

# IVW - Schriftenreihe Band 160

Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Kaiserslautern

---

**Julian Weber**

**Co-Konsolidieren von teilkonsolidierten CF/PEEK  
Tape-Preforms im Thermoformen**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <<http://dnb.dnb.de>> abrufbar.

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available in the Internet at <<http://dnb.dnb.de>>.

Herausgeber: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH  
Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer  
Erwin-Schrödinger-Straße 58  
67663 Kaiserslautern  
<http://www.ivw.uni-kl.de>

Verlag: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: pri-me Printservice & Medienservice  
Barbarossastraße 1  
67655 Kaiserslautern  
D-386

© Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2024

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.  
ISSN 1615-021X  
ISBN: 978-3-944440-57-6

# **Co-Konsolidieren von teilkonsolidierten CF/PEEK Tape-Preforms im Thermoformen**

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
der Rheinland-Pfälzisch Technischen Universität Kaiserslautern-Landau  
zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)**

genehmigte Dissertation

von

**Julian Weber, M. Sc.**

aus Kaiserslautern

Tag der mündlichen Prüfung	08. Januar 2024
Prüfungsvorsitzender	Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer
1. Berichterstatter	Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang
2. Berichterstatter	Prof. Dr.-Ing. Peter Middendorf

D-386



Für meine Mutter.



## **Vorwort**

Diese Arbeit entstand in meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) zwischen 2018 und 2022.

Ich danke an erster Stelle meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing Peter Mitschang für seine ausgezeichnete, professionelle Betreuung und seine Bereitschaft jederzeit fachliche Diskussionen zu führen, bei denen die entscheidenden wissenschaftlichen Fragen zur Bearbeitung dieser Arbeit gefunden wurden. Ferner danke ich Prof. Dr.-Ing. Peter Middendorf vom Institut für Flugzeugbau an der Universität Stuttgart für die Übernahme der Zweitbegutachtung. Herrn Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer danke ich in seiner Funktion als Prüfungsvorsitzenden meiner Prüfung.

Ferner gilt mein Dank meinem disziplinarischen Vorgesetzten und Kompetenzfeldleiter Dr.-Ing. Jens Schlimbach, der mit seiner offenen Art immer unterstützend zur Seite stand und bei jeder noch so großen Herausforderung stets optimistisch und motivierend blieb und mich so fachlich und persönlich vorangetrieben hat.

Für die spannenden und lebhaften Diskussionen in den Kaffeepausen und darüber hinaus bedanke ich mich bei meinen Kollegen. Die fachlichen Debatten waren selten nur zur Unterhaltung, sondern schufen Ideen und durchleuchteten wissenschaftliche Fragen aus neuen Perspektiven. Ganz besonders danken möchte ich meinen ehemaligen Kollegen, die mir das Einarbeiten und das Einleben am IVW in besonderem Maße ermöglicht haben. Dazu gehören Dr.-Ing. Christian Goergen, Dr.-Ing. Stephan Becker, Dr.-Ing. Björn Willenbacher, Dr.-Ing. Matthias Domm, Dr.-Ing. Florian Kühn, Dr.-Ing. Oliver Rimmel und Dr.-Ing. Martina Hümbert. Nicht weniger danken möchte ich meinen aktuellen Kollegen Andreas Krämer, Benedikt Bergmann, Dr.-Ing. Florian Gortner, Dr.-Ing. Stefan Weidmann, Thomas Hoffmann, Tim Schmidt, Alexander Nuhn, Robert Köhler, Martin Detzel, Jan Janzen, Jan Eric Semar, Alexander Faas, Dr.-Ing. Peter Arrabiyeh, Maximilian Salmins, Anna Dlugaj und Maximilian Eckrich. Außerdem danke ich PD Dr.-Ing. habil. David May, Dr.-Ing. Robert Lahr, Dr. Miro Duhovic, Matthias Bendler, Stefano Cassola, Dr.-Ing. Max Kaiser, Benedikt Boos und Manuel Kunzler für die Sporteinheiten, die den entscheidenden Antrieb für den Arbeitsalltag brachten.

Ohne die Unterstützung des technischen Personals und der Laboringenieure hätte ich die Durchführung meiner experimentellen Untersuchungen so nicht umsetzen können.

Ich danke Steven Brogdon, Michael Nast, Eric Schott, Lars Bolzer, Michael Päßler, Erhard Natter und Stefan Giehl für ihre akribische Arbeitsweise und den Austausch ihrer langjährigen Erfahrung im Bereich der Verarbeitungstechnik von Faserkunststoffverbunden. Darüber hinaus möchte ich Andrea Hauck und Karin Assahli für das Planen von Dienstreisen, das Korrekturlesen von Veröffentlichungen und die Unterstützung und Planung bei Festivitäten am IVW danken.

Die Ergebnisse, die ich zur Anfertigung dieser Arbeit generiert habe, sind unter anderem im Rahmen von studentischen Arbeiten und Tätigkeiten von Hilfswissenschaftler/innen entstanden. Durch die hervorragende Arbeitsweise der Studierenden sind hochqualitative Ergebnisse entstanden, die ich in meiner Dissertation verarbeiten konnte. Deshalb danke ich Jannik Stommes, Lukas Perner, Christoph Persch, Moritz Erhard, Daniel Laubenstein, Luca Knippel, Steven Peters, Pascal Müller, Simon Horten und Timo Wiederhold.

Meiner Familie danke ich, weil ich diese Arbeit ohne ihre Unterstützung so nicht hätte durchführen können. Sie hat mir überhaupt die Rahmenbedingungen geschaffen, die es erforderte, um dieses Vorhaben nach meiner Ideal-Vorstellung mit voller Aufmerksamkeit und Konzentration umzusetzen. Meine beiden Brüder Maximilian und Florian hatten stets ein offenes Ohr und geben mir Rückhalt in jeder Situation. Meinen Eltern Jutta und Harald danke ich für Ihre bedingungslose Unterstützung zu jeder Zeit und zu jedem Anlass, wann immer es nötig war. Meiner Tante Ursula und meinem Onkel Abdelkrim danke ich für Ihre Fürsorglichkeit, die sie mir seit meiner Kindheit schenken.

Meiner lieben Freundin Lisa danke ich von Herzen. Sie schafft es mich in jeder noch so herausfordernden Zeit zu motivieren und anzutreiben.

**Inhaltsverzeichnis**

<b>Verzeichnis verwendeter Abkürzungen</b>	<b>IV</b>
<b>Verzeichnis verwendeter Formelzeichen</b>	<b>V</b>
<b>Kurzfassung</b>	<b>VII</b>
<b>Abstract</b>	<b>VIII</b>
<b>1 Einleitung und Zielsetzung</b>	<b>1</b>
1.1 Motivation .....	1
1.2 Herausforderungen und Potenziale .....	3
1.3 Zielsetzung der Arbeit .....	4
<b>2 Stand der Forschung</b>	<b>7</b>
2.1 Mechanismen beim Schmelzfügen von teilkristallinen Thermoplasten .....	7
2.1.1 Definition Konsolidierung	8
2.1.2 Definition inniger Kontakt	9
2.1.3 Definition Autohäsion	12
2.1.4 Definition thermische Dekonsolidierung	14
2.1.5 Methoden zur Bestimmung des Konsolidierungsgrades	15
2.2 Definition Co-Konsolidierung .....	16
2.3 Erzeugen von Tape-Preforms im automatisierten Tapelegen .....	18
2.3.1 Prozessbeschreibung automatisiertes Tapelegen	18
2.3.2 Energieeintrag beim automatisierten Tapelegen mittels Heißgas	21
2.3.3 Charakterisierung von Tape-Preforms	22
2.4 Thermoformen von thermoplastischen Halbzeugen .....	23
2.4.1 Prozessbeschreibung Thermoformen	23
2.4.2 Verarbeitung von Tape-Preforms im Thermoformen	24
2.4.3 Prozesskombination Thermoformen und Co-Konsolidieren	28
2.4.4 Erwärmung der Halbzeuge mittels Infrarot-Strahlung und Abkühlung im Werkzeug	29

<b>3</b>	<b>Entwicklungsmethodik</b>	<b>33</b>
3.1	Methodisches Vorgehen .....	35
3.1.1	Herstellung von Tape-Preforms mittels ATL	35
3.1.2	Thermoformen von Tape-Preforms	38
3.1.3	Co-Konsolidierung von Tape-Preforms mit einer lokalen Versteifung im Thermoformen	44
3.2	Prüfmethodik.....	58
3.2.1	Dickenmessung	58
3.2.2	Messung des interlaminaren Schälwiderstands	59
3.2.3	Schliffbildanalyse	61
3.2.4	Thermische Kompressionsanalyse	62
3.2.5	3-Punkt-Biegeversuch	66
3.2.6	Zugscherversuch	67
<b>4</b>	<b>Analyse teilkonsolidierter Tape-Preforms</b>	<b>69</b>
4.1	Messergebnisse zur Charakterisierung der Tape-Preforms.....	69
4.1.1	Porengehalt mittels Grauwertanalyse	69
4.1.2	Schälwiderstand im Schälversuch	73
4.1.3	Dickenmessung teilkonsolidierter Tape-Preforms	75
4.1.4	Thermische Kompressionsanalyse teilkonsolidierter Tape-Preforms	76
4.1.5	Biegefestigkeit im 3-Punkt-Biegeversuch	79
4.2	Zusammenfassung und Bewertung der generierten Ergebnisse zur Charakterisierung der Tape-Preforms.....	80
<b>5</b>	<b>Thermoformen teilkonsolidierter Tape-Preforms</b>	<b>83</b>
5.1	Analyse der Tape-Lamine teilkonsolidierter Tape-Preforms .....	83
5.1.1	Schliffbildanalyse der Tape-Lamine nach dem Thermoformen	83
5.1.2	Dickenmessung der Tape-Lamine nach dem Thermoformen	89
5.1.3	3-Punkt-Biegeversuch der Tape-Lamine nach dem Thermoformen	91

---

5.2	Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse zum Thermoformen teilkonsolidierter Tape-Preforms .....	92
<b>6</b>	<b>Co-Konsolidierung teilkonsolidierter Tape-Preforms</b>	<b>95</b>
6.1	Konsolidierung der Tape-Lamine nach der Co-Konsolidierung im Thermoformen.....	95
6.1.1	Einfluss der Co-Konsolidierung auf die Konsolidierung der Tape-Lamine mittels Schliiffbildanalyse	95
6.1.2	Einfluss der Co-Konsolidierung auf die Biegefestigkeit der Tape-Lamine	104
6.2	Ermitteln von Einflussgrößen der Co-Konsolidierung auf die Festigkeit der Fügeverbindung .....	106
6.3	Zusammenfassung und Bewertung der generierten Ergebnisse zur Co-Konsolidierung teilkonsolidierter Tape-Preforms im Thermoformen .....	111
<b>7</b>	<b>Reflektion der Forschungshypothesen und Definition von Prozessgrenzen</b>	<b>113</b>
7.1	Reflektion zur Forschungsfrage und zu den Forschungshypothesen .....	113
7.2	Definition potenzieller Prozessgrenzen.....	114
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>117</b>
<b>9</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>119</b>
	<b>Anhang</b>	<b>132</b>
	<b>Lebenslauf</b>	<b>145</b>

## Verzeichnis verwendeter Abkürzungen

Kurzform	Beschreibung
3PB	3-Punkt-Biegeversuch
ATL	Automatisiertes Tapelegen
au	Autohesion (dt.: Autohäsion)
CF	Kohlenstofffaser
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
cpt	Cured ply thickness
dt	Deutsch
GF	Glasfaser
Ha	Hydraulikaggregat
HQ	Heizquelle
ic	Intimate contact (dt.: Inniger Kontakt)
IR	Infrarot
Kd	Konduktion
Kv	Konvektion
NDT	Non-Destructive-Testing
OWZ	Oberwerkzeug, obere Werkzeughälfte
PEEK	Polyetheretherketon
PIXA	Hochtemperatur-Polyamid von Mitsui Chemicals Co. LTD
POS	Position
QI	Quasiisotrop
S	Strahlung
slpm	Standard-Liter pro Minute
TP	Tape-Preform
TCP	Tool Center Point
UD	Unidirektional
UWZ	Unterwerkzeug, untere Werkzeughälfte
PI	Polyimid
QI	Quasiisotrop
RT	Raumtemperatur
V	Versteifung
WZ	Werkzeug

## Verzeichnis verwendeter Formelzeichen

Symbol	Si-Einheit	Beschreibung
<b>Lateinische Schriftzeichen</b>		
$A$	$m^2$	Fläche
$b$	$m$	Breite
$c_{x_i}$	$mm$	Kompression in $x_i$ -Richtung
$d$	$m$	Durchmesser
$d$	$m$	Dicke
$D_{ic}$	–	Grad des innigen Kontakts
$D_{au}$	–	Grad der Autohäsion
$F$	$N$	Kraft
$F_{1 \rightarrow 2}$	-	Sichtfaktor zwischen Fläche 1 und 2
$G_{1c}$	$\frac{N}{mm}$	Bruchenergie
$h$	$\frac{kg \cdot m^2}{s^2}$	Enthalpie
$l$	$m$	Länge
$M$	$\frac{kg}{mol}$	Molare Masse
$Nu$	–	Nusselt-Zahl
$p$	$\frac{kg}{m \cdot s^2}$	Druck
$Pr$	–	Prandtl-Zahl
$\dot{Q}$	$\frac{kg \cdot m^2}{s^3}$	Wärmestrom
$Re$	–	Reynolds-Zahl
$T$	$^{\circ}C$	Temperatur
$T_g$	$^{\circ}C$	Glasübergangstemperatur
$T_m$	$^{\circ}C$	Schmelztemperatur
$t$	$s$	Zeit
$t_r$	$s$	Reptationszeit
$v$	$\frac{m}{s}$	Geschwindigkeit
$w$	$\frac{m}{s}$	Anströmgeschwindigkeit

Symbol	Si-Einheit	Beschreibung
x	mm	Durchdringungstiefe
$x_{\infty}$	mm	Trägheitsradius einer Polymerkette
$\bar{x}$		Arithmetisches Mittel
<b>Griechische Schriftzeichen</b>		
$\alpha$	°	Winkel
$\alpha$	$\frac{W}{m^2 \cdot K}$	Wärmeübergangskoeffizient
$\Delta$	–	Differenz
$\eta_0$	$\frac{kg}{m \cdot s}$	Nullscherviskosität
$\sigma$	$\frac{N}{mm^2}$	Mechanische Festigkeit
$\sigma$	$\frac{W}{m^2 \cdot K^4}$	Stefan-Boltzmann-Konstante
$\sigma$		Standardabweichung
$\lambda$	$\frac{W}{m \cdot K}$	Wärmeleitfähigkeit

## **Kurzfassung**

In dieser Arbeit wird die Co-Konsolidierung im Thermoformen zwischen kontinuierlich faserverstärkten, teilkonsolidierten CF/PEEK Tape-Preforms und kontinuierlich faserverstärkten, vollständig konsolidierten CF/PEEK Tape-Laminaten untersucht. Bei der Co-Konsolidierung handelt es sich um die Herstellung einer Schweißverbindung zwischen zwei oder mehr Thermoplasten durch separates Aufheizen, Zusammenbringen der Fügeflächen und rasches Abkühlen unter Druck im isothermen Werkzeug. Die adressierte Anwendung ist das Verschweißen von Versteifungen auf Tape-Preforms während dem Thermoformen, sodass nachgeschaltete Fügeprozesse solcher Versteifungen obsolet werden und die Zykluszeit des Thermoformens unverändert bleibt.

Die Ergebnisse zeigen, dass der Grad der Teilkonsolidierung der Tape-Preforms - unabhängig der gewählten Einstellgrößen des Werkzeugdrucks - keinen Einfluss auf die Konsolidierung der Tape-Laminat nach dem Thermoformen nimmt. Im Bereich einer Versteifung ist ein vergleichsweise größerer Werkzeugdruck zur Konsolidierung der teilkonsolidierten Tape-Preform notwendig, damit dort die gleichen Eigenschaften wie fern der Co-Konsolidierung erzeugt werden. Die zwischen Tape-Laminat und Versteifung gemessenen Zugscherfestigkeiten, die mittels Co-Konsolidierung im Thermoformen erzeugt werden, sind niedriger als die der Co-Konsolidierung im Autoklav.

## **Abstract**

This work covers co-consolidation in stamp forming between continuous fiber reinforced, partially consolidated CF/PEEK tape-preforms and continuous fiber reinforced fully consolidated CF/PEEK tape-laminates. The co-consolidation involves creation of a welded joint between two or more thermoplastics through separate heating, bringing joining surfaces into contact and rapid cooling under pressure in isothermal tooling. The target application is stamp forming of tape-preforms with welded, local stiffeners to manufacture integral structures by retaining process typical cycle times since subsequent joining processes become obsolete.

Results reveal independence between degree of partial consolidation of tape-preforms and tape-laminate consolidation after stamp forming, regardless of the selected tool pressures. In the area of co-consolidation higher tool pressures are required to create equal tape-laminate properties as away from co-consolidation area. The tensile shear strengths measured between tape-laminates and stiffeners produced by means of co-consolidation in the thermoforming process are lower than those of co-consolidation in the autoclave.

# 1 Einleitung und Zielsetzung

## 1.1 Motivation

Die Luftfahrt trug im Jahr 2018 mit einem Anteil von 2,4 % [1] zu den weltweiten CO<sub>2</sub>-Emissionen bei. In den letzten drei Jahrzehnten wuchs der Sektor stärker als der Straßen-, der Schienen und der Schiffsverkehr [2]. Bis 2050 wird ein Anstieg an Flugbewegungen von bis zu 76 % erwartet [3]. Um den aktuellen Anstrengungen, die CO<sub>2</sub>-Emissionen einzudämmen und die Erderwärmung zu stoppen, Folge zu leisten [4], und gleichzeitig dem prognostizierten Wachstum der Luftfahrt gerecht zu werden, ist der Bedarf an noch effizienteren Flugzeugen deshalb hoch wie nie.

Arbeiten in der Forschung und Entwicklung sehen es vor - neben den effizienteren und emissionsgünstigeren Antrieben - Leichtbau zu betreiben, um unter anderem die strukturelle Masse der Transportmittel zu reduzieren. Die Devise lautet, weniger bewegte Masse erfordert weniger physikalische Arbeit und im Umkehrschluss niedrigere Emissionen im Betrieb der Verkehrsmittel. Zur Umsetzung dieses Vorhabens bieten sich im besonderen Maße Faserkunststoffverbunde (FKV) an. Durch ihre vergleichsweise hohen, spezifischen mechanischen Eigenschaften bieten sie im Gegensatz zu den meisten Metallen ein großes Leichtbaupotenzial.

Die Eigenschaften der Faserkunststoffverbunde entstehen während der Herstellung, die im Wesentlichen einer Faserimprägnierung mittels Polymermatrix entspricht. Durch das Einbetten der Fasern gelingt es, die mechanischen Eigenschaften der Einzelkomponenten drastisch zu steigern und bei entsprechender Auslegung und Ausnutzung der Faseranisotropie, große mechanische Spannungen bei niedrigem Bauteilgewicht aufzunehmen [5, 6]. Derzeitige Kostentreiber zur Herstellung von Bauteilen aus Faserkunststoffverbunden sind lange Zykluszeiten und große Energieaufwände [6, 7]. Um die wirtschaftliche Akzeptanz der Faserkunststoffverbunde zu steigern, müssen Fertigungstechnologien zum Einsatz kommen, die hoch automatisierbar sind, die zu kürzeren Zykluszeiten führen und die effiziente Energieeinträge aufweisen. Den Materialeinsatz betreffend, muss das Kredo „so viel wie nötig und so wenig wie möglich“ gelten. Deshalb müssen die Fasern so im Bauteil platziert werden, dass sie gestreckt sind und dem Lastpfad folgen, um maximale Spannungen aufnehmen zu können [6, 8].

Eine weit verbreitete Material-Prozesskombination im Flugzeugbau ist die Verarbeitung von Duroplast-Prepregs im Autoklav. Wesentlicher Vorteil dieser Halbzeuge ist die einfache Verarbeitung, weil die Fasern bereits mit dem Polymer imprägniert sind. Die Aushärtung im Autoklav stellt ein abgeschlossenes System dar, das robuste, wiederholgenaue Prozessbedingungen bereitstellt. Entscheidende Nachteile dieser Prozesskette sind die lange Zykluszeit, der hohe Energieeintrag, die hohen Anforderungen an die Lagerung und der hohe Bedarf an Verbrauchsmaterialien aus wirtschaftlicher Sicht. [6, 9, 10]

Für zukünftige Anwendungen sollen duroplastische Systeme durch thermoplastische Systeme ersetzt werden [10]. Der molekulare Aufbau des Thermoplasts unterscheidet sich im Vergleich zum Duroplast dahingehend, dass die Molekülketten nicht chemisch miteinander vernetzen, um eine Festigkeit bei Raumtemperatur zu erzeugen. Sie bleiben durch chemische Sekundärbindungen in ihrer Anordnung und können sowohl gerichtet (kristallin) als auch ungerichtet (amorph) sein. Wird dem Polymer Wärme zugeführt, gleiten die Molekülketten aneinander ab und das Polymer erweicht bzw. schmilzt und kann verformt werden. Im Polymerschmelzbereich können untereinander kompatible Polymere stoffschlüssig verbunden werden, was als Schweißen oder Schmelzfügen verstanden wird. Dieser Prozess ist reversibel und eröffnet neue Möglichkeiten in Bezug auf Prozesshybridisierung, um die Gesamteffizienz der Herstellung zu steigern [11]. Die Bauteilherstellung kann in mehrere Schritte unterteilt werden, um Prozesskomplexitäten zu reduzieren und Verarbeitungsgeschwindigkeiten zu erhöhen. So sollen die großen, prognostizierten Produktionsraten an Flugzeugen in der Zukunft realisiert werden können [12].

Die Prozesskette, die im Rahmen dieser Arbeit untersucht wird, ist das Thermoformen von thermoplastischen, teilkonsolidierten Tape-Preforms bei gleichzeitiger Co-Konsolidierung eines vollständig konsolidierten Tape-Laminats als lokale Versteifung. Das Erzeugen von thermoplastischen, teilkonsolidierten Tape-Preforms erfolgt im automatisierten Tapelegen (ATL) durch positions- und richtungsvariables, lagenweises Ablegen von vorimprägnierten Bändchenhalbzeugen (Tapes) zu zweidimensionalen Strukturen (Tape-Preforms). Eine Teilkonsolidierung bedeutet, dass die entsprechenden Tape-Preforms keine finalen Bauteileigenschaften aufweisen. Die Teilkonsolidierung in Bezug auf das ATL erlaubt im Vergleich zur

vollständigen Konsolidierung kürzere Zykluszeiten. Die finalen Bauteileigenschaften sollen nach dem Thermoformen der teilkonsolidierten Tape-Preforms zu Tape-Laminaten vorliegen. Das Thermoformen umfasst das Erwärmen der Tape-Preforms über Schmelztemperatur des Polymers und das Abkühlen unter Druck in einem unter Schmelztemperatur temperierten Werkzeug. Zeitgleich mit dem Erwärmen der Tape-Preforms wird ein vollständig konsolidiertes Tape-Laminat aus dem gleichen Material in der unteren Werkzeughälfte mit einem Infrarotstrahler an der Oberfläche über Schmelztemperatur erwärmt und dann mittels Schließkraft des Werkzeugs mit der Tape-Preform durch Erzeugen eines Stoffschlusses in der Fügezone co-konsolidiert. So werden lokale Versteifungen realisiert, die gezielt Spannungen aufnehmen. Durch die so entstehende Topologieoptimierung werden nicht notwendige Materialanhäufungen vermieden. Durch die Integration in den Thermoformprozess bleibt die Zykluszeit des Prozesses unverändert [21]. Nachträgliche Fügeschritte zur Erzeugung von Integralstrukturen sind dann obsolet.

Eine potenzielle Anwendung der Technologie ist die Herstellung von thermoplastischen Integralstrukturen im Flugzeugrumpf zur Realisierung von Versteifungen. Entsprechend werden die Untersuchungen mit einem für die Luftfahrt qualifizierten Material (Solvay CF/PEEK APC-2/AS4 12k; siehe Anhang Abbildung 0.1) (Qualifikationen für u.a. Airbus AIMS/IPS 05-09-001, Dassault DGQT 1.4.2.0057 Index A, Pratt & Whitney CPW 877) durchgeführt. Die Probengeometrie wird so gewählt, dass die Festigkeit der Verbindung auf Zugscherbeanspruchung geprüft wird. Dies entspricht einem typischen Lastfall für Rumpfgeometrien [13].

## **1.2 Herausforderungen und Potenziale**

Die Herausforderung dieser Prozesskette liegt in der einheitlichen Konsolidierung der Tape-Preform im Bereich der Versteifung und fern der Versteifung bei gleichzeitiger Erzeugung eines Stoffschlusses zwischen Tape-Preform und Versteifung. Dort unterscheidet sich der Konsolidierungsvorgang der Tape-Preform im Vergleich zum klassischen Thermoformen dahingehend, dass die Konsolidierung nicht zwischen zwei steifen Metallplatten erfolgt. Entgegen den Bedingungen fern der Versteifung wird die Kraft zur Konsolidierung über die oberflächennah aufgeschmolzene Versteifung aufgebracht.

Das Potenzial der Prozesskombination ATL und Thermoformen wurde in mehreren Untersuchungen gezeigt [14–16]. Ergebnisse zeigen, dass mit diesem Verfahren Tape-Laminat mit einem Porengehalt kleiner 1 % bei einer Ablegegeschwindigkeit der Tapes von 0,2 m/s erzeugt werden können [17]. Das Potenzial der Co-Konsolidierung wird mit der Erzeugung einer stoffschlüssigen Verbindung von gewebeverstärkten FKV im Thermoformen [18, 19] aufgezeigt.

### 1.3 Zielsetzung der Arbeit

Im Rahmen dieser Arbeit wird das Potenzial der Prozesskombination Thermoformen von teilkonsolidierten Tape-Preforms und Co-Konsolidierung untersucht. Dazu soll ein Nachweis dessen erfolgen, dass mittels Co-Konsolidierung im Thermoformen ein Stoffschluss zwischen einer teilkonsolidierten CF/PEEK Tape-Preform und einem vollständig konsolidierten CF/PEEK Laminat, eingelegt im Werkzeug, erzeugt werden kann. Entsprechende Tape-Laminat sollen in den Bereichen der Co-Konsolidierung und fern der Co-Konsolidierung gleiche Laminateneigenschaften aufweisen. Die Festigkeit der stoffschlüssigen Verbindung soll unter Zug-Scher-Beanspruchung, der Festigkeit eines Vergleichsprozesses (hier: Konsolidierung im Autoklav) entsprechen. Daraus ergibt sich die Forschungsfrage: „Kann eine teilkonsolidierte CF/PEEK Tape-Preform im Thermoformen mit einem vollständig konsolidierten CF/PEEK Tape-Laminat co-konsolidiert werden, damit die Konsolidierung des Tape-Laminats im Fügebereich und fern davon identisch ist, wobei die Festigkeit der stoffschlüssigen Verbindung der Festigkeit erzeugt mittels Konsolidierung im Autoklav entspricht“

Aus der Forschungsfrage ergeben sich folgende Forschungshypothesen:

1. Die Wahl der Prozessparameter im ATL hat keinen Einfluss auf die Konsolidierungsqualität entsprechender Tape-Laminat nach dem Thermoformen
2. Der Co-Konsolidierungsprozess nimmt keinen Einfluss auf die Konsolidierung des Tape-Laminats. Das heißt, die Laminatqualität im Sinne der Porosität und Festigkeit im 3-Punkt-Biegeversuch unterscheidet sich nicht zur Laminatqualität eines Tape-Laminats, hergestellt im klassischen Thermoformprozess (Konsolidierung zwischen zwei Werkzeughälften)

3. Die Zugscherfestigkeit zwischen einem Tape-Laminat und einer lokalen Versteifung, co-konsolidiert im Thermoformen, soll so hoch sein, wie sie mittels Konsolidierung im Autoklav erzeugt wird.

Im Stand der Forschung werden die grundlegenden Mechanismen beim Schmelzfügen von Thermoplasten erläutert, die Co-Konsolidierung von FKV beschrieben, das Erzeugen von Tape-Preforms im ATL ausgeführt und das Thermoformen von thermoplastischen Halbzeugen im isothermen Pressprozess (theoretisch: stets konstante Werkzeugtemperatur) erörtert. Im Anschluss wird die Entwicklungsmethodik mit den inhaltlichen Umfängen zur Zieldefinition und Festlegen der Randbedingungen, dem methodischen Vorgehen und der Prüfmethodik dargelegt. Es folgen drei Kapitel mit den im Rahmen dieser Arbeit generierten Ergebnisse zur Analyse von teilkonsolidierten Tape-Preforms, dem Thermoformen teilkonsolidierter Tape-Preforms und dem Co-Konsolidieren teilkonsolidierter Tape-Preforms.

Die Analyse der Tape-Preforms dient der Beschreibung der Konsolidierung und der Definition von Eingangsgrößen zur weiteren Verarbeitung im Thermoformen. Das Ziel ist der Nachweis, dass mittels Veränderung des Energieeintrags über die Einstellung verschiedener Gasvolumenströme verschiedene Konsolidierungsgrade erzeugt und mit den angewandten Messmethoden distinkt voneinander abgegrenzt werden können. Die distinkte Abgrenzung liegt dann vor, falls sich die dargestellten Standardabweichungen der gemessenen Mittelwerte nicht überschneiden. Für die Untersuchung im anschließenden Thermoformen sind mindestens zwei Einstellgrößen des Gasvolumenstroms zu finden, die zu distinkt verschiedenen Konsolidierungsgraden der Tape-Preforms führen.

Das Thermoformen von zwei verschieden konsolidierten Tape-Preforms soll zeigen, ob eine Abhängigkeit zwischen dem Konsolidierungsgrad der Tape-Preforms und der Konsolidierung der Tape-Lamine nach dem Thermoformen vorliegt. Eine Abhängigkeit liegt dann vor, falls gilt: Die Standardabweichungen der ermittelten Kennwerte (Porengehalt, Dicke und Biegefestigkeit) von Tape-Laminaten, deren Tape-Preforms verschieden konsolidiert sind, zeigen keine Überschneidung. Überschneiden sich die ermittelten Kennwerte lautet das Ergebnis, dass der Konsolidierungsgrad der Tape-Preforms keinen Einfluss auf den Konsolidierungsgrad der Tape-Lamine nach dem Thermoformen nimmt.

Im Kapitel zur Co-Konsolidierung werden die Bereiche der Co-Konsolidierung und fern der Co-Konsolidierung miteinander verglichen, um einen potenziellen Einfluss der Co-Konsolidierung auf die Konsolidierung der Tape-Laminat zu ermitteln. Es liegt ein Einfluss der Co-Konsolidierung vor, falls die ermittelten Kennwerte (Porengehalt, Dicke und Biegefestigkeit) im Bereich der Co-Konsolidierung und fern davon keine Überschneidung der Standardabweichungen zeigen. Es wird die Zugscherfestigkeit zwischen Tape-Laminat und Versteifung gemessen und mit dem Zielwert der Zugscherfestigkeit, die mittels Konsolidierung im Autoklav erzeugt wird, gegenübergestellt.

Es folgt die Beantwortung der Forschungsfrage, eine Reflektion der Forschungshypothesen und eine Definition potenzieller Prozessgrenzen sowie eine abschließende Zusammenfassung der Ergebnisse.

Es werden folgende Begrifflichkeiten definiert, die im Rahmen dieser Arbeit gelten:

Tabelle 1.1: Definition von Begrifflichkeiten geltend in dieser Arbeit

<b>Begriff</b>	<b>Definition</b>
Teilkonsolidierung	Konsolidierung entspricht nicht den finalen Bauteileigenschaften
Vollständige Konsolidierung	Konsolidierung entspricht den finalen Bauteileigenschaften
Tape-Preform	Vorformling hergestellt im automatisierten Tapelegen, kann teilkonsolidiert oder vollständig konsolidiert sein
Tape-Laminat	Tape-Preform nach dem Thermoformen

## 2 Stand der Forschung

Der Stand der Forschung wird unterteilt in die vier Kapitel Mechanismen beim Schmelzfügen von teilkristallinen Thermoplasten, Definition Co-Konsolidierung, Erzeugen von Tape-Preforms im automatisierten Tapelegen und Thermoformen von thermoplastischen Halbzeugen.

### 2.1 Mechanismen beim Schmelzfügen von teilkristallinen Thermoplasten

Die Molekülketten von thermoplastischen Polymeren sind durch schwache zwischenmolekulare Kräfte, also Van-der-Waals-Wechselwirkungen und Wasserstoffbrückenbindungen verbunden und kaum bis gar nicht miteinander verzweigt. Unter Wärmeeinwirkung beginnen die Molekülketten zu schwingen und die schwachen, physikalischen Bindungen beginnen sich zu lösen. Als Folge können die Molekülketten aneinander abgleiten und der Thermoplast gilt als verformbar. Dieser Prozess ist reversibel und kann, abhängig von der thermischen Historie des Thermoplasts, in verschiedene Bereiche eingeteilt werden. Nach Überschreiten des Glasübergangs nehmen Thermoplaste den thermoelastischen Zustand an, werden weich und sind elastisch verformbar. Wird dem Polymer weiter Wärme zugeführt, beginnt er bei Überschreiten der Schmelztemperatur flüssig zu werden und ist plastisch verformbar. Dieser Vorgang ist reversibel, solange das Polymer nicht über die Zersetzungstemperatur erwärmt wird. [20]

Die Anordnung der Molekülketten wird unterschieden in kristallin und amorph. Kristalline Bereiche werden Kristallite genannt und charakterisieren sich dadurch, dass die Makromoleküle nahezu parallel zueinander verlaufen. Diese Bereiche weisen eine hohe chemische Beständigkeit und eine große Härte auf. In den amorphen Bereichen des Thermoplasts liegen die Molekülketten ungeordnet und miteinander verknäuelte vor. Diese Anordnung entspricht einem entropiereichen Zustand, den Thermoplaste in aller Regel anstreben. [20, 21]

Um eine Schweißverbindung zwischen zwei teilkristallinen Thermoplasten herstellen zu können, muss das Polymer über Schmelztemperatur erwärmt werden, da die Polymerketten unterhalb der Schmelztemperatur durch Kristallite gebunden sind und keine vollständige molekulare Durchdringung einer Fügezone stattfinden kann. [22]  
[23]

### 2.1.1 Definition Konsolidierung

Die thermische Verarbeitung von Thermoplasten in Pressprozessen bedingt das Schmelzen des Polymers über Schmelztemperatur  $T_m$ , einen Konsolidierungsvorgang unter Druckbeaufschlagung solange die Temperatur des Polymers über der Glasübergangstemperatur  $T_g$  steht und das Verfestigen (siehe Abbildung 2.1). Im Zuge dessen treten Molekülketten über eine Grenzfläche, um dort infolge einer Polymerdiffusion eine stoffschlüssige Verbindung nach dem Abkühlen zu erzeugen. Entspricht die Festigkeit der Fügezone der Festigkeit der zu fügenden Halbzeuge, ist die Konsolidierung vollständig abgeschlossen. So können Grenzflächen, die durch Lufteinschlüsse entstehen, eliminiert werden und stoffschlüssige Fügeverbindungen zwischen zwei Thermoplasten hergestellt werden. [24]

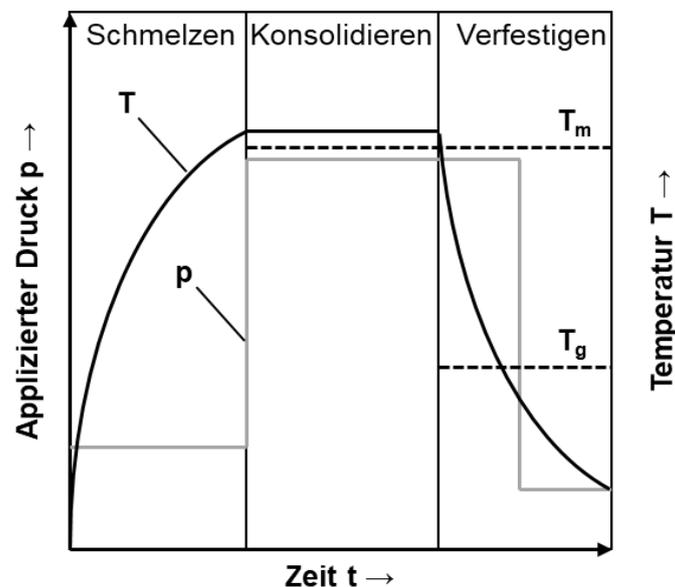


Abbildung 2.1: Idealisierter Temperatur- und Druckverlauf beim Verarbeiten von Thermoplasten nach [24]

Der Konsolidierungsvorgang kann beginnen, sobald der Thermoplast bzw. eine Polymer-Polymer Grenzfläche über Schmelztemperatur, die zum Erzeugen einer Fügenaht notwendig ist, erwärmt ist. Die sogenannte Heilung dieser Grenzfläche kann als Konsolidierung verstanden werden und besteht nach WOOL UND O'CONNOR [25] aus fünf aufeinanderfolgenden Abhandlungen: Oberflächenumstrukturierung, Oberflächenannäherung, Benetzung, Diffusion und Randomisierung. Die ersten drei Schritte bis zum Einsetzen der Diffusion werden als „Intimate Contact Development“ (dt.: Herstellung eines innigen Kontakts) bezeichnet und wurden erstmals von DARA

UND LOOS [26] beschrieben. Polymerfließbewegungen bewirken eine Porenwanderung aus der Grenzfläche heraus, wodurch potenzielle Barrieren und Inhomogenitäten an der Grenzfläche verschwinden [27–29]. Die Zeit, bis vollständiger Kontakt zwischen Fügeflächen hergestellt ist, ist abhängig von der Polymerviskosität bzw. von der Polymertemperatur. Weiterhin spielen die initiale Oberflächenrauigkeit und der Druck eine Rolle, damit inniger Kontakt hergestellt werden kann [25, 30, 31]. Sobald die beiden Kontaktflächen in Kontakt miteinander stehen, beginnen die Molekülketten dort über die Grenzschicht zu wandern und sich mit denen auf der gegenüberliegenden Seite zu umschlingen. Dies wird als Interdiffusion oder Autohäsion bezeichnet. Die Festigkeit der Verbindung nimmt weiter zu, bis sich die Grenzfläche in ihrer Zusammensetzung nicht mehr vom restlichen Polymer unterscheiden lässt. Erst dann ist der vollständige Stoffschluss hergestellt und die Festigkeit maximal [32]. Die Abkühlung unter Druck schließt den Schmelzfügeprozess ab, wobei die Abkühlrate einen Einfluss auf die mechanischen und morphologischen Eigenschaften des Polymers nimmt. [33–41]

Nach GAO UND KIM gilt, dass die Kristallinität mit steigender Abkühlrate sinkt. Die mechanischen Eigenschaften betreffend, nimmt die interlaminare Festigkeit mit der Kristallinität zu. Das Bruchverhalten wird spröder, je größer die Kristallinität im Bereich der Fügezone ausgebildet ist. Die interlaminare Bruchzähigkeit verhält sich in Bezug auf den Kristallisationsgrad entgegengesetzt. Die Zähigkeit des Polymers verhält sich proportional zur Kristallinität, wohingegen die Faser-Matrix-Haftung mit zunehmender Abkühlrate sinkt und adhäsives Versagen auftritt. Bei niedrigen Abkühlraten tritt kohäsives Versagen auf, das matrixdominiert ist. [40–42]

### **2.1.2 Definition inniger Kontakt**

Eine Voraussetzung zur Erzeugung eines Stoffschlusses ist die Herstellung eines innigen Kontakts zwischen den beiden zu fügenden Flächen. Das in Kontakt treten ermöglicht die anschließende Diffusion der Polymerketten über die Fügezone hinweg (siehe Abbildung 2.2). Ein Modell zur Beschreibung des Vorgangs, wie inniger Kontakt entsteht, wird von DARA UND LOOS [26] aufgestellt. Das Modell abstrahiert Oberflächen als Rauheitsprofil, bei dem die Profilspitzen zuerst aufeinandertreffen und im Zuge dessen eine Grenzfläche mit eingeschlossener Luft entsteht.

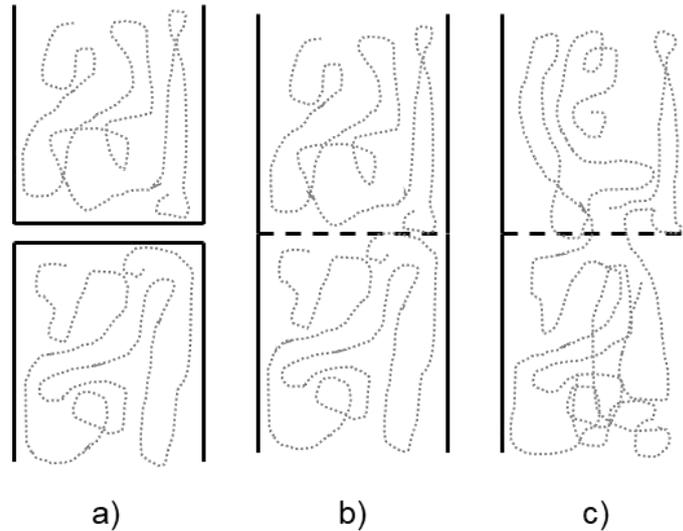


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung eines Schmelzfügeprozesses: a) zwei distinktiv getrennte Oberflächen; b) Herstellung eines innigen Kontakts; c) Eliminierung der Grenzfläche durch intermolekulare Diffusion nach [43]

Zur Herstellung eines innigen Kontakts gilt es, diese eingeschlossene Luft durch Deformation des Oberflächenprofils zu eliminieren. Die Beschreibung dieses Oberflächenprofils wird mit dem Grad des innigen Kontakts ausgedrückt, wobei die prozessabhängigen Parameter die Temperatur, der Druck und die Zeit sind [25, 31]. Weil thermoplastische Polymere unterhalb ihrer Schmelztemperatur ein viskoelastisches Verhalten zeigen [44], muss die Temperatur des Polymers zur Formänderung des Oberflächenprofils über Schmelztemperatur liegen. Dann weist das Polymer ein plastisches Verhalten auf und kann deformiert werden. Dieses viskositätsbestimmte Verhalten kann mittels Arrhenius-Gleichung ausgedrückt werden [35]. Zur Formänderung ist ein entsprechender Konsolidierungsdruck notwendig [45, 46]. Es gilt, dass die Abhängigkeit zwischen Schmelzviskosität und Konsolidierungsdruck mit einer Barus-Gleichung für Thermoplaste ohne Faserverstärkung ausgedrückt werden kann [47, 48]. Der Anteil des Drucks, der bei faserverstärkten Kunststoffen auf die Fasern und Faserbrücken wirkt, ist nicht bekannt. Der Einfluss der Scherrate auf die Schmelzviskosität wird von MENGES [49] beschrieben und beruht auf der Annahme, dass schmelzflüssige Thermoplaste bei hohen Scherraten ein strukturviskoses Verhalten (scherratenabhängige Viskosität) zeigen und somit Schmelzviskosität und Scherrate in Abhängigkeit zueinander stehen. Ein newtonsches Verhalten gilt deshalb nur eingeschränkt und steht im Zusammenhang mit der Scherrate. In Abbildung 2.3 sind Viskositätskurven für

verschiedene Schmelzetemperaturen von Victrex PEEK 150 PF in Abhängigkeit der Scherrate dargestellt. Die Übergangsscherrate (Übergang vom newtonschen Verhalten zum strukturviskosen Verhalten) beträgt nach KHAN  $10 \text{ s}^{-1}$ . Messungen der Scherviskosität für CF/PEEK (APC-2) wurden von SCHULER und ADVANI [50] durchgeführt. Der Übergang wird mit  $10 \text{ s}^{-1} - 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  angegeben.

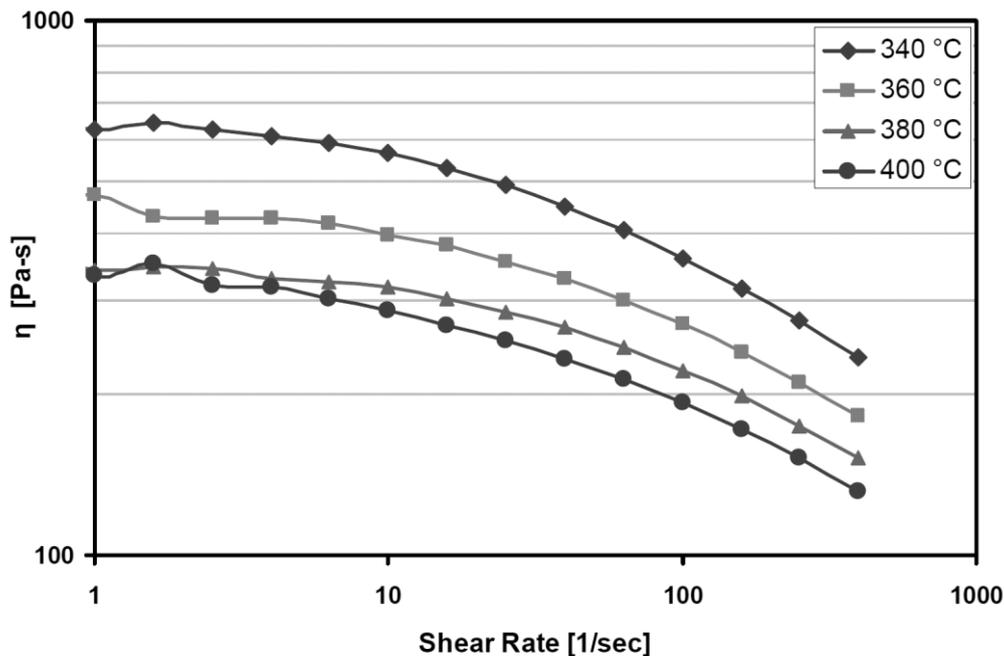


Abbildung 2.3: Scherviskosität  $\eta$  in Abhängigkeit der Scherrate (shear rate) für verschiedene Schmelzetemperaturen von Victrex PEEK 150PF [51]

Zur Beschreibung des Oberflächenprofils gibt es verschiedene Ansätze, die sich in der Form der Profile zur Abstraktion der Rauheit unterscheiden. DARA UND LOOS [26] beschreiben die Rauheit mit unterschiedlich breiten und hohen Rechtecken, die beim in Kontakt treten zeitverzögert in eine andere Form gleichen Flächeninhalts überführt werden. So wirken zeitlich und örtlich abhängig, verschiedene Drücke beim Herstellen des innigen Kontakts. LEE UND SPRINGER [52] modellieren die Oberflächen aus gleichen Rechteckprofilen, die zum gleichen Zeitpunkt und bei gleichem Druck ihre Form ändern. Die Oberflächenbeschaffenheiten werden bei diesen beiden Modellen nicht berücksichtigt. YANG UND PITCHUMANI [29, 53] erweitern das Modell unter anderem um den Umfang eines Rauheitsparameters durch Messung der Geometrie beider zueinander zugehörigen Flächen.

Gemäß MANTELL UND SPRINGER [54] kann der Grad des innigen Kontakts  $D_{ic}$ , der den Quotienten aus in Kontakt stehende Fläche und Gesamtfläche darstellt, mit Gleichung

(2.1) bestimmt werden. In der Beziehung stellt  $g$  den experimentell bestimmbaren Rauigkeitsparameter dar,  $p(t)$  ist der zeitlich veränderliche Konsolidierungsdruck,  $\eta_0(t)$  die zeitlich veränderliche Viskosität. Die Gültigkeit der Gleichung wurde durch die Prozesse Tapelegen und Heißpressen validiert.

$$D_{ic}(t) = g \cdot \left[ \int_0^t \frac{p(t)}{\eta_0(t)} dt \right]^{1/5} \quad (2.1)$$

### 2.1.3 Definition Autohäsion

Als Autohäsion wird die Diffusion der Molekülketten über die Grenzfläche hinweg bezeichnet. Sie beginnt sobald inniger Kontakt besteht und endet mit Ablauf der Reptationszeit  $t_r$ . [25] Nach der Diffusion der Molekülketten über die Grenzfläche hinweg umschlingen sich die Ketten mit denen auf der gegenüberliegenden Seite [55]. Die Diffusion und das Umschlingen ist erforderlich zum Erzeugen einer Verbindung in der Fügezone. Der Diffusionsprozess basiert auf der Molekülkettenbewegung im schmelzflüssigen Zustand, die von DE GENNES [56] beschrieben wird. Die Reptationstheorie sieht die Molekülketten in einer imaginären Röhre, deren Bewegung topologisch durch benachbarte Röhren zwangsbedingt ist, weil ein Durchdringen der Ketten nicht möglich ist [57]. Die Molekülkette kann ausschließlich Brownsche Bewegungen entlang der Röhre ausführen, wodurch es nach einer Zeit zum Verlassen der Röhre kommt. Nach dem Verlassen der Röhre kann sich die Kette in Abhängigkeit der krummlinigen Diffusionskonstanten in beliebiger Weise bewegen. Als Diffusions- bzw. Reptationszeit  $t_r$  wird diejenige Zeit bezeichnet, die die Molekülkette benötigt, um die ursprüngliche Röhre zu verlassen. Sie ist abhängig von der molaren Masse  $M$  des Polymers. [58]

Nach Verlassen einer Röhre kann die Molekülkette eine freie Selbstdiffusion ausführen und bei vorhandenem innigen Kontakt über eine Fügezone hinweg von Fügepartner A zu Fügepartner B diffundieren [56] (siehe Abbildung 2.4). Die Durchdringungstiefe in die gegenüberliegende Seite verhält sich proportional zur vierten Wurzel der Kontaktzeit. Entspricht die Kontaktzeit der Reptationszeit, gilt, dass die Durchdringungstiefe  $\bar{x}$  dem Trägheitsradius der Molekülkette  $x_\infty$  entspricht [58, 59].

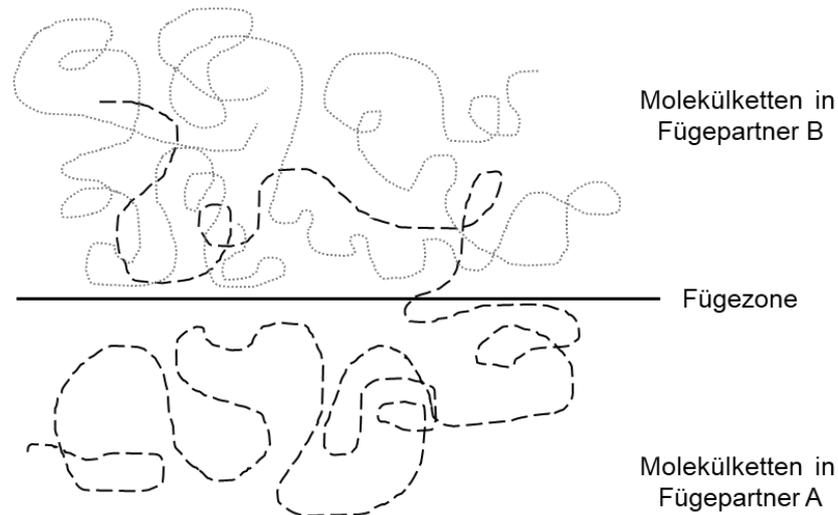


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung der Durchdringung zwischen Fügepartner A und Fügepartner B an der Fügezone nach [60]

Während der molekularen Durchdringung entsteht zwischen den beiden zu fügenden Flächen eine Festigkeit, die nach WOOL ET AL. [25, 31] wie folgt ausgedrückt werden kann:

$$\frac{\sigma}{\sigma_{\infty}} \propto t^{\frac{1}{4}} M^{-\frac{3}{4}} \text{ für } t < t_r \quad (2.2)$$

In dieser Aufstellung ist  $\sigma$  die mechanische Festigkeit zum Zeitpunkt  $t$ ,  $\sigma_{\infty}$  ist die mechanische Festigkeit zum unendlichen Zeitpunkt,  $M$  ist die molekulare Masse und  $t_r$  die Reptationszeit.

Die Autohäsion ist vollständig abgeschlossen, sobald die morphologischen Eigenschaften der Fügezone denen des Ausgangsmaterials entsprechen. Dann gilt, dass der Grad der Autohäsion  $D_{au}$  gleich 1 ist und die Durchdringungsweite  $\chi$  dem Kreisradius einer Molekülkettenlänge entspricht [58, 59]. Die mechanischen Eigenschaften der Fügezone entsprechen dann denen des Ausgangsmaterials. BASTIEN UND GILLESPIE [23] drücken den Grad der Autohäsion  $D_{au}$  wie folgt aus:

$$D_{au} = \frac{\sigma}{\sigma_{\infty}} = \left( \frac{t}{t_r} \right)^{1/4} \quad (2.3)$$

Verschiedene Untersuchungen zur Vorhersage mechanischer Eigenschaften von Schmelzfügeverbindungen basieren auf dem Reptationsmodell von DE GENNES [32, 43, 56, 61, 62, 62]. Die größten Übereinstimmungen zwischen Modell und Realität

liefert das Modell von KIM UND WOOL [32, 62], das die Bruchenergie  $G_{1C}$  als Funktion von Kontaktzeit und Molmasse sieht.

