J. G. Williams, “Deformation of a carbon-epoxy composite under hydrostatic pressure,” *Journal of Materials Science*, vol. 10, no. 8, pp. 1323–1333, 1975, doi: 10.1007/BF00540822.

- [216] B. Budiansky and N. A. Fleck, “Compressive failure of fibre composites,” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 41, no. 1, pp. 183–211, 1993, doi: 10.1016/0022-5096(93)90068-Q.
- [217] P. S. Steif, “A model for kinking in fiber composites—I. Fiber breakage via micro-buckling,” *International Journal of Solids and Structures*, vol. 26, no. 5, pp. 549–561, 1990, doi: 10.1016/0020-7683(90)90028-T.
- [218] M. R. Piggott, “A theoretical framework for the compressive properties of aligned fibre composites,” *J Mater Sci*, vol. 16, no. 10, pp. 2837–2845, 1981, doi: 10.1007/BF02402848.
- [219] H. M. Hsiao, I. M. Daniel, and S. C. Wooh, “A New Compression Test Method for Thick Composites,” *Journal of Composite Materials*, vol. 29, no. 13, pp. 1789–1806, 1995, doi: 10.1177/002199839502901307.
- [220] M. R. Wisnom, “The role of delamination in failure of fibre-reinforced composites,” *Philosophical transactions. Series A, Mathematical, physical, and engineering sciences*, vol. 370, no. 1965, pp. 1850–1870, 2012, doi: 10.1098/rsta.2011.0441.
- [221] K. Goto, M. Arai, Y. Kano, E. Hara, and T. Ishikawa, “Compressive fracture aspect of thick quasi-isotropic carbon fiber reinforced plastic laminates,” *Composites Science and Technology*, vol. 181, p. 107706, 2019, doi: 10.1016/j.compsci-tech.2019.107706.
- [222] P. Berbinau, C. Soutis, and I. A. Guz, “Compressive failure of 0° unidirectional carbon-fibre-reinforced plastic (CFRP) laminates by fibre microbuckling,” *Composites Science and Technology*, vol. 59, no. 9, pp. 1451–1455, 1999, doi: 10.1016/S0266-3538(98)00181-X.
- [223] R. M. Jones, *Mechanics of composite materials*. Bristol: Taylor & Francis, 1975.
- [224] N. J. Pagano, *Interlaminar Response of Composite Materials*. Oxford: Elsevier Science, 1989. [Online]. Available: <http://gbv.ebib.com/patron/FullRecord.aspx?p=1181884>
- [225] R. B. Pipes and N. J. Pagano, “Interlaminar Stresses in Composite Laminates Under Uniform Axial Extension,” *Journal of Composite Materials*, vol. 4, no. 4, pp. 538–548, 1970, doi: 10.1177/002199837000400409.
- [226] C. T. Sun and A. W. Jun, “Compressive strength of unidirectional fiber composites with matrix non-linearity,” *Composites Science and Technology*, vol. 52, no. 4, pp. 577–587, 1994.
- [227] S.-F. Hwang and G.-H. Liu, “Buckling behavior of composite laminates with multiple delaminations under uniaxial compression,” *Composite Structures*, vol. 53, no. 2, pp. 235–243, 2001, doi: 10.1016/S0263-8223(01)00007-1.

- [228] M. R. Wisnom and J. W. Atkinson, “Compressive Failure Due to Shear Instability: Experimental Investigation of Waviness and Correlation with Analysis,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 15, no. 4, pp. 420–439, 1996, doi: 10.1177/073168449601500404.
- [229] Ticona Engineering Polymers, *Preliminary Datasheet - Celstran CFR-TP PPS CF60-01*. Florance, USA.
- [230] Celanese Corporation, *Datasheet - Celstran CFR-TP PA6 CF60-03*. Florance, USA.
- [231] C. Gröschel and D. Drummer, “The Influence of Moisture and Laminate Setup on the De-Consolidation Behavior of PA6/GF Thermoplastic Matrix Composites,” *IPP*, vol. 29, no. 5, pp. 660–668, 2014, doi: 10.3139/217.2976.
- [232] C. Brecher, M. Emonts, R. L. Schares, J. Stimpfl, and F. Dorsch, “SPIE Proceedings,” in *High-Power Laser Materials Processing: Lasers, Beam Delivery, Diagnostics, and Applications II*, 2013, p. 86030.
- [233] T. K. Slange, L. L. Warnet, W.J.B. Grouve, and R. Akkerman, “Deconsolidation of C/PEEK blanks: On the role of prepreg, blank manufacturing method and conditioning,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 113, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.06.034.
- [234] M. D. Wakeman, P. Blanchard, and J.-A. E. Månson, “Void Evolution During Stamp-Forming of Thermoplastic Composites,” in *15th International Conference on Composite Materials ICCM-15*, 2005.
- [235] H. Lessard, G. Lebrun, A. Benkaddour, and X.-T. Pham, “Influence of process parameters on the thermostamping of a [0/90]₁₂ carbon/polyether ether ketone laminate,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 70, no. 0, pp. 59–68, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.12.009.
- [236] V. Donadei, F. Lionetto, M. Wielandt, A. Offringa, and A. Maffezzoli, “Effects of Blank Quality on Press-Formed PEKK/Carbon Composite Parts,” *Materials (Basel)*, vol. 11, no. 7, p. 1063, 2018, doi: 10.3390/ma11071063.
- [237] S. F. Shuler and S. G. Advani, “Flow Instabilities during the Squeeze Flow of Multiaxial Laminates,” *Journal of Composite Materials*, vol. 31, no. 21, pp. 2146–2160, 1997, doi: 10.1177/002199839703102102.
- [238] *DIN EN 2564:2019-08, Luft- und Raumfahrt - Kohlenstofffaser-Laminat - Bestimmung der Faser-, Harz- und Porenanteile; Deutsche und Englische Fassung EN_2564:2018*, 2019.
- [239] J. E. Spruiell, “A review of the measurement and development of crystallinity and its relation to properties in neat poly (phenylene sulfide) and its fiber reinforced composites,” 2005, doi: 10.2172/885940.