Laut WOOL UND O'CONNOR [25] ist der Mechanismus der molekularen Durchdringung nur dann druckabhängig, wenn der Druck oberhalb von 100 MPa liegt, weil dann die Kettenbeweglichkeit eingeschränkt wird und größere Nebenvalenzbindungen herrschen. Die Reptation wird dadurch verlangsamt. Der Druck beeinflusst die Ausbildung des innigen Kontakts, der gegeben sein muss, damit die Autohäsion stattfinden kann. [25, 63]

#### **2.1.4 Definition thermische Dekonsolidierung**

Thermische Dekonsolidierung tritt ein, wenn ein thermoplastischer Faserkunststoffverbund über Schmelztemperatur erwärmt wird. Entweder entladen sich innere Spannungen in der Faserstruktur oder der Druckunterschied zwischen Poreninnerem (Poren = eingeschlossene Luft) und Umgebung sorgen für einen Anstieg des Porenvolumens, was unmittelbar mit der thermischen Dekonsolidierung assoziiert wird. Dabei gilt, je größer der Druck, desto kleiner das Porenvolumen. [64–67]

Nach YE ET AL. [68] führen sowohl das Verhalten der Faserverstärkung als auch die Elastizität des Polymers in der Schmelze zur thermischen Dekonsolidierung. Es gilt, dass die elastische Energie in den Fasern die treibende Kraft des Porenwachstums darstellt. In [69] zeigen YE ET AL., dass zur Re-Konsolidierung, also der Konsolidierung nach der Dekonsolidierung, ein kritischer, applizierter Druck überschritten sein muss. LU ET AL. [70] modellieren die Porenmigration infolge der Re-Konsolidierung.

In [67] entwickelt BRZESKI ein Modell zur Vorhersage der Re-Konsolidierung. Die Validierung erfolgt an verschiedenen Verfahren. In Bezug auf die Anwendung Thermoformen wird gezeigt, dass die Kraftzunahmegeschwindigkeit und der Werkzeugdruck entsprechend groß sein müssen, damit der FKV beim Schließen des Werkzeugs nicht zu früh erstarrt und es zu einer vollständigen Konsolidierung kommen kann. Ferner führen eine höhere Prozesstemperatur zu einer höheren Dekonsolidierung und zu einer höheren Re-Konsolidierung und eine größere Bauteilkomplexität zu einer niedrigeren Re-Konsolidierung. Im ATL können zu große

Ablegegeschwindigkeiten zu Dekonsolidierungen führen, weil das Polymer nach der Applikation dann immer noch schmelzflüssig ist.

### 2.1.5 Methoden zur Bestimmung des Konsolidierungsgrades

Wie zuvor beschrieben, bedarf die Konsolidierung zunächst die Herstellung eines innigen Kontakts. Nur an den Flächen mit innigem Kontakt kann eine Polymerdiffusion zum Erzeugen einer Festigkeit der Fügezone stattfinden [71–73]. Es gilt zum einen, dass die Konsolidierung nur dann abgeschlossen ist, wenn auch eine Polymerdiffusion stattgefunden hat. Demnach lässt sich der Grad der Konsolidierung  $D_b$  mit folgender Gleichung (2.4) ausdrücken. Unter der Annahme, dass an sämtlichen Stellen, an denen inniger Kontakt herrscht, auch eine Polymerdiffusion stattfinden wird, kann der Grad der Konsolidierung auch mit solchen Methoden bestimmt werden, mit denen statt einer mechanischen Festigkeit der innige Kontakt gemessen werden kann.

$$D_b = \frac{\text{Fläche mit Polymerdiffusion}}{\text{Gesamtfläche}} \quad (2.4)$$

$D_b$ ...Degree of Bonding/Konsolidierungsgrad

In Tabelle 2.1 sind eine Auswahl an Methoden zur Quantifizierung des Konsolidierungsgrades gegeben. Es kann dabei unterschieden werden, ob die jeweilige Messmethode einen Nachweis des innigen Kontakts zweier Grenzflächen liefert oder, ob ein Nachweis der Polymerdiffusion durch Messung der mechanischen Festigkeit der Fügezone erfolgt. Es ist zu beachten, dass die einzelnen Methoden unterschiedliche Genauigkeiten zur Bestimmung des Kennwerts aufweisen. So wird von DEAN ET AL. [74] beispielsweise eine Genauigkeit von  $\pm 1\%$  zur Bestimmung des Porenvolumengehalts angegeben. Zudem ist die Größe des Kontrollvolumens entscheidend, weil Poren lokal in der Häufigkeit und Größe variieren können. Nach PURSLOW [75] nimmt der Porendurchmesser mit dem Porenvolumengehalt zu. Beispielsweise entspricht der durchschnittliche Porendurchmesser ab einem Porenvolumengehalt von  $1\%$  dem Faserdurchmesser und ab  $2\%$  dem zweifachen Faserdurchmesser. Untersuchungen zeigen, dass Porengehalte größer als  $2\%$  zu signifikant schlechteren mechanischen Eigenschaften führen [76–80]. Als Referenz einer vollständigen Konsolidierung, also  $D_b = 1$  kann etwa die Konsolidierung im Autoklav herangezogen werden. [51]

Die für die Probenherstellung charakteristische, thermische Historie eines Prüfkörpers bestimmt die Morphologie des Polymers, die das Versagensverhalten und somit auch den Kennwert der Probe beeinflusst. Als Beispiel dient der Zusammenhang zwischen Abkühlgeschwindigkeit und Kristallisation und damit in Verbindung stehend der Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften (siehe Kapitel 2.1). Die Bildung eines Gesamtwerts zur Quantifizierung des Konsolidierungsgrads muss deshalb Angaben zur Herstellung und zur Prüfmethode berücksichtigen und auch eine Referenz aufweisen, die als vollständige Konsolidierung gesehen wird. Eine standardisierte Methode dazu existiert nach derzeitigem Stand der Forschung nicht.

Tabelle 2.1: Methoden zur Quantifizierung des Konsolidierungsgrades

Charakteristik	Messmethode	Kennwert
Inniger Kontakt	Schliffbildanalyse [15, 81, 82]	Porengehalt
Inniger Kontakt	Compression Thermal Analysis [83]	Kompression durch Viskoelastizität, Porengehalt
Inniger Kontakt	Dickenmessung [15, 82]	Porengehalt
Inniger Kontakt	Ultraschall [81, 84]	Porengehalt
Inniger Kontakt	Polymerveraschung [81]	Porengehalt
Polymerdiffusion	3-Punkt-Biegeversuch [15]	Festigkeit bei Biegebelastung
Polymerdiffusion	Interlaminares Scherfestigkeit [84, 85]	Festigkeit bei Scherbelastung
Polymerdiffusion	Schältest/Wedge-Peel/Floating Roller Test [15]	Interlaminares Schälwiderstand
Polymerdiffusion	Lap-Shear Test [81]	Zug- Scherfestigkeit

## 2.2 Definition Co-Konsolidierung

Das Schmelzfügen von thermoplastischen Faserkunststoffverbunden wird den Schweißverfahren und somit den stoffschlüssigen Fügeverfahren zugeordnet und von BENATAR UND GUTOWSKI [86] in die fünf Schritte 1) Oberflächenvorbehandlung, 2) Erwärmen, 3) Pressen, 4) Diffusion und 5) Abkühlen eingeteilt. Vorteile von Schweißverfahren sind die hohe Festigkeit der Fügezone und die kurzen Prozesszeiten. Herausforderungen in der Anwendung auf FKV ist die Faserstruktur, die bei Erwärmung zur Dekonsolidierung führen kann und die Erwärmung des Polymers beeinträchtigt. Letztendlich ist davon die Qualität der Schweißverbindung abhängig. [33, 87, 88]

AGEORGES [33] klassifiziert Schmelzfügeverfahren in vier verschiedene Gruppen „Bulk Heating“, Reibungserwärmung, elektromagnetisches Heizen und Zwei-Schritt-

Verfahren, die sich grundsätzlich in der Art der Wärmeeinbringung unterscheiden. Im Folgenden wird die Co-Konsolidierung, die den „Bulk-Heating“-Verfahren zugeordnet ist, weiter erläutert. Nach Definition von AGEORGES [33] werden beim Co-Konsolidieren sämtliche Fügepartner vollständig über Schmelztemperatur erwärmt und dann im Autoklav, Thermoformen oder Diaphragma-Formen [89] zu einer monolithischen Struktur konsolidiert. Dies unterscheidet die Co-Konsolidierung von Schweißverfahren wie dem Ultraschallschweißen, Induktionsschweißen oder Widerstandsschweißen, bei denen die Fügepartner ausschließlich lokal bzw. in der Fügezone über Schmelztemperatur erwärmt werden [90]. Aufgrund dessen sind zur Co-Konsolidierung, wie nach AGEORGES definiert, Werkzeuge notwendig, die die zu fügenden Bauteile während dem Aufheiz- und Abkühlvorgang mit Druck beaufschlagen, um eine Dekonsolidierung zu vermeiden. In der Literatur finden sich im Wesentlichen drei verschiedene Methoden zur Erzeugung von stoffschlüssigen Verbindungen mittels Co-Konsolidierung zwischen zu versteifender Struktur A und Versteifung B:

1. A und B weisen finale Geometrien auf, erfordern also keinen Umformvorgang mehr und werden in ein variotherm temperiertes Werkzeug eingelegt und vollständig über Polymerschmelztemperatur erwärmt. Dies erfolgt in einer Presse oder im Autoklav. [91]
2. B weist die finale Geometrie auf und wird in ein isotherm temperiertes Werkzeug eingelegt. Bis auf die zu fügenden Flächen, ist B vom Werkzeug eingekapselt. Die Werkzeugform dient zur Herstellung von A mittels in-situ Konsolidierung durch lagenweises Ablegen im AFP (Automated Fiber Placement, Definition siehe Kapitel 2.3). Zwischen der ersten Lage von A und den freiliegenden Flächen von B wird ein Stoffschluss erzeugt. [13]  
Optional kann statt einer in-situ Konsolidierung eine Konsolidierung im VBO (Vacuum-Bag-Only)- Verfahren erfolgen. [92]
3. B weist die finale Geometrie auf und wird in ein isotherm temperiertes Presswerkzeug eingelegt. Die Fügeflächen sind frei und werden beim Thermoformen von A stoffschlüssig mit A verbunden. [19]

Beispiele aus der Industrie zum Co-Konsolidieren gibt es von Mc DONNELL DOUGLES zum Fügen von CF/PEEK Bauteilen in der Hubschrauber-Primärstruktur mithilfe einer

Folie aus amorphen PEI in der Fügezone [93]. ISHIKAWA ET AL. [94] vergleichen das Impact-Verhalten von CF/PIXA und CF/PEEK Laminaten, die im Autoklav mit einer T-Versteifung co-konsolidiert werden. Nach CANTWELL UND DAVIES [95–97] ist die Fügefestigkeit abhängig von der Faserorientierung in der Fügezone und der Laminatdicke [97].

Es werden Zugscherfestigkeiten von Schmelzfügeverbindungen aus CF/PEEK (APC2) Laminaten, die mittels Co-Konsolidierung hergestellt werden, in Tabelle 2.2 gezeigt. Es wird keine Unterscheidung in der Erwärmung und in der Abkühlung, also der thermischen Historie, im Zuge der Probenherstellung vorgenommen. Die angewandten Prüfnormen und Prüfkörpergeometrien unterscheiden sich. Die Übersicht zeigt den Einfluss dieser Parameter auf den Kennwert Zugscherfestigkeit.

Tabelle 2.2: Zugscherfestigkeiten, ermittelt im Zugscherversuch von Schmelzfügeverbindungen mittels Co-Konsolidierung von CF/PEEK (APC2) Laminaten

Autor(en)	Zugscherfestigkeit in MPa	Bemerkungen	Prüfmethodik/Prüfnorm
CANTWELL UND DAVIES [97]	40-60	PEEK-Film an der Grenzfläche, Heißpressen	Single-Lap, verschiedene Geometrien der Prüfkörper
MANTELL [54]	66		ASTM D-3165
SMILEY ET AL. [98]	40	PEEK-Film an der Grenzfläche	ASTM D-3163
WU [99]	50		-
YOON UND McGRATH [100]	7, 19		-
SILVERMAN UND GRIESE [101]	32	Fokussiertes Infrarot; PEEK-Film an der Grenzfläche	-
SWARTZ UND SWARTZ [102]	36	Fokussiertes Infrarot; PEEK-Film an der Grenzfläche	-

## 2.3 Erzeugen von Tape-Preforms im automatisierten Tapelegen

### 2.3.1 Prozessbeschreibung automatisiertes Tapelegen

Zur Erzeugung von zweidimensionalen Tape-Preforms mit thermoplastischen, unidirektional und kontinuierlich faserverstärkten Tapes wird das Verfahren „Automated Tape Laying (ATL)“ eingesetzt. Ein anderes, damit verwandtes Verfahren ist das „Automated Fiber Placement (AFP)“, was angewendet wird, um beispielsweise geometrisch komplexere Tape-Preforms herzustellen. Im Vergleich zum ATL werden mehrere, schmale Tapes gleichzeitig abgelegt. [103]

Die Herstellung von Tape-Preforms im automatisierten Tapelegen (ATL) wird den additiven Fertigungsverfahren zugeteilt. Einzelne Tapes werden richtungsvariabel,

Bahn für Bahn und Lage für Lage positioniert und durch Schmelzfügen unter Zuhilfenahme einer Wärmequelle miteinander stoffschlüssig verbunden. Zur Klassifizierung kann unterschieden werden, welche Wärmequelle zum Einbringen der Energie verwendet wird und welche Freiheitsgrade das System besitzt, um den Tool Center Point (TCP), der als Nullpunkt der Applikationseinheit gesehen wird, zu bewegen [6]. Typische Wärmequellen sind Laser [17, 38, 62, 104–111], Heißgas [54, 112–115], Xenon [116, 117], Ultraschall [118] und Infrarot [119]. Tapes können kontinuierlich [120] oder diskontinuierlich [118] miteinander verschweißt werden. Typische Maschinentypen sind Endeffektoren für Mehrachsroboter [105, 111, 121] und Gantry-Portalsysteme, wie etwa der F2 Compositor vom Hersteller Automation Steeg und Hoffmeyer [120] GmbH (siehe Abbildung 2.5). Andere Hersteller von Tapelegeanlagen sind unter anderem Trelleborg [122], Mikrosam [123], Coriolis Composites [124], Ingersoll [125], Dieffenbacher [118] und AFPT [126].

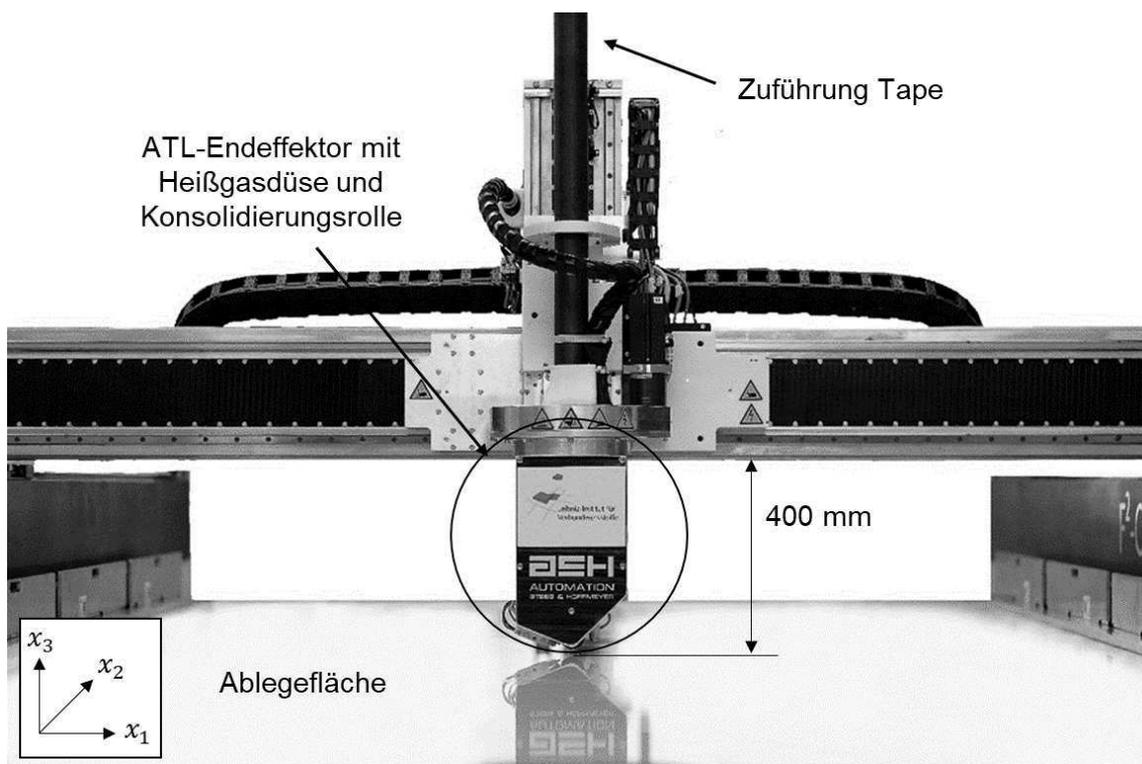


Abbildung 2.5: ASH F2-Compositor Gantry-Portalsystem zum Erzeugen von Tape-Preforms im ATL. Mittels ATL können teilkonsolidierte Tape-Preforms oder Tape-Preforms mit vollständiger Konsolidierung erzeugt werden. Letzteres wird in-situ Konsolidierung genannt, wobei nachfolgende Prozessschritte zur Konsolidierung und Verfestigung obsolet werden [113, 127–131]. Es gilt, dass die in-situ Konsolidierung eine

vollständige Imprägnierung der Fasern in den einzelnen Tapes erfordert, um eine vollständige Konsolidierung im Laminat zu realisieren [130]. Ein typischer Aufbau einer ATL-Anlage ist in Abbildung 2.6 gezeigt.

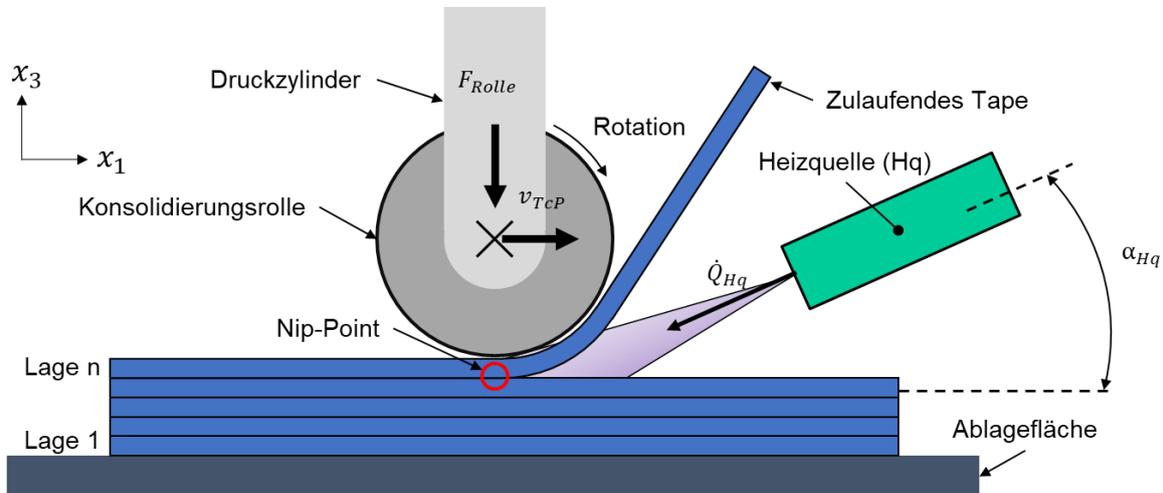


Abbildung 2.6: Schematische Darstellung des ATL mit thermoplastischen Tapes

Der Prozessablauf gliedert sich in die Zuführung von einem Tape aus einem Vorrat zum sogenannten Nip-Point. Der Nip-Point lokalisiert den Erstkontakt zwischen zulaufendem Tape und Ablagefläche für Lage 1 und zwischen zulaufendem Tape und bereits abgelegtem Tape für darauffolgende Lagen. Eine Heizquelle, die sich in definierter Position  $Pos_{Hq}$  und definiertem Winkel zwischen Nip-Point und Ablagefläche  $\alpha_{Hq}$  befindet, erzeugt einen Wärmeeintrag  $\dot{Q}_{Hq}$  in das zulaufende Tape und das bereits abgelegte Tape bzw. Ablagefläche. Durch diesen Wärmeeintrag steigt die Temperatur im Tape und eine Molekülkettenbewegung wird hervorgerufen. Es folgt der in Kapitel 2.1 beschriebene Schmelzfügeprozess. Der notwendige Druck zum Erzeugen eines innigen Kontakts und zur Vermeidung einer Dekonsolidierung wird von einer Konsolidierungsrolle in Form einer Kraftbeaufschlagung  $F_{Rolle}$  aufgebracht. Gleichermäßen sorgt die Konsolidierungsrolle für den Transfer der Wärmeenergie aus der Tape-Preform heraus zur Verfestigung der interlaminaren Schmelzfügeverbindungen. Durch die Bewegung des TCP über die Ablagefläche mit der Geschwindigkeit  $v_{TCP}$  wird der Prozess kontinuierlich ausgeführt. [132]

### 2.3.2 Energieeintrag beim automatisierten Tapelegen mittels Heißgas

Die durch Heißgas erzeugte Energie erwärmt sowohl das Polymer als auch die Fasern. Der Energieeintrag setzt sich zusammen aus einem Anteil erzwungener Konvektion und einem Anteil Strahlung. [121, 133–136]

Der Heißgasdüse der Wärmequelle entströmt ein Gemisch aus Wasserstoff und Sauerstoff mit hoher Geschwindigkeit, das am Austritt mit einer Zündeinheit entzündet wird. Durch das Druckgefälle zwischen Zuleitung und Umgebung in Verbindung mit der Düsenlochgeometrie entsteht eine Strömungsgeschwindigkeit größer null und somit eine erzwungene Konvektion von stark überhitztem Wasserdampf und Restfluid. Zwischen Wasserdampf und Substrat entsteht ein Temperaturgradient von mehreren hundert Grad Celcius, der zu einem Wärmeübergang in das Substrat bzw. in das einlaufende Tape führt und die Temperatur dort ansteigen lässt. TAFRESHI ET AL. [133] modellieren den konvektiven Wärmeübergang  $q''$  als Funktion des konvektiven Wärmeübergangskoeffizienten  $h_{HGT}$  zwischen beiden Medien (siehe Gl. 2.4). Die Diffusionsgeschwindigkeit kann als Funktion der Wärmediffusität des Substrats gesehen werden.  $\Delta T$  repräsentiert die Temperaturdifferenz zwischen Wasserdampf und zu erwärmendem Halbzeug. [133, 137, 138].

$$q'' = h_{HGT}(\Delta T) \quad (2.4)$$

Das Strömungsverhalten kann mit der Nusseltzahl  $Nu$  beschrieben werden, welche von der Reynoldszahl  $Re$  und der Prandtl-Zahl  $\frac{Pr}{Pr_0}$  abhängig ist. Die Gleichung 2.5 zeigt den proportionalen Zusammenhang zwischen der Anströmgeschwindigkeit  $w_0$  und dem Energieeintrag über den Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha_m$ . Die Anströmgeschwindigkeit steigt nach der Massenerhaltung bei konstanter Rohrquerschnittsfläche mit dem Gasvolumenstrom. [139, 140]

$$Nu = \frac{\alpha_m \cdot d}{\lambda_D} = C \cdot Re^m \cdot Pr^n \cdot \left(\frac{Pr}{Pr_0}\right)^p \text{ mit } Re = \frac{w_0 \cdot d}{\nu_D} \quad (2.5)$$

Neben der konvektiven Wärmeübertragung entsteht im zu erwärmenden Tape auch ein durch Wärmestrahlung induzierter Wärmeeintrag. Die Wellenlänge der Strahlung kann mittels Wien'schen Verschiebungsgesetz als temperaturabhängige Größe ermittelt werden. Der Energieeintrag am Halbzeug ist dann abhängig vom material- und temperaturspezifischen Absorptionskoeffizienten und von der spektralen, spezifischen Ausstrahlung, die wiederum wellenlängenabhängig ist. [140, 141]

Eine Prozessgrenze des Tapelegens stellt die Degradation des Polymers dar, die durch einen zu großen Energieeintrag durch die Heizquelle hervorgerufen werden kann. Die Degradation kann als Funktion der Zeit und der Temperatur gesehen werden [142–146]. Im Falle des Tapelegeprozesses sind der Energieeintrag über die Heizquelle und die Ablegegeschwindigkeit die beiden Prozessparameter, die eine potenzielle Degradation beeinflussen.

### 2.3.3 Charakterisierung von Tape-Preforms

Zur Charakterisierung von Tape-Preforms, hergestellt im ATL, können die in Tabelle 2.1 beschriebenen Methoden angewandt werden. So können potenzielle Einflussgrößen auf den Grad der Konsolidierung ermittelt werden. Beispielhaft ist eine Übersicht verschiedener Untersuchungen zur Ermittlung der interlaminaren Schälfestigkeit mit entsprechenden Kennwerten für CF/PEEK Tape-Preforms in Tabelle 2.3 gegeben. Die eingesetzten Prozesse werden mit der angewandten Wärmequelle und der verwendeten Ablegegeschwindigkeit beschrieben.

Tabelle 2.3: Vergleich verschiedener, typischer Methoden zur Charakterisierung von Tape-Preforms mit Kennwerten

Autor(en)	Prozessbeschreibung	Interlaminare Schälfestigkeit in MPa
COMER [108]	Laser; 0,1-0,3 m/s	1,2-4,1
MAURER [147]	Laser; 0,2 m/s	2,5
HULCHER ET AL.	Heißgas	3,4
KHAN [51]	Heißgas; 0,05 m/s – 0,17 m/s	0,8-1,7 (abgelesen aus Diagramm)
SCHLEDJEWSKI UND MIARIS [148]	Laser	>1,25
BRECHER ET AL. [149]	Laser	2,0-3,0
BREZSKI ET AL. [150]	Laser	2,0
KHAN ET AL. [115]	Heißgas 0,13 m/s	1,2

Der Vergleich der ermittelten Kennwerte untereinander gilt als Herausforderung, weil die verwendete Anlagentechnik mit der jeweiligen Heizeinrichtung und deren Positionierung gegenüber dem Nip-Point, sowie die Regelung und Steuerung der

Energieeinträge zum Verschweißen der Tapes großen Einfluss nehmen. Zudem gibt es keine standardisierte Methode, die interlaminaire Schälfestigkeit von Tape-Preforms zu bestimmen. Unterschiedliche Prüfgeometrien und Prüfmethode können das Ergebnis beeinflussen.

## 2.4 Thermoformen von thermoplastischen Halbzeugen

### 2.4.1 Prozessbeschreibung Thermoformen

Als Thermoformen wird das Verfahren zum Umformen und Konsolidieren von flächigen, thermoplastischen Halbzeugen im isothermen (konstante Temperatur des Werkzeugs) Pressprozess verstanden [151–158]. Die Faserverstärkung der Halbzeuge kann kontinuierlich oder diskontinuierlich, sowie verwebt und unverwebt vorliegen. Das Halbzeug wird in einer Heizstation, angegliedert an die Pressapparatur mit Umformwerkzeug, auf Prozesstemperatur aufgewärmt, zum Umformwerkzeug transportiert und dort bei hohen Schließgeschwindigkeiten der Presse kraft geregelt umgeformt und in einem temperierten Werkzeug abgekühlt. Durch die Abkühlung des Halbzeugs auf Werkzeugtemperatur, die unterhalb der Schmelztemperatur des eingesetzten Polymers liegt, wird das Halbzeug konsolidiert und verfestigt (siehe Abbildung 2.7). Die Art der Faserverstärkung und die Schmelzviskosität definieren das Potenzial des Umformgrades. [6, 159]

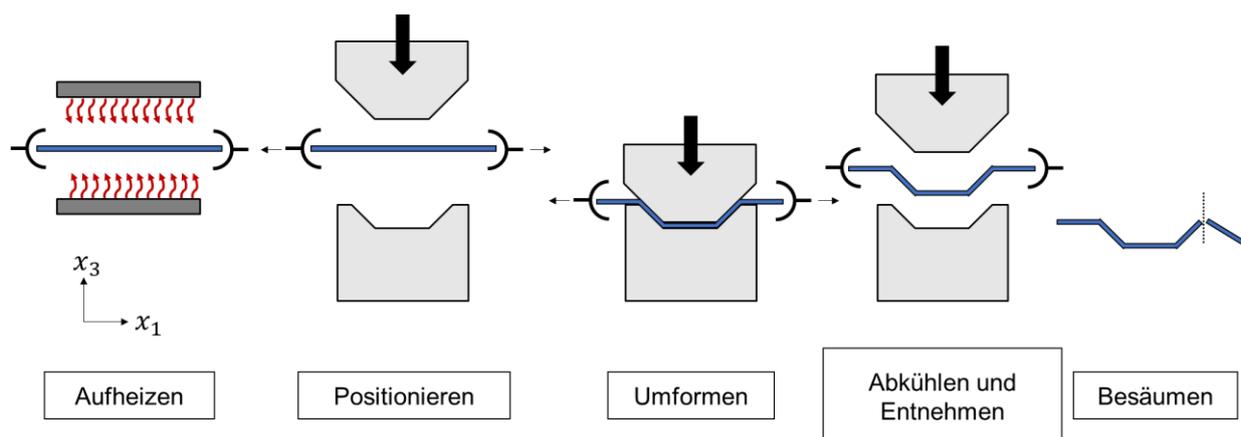


Abbildung 2.7: Prozessablauf des Thermoformens nach [6]

Typische Prozessgrößen, die die Konsolidierung im Thermoformen beeinflussen sind der Werkzeugdruck, die Halbzeugtemperatur und die Werkzeugtemperatur [160–162].

### 2.4.2 Verarbeitung von Tape-Preforms im Thermoformen

Gewebeverstärkte FKV weisen eine gute Formbarkeit bei komplexen, z.B. doppelt gekrümmten Geometrien auf. Die Verformungsmechanismen sind das interlaminare Scheren, die interlaminare Zugbelastung in Faserrichtung, das intralaminare Scheren und das Scheren zwischen äußeren Lagen und der Werkzeugoberfläche, das Biegen von Einzellagen und die Lagenkompaktierung [163]. Der Verschnitt bei gewebeverstärkten FKV im Thermoformen ist prozess- und bauteilabhängig und beträgt oft mehr als 30 % [164]. Die Verwendung von Tape-Preforms hat gegenüber den gewebeverstärkten FKV den Vorteil des endkonturnahen Materialeinsatzes, wodurch der Verschnitt reduziert werden kann. Tape-Preforms sind aus UD-Einzellagen aufgebaut. Es herrschen andere Mechanismen bei der Verformung im Vergleich zur Verwendung von gewebeverstärkten Halbzeugen (siehe Abbildung 2.8). Es wird unterschieden zwischen Mechanismen, die das intralaminare Verhalten beschreiben und Mechanismen, die das Schnittstellenverhalten aufzeigen. Das Schnittstellenverhalten behandelt sowohl Interaktionen zwischen dem Halbzeug und dem Werkzeug als auch Interaktionen zwischen den Einzellagen. Zur Prozesskombination Herstellung von Tape-Preforms und anschließendes Thermoformen gibt es verschiedene Untersuchungen [14, 16, 164–168]. Tape-Preforms können mittels ATL, AFP, Handablegen oder Heißpressen erzeugt werden. Es kann unterschieden werden, ob die im ersten Schritt erzeugten Tape-Preforms vollständig oder teilweise konsolidiert sind. Das heißt, ob nach der Herstellung der Tape-Preforms eine vollständige, also Mikro- und Makroimprägnierung [169], im Halbzeug vorliegt oder ob dies in nachgeschalteten Prozessen erfolgt. Dies ist mit einem Zwischenkonsolidieren mittels Konsolidierung im Autoklav oder Heißpressen - charakterisiert durch eine variotherme Temperaturführung - umsetzbar (siehe Abbildung 2.9). Neue Methoden verzichten auf die zyklische Erwärmung großer Metallmassen, um höhere Prozessgeschwindigkeiten zu realisieren.

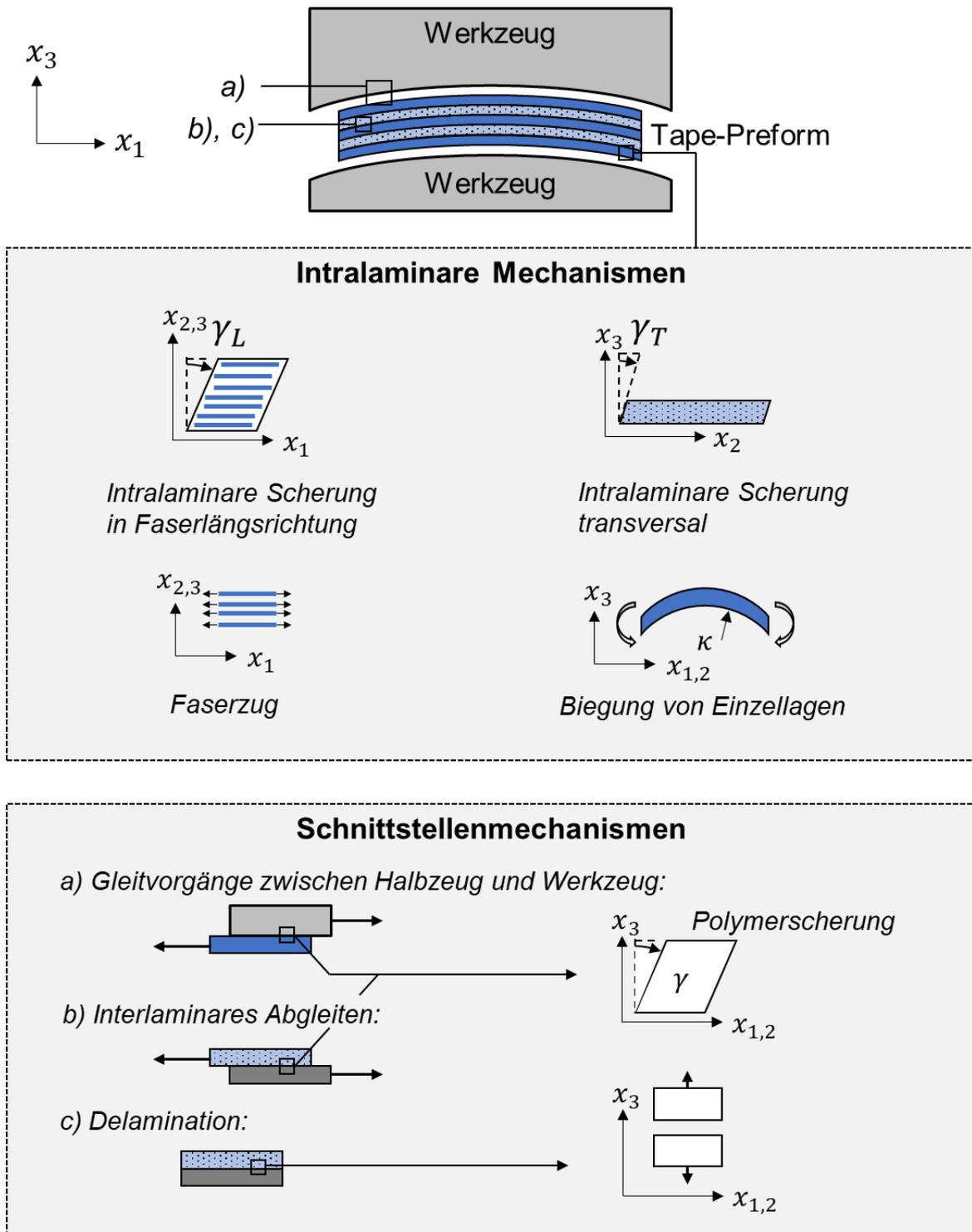


Abbildung 2.8: Mechanismen beim Umformen von Tape-Preforms im Thermoformen nach [170]

Dazu zählt unter anderem das strahlungsinduzierte Vakuumkonsolidieren (SVK Prozess) vom Fraunhofer Institut für chemische Technologie (ICT) [171] und in der Serienanwendung die Fibercon von Dieffenbacher [172]. Eine Ausnahme bildet die in-situ Konsolidierung im ATL. Der Prozess weist eine isotherme Temperaturführung des Werkzeugs bei vollständiger Konsolidierung auf. Dazu bestehen nach GRUBER ET AL [130] unter anderem hohe Anforderungen an die Qualität des Tapes im Sinne der Faserimprägnierung, der Faserverteilung und der Geometrie der Tapes.

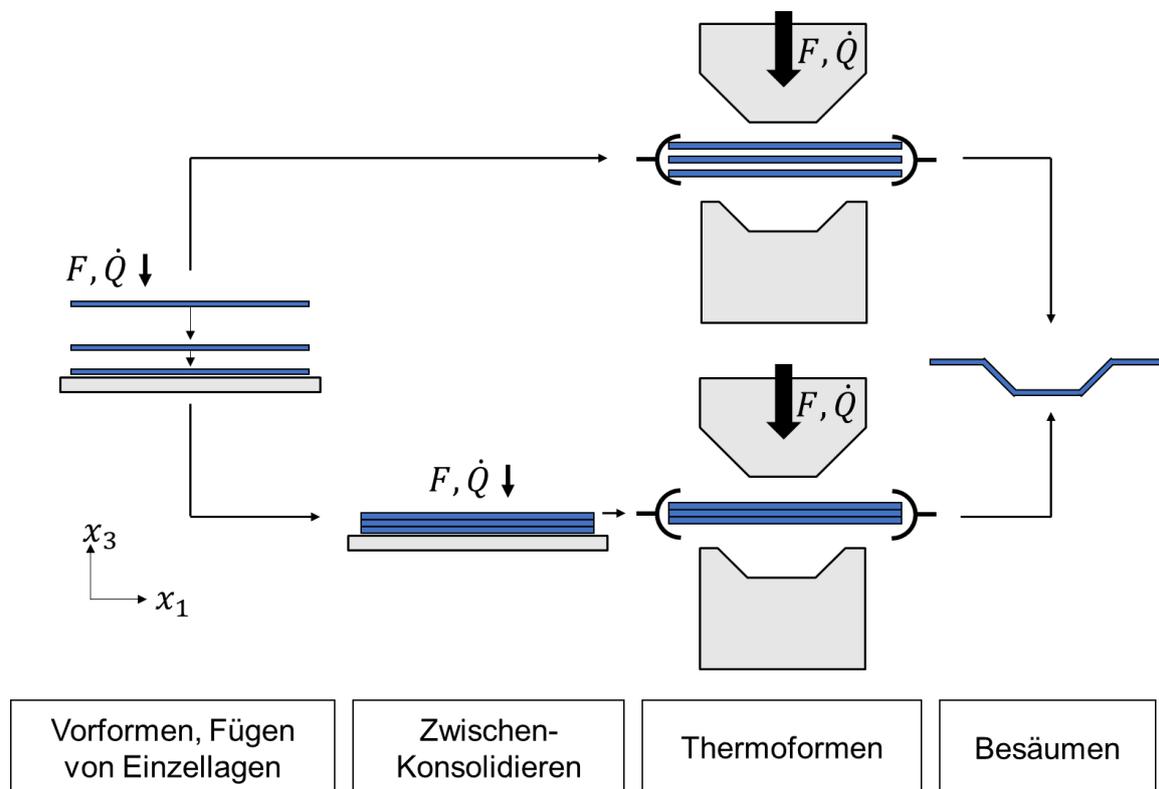


Abbildung 2.9: Thermoformen von Tape-Preforms mit und ohne Zwischenkonsolidierung

Ergebnisse bisheriger Untersuchungen zeigen, dass der Porengehalt von Tape-Preforms nach dem Thermoformprozess ohne Zwischenkonsolidieren nach dem Erzeugen der Tape-Preforms kleiner als 1 % sein kann. Die Biegefestigkeit dieser Proben unterscheidet sich nicht zu denen, die in einer Heißpresse zwischenkonsolidiert hergestellt werden. Dies wird von SLANGE ET AL. [16, 165–167] und von ZENKER ET AL. [14, 15] anhand von Schlifffbildanalysen und Charakterisierung mechanischer Eigenschaften gezeigt. Einflussgrößen der Konsolidierung von Tape-

Preforms mittels Thermoformen für die verwendeten Materialien und Prozessparameter sind folgende:

- *Dickenunterschiede im Tape*: Je größer die Standardabweichung der Dicke des Tapes, desto größer ist die Wahrscheinlichkeit einer inhomogenen Druckverteilung. Es kann zu interlaminaren Lufteinschlüssen kommen. Die Regelmäßigkeit der Lagenorientierung trägt zur Dickenverteilung der Tape-Preforms bei. [166]
- *Rauigkeiten der Tape-Oberfläche*: Größere Rauigkeiten der Tape-Oberfläche benötigen größere Werkzeugdrücke. [166]
- *Porengehalt des Tape-Materials*: Die für das Thermoformen typischen, hohen Abkühlraten und kurzen Zeiten unter Druckbeaufschlagung bei Polymerschmelztemperaturen reichen nicht aus, um eine vollständige Mikroimprägnierung [169] durchzuführen. Dies gilt vor allem für Regionen mit hohem Faservolumenanteil. [15, 165, 166]
- *Faserverteilung im Tape-Material*: Eine ungleichmäßige Faserverteilung in Verbindung mit einer matrixreichen Oberfläche erleichtert die Erzeugung interlaminarer, stoffschlüssiger Verbindungen. [165]
- *Konsolidierungsgrad der Tape-Preform*: Der Konsolidierungsgrad der Tape-Preforms hat keinen unmittelbaren Einfluss auf die Konsolidierungsqualität nach dem Thermoformen, solange ein Schwellwert an Prozessparameter beim Thermoformen überschritten ist [165]
- *Werkzeugdruck und Halbzeugtemperatur*: Die Laminatqualität nach dem Thermoformen steigt mit zunehmendem Werkzeugdruck und größerer Halbzeugtemperatur [165]

DONADEI ET AL. [173] zeigen, dass trotz Zwischenkonsolidierung von Tape-Preforms im Autoklav Luft einschüsse im finalen Laminat vorhanden sein können. Das heißt, eine vollständige Konsolidierung der Tape-Preforms führt nicht in jedem Fall zu einer vollständigen Konsolidierung der Tape-Lamine nach dem Thermoformen. Dies wird mit thermischer Dekonsolidierung im Zuge der Erwärmung im IR-Strahlerfeld begründet. Wie in Kapitel 2.1.4 beschrieben, sind diese unter anderem auf Eigenspannungen in der Faserverstärkung, welche unabhängig von der Konsolidierung sind, zurückzuführen.

### **2.4.3 Prozesskombination Thermoformen und Co-Konsolidieren**

In der Metallverarbeitung kommen sogenannte „Tailored blanks“ (dt. maßgeschneiderte Platinen) zum Einsatz. Im Sinne des Leichtbaugedankens soll der Materialeinsatz optimiert werden, indem Metalle verschiedener Güte, Dicke und Oberflächenbeschichtungen vor der Umformung zu einer Platine gefügt werden. Sonst notwendige Verstärkungen und Überlappungsverbindungen werden obsolet, wodurch insgesamt Kosten und Gewicht eingespart werden können. [174]

Dieser Ansatz kann durch die Schweißbarkeit von thermoplastischen Faserkunststoffverbunden auf deren Verarbeitung übertragen werden. In verschiedenen Untersuchungen wird gezeigt, dass thermoplastische Halbzeuge im Thermoformen geschweißt bzw. co-konsolidiert werden können. So können lokal, stoffschlüssige Aufdickungen (Versteifungen) erzeugt werden, um den Materialeinsatz den anliegenden Lasten anzupassen [19, 102, 175]. Es kann unterschieden werden, ob die Versteifungen durch lokale Aufdickungen bereits auf dem zu versteifenden Halbzeug aufgebracht sind, wie es bei den metallischen Tailored Patchwork Blanks [176] der Fall ist, oder ob die Versteifungen beim Umformen im Thermoformprozess verschweißt werden [19]. Der wesentliche Unterschied dieser beiden Methoden liegt in der Art und Weise der Aufheizung und Platzierung der lokalen Aufdickungen. Bei ersterer Methode muss das Halbzeug als Integralstruktur erwärmt werden und dann positionsgenau zum Umformwerkzeug transferiert werden. Bei letzterer Methode geschieht dies getrennt voneinander, wobei die entscheidenden Vorteile die geringeren Anforderungen an die Positionierung, das unveränderte Aufheizverhalten des zu versteifenden Halbzeugs und die Möglichkeit auch komplexere Versteifungen (L-Profil, T-Profil, etc.) zu realisieren sind, weil ausschließlich die Fügefläche

aufgeschmolzen werden muss. Nachteil dieser Methode ist die Notwendigkeit einer zweiten Heizeinrichtung und die zeitliche Synchronisation beider Aufheizvorgänge.

#### 2.4.4 Erwärmung der Halbzeuge mittels Infrarot-Strahlung und Abkühlung im Werkzeug

Der unter 2.4.3 beschriebene Fall des stoffschlüssigen Fügens mittels Co-Konsolidierung mit separatem Aufheizen sieht die Erwärmung einer Tape-Preform im IR-Strahlerfeld und die Erwärmung einer Versteifung als Einleger im Unterwerkzeug mittels Einzelstrahler vor (siehe Abbildung 2.10). Die im Zuge dessen auftretenden Wärmeströme werden im Folgenden beschrieben.

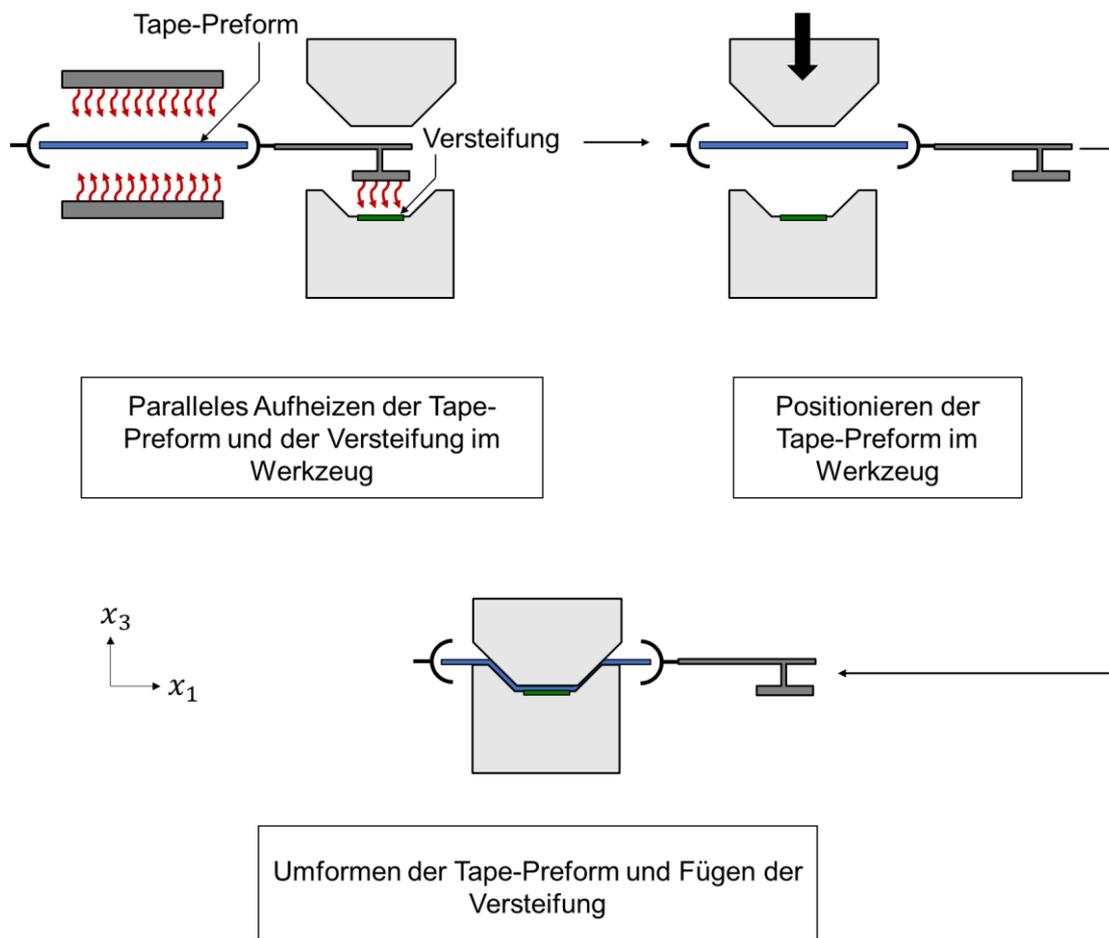


Abbildung 2.10: Paralleles Aufheizen beim Umformen/Fügen im Thermoformen

Vereinfacht betrachtet, erfährt die Tape-Preform eine Erwärmung durch Strahlung ( $\dot{Q}_S$ ) von oben und von unten, eine freie Konvektion ( $\dot{Q}_{Kv}$ ) durch die Erwärmung der Luft,

die die Tape-Preform umgibt und im Innern der Tape-Preform eine Wärmeleitung ( $\dot{Q}_{Kd}$ ) durch den vorherrschenden Temperaturgradienten, der durch die Erwärmung von außen nach innen entsteht. Wärmeströme an den Seitenflächen der Halbzeuge werden vernachlässigt unter der Annahme, dass die Halbzeugflächen der Ober- und Unterseiten viel größer sind als die Halbzeugflächen an den Seiten (Bsp.: Faktor 70 – 175 in [177] und 48,5 in [158]). Die Versteifung als Werkzeugeinleger wird dort an Ort und Stelle von einem separaten Infrarotstrahler aufgewärmt und erfährt infolgedessen den Wärmeeintrag durch Strahlung ( $\dot{Q}_s$ ) von der Oberseite, die Wärmeleitung durch Konduktion ( $\dot{Q}_{Kd}$ ) mit dem Unterwerkzeug und die freie Konvektion ( $\dot{Q}_{Kv}$ ) mit der Umgebungsluft. Die Richtung des konduktiven Wärmestroms ( $\dot{Q}_{Kd}$ ) ist abhängig von der Differenz zwischen Halbzeug- und Werkzeugtemperatur. Die vorherrschenden Wärmeübergänge an der Tape-Preform und an der Versteifung sind in Abbildung 2.11 idealisiert dargestellt. Die einzelnen Wärmeströme können für die drei instationären Wärmeübergänge Aufheizen, Transportieren und Umformen bestimmt werden. [19]

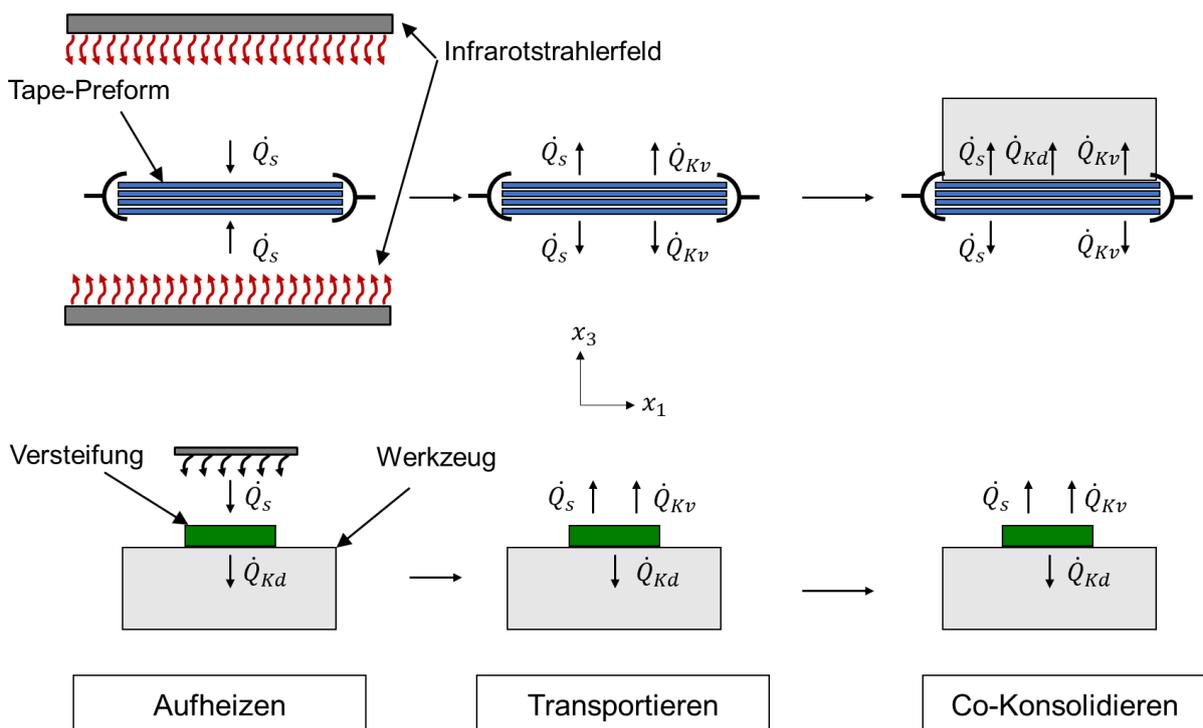


Abbildung 2.11: Idealisierte Wärmeströme beim Aufheizen einer Tape-Preform im Infrarotstrahlerfeld und einer Versteifung im Werkzeug mit separatem Infrarotstrahlerfeld, während der Transport- und Umformphase nach [19]

### **Freie Konvektion**

Die freie Konvektion wird der Wärmeleitung zugeschrieben und entsteht durch einen Stofftransport zwischen einem Fluid und einem Festkörper aufgrund eines Temperaturunterschiedes. Im IR-Strahlerfeld erwärmt sich die Luft, die das Halbzeug umgibt und es steigen Fluidschichten aufgrund von Dichteunterschieden nach oben auf. So wird dem Halbzeug sowohl Wärme zu- als auch abgeführt. Entstehende Wärmeströme aufgrund von Konvektion  $\dot{Q}_{Kv}$  sind abhängig von der Größe der Oberfläche  $A$ , der Temperaturdifferenz  $\Delta T$  zwischen Halbzeug und Umgebung, sowie der konvektiven Wärmeübergangszahl  $\alpha$ , die den Wärmestrom zwischen Fluid und Festkörper beschreibt. [178]

### **Wärmestrahlung**

Die Erwärmung im IR-Strahlerfeld basiert auf dem Absorptionsvermögen elektromagnetischer Strahlung, die die Anregung schwingungsfähiger Atome oder Moleküle im Halbzeug bestimmt. Die Energieübertragung von der Strahlung auf das zu erwärmende Medium passiert im Zuge einer Änderung des Dipolmoments. Die Temperaturänderung im Halbzeug folgt der Vergrößerung der Schwingungsenergie der Moleküle. Das Absorptionsspektrum der meisten Thermoplaste erreicht zwischen  $3,2 \mu\text{m}$  und  $3,5 \mu\text{m}$  Wellenlänge das Maximum, weshalb sich Mittelwellen- und Carbonstrahler zur Übertragung von Strahlungswärme im Thermoformen eignen. Der vom Infrarotstrahler auf das Halbzeug gerichtete Wärmestrom  $\dot{Q}_s$  ist abhängig vom geometrischen Sichtfaktor  $F_{1 \rightarrow 2}$  zwischen Strahler und Halbzeug, der Stefan-Boltzmann-Konstanten  $\sigma = 5,670 \cdot 10^{-8} \text{W}/(\text{m}^2 \text{K}^4)$ , der Fläche  $A_1$  des Infrarotstrahlers, der Temperatur des Infrarotstrahlers  $T_1$  und der Temperatur des Halbzeugs  $T_2$ . [178, 179]

### **Wärmeübertragung durch Konduktion**

Innerhalb des Halbzeugs wird die Wärme mittels Wärmeleitung in Dickenrichtung transportiert, wenn davon ausgegangen wird, dass im IR-Strahlerfeld von oben und unten Wärme zugeführt wird. Der Wärmestrom  $\dot{Q}_{Kd}$  ist abhängig von der Wärmeleitfähigkeit des Halbzeugs  $\lambda_w$ , der Halbzeugdicke  $s$ , der Halbzeugfläche  $A$ ,

die senkrecht zum Wärmestrom gerichtet ist, und den sich in Dickenrichtung unterscheidende Temperaturen  $T_1$  und  $T_2$  ( $T_1 > T_2$ ).

Die Wärmeströme  $\dot{Q}_S$  im Zuge der Erwärmung der Tape-Preform und der Versteifung müssen so gewählt werden, dass unter Berücksichtigung der Wärmeabgaben  $\dot{Q}_S$ ,  $\dot{Q}_{Kd}$  und  $\dot{Q}_v$  während dem Transfer der Tape-Preform zum Werkzeug und dem Schließen des Werkzeugs, die zuvor definierten Fügetemperaturen an der Tape-Preform und an der Versteifung herrschen. Zur Erwärmung der Versteifung mittels Wärmestrahlung muss diese stets größer sein als der konduktive Wärmestrom zwischen Versteifung und Unterwerkzeug.

### 3 Entwicklungsmethodik

#### Zieldefinition und Festlegen der Randbedingungen

Das Ziel dieser Arbeit ist die Herstellung von lokal versteiften Tape-Laminaten im Thermoformen mittels Co-Konsolidierung. Dazu werden die drei Schritte A Herstellen von Tape-Preforms, B Thermoformen von Tape-Preforms zu Tape-Laminaten und C Co-Konsolidieren von Tape-Preforms zu lokal versteiften Tape-Laminaten (siehe Abbildung 3.1) durchlaufen und verschiedene Untersuchungen durchgeführt, die zum Prozessverständnis beitragen sollen. Das Ausgangsprodukt sind kohlenstoffaserverstärkte Tapes, die im ATL zu Tape-Preforms verarbeitet werden. Nach dem Thermoformen soll die Laminatqualität der erzeugten lokal versteiften Tape-Laminaten im Bereich der Versteifung und fern der Versteifung identisch sein.

Die Festigkeit der stoffschlüssigen Fügeverbindung zwischen den Tape-Laminaten und der Versteifung, die mittels Thermoformen hergestellt werden, soll der Festigkeit von Referenzproben aus dem Autoklav entsprechen. Dazu wird der Kennwert der Zugscherfestigkeit, ermittelt im Single-Lap-Shear Versuch, herangezogen. Der Bereich fern der Versteifung wird als Sektion I und der Bereich der Versteifung als Sektion II bezeichnet (siehe Abbildung 3.1).

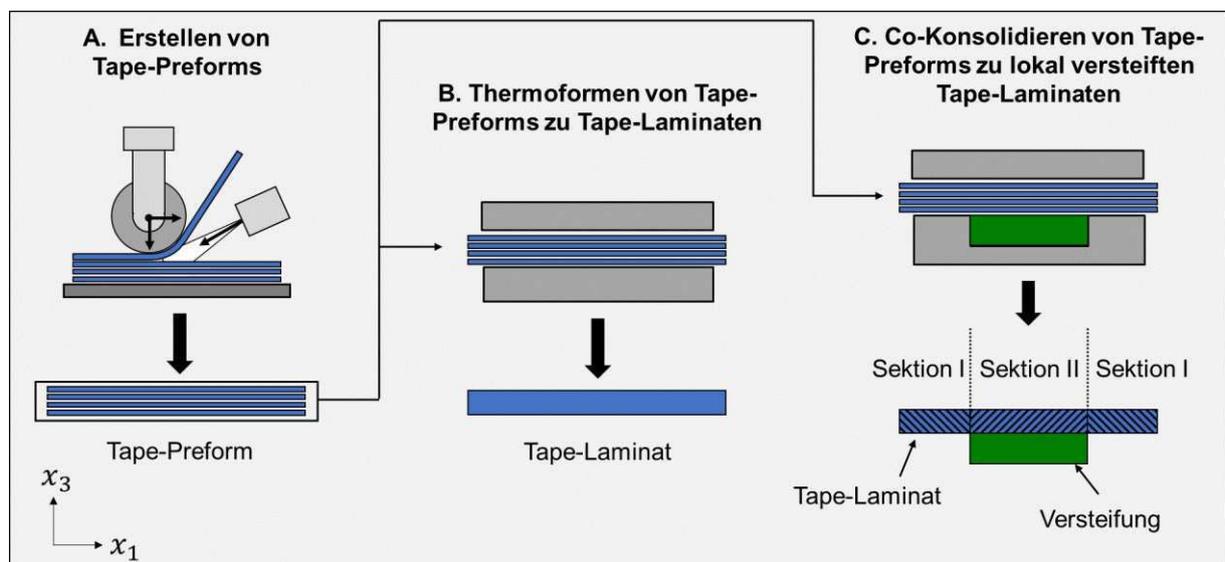


Abbildung 3.1: Prozesskette zur Untersuchung der Co-Konsolidierung von Tape-Preforms

Im ersten Schritt werden im ATL Tape-Preforms erzeugt und charakterisiert, um den Konsolidierungsgrad zu bewerten und einen Zusammenhang zwischen den eingestellten Prozessparametern im ATL und den Tape-Preform Eigenschaften

aufzustellen. Als Veränderliche werden fünf verschiedene Gasvolumenströme im ATL bei konstanter Ablegegeschwindigkeit eingestellt, um den Grad des Energieeintrages zu verändern. Es folgt die Analyse der Tape-Preforms mittels Messung des Schälwiderstands, der Dickenmessung, Bestimmung des Porengehalts mit Hilfe von Schliffbildern, die Messung der Kompression im isobaren Pressversuch mittels CTA und die Messung der Biegefestigkeit im 3-Punkt-Biegeversuch. Das Ziel ist die Charakterisierung der Tape-Preforms als Eingangsgröße für den nächsten Prozessschritt Thermoformen.

Es werden Tape-Preforms im Thermoformen bei verschiedenen Werkzeugdrücken zu Tape-Laminaten verarbeitet und dann analysiert, um einen Zusammenhang zwischen dem Konsolidierungsgrad der Tape-Preforms und dem Konsolidierungsgrad der Tape-Lamine nach dem Thermoformen aufzustellen. Die Analyse der Tape-Lamine mit den gleichen Methoden, die auch zur Charakterisierung der Tape-Preforms verwendet werden, zeigt dann den Einfluss der Eigenschaft der Tape-Preform auf die Qualität der Tape-Lamine. Gleiches gilt für den Einfluss des Werkzeugdrucks beim Thermoformen. Als Referenz werden Tape-Preforms einer Zwischenkonsolidierung im Autoklav-Prozess unterzogen, um eine vollständige Mikro- und Makroimprägnierung der Tape-Preforms zu erzeugen. Selbige werden im Anschluss an die Zwischenkonsolidierung im Autoklav gleichermaßen im Thermoformen verarbeitet und dann analysiert.

Mit den gleichen Einstellungen im ATL werden erneut Tape-Preforms erzeugt, die dann im Thermoformen mit einer lokalen Versteifung co-konsolidiert werden, um einen Stoffschluss zu erzeugen. Auch dann wird die Konsolidierung der Tape-Lamine mit den zuvor genannten Methoden analysiert, um den Einfluss der Co-Konsolidierung auf die Konsolidierung der Tape-Lamine zu ermitteln. Es werden verschiedene Prozesstemperaturen und verschiedene Werkzeugdrücke berücksichtigt. Als Referenz werden Tape-Preforms herangezogen, die vor dem Co-Konsolidieren einer Zwischenkonsolidierung im Autoklav unterzogen werden und dann im Thermoformen co-konsolidiert werden. Als zweite Zielgröße wird die Zugscherfestigkeit zwischen den Tape-Laminaten und der Versteifung im Zugscherversuch gemessen. Als Referenz dient die Co-Konsolidierung im Autoklav zur Erzeugung eines Stoffschlusses.

### 3.1 Methodisches Vorgehen

Folgende Nomenklatur bezeichnet die in dieser Arbeit im Thermoformen hergestellten Tape-Lamine. Die Versteifung ist immer eine 14-lagige Tape-Preform mit unidirektionalem (UD)-Lagenaufbau, konsolidiert im Autoklav. Die Lagenorientierung der UD-Tape-Lamine ist  $[0]_{14}$ ; die der quasiisotropen (QI)-Tape-Lamine ist  $[0, -45, +45, 90, +45, -45, 0]_s$ .

$(AA\_BB\_CC\_DD\_EE)$  (A)

AA: Lagenaufbau und Lagenanzahl der Tape-Preform

BB: Gasvolumenstrom im ATL in slpm

CC: Prozesstemperatur im Thermoformen in °C

DD: Werkzeugdruck im Thermoformen in MPa

EE: Konsolidierung (Kon) oder Co-Konsolidierung (Co-Kon) im Thermoformen

(A): Zwischenkonsolidierung der Tape-Preform nach dem ATL und vor dem Thermoformen bzw. Co-Konsolidieren

Als Beispiel weist die Probe Tape-Laminat (UD14\_35\_400\_1,5\_Co-Kon) eine unidirektionale Faserorientierung auf, die 14-lagige Tape-Preform wird bei 35 slpm ( $1 \text{ slpm} = 1,69 \frac{\text{Pa m}^3}{\text{s}}$ , slpm = Standardliter pro Minute) Einstellgröße des Gasvolumenstroms im ATL erzeugt, die Co-Konsolidierung mit einer Versteifung im Thermoformen erfolgt bei 400 °C Prozesstemperatur und 1,5 MPa Werkzeugdruck. Die Tape-Preform wird nicht im Autoklav zwischenkonsolidiert.

#### 3.1.1 Herstellung von Tape-Preforms mittels ATL

Das Ziel dieser Untersuchung ist die Erzeugung von Tape-Preforms mit unterschiedlichem Konsolidierungsgrad. Wie in Kapitel 2 beschrieben, erfordert die Konsolidierung zunächst die Herstellung eines innigen Kontakts und im Anschluss daran das Herbeiführen einer Polymerdiffusion an diesen Kontaktflächen. Der Grad des innigen Kontakts ist eine Funktion der Oberflächengeometrie  $g$ , der Zeit  $t_c$ , des applizierten Drucks  $p_{app}$  und der Polymerviskosität  $\eta_{mf}$ . Die Polymerviskosität  $\eta_{mf}$  ist eine Funktion der Temperatur. Beim ATL besteht die Abhängigkeit zwischen

Temperatur des Polymers und eingebrachte Wärme pro Zeit  $\dot{Q}$  der Heizquelle. Laut Gleichung (2.1) gilt, je niedriger die Viskosität  $\eta_{mf}$ , desto größer der Grad des innigen Kontakts  $D_{ic}$ . Das heißt, je größer die im Tapelegeprozess eingebrachte Wärme pro Zeit  $\dot{Q}$ , desto größer der Grad des innigen Kontakts  $D_{ic}$ .

$$D_{ic} = g \cdot \left[ \int_0^{t_c} \frac{p_{app}}{\eta_{mf}} \right]^{1/5} \quad (2.1)$$

Durch den in 2.1 beschriebenen Zusammenhang zwischen Grad des innigen Kontakts und Grad der Konsolidierung, werden Tape-Preforms mit unterschiedlichen Konsolidierungsgraden durch Veränderung des Wärmeeintrags, der die Polymerviskosität beeinträchtigt, hergestellt. Zur Herstellung der Tape-Preforms mit unterschiedlichen Konsolidierungsgraden wird demnach ausschließlich die Größe Wärme pro Zeit  $\dot{Q}$  als Veränderliche betrachtet. Bei dem im Rahmen dieser Arbeit verwendeten System wird die Energiemenge Wärme pro Zeit über das Gasvolumen pro Zeit, also dem Gasvolumenstrom, gesteuert. Die Größen Ablegegeschwindigkeit, Konsolidierungskraft, Temperatur der Konsolidierungsrolle und Temperatur der Ablagefläche sind Konstante. Die verwendeten Werte zur Herstellung der Tape-Preforms sind in Tabelle 3.1 gegeben. Die erste Lage der Tape-Preforms wird auf ein gewebeverstärktes FKV platziert. Dies dient als Substrat, wobei die Parameter Gasvolumenstrom, Ablegegeschwindigkeit, Rolltemperatur und Konsolidierungskraft in Vorversuchen zu 25 slpm, 1 m/s, 25 °C und 150 N für diese Erstlage festgelegt werden und unabhängig von den restlichen Lagen eingestellt sind.

Tabelle 3.1: Prozessparameter zur Herstellung der Tape-Preforms

Größe	Wert
Ablegegeschwindigkeit in m/s	1
Kraft der Konsolidierungsrolle in N	150
Temperatur der Konsolidierungsrolle in °C	25
Gasvolumenstrom in slpm	35; 40; 45; 50; 55
Temperatur Ablagefläche in °C	25

Das verwendete Tapematerial ist ein kohlenstofffaserverstärktes (CF, AS4) Polyetheretherketon (APC-2, PEEK) des Herstellers Solvay (Datenblatt siehe Anhang Abbildung 0.1 und Abbildung 0.2). Der Faservolumengehalt beträgt laut Datenblatt

58 %. Die Tapedicke ist mit  $t_{cpt} = 0,14 \text{ mm}$  angegeben. Die Tapes wurden im Vorfeld der Untersuchung auf eine Breite von 20 mm geschnitten.

Die Tape-Preforms werden mit der Portalanlage F2-Compositor der Firma Automation Steeg und Hoffmeyer GmbH hergestellt. Die Wärmequelle ist ein Heißgasbrenner, der mit den Gasen Wasserstoff, Sauerstoff und Luft betrieben wird. Die Energie der Wärmequelle wird in Form von Gasvolumen pro Zeit in Standardlitern pro Minute angegeben. Die verwendeten Gasvolumina sind 35 slpm, 40 slpm, 45 slpm, 50 slpm und 55 slpm.

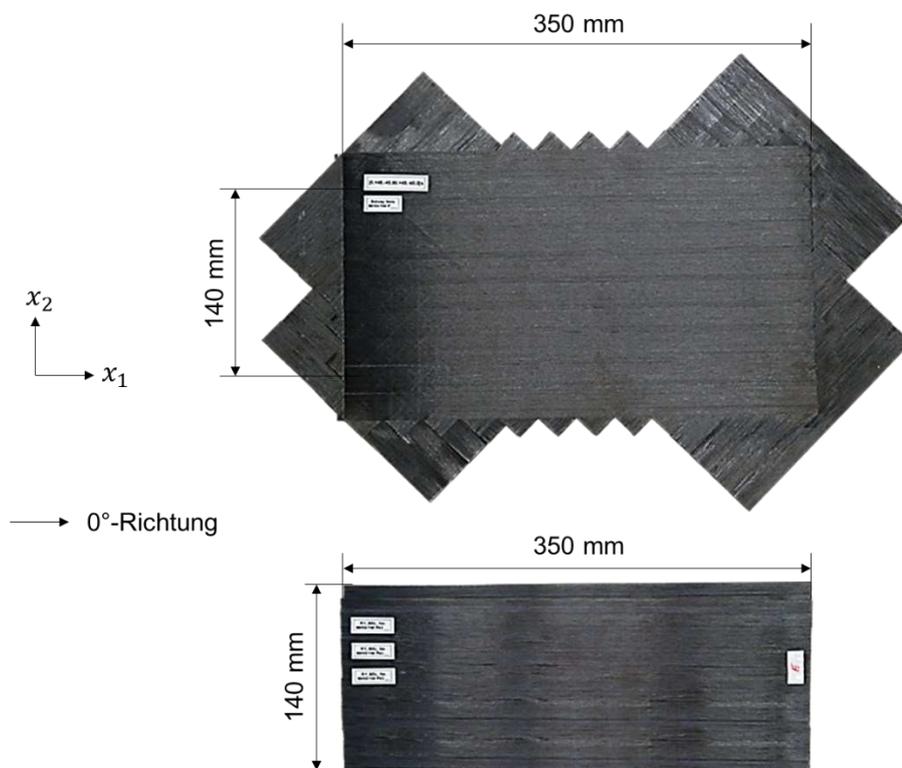


Abbildung 3.2: CF/PEEK Tape-Preforms mit quasiisotropen Lagenaufbau (oben) und unidirektionalem Lagenaufbau (unten)

Es werden unidirektionale ( $[0]_{14}$ ) und quasiisotrope ( $[0, +45, -45, 90, +45, -45, 0]_s$ ) Proben (siehe Abbildung 3.2) mit einer Lagenanzahl von 14 hergestellt. Die UD-Tape-Preforms sind 140 mm breit und 350 mm lang. Die Einzellagen der UD-Tape-Preforms werden mit einem Versatz von 10 mm von Lage zu Lage verlegt, sodass ein Stoß zweier Tapes immer auf eine Tapemitte einer bereits abgelegten Lage trifft (siehe Abbildung 3.3); die Fasern verlaufen in der Darstellung mit ihrer Längsrichtung in die Blattebene hinein ( $0^\circ$ -Richtung). Zur Charakterisierung werden außerdem einzelne Tapes und zweilagige Tape-Preforms hergestellt (siehe Abbildung 3.3).

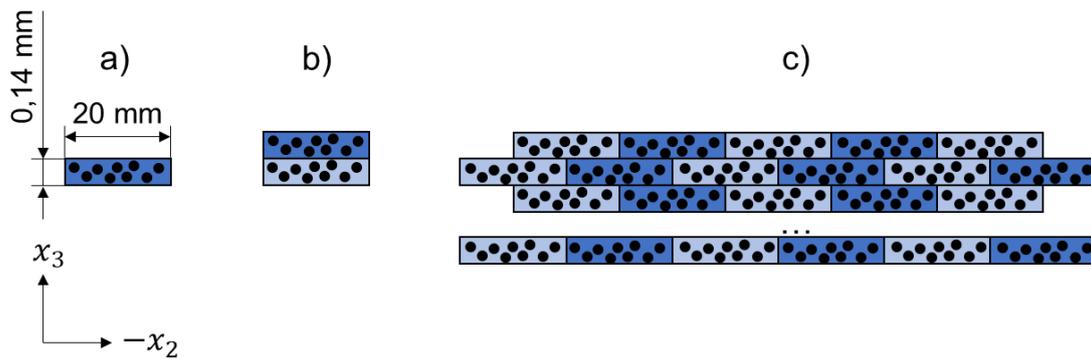


Abbildung 3.3: Konfiguration verschiedener Tape-Preforms: a) einzelnes Tape; b) zweilagige UD-Tape-Preform; c) 14-lagige UD-Tape-Preform mit Versatz zwischen den Einzellagen

Die Tape-Preforms mit einem QI-Lagenaufbau werden vor der Verarbeitung im Thermoformen auf die gleiche Größe wie die UD-Tape-Preforms mechanisch zugeschnitten. Die gewählte Größe der Tape-Preforms im ATL berücksichtigt die Mindestablagelänge der verwendeten Anlagentechnik, sowie die Größe der Pressfläche der verwendeten Werkzeuge zum Thermoformen und Co-Konsolidieren. Die Proben mit einem UD-Lagenaufbau werden so hergestellt, dass sie ohne Zuschnitt im Thermoformen verarbeitet werden können. Das Zuschneiden der Probekörpergeometrie erfolgt mit Hilfe einer Mutronic Diadisc 6200 Trennsäge.

Die im ATL erstellten Tape-Preforms werden mit folgender Prüfmethodik und folgender Probenanzahl je Parameterkonstellation untersucht.

Tabelle 3.2: Angewandte Prüfmethodik und Anzahl Messwerte je Parameterkonstellation zur Charakterisierung der Tape-Preforms

Prüfmethodik	Kennwert	Anzahl Messwerte
Dickenmessung	Dicke	30
Peel-Test	Schälwiderstand	5
Schliffbildanalyse	Porengehalt	5
CTA	Kompression bei Überschreiten von $T_g$	3
3-Punkt-Biegeversuch	Biegefestigkeit	15

### 3.1.2 Thermoformen von Tape-Preforms

Das Thermoformen der Tape-Preforms zu Tape-Laminaten erfolgt mit Hilfe einer hydraulischen Oberkolbenpresse des Herstellers Wemhöner. Die Presse hat eine Maximalkraft von 800 kN und einen Pressentisch mit einer Größe von 1000 mm x 1800 mm. Die Erwärmung der Tape-Preforms auf Prozesstemperatur erfolgt in einem IR-Strahlerfeld, das an die Presse angegliedert ist. Die Tape-Preforms werden an zwei

gegenüberliegenden Seiten mit Klemmleisten und Federn (siehe Abbildung 3.4) in einem Transferrahmen aufgehängt, der die Tape-Preforms zwischen IR-Strahlerfeld und Presse automatisiert verfahren kann. Die Klemmleisten verhindern das Aufschmelzen der Tape-Preforms in der Einspannung, sodass diese beim Transfer nicht aus der Aufhängung fallen können und die genaue Positionierung im Werkzeug möglich ist. Die 0°-Richtung der Verstärkungsfasern verlaufen von Einspannung zu Einspannung. Die Federn sorgen dafür, dass die Tape-Preform beim Aufwärmen weniger deformiert, sobald sich die in dem Halbzeug gespeicherten Eigenspannungen durch Aufschmelzen des Polymers lösen und sich die Biegesteifigkeit der Tape-Preforms reduziert. Zusätzlich erlauben die Federn die Bewegung der Tape-Preform in der Vertikalen beim Schließen des Werkzeugs.

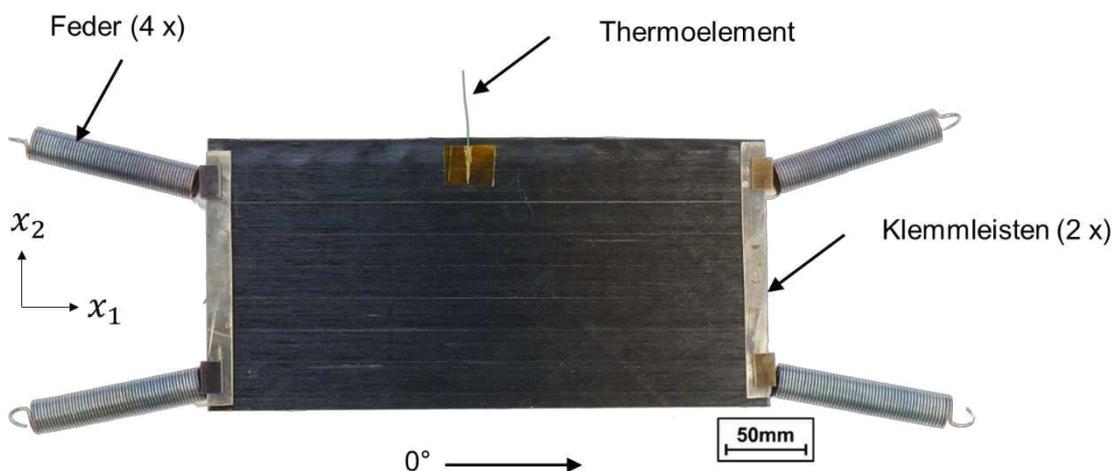


Abbildung 3.4: Tape-Preform eingespannt zwischen Klemmleisten und aufgehängt mit Federn

Das verwendete Werkzeug aus poliertem Werkzeugstahl ist 120 mm breit, 220 mm lang und wird elektrisch auf 200 °C beheizt. Der Werkzeugdruck wird über die Kraft des Hydraulikzylinders eingestellt. Es werden Kräfte zwischen 19,8 kN und 79,2 kN eingestellt. Bei gegebener Werkzeugfläche resultieren Werkzeugdrücke von 0,75 MPa und 3 MPa. Die im Vergleich zur Größe der Tape-Preforms geringere Breite und Länge des Werkzeug erlaubt größere Toleranzen an die genaue Positionierung der Tape-Preforms, sodass das Werkzeug immer vollständig belegt ist. So kann sichergestellt werden, dass die Pressfläche immer identisch ist. Die Haltezeit ist bei sämtlichen Versuchen identisch und beträgt 60 s, sobald die Sollkraft vom Presszylinder aufgebracht ist.

Tabelle 3.3: Prozessparameter zum Thermoformen der Tape-Preforms zu Tape-Laminaten

Prozessparameter	Wert
Prozesstemperatur Tape-Preform in °C	400
Werkzeugdruck in MPa	0,75; 3
Werkzeugtemperatur in °C	200
Haltezeit in s	60

Der Transferprozess des Schlittenrahmens mit eingespannter Tape-Preform zum Werkzeug hin wird manuell gestartet, sobald die auf der Tape-Preform installierten Thermolemente die zuvor definierte Zieltemperatur anzeigen. Mit abgeschlossener Transferrahmenbewegung schließt die Presse zunächst im Eilgang mit einer Geschwindigkeit von 850 mm/s und verfährt dann kraftgeregelt, bis die Einstellgröße der Presskraft erreicht ist. Der Prozessablauf ist in Abbildung 3.5 schematisch dargestellt. Abschnitt 1 beschreibt den Aufheizvorgang der Tape-Preform im IR-Strahlerfeld bis diese die Solltemperatur  $T_{Prozess}$  erreicht hat und zum Werkzeug transferiert wird. Das Werkzeug schließt unmittelbar nach Beenden des Transfers. Der Erstkontakt zwischen Tape-Preform und Werkzeug findet zu Zeitpunkt 2 statt, wenn die Temperatur der Tape-Preform unter Schmelztemperatur  $T_{Schmelzen}$  auf die Werkzeugtemperatur  $T_{Werkzeug}$  abgekühlt wird. Der Werkzeugdruck  $p_{Werkzeug}$  ist dann erreicht, wenn das Werkzeug vollends geschlossen ist. Dann beginnt die Haltezeit. Nach Ablauf der eingestellten Haltezeit öffnet das Werkzeug automatisch und das Tape-Laminat wird händisch entformt.

Die im Thermoformen erstellten Tape-Lamine werden mit folgender Prüfmethode (siehe Tabelle 3.4) und folgender Probenanzahl je Parameterkonstellation untersucht. Das Zuschneiden der Probekörpergeometrie erfolgt mit Hilfe einer Mutronic Diadisc 6200 Trennsäge. Die Beschreibung der durchgeführten Untersuchungen ist in Kapitel 3.2 gegeben.

Tabelle 3.4: Angewandte Prüfmethode und Anzahl Messwerte zur Charakterisierung der Lamine nach dem Thermoformen

Prüfmethode	Kennwert	Anzahl Messwerte
Dickenmessung	Dicke	30
Schliffbildanalyse	Porengehalt	9
3-Punkt-Biegeversuch	Biegefestigkeit	15

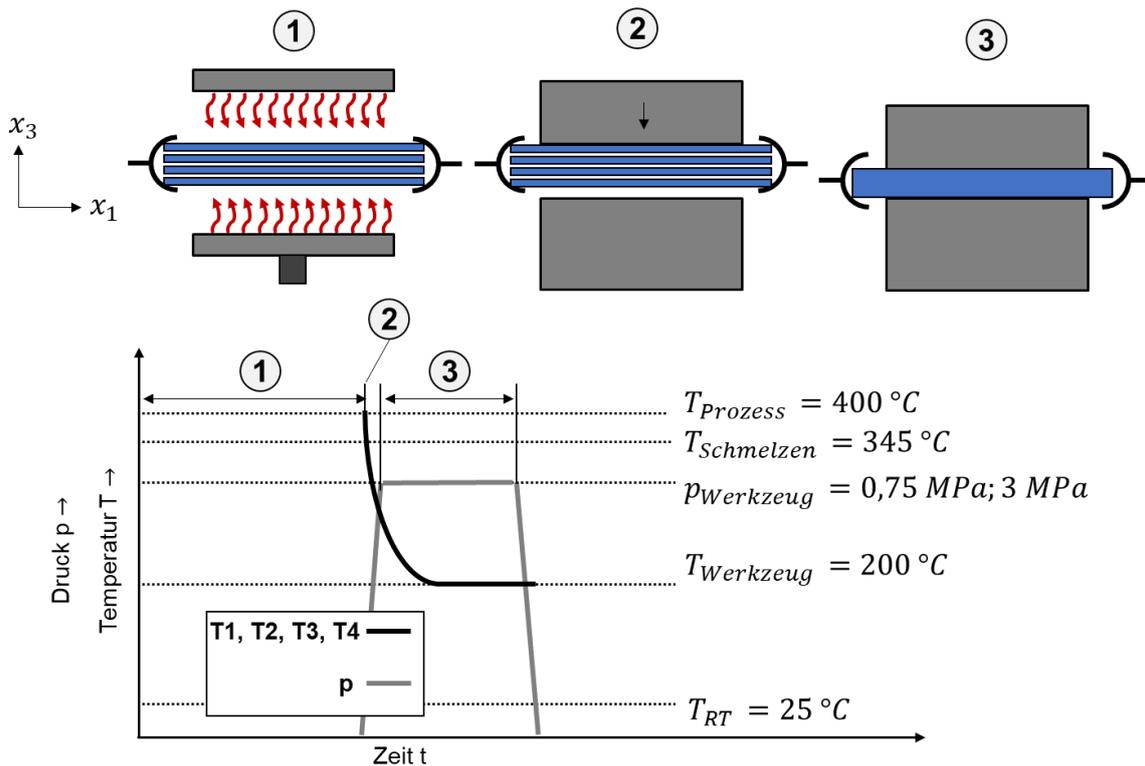


Abbildung 3.5: Prozessschema zum Thermoformen von Tape-Preforms mit Angaben des Ideal-Druckverlaufs  $p$  und der Ideal-Temperaturverläufe  $T_1, T_2, T_3$  und  $T_4$  über der Zeit

### Aufheizversuche der Tape-Preforms zur Verarbeitung im Thermoformen

Vor der Probenherstellung werden Aufheizversuche durchgeführt, um die zeitabhängige Temperaturverteilung in den Tape-Preforms bei konstanter Leistung des IR-Strahlerfelds und konstantem Abstand zwischen Tape-Preform und Strahler zu ermitteln. Zudem werden Aufheizversuche von Tape-Preforms, hergestellt bei Gasvolumenströmen von 35 slpm und 55 slpm im ATL und bei 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungskraft durchgeführt, um einen potenziellen Einfluss des Konsolidierungsgrades der Tape-Preforms auf das Aufheizverhalten im IR-Strahlerfeld zu zeigen.

Die Temperatur der Tape-Preforms wird an vier verschiedenen Stellen gemessen, damit die Verteilung des Wärmeeintrags bewertet werden kann (siehe Abbildung 3.6). So wird die Temperatur in der Mitte der Tape-Preform auf der Oberseite ( $T_1$ ) und auf der Unterseite ( $T_3$ ) und im Randbereich zur Einspannung hin ( $T_4$ ) gemessen. Außerdem wird beim Herstellen der Tape-Preforms im ATL ein Thermoelement in das Innere der Tape-Preform, nach der Hälfte der Laminatdicke und mittig in der Fläche

(T2), platziert. Die Messung erfolgt mit Thermoelementen vom Typ K. Diese werden mit einem Polyimid-Klebefilm auf der Oberfläche der Tape-Preforms befestigt. Als Zieltemperatur für die dargestellten Aufheizversuche wird 400 °C gewählt. Die Bedingung der Aufheizversuche lautet, dass dieser Wert im Median zwischen T1, T2 und T3 erreicht sein muss. T4 wird nicht in die Bedingung aufgenommen, weil dort keine Proben entnommen werden.

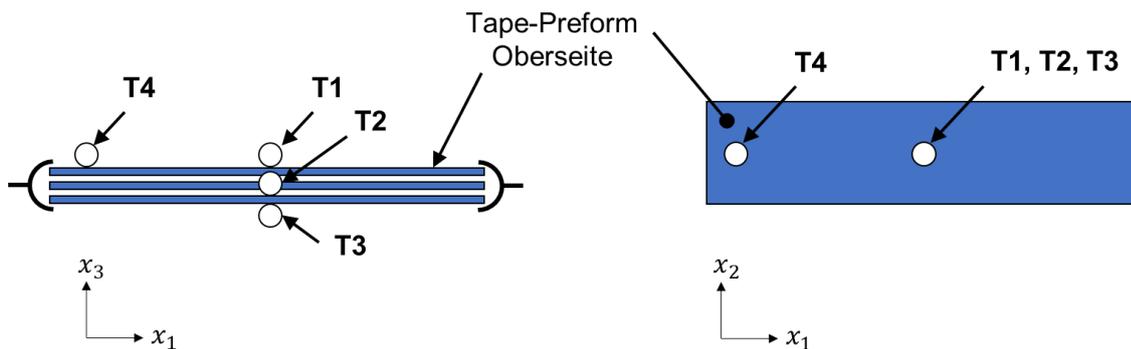


Abbildung 3.6: Positionen der Temperaturmessung zur Ermittlung des Aufheizverhaltens von Tape-Preforms im IR-Strahlerfeld

In Abbildung 3.7 sind die über fünf Aufheizversuche gemittelten Maximaltemperaturen an den Messpositionen T1 bis T4 für die beiden Konfigurationen 35 slpm und 55 slpm im ATL gezeigt. Diese repräsentieren die Temperatur kurz vor Werkzeugkontakt. Die Verteilung zeigt, dass die niedrigsten Temperaturen an Position T3 gemessen werden. Die größten Temperaturen werden an T1 und T2 gemessen. Die gemessenen Temperaturen an Position T4 zeigen die größte Standardabweichung. Tape-Preforms, die bei 35 slpm hergestellt werden und Tape-Preforms, die bei 55 slpm hergestellt werden, zeigen keinen Unterschied im Aufheizverhalten. Sämtliche Abweichungen befinden sich im Bereich der Streuung, angegeben mittels Standardabweichung.

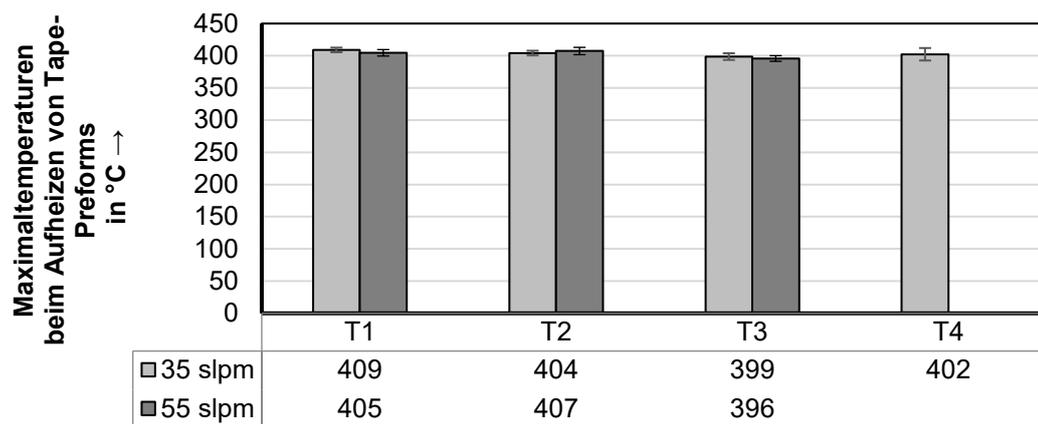


Abbildung 3.7: Mittlere Maximaltemperaturen an den Messposition T1 bis T4 an CF/PEEK Tape-Preforms, hergestellt bei 35 slpm und 55 slpm, 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungskraft im ATL

In Abbildung 3.8 werden typische Temperaturkurven zum Aufheizverhalten von Tape-Preforms an den Stellen T1, T2 und T3 gezeigt. Typische Temperaturverläufe charakterisieren sich durch einen parabelförmigen Anstieg der Temperatur mit zunehmender Zeit. Die höchsten Temperaturen werden an T1 und an T2 detektiert. In Dickenrichtung werden die kleinsten Temperaturen demnach an T3 gemessen. An sämtlichen Messpunkten T1, T2 und T3 ist die Polymerschmelztemperatur bei Werkzeugkontakt überschritten. Die Temperaturverteilung in der Tape-Preform während dem Aufheizen wird folgendermaßen gedeutet: Die beidseitige Wärmestrahlung von oben und unten im IR-Strahlerfeld sorgt zunächst für einen Anstieg der Temperatur an den nach oben und unten gerichteten Oberflächen. Die Wärme wird über Konduktion in das Innere der Tape-Preforms übertragen, weshalb die Temperatur im Innern der Tape-Preforms zunächst niedriger ist. Aufgrund des Dichteunterschiedes zwischen warmer und kalter Luft steigen warme Luftmassen im IR-Strahlerfeld auf, sodass ein Temperaturgradient zwischen unten und oben im IR-Strahlerfeld entsteht. Dies beeinflusst die Erwärmung der Tape-Preforms, sodass die niedrigsten Temperaturen an der Unterseite der Tape-Preform (T3) gemessen werden. Im Bereich der Einspannung (T4) wird der Tape-Preform Wärme über Konduktion zwischen Tape-Preform und Einspannung (metallisch) abgeführt, sodass die Temperatur der Tape-Preform dort niedriger ist.

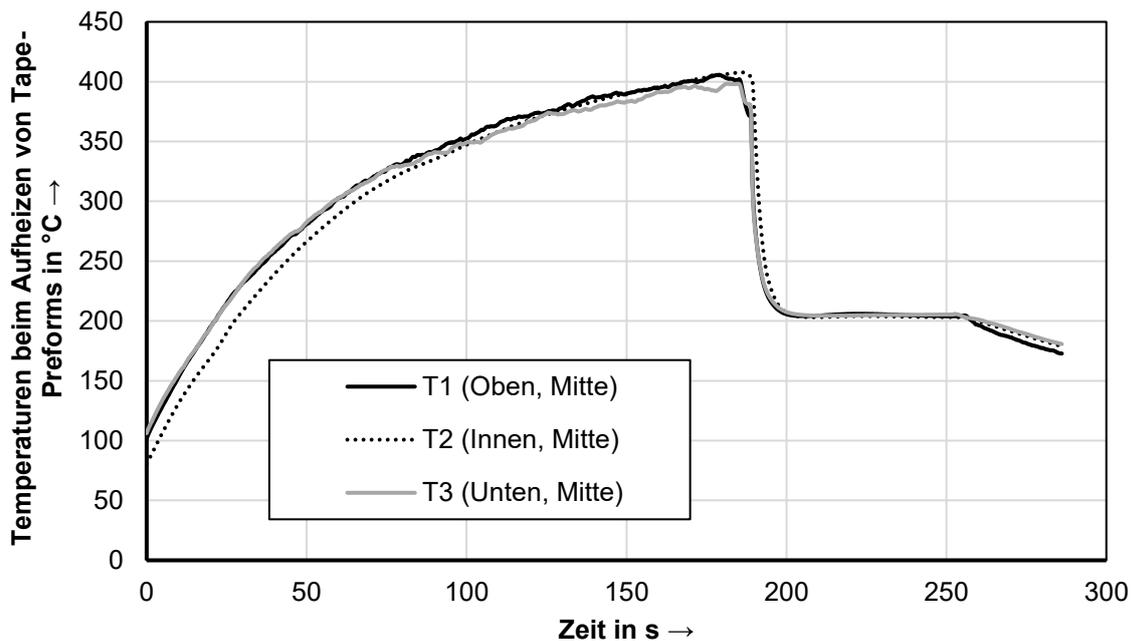


Abbildung 3.8: Temperaturkurven von CF/PEEK Tape-Preforms, hergestellt bei einem Gasvolumenstrom von 35 slpm im Thermoformen zur Bewertung des Aufheizverhaltens

### 3.1.3 Co-Konsolidierung von Tape-Preforms mit einer lokalen Versteifung im Thermoformen

Zur Co-Konsolidierung der Tape-Preforms mit einer lokalen Versteifung im Thermoformen wird die gleiche Anlagenapparatur, wie in 3.1.2 beschrieben, eingesetzt. Der Aufbau unterscheidet sich im verwendeten Unterwerkzeug und in der Verwendung eines separaten Einzelstrahlers zum Erwärmen der lokalen Versteifung als Einleger im Unterwerkzeug. Das angewandte Prozessschema ist in Abbildung 3.9 gezeigt. Die zur Probenherstellung verwendeten Einstellgrößen der Prozessparameter sind in Tabelle 3.5 gegeben. Die fett gedruckten Einstellgrößen stellen die Grundkonfiguration der Untersuchung dar. Die nicht fett gedruckten Einstellgrößen werden nicht voll faktoriell angewendet, damit ein effizienter Materialeinsatz realisiert werden kann. Die Einstellung der Prozesstemperaturen der Tape-Preform und der Versteifung wird so vorgenommen, dass diese unmittelbar vor der Co-Konsolidierung

– also vor dem in Kontakt treten zwischen Tape-Preform und Versteifung – vorherrscht und somit als Füge­temperatur verstanden wird.

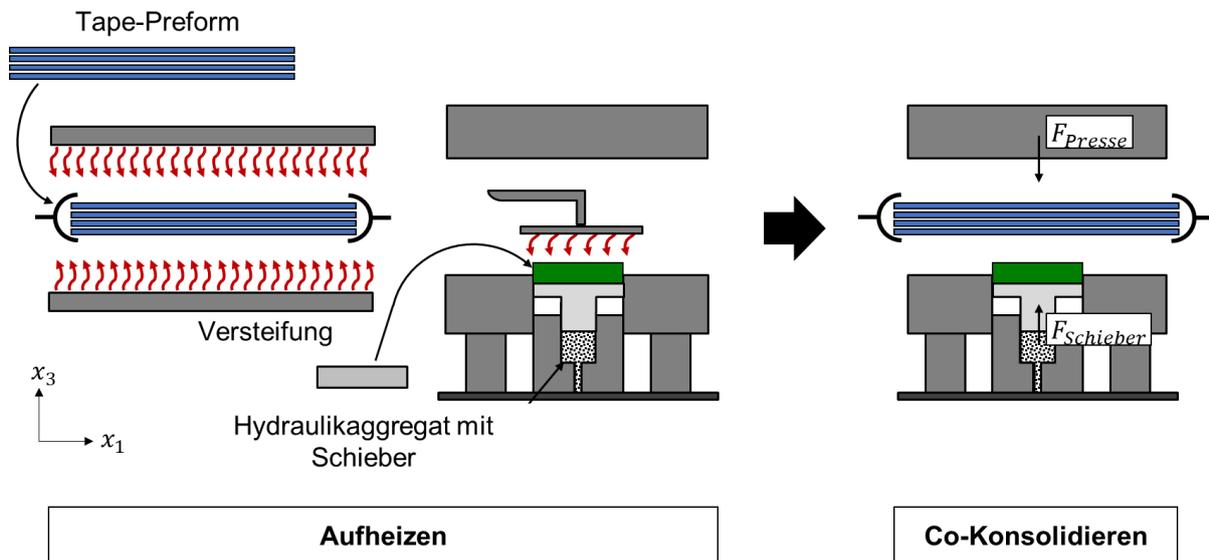


Abbildung 3.9: Schaubild Prozessschema zur Co-Konsolidierung einer Tape-Preform mit einer lokalen Versteifung im Thermoformen

Die dazu verwendeten Tape-Preforms entsprechen denen aus 3.1.1. Es werden Tape-Preforms mit UD-Lagenaufbau und QI-Lagenaufbau verwendet. Die Herstellung der lokalen Versteifungen umfasst die Ablage von 14-lagigen UD-Tape-Preforms im ATL, die anschließende Konsolidierung im Autoklav und das Zuschneiden auf eine Größe von 100 mm ( $x_1$ ) x 20 mm ( $x_2$ ).

Tabelle 3.5: Prozessparameter für die Co-Konsolidierung der Tape-Preforms mit einer Versteifung im Thermoformen

Prozessparameter	Wert
Einstellung Gasvolumenstrom Tape-Preform Herstellung in slpm	35; Autoklav
Faserorientierung Tape-Preform	UD; QI
Prozesstemperatur Tape-Preform in °C	400; 430
Prozesstemperatur Versteifung in °C	400; 430
Werkzeugdruck in MPa	0,75; 1,5; 3; 6
Werkzeugtemperatur in °C	200
Haltezeit in s	60

Die für die Konsolidierung von Tape-Preforms im Autoklav verwendeten Prozessparameter sind in Tabelle 3.6 gegeben. Die verwendeten Einstellungen folgen Angaben im Datenblatt des Materiallieferanten, Grenzen der verwendeten Anlagentechnologie oder Erfahrungswerten für Prozessparameterkombinationen.

Tabelle 3.6: Prozessparameter für die Konsolidierung von Tape-Preforms im Autoklav zur Herstellung der Versteifungen

Prozessparameter	Datenblatt	Gewählte Einstellung
Aufheizrate in °C/min	beliebig	10
Haltezeit in °C	391 ± 8	380
Haltezeit in MPa	0,69 ± 0,03	0,8
Haltezeit in s	1200 +600/-0	1800
Abkühlrate in °C/min	11	10

Abbildung 3.10 zeigt die Anlagenkonfiguration des Pressentischs, des IR-Strahlerfelds und des Spannrahmens mit Einzelstrahler in der Draufsicht. Der Einzelstrahler zum Erwärmen der lokalen Versteifungen ist am Transferrahmen zum Aufnehmen der Tape-Preform befestigt, damit beide Fügepartner Tape-Preform und Versteifung simultan aufgeheizt werden können. Demnach gleichen sich die beiden Abstände Einzelstrahler zu Tape-Preform und Werkzeug zu Mitte IR-Strahlerfeld.

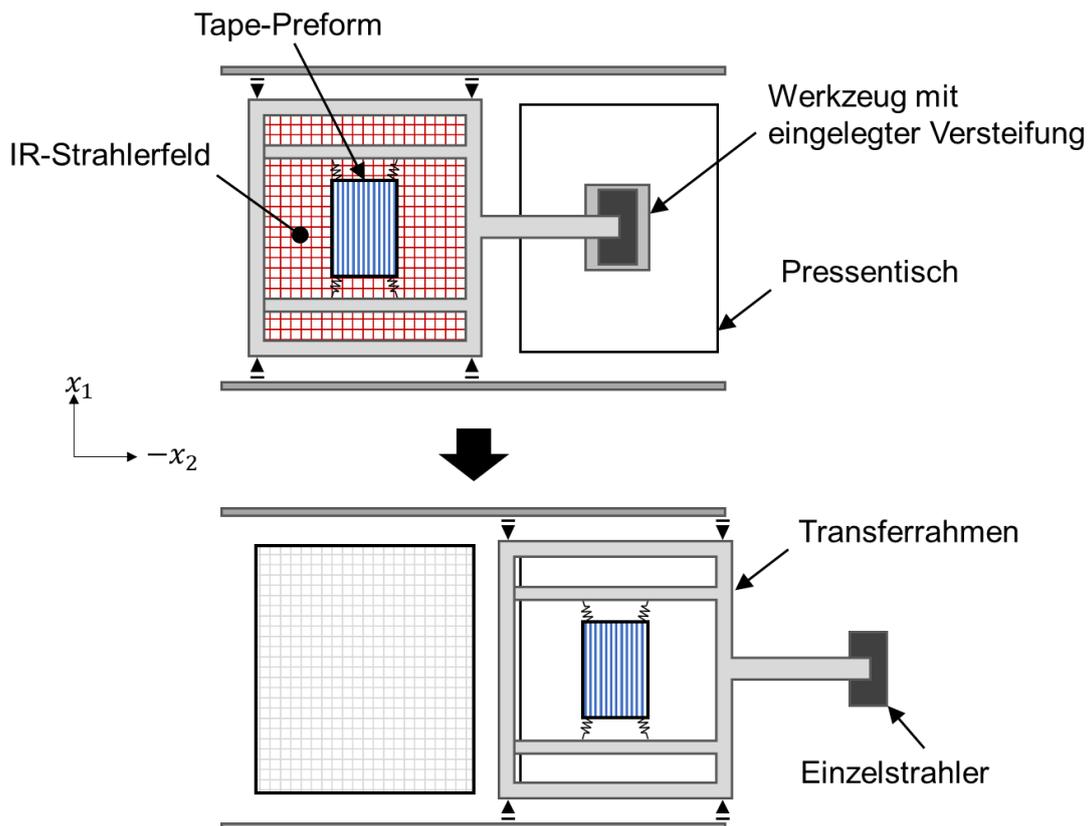


Abbildung 3.10: Schematische Darstellung der Anlagenkonfiguration zur Co-Konsolidierung im Thermoformen; oben: Position des Transferrahmens zum Aufheizen der Tape-Preform und der lokalen Versteifung; unten: Position des Transferrahmens zum Co-Konsolidieren der Tape-Preform mit der lokalen Versteifung.

In der oberen Darstellung steht der Transferrahmen in der Aufheizposition, sodass sich die Tape-Preform im IR-Strahlerfeld befindet und der Einzelstrahler über dem

Werkzeug in der Presse steht, also die lokale Versteifung aufheizt. In der unteren Darstellung steht der Transferrahmen in der Position zum Co-Konsolidieren, sodass die Tape-Preform über dem Werkzeug und der Versteifung steht.

### Werkzeugkonstruktion und Versuchsaufbau

Die Versuche zur Co-Konsolidierung der Tape-Preforms werden mit einem modifizierten Plattenwerkzeug durchgeführt, das im Rahmen dieser Arbeit entwickelt wird. Im Folgenden wird der Versuchsaufbau, die Konstruktion des Werkzeugs und dessen Funktionsweise sowie der Prozessablauf erläutert.

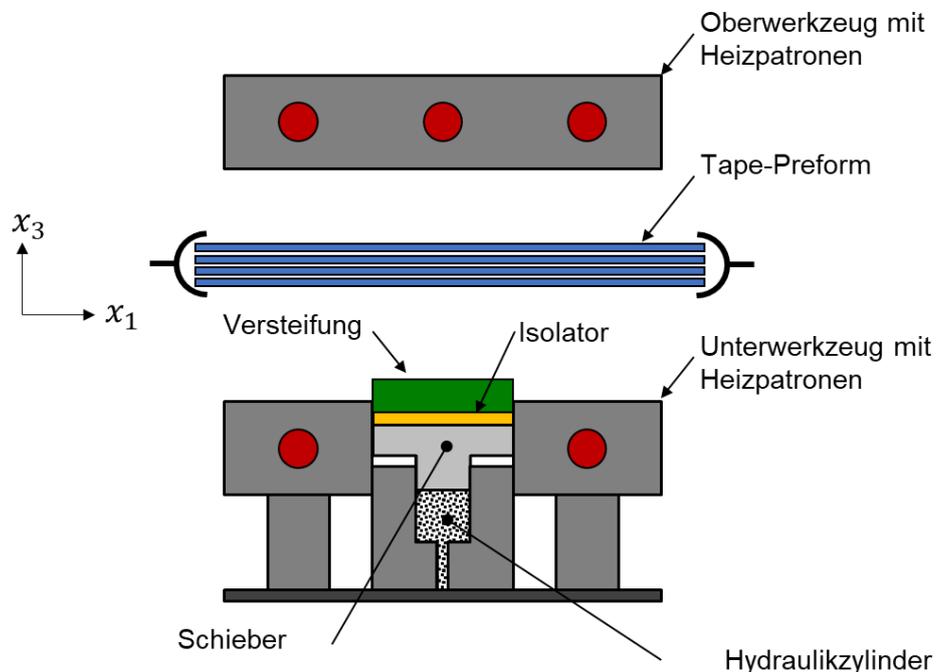


Abbildung 3.11: Werkzeug mit Hydraulikzylinder zu Co-Konsolidierung einer Tape-Preform mit einer Versteifung im Thermoformen

Das zweiteilige Werkzeug wird mittels Heizpatronen im Ober- und Unterwerkzeug elektrisch betrieben. Die Größe der Pressfläche beträgt 120 mm in der Breite und 220 mm in der Länge. Im Unterwerkzeug befindet sich eine Aussparung mit den Abmessungen 20,5 mm x 100,5 mm für einen Schieber, der in dieser Aussparung senkrecht zur Pressfläche verfahren kann. Auf den Schlitten wird ein Isolator (K-Therm® AS 600M, siehe Anhang Abbildung 0.3) aufgelegt, der die Wärmeleitung zwischen Versteifung und temperiertem Werkzeug reduzieren soll. Auf den Isolator werden die Versteifungen gelegt, die mit den Tape-Preforms co-konsolidiert werden.