- [240] F. Sacchetti, W. J.B. Grouve, L. L. Warnet, and I. F. Villegas, “Effect of cooling rate on the interlaminar fracture toughness of unidirectional Carbon/PPS laminates,” *Engineering Fracture Mechanics*, 2018, doi: 10.1016/j.engfracmech.2018.02.022.
- [241] *DIN EN ISO 527-4 Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe (ISO 527-4:1997); Deutsche Fassung EN ISO 527-4:1997*, 1997.
- [242] *Test Method for Compressive Properties of Rigid Plastics*, 2002.
- [243] K. Hofer, P. Rao, and Y. F. R. H. I. M. A. B. RL Meltzer, “A New Static Compression Fixture for Advanced Composite Materials,” *Journal of Testing and Evaluation*, vol. 5, no. 4, pp. 278–283, 1977, doi: 10.1520/JTE11664J.
- [244] J. G. Häberle and F. L. Matthews, “An improved technique for compression testing of unidirectional fibre-reinforced plastics; development and results,” *Composites*, vol. 25, no. 5, pp. 358–371, 1994, doi: 10.1016/S0010-4361(94)80006-5.
- [245] M. A. Sutton, H. Schreier, and J.-J. Orteu, *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications*. Boston, MA: Springer-Verlag US, 2009. [Online]. Available: <http://dx.doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3>
- [246] Y. Q. Wang, M. A. Sutton, H. A. Bruck, and H. W. Schreier, “Quantitative Error Assessment in Pattern Matching: Effects of Intensity Pattern Noise, Interpolation, Strain and Image Contrast on Motion Measurements,” *Strain*, vol. 45, no. 2, pp. 160–178, 2009, doi: 10.1111/j.1475-1305.2008.00592.x.
- [247] M. Sause, N. Schorer, S. Gade, and S. Kalafat, “Advances in in-situ monitoring of fiber reinforced composites,” in *17th European Conference on Composite Materials ECCM-17*, Munich, Germany, 2016.
- [248] N. Schorer and M. Sause, “Identification of failure mechanisms in CFRP laminates using 3D digital image correlation,” in *20th International Conference on Composite Materials ICCM20*, Copenhagen, Denmark, 2015.
- [249] M. G. R. Sause, *In situ monitoring of fiber-reinforced composites: Theory, basic concepts, methods, and applications*. Switzerland: Springer, 2016.
- [250] *DIN EN ISO 14125:2011-05, Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften (ISO 14125:1998 + Cor.1:2001 + Amd.1:2011); Deutsche Fassung EN ISO 14125:1998 + AC:2002 + A1:2011*, 2011.
- [251] Z. Hashin, “Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites,” *Journal of Applied Mechanics*, vol. 47, no. 2, pp. 329–334, 1980, doi: 10.1115/1.3153664.

- [252] J. H. Steiger, "Tests for comparing elements of a correlation matrix," *Psychological Bulletin*, vol. 87, no. 2, pp. 245–251, 1980, doi: 10.1037/0033-2909.87.2.245.
- [253] L. M. Lix, J. C. Keselman, and H. J. Keselman, "Consequences of Assumption Violations Revisited: A Quantitative Review of Alternatives to the One-Way Analysis of Variance F Test," *Review of Educational Research*, vol. 66, no. 4, pp. 579–619, 1996, doi: 10.3102/00346543066004579.
- [254] A. J. Tomarken and R. Serlin, "Comparison of anova Alternatives Under Variance Heterogeneity and Specific Noncentrality Structures," *Psychological Bulletin*, vol. 99, 1986, doi: 10.1037/0033-2909.99.1.90.
- [255] S.-L. Jan and G. Shieh, "Sample size determinations for Welch's test in one-way heteroscedastic ANOVA," *The British journal of mathematical and statistical psychology*, vol. 67, no. 1, pp. 72–93, 2014, doi: 10.1111/bmsp.12006.
- [256] L. Toothaker, *Multiple Comparison Procedures*. Thousand Oaks, California: SAGE, 1993.
- [257] A. P. Field, *Discovering statistics using IBM SPSS*. Los Angeles: SAGE, 2017.
- [258] B. Hulcher, J. M. Marchello, and J. A. Hinkley, "Correlation between double cantilever beam and wedge peel tests for automated tow placement," in *43rd International SAMPE Symposium and Exhibition*, Anaheim, CA, USA, 1998.
- [259] B. R. K. Blackman, A. J. Kinloch, A. C. Taylor, and Y. Wang, "The impact wedge-peel performance of structural adhesives," *Journal of Materials Science*, vol. 35, no. 8, pp. 1867–1884, 2000, doi: 10.1023/A:1004793730352.
- [260] *DIN EN ISO 11343:2019-10, Klebstoffe - Bestimmung des dynamischen Keil-Schlag-Widerstandes von hochfesten Klebungen unter Keilschlagbelastung - Keil-Schlag-Verfahren (ISO_11343:2019); Deutsche Fassung EN_ISO_11343:2019*, 2019.
- [261] *ASTM 5528 - Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites*, 2013.
- [262] P. P. Camanho and C. G. Davila, "Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials," *NASA/TM*, no. 211737, 2002.
- [263] M. L. Benzeggagh and M. Kenane, "Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus," *Composites Science and Technology*, vol. 56, no. 4, pp. 439–449, 1996, doi: 10.1016/0266-3538(96)00005-X.

- [264] S. Zambal, W. Palfinger, M. Stöger, and C. Eitzinger, “Accurate fibre orientation measurement for carbon fibre surfaces,” *Pattern Recognition*, vol. 48, no. 11, pp. 3324–3332, 2015, doi: 10.1016/j.patcog.2014.11.009.
- [265] W. Palfinger, S. Thumfart, and C. Eitzinger, “Photometric stereo on carbon fiber surfaces,” in *35th Workshop of the Austrian Association for Pattern Recognition*, Graz, Austria, May. 2011.
- [266] R. J. Woodham, “Photometric Method For Determining Surface Orientation From Multiple Images,” *Opt. Eng.*, vol. 19, no. 1, 1980, doi: 10.1117/12.7972479.
- [267] T. Murphey, T. Meink, and M. Mikulas, “Some micromechanics considerations of the folding of rigidizable composite materials,” in *19th Applied Aerodynamics Conference AIAA-19*, Anaheim, USA, 2001.
- [268] J. Schindelin *et al.*, “Fiji: An open-source platform for biological-image analysis,” *Nature methods*, vol. 9, no. 7, pp. 676–682, 2012, doi: 10.1038/nmeth.2019.
- [269] C. T. Rueden *et al.*, “ImageJ2: ImageJ for the next generation of scientific image data,” *BMC bioinformatics*, vol. 18, no. 1, p. 529, 2017, doi: 10.1186/s12859-017-1934-z.
- [270] S. V. Levchik, E. D. Weil, and M. Lewin, “Thermal decomposition of aliphatic nylons,” *Polym. Int.*, vol. 48, no. 7, pp. 532–557, 1999, doi: 10.1002/(SICI)1097-0126(199907)48:7%3C532::AID-PI214%3E3.0.CO;2-R.
- [271] S. Schön, “Untersuchung des Einflusses des Konsolidierungsgrades auf die Umformeigenschaften von CF/PA6 Preforms, hergestellt im thermoplastischen Automated Fiber Placement Prozess,” Masterthesis, Hochschule Augsburg, Augsburg, 2018.
- [272] A. Beehag and L. Ye, “Consolidation and Interlaminar Fracture Properties of Unidirectional Commingled CF/PEEK Composites,” *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 9, no. 2, pp. 129–150, 1996, doi: 10.1177/089270579600900203.
- [273] J. W. Gillespie, L. A. Carlsson, and A. J. Smiley, “Rate-dependent mode I interlaminar crack growth mechanisms in graphite/epoxy and graphite/PEEK,” *Composites Science and Technology*, vol. 28, no. 1, pp. 1–15, 1987, doi: 10.1016/0266-3538(87)90058-3.
- [274] P. J. Hine, B. Brew, R. A. Duckett, and I. M. Ward, “The fracture behaviour of carbon fibre reinforced poly(ether etherketone),” *Composites Science and Technology*, vol. 33, no. 1, pp. 35–71, 1988, doi: 10.1016/0266-3538(88)90054-1.
- [275] T. K. Slange, L. L. Warnet, W. J. B. Grouve, and R. Akkerman, “Consolidation quality and mechanical performance of stamp formed tailored blanks produced by rapid AFP,” in *21st International ESAFORM Conference on Material Forming*, Palermo, 2018.