Die Versteifungen sind mit  $l_V = 100 \text{ mm}$  ( $x_1$ ) und  $b_V = 20 \text{ mm}$  kleiner als die Aussparung, sodass diese nicht in der Aussparung verkleben können, sobald der Schieber verfährt. Der Schieber selbst ist mit einem Hydraulikaggregat verbunden, das unabhängig von der Kraft der Presse den Schieber und somit die Versteifung mit Kraft beaufschlagen kann. Diese Kraft entspricht der Fügekraft zwischen Tape-Preform und Versteifung. Gleichermaßen wird die Tape-Preform mit dieser Kraft lokal konsolidiert. Abbildung 3.11 zeigt eine Schnittansicht des Werkzeugs mit den beiden Fügepartnern Tape-Preform und Versteifung. Das Hydraulikaggregat ist einfach wirkend und hat eine Zylinderfläche von  $A_{Zylinder} = 1256 \text{ mm}^2$ . Mit dem vorhandenen, maximalen Leitungsdruck  $p_{Ha}$  von 10 MPa wird ein maximaler Werkzeugdruck  $p_{WZ}$  von 6,3 MPa erzeugt. Die Presskraft  $F_{WZ}$  und der Leitungsdruck des Hydraulikaggregats  $p_{Ha}$  dienen als Parameter zur Einstellung des Werkzeugdrucks  $p_{WZ}$ . Die Einstellungen der beiden Parameter werden so gewählt, dass der Druck auf die Tape-Preform und auf die Versteifung identisch ist. Folgendes Beispiel erläutert die Einstellungen der Presskraft  $F_{WZ}$  und des Leitungsdrucks für das Hydraulikaggregat  $p_{Ha}$ , um einen Werkzeugdruck von  $p_{WZ} = p_V = 0,75 \text{ MPa}$  zu erzeugen:

$$F_{WZ} = p_{WZ} \cdot A_{WZ} = 19800 \text{ N}$$

$$p_{Ha} = \frac{A_V \cdot p_V}{A_{Zylinder}} = 1,19 \text{ MPa}$$

Mit

$$A_{WZ} = l_{WZ} \cdot b_{WZ} = 26400 \text{ mm}^2$$

$$A_V = l_V \cdot b_V = 2000 \text{ mm}^2$$

### **Prozessdefinition Co-Konsolidierung im Thermoformen**

Abbildung 3.12 zeigt den Schließvorgang des Werkzeugs in sechs Einzelschritten zur Erläuterung des Konsolidierungsvorgangs der Tape-Preform sowie der Co-Konsolidierung zwischen Tape-Preform und Versteifung. Die drei Temperaturverläufe T1, T2 und T3 zeigen die qualitative Veränderung der Temperaturen an der Oberseite der Tape-Preform (T1), im Innern der Tape-Preform (T2) und auf der Oberseite der

Versteifung eingelegt in das Unterwerkzeug (UWZ) (T5) in Abhängigkeit der Werkzeugposition, die dem Prozessablauf der Co-Konsolidierung folgt.

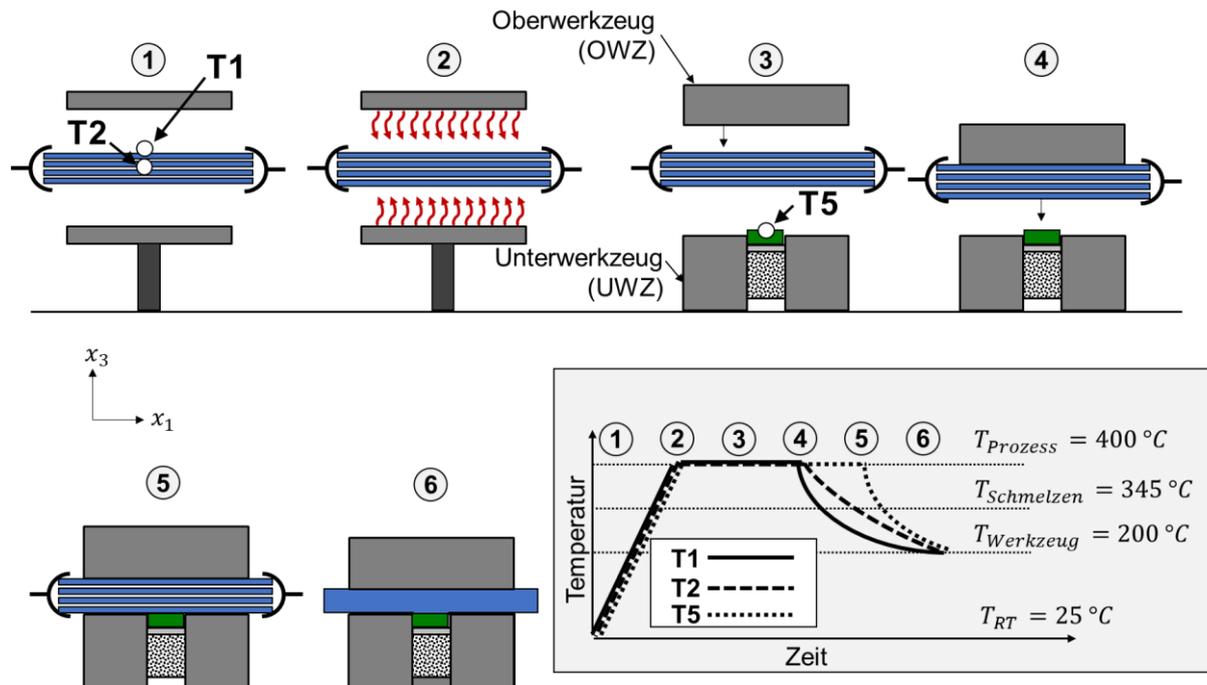


Abbildung 3.12: Schließvorgang des Werkzeugs zur Co-Konsolidierung mit entsprechendem, idealisiertem Temperaturverlauf

Zum Zeitpunkt 1 ist der Rüstvorgang abgeschlossen. Das heißt, die Tape-Preform befindet sich aufgehängt im IR-Strahlerfeld, sodass dieses eingeschaltet werden kann und die Versteifung befindet sich im UWZ und wird dort lokal, oberflächennah aufgeschmolzen, sobald der Aufheizvorgang gestartet wird. Die drei Temperaturen T1, T2 und T5 befinden sich an Position 1 auf Umgebungstemperatur  $T_{Umgebung}$ . Die Aufheizvorgänge der Tape-Preform und der Versteifung werden gestartet.

Zum Zeitpunkt 2 weisen die drei Temperaturen T1, T2 und T5 Prozess-Temperatur  $T_{Prozess}$  auf. Der Transferprozess der Tape-Preform zum Werkzeug hin wird gestartet. Die Wärmeabgabe durch erzwungene Konvektion und Strahlung wird an dieser Stelle vernachlässigt. Nach Erreichen der Endposition kann zum Zeitpunkt 3 der Schließvorgang des Werkzeugs beginnen.

In Zeitpunkt 4 trifft das Oberwerkzeug (OWZ) von oben auf die Tape-Preform und kühlt diese oberflächennah (T1) auf Werkzeugtemperatur  $T_{Werkzeug}$  ab. Gleichmaßen

beginnt auch die Wärmeabgabe im Innern der Tape-Preform an Position T2. Das OWZ bewegt die Tape-Preform in der Vertikalen auf das UWZ bzw. auf die Versteifung zu.

Zum Zeitpunkt 5 entsteht Erstkontakt zwischen der Tape-Preform und der Versteifung, bevor die Tape-Preform mit dem UWZ in Kontakt tritt. Der Schmelzfügeprozess zwischen Tape-Preform und der lokalen Versteifung beginnt. Die Temperatur T5 repräsentiert dann die Temperatur in der Fügezone zwischen Tape-Preform und Versteifung. Der Schieber wird durch die Bewegung der Tape-Preform durch das OWZ nach unten aus seiner Aufheizposition geschoben. Prozesstechnisch wird der Schieber dann mit Kraft beaufschlagt, sobald die Presse durch Verfahren des OWZ die Sollkraft erreicht hat.

Ab Zeitpunkt 6 stehen das OWZ und der Schieber in der jeweiligen Endposition und in der Kavität kann dann theoretisch ein hydrostatischer Spannungszustand vorliegen. Die Temperaturen an den Messpunkten T1, T2 und T5 entsprechen dann der Werkzeugtemperatur  $T_{Werkzeug}$ .

### **Aufheizversuche zur Co-Konsolidierung**

Gleichermaßen wie zur Untersuchung des Thermoformens von Tape-Preforms in 3.1.2 werden auch bei der Co-Konsolidierung Aufheizversuche experimentell durchgeführt, um das Aufheizverhalten der lokalen Versteifungen im Werkzeug zu ermitteln. Entgegen der Versuchsdurchführung zum Thermoformen der Tape-Preforms wird die Temperatur der Versteifung nicht während der Versuchsdurchführung zur Probenherstellung detektiert. Auf den lokalen Versteifungen applizierte Thermoelemente würden den Co-Konsolidierungsprozess beeinträchtigen, weil die Moleküllkettendiffusion an der Stelle der Befestigung eines Thermoelements nicht stattfinden kann. Aus diesem Grund ist das Ziel der Aufheizversuche die Ermittlung der zeitabhängigen Aufheizcharakteristik bei konstanter Leistung und konstantem Abstand des IR-Strahlers zum Aufheizen der Versteifung. Das Aufheizen der Versteifungen im Rahmen der Co-Konsolidierung erfolgt dann rein zeitgesteuert. Das Aufheizverhalten der Versteifungen wird anhand der aufgestellten Ergebnisse mit der Aufheizcharakteristik der Tape-Preforms zeitlich synchronisiert. So soll eine robuste, wiederholgenaue Prozessführung erzeugt werden. Zur Datenerfassung werden

Thermoelemente vom Typ K verwendet. Die Thermoelemente werden mittels Polyimid-Klebefilm auf der Oberseite der Versteifungen befestigt. Es werden die Temperaturen auf der Oberseite und auf der Unterseite der lokalen Versteifungen gemessen. Die zu ermittelnden Größen sind die Leistung des IR-Strahlers  $P_{II}$  und der Abstand des IR-Strahlers  $\Delta_S$ . Der verwendete IR-Strahler hat eine maximale Leistungsaufnahme von 650 W. Das Ziel ist die Einstellung von  $P_{II}$  und  $\Delta_S$ , sodass sich die Temperatur der Versteifung auf der Oberfläche nach einer zu ermittelnden Zeit nicht mehr ändert und somit als quasistationär betrachtet wird. Ist diese Zeit überschritten, kann davon ausgegangen werden, dass die Solltemperatur erreicht ist. Der Versuchsaufbau mit entsprechenden Positionen der Thermoelemente und zu ermittelnden Größen  $P_{II}$  und  $\Delta_S$  sind in Abbildung 3.13 gezeigt.

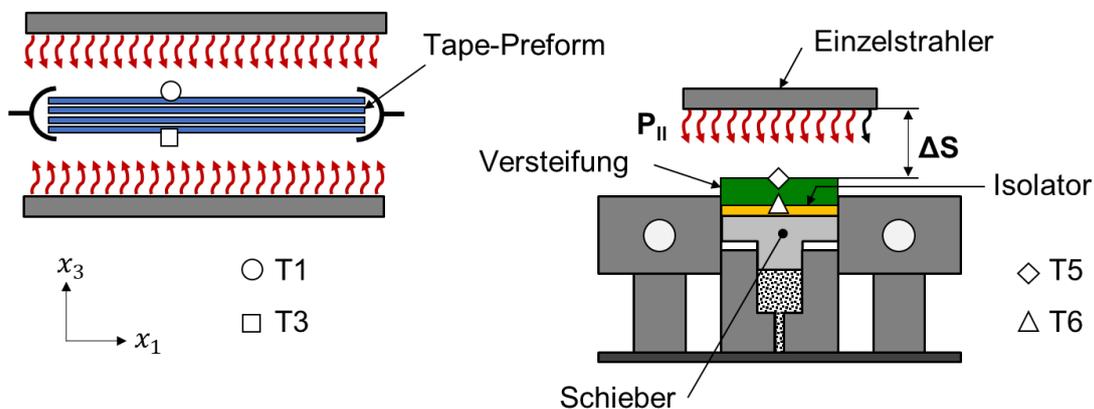


Abbildung 3.13: Aufheizversuche der in das UWZ eingelegten Versteifungen

Ein Beispiel typischer Aufheizkurven ist in Abbildung 3.15 gezeigt. Es werden die Temperaturen T1 und T3 an der Tape-Preform und die Temperaturen T5 und T6 an der Versteifung gemessen. Die für das Beispiel gewählte Zieltemperatur zur Konsolidierung der Tape-Preform und Co-Konsolidierung der Tape-Preform mit der Versteifung beträgt 400 °C. Diese Temperatur muss an der gesamten Tape-Preform (hier repräsentiert durch T1 und T3) und an der Oberseite der Versteifung (T5) vorliegen. Dies ist notwendig zur vollständigen Konsolidierung der Tape-Preform und zum Erzeugen eines Stoffschlusses zwischen Tape-Preform und Versteifung. Für die Unterseite der Versteifung T6 gibt es keine Temperaturvorgabe. Die Messkurven zeigen das Erreichen der Zieltemperatur an der Oberseite der Tape-Preform T1 und an der Unterseite der Tape-Preform T3 nach  $t = 615 \text{ s}$ . Die Zieltemperatur an der

Oberseite der Versteifung T5 wird nach  $t = 250 \text{ s}$  erreicht. Danach ist die gemessene Temperatur T5 dort konstant.

Auf der Unterseite der Versteifung T6 wird bei gegebenen Einstellungen eine Maximaltemperatur von  $330 \text{ °C}$  gemessen. In der Detailansicht der Aufheizkurven (siehe Abbildung 3.15) kann der Schließvorgang des Werkzeugs nachvollzogen werden. Die erste Wärmeabgabe zwischen Tape-Preform und Werkzeug tritt ein, wenn das OWZ die Tape-Preform berührt. Danach erfolgt eine Wärmeleitung zwischen der Unterseite der Tape-Preform und der Versteifung, wodurch die Temperatur an der Versteifung größer wird. Die Temperatur an der Unterseite der Tape-Preform wird im Anschluss daran kleiner, weil diese das UWZ berührt. Das Thermoelement an der Position T3 trifft nicht die Versteifung, weshalb dort nach kurzer Zeit die Werkzeugtemperatur  $T_{WZ} = 220 \text{ °C}$  gemessen wird. Die Temperatur an der Oberseite der Versteifung ist während der Co-Konsolidierung stets größer als am Tape-Laminat. Dies ist auf die Verwendung des Isolators zurückzuführen.

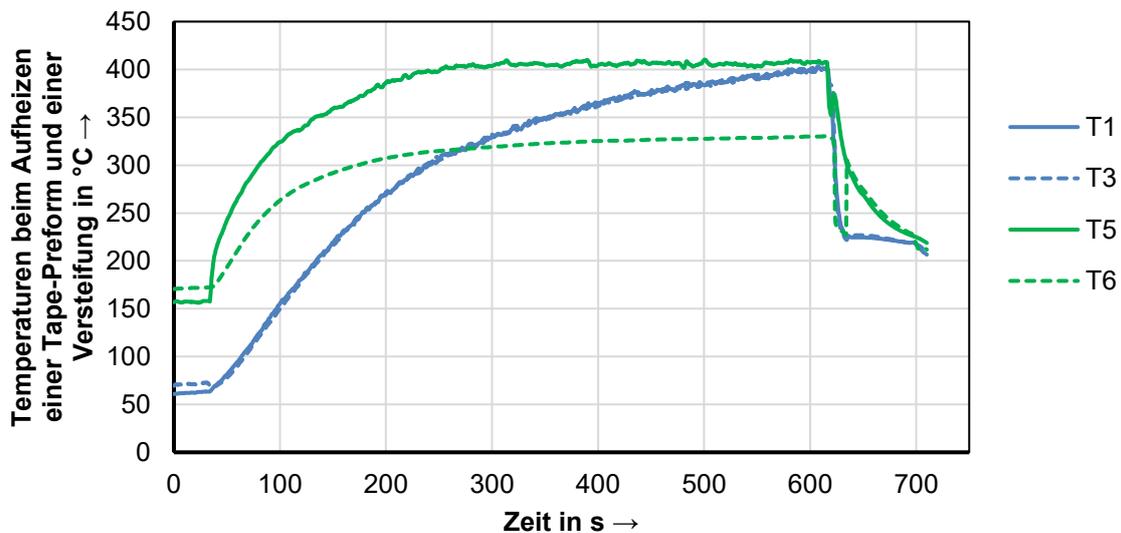


Abbildung 3.14: Aufheizkurven zum Co-Konsolidieren einer Tape-Preform, hergestellt bei 35 slpm, mit einer Versteifung bei einer Zielgröße der Prozesstemperatur von  $400 \text{ °C}$

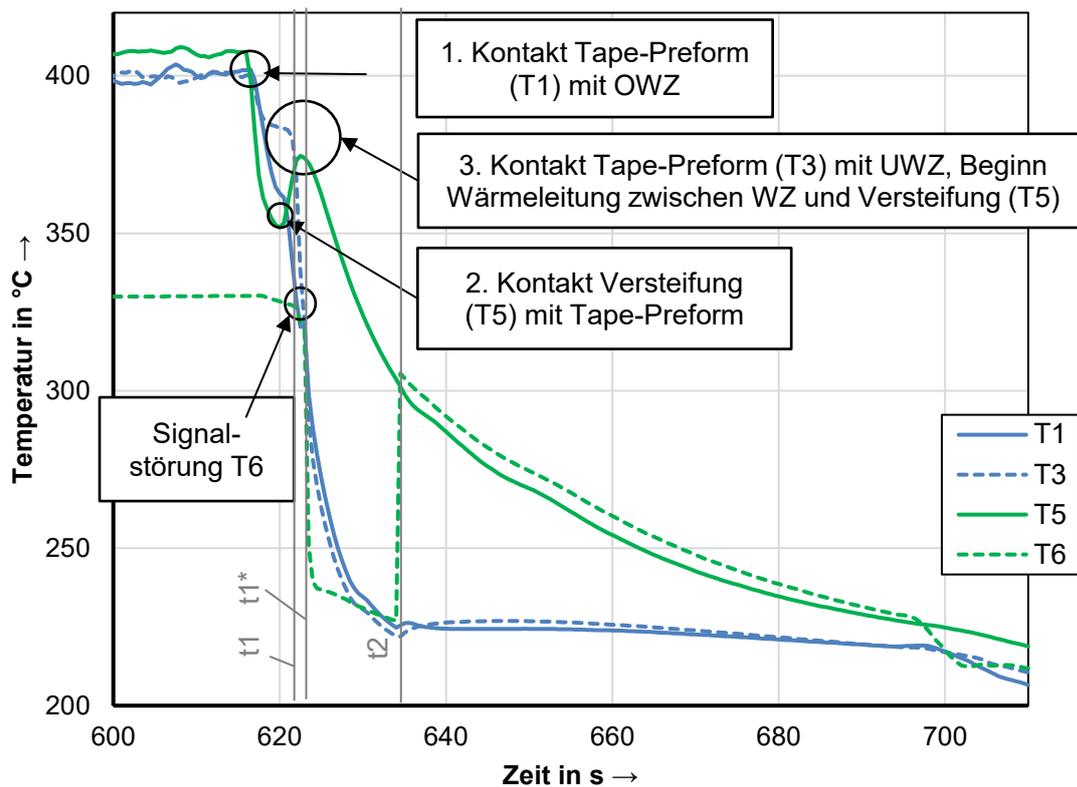


Abbildung 3.15: Detailansicht zu Abbildung 3.14: Aufheizkurven zum Co-Konsolidieren einer Tape-Preform, hergestellt bei 35 slpm, mit einer Versteifung bei einer Zielgröße der Prozesstemperatur von 400 °C

Während dem Schließvorgang der Co-Konsolidierung zeigen die Temperaturen der Tape-Preform (T1, T3) und der Versteifung an der Oberseite (T5) unterschiedliche Abkühlraten. Für den Zeitraum  $\Delta t = t_2 - t_1 = 13,5 \text{ s}$  (T3) bzw.  $\Delta t^* = t_2 - t_1^* = 11,5 \text{ s}$  (T5) zeigt T3 eine Abkühlrate von  $T'_3 = 11,6 \text{ °C/s}$  und T5 eine Abkühlrate von  $T'_5 = 6,3 \text{ °C/s}$ . Nach  $t_2$  ist das Werkzeug vollends geschlossen und  $T'_3$  ist annähernd null. Die Temperatur in der Fügezone (T5) nähert sich weiterhin der Werkzeugtemperatur an, weil die Tapelagen zwischen OWZ und Fügezone thermisch isolieren und weil die Wärmeleitung zwischen Versteifung und Schieber kleiner ist, als die Wärmeleitung zwischen Tape-Preform und OWZ.  $T'_5$  ist ungleich null während dem Konsolidierungsprozess.

Zur Überprüfung der Robustheit des Aufheizverhaltens wird die Temperaturmessung fünf Mal bei gleichen Einstellungen durchgeführt und die gemessenen Temperaturen verglichen. Die maximale Abweichung der Temperatur auf der Oberseite der Versteifung beträgt 1,25 % bei einer gemessenen Leistung des IR-Strahlers zwischen

$460\text{ W} < P < 480\text{ W}$  und einem Abstand zwischen IR-Strahler und Versteifung von  $s = 15\text{ mm}$ . Mit dieser mittleren Abweichung ist die Temperatur an der Fügefläche beim Auftreffen beider Fügepartner noch über Schmelztemperatur. Um einen potenziellen Einfluss der Eigenwärme der IR-Strahler konstant zu halten, werden sämtliche IR-Strahler (IR-Strahlerfeld und IR-Strahler zum Aufheizen der Versteifung) für die definierte Zeit von  $t = 300\text{ s}$  vor Prozessbeginn eingeschaltet. So sollen gleiche Bedingungen bei jeder Versuchsdurchführung geschaffen werden.

Zusätzlich zu den Messungen mit Thermoelement werden Wärmebildaufnahmen von den Versteifungen während der Aufheizversuche aufgenommen. In Abbildung 3.16 ist eine typische Aufnahme gezeigt, die die Temperaturverteilung auf der Oberfläche (T5) einer Versteifung abbildet. Es ist eine inhomogene Verteilung zu erkennen, die einen Temperaturgradienten von der Mitte der Versteifung zum Rand hin aufweist. Dies ist als Folge der Wärmeleitung zwischen Versteifung und Werkzeug zu verstehen.

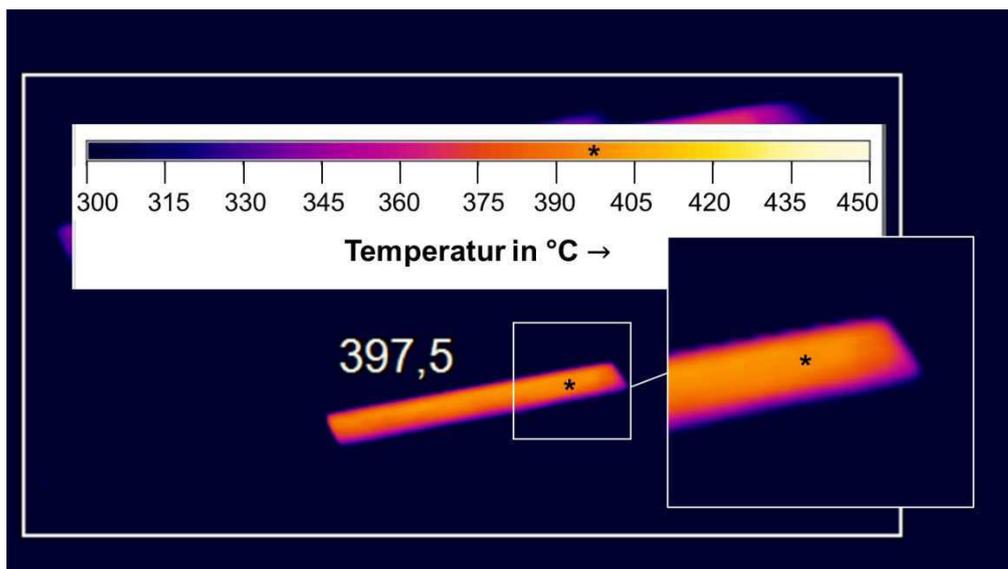


Abbildung 3.16: Aufnahme einer Wärmebildkamera während der Aufheizung einer Versteifung im UWZ zeigt die Temperaturverteilung

Die Aufheizversuche zeigen, dass sich die Temperatur der nach oben gerichteten Oberfläche der Versteifung – also der Fügezone – in Abhängigkeit der Leistung des Infrarotstrahlers und dessen senkrechter Abstand zur Versteifung auf einen quasi-stationären Wert einstellen lässt. Es stellt sich ein Gleichgewicht zwischen Wärmeabgabe vom Strahler an die lokale Versteifung und von der lokalen Versteifung an das temperierte Werkzeug ein. Demnach kann auf die Temperaturmessung der

Versteifung während der Probenherstellung verzichtet werden mit der Bedingung, dass die Aufheizzeit mindestens  $t = 250 \text{ s}$  beträgt. Ab dann gilt,  $T'_5$  ist annähernd null.

### Abstrahierte Messung der Druckverteilung am Werkzeug

Die Messung des Werkzeugdrucks, der bei der Probenherstellung vom OWZ und vom Schieber herrscht, kann mit den zur Verfügung stehenden Mitteln nicht bei der definierten Werkzeugtemperatur von  $200 \text{ °C}$  durchgeführt werden. Zur Darstellung der Druckverteilung wird eine abstrahierte Messung mittels Druckmessfolien vom Typ „Fujifilm Prescale“ (Low Pressure LW,  $2,5 \text{ MPa} - 10 \text{ MPa}$ ; siehe Anhang Abbildung 0.4) bei Raumtemperatur durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 3.17 dargestellt. Der hydrostatische Spannungszustand, hervorgerufen bei der Co-Konsolidierung durch das schmelzflüssige Polymer, kann mit der Verwendung von Silikonfolien nur abstrahiert werden. Es werden Messungen bei  $6 \text{ MPa}$  Werkzeugdruck mit entsprechenden Einstellungen der Kraft des Oberwerkzeugs  $F_{OWZ}$  und Kraft des Schiebers  $F_{Schieber}$ , durchgeführt. Das Ergebnis der Messung ist eine qualitative Druckverteilung, initiiert durch die Kraftbeaufschlagung der Presse und des Schiebers. Während der Konsolidierung der Proben bei Prozesstemperatur werden absolut betrachtet, andere Drücke erwartet.

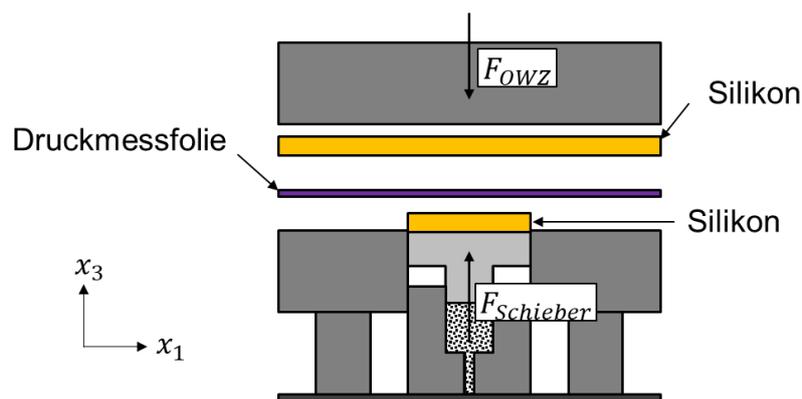


Abbildung 3.17: Abstrahierte Messung des Werkzeugdrucks mittels Druckmessfolien

Das Ergebnis der Messung ist in Abbildung 3.18. dargestellt. Es gilt, je dunkler der Grauton, desto größer der Druck. Zu erkennen ist, dass der Druck in  $x_1$ -Richtung und  $x_2$ -Richtung spiegelsymmetrisch vorliegt. Dies gilt für den Bereich um den Schieber herum und für den Bereich des Schiebers selbst. Eine homogene Druckverteilung über die gesamte Werkzeugfläche liegt nach dieser Messung nicht vor. Zum Schieber hin,

wird der Druck auf die Tape-Preform niedriger. Der Druck auf die Versteifung (Position Schieber) ist in der Mitte am größten und wird zum Rand hin kleiner. Das Ergebnis dieser Messung mit der hier abgebildeten, inhomogenen Druckverteilung trägt zur Bewertung der zu ermittelnde Kennwerte in den Sektionen I und II bei.

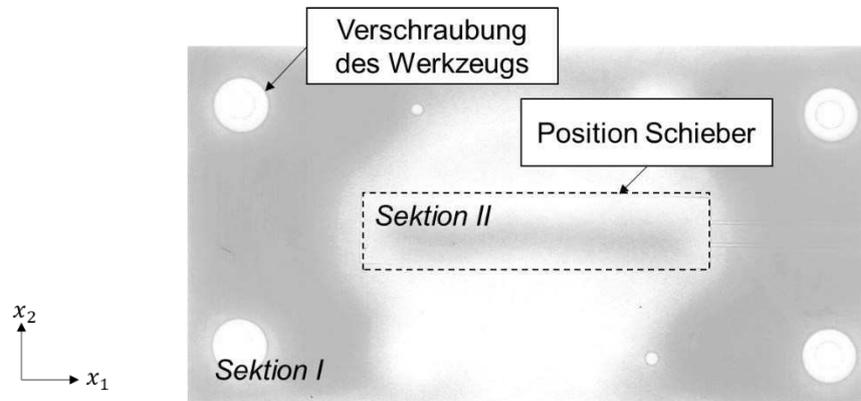


Abbildung 3.18: Ergebnis der abstrahierten Druckmessung mittels Druckmessfolien bei einem Werkzeugdruck von 6 MPa bei Raumtemperatur

### **Probenbearbeitung, Probenentnahme und Prüfkörpergeometrie**

In Abbildung 3.19 ist der Versuchsaufbau zur Co-Konsolidierung der Tape-Preform mit einer Versteifung gezeigt. Die Tape-Preform ist an vier Federn aufgehängt und auf der Oberseite mit einem Thermoelement zur Messung der Temperatur versehen. Die Versteifung ist im UWZ eingelegt. In Abbildung 3.20 sind die mittels Co-Konsolidierung zwischen Tape-Preform und Versteifung erzeugten Proben mit entsprechenden Positionen der Probenentnahme nach der Co-Konsolidierung illustriert. Flächen, die im Bereich der lokalen Versteifung nicht stoffschlüssig miteinander verbunden werden sollen, werden mit Polyimid-Klebefolie beklebt. So wird sichergestellt, dass die Tape-Preform und die lokale Versteifung ausschließlich in den Bereichen zur Schliffbildanalyse und an der definierten Überlapplänge  $l_{\text{ü}}$  der Zugscherprobe einen Stoffschluss einnehmen. Im Bereich der Co-Konsolidierung wird aus der konsolidierten Tape-Preform eine Probe für den 3-Punkt-Biegeversuch (3PB) entnommen. Im Bereich des freien Laminats werden Schliffbildanalysen und 3-Punkt-Biegeversuch

durchgeführt. Die Probekörper werden mit einer Mutronic Diadisc 6200 Trennsäge mechanisch herausgetrennt.

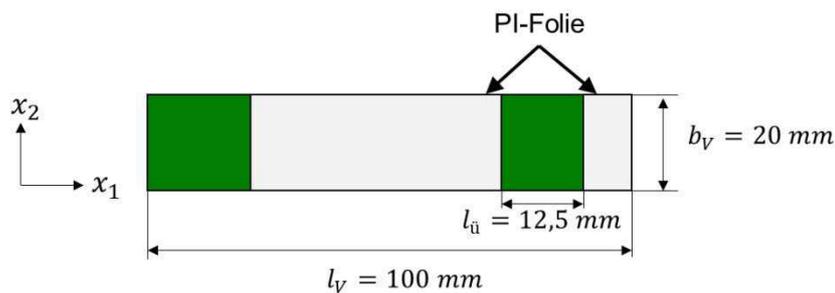
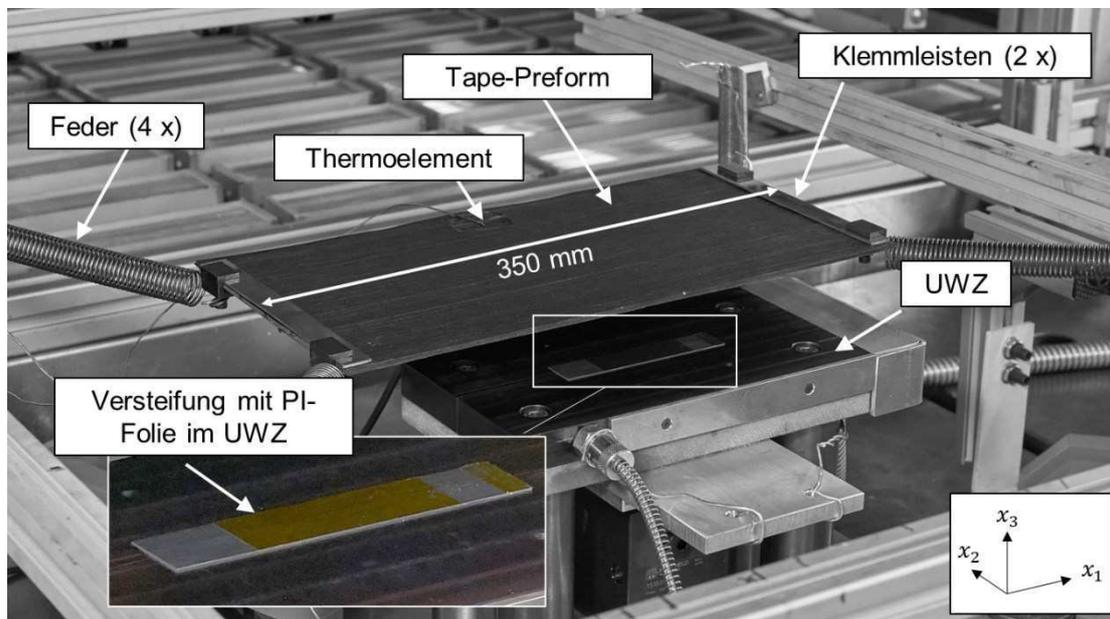


Abbildung 3.19: Versuchsaufbau mit an Federn aufgehängter Tape-Preform und in das UWZ eingelegter Versteifung mit PI-Folie zur Bestimmung der Positionen, an denen kein Stoffschluss entstehen soll

In Tabelle 3.7 ist die angewandte Prüfmethodik und die jeweilige Anzahl an erhobenen Messwerten zur Charakterisierung der Proben mittels Co-Konsolidierung gezeigt. Die Schlibbildanalyse, die Dickenmessung und der 3-Punkt-Biegeversuch wird für die beiden Bereiche Sektion I und Sektion II unterschieden.

Tabelle 3.7: Angewandte Prüfmethodik und Anzahl Messwerte zur Charakterisierung der Proben zur Co-Konsolidierung

Prüfmethodik	Kennwert	Anzahl Messwerte
Dickenmessung	Dicke	30 (Sektion I) 10 (Sektion II)
Schliffbildanalyse	Porengehalt	9 (Sektion I) 3 (Sektion II)
3-Punkt-Biegeversuch	Biegefestigkeit	15 (Sektion I) 3 (Sektion II)
Zugscherfestigkeit	Festigkeit Fügezone	3



also der Abstand der Linien bzw. der Flächen, repräsentiert bei konstanter Faser- und Polymermenge im Kontrollvolumen bzw. in der Kontrollfläche die Menge eingeschlossener Luft.

Dickenmessungen werden an den Tape-Preforms, an den Tape-Laminaten und an den Proben nach dem Co-Konsolidieren durchgeführt. Zusätzlich wird die Dicke der Tapes gemessen, um die Nominaldicke der Tape-Preforms mit entsprechender Standardabweichung zu erhalten. Die Dicke der Proben nach dem Thermoformen gibt einen Hinweis auf die Druckverteilung im Zuge des Thermoformprozesses. Der Vergleich zwischen den Standardabweichungen der Dicken der Tape-Preforms und den Standardabweichungen der Dicken der Tape-Lamine kann Aufschluss über die Robustheit des Thermoformprozesses bringen.

Zur Dickenmessung wird eine Bügelmessschraube mit einer Messgenauigkeit von 0,01 mm verwendet. Die Dicke der Tape-Preforms nach der Co-Konsolidierung im Bereich der Versteifung wird mittels Schlibbildanalyse ermittelt. Dazu wird die Anzahl an Pixeln in Dickenrichtung an den zu messenden Stellen der Tape-Preform mit einem Grafikprogramm gezählt. Mit Hilfe des im Schlibbild angegebenen Maßstabs wird die Anzahl der Pixel in eine Länge umgerechnet (siehe Abbildung 3.21).

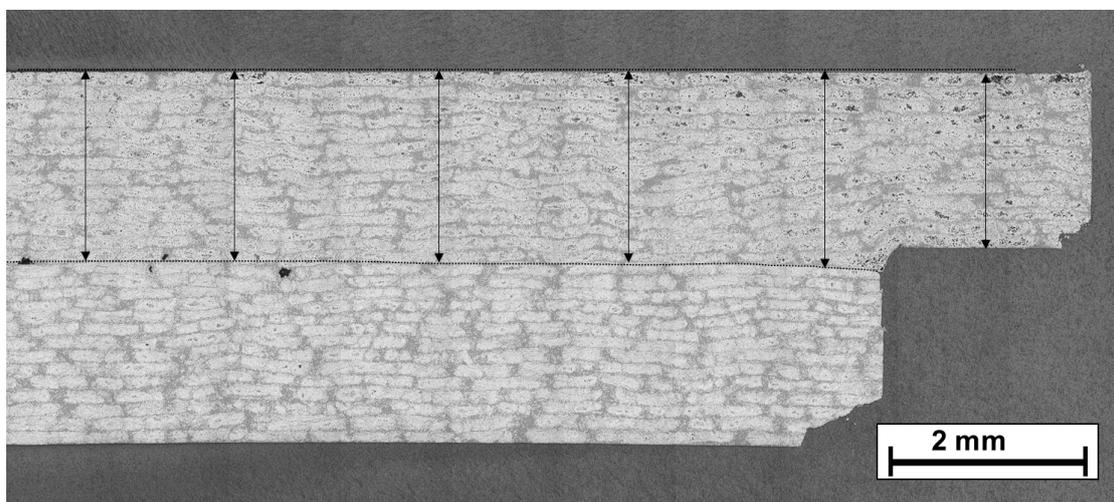


Abbildung 3.21: Dickenmessung der Tape-Preform nach dem Co-Konsolidieren im Bereich der Versteifung mittels Schlibbildanalyse

### 3.2.2 Messung des interlaminaren Schälwiderstands

Zur Bestimmung des interlaminaren Schälwiderstandes von zweilagigen UD-Tape-Preforms wird ein eigens entwickelter Prüfstand verwendet. Ein standardisiertes

Verfahren zur Ermittlung dieses Kennwerts existiert nach derzeitigem Stand der Forschung nicht. Es wird ein Tape auf ein gewebeverstärktes FKV platziert. Dieses Tape dient als Träger-Tape, auf das dann das zweite, zu schälende Tape mit den entsprechenden, zu prüfenden Prozessparametern gelegt wird. Das Träger-Tape wird stets mit größerem Energieeintrag abgelegt als das zu schälende Tape. Zwischen Träger-Tape und zu schälendem Tape wird an einem Ende ein Polyimid-Klebefilm als Rissinitiator befestigt. In Kombination mit dem gewebeverstärkten FKV als Substrat, dessen Matrixpolymer eine – im Vergleich zu PEEK – niedrigere Schmelztemperatur aufweist, wird sichergestellt, dass die Festigkeit zwischen Substrat und Träger-Tape größer ist, als zwischen Träger-Tape und zu schälendem Tape. Das Schälversagen wird zwischen Träger-Tape und zu schälendem Tape stattfinden und der gemessene Schälwiderstand beschreibt den Konsolidierungsgrad in dieser interlaminaeren Schicht. Ferner werden Schliffbildproben der zweilagigen Tape-Preforms entnommen, um die Breite der Fügezone zu messen. In Relation zur Probenbreite kann so der Grad des innigen Kontakts bestimmt werden. Außerdem gilt, dass der Grad der Konsolidierung ausschließlich mit Hilfe der Information über die Breite der Fügezone ausgedrückt werden kann. Der Messaufbau ist in Abbildung 3.22 dargestellt.

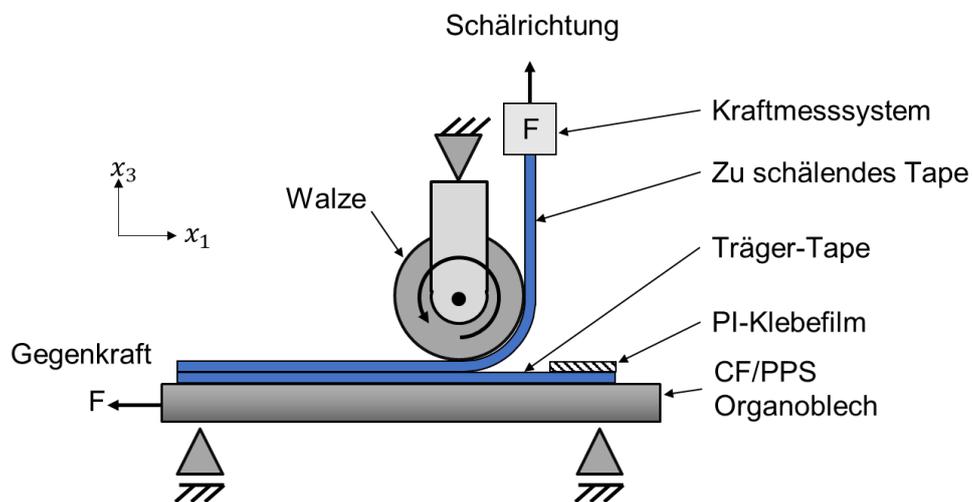


Abbildung 3.22: Messaufbau zur Bestimmung der Schälfestigkeit

Die Probe bewegt sich mit Beginn der Prüfung horizontal in der Ebene ( $x_1$ -Richtung). Das zu schälende Tape wird über eine Walze in einem  $90^\circ$ -Winkel nach oben gelenkt, wo es an einem elektrischen Antrieb mit Kraftmesssystem befestigt ist. Eine Gegenkraft am linken Ende der Probe sorgt dafür, dass sich das zu schälende Tape nicht von der Walze entfernt und sich der Schälwinkel während der Datenerfassung

nicht ändert. Die Gewichtskraft dieser Gegenkraft wird bei der Auswertung der Daten subtrahiert. Die resultierende Kraft bezogen auf die Breite des Tapes entspricht dann dem Schälwiderstand. Die Prüflänge beträgt 60 mm, die Prüfungsgeschwindigkeit wird auf 10 mm/min eingestellt.

### 3.2.3 Schliffbildanalyse

Die Analyse von Schliffbildern mittels Grauwertanalyse wird zur Validierung des Grades des innigen Kontakts und des Porengehalts der Tape-Preforms, des Porengehalts der Tape-Laminare nach dem Thermoformen und der Proben der Co-Konsolidierung herangezogen. Außerdem werden Schliffbildanalysen vom Ausgangsmaterial angefertigt und analysiert. Die entsprechenden Proben werden in eine Epoxidharzmatrix eingebettet und nach der Aushärtung bei Raumtemperatur und unter Atmosphärendruck geschliffen und poliert. Die Erstellung der Schliffbildproben wird mit einem Leica DM6 Auflichtmikroskop bei 100-facher Vergrößerung durchgeführt. Zur Grauwertanalyse wird die Software ImageJ verwendet. Die Breite der Schliffbildproben entspricht mit 20 mm der Tapebreite. Das Kontrollvolumen ist stets quadratisch mit der Probendicke als Kantenlänge. Die Selektion eingeschlossener Poren erfolgt mit Einstellung eines Schwellwerts zur Erfassung der entsprechenden Grauwerte.

In Abbildung 3.23 ist ein Schliffbild einer zweilagigen CF/PEEK Tape-Preform (UD2\_45) gezeigt. Es werden die Bereiche mit und ohne innigem Kontakt zwischen Tape 1 und Tape 2 markiert und auf die  $x_2$ -Achse projiziert. Der Quotient aus der Länge mit innigem Kontakt und der Gesamtlänge der Probe entspricht dem Grad des innigen Kontakts, unter der Voraussetzung, dass die Probenbreite die Probenfläche repräsentiert. Es werden dazu fünf Proben, entnommen aus verschiedenen Positionen in  $x_1$ -Richtung, betrachtet.

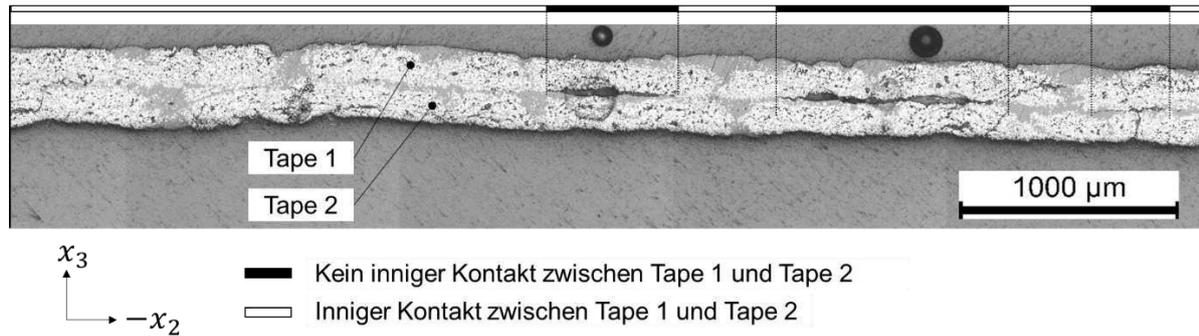


Abbildung 3.23: Schliffbildprobe einer zweilagigen CF/PEEK Tape-Preform (UD2\_45) zur Ermittlung des Grades des innigen Kontakts

Die Proben aus dem Thermoformen und dem Co-Konsolidieren erfahren in der Schliffbildanalyse eine Unterscheidung der Messwerterfassung in Probendicke (siehe Abbildung 3.24). Es wird unterschieden zwischen Porengehalt im Bereich zum Oberwerkzeug (OWZ) hin, in der Probenmitte (Mitte) und im Bereich zum Unterwerkzeug (UWZ) hin. Im Rahmen der Co-Konsolidierung ersetzt der Bereich der Fügezone den Bereich zum Unterwerkzeug. Die Bereiche OWZ und UWZ umfassen jeweils drei Lagen, in der Probenmitte werden acht Lagen betrachtet.

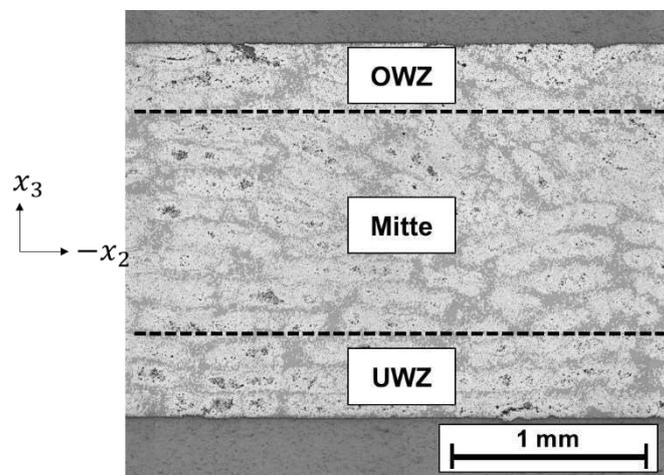


Abbildung 3.24: Positionsabhängige Unterscheidung des Porengehalt an Tape-Laminaten

### 3.2.4 Thermische Kompressionsanalyse

Die thermische Kompressionsanalyse (Compression Thermal Analysis, kurz: CTA) [83] sieht es vor, den Grad der Konsolidierung von teilkristallinen Thermoplasten in einem isobaren Pressverfahren unter kontinuierlicher Wärmeeinwirkung durch Erfassung der Werkzeugposition zu bemessen. Es handelt sich um ein nichtgenormtes Verfahren.

Die Untersuchung beruht auf der Betrachtung der Konsolidierung als eine Überlagerung der drei distinkten Vorgänge Reduktion des Porenvolumens (durch Kompression und Austreten aus der Probe), Faserverschiebung und AutohäSION. Die Dehnrate der Konsolidierung, also die zeitliche Ableitung der Stauchung infolge der Konsolidierung beschreibt das viskoelastische Verhalten, das während der Konsolidierung auftritt, qualitativ. Es wird davon ausgegangen, dass dieses viskoelastische Verhalten bei Überschreitung des Glasübergangs eintritt und infolgedessen die Poren komprimiert werden. Zudem kann der Porengehalt durch eintretende Porendiffusion reduziert werden. Das Verformungsverhalten der Proben ist in drei Bereiche unterteilt. Bereich I tritt bei Überschreiten der Glasübergangstemperatur auf, wobei anschließend die Poren in der Probe komprimiert bzw. aus der Probe transportiert werden. Je mehr Poren in der Tape-Preform vorhanden sind, desto mehr wird die Probe komprimiert. Bereich II beschreibt das Verhalten über der Schmelztemperatur des Materials, bei dem es zur Faserdeformation kommt. Bereich III stellt die thermische Ausdehnung und Kristallisationsvorgänge dar und wird beim Abkühlen nach den Bereichen I und II ermittelt. Die Bereiche II und III sind für die Messung der Kompression im Rahmen dieser Arbeit nicht relevant.

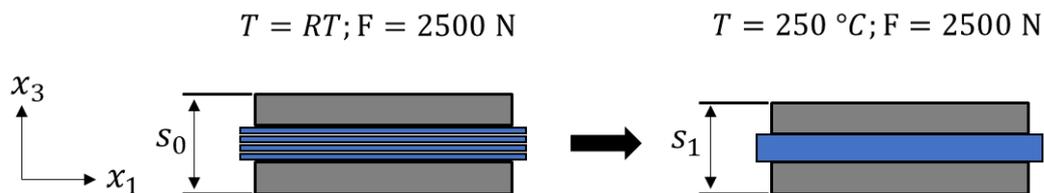


Abbildung 3.25: Prozessbeschreibung der thermischen Kompressionsanalyse; links: zu Beginn der Messung bei Raumtemperatur und mit Einstellgröße der Presskraft; rechts: nach Beginn der Messung mit Erreichen der Zieltemperatur und mit Einstellgröße der Presskraft

Zur Ermittlung der Porenvolumenreduktion wird auf der y-Achse der momentane Werkzeugweg in Relation zum maximal zurückgelegten Werkzeugweg (siehe Abbildung 3.26,  $y = 1$  bei  $s_1 - s_0$ ) und auf der x-Achse die Werkzeugtemperatur aufgetragen. Eine typische Messkurve ist in Abbildung 3.26 gegeben. Die Porenvolumenreduktion entspricht einer Probenkompression, angegeben als Differenz der beiden lokalen Extremstellen, also einer Änderung von einer negativen zu einer positiven Dehnung und umgekehrt. Der zu ermittelnde Kennwert (angegeben in %) ist die absolute Kompression  $c_{x_3}$  in Relation zur Gesamtkompression der Probe

$s_0 - s_1$ . Die dargestellte Kurve zeigt die aktuelle Position des OWZ in Relation zum maximalen Weg  $s_0 - s_1$  des OWZ bei steigender Temperatur des Werkzeugs. Die dargestellten Messwerte repräsentieren die Formänderung der Probe während dem isobaren Pressen in Abhängigkeit der Temperatur. Anfangs dehnt sich die Probe bei steigender Temperatur aus, was den positiven Weg des OWZ erklärt. Bei Erreichen der Glasübergangstemperatur beginnt das viskoelastische Materialverhalten des teilkristallinen Thermoplasts einzutreten und das im Material vorhandene Porenvolumen wird durch Kompression und Porendiffusion reduziert. Daraus resultiert die Änderung der Kurvensteigung ins Negative. Im Anschluss steigt die Kurve wieder an, da sich die Probe weiter thermisch ausdehnt. Anhand der Maxima und Minima bei Überschreiten der Glasübergangstemperatur kann ein Wert für die Kompression der Probe ermittelt werden, der den Konsolidierungsgrad repräsentiert.

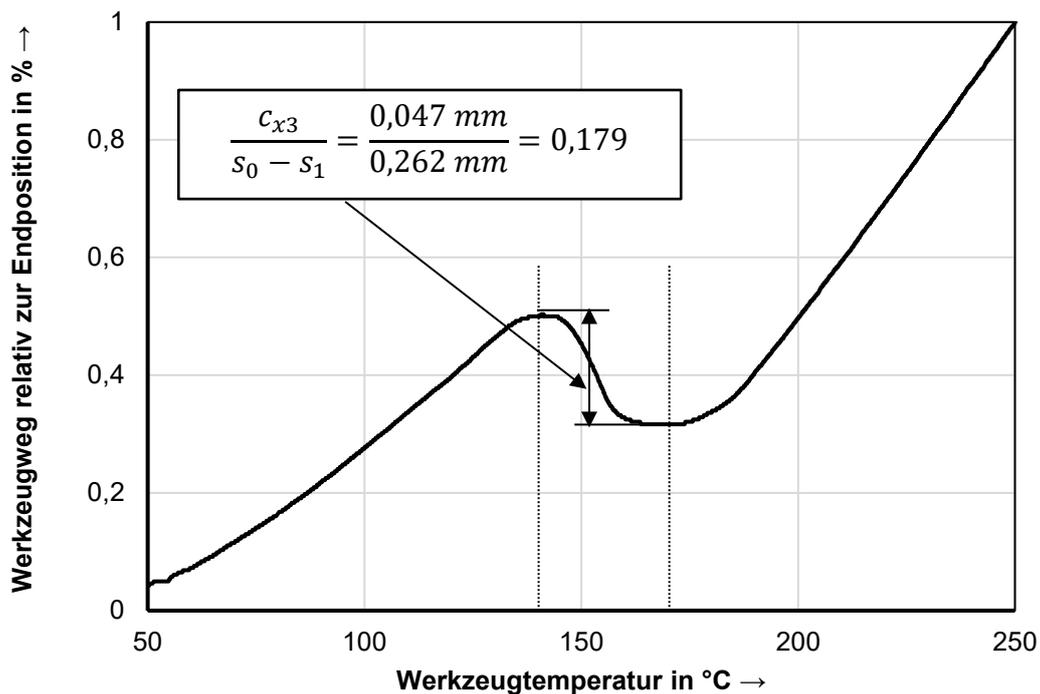


Abbildung 3.26: Beispiel einer typischen CTA-Messkurve einer CF/PEEK Tape-Preform (U14\_35): Werkzeugweg relativ in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur mit einer absoluten Kompression  $c_{x3}$  von 0,047 mm und einer Kompression relativ zum Werkzeugweg von 17,9 %

Der Versuchsaufbau zur Anwendung der CTA besteht aus einem elektrisch temperierten, ebenen Plattenwerkzeug, einer Kraftmessdose und einem Wegaufnehmer, der die Werkzeugbewegung detektiert. Die Pressenbewegung erfolgt elektrisch. Die Proben sind quadratische CF/PEEK Tape-Preforms (UD14\_35) mit einer Kantenlänge von 50 mm. Die zu prüfende Probe wird bei Raumtemperatur mittig in das offene Werkzeug eingelegt und durch kraftgeregeltes Schließen des Werkzeugs mit einer konstanten Kraft von 2500 N belastet. Im Anschluss wird die Temperierung mit einer Rate von 8 K/min bei Raumtemperatur bis zur Zieltemperatur von 250 °C gestartet und der Weg des Plattenwerkzeugs mit einer Abtastrate von 1Hz und einer Genauigkeit von 0,001 mm gemessen. Die Kraftbeaufschlagung der Probe wird bei Erreichen der Zieltemperatur gestoppt. Im Anschluss beginnt die Abkühlung des Werkzeugs auf Raumtemperatur. Das verwendete Programm mit den eingestellten Kraft- und Temperaturprofilen ist in Abbildung 3.27 gegeben.

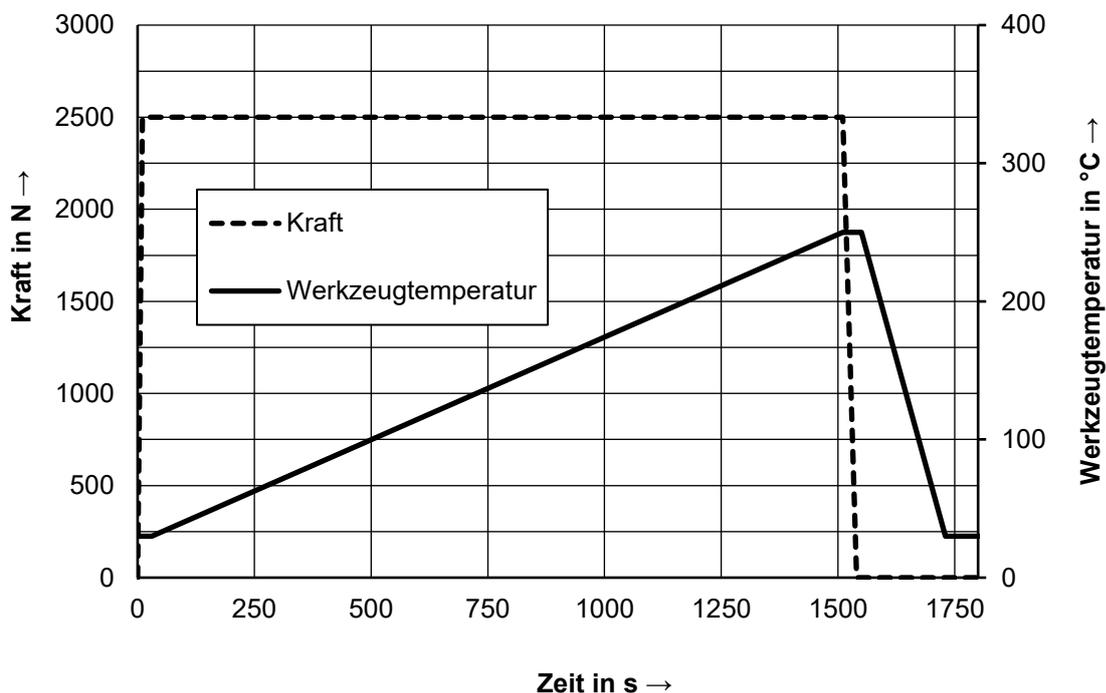


Abbildung 3.27: Verwendetes CTA-Pressprogramm mit Kraft- und Temperaturverlauf in Abhängigkeit der Zeit

Das Verfahren zur Ermittlung von unterschiedlichen Konsolidierungsgraden ist endlich sensitiv. Proben verschiedener Porengehalte können identisches Verhalten in der CTA zeigen. Tape-Lamine (UD\_35\_0,75\_400) (mittlerer Porengehalt  $2,79 \% \pm 1,53 \%$ ), die mit einem Gasvolumenstrom von 35 slpm im ATL erzeugt werden und dann bei 0,75 MPa im Thermoformen bei  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  konsolidiert werden, zeigen identisches Verhalten in der CTA, wie Tape-Lamine (UD\_35\_0,75\_400) (A), die im Autoklav zwischenkonsolidiert werden und dann im Thermoformen verarbeitet werden (mittlerer Porengehalt  $0,17 \% \pm 0,03 \%$ ). Das Ergebnis der CTA solcher Proben zeigt keine Umkehr des relativen Werkzeugwegs nach Überschreiten des Glasübergangs. Der Kennwert  $c_{x_3}$  ist nicht messbar.

### 3.2.5 3-Punkt-Biegeversuch

Zur Bewertung der mechanischen Eigenschaften der Tape-Preforms, der Tape-Lamine nach dem Thermoformen und mit und ohne Versteifung werden 3-Punkt-Biegeversuche durchgeführt. Die Geometrie der Proben und die Durchführung der quasistatischen Prüfung erfolgt in Anlehnung an die Prüfnorm ASTM D 7264. Der Auflagerabstand  $L$  beträgt 20-mal die Probendicke  $h$ . Die Länge der Probe beträgt 1,2-mal den Auflagerabstand  $L$  und die Probenbreite  $b$  ist 13 mm. Der Prüfaufbau ist in Abbildung 3.28 schematisch dargestellt. Die in der Herstellung der Tape-Preform und während dem Thermoformen nach oben gerichtete Oberfläche, zeigt im 3-Punkt-Biegeversuch nach oben (positive  $x_3$ -Richtung).

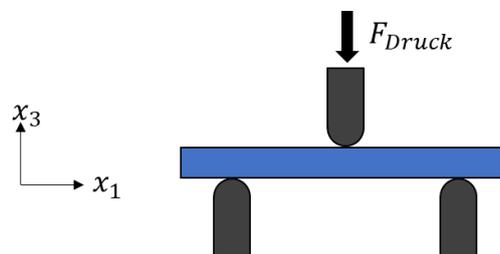


Abbildung 3.28: Schematische Darstellung des Prüfaufbaus zum 3-Punkt-Biegeversuch

Zusätzlich zu der in der Norm vorgeschriebenen Probenpräparation werden die Schnittflächen der Proben nach dem Heraustrennen aus den Probekörpern an den

Schnittkanten geschliffen, um eine potenzielle Kerbwirkung an entsprechenden Stellen zu vermeiden.

Eine Kraftmessdose mit einer Maximalkraft von 10 kN zeichnet die Kraft  $P$  bei einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min auf. Die maximale Festigkeit  $\sigma$  wird mit folgender Formel bestimmt. Die  $0^\circ$ -Lage der Proben verläuft stets in Probenlängsrichtung ( $x_1$ -Richtung).

$$\sigma = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (3.1)$$

### 3.2.6 Zugscherversuch

Die Zugscherprüfung der Proben aus den Co-Konsolidierungsversuchen wird durchgeführt um die Zugscherfestigkeit zwischen den Tape-Laminaten und der Versteifung zu ermitteln. Die durchgeführte Prüfung ist angelehnt an die Norm DIN 65148. Die verwendete Anlagentechnik zur Probenherstellung dimensioniert die Größe der Probekörper. Diese entspricht nicht der Norm. Die zu prüfenden Probekörper sind 135 mm lang, 20 mm breit und 3,92 mm dick bei Nominaldicke nach Datenblatt des verwendeten Tape-Materials. Die Überlapplänge  $l_{\text{Ü}}$  beträgt 12,5 mm.

Die Prüfung wird mit einer Zwick/Roell 1474 RetroLine mit hydraulischen Spannelementen bei einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min durchgeführt. Zur Reduktion von potenziellen Biegemomenten auf die Fügezone werden Distanzstücke mit der gleichen Dicke, wie Tape-Laminat und Versteifung, auf die Schenkel der Proben aufgelegt (siehe Abbildung 3.29). Die Proben werden stets gleich in der Prüfmaschine platziert. Die nach der Co-Konsolidierung gemessenen Dicken der Versteifungen weisen im Vergleich zu den Dicken der Tape-Laminat kleinere Streuungen auf, sodass der Einfluss von potenziellen Biegemomenten auf den Kennwert der Zugscherfestigkeit als gering erachtet wird, solange der Wert der Zugscherfestigkeit als Vergleichswert erachtet wird. Nach der Durchführung der Zugscherprüfung werden die Bruchflächen mit einem Zeiss Smartzoom 5 Mikroskop analysiert.

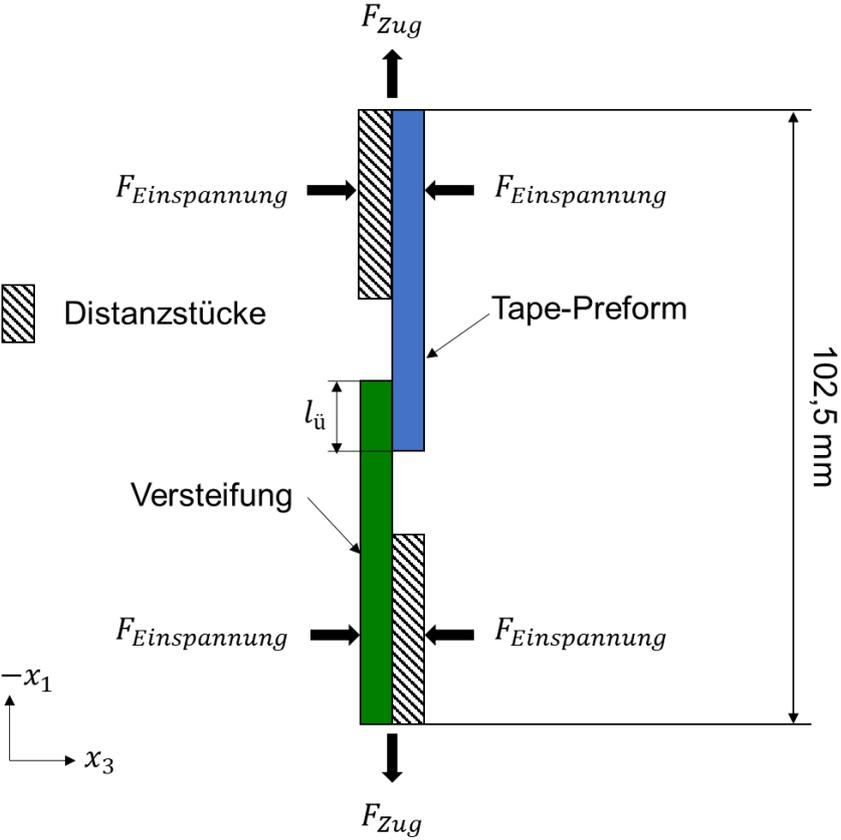


Abbildung 3.29: Konfiguration Zugscherversuch in Anlehnung an DIN 65148

## 4 Analyse teilkonsolidierter Tape-Preforms

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse zur Charakterisierung der erzeugten Tape-Preforms aufgeführt. Es werden einzelne Tapes, zweilagige Tape-Preforms und 14-lagige UD-Tape-Preforms untersucht. Im Anhang sind Messdaten der gezeigten Ergebnisse aufgeführt (siehe Tabelle 0.1 und Tabelle 0.2).

### 4.1 Messergebnisse zur Charakterisierung der Tape-Preforms

#### 4.1.1 Porengehalt mittels Grauwertanalyse

Dieses Kapitel umfasst die Grauwertanalyse von Tape-Preforms zur Ermittlung des Porengehalts und des Grades des innigen Kontakts, um die Konsolidierung bewerten zu können. Es werden einzelne Tapes, zweilagige und 14-lagige UD-Tape-Preforms untersucht.

##### Schliffbildanalyse von Einzeltapes

Abbildung 4.1 zeigt eine Schliffbildaufnahme von einem einzelnen CF/PEEK Tape. Der über zehn Proben gemittelte Porengehalt beträgt 9,3 % bei einer Standardabweichung von 2,8 %. Neben der nicht vollständig vorhandenen Mikroimprägnierung charakterisiert sich das untersuchte Tape-Material durch unebene Oberflächen, die eine entsprechend große plastische Verformung zur Erzeugung eines innigen Kontakts im Zuge der Konsolidierung zur Herstellung einer mehrlagigen Tape-Preform erfordern. Vereinzelt finden sich Anhäufungen von Fasern oder Matrix an der Tape-Oberfläche, was als Folge einer inhomogenen Faserverteilung verstanden wird.

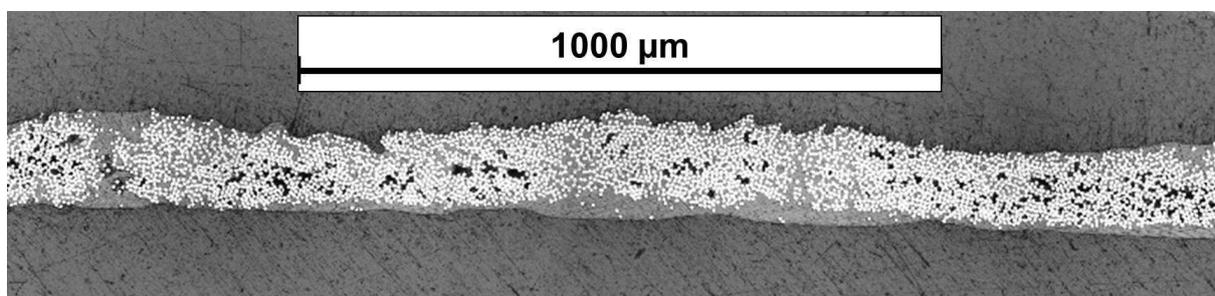


Abbildung 4.1: Typische Schliffbildaufnahme eines einzelnen CF/PEEK Tapes vor der Verarbeitung im ATL

Die Information über das Ausgangsprodukt, also das einzelne Tape, wird zur Bewertung der Verarbeitungsschritte ATL, Thermoformen und Co-Konsolidieren benötigt. Der Porengehalt des einzelnen Tapes ist ein Indiz für den intralaminaren

Porengehalt in der Tape-Preform bzw. im Tape-Laminat. Eine Tape-Preform bzw. ein Tape-Laminat mit einem mittleren Porengehalt von 9,3 % kann in der Theorie einen Grad des innigen Kontakts (interlaminar) von 1 aufweisen. Theoretisch liegt als Folge davon auch eine vollständige interlaminare Polymerkettendiffusion vor. Das heißt, sämtliche in der Probe eingeschlossene Luft befindet sich innerhalb der einzelnen Lagen und zwischen den Einzellagen sind keine Poren. Dies würde eintreffen, falls durch die Verarbeitung mittels ATL und Thermoformen keine intralaminare Porenkompression und -eliminierung stattfinden würde. Tape-Preforms und Tape-Lamine mit einem Porengehalt kleiner als der des einzelnen Tapes erfahren demnach eine Kompression und/oder eine Eliminierung von eingeschlossener Luft durch die Verarbeitung im ATL bzw. durch das Thermoformen.

### **Schliffbildanalyse von zweilagigen Tapes**

Zur Analyse des Einflusses der Energiemenge in Form des veränderlichen Gasvolumenstroms beim ATL werden zweilagige CF/PEEK Tape-Preforms mittels Schliffbildanalyse untersucht. Je Einstellgröße des Gasvolumenstroms werden fünf Proben untersucht. Der zu bestimmende Kennwert ist der Grad des innigen Kontakts  $D_{ic}$  zweier Tapes mit einer Breite von 20 mm, der die Angleichung der Tapeoberflächen an der Grenzfläche beschreibt. Der Grad des innigen Kontakts beträgt  $D_{ic} = 1$ , falls die interlaminare Kontaktbreite der Tapebreite entspricht und  $0 < D_{ic} < 1$  in allen anderen Fällen. Dann kann ausschließlich eine Teilkonsolidierung vorliegen, weil es nur an Kontaktflächen zur Polymerkettendiffusion über die Grenzfläche hinweg kommen kann. Typische Schliffbildaufnahmen von zweilagigen CF/PEEK Tape-Preforms sind in Abbildung 4.2 gezeigt. Als Ergebnis wird festgehalten, dass sämtliche, im ATL erzeugten Tape-Preforms eine Teilkonsolidierung aufweisen. In Abbildung 4.3 sind die entsprechenden, ermittelten Kennwerte in Abhängigkeit des Gasvolumenstroms im ATL zur Erzeugung der Tape-Preforms angegeben. Den erhobenen Daten zufolge nimmt der Grad des innigen Kontakts stetig zu mit zunehmendem Energieeintrag in Form des Gasvolumenstroms. Dies entspricht der Erwartung unter der Annahme, dass ein größerer Gasvolumenstrom zu einer niedrigeren Polymerviskosität führt. An den Stellen, an denen inniger Kontakt zwischen den Tapes herrscht, ist eine Polymerkettendiffusion

zu erwarten. Dies wird in 4.1.2 mit der Messung des Schälwiderstands unter Zuhilfenahme der Ergebnisse zum Grad des innigen Kontakts untersucht.

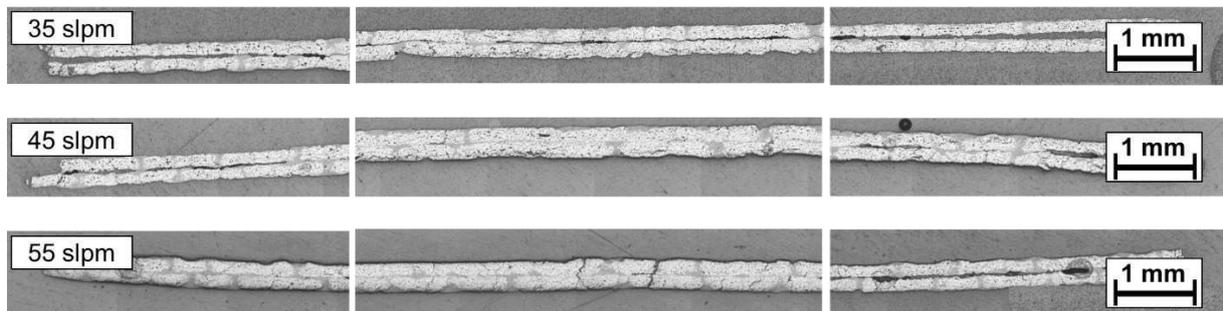


Abbildung 4.2: Schlichtbildaufnahmen von CF/PEEK Tape-Preforms (UD2), hergestellt mittels ATL (Ablegegeschwindigkeit 1 m/s; Konsolidierungskraft 150 N) bei Gasvolumenströmen zwischen 35 slpm und 55 slpm

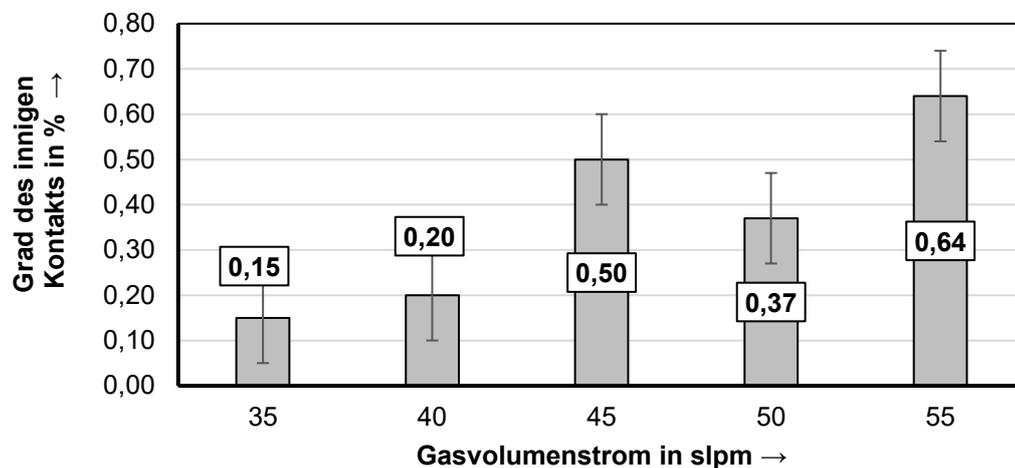


Abbildung 4.3: Mittels Schlichtbildanalyse ermittelte Grade des innigen Kontakts Dic von CF/PEEK Tape-Preforms (UD2), hergestellt mittels ATL (Ablegegeschwindigkeit 1 m/s; Konsolidierungskraft 150 N) bei Gasvolumenströmen zwischen 35 slpm und 55 slpm

### Schliffbildanalyse von 14-lagigen Tape-Preforms

Die Ergebnisse der Grauwertanalyse zur Bestimmung des Porengehalts von 14-lagigen CF/PEEK Tape-Preforms mit unidirektionalem Lagenaufbau sind in Abbildung 4.4 gegeben. Je Einstellgröße des Gasvolumenstroms werden fünf Messungen einbezogen. Dem ist zu entnehmen, dass die Schliffbildanalyse keinen Zusammenhang zwischen dem im ATL eingestellten Gasvolumenstrom zum Erzeugen der Tape-Preforms und den entsprechenden Porengehalten zeigt. Mit Ausnahme der Tape-Preforms, die mit 35 slpm hergestellt werden, befinden sich die mittleren Porengehalte innerhalb der mittels Standardabweichung abgebildeten Streuung.

Die Erwartung, dass der Porengehalt mit zunehmendem Gasvolumenstrom kleiner wird, kann hier nicht abgebildet werden. Eine potenzielle Erklärung lautet, die untersuchten Tape-Preforms unterscheiden sich in der Konsolidierung nicht in dem Ausmaß, dass dies mittels Schliffbildanalyse dargestellt werden kann. Das heißt, dass die mit verschiedenen Gasvolumenströmen hergestellten Tape-Preforms sich nicht in der Konsolidierung unterscheiden, bzw. kein Zusammenhang zwischen dem Gasvolumenstrom im ATL und dem Konsolidierungsgrad der Tape-Preform besteht oder das Verfahren Schliffbildanalyse zur Bestimmung des Porengehalts für die untersuchten Proben nicht sensitiv genug ist.

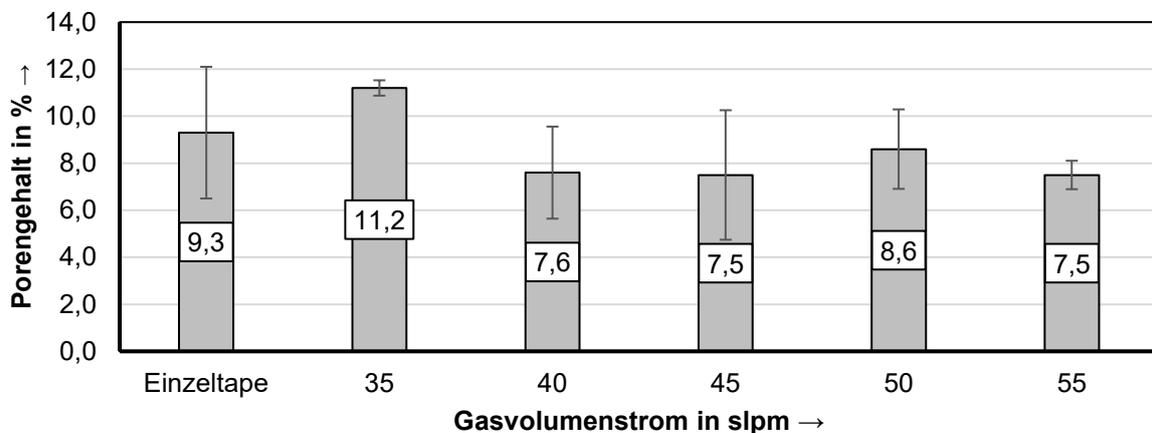


Abbildung 4.4: Mittlerer Porengehalt von CF/PEEK Tape-Preforms (UD14), hergestellt bei verschiedenen Gasvolumenströmen zwischen 35 slpm und 55 slpm und bei 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungsdruck im ATL

Zur weiteren Analyse der ermittelten Kennwerte sind in Abbildung 4.5 typische Schliffbildaufnahmen von 14-lagigen (Ablegereihenfolge wie im Schliffbild) CF/PEEK Tape-Preforms, hergestellt mit verschiedenen Gasvolumenströmen, gezeigt. Bei der Bestimmung der Porosität mittels Grauwertanalyse wird nicht zwischen interlaminaren Poren und intralaminaren Poren unterschieden. Die Betrachtung der Schliffbildaufnahmen zeigt das Vorkommen von Delaminationen, die den ermittelten Kennwert des Porengehalts verfälschen können. Im Randbereich etwa können diese durch das Zuschneiden der Probe entstehen (siehe Abbildung 4.5, erste Probe von oben, linker Randbereich). Außerdem führen Abweichungen in der lateralen Platzierung ( $x_2$ -Richtung) der Tapes zu Luftporenschlüssen, die nicht den Grad der Konsolidierung zwischen den Einzellagen beschreiben. Ferner gilt, dass die manuelle Schliffbildprobenpräparation und die Wahl der Schwellenwerte zur Definition des

Grauwerts, der die Fläche der eingeschlossenen Poren bestimmt, zu Verfälschungen des Kennwerts führen kann. Eine Regelmäßigkeit in Bezug auf die Porenverteilung über die Probenbreite ( $x_1$ ,  $x_2$ -Richtung) oder -dicke ( $x_3$ -Richtung) ist nicht Gegenstand der Untersuchung.

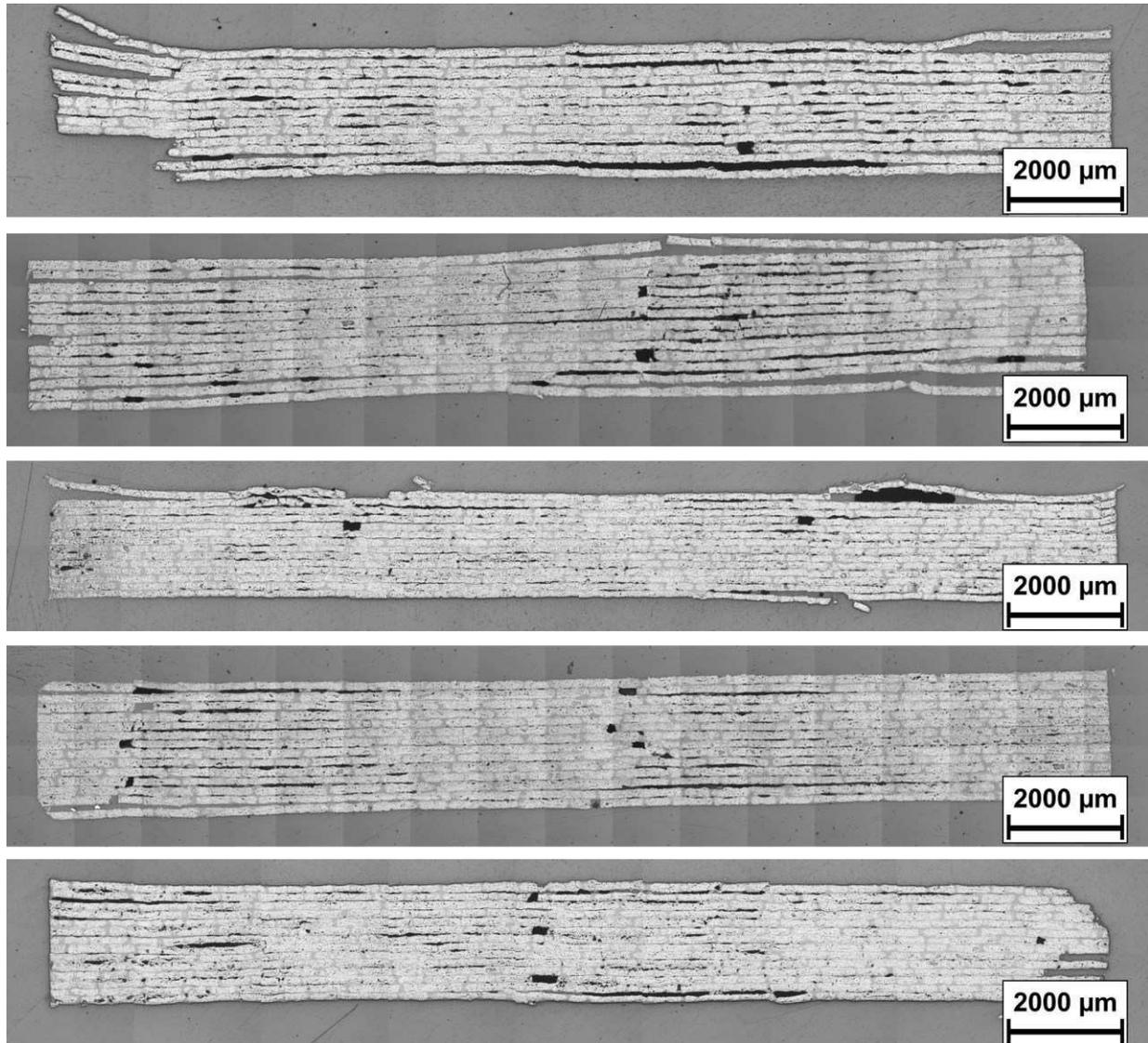


Abbildung 4.5: Schlichtbildproben von 14-lagigen CF/PEEK Tape-Preforms, hergestellt mit verschiedenen Gasvolumenströmen im ATL (Ablegegeschwindigkeit 1 m/s; Konsolidierungskraft 150 N): 35 slpm, 40 slpm, 45 slpm, 50 slpm und 55 slpm (von oben nach unten).

#### 4.1.2 Schälwiderstand im Schälversuch

Die Ergebnisse zur Messung des Schälwiderstands unter Anwendung der in 3.2.2 beschriebenen Methodik ist in Abbildung 4.6 gegeben. Für jede der untersuchten Einstellungen des Gasvolumenstroms im ATL (35 slpm, 40 slpm, 45 slpm, 50 slpm und 55 slpm) werden fünf Proben ausgewertet.

Die größten Schälwiderstände werden mit dem größten Energieeintrag von 55 slpm Gasvolumenstrom im ATL und die kleinsten Schälwiderstände mit dem kleinsten Energieeintrag von 35 slpm im ATL erzeugt. Es gilt, dass die in Abbildung 4.6 gezeigten Ergebnisse zum Schälwiderstand mit der Tapebreite von 20 mm berechnet werden. Das heißt, die mittlere, gemessene Kraft während der Prüfung wird auf die Probenbreite von 20 mm bezogen und so der Schälwiderstand berechnet.

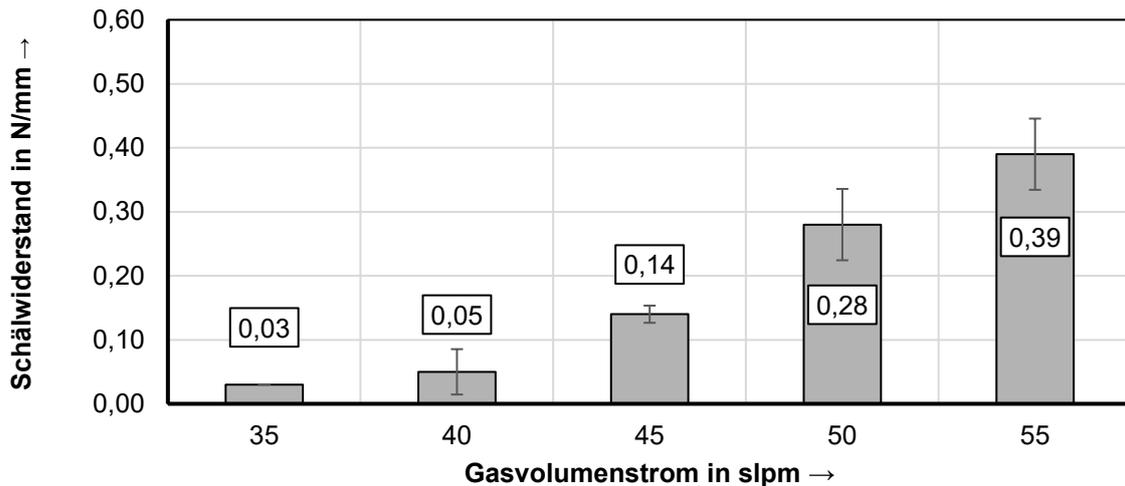


Abbildung 4.6: Schälwiderstand von CF/PEEK Tape-Preforms (UD2) bei einer Prüfgeschwindigkeit von 10 mm/min (1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungsdruck im ATL, Taperbreite: 20 mm) in Abhängigkeit des Gasvolumenstroms zwischen 35 slpm und 55 slpm

Messungen aus Kapitel 4.1.1 haben gezeigt, dass die Einstellgröße des Gasvolumenstroms Einfluss auf den Grad des innigen Kontakts nimmt. Anhand der in Abbildung 4.3 dargestellten Ergebnisse des Grades des innigen Kontakts und der Breite der hier verwendeten CF/PEEK Tapes von 20 mm werden für die Versuche aus 4.1.2 die Fügezonensbreiten der Schälproben errechnet, die dann zur Berechnung des Schälwiderstands dienen sollen. Dies dient der Analyse, ob der größer werdende Schälwiderstand mit zunehmendem Gasvolumenstrom (siehe Abbildung 4.6) ausschließlich der Vergrößerung der Fügezonensbreite oder auch der Zunahme der Polymerkettendiffusion über die Grenzfläche hinweg folgt.

Die Ergebnisse des Schälwiderstands multipliziert mit dem entsprechenden Kehrwert des Grades des innigen Kontakts aus 4.1.1 sind in Abbildung 4.7 dargestellt und zeigen, dass dieser unter Berücksichtigung des Grades des innigen Kontakts zwischen 35 slpm 45 slpm als Einstellgröße des Gasvolumenstroms nahezu unverändert ist und dann ab einem Gasvolumenstrom von 50 slpm um den Faktor 2,7 größer wird. Unter

der Voraussetzung, dass die ermittelten Werte des Grades des innigen Kontakts repräsentativ für die Einstellgröße des Gasvolumenstroms sind, ist ab einem Gasvolumenstrom von 50 slpm eine Zunahme der Polymerkettendiffusion über die Grenzfläche hinweg bzw. eine Vergrößerung der Durchdringungstiefe der Polymerketten zu verzeichnen.

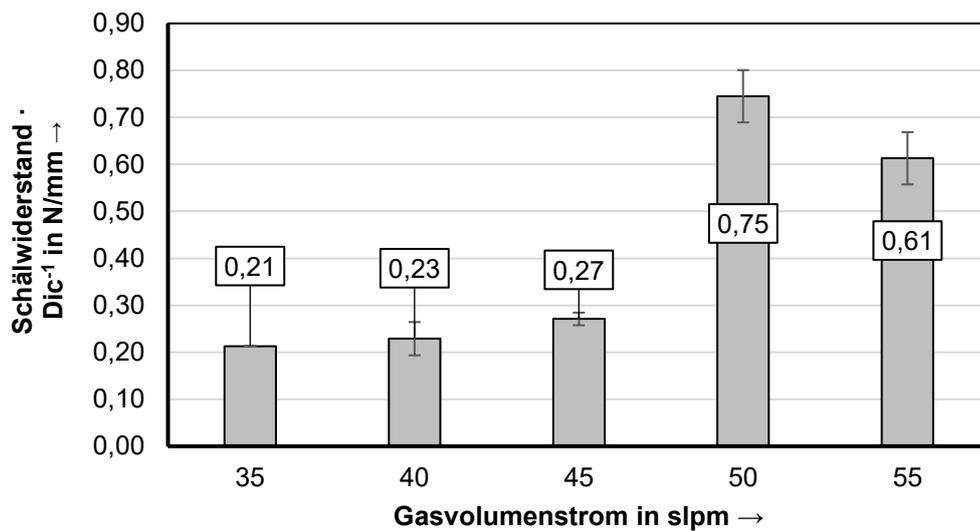


Abbildung 4.7: Schälwiderstand multipliziert mit dem Kehrwert des Dic von CF/PEEK Tape-Preforms (UD2), hergestellt bei verschiedenen Gasvolumenströmen zwischen 35 slpm und 55 slpm und bei 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungsdruck im ATL

#### 4.1.3 Dickenmessung teilkonsolidierter Tape-Preforms

Die Ergebnisse der Dickenmessung von 14-lagigen CF/PEEK Tape-Preforms, erzeugt im ATL, sind in Abhängigkeit des Gasvolumenstroms in Abbildung 4.8 gegeben. Ein Zusammenhang zwischen dem Gasvolumenstrom und der Dicke der Tape-Preforms liegt anhand der Dickenmessung nicht vor. Mit Ausnahme der Tape-Preforms, die bei einem Gasvolumenstrom von 50 slpm im ATL erzeugt werden, befinden sich sämtliche ermittelten Kennwerte im Bereich der Streuung.

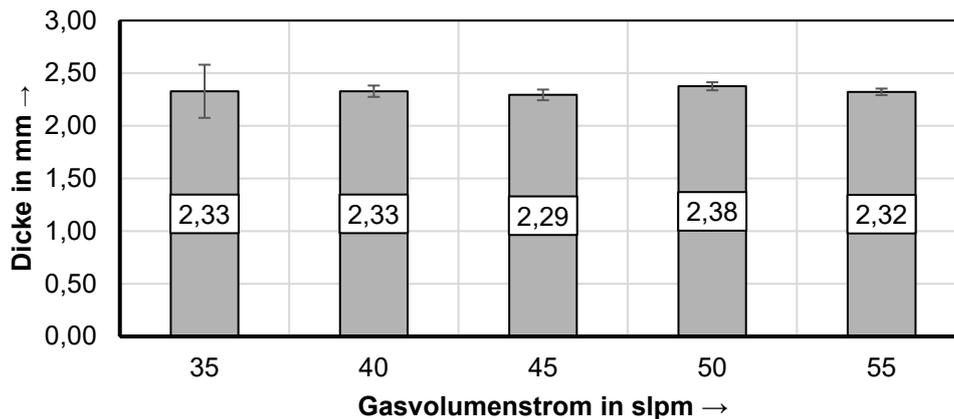


Abbildung 4.8: Dicke von CF/PEEK Tape-Preforms (UD14), hergestellt bei verschiedenen Gasvolumenströmen zwischen 35 slpm und 55 slpm und bei 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungsdruck im ATL

#### 4.1.4 Thermische Kompressionsanalyse teilkonsolidierter Tape-Preforms

Nach der in Kapitel 3.2.4 beschriebenen Methodik werden Tape-Preforms untersucht, die bei verschiedenen Gasvolumenströmen im ATL hergestellt sind, um die Porenvolumenreduktion durch Kompression der Proben als Indiz für den Konsolidierungsgrad zu bestimmen. Die Proben besitzen einen unidirektionalen Lagenaufbau mit 14 Einzellagen. Die Messwerte der Probenkompression  $c_{x_3}/(s_0 - s_1)$  zeigen, dass eine Abhängigkeit zwischen den eingestellten Gasvolumenströmen im ATL und der gemessenen Kompression im CTA-Verfahren besteht (siehe Abbildung 4.9). Demnach gilt, dass die Kompression im CTA-Verfahren mit Zunahme des Gasvolumenstroms, also größer werdendem Energieeintrag, geringer wird. Es ist davon auszugehen, dass dies im Zusammenhang mit dem entsprechenden Porenvolumen steht. Wie in Kapitel 3.2.4 beschrieben, setzt bei teilkristallinen Thermoplasten bei Überschreiten der Glasübergangstemperatur ein viskoelastisches Verhalten ein, das dafür sorgt, dass die in den Tape-Preforms eingeschlossenen Poren komprimiert werden bzw. aus der Probe herausdiffundieren. Dieser Zusammenhang entspricht der Erwartungshaltung, dass mit zunehmendem Energieeintrag der Anteil eingeschlossener Poren kleiner wird.

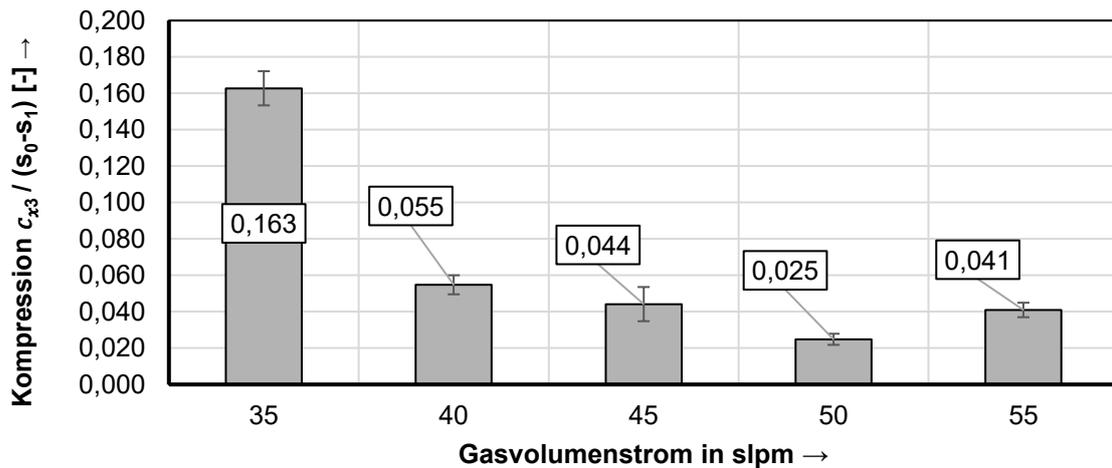


Abbildung 4.9: Kompression  $c_{x_3} / (s_0 - s_1)$  von CF/PEEK Tape-Preforms (UD14), hergestellt bei verschiedenen Gasvolumenströmen zwischen 35 slpm und 55 slpm und bei 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungsdruck im ATL

Zur Überprüfung der Plausibilität des aufgestellten Zusammenhangs zwischen Kompression und Diffusion eingeschlossener Poren in der Tape-Preform und Werkzeugbewegung bei Überschreiten der Glasübergangstemperatur, werden Tape-Preforms untersucht, die nach dem ATL im Autoklav konsolidiert werden und infolgedessen keine eingeschlossenen Poren enthalten. Der Vergleich der entsprechenden Messkurven ist in Abbildung 4.10 gezeigt. Der Messkurve der Autoklav-Probe wird entnommen, dass es im Verlauf der Versuchsdurchführung ausschließlich zur Ausdehnung der Polymermatrix kommt. Das heißt, entgegen der Beobachtung bei den Tape-Preforms geschehen keine Kompressionsvorgänge, also eine den Ausdehnungseffekten entgegengerichtete Plattenbewegung.

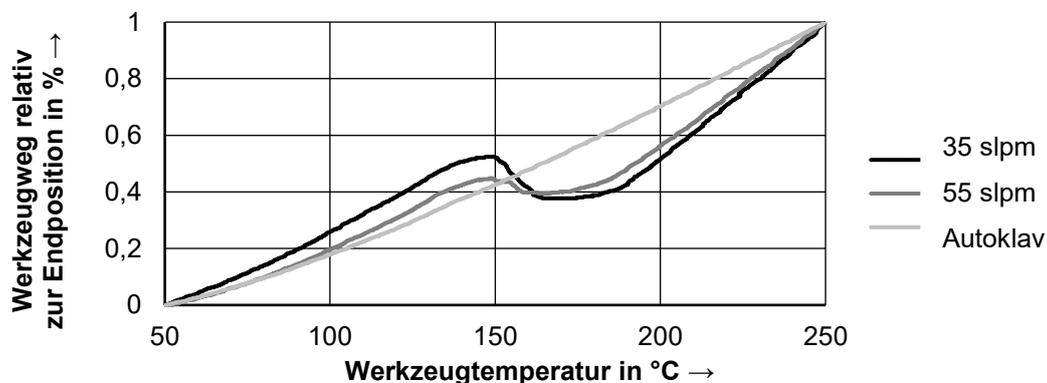


Abbildung 4.10: Vergleich zwischen CF/PEEK Tape-Preforms (UD14) ohne Konsolidierung im Autoklav (35 slpm und 55 slpm) und mit Konsolidierung im Autoklav

Das viskoelastische Materialverhalten bewirkt eine irreversible, plastische Verformung, die für eine Reduktion des Porenvolumens sorgt. Als Nachweis der plastischen Verformung werden die mittels CTA-Verfahren geprüften Lamine im Anschluss mikroskopiert und eine Grauwertanalyse zur Ermittlung des Porengehalts durchgeführt. Der Porengehalt vor der CTA-Untersuchung ist durch die Ergebnisse aus 4.1.1 bekannt. Beispielhaft sind in Abbildung 4.11 Schliffbildaufnahmen von 14-lagigen UD-Tape-Preforms vor und nach der Untersuchung mittels CTA, erzeugt bei 35 slpm, 45 slpm und 55 slpm im ATL, dargestellt. Die Proben für die Analyse des Porengehalts mittels Grauwertanalyse vor und nach der CTA entstammen denselben Tape-Preforms. Die Eliminierung von interlaminaren Lufteinschlüssen zur Erzeugung eines innigen Kontakts bedarf der Oberflächenanpassung durch Polymerfließbewegungen und Porendiffusion. Die gemessenen Porenanteile nach der CTA betragen 3,2 %, 3,2 % und 4,3 %. Eine Abhängigkeit zwischen der Konsolidierung der Tape-Preform und dem Porengehalt nach dem CTA-Verfahren besteht auf Grundlage dieser Ergebnisse nicht. Die im Vergleich zu den Tape-Preforms niedrigeren Porenvolumina belegen die Kompression bzw. die Diffusion der Poren durch das viskoelastische Verhalten des teilkristallinen Polymers.

Weiterhin zeigt die Betrachtung der Schliffbilder und die Gegenüberstellung der hier gemessenen Porengehalte mit denen des Einzeltapes (mittlerer Porengehalt  $9,3 \% \pm 2,8 \%$ ), dass im hier angewendeten variothermen Pressverfahren der Anteil an intralaminaren Poren reduziert wird.

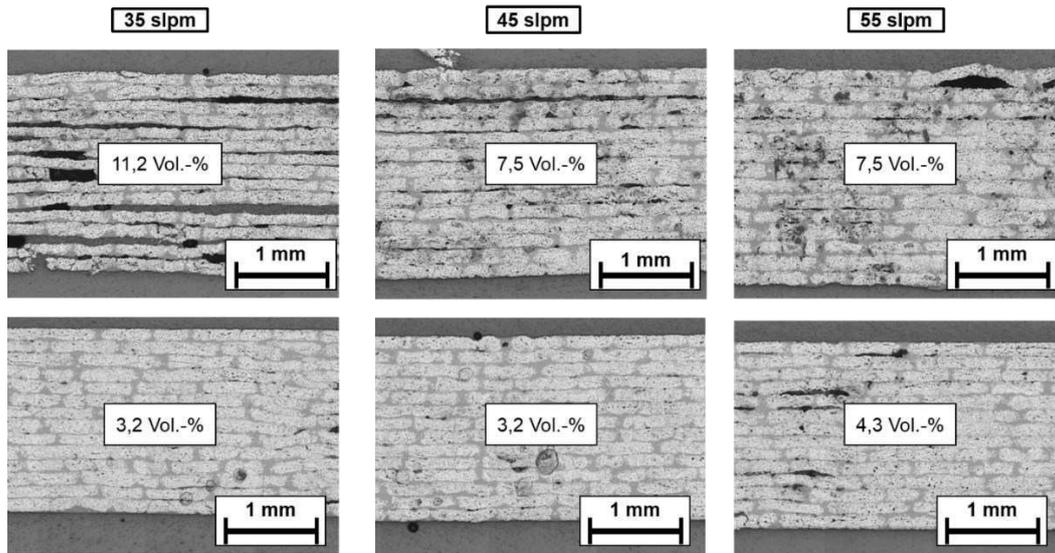


Abbildung 4.11: Oben: Schlifffbilder von CF/PEEK Tape-Preforms (UD14) hergestellt bei Gasvolumenströmen 35 slpm, 45 slpm und 55 slpm, 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungsdruck im ATL; unten: Schlifffbilder entsprechender CF/PEEK Tape-Preforms nach dem CTA-Verfahren mit 1 MPa Werkzeugdruck, 8 K/min Heizrate, 1500 s Haltezeit und 250 °C Zieltemperatur

#### 4.1.5 Biegefestigkeit im 3-Punkt-Biegeversuch

Es werden Biegefestigkeiten von 14-lagigen Tape-Preforms mit unidirektionalem Lagenaufbau, hergestellt bei verschiedenen Gasvolumenströmen nach der in 3.2.5 beschriebenen Methodik, bestimmt. Die entsprechenden, ermittelten Kennwerte sind in Abbildung 4.12 dargestellt. Die größten Festigkeiten werden bei dem größten, eingestellten Gasvolumenstrom von 55 slpm gemessen.

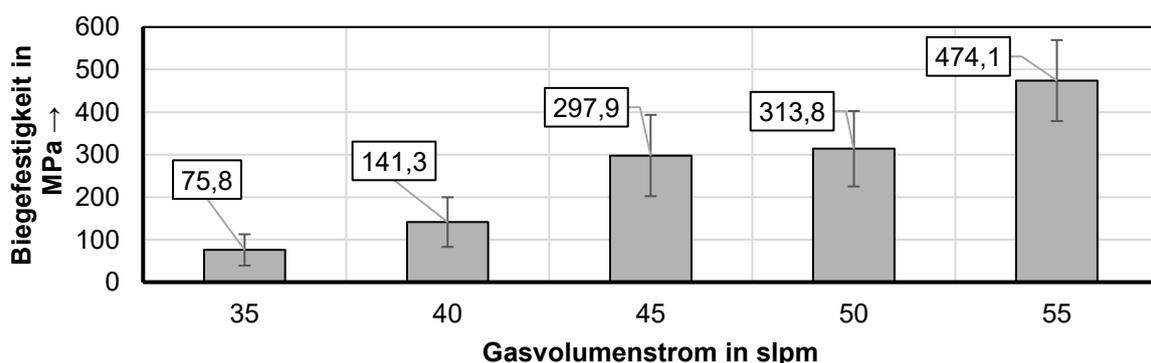


Abbildung 4.12: Biegefestigkeit von CF/PEEK Tape-Preforms (UD14), hergestellt bei verschiedenen Gasvolumenströmen zwischen 35 slpm und 55 slpm und bei 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungsdruck im ATL

Die Tape-Preforms, die mit dem kleinsten Energieeintrag im ATL hergestellt werden, weisen auch die niedrigsten Biegefestigkeiten auf. Basierend auf diesen Ergebnissen

kann eine Abhängigkeit zwischen dem Gasvolumenstrom beim ATL und der Biegefestigkeit im 3-Punkt-Biegeversuch festgemacht werden. Demnach gilt, je größer der Gasvolumenstrom, desto größer die Biegefestigkeit.

#### **4.2 Zusammenfassung und Bewertung der generierten Ergebnisse zur Charakterisierung der Tape-Preforms**

Das Ziel der Untersuchungen in Kapitel 4 ist es, Tape-Preforms mit verschiedenen Konsolidierungsgraden herzustellen und diese mit den angewandten Messmethoden distinkt voneinander unterscheiden zu können. Als Mittel zur Erzeugung verschiedener Konsolidierungsgrade werden verschiedene Energieeinträge durch die Veränderung des Gasvolumenstroms gewählt. Die Messergebnisse zeigen die Teilkonsolidierung sämtlicher, betrachteter Tape-Preforms. Die Messung der Schälfestigkeit und die Messung der Biegefestigkeit zeigen mindestens drei verschiedene, distinkte Konsolidierungsgrade durch Veränderung der Einstellgrößen des Gasvolumenstroms im ATL. Mittels CTA und Ermittlung des Grades des innigen Kontakts mittels Schliffbildanalyse können mindestens zwei unterschiedliche Zustände des Konsolidierungsgrades der Tape-Preform festgestellt werden. Die Dickenmessung und Schliffbildanalyse zur Bestimmung des Porengehalts der Tape-Preforms zeigen zu große Standardabweichungen der Messwerte, sodass diese Methoden zu keinen Aussagen führen. Das Ziel, Tape-Preforms mit zwei distinkt voneinander unterscheidbaren Konsolidierungsgraden im ATL zu erzeugen ist erfüllt.

#### **Zusammenhang Gasvolumenstrom und Konsolidierung der Tape-Preforms**

Die Ergebnisse zeigen, dass sich der Konsolidierungsgrad im Sinne des innigen Kontakts und im Sinne der interlaminaeren Festigkeit in Abhängigkeit des eingestellten Gasvolumenstroms im ATL bewerten lässt. Der Nachweis, dass verschiedene Gasvolumenströme (hier Einstellungen zwischen 35 slpm und 55 slpm bei einer Schrittweite von 5 slpm) zu verschiedenen Konsolidierungsgraden, abgebildet durch verschiedene Grade des innigen Kontakts und der interlaminaeren Festigkeiten als Indiz für den Fortschritt der Polymerkettendiffusion über die Grenzfläche hinweg, führen, kann nicht mit allen angewandten Messmethoden erbracht werden. Die Messung der Dicke zeigt keine Abhängigkeit zwischen der Einstellgröße des Gasvolumenstroms

und des entsprechenden Kennwerts. Mit Ausnahme der Dickenmessung der 14-lagigen Tape-Preforms gilt, dass der Vergleich der Kennwerte von Tape-Preforms, die mit der kleinsten und größten Einstellung des Gasvolumenstroms hergestellt werden, zu folgendem, qualitativem Zusammenhang führt: Die Konsolidierung im Sinne des innigen Kontakts und des Fortschritts der Polymerkettendiffusion wird mit zunehmendem Gasvolumenstrom größer. Dies entspricht der Erwartungshaltung, dass eine größere Energiemenge – hier in Form des Gasvolumenstroms – zu einer kleineren Polymerschmelzviskosität führt und somit der Grad des innigen Kontakts an der zu fügenden Stelle größer ist. Die innerhalb der gewählten Prozessgrenzen generierten Messergebnisse zeigen, dass die Abhängigkeiten zwischen dem Energieeintrag und der Konsolidierung für die verschiedenen Messmethoden unterschiedlich sind. Die Ergebnisse der unterschiedlichen Messmethoden zeigen, dass keine absoluten Aussagen über den Konsolidierungsgrad getroffen werden können.