- [276] M. Belhaj and M. Hojjati, “Wrinkle formation during steering in automated fiber placement: Modeling and experimental verification,” *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, vol. 37, no. 6, pp. 396–409, 2018, doi: 10.1177/0731684417752872.
- [277] S. P. Haanappel and R. Akkerman, “Shear characterisation of uni-directional fibre reinforced thermoplastic melts by means of torsion,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 56, no. 0, pp. 8–26, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.09.007.
- [278] A. Margossian, *Forming of tailored thermoplastic composite blanks: material characterisation, simulation and validation*. PhD thesis, Technical University of Munich. Munich, Germany: Dr. Hut, 2017.
- [279] L. Ye, M. Lu, and Y.-W. Mai, “Thermal de-consolidation of thermoplastic matrix composites—I. Growth of voids,” *Composites Science and Technology*, vol. 62, no. 16, pp. 2121–2130, 2002, doi: 10.1016/S0266-3538(02)00144-6.
- [280] M. Brzeski and P. Mitschang, “Deconsolidation and Its Interdependent Mechanisms of Fibre Reinforced Polypropylene,” *Polymers and Polymer Composites*, vol. 23, no. 8, pp. 515–524, 2015, doi: 10.1177/096739111502300801.
- [281] T. Guglhoer and M. G. R. Sause, “The influence of moisture on the de-consolidation behaviour of carbon fiber reinforced PA-6 Laminates,” in *17th European Conference on Composite Materials ECCM-17*, Munich, Germany, 2016.
- [282] W.J.B. Grouve, L.L. Warnet, B. Rietman, and R. Akkerman, “On the weld strength of in situ tape placed reinforcements on weave reinforced structures,” *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 43, no. 9, pp. 1530–1536, 2012, doi: 10.1016/j.compositesa.2012.04.010.
- [283] E. L. Wang and T. G. Gutowski, “Laps and gaps in thermoplastic composites processing,” *Composites Manufacturing*, vol. 2, no. 2, pp. 69–78, 1991, doi: 10.1016/0956-7143(91)90182-G.
- [284] S.F. Shuler and S.G. Advani, “Transverse squeeze flow of concentrated aligned fibers in viscous fluids,” *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, vol. 65, no. 1, pp. 47–74, 1996, doi: 10.1016/0377-0257(96)01440-1.
- [285] G. P. Picher-Martel, *Compression Moulding of Randomly-oriented Strands Thermoplastic Composites: A Study of the Flow and Deformation Mechanisms*. Montreal, Canada: McGill University Libraries, 2015. [Online]. Available: <https://books.google.de/books?id=DQMnjwEACAAJ>
- [286] X. Cai and S. V. Hoa, “Influence of Applied Pressure on the Resulting Quality of Stamp Formed Flat Thermoplastic Composite Laminates,” in *Automated Composites Manufacturing (ACM4): Fourth international symposium*, 2019.

- [287] N. L. Batista, P. Olivier, G. Bernhart, M. C. Rezende, and E. C. Botelho, “Correlation between degree of crystallinity, morphology and mechanical properties of PPS/carbon fiber laminates,” *Mat. Res.*, vol. 19, no. 1, pp. 195–201, 2016, doi: 10.1590/1980-5373-MR-2015-0453.
- [288] A. M. Díez-Pascual and M. Naffakh, “Synthesis and characterization of nitrated and aminated poly(phenylene sulfide) derivatives for advanced applications,” *Materials Chemistry and Physics*, vol. 131, no. 3, pp. 605–614, 2012, doi: 10.1016/j.matchemphys.2011.10.025.
- [289] P. Johnson and F.-K. Chang, “Characterization of Matrix Crack-Induced Laminate Failure—Part I: Experiments,” *Journal of Composite Materials*, vol. 35, no. 22, pp. 2009–2035, 2001, doi: 10.1106/7RN1-PFBN-XQR9-3KDK.
- [290] P. Maimi, P. P. Camanho, J. A. Mayugo, and A. Turon, “Matrix cracking and delamination in laminated composites. Part I: Ply constitutive law, first ply failure and onset of delamination,” *Mechanics of Materials*, vol. 43, no. 4, pp. 169–185, 2011, doi: 10.1016/j.mechmat.2010.12.003.
- [291] M. R. Wisnom, “Size effects in the testing of fibre-composite materials,” *Composites Science and Technology*, vol. 59, no. 13, pp. 1937–1957, 1999, doi: 10.1016/S0266-3538(99)00053-6.
- [292] Toray Advanced Composites, *Datasheet - Cetex TC910 PA6*. Morgan Hill, CA, USA.
- [293] C. Ebel, “New ways to endless fiber reinforcements,” Virtual Symposium, Sep. 9 2020.
- [294] T. Pfefferkorn, “Vom Laminat zum Bauteil: Endlosfaserverstärkte Thermoplaste,” *Kunststoffe*, no. 12, pp. 94–100, 2013.
- [295] Plastverarbeiter, *BASF zeigt erstes Demonstrator-Bauteil mit Tape-Compositen*. [Online]. Available: <https://www.plastverarbeiter.de/16081/basf-zeigt-erstes-demonstrator-bauteil-mit-tape-compositen/> (accessed: May 2 2021).
- [296] C. Henaff-Gardin and M. C. Lafarie-Frenot, “Fatigue behaviour of thermoset and thermoplastic cross-ply laminates,” *Composites*, vol. 23, no. 2, pp. 109–116, 1992, doi: 10.1016/0010-4361(92)90111-7.
- [297] Coriolis Composites, *Coriolis Csolo: compact fiber placement robot*. [Online]. Available: <https://www.coriolis-composites.com/fiber-placement-machines/coriolis-csolo/> (accessed: Aug. 4 2020).

A Anhang

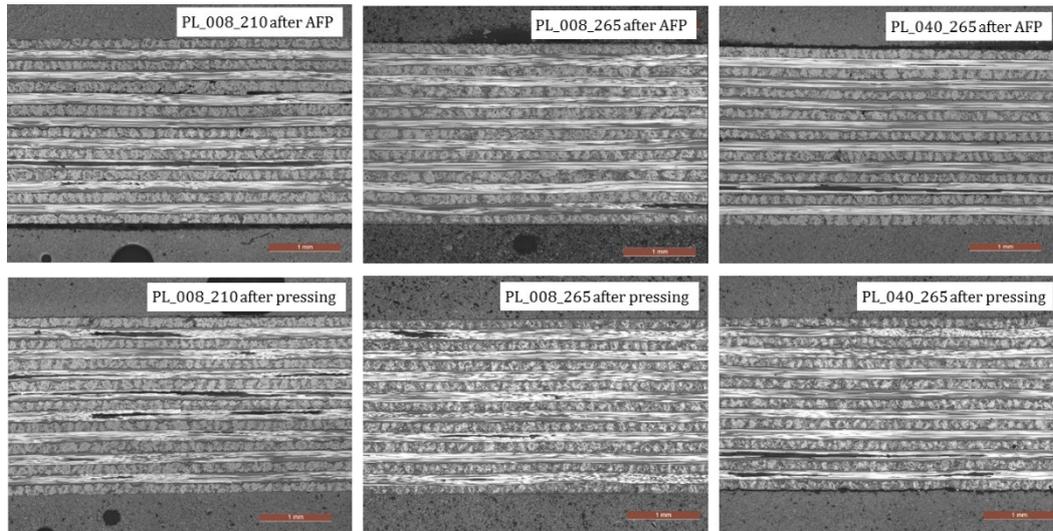
a Experimentelle Daten VR Umformprozesskette

Tab. A-1: Abweichungen der gemessenen Nip-Point Temperatur von der definierten Verarbeitungstemperatur bei der Ablage der Wedge-Peel Probekörper

Bezeichnung Probekörper	Verarbeitungstemperatur [°C]	gemessene Nip-Point Temperatur [°C]	Abweichung [°C]
WP_v0,08_T190	190	191,2	1,2
WP_v0,08_T215	215	214,4	-0,6
WP_v0,08_T245	245	245,7	0,7
WP_v0,08_T260	260	263,5	3,5
WP_v0,08_T290	290	295,9	5,9
WP_v0,08_T360	360	359,8	-0,2
WP_v0,40_T215	215	216,2	1,2
WP_v0,40_T245	245	246,9	1,9
WP_v0,40_T260	260	269,9	9,9
WP_v0,40_T290	290	291,1	1,1

Tab. A-2: Signifikanz post-hoc Tests Temperatureinfluss Wedge-Peel Untersuchungen

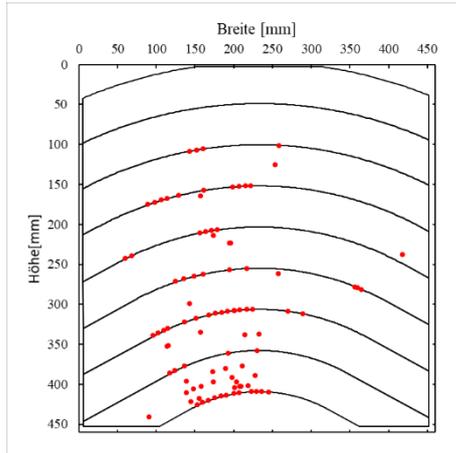
Tukey-HSD						
(I)T		Mittlere Differenz (I-J)	Standard Fehler	Sig.	95%-Konfidenzintervall	
					Untergrenze	Obergrenze
190,00	215,00	-2,2031*	0,65569	0,020	-4,1651	-0,2411
	245,00	-7,7098*	0,65569	0,000	-9,6718	-5,7478
	260,00	-7,0433*	0,65569	0,000	-9,0053	-5,0813
	290,00	-8,6675*	0,65569	0,000	-10,6295	-6,7056
	360,00	-7,6006*	0,75713	0,000	-9,8661	-5,3351
215,00	190,00	2,2031*	0,65569	0,020	0,2411	4,1651
	245,00	-5,5067*	0,53537	0,000	-7,1086	-3,9047
	260,00	-4,8402*	0,53537	0,000	-6,4421	-3,2382
	290,00	-6,4644*	0,53537	0,000	-8,0664	-4,8625
	360,00	-5,3975*	0,65569	0,000	-7,3595	-3,4355
245,00	190,00	7,7098*	0,65569	0,000	5,7478	9,6718
	215,00	5,5067*	0,53537	0,000	3,9047	7,1086
	260,00	0,6665	0,53537	0,812	-0,9355	2,2684
	290,00	-0,9578	0,53537	0,484	-2,5597	0,6442
	360,00	0,1092	0,65569	1,000	-1,8528	2,0711
260,00	190,00	7,0433*	0,65569	0,000	5,0813	9,0053
	215,00	4,8402*	0,53537	0,000	3,2382	6,4421
	245,00	-0,6665	0,53537	0,812	-2,2684	0,9355
	290,00	-1,6242*	0,53537	0,045	-3,2262	-0,0223
	360,00	-0,5573	0,65569	0,956	-2,5193	1,4046
290,00	190,00	8,6675*	0,65569	0,000	6,7056	10,6295
	215,00	6,4644*	0,53537	0,000	4,8625	8,0664
	245,00	0,9578	0,53537	0,484	-0,6442	2,5597
	260,00	1,6242*	0,53537	0,045	0,0223	3,2262
	360,00	1,0669	0,65569	0,586	-0,8951	3,0289
360,00	190,00	7,6006*	0,75713	0,000	5,3351	9,8661
	215,00	5,3975*	0,65569	0,000	3,4355	7,3595
	245,00	-0,1092	0,65569	1,000	-2,0711	1,8528
	260,00	0,5573	0,65569	0,956	-1,4046	2,5193
	290,00	-1,0669	0,65569	0,586	-3,0289	0,8951

Abb. A- 1: Schliffbilder VR Umformprozessketten

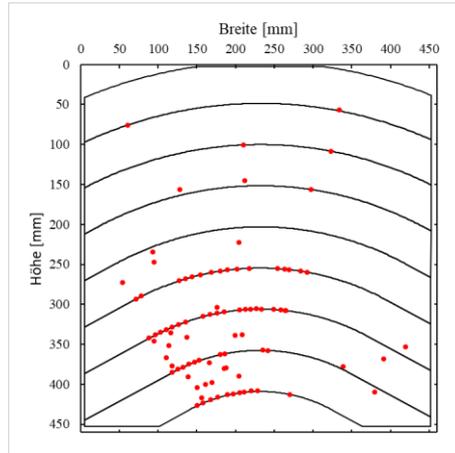
b Experimentelle Daten VR Fiber Steering

Tab. A-3: Tape-feine Auflistung der untersuchten Steeringgradien

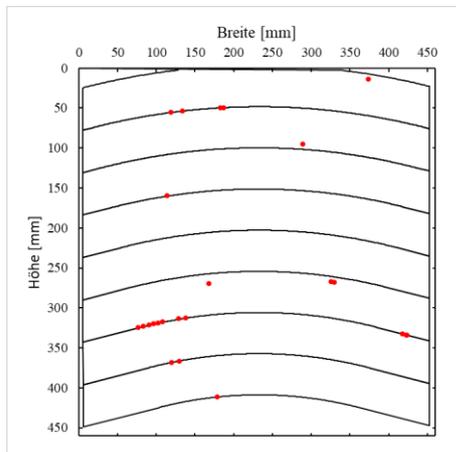
Tape Nr.	GC-Radien [mm]		
	R375	R725	R1075
T1	632	982	1332
T2	580	930	1280
T3	529	879	1229
T4	478	828	1178
T5	426	776	1126
T6	375	725	1075
T7	324	674	1024
T8	272	622	972
T9	221	571	921
T10	170	520	870