Die Schlifffbildproben der 14-lagigen Tape-Preforms zeigen interlaminaire und intralaminare Lufteinschlüsse. Die Messung des Porengehalts von 14-lagigen Tape-Preforms unterscheidet nicht zwischen interlaminaren und intralaminaren Lufteinschlüssen. Die intralaminaren Poren repräsentieren den Porengehalt eines Einzeltapes. Die interlaminaren Lufteinschlüsse bestimmen den Grad des innigen Kontakts, wobei der Grad des innigen Kontakts kein Volumen repräsentiert, sondern eine Fläche bzw. im Schlifffbild eine Linie an der jeweiligen Oberfläche der Einzellage. Der Porengehalt einer Tape-Preform kann für gleiche Grade des innigen Kontakts also unterschiedlich sein. Theoretisch betrachtet entspricht der Porengehalt einer Tape-Preform mit einem Grad des innigen Kontakts von 1 dem Porengehalt eines Einzeltapes. Das heißt, Tape-Preforms, die einen Porengehalt aufweisen, der kleiner als der Porengehalt des Einzeltapes ist, haben während dem ATL eine Reduktion an Porenvolumen im Tape erfahren. Dies gilt unabhängig vom Grad des innigen Kontakts. Die hier ermittelten Werte zeigen unter Berücksichtigung der Standardabweichung Porengehalte, die kleiner als der Porengehalt des Einzeltapes sind. Deshalb wird davon ausgegangen, dass die hier gezeigten Tape-Preforms eine intralaminare Porenreduktion, also eine Reduktion eingeschlossener Luft im Einzeltape erfahren haben.

### **Störgrößen der Probenherstellung und der manuellen Bearbeitung**

Das in Abbildung 4.1 dargestellte Schliffbild zeigt den Querschnitt eines Tapes im Ausgangszustand. In der Verarbeitung mittels ATL können die ungleichmäßige Faserverteilung und die unebenen Oberflächen einen Einfluss auf den Energieeintrag haben. Je größer die Oberflächenunebenheit, desto größer das Ausmaß der plastischen Oberflächendeformation zur Erzeugung eines innigen Kontakts. Zudem sind trockene Fasern an den Oberflächen zu finden. An diesen Stellen muss ein größeres Ausmaß an Fließbewegungen erfolgen, bevor eine Polymerdiffusion stattfinden kann. Unabhängig von den Mechanismen zur Konsolidierung, bedeutet eine größere Oberfläche am Tape bei gleicher Einstellung der Heißgasdüse und konstantem Wärmeübergangskoeffizienten, eine größere, übertragbare Wärmemenge (siehe 2.3.2). Große Standardabweichungen der Kennwerte, die mittels maschinell ablaufenden Verfahrens ermittelt werden (Biegefestigkeit, Schälfestigkeit und CTA) lassen Aussagen über den Einfluss des Tape-Materials und damit in Verbindung den Wärmeeintrag am Tape zu. Dies mit der Bedingung, dass die im ATL abgegebene Energiemenge, sowie die restlichen Einstellgrößen der verwendeten Anlagentechnik konstant sind. Manuelle Bearbeitungsschritte, etwa zur Anfertigung der Schliffbildproben, sowie das Einstellen der Schwellenwerte zur Porositätsmessung mittels Grauwertanalyse sind potenzielle Fehlerquellen zur Quantifizierung des Konsolidierungsgrades. Bei gleicher Vorgehensweise (Probenpräparation, Einstellungen der Schwellenwerte, etc.) dient die Grauwertanalyse als Vergleich der Proben untereinander.

### **Auswahl der Einstellung des Gasvolumenstroms im ATL zur Erzeugung der Tape-Preforms für die Untersuchungen zum Thermoformen**

Zur Untersuchung des Thermoformens von teilkonsolidierten Tape-Preforms werden Tape-Preforms mit 35 slpm und 55 slpm verwendet. Basierend auf den in diesem Kapitel generierten Ergebnissen, ist davon auszugehen, dass der Konsolidierungsgrad der Tape-Preforms sich wie hier dargestellt, unterscheidet.

## **5 Thermoformen teilkonsolidierter Tape-Preforms**

Es soll der Einfluss des Konsolidierungsgrades der Tape-Preforms auf die Qualität der Tape-Laminat nach dem Thermoformen ermittelt werden. Dazu werden Tape-Preforms, die mit 35 slpm und Tape-Preforms, die mit 55 slpm im ATL hergestellt werden bei 0,75 MPa und bei 3 MPa im Thermoformen zu Tape-Laminaten verarbeitet. Diese Tape-Preforms weisen nach den Ergebnissen aus Kapitel 4 unterschiedliche Konsolidierungsgrade auf. Die Analyse der Tape-Laminat nach dem Thermoformen soll zeigen, ob eine Abhängigkeit zwischen dem Konsolidierungsgrad der Tape-Preforms und dem Konsolidierungsgrad der Tape-Laminat nach dem Thermoformen vorliegt. Es werden Dickenmessungen durchgeführt, der Porengehalt mittels Grauwertanalyse bestimmt und die Biegefestigkeit im 3-Punkt-Biegeversuch gemessen. Die ermittelten Kennwerte werden in Abhängigkeit des Gasvolumenstroms zur Herstellung der Tape-Preforms im ATL und des veränderlichen Werkzeugdrucks im Thermoformen angegeben. Die Verarbeitung von Tape-Preforms mit Zwischenkonsolidierung im Autoklav und anschließender Prozessierung im Thermoformen wird als Referenz der maximal erreichbaren Laminatqualität angenommen und den Ergebnissen gegenübergestellt. Im Anhang sind Messdaten der gezeigten Ergebnisse aufgeführt (siehe Tabelle 0.3, Tabelle 0.4 und Tabelle 0.5Tabelle 0.1).

### **5.1 Analyse der Tape-Laminat teilkonsolidierter Tape-Preforms**

Es werden die Messergebnisse zur Schliffbildanalyse, Dickenmessung und Messung der Biegefestigkeit im 3-Punkt-Biegeversuch zur Analyse der Tape-Laminat nach dem Thermoformen teilkonsolidierter Tape-Preforms gezeigt.

#### **5.1.1 Schliffbildanalyse der Tape-Laminat nach dem Thermoformen**

In Abbildung 5.1 und Abbildung 5.2 sind Schliffbildaufnahmen von Tape-Laminaten nach dem Thermoformen gezeigt. Unabhängig der Einstellungen des Gasvolumenstroms im ATL und unabhängig vom eingestellten Werkzeugdruck im Thermoformen, weisen die Tape-Laminat ausschließlich intralaminare Lufteinschlüsse auf. Das heißt, Lufteinschlüsse zwischen den einzelnen Lagen sind nicht zu erkennen. Der Vergleich der Schliffbildaufnahmen vor (Abbildung 4.5) und nach dem Thermoformen zeigt die Eliminierung sämtlicher, interlaminarer Poren

mithilfe des Thermoformens mit den gewählten Einstellgrößen. Das heißt, der Grad des innigen Kontakts ist gleich 1.

Die Rovings in den Tape-Laminaten betreffend, erfolgt im Thermoformen eine Kompression der in den Rovings eingeschlossenen Poren und/oder eine Diffusion der Poren aus den Proben heraus. Dies zeigen die Schliffbildaufnahmen in Abbildung 5.1 und in Abbildung 5.2.

Die mittels Grauwertanalyse ermittelten Porengehalte werden in Abhängigkeit der Einstellung des Gasvolumenstroms im ATL zur Erzeugung der Tape-Preforms und für verschiedene Werkzeugdrücke in Abbildung 5.3 gezeigt. Als Referenz werden Tape-Preforms mit Zwischenkonsolidierung im Autoklav und anschließender Verarbeitung im Thermoformen gezeigt. Der Vergleich der Porengehalte der Einzeltapes (mittlerer Porengehalt 9,3 % bei einer Standardabweichung von 2,8 %; siehe Kapitel 4.1.1), der Tape-Preforms und der Tape-Laminaten nach dem Thermoformen zeigt die durch den Thermoformprozess induzierte Reduktion des Porengehalts in den Einzellagen. Die gewählten Einstellgrößen des Werkzeugdrucks von 0,75 MPa und 3 MPa zeigen keinen Einfluss auf den Porengehalt der Tape-Laminaten. Es ist kein Zusammenhang zwischen dem Porengehalt der Tape-Preforms und dem Porengehalt der Tape-Laminaten nach dem Thermoformen zu erkennen. In sämtlichen Fällen befinden sich die mittleren Porengehalte der Tape-Laminaten im Bereich der Streuung, angegeben mittels Standardabweichung. Die Tape-Laminaten, deren Tape-Preforms vor dem Thermoformen im Autoklav zwischenkonsolidiert werden, zeigen kleiner werdende Porengehalte mit zunehmendem Werkzeugdruck. Unter Berücksichtigung der Größenordnung der Unterschiede im Porengehalt und der Genauigkeitsangabe zur Bestimmung des Porengehalts mittels Schliffbildanalyse aus Kapitel 2.1.5, wird keine Aussage in Bezug auf eine Abhängigkeit getroffen. Sämtliche Proben mit Zwischenkonsolidierung der Tape-Preforms im Autoklav zeigen einen kleineren Porengehalt als die Proben ohne Zwischenkonsolidierung der Tape-Preforms im Autoklav.

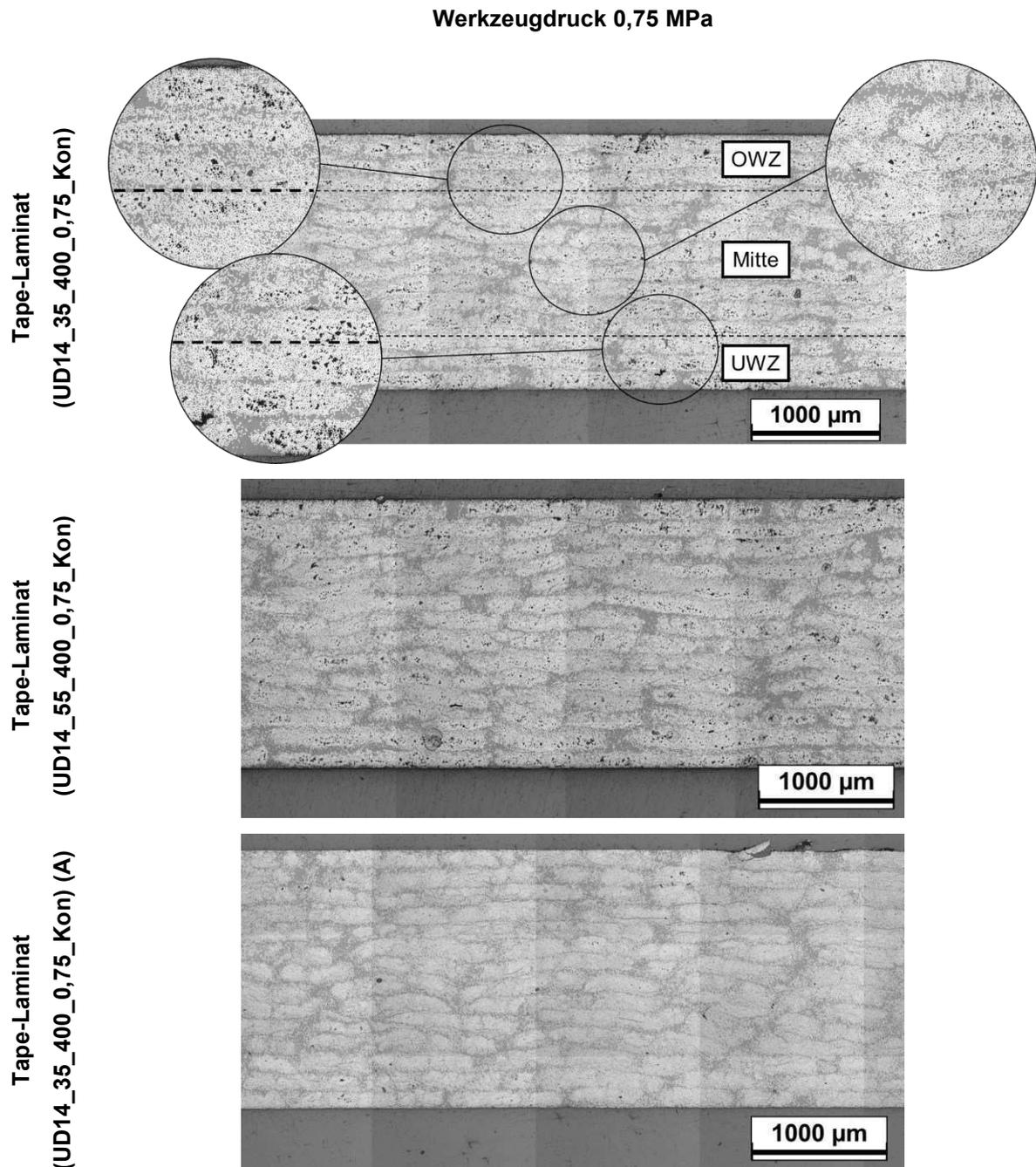


Abbildung 5.1: Schliffbildaufnahmen von CF/PEEK Tape-Laminaten (UD14\_400\_0,75\_Kon); Tape-Preforms hergestellt bei Gasvolumenströmen 35 slpm, 55 slpm, 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungskraft im ATL, sowie mit Zwischenkonsolidierung im Autoklav

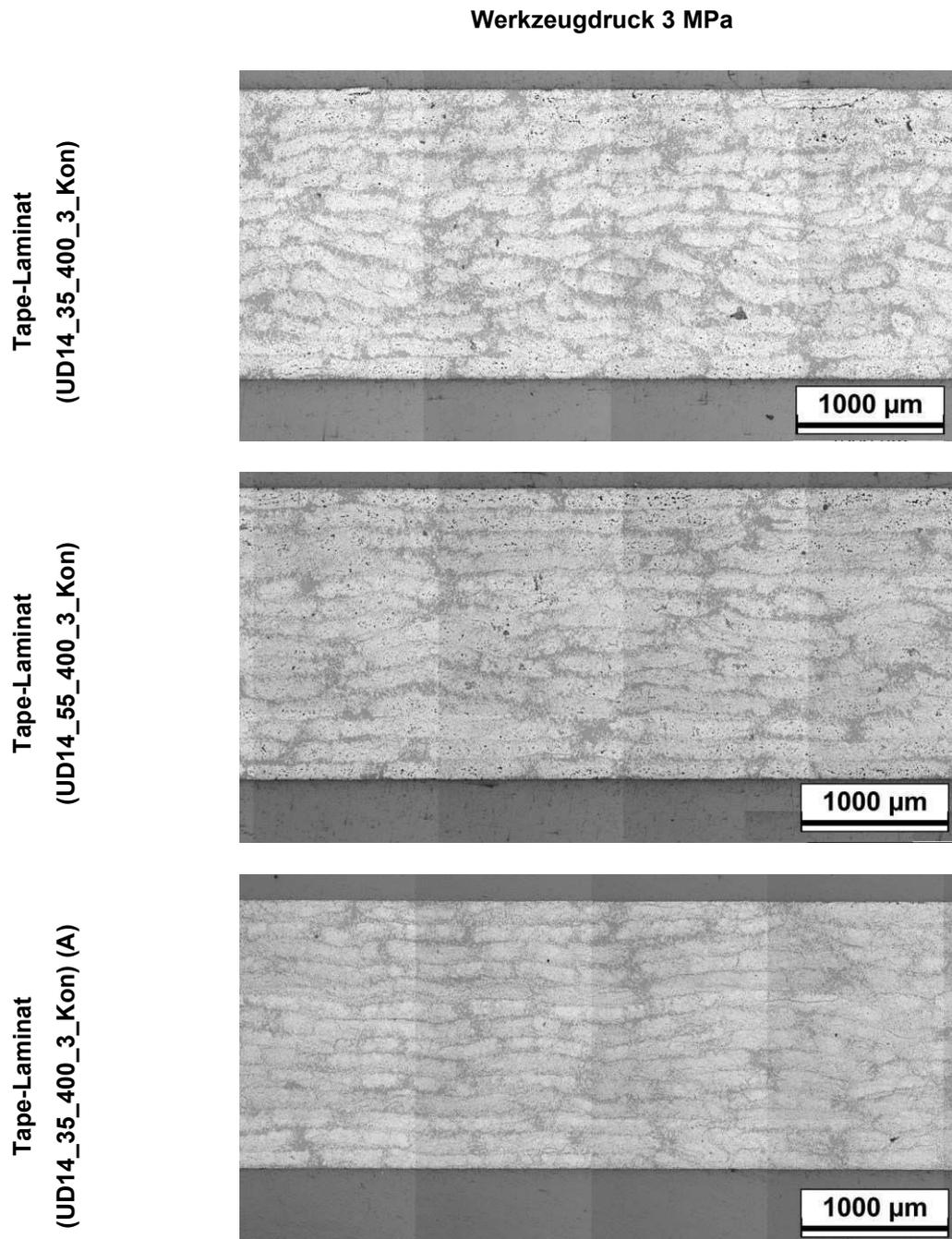


Abbildung 5.2: Schliffbildaufnahmen von CF/PEEK Tape-Laminaten (UD14\_400\_3\_Kon); Tape-Preforms hergestellt bei Gasvolumenströmen 35 slpm, 55 slpm, 1 m/s Ablegegeschwindigkeit und 150 N Konsolidierungskraft im ATL, sowie mit Zwischenkonsolidierung im Autoklav

Die Messung des Porengehalts wird durch die Betrachtung der Porenverteilung in Dickenrichtung differenziert. Die entsprechenden Ergebnisse sind in Abbildung 5.4 mit der Unterscheidung in der Porenverteilung OWZ, Mitte und UWZ, für die beiden Werkzeugdrücke 0,75 MPa und 3 MPa und Einstellungen des Gasvolumenstroms von 35 slpm und 55 slpm zur Erzeugung der Tape-Preforms gegeben (vergleiche

Abbildung 3.24). Es gilt demnach, dass Agglomerationen eingeschlossener Luft Richtung OWZ und UWZ hin anzufinden sind. In der Mitte der Probe ist der Porengehalt am kleinsten. Dies zeigen die in Abbildung 5.1 und in Abbildung 5.2 dargestellten Schliffbildanalysen.

Der Vergleich der beiden Diagramme in Abbildung 5.4 mit der Unterscheidung im Werkzeugdruck zeigt, dass die Standardabweichung mit zunehmendem Werkzeugdruck kleiner wird. Das heißt, Inhomogenitäten im Porengehalt bei gleichen Einstellungen werden kleiner und als Folge davon kann festgehalten werden, dass die Prozessrobustheit mit steigendem Werkzeugdruck größer wird. Ein Einfluss des Werkzeugdrucks auf den Porengehalt in der angegebenen Unterscheidung ist nicht zu erkennen.

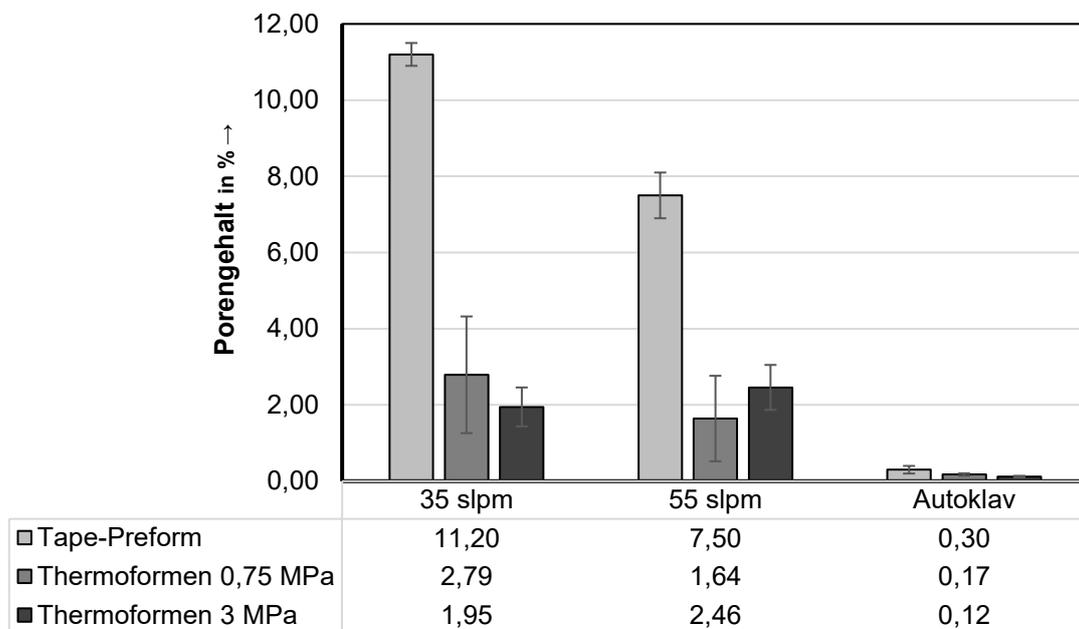


Abbildung 5.3: Porengehalt von CF/PEEK Tape-Laminaten (UD14\_400\_Kon) mit und ohne Zwischenkonsolidierung im Autoklav bei Werkzeugdrücken von 0,75 MPa und 3 MPa und Einstellung des Gasvolumenstroms von 35 slpm und 55 slpm zum Erzeugen der Tape-Preforms im ATL

Die Zusammenhänge zwischen dem Gasvolumenstrom in der Herstellung der Tape-Preforms, dem eingestellten Werkzeugdruck und der Porenverteilung entsprechen den Erläuterungen zu Abbildung 5.3. Die Porenverteilung der Tape-Laminaten mit Zwischenkonsolidierung im Autoklav ist homogen über die Dicke verteilt.

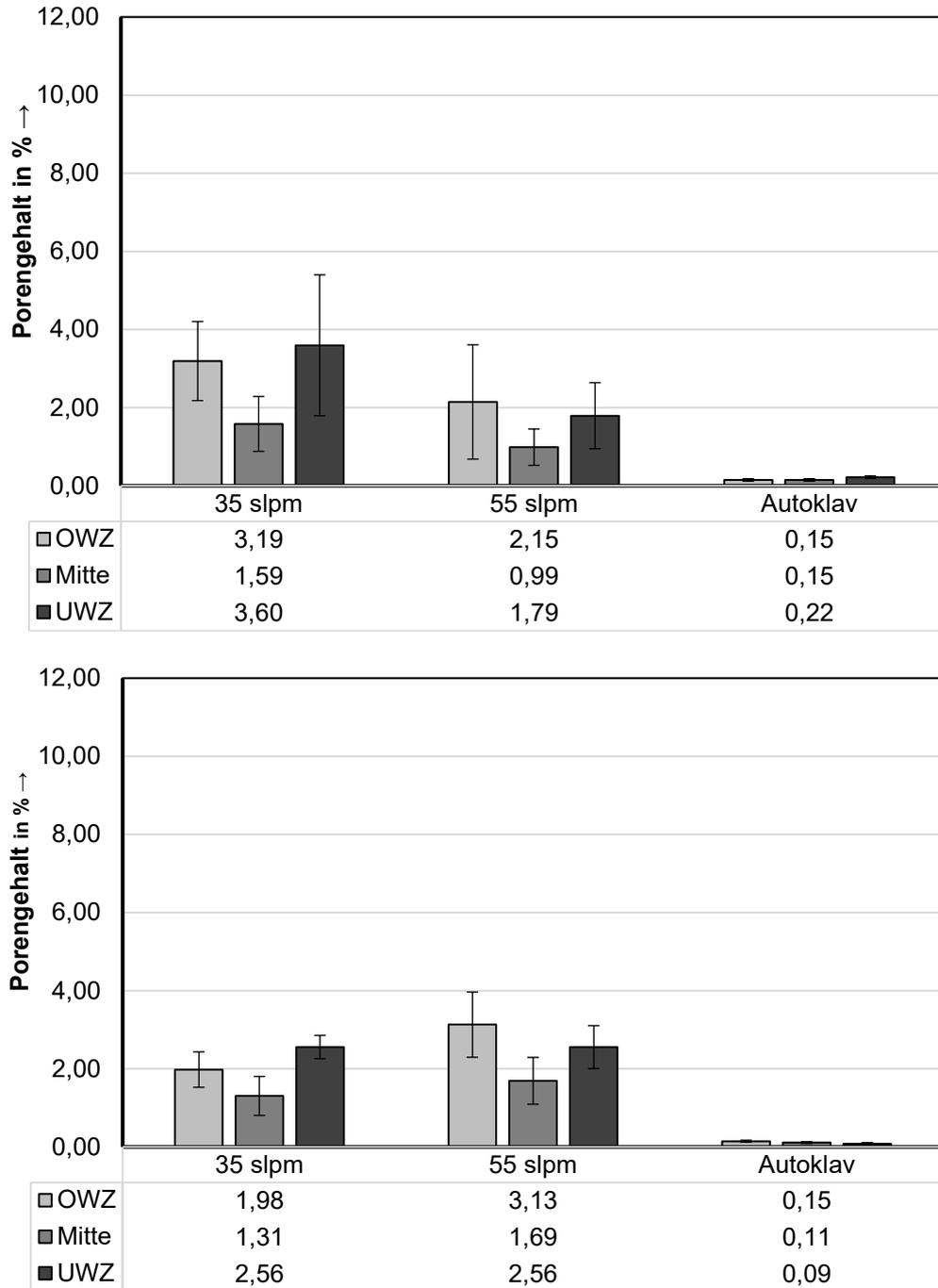


Abbildung 5.4: Porenverteilung in Dickenrichtung von CF/PEEK Tape-Laminaten (UD14\_400\_Kon) mit und ohne Zwischenkonsolidierung im Autoklav bei Werkzeugdrücken von 0,75 MPa (oben) und 3 MPa (unten) und Einstellung des Gasvolumenstroms von 35 slpm und 55 slpm zum Erzeugen der Tape-Preforms im ATL

Eine Deutung der Porenverteilung in Dickenrichtung liefert die Temperaturmessung an den drei Stellen T1, T2 und T3 beim Schließen des Werkzeugs (siehe Abbildung 5.5). Bei entsprechender Skalierung der Zeit- und Temperaturachse ist die zeitliche Verschiebung der Abkühlung zwischen den Oberflächen der Tape-Preform (T1 und T3) und im Innern der Tape-Preform (T2) zu erkennen.

Die Abkühlung beginnt mit dem Auftreffen des Oberwerkzeugs auf der Tape-Preform Oberseite, gefolgt von der Tape-Preform Unterseite beim Auftreffen des Unterwerkzeugs. Dies folgt dem Schließvorgang des Werkzeugs. Nach der Temperaturmessung gilt zum einen, dass die Abkühlrate durch den direkten Werkzeugkontakt auf der Ober- und Unterseite der Tape-Preform größer ist und als Folge davon, dass die Abkühlung auf Werkzeugtemperatur in der Probenmitte verzögert erfolgt. Für die Kompaktierung bedeutet das, dass eine niedrigere Viskosität unter Druckbeaufschlagung in der Probenmitte im Vergleich zu den Außenseiten zu erwarten ist. Vorhandene Poren im Laminat durch die Dekonsolidierung im IR-Strahlerfeld und bereits im Tape enthaltene intralaminare Poren, bzw. durch den ATL-Prozess enthaltene interlaminare Poren können an den Außenseiten des Laminats aufgrund des raschen Viskositätsanstiegs nicht herausdiffundieren bzw. komprimiert werden. Im Innern der Tape-Preform ist die Viskosität nach Werkzeugkontakt stets niedriger im Vergleich zum Außenbereich. Eingeschlossene Luft kann herausdiffundieren bzw. Poren können komprimiert werden.

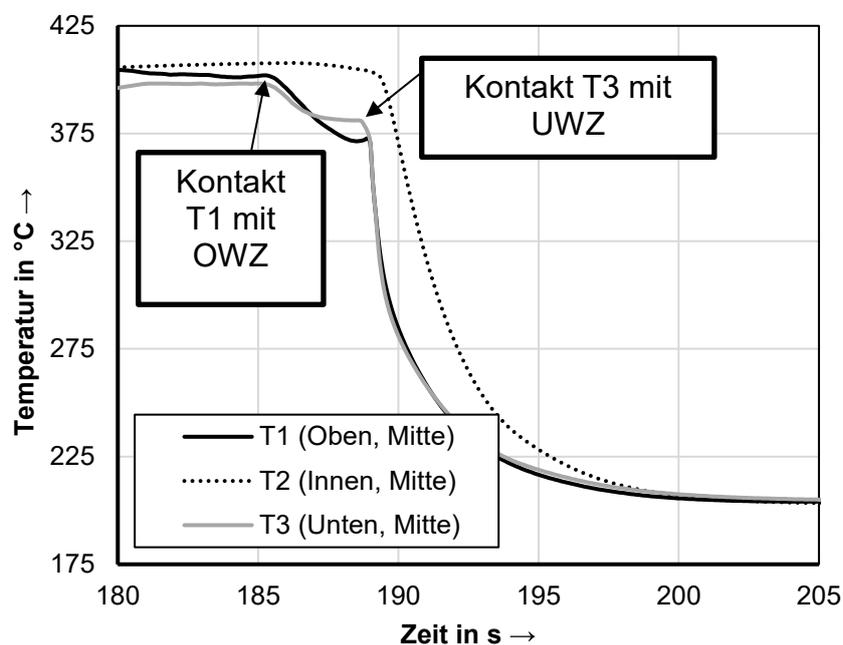


Abbildung 5.5: Temperatur der Tape-Preform (UD14\_400\_0,75\_Kon) vom Transfer bis zum vollends geschlossenen Werkzeug

### 5.1.2 Dickenmessung der Tape-Laminat nach dem Thermoformen

Die Ergebnisse der Dickenmessung von CF/PEEK Tape-Laminaten (UD\_14\_400\_KON) nach dem Thermoformen sind in Abbildung 5.6 in Abhängigkeit

des Gasvolumenstroms im ATL zur Herstellung der Tape-Preforms gegeben. Es werden Daten zu den gemessenen Dicken der Tape-Preform und der Tape-Laminare nach dem Thermoformen mit 0,75 MPa und 3 MPa als Einstellgröße des Werkzeugdrucks gegenübergestellt. Die gemessenen, mittleren Dicken der Tape-Laminare, hergestellt mit Einstellgrößen des Gasvolumenstroms von 35 slpm und 55 slpm im ATL und verarbeitet bei 0,75 MPa und 3 MPa im Thermoformen befinden sich im Bereich der Streuung, angegeben mittels Standardabweichung. Das heißt, es wird keine Abhängigkeit zwischen dem Konsolidierungsgrad der Tape-Preform und der Dicke der Tape-Laminare festgestellt.

Die mittleren Dicken der Tape-Laminare nach dem Thermoformen entsprechen der Größenordnung der mittleren Dicke der Tape-Preforms, die im Autoklav zwischenkonsolidiert werden ( $1,99 \text{ mm} \pm 0,01 \text{ mm}$ ). Die Tape-Preforms, die im Autoklav zwischenkonsolidiert werden, zeigen eine distinkte Abhängigkeit zwischen mittlerer Dicke und Einstellgröße des Werkzeugdrucks. Die Messwerte zeigen keine Überschneidung der mittleren Dicken anhand der angegebenen Standardabweichungen. Die Gegenüberstellung der Dickenmessung und den Ergebnissen zur Messung des Porengehalts aus Kapitel 5.1.1 führt zur Aussage, dass eine Dickenreduktion der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Proben nicht zwangsläufig eine Veränderung des Porengehalts bedeutet. Dies unter Berücksichtigung der Genauigkeitsangabe unter Kapitel 2.1.5.

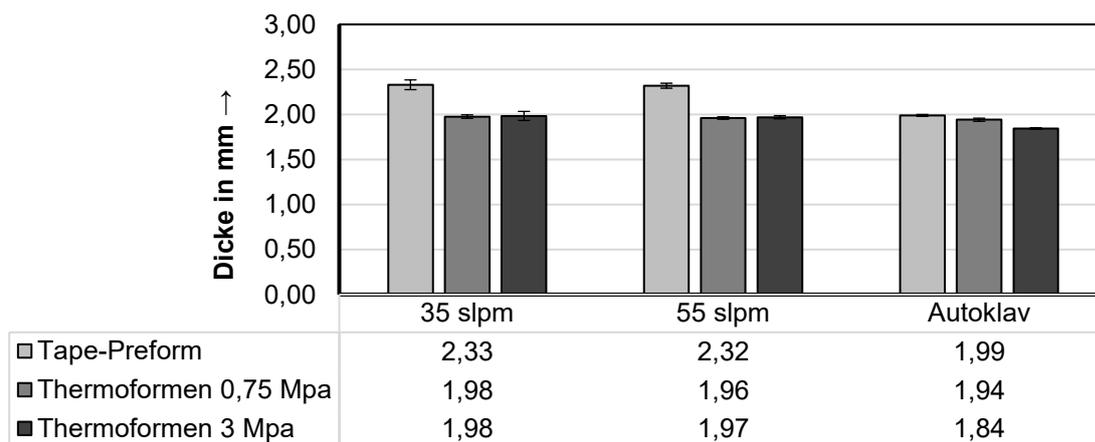


Abbildung 5.6: Dicke der Tape-Laminare (UD14\_400\_Kon) nach dem Thermoformen in Abhängigkeit des Werkzeugdrucks 0,75 MPa und 3 MPa und des Gasvolumenstroms 35 slpm, 55 slpm im ATL, sowie mit die Konsolidierung im Autoklav zur Erzeugung der Tape-Preforms

### 5.1.3 3-Punkt-Biegeversuch der Tape-Lamine nach dem Thermoformen

In Abbildung 5.7 ist die Biegefestigkeit der Tape-Lamine nach dem Thermoformen in Abhängigkeit des Gasvolumenstroms zur Erzeugung der Tape-Preforms im ATL und des Werkzeugdrucks im Thermoformen gegeben. Unter der Annahme, dass die mechanischen Eigenschaften mit kleiner werdendem Porengehalt größer werden, liegt mit der Betrachtung der Biegefestigkeit der Tape-Lamine ein qualitativ ähnlicher Zusammenhang zwischen Einstellgröße des Werkzeugdrucks und Kenngröße der Biegefestigkeit wie in Kapitel 5.1.1 vor. Der Unterschied der Biegefestigkeit der Tape-Preforms, hergestellt bei Gasvolumenströmen 35 slpm und 55 slpm im ATL wird durch den Thermoformprozess ausgeglichen. Ein Zusammenhang zwischen Biegefestigkeit und Einstellgröße des Werkzeugdrucks liegt unter Berücksichtigung der vorhandenen Streuung der Messwerte nicht vor. Die größten Biegefestigkeiten weisen die Tape-Lamine der Tape-Preforms mit Zwischenkonsolidierung im Autoklav auf. Zu diesen Proben gilt, dass die mittlere Biegefestigkeit bei größerem Werkzeugdruck kleiner wird.

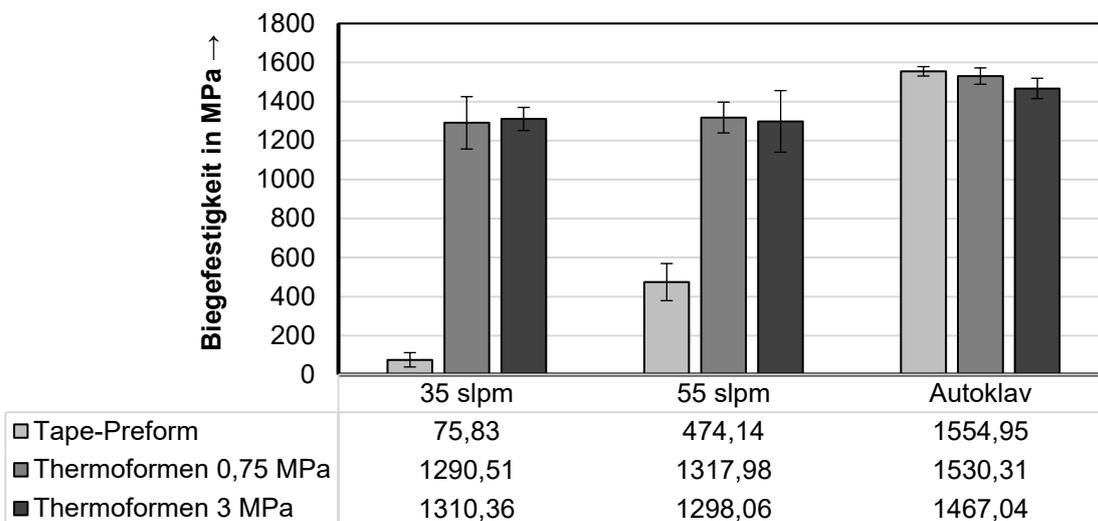


Abbildung 5.8: Biegefestigkeit der Tape-Lamine (UD14\_400\_Kon) nach dem Thermoformen in Abhängigkeit des Werkzeugdrucks 0,75 MPa und 3 MPa und des Gasvolumenstroms 35 slpm, 55 slpm im ATL und die Konsolidierung im Autoklav zur Erzeugung der Tape-Preforms

Erklärungsansätze für die Tendenz der kleiner werdenden Biegefestigkeit bei größerem Werkzeugdruck sind folgende: Dünnere Proben (siehe Ergebnisse in Kapitel 5.1.2) weisen ein größeres Verhältnis aus Oberfläche zu Volumen auf, weshalb

Oberflächendefekte einen größeren Einfluss haben und Spannungskonzentrationen durch Inhomogenitäten im Material einen größeren Einfluss haben. Zudem benötigen dünnere Proben einen größeren Weg der Druckfinne zum Erzeugen der gleichen Randfaserdehnung auf der Unterseite der Probe, damit die steifen Fasern die Spannungen aufnehmen können, im Vergleich zu dickeren Proben. Das kleinere Flächenträgheitsmoment von dünneren Proben wird durch die Berechnung der Biegefestigkeit (siehe Gl. 3.1) berücksichtigt. Zudem können höhere Drücke Faserverschiebungen durch Polymerfließen herbeiführen, die die Mechanik der Proben negativ beeinflussen können.

## **5.2 Zusammenfassung und Bewertung der Ergebnisse zum Thermoformen teilkonsolidierter Tape-Preforms**

Das Ziel der Untersuchung in Kapitel 5 ist es, einen potenziellen Einfluss des Konsolidierungsgrades der im ATL erzeugten Tape-Preforms auf die Konsolidierung der Tape-Laminate nach dem Thermoformen zu ermitteln. Den in Kapitel 4 generierten Ergebnissen zufolge unterscheidet sich der Konsolidierungsgrad von Tape-Preforms, die im ATL bei 35 slpm und 55 slpm als Einstellgröße des Gasvolumenstroms hergestellt werden. Diese Informationen aus den Untersuchungen in 3.1.2 werden als Eingangsgrößen und als charakteristische Größe des Konsolidierungsgrades in Abhängigkeit des Gasvolumenstroms im ATL gesehen. Der Vorher-Nachher Vergleich entsprechender Größen gilt dann als Einfluss des Thermoformens. Die Messergebnisse zeigen, dass der Konsolidierungsgrad der Tape-Preforms mit den gewählten Einstellgrößen keinen Einfluss auf die Konsolidierung der Tape-Laminate nimmt. Der Zustand der Tape-Preforms nach dem Aufheizen im IR-Strahlerfeld wird im Rahmen dieser Arbeit nicht untersucht, weil keine Methode zur Ermittlung eines repräsentativen Kennwerts zur Verfügung steht.

### **Aufheizverhalten teilkonsolidierter Tape-Preforms im IR-Strahlerfeld**

Das Aufheizverhalten der untersuchten Tape-Preforms (35 slpm und 55 slpm im ATL) im IR-Strahlerfeld in Bezug auf die Temperaturverteilung wird als unabhängig vom Konsolidierungsgrad bewertet. In Bezug auf die Aufheizzeit wird kein Einfluss festgestellt. Dies wird durch Untersuchung deutlich, bei der zwei Tape-Preforms,

hergestellt mit unterschiedlichen Gasvolumenströmen im ATL (35 slpm und 55 slpm) simultan in einem IR-Strahlerfeld aufgeheizt werden. Die detektierten Temperaturen sind im Bereich der Streuung, angegeben mittels Standardabweichung.

Alle untersuchten Tape-Preforms zeigen eine inhomogene Temperaturverteilung in Dickenrichtung mit der höchsten, gemessenen Temperatur im Innern gefolgt von der Tape-Preform Oberseite. Die niedrigsten Temperaturen werden auf der Unterseite der Tape-Preform gemessen. Die Polymerschmelztemperatur wird an sämtlichen Stellen an der Tape-Preform zum Zeitpunkt der Werkzeugschließung übertroffen. Im Außenbereich, nahe der Einspannung werden die niedrigsten Temperaturen gemessen. Dieser Bereich zählt zur Prozessfläche, aus der keine Probekörper zur Untersuchung entnommen werden.

### **Einfluss des Konsolidierungsgrades der Tape-Preforms auf die Konsolidierung der Tape-Laminate**

Den Ergebnissen zufolge besteht kein Zusammenhang zwischen den Kennwerten der Tape-Preform und den entsprechenden Kennwerten der Tape-Laminate nach dem Thermoformen. Das heißt, anhand der in dieser Arbeit generierten Ergebnisse und durchgeführten Charakterisierungsmethoden kann die Aussage getroffen werden, dass die Wahl der Prozessparameter in Bezug auf den Wärmeeintrag im ATL mittels Veränderung des Gasvolumenstroms zwischen 35 slpm und 55 slpm keinen Einfluss auf die Laminatqualität nach dem Thermoformen mit mindestens 0,75 MPa Werkzeuginnendruck nimmt. Einen Einfluss auf die Laminatqualität der Tape-Laminate nach dem Thermoformen hat die Zwischenkonsolidierung im Autoklav der im ATL erzeugten Tape-Preforms. Die Zwischenkonsolidierung führt durch die variotherme Temperierung des Werkzeugs im Autoklav und die vergleichsweise lange Zeit über Schmelztemperatur eine vollständige Mikroimprägnierung herbei, die durch die Verarbeitung der Tape-Preforms im Thermoformen bei isothermer Temperierung des Werkzeugs nicht erreicht werden kann. Die Verwendung der dargestellten Prozessroute ist abhängig von den Bauteilanforderungen an den Konsolidierungsgrad. Entscheidend dafür ist auch der Konsolidierungsgrad der verwendeten Tapes, sowie die Größe des Kontrollvolumens zur Ermittlung des Konsolidierungsgrades. Dies wird bspw. durch die dickenabhängige Porenverteilung im Laminat gezeigt.

Aus wirtschaftlicher Betrachtung besteht Potenzial der Kosteneinsparung, weil zur Erzeugung der Tape-Preforms ein niedriger Wärmeeintrag ausreichend ist, um gleiche Bauteileigenschaften nach dem Thermoformen zu erzeugen. Die Expositionszeit unter Wärmeeinwirkung im ATL und Druckbeaufschlagung durch die Konsolidierungsrolle ist über die Veränderung der Ablegegeschwindigkeit steuerbar. Theoretisch sind durch größere Einstellgrößen des Gasvolumenstroms schnellere Geschwindigkeiten im ATL - bei gleichbleibender Konsolidierung der Tape-Laminate -realisierbar.

### **Auswahl der Einstellung des Gasvolumenstroms im ATL zur Erzeugung der Tape-Preforms für die Untersuchungen der Co-Konsolidierung**

Basierend auf den ermittelten Ergebnissen werden Tape-Preforms für die Untersuchung der Co-Konsolidierung mit der Einstellgröße von 35 slpm im ATL erzeugt.

## **6 Co-Konsolidierung teilkonsolidierter Tape-Preforms**

Es wird die Konsolidierung von Tape-Preforms mittels Co-Konsolidierung mit einer Versteifung im Thermoformen bemessen. Dazu wird der Bereich fern der Versteifung (Sektion I) und der Versteifung (Sektion II) analysiert. Anschließend werden Ergebnisse zur Messung der Zugscherfestigkeit zwischen Tape-Laminat und Versteifung gezeigt. Im Anhang sind Messdaten der gezeigten Ergebnisse aufgeführt (siehe Tabelle 0.6, Tabelle 0.7, Tabelle 0.8, Tabelle 0.9, Tabelle 0.10 und Tabelle 0.11).

### **6.1 Konsolidierung der Tape-Lamine nach der Co-Konsolidierung im Thermoformen**

#### **6.1.1 Einfluss der Co-Konsolidierung auf die Konsolidierung der Tape-Lamine mittels Schliffbildanalyse**

##### **Ermittlung des Porengehalts mittels Grauwertanalyse der Tape-Lamine nach der Co-Konsolidierung**

In Abbildung 6.1 ist der Porengehalt von UD- und QI-Tape-Laminen nach der Co-Konsolidierung im Thermoformen für die Bereiche Sektion I und Sektion II für verschiedene Werkzeugdrücke gezeigt; also im Bereich der Versteifung (Sektion II) und fern der Versteifung (Sektion I). Die eingestellte Kraft auf den Schieber ist stets so gewählt, dass in den Bereichen Sektion I und Sektion II stets der identische, theoretische Werkzeugdruck herrscht. Die Größenordnung des ermittelten Porengehalts in Sektion I entspricht den Ergebnissen zum Thermoformen der teilkonsolidierten Tape-Preforms aus 5.1.1. Das heißt, die Co-Konsolidierung einer Tape-Preform mit einer lokalen Versteifung beeinflusst nicht den Bereich fern der Versteifung in Bezug auf die Konsolidierung der Tape-Preform, auf Grundlage einer Schliffbildanalyse. Es besteht ein Zusammenhang zwischen dem Werkzeugdruck und dem ermittelten Porengehalt. So gilt in den Bereichen Sektion I und Sektion II, dass die größten Porengehalte mit dem kleinsten Werkzeugdruck und die kleinsten Porengehalte mit dem größten Werkzeugdruck gemessen werden. Ab einem Werkzeugdruck von 1,5 MPa befinden sich in den Bereichen Sektion I und Sektion II sämtliche Porengehalte im Bereich der Streuung, angegeben mittels

Standardabweichung, sodass die Aussage getroffen wird, dass die Co-Konsolidierung die Konsolidierung der Tape-Preform nicht beeinflusst.

Mit Berücksichtigung der Standardabweichung werden ab einem Werkzeugdruck von 3 MPa in beiden Bereichen Sektion I und Sektion II Porengehalte von kleiner 2 % für Tape-Laminat mit QI- und UD-Lagenaufbau erzielt. Der Einfluss des Werkzeugdrucks auf die Konsolidierung der Tape-Laminat ist durch eine Zwischenkonsolidierung der Tape-Preforms im Autoklav vor der Co-Konsolidierung im Thermoformen mit den hier gewählten Einstellgrößen nicht mehr feststellbar (siehe Abbildung 6.1 „Co-Kon 0,75 MPa (A)“ und „Co-Kon 6 MPa (A)“). Die entsprechenden Porengehalte können mit den gewählten Einstellgrößen ohne Zwischenkonsolidierung der Tape-Preforms nicht erreicht werden. Dies entspricht der Messungen in Kapitel 5.

Sämtliche Tape-Laminat mit QI-Lagenaufbau zeigen kleinere Porengehalte als Tape-Laminat mit UD-Lagenaufbau. Die Ergebnisse von Versuchen mit 430 °C Prozesstemperatur sind dem Anhang (Tabelle 0.8 und Tabelle 0.10) zu entnehmen. Ein Einfluss der Prozesstemperatur auf den Porengehalt ist anhand der erhobenen Messdaten nicht feststellbar.

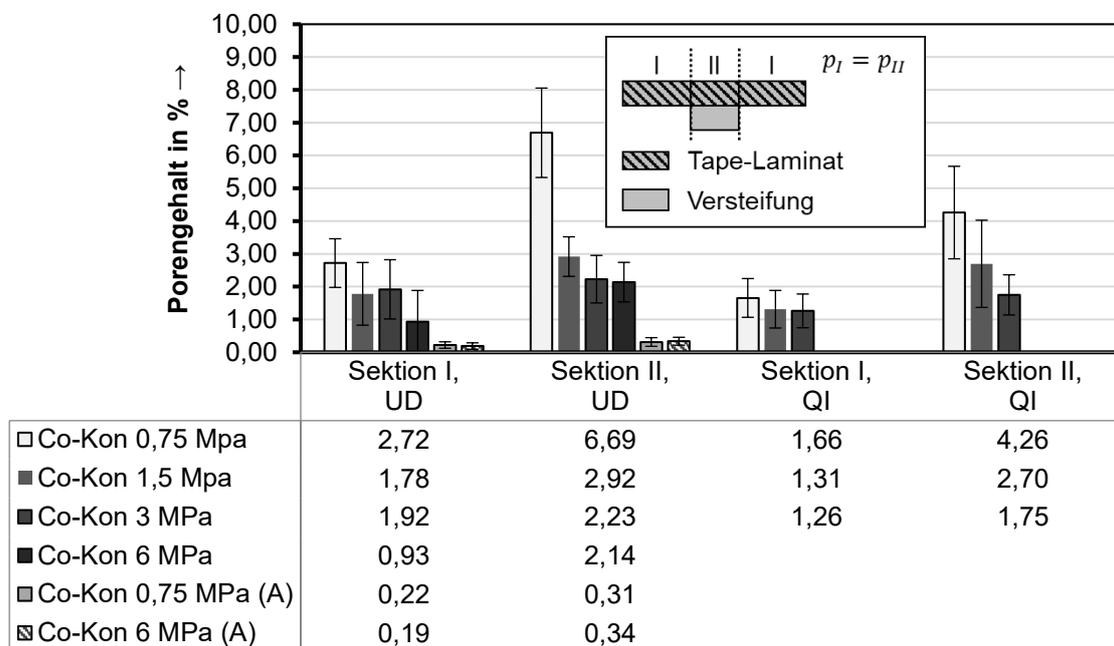


Abbildung 6.1: Porengehalt von Tape-Laminaten (UD14\_35\_400\_Co-Kon) und (QI14\_35\_400\_Co-Kon), co-konsolidiert bei einer Prozesstemperatur von 400 °C für verschiedene Werkzeugdrücke und in Abhängigkeit der Bereiche Sektion I und Sektion II, deren Tape-Preforms bei einem Gasvolumenstrom von 35 slpm hergestellt werden

Wie auch in 5.1.1 wird eine Unterscheidung des Porengehalts in Abhängigkeit der Messposition in Dickenrichtung der Tape-Lamine nach dem Thermoformen getroffen (siehe Abbildung 6.2 und Abbildung 6.3). In Sektion I werden die Messbereiche OWZ, Mitte und UWZ betrachtet; in Sektion II die Messbereiche OWZ, Mitte und Fügezone. In Sektion I ergibt sich den Messwerten zufolge die gleiche Verteilung der Poren, wie beim Thermoformen von teilkonsolidierten Tape-Preforms (vergleiche Kapitel 5.1.1). Die kleinsten Porengehalte werden in der Probenmitte gemessen. Die Porengehalte zum OWZ hin und zum UWZ hin sind von ähnlicher Größenordnung.

In Sektion II werden die kleinsten Porengehalte an der Fügezone gemessen. Dies geht mit den gemessenen Temperaturen im Rahmen der Aufheizversuche einher, die gezeigt haben, dass die Temperatur der Tape-Lamine zur Versteifung hin ( $T_5$ ) während der Haltezeit am größten sind. Die größeren Temperaturen führen zu niedrigeren Polymerviskositäten, wodurch Fließbewegungen zur Eliminierung von Poren begünstigt werden. Ab einem Werkzeugdruck von 1,5 MPa befinden sich in Sektion II die ermittelten Werte für den Porengehalt im Bereich der Streuung, angegeben mittels Standardabweichung.