Abb. A-2: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preformebene

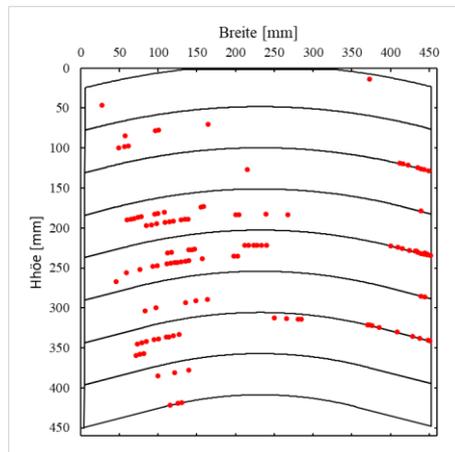
R375-T290-1



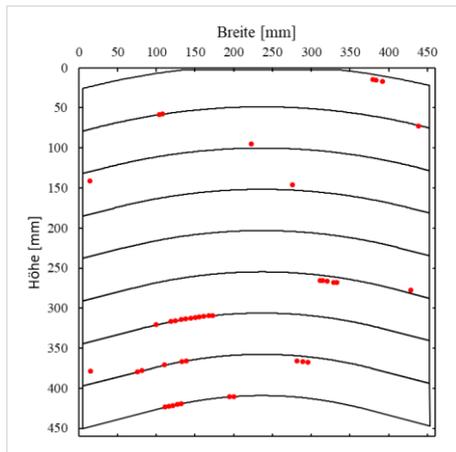
R375-T290-2



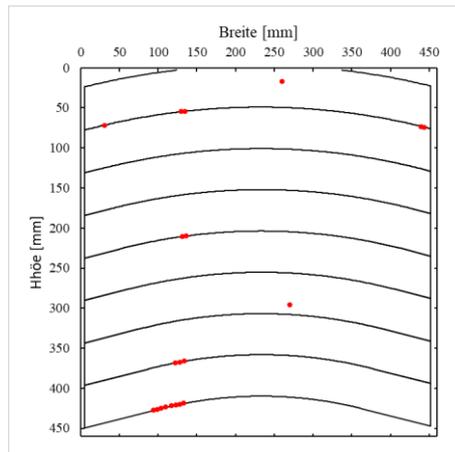
R725-T220-1



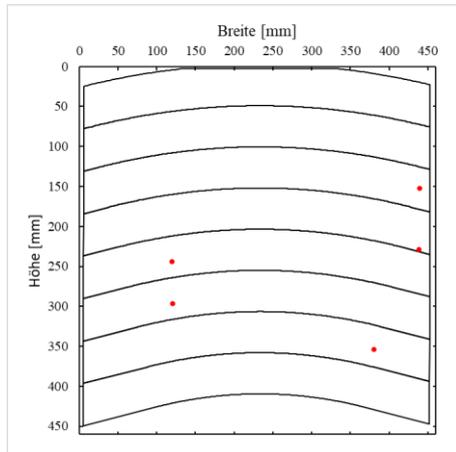
R725-T220-2



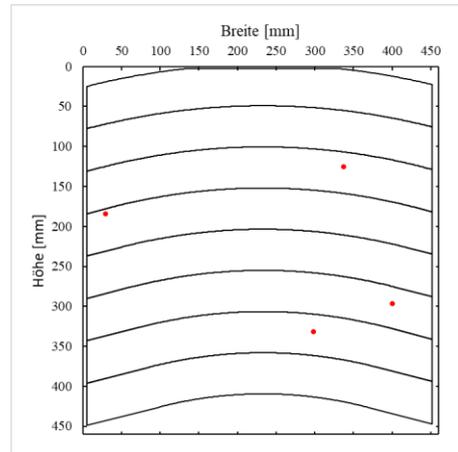
R725-T220-3



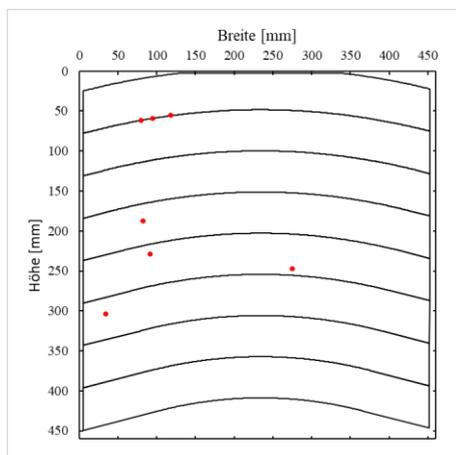
R725-T220-4

Abb. A-2: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Preformebene (fortgesetzt)

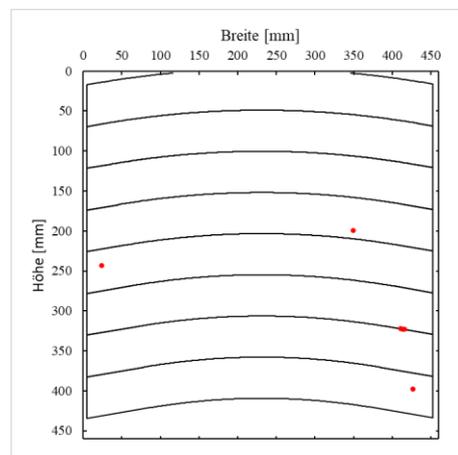
R725-T290-1



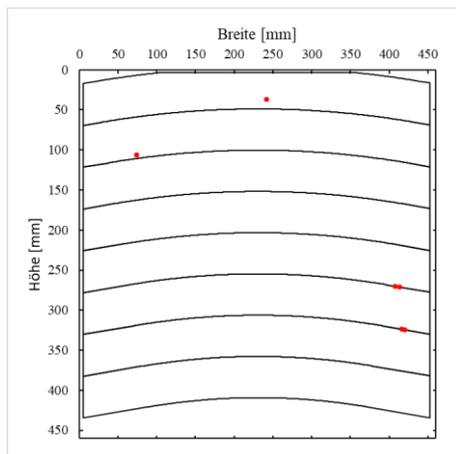
R725-T290-2



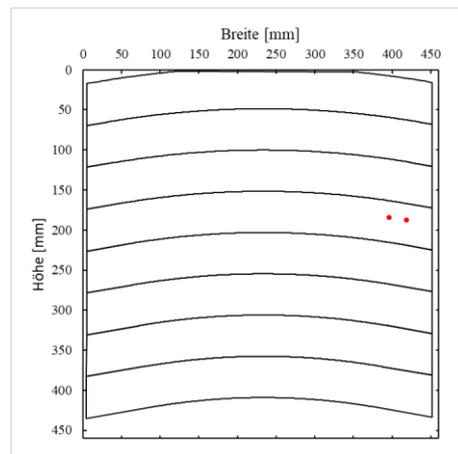
R725-T290-3



R1075-T290-1

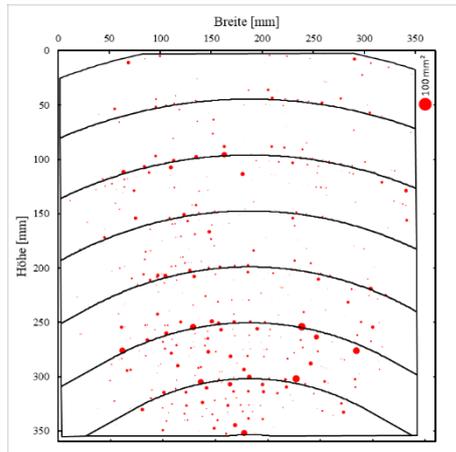


R1075-T290-2

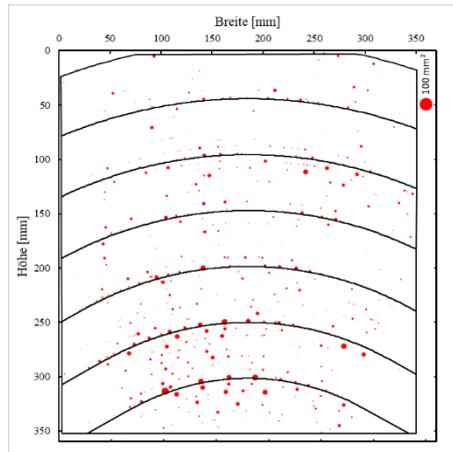


R1075-T290-3

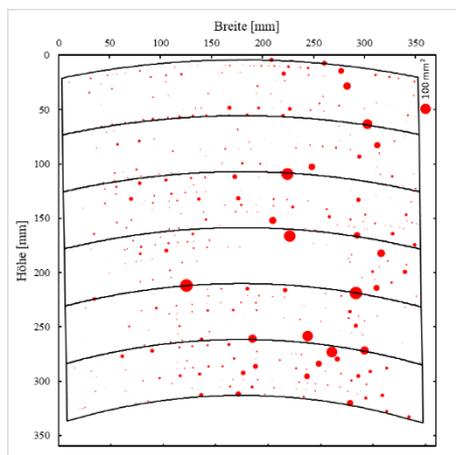
Abb. A-3: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Laminatenebene



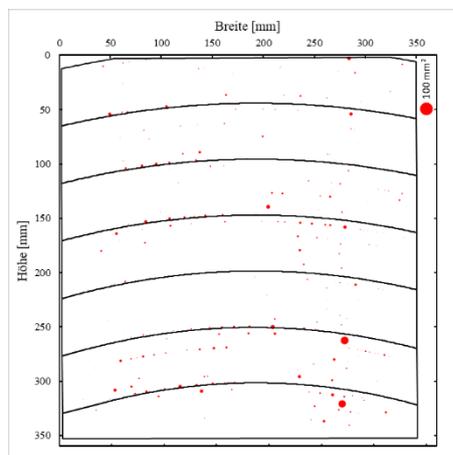
R375-T290-P40-2



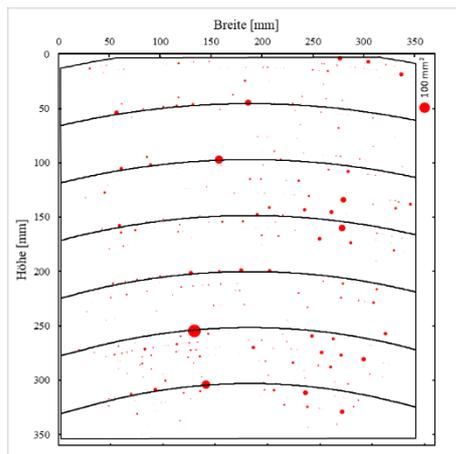
R375-T290-P40-3



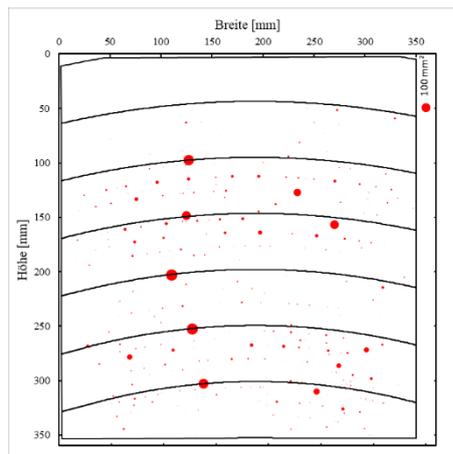
R725-T220-P40-1



R725-T220-P40-2

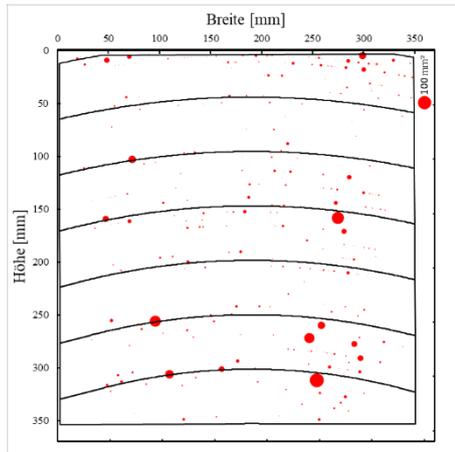


R725-T220-P5-1

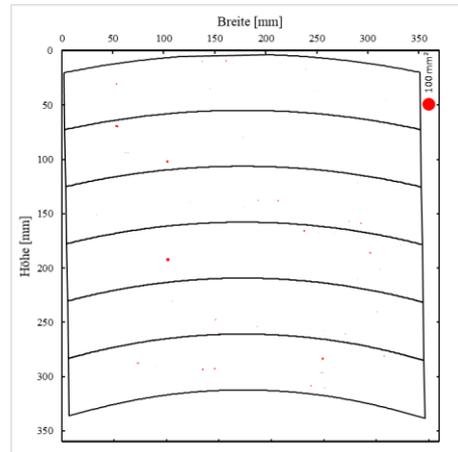


R725-T220-P5-2

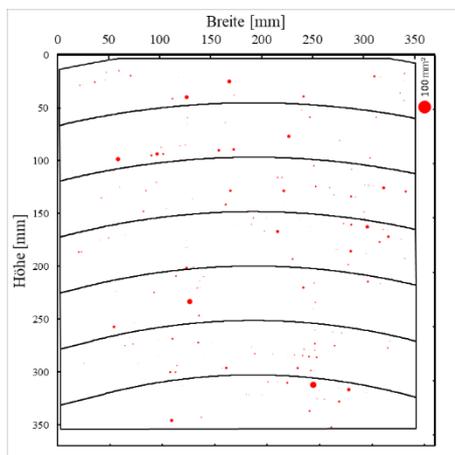
Abb. A-3: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Laminatenebene (fortgesetzt)