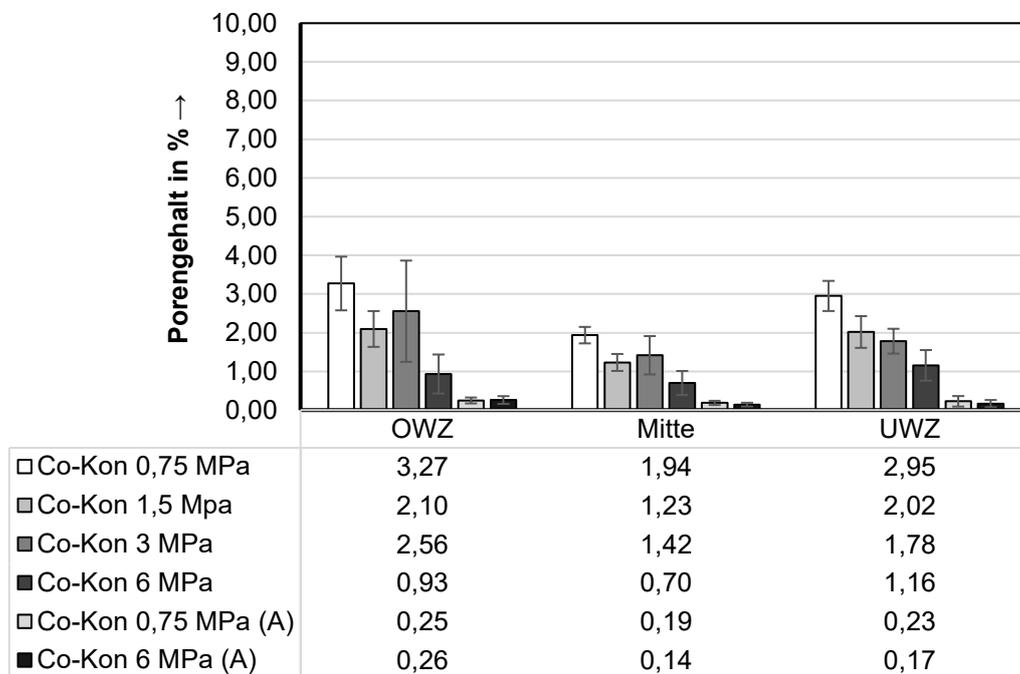


Abbildung 6.2: Porengehalt von Tape-Laminaten (UD14\_35\_400\_Co-Kon) nach dem Co-Konsolidieren von Tape-Preforms mit Versteifungen in Sektion I für Messpositionen OWZ, Mitte und UWZ

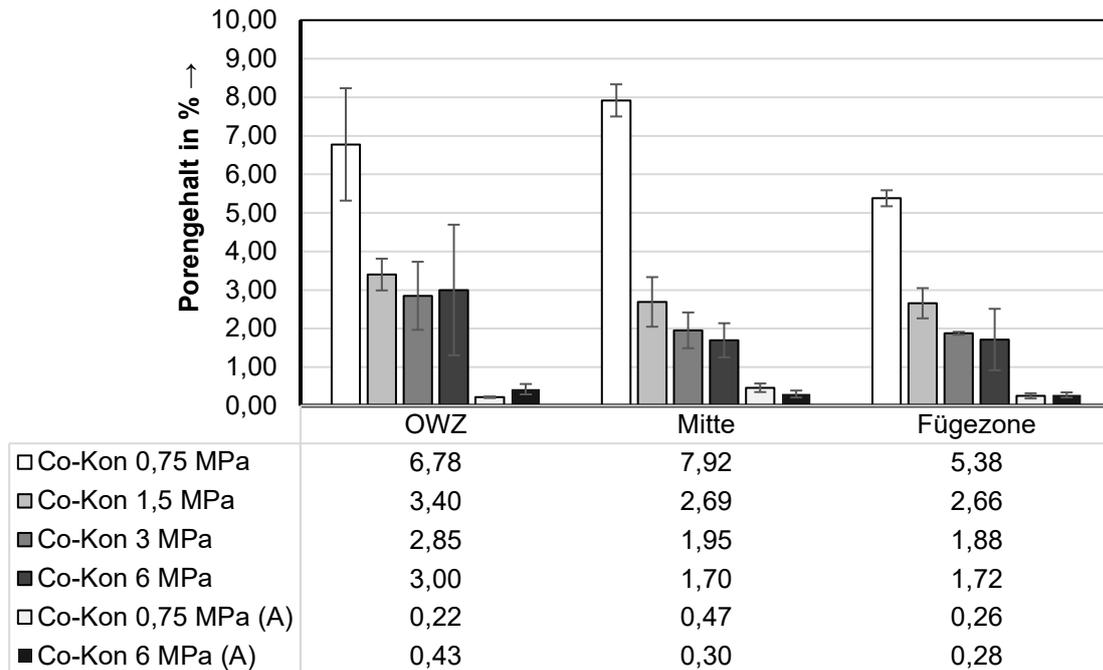


Abbildung 6.3: Porengehalt von Tape-Laminaten (UD14\_35\_400\_Co-Kon) nach dem Co-Konsolidieren von Tape-Preforms mit Versteifungen in Sektion II für Messpositionen OWZ, Mitte und Fügezone

In Abbildung 6.4 sind typische Schlibfbildaufnahmen der Tape-Laminare (UD\_35\_400-Co-Kon) mit den Versteifungen aus Sektion II nach dem Co-Konsolidieren bei verschiedenen Werkzeugdrücken und bei 400 °C Prozesstemperatur abgebildet. Die Tape-Preforms haben einen UD-Lagenaufbau und werden bei einer Einstellgröße des Gasvolumenstroms von 35 slpm im ATL erzeugt. Zu erkennen ist der größere Porengehalt der Tape-Laminare im Vergleich zu den Versteifungen, die Verteilung der Poren in Dickenrichtung und der zuvor dargestellte Einfluss des Werkzeugdrucks auf den Porengehalt. Mit Ausnahme der Proben, die mit 0,75 MPa Werkzeugdruck hergestellt werden, weisen die Tape-Laminare ausschließlich intralaminare Poren auf. Charakteristisch für die Proben, hergestellt bei einem Werkzeugdruck von 0,75 MPa, ist die nicht ebene Oberfläche in Sektion II, die wie auch der Porengehalt auf einen zu geringen Werkzeugdruck hindeutet. Mit zunehmendem Werkzeugdruck werden die Oberflächen weniger uneben. Interlaminare Poren, bzw. nicht in Kontakt getretene Oberflächen der Tape-Laminare und der Versteifungen sind nur vereinzelt am Randbereich von Sektion II zu erkennen. Dies kann der inhomogenen Temperaturverteilung der Versteifung nach der Aufheizung folgen, die zu niedrigeren Temperaturen im Randbereich der Versteifung führt, wodurch lokal größere Viskositäten herrschen, die die Bildung des innigen Kontakts hemmen.

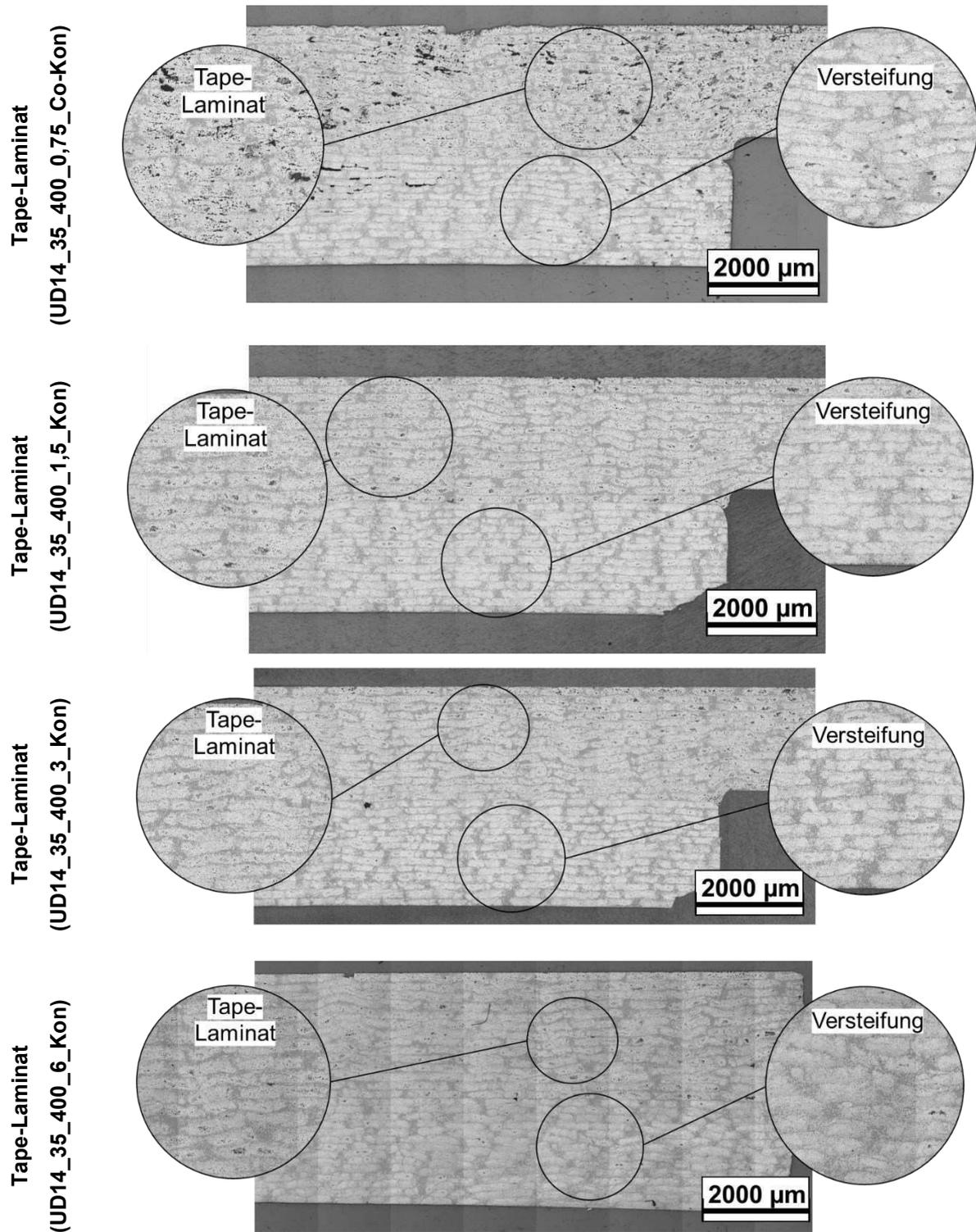


Abbildung 6.4: Schlibfildaufnahmen von Tape-Laminaten (UD14\_35\_400\_Co-Kon) und Versteifungen co-konsolidiert im Thermoformen bei 0,75 MPa, 1,5 MPa, 3 MPa und 6 MPa (von oben nach unten)

Zudem hat die Druckmessung im Rahmen der Vorversuche bei Raumtemperatur gezeigt, dass die Kraftverteilung auf die Versteifung inhomogen, das heißt zum Randbereich hin kleiner werdend, ist. Eine werkzeugseitige, inhomogene

Kraftbeaufschlagung kann dann einen Einfluss auf die Konsolidierung nehmen, falls kein hydrostatischer Spannungszustand in der Kavität vorliegt. Aufgrund der schnellen Abkühlgeschwindigkeit beim Thermoformen und der in Dickenrichtung unterschiedlichen Temperaturverteilung wird nicht davon ausgegangen, dass ein hydrostatischer Spannungszustand lange aufrechterhalten wird. Auffällig ist dieses Phänomen bei Proben mit Zwischenkonsolidierung („Co-Kon 0,75 MPa (A)“ und „Co-Kon 6 MPa (A)“) zu beobachten (siehe Abbildung 6.5). Bis auf die Herstellung der Tape-Preforms sind sämtliche Parameter zur Herstellung der Proben identisch. Die Gegenüberstellung von Tape-Preforms mit und ohne Zwischenkonsolidierung im Autoklav (siehe Abbildung 6.6) zeigt die Unterschiede in der Konsolidierung und in der Oberflächenbeschaffenheit. Den Ergebnissen der Untersuchung mit den gewählten Einstellgrößen zufolge, ist dies nachteilig für die Co-Konsolidierung im Thermoformen.

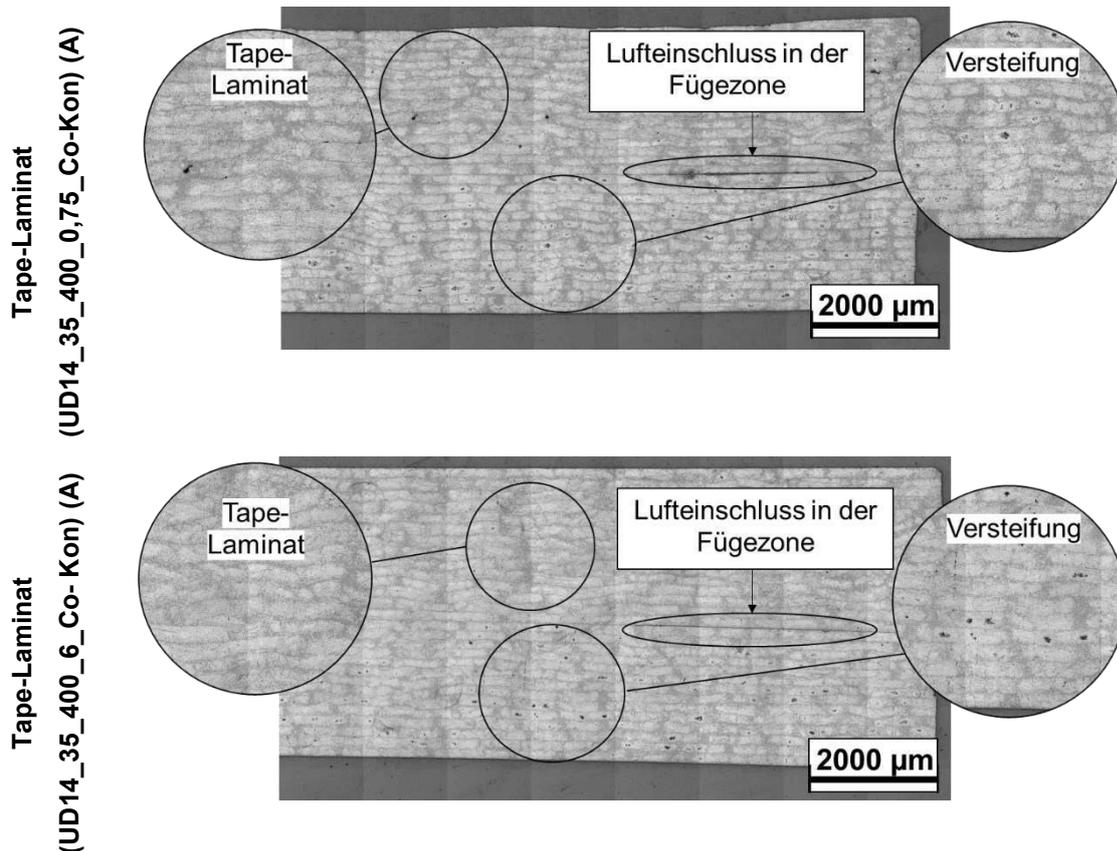


Abbildung 6.5: Schliffbildaufnahmen von Tape-Laminaten (UD14\_35\_400\_Co-Kon) (A) und Versteifungen co-konsolidiert im Thermoformen bei 0,75 MPa (oben) und 6 MPa (unten) mit Zwischenkonsolidierung der Tape-Preforms im Autoklav

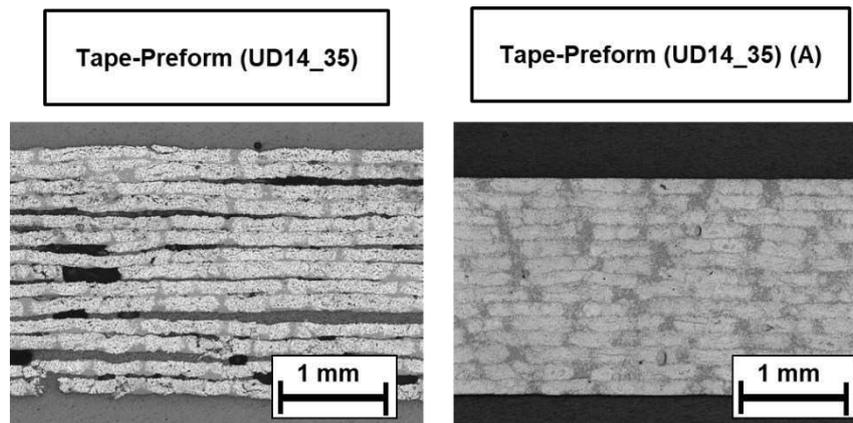


Abbildung 6.6: Schliffbildaufnahmen von Tape-Preforms mit Zwischenkonsolidierung im Autoklav (UD14\_35) (A) und ohne (UD14\_35)

### **Dickenmessung der Tape-Laminat und der Versteifungen nach der Co-Konsolidierung**

Das Ergebnis der Dickenmessung ist in Abbildung 6.7 dargestellt. Zusätzlich zu den Tape-Laminaten mit Co-Konsolidierung im Thermoformen werden die Dicken der Halbzeuge Tape-Preform (UD\_35) und Versteifung (UD\_35 (A)) angegeben. In Sektion I ist die Tape-Preform das Halbzeug, in Sektion II ist die Tape-Preform das Halbzeug des Tape-Laminats und die im Autoklav konsolidierte Tape-Preform das Halbzeug der Versteifung. Außerdem wird die Summe der Dicken der Tape-Laminat und der entsprechenden Versteifungen in Sektion II dargestellt. Es gilt, unabhängig vom eingestellten Werkzeugdruck, dass die Dicke der Tape-Laminat in Sektion I stets kleiner als die Dicke der Tape-Laminat in Sektion II ist. Die Dicken der Tape-Laminat sind kleiner als die Dicken der Tape-Preforms und entsprechen in Sektion I der Größenordnung der Dicken der Tape-Laminat aus Kapitel 5. Die Dicken der Tape-Laminat in Sektion II sind im Mittel größer als die Dicken der Tape-Laminat in Sektion I. Ab einem Werkzeugdruck von 3 MPa sind die gemessenen Dicken der Tape-Laminat in Sektion II in der Größenordnung der Dicken der Tape-Laminat mit Zwischenkonsolidierung im Autoklav vor der Co-Konsolidierung im Thermoformen. Die Dicken der Versteifungen bei unterschiedlichen Werkzeugdrücken sind im Bereich der Streuung, angegeben mittels Standardabweichung, und in der gleichen Größenordnung wie das entsprechende Halbzeug.

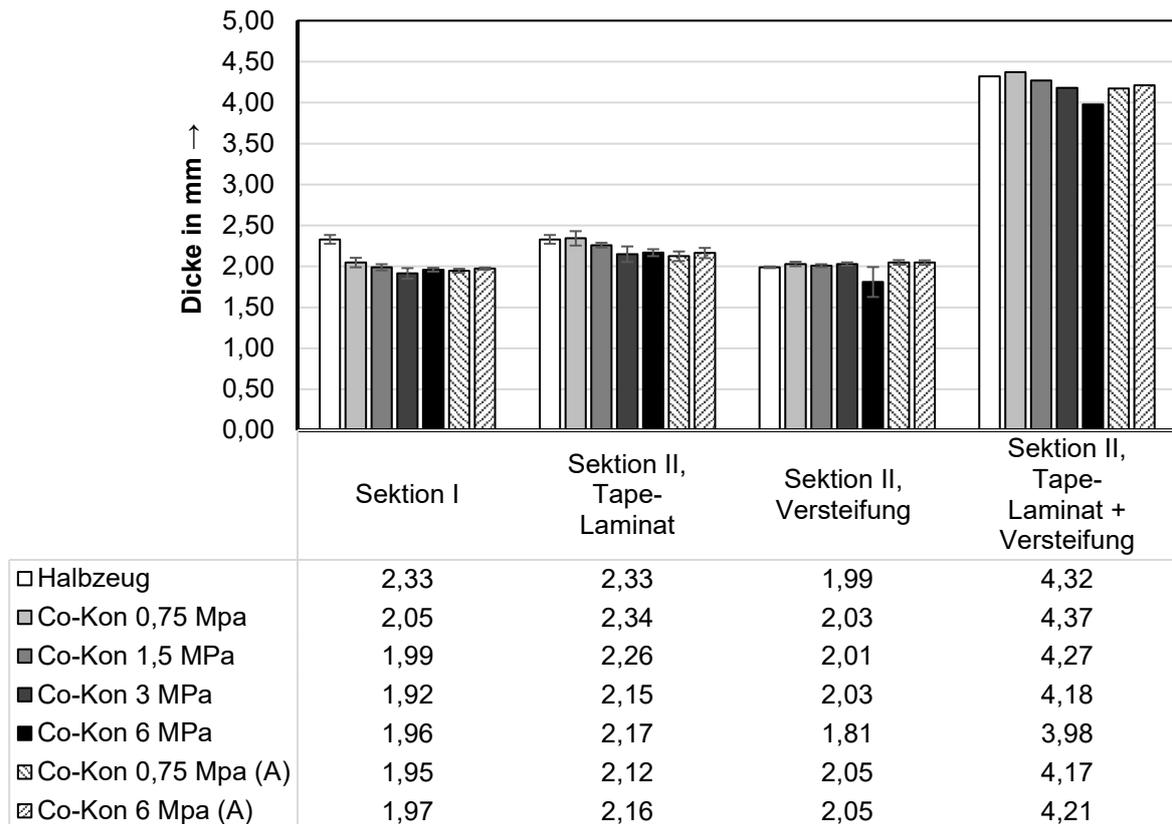


Abbildung 6.7: Dickenmessung der Tape-Laminats (UD14\_35\_400\_Co-Kon) in den Bereichen Sektion I und Sektion II und der Versteifungen nach dem Co-Konsolidieren für verschiedene Werkzeugdrücke

Mit keiner der gewählten Einstellgrößen für den Werkzeugdruck wird eine Dicke der Tape-Laminats in Sektion II erreicht, die der Dicke in Sektion I oder der Dicke der Versteifung entspricht. Dies spricht dafür, dass die Kraft des Schiebers nicht ausreichend groß genug ist. Die Druckmessung im Rahmen der Vorversuche zeigt eine inhomogene Kraftbeaufschlagung auf die Versteifung und eine inhomogene Kraftbeaufschlagung auf den Bereich fern der Versteifung. Proben mit einem QI-Lagenaufbau zeigen einen Einfluss des Werkzeugdrucks auf die Dicke des Tape-Laminats. Bei einem Werkzeugdruck von 3 MPa entspricht die Dicke des Tape-Laminats in Sektion II der Dicke der Versteifung (siehe Anhang Tabelle 0.9 und Tabelle 0.10). Die Beschreibung des Schließvorgangs des Werkzeugs kann zur Erklärung der unterschiedlichen Dickenverteilung beitragen (siehe Kapitel 3.1.3). Das Schalten der Hilfshydraulik in den Zustand „kraftlos“ (es wirkt nur die Gewichtskraft und die Reibkraft zwischen Fluid und Hydraulikleitung) während des Schließens des Werkzeugs und bis zum vollständigen Aufbau der Schließkraft der Presse sorgt dafür, dass ab dem

Zeitpunkt in Kontakt treten zwischen Tape-Preform und Versteifung kein Druck in Sektion II herrscht. Die Hilfshydraulik wird dann aktiv geschaltet, sobald die Presse auf Sollkraft gefahren ist. Durch die Zeitverzögerung im Vergleich zur Konsolidierung in Sektion I ist davon auszugehen, dass die Viskosität des Polymers in Sektion II dann schon weiter angestiegen ist und Fließbewegungen zum Eliminieren von Poren gehemmt werden. Zudem gilt, dass das zu konsolidierende Volumen in Sektion II der zweifachen Menge von Sektion I entspricht. Deshalb wird vermutet, dass ein größerer Druck notwendig ist, um die gleiche Konsolidierung wie in Sektion I zu erhalten; also, dass ein Zusammenhang zwischen der Laminatdicke und dem notwendigen Konsolidierungsdruck besteht.

Die Schliffbildanalyse zur Ermittlung des Porengehalts und die Dickenmessung der Tape-Lamine hat gezeigt, dass Tape-Lamine mit ähnlichem Porengehalt in Sektion I und Sektion II größere Dicken in Sektion II aufweisen. Dies schließt auf ein Materialfließen von Sektion I zu Sektion II, was in Abbildung 6.4 den dargestellten Schliffbildern am Übergang zwischen Sektion I und Sektion II zu entnehmen ist.

Die Co-Konsolidierung zwischen einer QI-Tape-Preform (Lagenaufbau  $[0, +45, -45, 90, -45, +45, 0]_s$ ; Fügezone aus  $0^\circ$ -Lage Tape-Preform und  $0^\circ$ -Lage Versteifung in  $x_1$ -Richtung) mit einer Versteifung zeigt keine Fließbewegung zu Sektion II hin. Die Einzellagen quer ( $x_2$ -Richtung) und im  $45^\circ$ -Winkel zur Längsrichtung des Einlegers verhindern die Fließbewegung, bzw. sorgen für eine „Stützwirkung“. In Abbildung 6.8 ist eine Gegenüberstellung der Co-Konsolidierung einer UD-Tape-Preform und der Co-Konsolidierung einer QI-Tape-Preform in Form von Schliffbildaufnahmen dargestellt. Bei gleicher Lagenanzahl der Tape-Preform und bei gleichen Verarbeitungsparametern im Thermoformen beträgt der Unterschied in der mittleren Dicke der Tape-Lamine in Sektion II nach der Co-Konsolidierung 11,4 %.

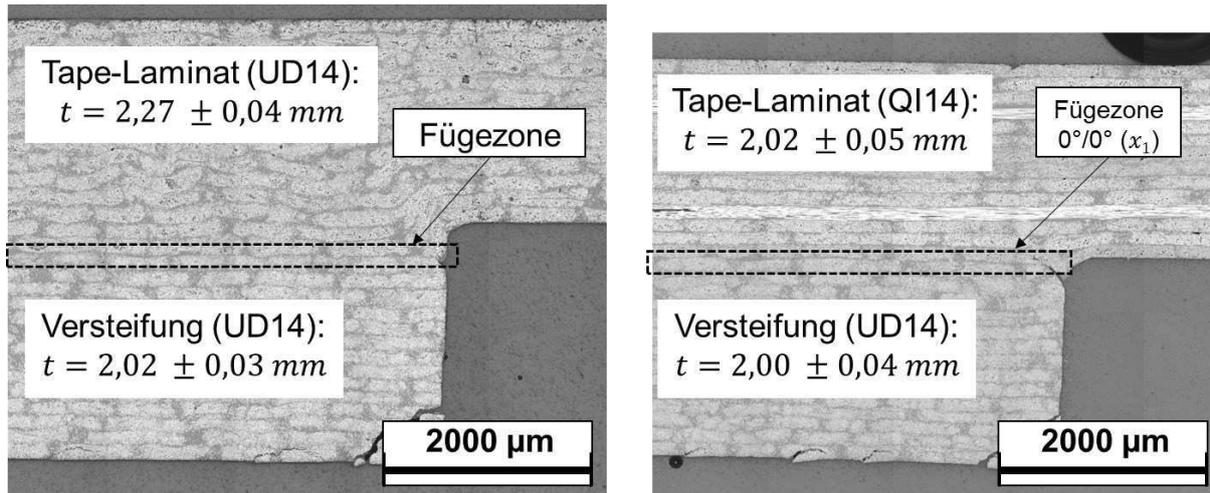


Abbildung 6.8: Vergleich der Co-Konsolidierung im Bereich Sektion II zwischen Tape-Laminat und Versteifung bei verschiedenen Lagenaufbauten; links: Tape-Laminat (UD14\_35\_430\_3\_Co-Kon), rechts: Tape-Laminat (QI14\_35\_430\_3\_Co-Kon)

### 6.1.2 Einfluss der Co-Konsolidierung auf die Biegefestigkeit der Tape-Lamine

In Abbildung 6.9 sind die Kennwerte der Biegefestigkeit der Tape-Lamine nach dem Co-Konsolidieren für Werkzeugdrücke 0,75 MPa, 1,5 MPa, 3 MPa und 6 MPa angegeben. Die Prozesstemperatur ist 400 °C. Die Tape-Preforms zur Ermittlung der Biegefestigkeit nach der Co-Konsolidierung werden im ATL mit einem Gasvolumenstrom von 35 slpm hergestellt. Für zwei Werkzeugdrücke (Co-Kon 0,75 MPa (A) und Co-Kon 6 MPa (A)) werden Tape-Preforms im Autoklav zwischenkonsolidiert und dann im Thermoformen mit einer Versteifung co-konsolidiert. Die Tape-Lamine werden in den Messbereichen Sektion I und Sektion II, wie in 3.1.3 beschrieben, entnommen. Sämtliche Proben zur Messung der Biegefestigkeit zeigen auf der Probenoberseite Druckversagen (Herstellung zum OWZ hin) durch Überschreiten der maximalen Spannung.

Die Proben mit Zwischenkonsolidierung im Autoklav zeigen die größten, gemessenen Biegefestigkeiten. Die kleinsten, gemessenen Biegefestigkeiten mit UD-Lagenaufbau weisen die Proben mit einem Werkzeugdruck von 0,75 MPa auf. Dies geht einher mit der Bestimmung des Porengehalts unter der Annahme, dass die mechanische Biegefestigkeit mit zunehmendem Porengehalt kleiner wird. Die größten Differenzen der Biegefestigkeiten aus Sektion I und Sektion II zeigen die Proben erzeugt bei einem Werkzeugdruck von 0,75 MPa. Dies gilt in beiden Fällen mit und ohne Zwischenkonsolidierung der Tape-Preforms im Autoklav. Für alle anderen Proben gilt, dass sich die Standardabweichungen der ermittelten Kennwerte aus Sektion I und Sektion II überschneiden und somit keine Aussage über eine distinkte Korrelation zwischen Messbereich (Sektion I und Sektion II) und Biegefestigkeit getroffen wird. Deshalb wird festgehalten, dass im Rahmen der gewählten Einstellgrößen die Co-Konsolidierung die Biegefestigkeit entsprechender Tape-Lamine ab einem Werkzeugdruck von 1,5 MPa nicht beeinflusst. Tape-Lamine mit einem QI-Lagenaufbau (siehe Anhang Tabelle 0.9 und Tabelle 0.10) weisen niedrigere Biegefestigkeiten als Tape-Lamine mit einem UD-Lagenaufbau auf und zeigen ebenfalls einen Einfluss des Werkzeugdrucks auf die Biegefestigkeit. Ein Einfluss der Prozesstemperatur auf die Biegefestigkeit wird bei keiner der untersuchten Parameterkonstellationen festgestellt.

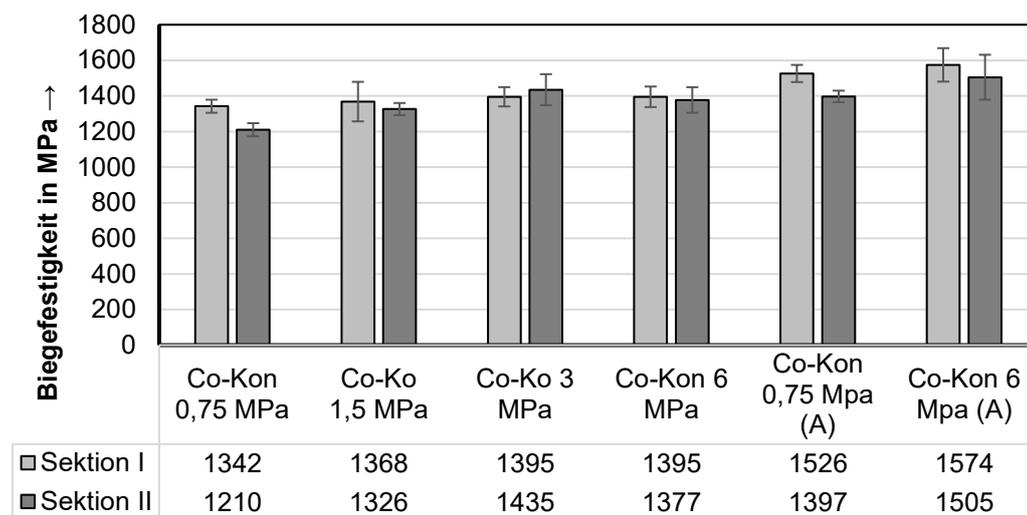


Abbildung 6.9: Biegefestigkeit der Tape-Lamine (UD14\_35\_400\_Co-Kon) in den Sektionen I und II nach der Co-Konsolidierung im Thermofornen mit und ohne Konsolidierung im Autoklav

## 6.2 Ermitteln von Einflussgrößen der Co-Konsolidierung auf die Festigkeit der Fügeverbindung

### Ermittlung der Zugscherfestigkeit zwischen Tape-Laminat und Versteifung

Die Zugscherfestigkeit der Co-Konsolidierung zwischen Tape-Laminat und Versteifung wird im Zugscherversuch ermittelt. Die Prüfkörper werden nach der in 3.1.3 beschriebenen Methode den Proben nach der Co-Konsolidierung entnommen. Der Zugscherversuch wird wie in Kapitel 3.2.6 beschrieben, durchgeführt. Die entsprechenden, gemittelten Zugscherfestigkeiten sind in Abhängigkeit des Werkzeugdrucks, des Lagenaufbaus und der Prozesstemperatur in Abbildung 6.10 dargestellt.

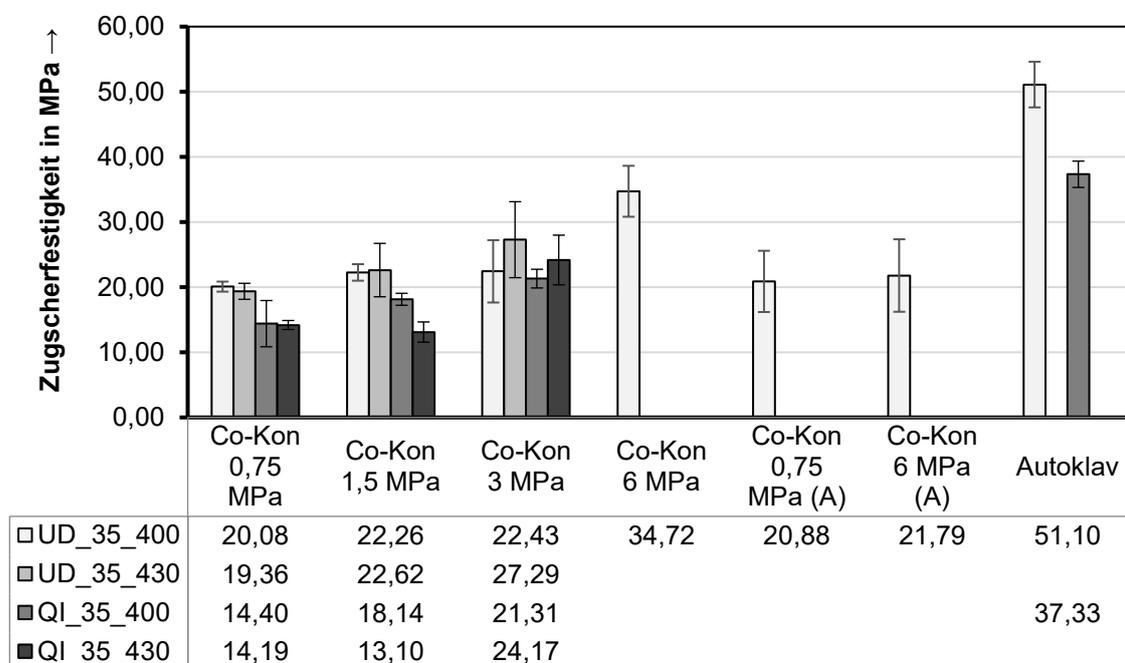


Abbildung 6.10: Zugscherfestigkeit zwischen Tape-Laminat und Versteifung hergestellt mittels Co-Konsolidierung im Thermoformen ermittelt im Zugscherversuch (Fügezone  $0^\circ/0^\circ$  in  $x_1$ )

Als Referenz des Co-Konsolidierungsprozesses im Thermoformen dienen Probekörper, deren Stoffschluss zwischen Tape-Preform und Versteifung mittels Konsolidierung im Autoklav erzeugt wird. Die eingestellten Prozessparameter für die Konsolidierung im Autoklav entsprechen denen aus Tabelle 3.6. Die Ergebnisse zeigen, dass die größte Zugscherfestigkeit mit dem jeweils größten, eingestellten Werkzeugdruck gemessen wird, zutreffend unabhängig der gewählten Lagerorientierung und Prozesstemperatur. Die Prozesstemperatur betreffend, werden

für die untersuchten Einstellgrößen des Werkzeugdrucks bis 3 MPa für die beiden Lagenorientierungen UD und QI (Fügezone  $0^\circ/0^\circ$  in  $x_1$ ) die größten, mittleren Zugscherfestigkeiten bei der größten, gewählten Prozesstemperatur gemessen. Die Streuung, angegeben mittels Standardabweichung, zeigt eine Überlappung der Messwerte weshalb keine distinkte Korrelation vorliegt. Die Analyse der Fügeflächen soll weitere Erkenntnisse in Bezug auf einen potenziellen Einfluss der Prozesstemperatur liefern. Die Proben mit einem UD-Lagenaufbau der Tape-Laminare weisen größere, mittlere Zugscherfestigkeiten auf als die Proben mit einem QI-Lagenaufbau (Fügezone  $0^\circ/0^\circ$  in  $x_1$ ). Zugscherproben, deren Tape-Preforms vor der Co-Konsolidierung im Autoklav zwischenkonsolidiert werden, zeigen kleinere Zugscherfestigkeiten. Zudem ist bei diesen Proben kein Einfluss des Werkzeugdrucks zu erkennen. Die Co-Konsolidierung im Autoklav zeigt die größten, gemessenen Zugscherfestigkeiten für beide untersuchten Lagenaufbauten.

Dies wird wie folgt begründet: im Vergleich zur Co-Konsolidierung im Thermoformen ist die Zeit zum Aufbau eines innigen Kontakts, zur Initiierung der Polymerdiffusion und zum Abkühlen unter Druck, im Autoklav um ein Vielfaches länger. Wie in Kapitel 2.1.2 in Gl. 2.1 beschrieben, steigt der Grad des innigen Kontakts  $D_{ic}$  mit zunehmendem, appliziertem Druck, mit zunehmender Prozesstemperatur und mit zunehmender Zeit. Der innige Kontakt gilt als Voraussetzung der Autohäsion, weshalb als Folge eines größeren Grades des innigen Kontakts auch die Anzahl an Polymerketten, die über die Grenzflächen diffundieren, zunimmt. Es entsteht eine größere Festigkeit der Fügezone.

$$D_{ic}(t) = g \cdot \left[ \int_0^t \frac{p(t)}{\eta_0(t)} dt \right]^{1/5} \quad (2.1)$$

Die Haltezeit beträgt im Autoklav 1800 s im Vergleich zu wenigen Sekunden beim Thermoformen. Zudem weist die variotherme Prozessführung der Konsolidierung im Autoklav langsamere Abkühlgeschwindigkeiten auf, die zu größeren Kristallinitäten führen. Ferner sind die Fügezonen während der Verarbeitung im Autoklav gleichmäßig über die Breite und Länge aufgeheizt, wodurch ideale Voraussetzungen für die Herstellung des innigen Kontakts und dann für die Polymerdiffusion vorherrschen.

Wie in Kapitel 3.1.3 beschrieben, wird die Größe der Überlapplänge  $l_{\ddot{u}}$  der Zugscherprobe durch Applikation von PI-Klebefolie auf der Versteifung bestimmt. Während der Co-Konsolidierung kann Klebstoff aus der PI-Klebefolie austreten und so die Polymerkettendiffusion beeinträchtigen, wodurch die Festigkeit der Fügezone beeinflusst werden kann. Die Co-Konsolidierung im Autoklav verlangt keine Applikation der PI-Klebefolie, weil die Größe der Überlapplänge  $l_{\ddot{u}}$  durch die exakte Positionierung der Tape-Preform und der Versteifung zueinander bestimmt wird.

### Analyse der Fügeflächen nach dem Zugscherversuch

Typische Aufnahmen der Fügeflächen nach der Zugscherprüfung sind in Abbildung 6.11 dargestellt. Die Größe der Fügeflächen werden mittels Grafikprogramm durch Selektion der Bruchflächen ermittelt. Die Bruchfläche ist erkenntlich durch die Oberflächenbeschaffenheit und das Erscheinungsbild (matt und uneben, statt glänzend und eben) und die trockenen Fasern. Ferner unterscheidet sich der Farbton des Polymers im Bereich der Fügefläche vom restlichen Laminat.

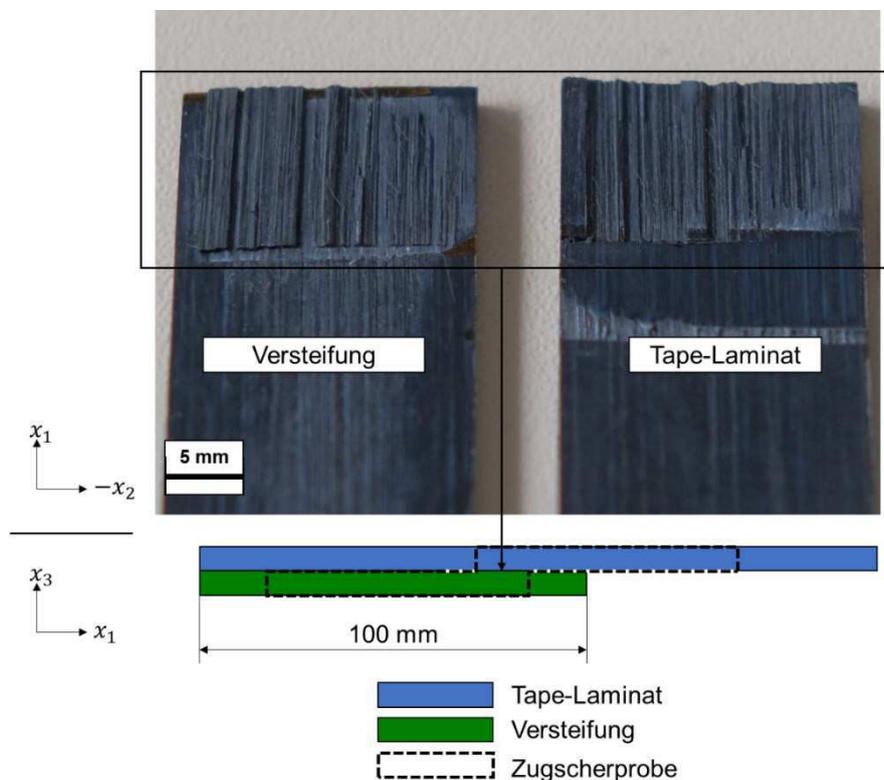


Abbildung 6.11: Fügeflächen einer Probe (UD\_35\_400\_6\_Co-Kon) nach dem Zugscherversuch

Die Gegenüberstellung sämtlicher Fügeflächen zeigt eine Tendenz größer werdender Fügeflächen mit zunehmender Füge­temperatur (Abbildung 6.12). Bei konstanter Werkzeugtemperatur kann dies so erklärt werden, dass eine größere Leistung des IR-Strahlers bei zur Erzeugung der höheren Prozesstemperatur von 430 °C zu einem größeren Wärmeeintrag und letztendlich größeren Temperatur der Versteifung führt. Dies unterstützt die Aussagen, dass keine distinkte Korrelation zwischen der Prozesstemperatur und der Zugscherfestigkeit im Zugscherversuch vorliegt. Ein Zusammenhang würde nur dann vorliegen, falls die Zugscherfestigkeit mit zunehmender Prozesstemperatur größer wird, sofern die Größe der Fügefläche unverändert bleibt. An den Fügeflächen sind trockene Fasern zu sehen. Dies ist ein Indiz dafür, dass die Zugscherfestigkeit zwischen Tape-Laminat und Versteifung an diesen Stellen die Festigkeit der Faser-Matrix-Haftung eines Fügepartners übersteigt und der Riss aus der Fügezone in das Tape-Laminat oder die Versteifung wandert. Die zu den Rändern der Probe hin nicht aufgeschmolzenen Bereiche, sind der Wärmeübertragung zwischen Versteifung und Werkzeug zuzuschreiben und werden auch in den Vorversuchen beobachtet.

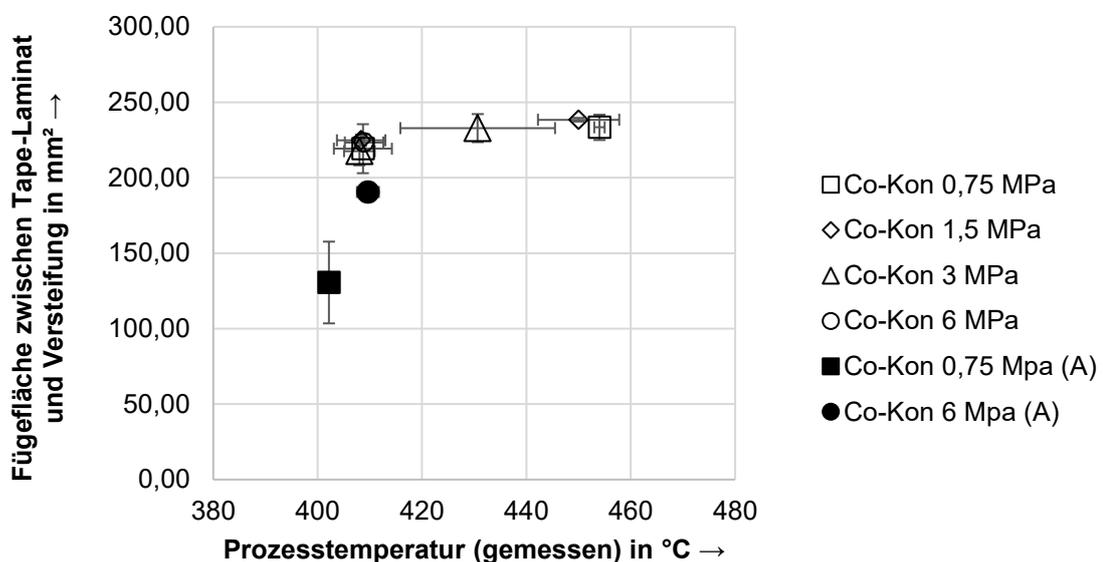


Abbildung 6.12: Gemessene Fügeflächen der Zugscherproben in Abhängigkeit der gemessenen Prozesstemperatur für Tape-Laminat (UD14\_35\_Co-Kon) mit und ohne Zwischenkonsolidierung im Autoklav

Die Betrachtung von Mikroskopaufnahmen mit der Betrachtungsebene senkrecht zur Faserlängsachse ( $x_2, x_3$ -Ebene) gerichtet, zeigt die Rissausbreitung in das Tape-Laminat bzw. in die Versteifung hinein (siehe Abbildung 6.13, oben). Das zeigt, dass

die Festigkeit der Fügezone die des Tape-Laminats bzw. der Versteifung übersteigt. Außerdem charakterisieren sich die Oberflächen der beiden Fügepartner in der Fügezone durch eine große Rauigkeit. Eine Ursache davon, kann die Oberflächenbeschaffenheit der Tape-Preforms, bzw. des Einzeltapes sein. Tape-Preforms, die vor der Co-Konsolidierung im Autoklav zwischenkonsolidiert werden, zeigen in der Fügezone eine weniger raue Oberfläche (siehe Abbildung 6.13, unten). Weil die entsprechenden Probekörper im Zugscherversuch eine kleinere Festigkeit aufweisen, wird davon ausgegangen, dass die Oberflächenbeschaffenheit der verwendeten Tape-Preforms das stoffschlüssige Fügen im Thermoformen mittels Co-Konsolidierung begünstigt. Die Vermutung lautet, dass die größere Rauheit der Tape-Preforms ohne Konsolidierung im Autoklav ein Nesten der beiden Oberflächen in Dickenrichtung zulässt. Als Folge davon vergrößert sich die Gesamtoberfläche, an der es zur Polymerkettendiffusion kommen kann.

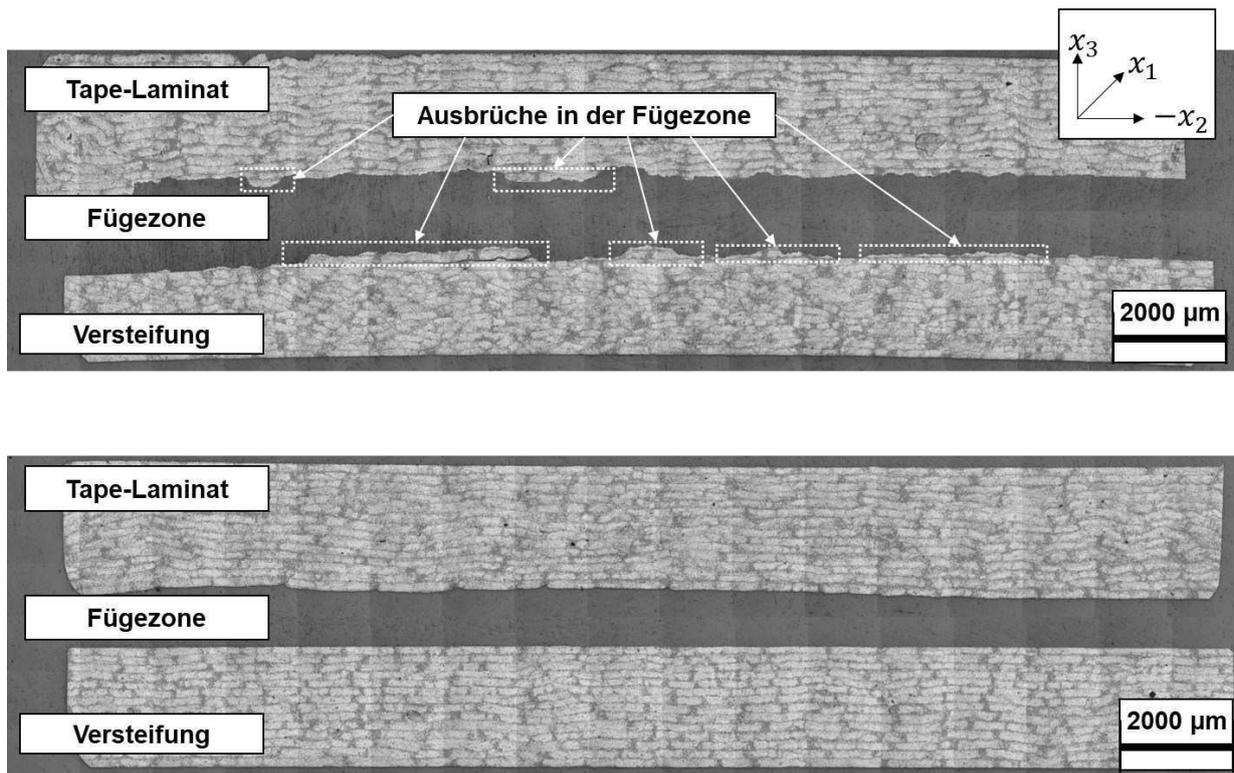


Abbildung 6.13: Schliffbildaufnahmen nach dem Zugscherversuch aus dem Bereich Sektion II nach der Co-Konsolidierung im Thermoformen mit und ohne Zwischenkonsolidierung der Tape-Preform im Autoklav bei identischem Werkzeugdruck; oben: (UD14\_35\_400\_6\_Co-Kon); unten: (UD14\_35\_400\_6\_Co-Kon) (A)

### **6.3 Zusammenfassung und Bewertung der generierten Ergebnisse zur Co-Konsolidierung teilkonsolidierter Tape-Preforms im Thermoformen**

Mit denen in Kapitel 6 gezeigten Ergebnissen werden die beiden Ziele verfolgt, die Konsolidierung eines Tape-Laminats zu bemessen, das im Thermoformen mit einer Versteifung mittels Co-Konsolidierung verbunden wird, sowie die Festigkeit zwischen dem Tape-Laminat und der Versteifung auf Zugscherbeanspruchung zu ermitteln. Die Ergebnisse zeigen, dass die mittleren Porengehalte im Bereich der Versteifung und im Bereich fern der Versteifung ab einem bestimmten Werkzeugdruck (hier: 1,5 MPa) innerhalb der Streuung, ausgedrückt mittels Standardabweichung, sind. Das heißt, die Co-Konsolidierung beeinflusst die Konsolidierung der Tape-Preforms zu Tape-Laminaten nicht. Gleiches gilt für die mittleren Biegefestigkeiten der Tape-Lamine im Bereich der Versteifung und fern der Versteifung. Die Zugscherfestigkeit wird als abhängige Größe des Werkzeugdrucks gesehen und erreicht bei einer Einstellgröße von 6 MPa die größte Zugscherfestigkeit zwischen Tape-Laminat (UD\_35\_400\_6\_Co-Kon) und Versteifung von 34,7 MPa. Der Zielwert der Zugscherfestigkeit, die mittels Konsolidierung im Autoklav erzeugt wird, wird mit den gewählten Einstellungen der Prozessgrößen nicht erreicht.

#### **Konsolidierung der Tape-Preform**

Die Ermittlung des Porengehalts der Tape-Lamine nach der Co-Konsolidierung zeigt die Zusammenhänge zwischen Porengehalt und Werkzeugdruck im Bereich der Versteifung und fern davon. Die mittleren Porengehalte der Tape-Lamine sind im Bereich der Versteifung stets größer. Mit zunehmendem Werkzeugdruck gleicht sich dies an, sodass die Werte im Bereich der Streuung sind. Die Abhängigkeit zwischen Werkzeugdruck und Porengehalt ist im Bereich der Versteifung größer. Das heißt, zur Reduktion des Porengehalts ist im Bereich der Versteifung ein vergleichsweise größerer Werkzeugdruck notwendig. Dies wird mit der größeren Laminatdicke in diesem Bereich begründet, wodurch absolut gesehen, eine größere Menge eingeschlossener Poren eliminiert werden muss: nämlich die in der Versteifung und die in der Tape-Preform. Mit der Annahme, dass eine größere Laminatdicke einer größeren Bauteilkomplexität entspricht, tragen die in Kapitel 2.1.4 beschriebenen Zusammenhänge zur Deutung der Ergebnisse bei, dass die Konsolidierung der Tape-

Laminat im Bereich der Versteifung vergleichsweise niedriger ist als in Sektion I. Der Unterschied in den Randbedingungen zur Konsolidierung der Tape-Preform liegt darin, dass die Kraftbeaufschlagung zum Erzeugen eines Drucks fern der Versteifung zwischen zwei steifen Werkzeughälften und im Bereich der Versteifung zwischen der oberen, steifen Werkzeughälfte und zwischen der auf der Unterseite der Tape-Preform anliegenden, oberflächennah aufgeschmolzenen Versteifung erfolgt. Die mechanische Charakterisierung der Tape-Laminat bestätigt den Zusammenhang zwischen Werkzeugdruck und Konsolidierung, dass im Bereich der Versteifung ein größerer Werkzeugdruck notwendig ist, um die gleiche Konsolidierung wie fern der Versteifung zu erzeugen.