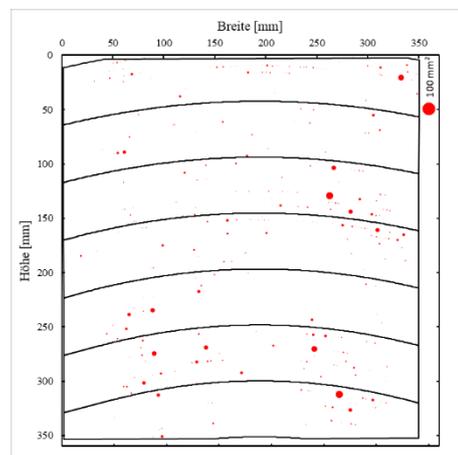
R725-T220-P5-3



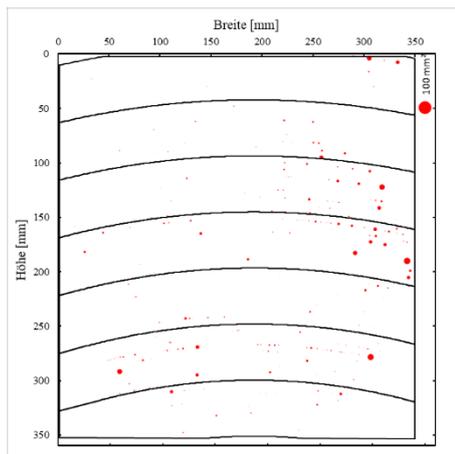
R725-T290-P40-1



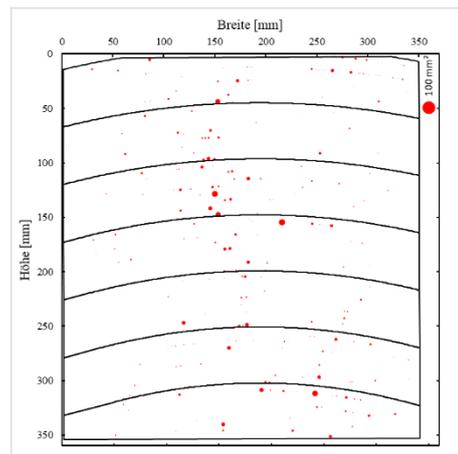
R725-T290-P40-2



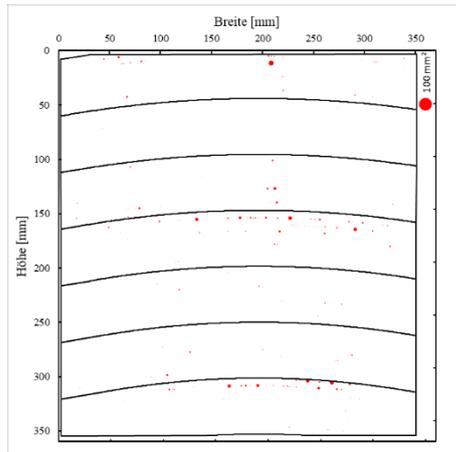
R725-T290-P40-3



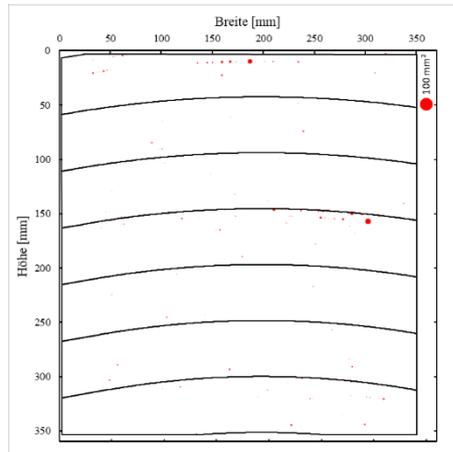
R725-T290-P5-1



R725-T290-P5-2

Abb. A-3: Ergebnisse Fehlstellenanalyse auf Laminatenebene (fortgesetzt)

R1075-T290-P40-1



R1075-T290-P40-3

c Experimentelle Daten VR Auswirkung von Defekten

Tab. A-4: Experimentell Bestimmte Gapbreite der 0,3175 mm longitudinal Konfiguration

Messpunkt	P7 [mm]	Abweichung [mm]	P10 [mm]	Abweichung [mm]	P15 [mm]	Abweichung [mm]
1	2,99	-0,185	3,02	-0,155	2,91	-0,265
2	3,06	-0,115	2,8	-0,375	2,98	-0,195
3	3,19	0,015	3,2	0,025	3,25	0,075
4	3,2	0,025	3,19	0,015	3,02	-0,155
5	2,92	-0,255	3,12	-0,055	3,2	0,025
6	2,94	-0,235	3,1	-0,075	3,11	-0,065
7	2,77	-0,405	3,14	-0,035	3,07	-0,105
8	2,93	-0,245	3,12	-0,055	3,18	0,005
9	3,2	0,025	2,93	-0,245	2,94	-0,235
10	2,7	-0,475	3,24	0,065	3,1	-0,075
11	2,79	-0,385	2,85	-0,325	2,97	-0,205
12	2,8	-0,375	2,95	-0,225	3,06	-0,115

Abb. A- 4: Exemplarischer Maschinenschrieb PI-Konsolidierung

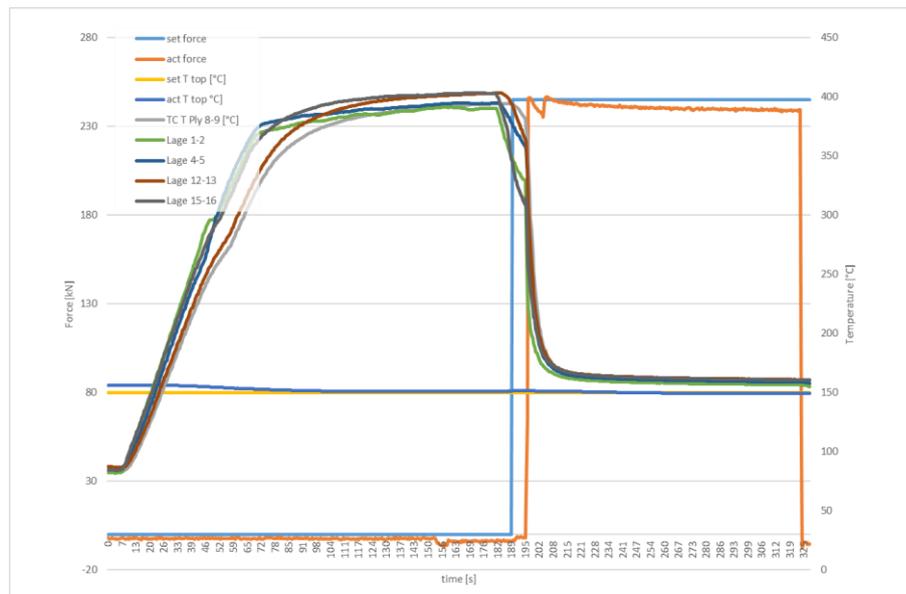
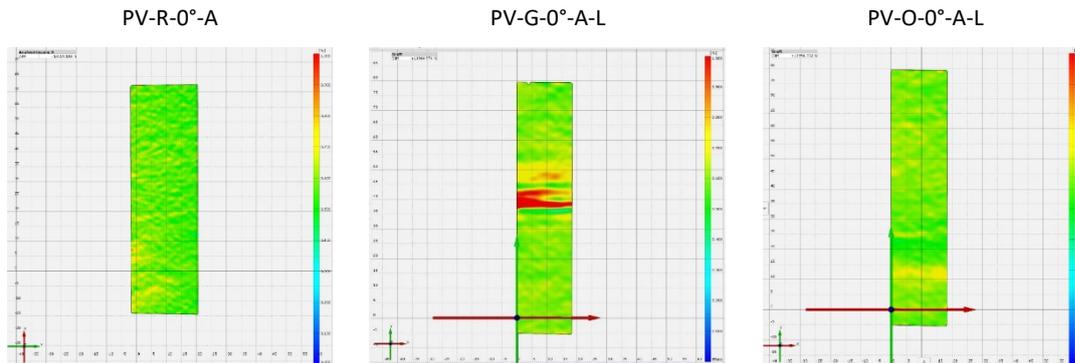


Abb. A- 5: Farbcodierte Dehnungsverteilung von PV-0°-A Proben bei 14 kN Last**Tab. A-5: Signifikanz p für UTS Post-Hoc Tests verschiedener Defektkonfigurationen relativ zur Referenz**

	G-L	G-S	O-L	O-S
PV-90°-D	0,002	0,258	0,445	0,984
PV-90°-A	0,000	0,898	0,035	0,594
PV-0°-A	0,000	0,000	0,273	0,001
PV-0°-D	0,000	0,000	0,095	0,000
A-90°-D	0,000			
A-90°-A	0,000			
PI-90°-D	0,069		0,063	
PI-90°-A	0,667			

Tab. A-6: Signifikanz p für UCS Post-Hoc Tests verschiedener Defektkonfigurationen relativ zur Referenz

	G-L	G-S	O-L	O-S
PV-90°-D	0,000	0,460	0,033	0,996
PV-90°-A	0,000	0,015	0,373	0,007
PV-0°-A	0,000	0,000	0,875	0,000
PV-0°-D	0,000	0,016	0,999	0,006
A-90°-D	0,002			
A-90°-A	0,000			
PI-90°-D	0,200			
PI-90°-A	0,797			

Tab. A-7: FEM-Simulation Abaqus Explizit – Input Lagenaufbauten 0° longitudinal Laminate

		PI-R-0°L-D	PI-G-0°L-D-S	PI-G-0°L-D-M	PI-G-0°L-D-L
Gapbreite [mm]		0	1	3,175	6,35
Reale Probenmaße		2,03	2,02	2,01	1,97
Lage	Orientierung	Dicke	Dicke	Dicke	Dicke
1	45°	0,127	0,127	0,127	0,127
2	0°	0,127	0,123	0,117	0,109
3	135°	0,127	0,127	0,127	0,127
4	90°	0,127	0,127	0,127	0,127
5	90°	0,127	0,127	0,127	0,127
6	135°	0,127	0,127	0,127	0,127
7	0°	0,127	0,123	0,117	0,109
8	45°	0,127	0,127	0,127	0,127
9	45°	0,127	0,127	0,127	0,127
10	0°	0,127	0,123	0,117	0,109
11	135°	0,127	0,127	0,127	0,127
12	90°	0,127	0,127	0,127	0,127
13	90°	0,127	0,127	0,127	0,127
14	135°	0,127	0,127	0,127	0,127
15	0°	0,127	0,123	0,117	0,109
16	45°	0,127	0,127	0,127	0,127
Laminatstärke		2,03	2,01	1,99	1,96

B Veröffentlichungen

Zeitschriftenartikel

- [P1] T, Zenker, F, Bruckner, and K, Drechsler, “Effects of defects on laminate quality and mechanical performance in thermoplastic Automated Fiber Placement-based process chains,” *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, vol, 163, pp, 1–22, 2019, doi: 10,1080/20550340,2019,1703334,

Konferenzbeiträge

- [K1] T, Zenker, C, Schürger, and K, Drechsler, “Experimental analysis of gaps and overlaps caused by intra-ply sectorization in the thermoplastic Automated Fiber Placement process,” in *17th European Conference on Composite Materials ECCM-17*, Munich, Germany, 2016,
- [K2] T, Zenker, F, Bruckner, and K, Drechsler, “Experimental analysis of consolidation processes for preforms manufactured by Thermoplastic Automated Fiber Placement,” in *SAMPE Europe Conference*, Stuttgart, Germany, 2017,
- [K3] T, Zenker and M, Schwab, “Analysis of fiber steering effects in thermoplastic Automated Fiber Placement,” in *18th European Conference on Composite Materials ECCM18*, Athens, 2018,
- [K4] T, Zenker and S, Schön, “Stamp forming of Thermoplastic Automated Fiber Placement blanks: influence of layup parameters on part quality,” in *22nd International ESAFORM Conference on Material Forming, ESAFORM 2019*, Victoria-Gasteiz, Spain, 2019, [Online], Available: <https://doi.org/10,1063/1,5112526>
- [K5] T, Zenker, F, Jennemann, and M, Wegmann, “Automated Fiber Placement based manufacturing of carbon fiber reinforced sandwich helicopter sideshells,” in *Proceedings of the 1st Aerospace Europe Conference*, Bordeaux, France, 2020,
- [K6] T. Zenker and M. Gnädinger, “Consolidation behavior of fiber steered Thermoplastic Automated Fiber Placement preforms,” in *5th International Conference and Exhibition on Thermoplastic Composites ITHEC 2020*, Virtual, 2020.

C Betreute studentische Arbeiten

Im Rahmen der Tätigkeit am Fraunhofer IGCV wurde die Betreuung der nachfolgend aufgeführten studentischen Arbeiten unterstützt,

- [S1] M, Reiter, Beurteilung der Drapiereigenschaften von CFK-Gelegen in Abhängigkeit verschiedener Binderaktivierungsverfahren, Fakultät für Maschinenbau und Verfahrenstechnik der Hochschule Augsburg, 2013,
- [S2] A Neumeir, Optimizing parameters for the manufacturing of highly consolidated CFRTP in Automated Fiber Placement Prozess: a computational analysis, Mathematisch-Naturwissenschaftliche Fakultät, Universität Augsburg, 2015,
- [S3] H, Ahmad, Untersuchung des Einflusses des Konsolidierungsgrades auf die Umformeigenschaften von CF/PA6 Preforms, hergestellt im thermoplastischen Automated Fiber Placement Prozess, Fakultät für Maschinenbau und Verfahrenstechnik der Hochschule Augsburg, 2018,
- [S4] M, Popp, Experimentelle Untersuchung des Umformverhaltens und der erzielbaren Bauteilqualität von duroplastischem AFP-Towpreg-Gelege, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2017,
- [S5] M, Bruckner, Einfluss charakteristischer Fehlstellen des Automated Fiber Placement Prozesses auf die mechanischen Eigenschaften von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen, Institut für Materials Research Management, Universität Augsburg, 2017,
- [S6] M, Schwab, Untersuchung des Einflusses verschiedener Prozessparameter auf die Qualität von CFK Preforms, hergestellt im thermoplastischen Automated Fiber Placement Verfahren, Lehrstuhl für Carbon Composites, TUM, 2017,
- [S7] A, Jambagi, Finite Element Simulation of a Wedge Peel Test to determine the Consolidation Strength in Thermoplastic Composites manufactured by Automated Fiber Placement Technique, Institut für Flugzeugbau (IFB) der Universität Stuttgart, 2017,
- [S8] S, Schön, Untersuchung des Einflusses des Konsolidierungsgrades auf die Umformeigenschaften von CF/PA6 Preforms, hergestellt im thermoplastischen Automated Fiber Placement Prozess, Fakultät für Maschinenbau und Verfahrenstechnik der Hochschule Augsburg, 2018,
- [S9] M, Gnädinger, Konsolidierungsverhalten von im thermoplastischen Automated Fiber Placement Prozess hergestellten Fiber Steering Preforms, Institut für Flugzeugbau (IFB) der Universität Stuttgart, 2019,

Teile der folgenden Arbeiten haben zur vorliegenden Dissertationsschrift beigetragen:
[S2], [S3], [S5-9]