### **Festigkeit der Fügezone zwischen Tape-Laminat und Versteifung**

Die Ergebnisse der Zugscherprüfung zeigen, dass mittels Co-Konsolidierung im Thermoformen zwischen einem Tape-Laminat und Versteifung bei den gewählten Einstellgrößen eine mittlere Festigkeit von 34,72 MPa (UD14\_35\_400\_6\_Co-Kon) erzeugt wird. Als Einflussfaktor wird den Ergebnissen zufolge der Werkzeugdruck gesehen. Die Analyse der Fügeflächen nach der Zugscherprüfung spiegelt die inhomogene Temperaturverteilung auf der Oberfläche der Versteifung wider. Im Randbereich der Versteifungen wird als Folge davon bei manchen Proben keine stoffschlüssige Verbindung erzeugt, weil der Wärmeeintrag in die Versteifung zu klein ist bzw. die Wärmeleitung zum Werkzeug zu groß ist, als dass eine homogene Temperaturverteilung an der Versteifung vorliegen kann. Die Schlifffbildanalyse zeigt dies durch nicht in Kontakt getretene Oberflächen der Tape-Laminat und Versteifungen im Übergang zwischen Sektion I und Sektion II. Vorrangig solche Proben, deren Tape-Preform im Autoklav zwischenkonsolidiert werden, zeigen unvollständigen Stoffschluss im Randbereich der Fügezone.

Mittels Co-Konsolidierung im Autoklav werden bei niedrigerem Druck (0,8 MPa), längerer Zeit (1800 s), niedrigerer Temperatur beim in-Kontakt treten (380 °C) und langsameren Abkühlgeschwindigkeiten (10 °C/s), größere Zugscherfestigkeiten erzeugt. Die mittleren Festigkeiten mittels Konsolidierung im Autoklav betragen 51,1 MPa.

## 7 Reflektion der Forschungshypothesen und Definition von Prozessgrenzen

### 7.1 Reflektion zur Forschungsfrage und zu den Forschungshypothesen

*Forschungsfrage: „Kann eine teilkonsolidierte CF/PEEK Tape-Preform im Thermoformen mit einem vollständig konsolidierten CF/PEEK Laminat co-konsolidiert werden, damit die Konsolidierung des Tape-Laminats im Fügebereich und fern davon identisch ist, wobei die Festigkeit der stoffschlüssigen Verbindung der Festigkeit erzeugt mittels Konsolidierung im Autoklav entspricht“?*

Die Ergebnisse der Untersuchungen zur Co-Konsolidierung einer teilkonsolidierten CF/PEEK Tape-Preform mit einem vollständig konsolidierten CF/PEEK Laminat im Thermoformen zeigen, dass die Konsolidierung des Tape-Laminats im Fügebereich und fern davon mit den gewählten Einstellgrößen identisch ist. Die Festigkeit der im Thermoformen erzeugten stoffschlüssigen Verbindung ist kleiner als die Festigkeit der mittels Konsolidierung im Autoklav erzeugten stoffschlüssigen Verbindung. Die Forschungsfrage wird verneint.

*Forschungshypothese 1: Die Wahl der Prozessparameter im ATL hat keinen Einfluss auf die Konsolidierungsqualität entsprechender Tape-Lamine nach dem Thermoformen*

Die Analyse von Tape-Preforms, die bei verschiedenen Einstellungen des Gasvolumenstroms hergestellt werden, zeigt den unterschiedlichen Konsolidierungsgrad dieser Halbzeuge auf. Die Auswertung der entsprechenden Tape-Lamine nach dem Thermoformen ergibt, dass kein distinkter Zusammenhang zwischen der Einstellung des Gasvolumenstroms im ATL und der Konsolidierung der Tape-Lamine nach dem Thermoformen besteht. Das heißt, die Wahl der Prozessparameter im untersuchten Parameterraum hat keinen Einfluss auf die Konsolidierung entsprechender Tape-Lamine nach dem Thermoformen. Forschungshypothese 1 wird beibehalten und nicht verworfen.

*Forschungshypothese 2: Der Co-Konsolidierungsprozess nimmt keinen Einfluss auf die Konsolidierung des Tape-Laminats. Das heißt, die Laminatqualität im Sinne der Porosität und Biegefestigkeit unterscheidet sich nicht zur Laminatqualität eines Tape-Laminats, hergestellt im klassischen Thermoformen (Konsolidierung zwischen zwei Werkzeughälften)*

Die Analyse der Konsolidierung der Tape-Laminats nach der Co-Konsolidierung zeigt, dass die gemessenen Werte der Porengehalte und der Biegefestigkeiten ab einem bestimmten Werkzeugdruck für die beiden Bereiche Versteifung und fern davon innerhalb der gemessenen Streuung sind. Die Forschungshypothese 2 wird beibehalten.

*Forschungshypothese 3: Die Zugscherfestigkeit zwischen einem Tape-Laminat und einer lokalen Versteifung, co-konsolidiert im Thermoformen, soll so hoch sein, wie sie mittels Konsolidierung im Autoklav erzeugt wird.*

Die Messung der Zugscherfestigkeit zwischen Tape-Laminat und Versteifung zeigt bei einem Werkzeugdruck von 6 MPa mittlere Werte von 34,7 MPa. Mittels Konsolidierung im Autoklav werden mittlere Zugscherfestigkeiten von 51,1 MPa erzeugt. Damit wird die Forschungshypothese 3 aufgrund der im Rahmen dieser Arbeit gewählten Einstellgrößen zur Probenherstellung verworfen.

## **7.2 Definition potenzieller Prozessgrenzen**

Die Versuchsdurchführung und die Auswertung der Ergebnisse zeigen die Herausforderungen und Stellschrauben zur Ausweitung der Robustheit des Prozesses.

Ein Charakteristikum der untersuchten Prozesskette zur Co-Konsolidierung ist die Aufheizung der lokalen Versteifung im Werkzeug. Die Beobachtung der zu erwärmenden Fügefläche der Versteifung, eingelegt in das Unterwerkzeug, zeigt eine inhomogene Temperaturverteilung der Fügefläche. Zu beobachten ist ein „inselartiges“ Aufheizen mit einem Temperaturgradienten von der Probenmitte zum Probenrand hin. Dies wird mit der Wärmeleitung von der Versteifung zum Werkzeug hin begründet. Für die Anwendung dieser Prozesstechnologie zur Herstellung von Bauteilen gilt es, dies in der Prozessparameterwahl und der Auslegung zu

berücksichtigen bzw. Entwicklungen durchzuführen, um den vorherrschenden Temperaturgradienten zu reduzieren. Letzteres kann beispielsweise mit einer entsprechend platzierten und dimensionierten Isolation im Werkzeug erfolgen.

Zur Herstellung der Zugscherproben zwischen Tape-Laminat und Versteifung, werden die Versteifungen an den Stellen, an denen kein Stoffschluss stattfinden soll, mit PI-Folie beklebt. Dies ist notwendig für die mit der verwendeten Anlagentechnik durchgeführten Untersuchungen. Eine potenzielle Fehlerquelle entsteht durch die lokale Aufdickung, die eine inhomogene Druckverteilung herbeiführen kann. Zudem kann Klebstoff aus der PI-Folie heraustreten und in die Fügezone eindringen und so die Polymerdiffusion der Co-Konsolidierung verhindern.

Die Druckmessung im Rahmen der Vorversuche hat die inhomogene Verteilung des Drucks bei Raumtemperatur und ohne Halbzeug gezeigt. Dies bildet die Kraftbeaufschlagung ab, die durch die Presse bzw. durch den Schieber herbeigeführt wird. Das viskoelastische Verhalten bzw. die Fließfähigkeit sind entscheidende Faktoren, die den Werkzeuginnendruck beeinflussen und mit der angewandten Messung nicht berücksichtigt werden können.

Eine Beispielanwendung der Co-Konsolidierung im Thermoformen von einer teilkonsolidierten Tape-Preform mit einer lokalen Versteifung ist in Abbildung 7.1 gezeigt. Im „One-Shot“-Verfahren wird eine zweidimensionale, teilkonsolidierte Tape-Preform zu einem C-Profil im Thermoformen umgeformt und gleichzeitig mittels Co-Konsolidierung stoffschlüssig, lokal mit Versteifungselementen versehen. In diesem speziellen Anwendungsfall gilt es, den Prozess so zu gestalten, dass die Fügezone vollständig und homogen aufgeheizt ist, damit die Fläche der stoffschlüssigen Verbindung die gesamte Kontaktfläche zwischen Tape-Laminat und Versteifung einnimmt. So kann ein potenzieller Einfluss von Schälbeanspruchung auf die Fügezone vermieden werden.

Zur Steigerung der Prozessrobustheit kann der Schließvorgang dahingehend optimiert werden, dass die Bewegung des Oberwerkzeug und die Bewegung des Schiebers parallelisiert werden. So erfolgt die Konsolidierung der Tape-Preform im Bereich der Versteifung und fern der Versteifung simultan. Die in dieser Arbeit verwendete Anlagentechnologie lässt nur das sukzessive Schalten der beiden Komponenten zu,

sodass die Konsolidierung der Tape-Preform im Bereich der Versteifung ausschließlich verzögert eintreten kann.

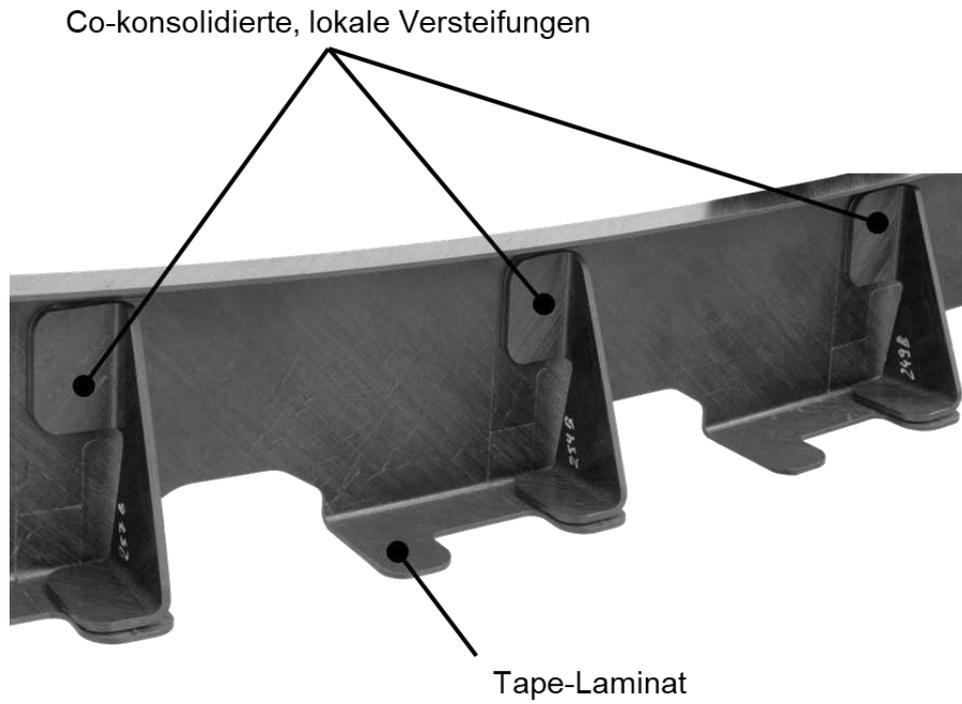


Abbildung 7.1: Demonstratorbauteil aus dem Luftfahrtforschungsprojekt "OSFIT – One-Shot Fully Integrated Thermoplastic Frame" (Förderkennzeichen 20W1706C): C-Spant mit co-konsolidierten, lokalen Versteifungen

## 8 Zusammenfassung

Diese Arbeit umfasst die Charakterisierung von teilkonsolidierten CF/PEEK Tape-Preforms, die im ATL mit verschiedenen Energieeinträgen über die Einstellung des Gasvolumenstroms hergestellt werden, das Thermoformen dieser Tape-Preforms im isothermen Pressprozess (theoretisch: stets konstante Werkzeugtemperatur) zu Tape-Laminaten sowie die Co-Konsolidierung von Tape-Preforms mit einer lokalen Versteifung im Thermoformen.

Die Charakterisierung der Tape-Preforms zeigt, dass unterschiedliche Energieeinträge bei konstanter Ablegegeschwindigkeit von 1 m/s im Tapelegeverfahren zu verschiedenen Konsolidierungsgraden führen und diese mit ausgewählten Methoden distinkt voneinander zu unterscheiden sind. Sämtliche, im ATL hergestellten, Tape-Preforms sind teilkonsolidiert und weisen intralaminare und interlaminare Lufteinschlüsse auf. Zur Abbildung eines qualitativen Zusammenhangs zwischen der kleinsten und größten Einstellgröße des Gasvolumenstroms und dem Konsolidierungsgrad der Tape-Preforms, eignen sich bis auf die Dickenmessung alle verwendeten Verfahren.

Zur Ermittlung einer potenziellen Abhängigkeit zwischen dem Konsolidierungsgrad von teilkonsolidierten Tape-Preforms und der Qualität von Tape-Laminaten nach dem Thermoformen, werden Tape-Preforms mit verschiedenen Konsolidierungsgraden im Thermoformen verarbeitet und anschließend analysiert. Die Charakterisierung der entsprechenden Tape-Laminat zeigt, dass die unterschiedlichen Konsolidierungsgrade der Tape-Preforms keinen Einfluss auf die Laminatqualität nach dem Thermoformen nehmen. Das heißt, die Wahl der Einstellgröße zur Veränderung des Energieeintrags nimmt keinen Einfluss auf die Qualität der Tape-Laminat nach dem Thermoformen. Gleiches gilt für das Aufheizverhalten der Tape-Preforms im IR-Strahlerfeld. Tape-Preforms, die mit verschiedenen Gasvolumenströmen zur Erzeugung verschiedener Energieeinträge im ATL hergestellt werden, zeigen identische Temperaturverteilungen während dem Aufheizen im IR-Strahlerfeld. Es zeigt sich keine Abhängigkeit zwischen dem eingestellten Werkzeugdruck zum Thermoformen der Tape-Preforms und der Laminatqualität der Tape-Laminat im Sinne des Porengehalts und der mechanischen Eigenschaften im 3-Punkt-Biegeversuch der im Thermoformen erzeugten Tape-Laminat.

Basierend auf den zuvor ermittelten Erkenntnissen zur Abhängigkeit zwischen Konsolidierungsgrad der Tape-Preform und Konsolidierungsgrad des Tape-Laminats, werden Tape-Preforms mit der kleinsten Einstellgröße des Gasvolumenstroms hergestellt und im Thermoformen mit einer lokalen Versteifung co-konsolidiert. Die Ergebnisse zeigen, dass ab einem bestimmten Werkzeugdruck die gemessenen Porengehalte und Biegefestigkeiten für den Bereich der Versteifung und fern davon innerhalb der Streuung der gemessenen Kennwerte sind. Die kleinsten, gemessenen Porengehalte der Tape-Lamine im Bereich der Versteifung betragen  $1,36 \% \pm 0,46 \%$  (QI14\_35\_400\_3\_Co-Kon). Die größten, mittleren Biegefestigkeiten der Tape-Lamine im Bereich der Versteifung betragen  $1435,63 \text{ MPa} \pm 71,98 \text{ MPa}$  (UD14\_35\_400\_3\_Co-Kon). Die mittels Co-Konsolidierung im Thermoformen erzeugten Zugscherfestigkeiten betragen maximal  $34,72 \text{ MPa} \pm 3,91 \text{ MPa}$  (UD14\_35\_400\_6\_Co-Kon). Die Zugscherfestigkeit, die mittels Co-Konsolidierung im Autoklav erzeugt wird, wird im Thermoformen nicht erzielt. Für die Anwendung der Co-Konsolidierung einer Tape-Preform mit einer Versteifung müssen die Vorteile des Thermoformens, wie etwa die kurze Zykluszeit gegen die höheren Konsolidierungsgrade der Tape-Lamine und die größeren Zugscherfestigkeiten zwischen Tape-Laminat und Versteifung der Konsolidierung im Autoklav abgewogen werden.

## 9 Literaturverzeichnis

- [1] P. Friedlingstein *et al.*, *Global Carbon Budget 2019*, Earth System Science Data, vol. 11, no. 4, pp. 1783–1838, 2019, doi: 10.5194/essd-11-1783-2019.
- [2] IEA, *Global CO2 emissions by sector*, [Online], verfügbar unter: <https://www.iea.org/data-and-statistics/charts/global-co2-emissions-by-sector-2018> (Zugriff am: 02.04.2023).
- [3] Eurocontrol: *EUROCONTROL 2050 air traffic forecast showing aviation pathway to net-zero*, [Online], verfügbar unter: <https://www.eurocontrol.int/press-release/eurocontrol-2050-air-traffic-forecast-showing-aviation-pathway-net-zero> (Zugriff am: 02.04.2023).
- [4] United Nations, *The Paris Agreement*, [Online], verfügbar unter: <https://unfccc.int/process-and-meetings/the-paris-agreement/the-paris-agreement> (Zugriff am: 23.08.2022).
- [5] H. Schürmann, *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*, 2. Aufl., Berlin, Heidelberg, Springer Berlin Heidelberg, VDI-Buch, 2007, [Online], verfügbar unter: <http://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:bsz:31-epflicht-1576478>
- [6] M. Neitzel, P. Mitschang und U. P. Breuer, *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*, 2. Aufl., München, Carl Hanser Verlag, 2014.
- [7] M. Szceny, F. Heieck, S. Carosella, P. Middendorf, H. Sehrsön, und M. Schneiderbauer, *The advanced ply placement process – an innovative direct 3D placement technology for plies and tapes*, Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science, vol. 3, no. 1, pp. 2–9, 2017, doi: 10.1080/20550340.2017.1291398.
- [8] A. C. Long, C. D. Rudd, M. Blagdon, und P. Smith, *Characterizing the processing and performance of aligned reinforcements during preform manufacture*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 27, no. 4, pp. 247–253, 1996, doi: 10.1016/1359-835X(95)00051-3.
- [9] U. P. Breuer, *Commercial aircraft composite technology*, Springer International Publishing, 2016.
- [10] M. Barile, L. Lecce, M. Iannone, S. Pappadà, und P. Roberti, *Thermoplastic Composites for Aerospace Applications in Revolutionizing Aircraft Materials and Processes*, S. Pantelakis and K. Tserpes, Eds., Cham: Springer International Publishing, 2020, pp. 87–114.
- [11] J. D. Muzzy und A. O. Kays, *Thermoplastic vs. thermosetting structural composites*, Polymer Composites, vol. 5, no. 3, pp. 169–172, 1984, doi: 10.1002/pc.750050302.
- [12] Toray Composite Materials America, Inc, *Toray Supplies NASA HiCAM with Thermoset and Thermoplastic Prepreg Technologies to Enable Increase in Airframe Manufacturing Rates*, [Online], verfügbar unter: <https://www.toraycma.com/toray-supplies-nasa-hicam-with-thermoset-and-thermoplastic-prepreg-technologies-to-enable-increase-in-airframe-manufacturing-rates/> (Zugriff am: 30.05.2023).
- [13] I. Martín, K. Fernández, J. Cuenca, C. Sánchez, S. Anaya, und R. Élices, *Design and manufacture of a reinforced fuselage structure through automatic laying-up and in-situ consolidation with co-consolidation of skin and stringers using thermoplastic composite materials*, Heliyon, vol. 9, no. 1, e12728, 2023, doi: 10.1016/j.heliyon.2022.e12728.

- [14] T. Zenker, F. Bruckner, und K. Drechsler, *Experimental analysis of consolidation process for preforms manufactured by thermoplastic automated fiber placement*, SAMPE Europe Conference 2017 Stuttgart - Germany, 2017.
- [15] T. Zenker und S. Schön, *Stamp forming of thermoplastic automated fiber placement blanks: Influence of layup parameters on part quality in Proceedings of the 22nd International ESAFORM Conference on Material Forming (ESAFORM 2019)*.
- [16] T. K. Slange, L. Warnet, W. J. B. Groupe, und R. Akkerman, *Influence of preconsolidation on consolidation quality after stamp forming of C/PEEK composites*, Proceedings of the 19th International ESAFORM Conference on Material Forming, pp. 17–22, 2016, doi: 10.1063/1.4963578.
- [17] T. K. Slange, *Rapid consolidation of tailored thermoplastic composites by automated lay-up and stamp forming*, Enschede, PHD-Thesis University of Twente, 2019.
- [18] J. Nowacki und M. Neitzel, *Thermoforming of reinforced thermoplastic stiffened structure*, Polymer Composites, vol. 21, no. 4, pp. 531–538, 2000, doi: 10.1002/pc.10208.
- [19] J. Nowacki, *Prozessanalyse des Umformens und Fügens in einem Schritt von gewebeverstärkten Thermoplasten*, Kaiserslautern, IVW-Schriftenreihe, Band 24, 2001.
- [20] G. W. Ehrenstein, *Polymeric materials: Structure - properties - applications*, München, Hanser Verlag, 2001, [Online], verfügbar unter: <http://www.hanser-elibrary.com/doi/book/10.3139/9783446434134>
- [21] O. Olabisi und K. Adewale, *Handbook of thermoplastics*, Boca Raton, Florida, CRC Press, 2016, [Online], verfügbar unter: <https://www.taylorfrancis.com/books/9781466577237>
- [22] A. Benatar und T. G. Gutowski, *Ultrasonic welding of PEEK graphite APC-2 composites*, Polymer Engineering & Science, vol. 29, no. 23, pp. 1705–1721, 1989, doi: 10.1002/pen.760292313.
- [23] L. J. Bastien und J. W. Gillespie, *A non-isothermal healing model for strength and toughness of fusion bonded joints of amorphous thermoplastics*, Polymer Engineering & Science, vol. 31, no. 24, pp. 1720–1730, 1991, doi: 10.1002/pen.760312406.
- [24] T. G. Gutowski, *Advanced composites manufacturing*, New York, John Wiley & Sons, 1997.
- [25] R. P. Wool und K. M. O'Connor, *A theory crack healing in polymers*, Journal of Applied Physics, vol. 52, no. 10, pp. 5953–5963, 1981, doi: 10.1063/1.328526.
- [26] A. C. Loos und P. H. Dara, *Processing of Thermoplastic Matrix Composites in Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*, D. O. Thompson and D. E. Chimenti, Eds., Boston, MA: Springer US, 1987, pp. 1257–1265.
- [27] F. Yang und R. Pitchumani, *Fractal Description of Interlaminar Contact Development during Thermoplastic Composites Processing*, Journal of Reinforced Plastics and Composites, vol. 20, no. 7, pp. 536–546, 2001, doi: 10.1177/073168401772678580.

- [28] F. Yang und R. Pitchumani, *Healing of Thermoplastic Polymers at an Interface under Nonisothermal Conditions*, *Macromolecules*, vol. 35, no. 8, pp. 3213–3224, 2002, doi: 10.1021/ma010858o.
- [29] F. Yang und R. Pitchumani, *Interlaminar contact development during thermoplastic fusion bonding*, *Polymer Engineering & Science*, vol. 42, no. 2, pp. 424–438, 2002, doi: 10.1002/pen.10960.
- [30] R. P. Wool und K. M. O'Connor, *Time dependence of crack healing*, *Journal of Polymer Science: Polymer Letters Edition*, vol. 20, no. 1, pp. 7–16, 1982, doi: 10.1002/pol.1982.130200102.
- [31] R. P. Wool, B.-L. Yuan, und O. J. McGarel, *Welding of polymer interfaces*, *Polymer Engineering & Science*, vol. 29, no. 19, pp. 1340–1367, 1989, doi: 10.1002/pen.760291906.
- [32] Y. H. Kim und R. W. Wool, *A theory of healing at a polymer-polymer interface*, *Macromolecules*, vol. 16, no. 7, pp. 1115–1120, 1983, doi: 10.1021/ma00241a013.
- [33] C. Ageorges, *Fusion Bonding of Polymer Composites*, London, Springer, Springer eBook Collection, 2002.
- [34] L. Moser, *Experimental analysis and modeling of susceptorless induction welding of high performance thermoplastic polymer composites*, Kaiserslautern, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, IVW-Schriftenreihe, Band 101, 2012.
- [35] S. C. Mantell und 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.
- [36] S.-L. Gao und J.-K. Kim, *Cooling rate influences in carbon fibre-PEEK composites. Part II: interlaminar fracture toughness*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, no. 32, pp. 763–774, 2001.
- [37] J.-K. K. S.-L. Gao, *Cooling rate influences in carbon fibre/PEEK composites. Part 1. Crystallinity and interface adhesion*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, no. 31, pp. 517–530, 2000.
- [38] 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*, vol. 69, pp. 10–20, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.10.003.
- [39] G. Regnier und S. Le Corre, *Modeling of Thermoplastic Welding in Heat Transfer in Polymer Composite Materials*, N. Boyard, Ed., Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc, 2016, pp. 235–268.
- [40] S.-L. Gao und J.-K. Kim, *Cooling rate influences in carbon fibre/PEEK composites. Part II: interlaminar fracture toughness*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 32, no. 6, pp. 763–774, 2001, doi: 10.1016/S1359-835X(00)00188-3.
- [41] S.-L. Gao und J.-K. Kim, *Cooling rate influences in carbon fibre/PEEK composites. Part 1. Crystallinity and interface adhesion*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 31, no. 6, pp. 517–530, 2000, doi: 10.1016/S1359-835X(00)00009-9.
- [42] S.-L. Gao und J.-K. Kim, *Correlation among crystalline morphology of PEEK, interface bond strength, and in-plane mechanical properties of carbon/PEEK composites*, *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 84, no. 6, pp. 1155–1167, 2002, doi: 10.1002/APP.10406.

- [43] S. Prager und M. Tirrell, *The healing process at polymer–polymer interfaces*, *The Journal of Chemical Physics*, vol. 75, no. 10, pp. 5194–5198, 1981, doi: 10.1063/1.441871.
- [44] J. D. Ferry, *Viscoelastic properties of polymers*, New York, Chichester, Brisbane, Toronto, Singapore, John Wiley & Sons, 1980.
- [45] A. Benatar und T. G. Gutowski, *Methods for fusion bonding thermoplastic composites*, *Composites*, vol. 19, no. 1, p. 80, 1988, doi: 10.1016/0010-4361(88)90606-4.
- [46] D. A. Grewell, *Plastics and composites welding handbook*, Munich, Cincinnati, Hanser; Hanser Gardner, 2003.
- [47] M. Narnhofer, R. Schledjewski, P. Mitschang, und L. Perko, *Simulation of the Tape-Laying Process for Thermoplastic Matrix Composites*, *Advances in Polymer Technology*, S1, 705-713, 2013, doi: 10.1002/adv.21312.
- [48] E. S. Carreras, N. E. Kissi, J.-M. Piau, F. Toussaint, und S. Nigen, *Pressure effects on viscosity and flow stability of polyethylene melts during extrusion*, *Rheologica Acta*, vol. 45, no. 3, pp. 209–222, 2006, doi: 10.1007/s00397-005-0010-1.
- [49] R. Dahlmann, E. Haberstroh, und G. Menges, *Menges Werkstoffkunde Kunststoffe: Rainer Dahlmann, Edmund Haberstroh, Georg Menges, 7. Aufl.*, München, Hanser, Hanser eLibrary, 2019.
- [50] S. F. Shuler und 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.
- [51] M. A. Khan, *Experimental and simulative description of the thermoplastic tape placement process with online consolidation*, Kaiserslautern, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, IVW-Schriftenreihe, Band 94, 2010.
- [52] W. I. Lee und 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.
- [53] F. Yang und 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.
- [54] S. C. Mantell, Q. Wang, und G. S. Springer, *Processing Thermoplastic Composites in a Press and by Tape Laying—Experimental Results*, *Journal of Composite Materials*, vol. 26, no. 16, pp. 2378–2401, 1992, doi: 10.1177/002199839202601603.
- [55] H.-J. Cantow, *The Entanglement Concept in Polymer Rheology*, Berlin, Heidelberg, Springer, 1974.
- [56] 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.
- [57] M. Doi und S. F. Edwards, *Dynamics of concentrated polymer systems. Part 1.—Brownian motion in the equilibrium state*, *Journal of the Chemical Society, Faraday Transactions 2: Molecular and Chemical Physics*, vol. 74, no. 0, pp. 1789–1801, 1978, doi: 10.1039/F29787401789.
- [58] S. V. Hoa, *Principles of the manufacturing of composite materials*, 2. Aufl., Lancaster, Pennsylvania, DEStech Publications, 2018.
- [59] R. J. Wise, *Thermal welding of polymers*, Cambridge, Abington, 1999.

- [60] M. Bousmina, H. Qiu, M. Grmela, und J. E. Klemberg-Sapieha, *Diffusion at Polymer/Polymer Interfaces Probed by Rheological Tools*, *Macromolecules*, vol. 31, no. 23, pp. 8273–8280, 1998, doi: 10.1021/ma980562r.
- [61] K. Jud, H. H. Kausch, und J. G. Williams, *Fracture mechanics studies of crack healing and welding of polymers*, *Journal of Materials Science*, vol. 16, no. 1, pp. 204–210, 1981, doi: 10.1007/BF00552073.
- [62] 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.
- [63] R. P. Wool, *Strength of Polymer Interfaces*, *Materials Science*, 1990, 1990.
- [64] F. Henninger, L. Ye, und K. Friedrich, *Deconsolidation behaviour of glass fibre-polyamide 12 composite sheet material during post-processing*, *Plastics rubber and composites processing and applications*, 1998.
- [65] C. Ageorges, L. Ye, und M. Hou, *Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part I: heating element and heat transfer*, *Composites Science and Technology*, vol. 60, no. 7, pp. 1027–1039, 2000, doi: 10.1016/S0266-3538(00)00005-1.
- [66] X. R. Xiao, *A model for the deconsolidation phenomenon in induction heating of thermoplastic resin composites*, *Ninth international conference on composite materials (ICCM9)*, pp. 243–250.
- [67] M. Brzeski, *Experimental and analytical investigation of deconsolidation for fiber reinforced thermoplastic composites*, *Kaiserslautern, IVW-Schriftenreihe, Band 112*, 2014.
- [68] L. Ye, M. Lu, und 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.
- [69] L. Ye, Z.-R. Chen, M. Lu, und M. Hou, *De-consolidation and re-consolidation in CF/PPS thermoplastic matrix composites*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 36, no. 7, pp. 915–922, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.12.006.
- [70] M. Lu, L. Ye, und Y.-W. Mai, *Thermal de-consolidation of thermoplastic matrix composites—II. “Migration” of voids and “re-consolidation”*, *Composites Science and Technology*, vol. 64, no. 2, pp. 191–202, 2004, doi: 10.1016/S0266-3538(03)00233-1.
- [71] F. Yang und R. Pitchumani, *Nonisothermal healing and interlaminar bond strength evolution during thermoplastic matrix composites processing*, *Polymer Composites*, vol. 24, no. 2, pp. 263–278, 2003, doi: 10.1002/pc.10027.
- [72] C. A. Butler, R. L. McCullough, R. Pitchumani, und J. W. Gillespie, *An Analysis of Mechanisms Governing Fusion Bonding of Thermoplastic Composites*, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 11, no. 4, pp. 338–363, 1998, doi: 10.1177/089270579801100404.
- [73] P.-E. Bourban, N. Bernet, J.-E. Zanetto, und J.-A. E. Månson, *Material phenomena controlling rapid processing of thermoplastic composites*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 32, no. 8, pp. 1045–1057, 2001, doi: 10.1016/S1359-835X(01)00017-3.
- [74] S. W. Dean, W. G. McDonough, J. P. Dunkers, K. M. Flynn, und D. L. Hunston, *A Test Method to Determine the Fiber and Void Contents of*

- Carbon/Glass Hybrid Composites*, Journal of ASTM International, vol. 1, no. 3, p. 12076, 2004, doi: 10.1520/JAI12076.
- [75] D. Purslow, *On the optical assessment of the void content in composite materials*, Composites, vol. 15, no. 3, pp. 207–210, 1984, doi: 10.1016/0010-4361(84)90276-3.
- [76] D. J. Hagemaijer und R. H. Fassbender, *Nondestructive testing of advanced composites*, Materials Evaluation, pp. 43–49, 1979.
- [77] A. Chambers, J. Earl, C. Squires, und M. Suhot, *The effect of voids on the flexural fatigue performance of unidirectional carbon fibre composites developed for wind turbine applications*, International Journal of Fatigue, vol. 28, no. 10, pp. 1389–1398, 2006, doi: 10.1016/J.IJFATIGUE.2006.02.033.
- [78] M. Hou, L. Ye, H. J. Lee, und Y. W. Mai, *Manufacture of a carbon-fabric-reinforced polyetherimide (CF/PEI) composite material*, Composites Science and Technology, vol. 58, no. 2, pp. 181–190, 1998, doi: 10.1016/S0266-3538(97)00117-6.
- [79] B. D. Olson, M. A. Lamontia, J. W. Gillespie, und T. A. Bogetti, *The Effects and Non-Destructive Evaluation of Defects in Thermoplastic Compression-Loaded Composite Cylinders*, Journal of Thermoplastic Composite Materials, vol. 8, no. 1, pp. 109–136, 1995, doi: 10.1177/089270579500800108.
- [80] C. Santulli, R. Brooks, C. D. Rudd, und A. C. Long, *Influence of microstructural voids on the mechanical and impact properties in commingled E-glass/polypropylene thermoplastic composites*, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, vol. 216, no. 2, pp. 85–100, 2002, doi: 10.1177/146442070221600204.
- [81] D. Saenz-Castillo, M. I. Martín, S. Calvo, F. Rodriguez-Lence, und 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.
- [82] O. Çelik, A. Choudhary, D. Peeters, J. Teuwen, und C. Dransfeld, *Deconsolidation of thermoplastic prepreg tapes during rapid laser heating*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 149, p. 106575, 2021, doi: 10.1016/j.compositesa.2021.106575.
- [83] K. M. Nelson, J.-A. E. Manson, und J. C. Seferis, *Compression Thermal Analysis of the Consolidation Process for Thermoplastic Matrix Composites*, Journal of Thermoplastic Composite Materials, vol. 3, no. 3, pp. 216–232, 1990, doi: 10.1177/089270579000300304.
- [84] J. Patou, R. Bonnaire, E. Luycker, und G. Bernhart, *Influence of consolidation process on voids and mechanical properties of powdered and commingled carbon/PPS laminates*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 117, pp. 260–275, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.11.012.
- [85] D. Wu, Q. Miao, Z. Dai, F. Niu, und G. Ma, *Effect of voids and crystallinity on the interlaminar shear strength of in-situ manufactured CF/PEEK laminates using repress treatment*, Composites Science and Technology, vol. 224, p. 109448, 2022, doi: 10.1016/j.compscitech.2022.109448.
- [86] A. Benatar und T. G. Gutowski, *Method for fusion bonding thermoplastic composites*, SAMPE Q, Journal Volume: 18:1, pp. 35–42, 1986.

- [87] S. M. Weider, H. J. Lause, und R. Foutain, *Structural Repair Systems for Thermoplastic Composites*, Proceedings of the 16th National SAMPE Technical Conference, pp. 174–181, 1984.
- [88] M. M. Schwartz, *Joining of composite-matrix materials*, 2. Aufl., Materials Park, Ohio, ASM International, 1995.
- [89] S. M. Todd, *Joining Thermoplastic Composites*, Proceedings of the 22nd International SAMPE Technical Conference 22, 1990.
- [90] R. A. Grimm, *Welding Processes for Plastics*, Advanced Materials and Processes, no. 147, pp. 27–30, 1995.
- [91] H. Mason, *Wing of Tomorrow ribs: One-shot, thermoplastic, OOA consolidation*, [Online], verfügbar unter: <https://www.compositesworld.com/articles/wing-of-tomorrow-ribs-one-shot-thermoplastic-ooa-consolidation> (Zugriff am: 21.06.2023).
- [92] J. N. Swamy, W. J. B. Groupe, S. Wijskamp, und R. Akkerman, *Vacuum-bag-only consolidation of C/PEKK fiber placed preforms with engineered gas evacuation channels*, Journal of Thermoplastic Composite Materials, 2023, doi: 10.1177/08927057231177571.
- [93] P. Jouin, T. Lee, und R. Vitlip, *Manufacture of a Primary Flight Structure using Thermoplastics*, Proceedings of the 36th International SAMPE Symposium, pp. 1014–1027, 1991.
- [94] T. Ishikawa, M. Matsushima, E. K. G. Lim, Y. Hayashi, und M. L. Scott, *Compression After Impact (CAI) Behavior of CF-PIXA Stiffened Panels for HSCT Empennage*, Proceedings of the 12th International Conference on Composite Materials, 1999.
- [95] P. Davies, W. J. Cantwell, P.-Y. Jar, P.-E. Bourban, V. Zysman, und H. H. Kausch, *Joining and repair of a carbon fibre-reinforced thermoplastic*, Composites, vol. 22, no. 6, pp. 425–431, 1991, doi: 10.1016/0010-4361(91)90199-Q.
- [96] P. Davies, W. Cantwell, und H. H. Kausch, *Healing of cracks in carbon fibre-PEEK composites*, Journal of Materials Science Letters, vol. 8, no. 11, pp. 1247–1248, 1989, doi: 10.1007/BF00721480.
- [97] W. J. Cantwell, P. Davies, P. E. Bourban, P.-Y. Jar, H. Richard, und H. H. Kausch, *Thermal joining of carbon fibre reinforced PEEK laminates*, Composite Structures, vol. 16, no. 4, pp. 305–321, 1990, doi: 10.1016/0263-8223(90)90039-h.
- [98] A. J. Smiley, A. Halbritter, F. N. Cogswell, und P. J. Meakin, *Dual polymer bonding of thermoplastic composite structures*, Polymer Engineering & Science, vol. 31, no. 7, pp. 526–532, 1991, doi: 10.1002/pen.760310709.
- [99] S.-I. Y. Wu, *Dual Resin Bonding of Thermoplastic Composites*, Proceedings of the 36th International SAMPE Symposium, pp. 2174–2183, 1991.
- [100] T.-H. Yoon und J. McGrath, *Adhesion Study of PEEK/Graphite Composites*, Proceedings of the 36th International SAMPE Symposium, pp. 428–436, 1991.
- [101] E. M. Silverman und R. A. Griese, *Joining Methods for Graphite-PEEK Thermoplastic Composites*, Sampe Journal 25, no. 5, pp. 34–38, 1989.
- [102] H. D. Swartz und J. L. Swartz, *Focused Infrared Melt Fusion: Another Option for Welding thermoplastic Composites*, SME Technical Paper. Joining Composites, pp. 1–16, 1989.

- [103] C. Grant, *Automated processes for composite aircraft structure*, *Industrial Robot: An International Journal*, vol. 33, no. 2, pp. 117–121, 2006, doi: 10.1108/01439910610651428.
- [104] G. Clancy, D. Peeters, V. Oliveri, D. Jones, R. M. O'Higgins, und Weaver, P., M., *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, pp. 243–251, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.11.033.
- [105] C. M. Stokes-Griffin und P. Compston, *Laser-Assisted Tape Placement of Thermoplastic Composites: The Effect of Process Parameters on Bond Strength in Sustainable Automotive Technologies 2013*, pp. 133–141.
- [106] C. M. Stokes-Griffin, P. Compston, T. I. Matuszyk, und 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, 2015, doi: 10.1177/0892705713513285.
- [107] W. Grouve, L. L. Warnet, B. Rietman, und 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.
- [108] A. J. Comer *et al.*, *Wedge peel interlaminar toughness of carbon-fibre-peek thermoplastic laminates manufactured by laser-assisted automated-tape-placement*, SETEC 14 Tampere Conference & Table Top Exhibition, 2014, doi: 10.13140/2.1.1305.9847.
- [109] M. Di Francesco, L. Veldenz, G. Dell'Anno, und 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.
- [110] C. Zhang *et al.*, *The effects of processing parameters on the wedge peel strength of CF/PEEK laminates manufactured using a laser tape placement process*, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 120, 11-12, pp. 7251–7262, 2022, doi: 10.1007/s00170-022-09181-5.
- [111] T. Zenker, F. Bruckner, und 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. 5, no. 4, pp. 184–205, 2019, doi: 10.1080/20550340.2019.1703334.
- [112] H. J. Kim, S. K. Kim, und W. I. Lee, *A study on heat transfer during thermoplastic composite tape lay-up process*, *Experimental Thermal and Fluid Science*, vol. 13, no. 4, pp. 408–418, 1996, doi: 10.1016/S0894-1777(96)00095-7.
- [113] J. Tierney und 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.
- [114] F. O. Sonmez und M. Akbulut, *Process optimization of tape placement for thermoplastic composites*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 38, no. 9, pp. 2013–2023, 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2007.05.003.

- [115] M. A. Khan, P. Mitschang, und 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.
- [116] L. Brandt *et al.*, *Xenon flashlamp based in-situ automated fiber placement of thermoplastic composites*, 22nd International Conference on Composite Materials, 2019.
- [117] S. Meister, A. Kolbe, und R. M. Groves, *Reflectivity and emissivity analysis of thermoplastic CFRP for optimising Xenon heating and thermographic measurements*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 158, p. 106972, 2022, doi: 10.1016/j.compositesa.2022.106972.
- [118] Dieffenbacher GmbH Maschinen- und Anlagenbau, [Online], verfügbar unter: <https://dieffenbacher.com/de/forming/composites/tapelege-verfahren> (Zugriff am: 11.02.2023).
- [119] M. Römer, J. Bergers, F. Gabriel, und K. Dröder, *Temperature Control for Automated Tape Laying with Infrared Heaters Based on Reinforcement Learning*, *Machines*, vol. 10, no. 3, p. 164, 2022, doi: 10.3390/machines10030164.
- [120] ASH GmbH, [Online], verfügbar unter: <http://www.automation-gmbh.com/produkte-leistungen/produktgruppe-2/fiber-placement> (Zugriff am: 11.02.2023).
- [121] M. A. Khan, P. Mitschang, und R. Schledjewski, *Tracing the Void Content Development and Identification of its Effecting Parameters during in Situ Consolidation of Thermoplastic Tape Material*, *Polymers and Polymer Composites*, vol. 18, no. 1, pp. 1–15, 2010, doi: 10.1177/096739111001800101.
- [122] Trelleborg Group, [Online], verfügbar unter: <https://www.trelleborg.com/> (Zugriff am: 11.02.2023).
- [123] Mikrosam Doo, [Online], verfügbar unter: <https://www.mikrosam.com/product/automated-fiber-and-tape-placement/> (Zugriff am: 11.02.2023).
- [124] Coriolis Composites, [Online], verfügbar unter: <https://www.coriolis-composites.com/company/> (Zugriff am: 11.02.2023).
- [125] Ingersoll Machine Tools, Inc., [Online], verfügbar unter: <https://en.machinetools.camozzi.com/products/composite-manufacturing/all-products/robotic-fp-kl> (Zugriff am: 11.02.2023).
- [126] AFPT GmbH, [Online], verfügbar unter: <https://www.afpt.de/de> (Zugriff am: 11.02.2023).
- [127] M. N. Ghasemi Nejhad, R. D. Cope, und S. I. Güceri, *Thermal Analysis of in-situ Thermoplastic Composite Tape Laying*, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 4, no. 1, pp. 20–45, 1991, doi: 10.1177/089270579100400102.
- [128] S. Ranganathan, S. G. Advani, und M. A. Lamontia, *A Non-Isothermal Process Model for Consolidation and Void Reduction during In-Situ Tow Placement of Thermoplastic Composites*, *Journal of Composite Materials*, vol. 29, no. 8, pp. 1040–1062, 1995, doi: 10.1177/002199839502900803.
- [129] F. O. Sonmez und 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.

- [130] M. B. Gruber, Lockwood, I., Z., Dolan, T., L., und Funck, S., B., *Thermoplastic in-situ placement requires better impregnated tapes and tows*, Proceedings of SAMPE conference, Baltimore, Maryland, 2012.
- [131] A. Leon, C. Argerich, A. Barasinski, E. Soccard, und F. Chinesta, *Effects of material and process parameters on in-situ consolidation*, International Journal of Material Forming, vol. 12, no. 4, pp. 491–503, 2019, doi: 10.1007/s12289-018-1430-7.
- [132] R. Pitchumani, S. Ranganathan, R. C. Don, J. W. Gillespie, und M. A. Lamontia, *Analysis of transport phenomena governing interfacial bonding and void dynamics during thermoplastic tow-placement*, International Journal of Heat and Mass Transfer, vol. 39, no. 9, pp. 1883–1897, 1996, doi: 10.1016/0017-9310(95)00271-5.
- [133] O. A. Tafreshi, S. van Hoa, F. Shadmehri, D. M. Hoang, und D. Rosca, *Heat transfer analysis of automated fiber placement of thermoplastic composites using a hot gas torch*, Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science, vol. 5, no. 4, pp. 206–223, 2019, doi: 10.1080/20550340.2019.1686820.
- [134] K. Fayazbakhsh, M. Arian N., D. Pasini, und L. Lessard, *Defect layer method to capture effect of gaps and overlaps in variable stiffness laminates made by Automated Fiber Placement*, Composite Structures, vol. 97, pp. 245–251, 2013, doi: 10.1016/j.compstruct.2012.10.031.
- [135] M. A. Khan, P. Mitschang, und 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, doi: 10.1177/0021998312441810.
- [136] G. Beresheim, *Thermoplast-Tapelegen - Ganzheitliche Prozessanalyse und -entwicklung*, Kaiserslautern, IVW-Schriftenreihe, Band 32, 2002.
- [137] T. L. Bergman und A. S. Levine, *Fundamentals of heat and mass transfer*, Hoboken, NJ, John Wiley & Sons, Inc, 2019.
- [138] J. P. Holman, *Heat transfer: J. P. Holman*, 5. Aufl., New York, McGraw-Hill, 1981.
- [139] H. D. Baehr und K. Stephan, *Wärme- und Stoffübertragung*, 8. Aufl., Berlin, Heidelberg, Springer Berlin Heidelberg, 2013, [Online], verfügbar unter: <http://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:bsz:31-epflicht-1580822>
- [140] M. Schlottermüller, *Zur Eigenspannungsbildung bei der wickeltechnischen Verarbeitung thermoplastischer Bandhalbzeuge*, Kaiserslautern, IVW-Schriftenreihe, Band 62, 2006.
- [141] B. Gebhart, *Heat transfer*, 2. Aufl., New York, McGraw-Hill, 1971.
- [142] T. Bayerl, M. Brzeski, M. Martínez-Tafalla, R. Schledjewski, und P. Mitschang, *Thermal degradation analysis of short-time heated polymers*, Journal of Thermoplastic Composite Materials, vol. 28, no. 3, pp. 390–414, 2015, doi: 10.1177/0892705713486122.
- [143] J. M. Kenny, L. Torre, und L. Nicolais, *Short- and long-term degradation of polymer-based composites*, Thermochimica Acta, vol. 227, pp. 97–106, 1993, doi: 10.1016/0040-6031(93)80253-7.
- [144] D. Gaitanelis, C. Worrall, und M. Kazilas, *Detecting, characterising and assessing PEEK's and CF-PEEK's thermal degradation in rapid high-temperature processing*, Polymer Degradation and Stability, vol. 204, p. 110096, 2022, doi: 10.1016/j.polymdegradstab.2022.110096.

- [145] A. Pascual, M. Toma, P. Tsotra, und M. C. Grob, *On the stability of PEEK for short processing cycles at high temperatures and oxygen-containing atmosphere*, *Polymer Degradation and Stability*, vol. 165, pp. 161–169, 2019, doi: 10.1016/j.polymdegradstab.2019.04.025.
- [146] M. I. Martín, F. Rodríguez-Lence, A. Güemes, A. Fernández-López, L. A. Pérez-Maqueda, und 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.
- [147] D. Maurer und P. Mitschang, *Laser-powered tape placement process – simulation and optimization*, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, vol. 1, no. 3, pp. 129–137, 2015, doi: 10.1080/20550340.2015.1114798.
- [148] R. Schledjewski und A. Miaris, *SAMPE '09: Changing times. new opportunities. are you prepared? ; Baltimore, Maryland, May 18 - 21, 2009 ; conference proceedings volume 54*.
- [149] C. Brecher, A. Kermer-Meyer, M. Steyer, M. Dubratz, und M. Emontis, *Laser-assisted thermoplastic tape laying*, *jec composites magazin*, pp. 71–73, 2010.
- [150] M. Brzeski, R. Holschuh, und R. Schledjewski, *New materials and processes for a new economy*, *SAMPE 2010 technical conference proceedings*, 2010.
- [151] S. P. Haanappel, U. Sachs, R. H. W. ten Thije, B. Rietman, und R. Akkerman, *Forming of Thermoplastic Composites*, *Key Engineering Materials*, 504-506, pp. 237–242, 2012, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.504-506.237.
- [152] P. Hallander, M. Akermo, C. Mattei, M. Petersson, und T. Nyman, *An experimental study of mechanisms behind wrinkle development during forming of composite laminates*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 50, pp. 54–64, 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.03.013.
- [153] P. Harrison, R. Gomes, und N. Curado-Correia, *Press forming a 0/90 cross-ply advanced thermoplastic composite using the double-dome benchmark geometry*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 54, pp. 56–69, 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.06.014.
- [154] M. Hou, *Stamp forming of fabric-reinforced thermoplastic composites*, *Polym. Compos.*, vol. 17, no. 4, pp. 596–603, 1996, doi: 10.1002/pc.10649.
- [155] A. C. Long und M. J. Clifford, *Composite forming mechanisms and materials characterisation in Woodhead publishing in textiles, Composites forming technologies*, A. C. Long, Ed., Cambridge: Woodhead Publications, 2007, pp. 1–21.
- [156] G. Sala, L. Di Landro, und D. Cassago, *A numerical and experimental approach to optimise sheet stamping technologies: polymers thermoforming*, *Materials & Design*, vol. 23, no. 1, pp. 21–39, 2002, doi: 10.1016/S0261-3069(01)00037-1.
- [157] S. Davey, R. Das, W. J. Cantwell, und S. Kalyanasundaram, *Forming studies of carbon fibre composite sheets in dome forming processes*, *Composite Structures*, vol. 97, pp. 310–316, 2013, doi: 10.1016/j.compstruct.2012.10.026.

- [158] R. Akkerman und S. P. Haanappel, *Thermoplastic composites manufacturing by thermoforming* in *Advances in Composites Manufacturing and Process Design*: Elsevier, 2015, pp. 111–129.
- [159] U. Sachs, *Friction and bending in thermoplastic composites forming processes*, Enschede, PHD-Thesis University of Twente, 2014.
- [160] R. McCool et al., *Thermoforming carbon fibre-reinforced thermoplastic composites*, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, vol. 226, no. 2, pp. 91–102, 2012, doi: 10.1177/1464420712437318.
- [161] M. D. Wakeman, P. Blanchard, und J.-A. E. Manson, *Void evolution during stamp-forming of thermoplastic composites*, *Proceedings of 15th international conference on composite materials (ICCM-15)*, Durban, South Africa, 2005.
- [162] H. Lessard, G. Lebrun, A. Benkaddour, und X.-T. Pham, *Influence of process parameters on the thermostamping of a [0/90]<sub>12</sub> carbon/polyether ether ketone laminate*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 70, pp. 59–68, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.12.009.
- [163] A. C. Long, *Composites forming technologies*, Cambridge, Woodhead Publications, 2007.
- [164] M. Kropka, K. Selvaraj, T. Neumeyer, und V. Altstädt, *Vom UD-Tape zum thermoplastischen Faserverbundprodukt*, *Lightweight Design*, vol. 10, no. 3, pp. 14–19, 2017, doi: 10.1007/s35725-017-0018-3.
- [165] T. K. Slange, W. J. B. Groupe, L. L. Warnet, S. Wijskamp, und 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.
- [166] T. K. Slange et al., *Influence of prepreg characteristics on stamp consolidation* in *Proceedings of the 20th international conference on material forming*, pp. 30–34.
- [167] T. K. Slange, L. L. Warnet, W. J. B. Groupe, und R. Akkerman, *Consolidation quality and mechanical performance of stamp formed tailored blanks produced by rapid AFP* in *Palermo, Italy*, 2018, p. 20031.
- [168] D. Dörr, T. Joppich, F. Schirmaier, T. Mosthaf, L. Kärger, und F. Henning, *A method for validation of finite element forming simulation on basis of a pointwise comparison of distance and curvature* in *Nantes, France*, 2016, p. 170011.
- [169] C. Mayer, X. Wang, und M. Neitzel, *Macro- and micro-impregnation phenomena in continuous manufacturing of fabric reinforced thermoplastic composites*, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 29, no. 7, pp. 783–793, 1998, doi: 10.1016/S1359-835X(98)00056-6.
- [170] S. Haanappel, *Forming of UD fibre reinforced thermoplastics : a critical evaluation of intra-ply shear*, PHD-Thesis University of Twente, 2013.
- [171] S. Baumgärtner, *Beitrag zur Konsolidierung von thermoplastischen Hochleistungsfaserverbundwerkstoffen*, Stuttgart, Fraunhofer Verlag, Wissenschaftliche Schriftenreihe des Fraunhofer ICT, Band 75, 2017.
- [172] T. Link, P. Rosenberg, und F. Henning, *Prediction of Gaps in Automated Tape Laying and Their Influence on Porosity in Consolidated Laminates*, *J. Compos. Sci.*, vol. 6, no. 7, p. 207, 2022, doi: 10.3390/jcs6070207.

- [173] V. Donadei, F. Lionetto, M. Wielandt, A. Offringa, und A. Maffezzoli, *Effects of Blank Quality on Press-Formed PEKK/Carbon Composite Parts*, Materials (Basel, Switzerland), vol. 11, no. 7, 2018, doi: 10.3390/ma11071063.
- [174] K. Pudenz, *Novelis und ThyssenKrupp Tailored Blanks kooperieren für die Entwicklung von Tailored Aluminium Solutions*, [Online], verfügbar unter: <https://www.springerprofessional.de/en/automobil---motoren/novelis-und-thyssenkrupp-tailored-blanks-kooperieren-fuer-die-en/6586436> (Zugriff am: 06.09.2022).
- [175] J. Weber und J. Schlimbach, *Co-consolidation of CF/PEEK tape-preforms and CF/PEEK organo sheets to manufacture reinforcements in stamp-forming process*, Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science, vol. 5, no. 4, pp. 172–183, 2019, doi: 10.1080/20550340.2019.1673961.
- [176] Thyssenkrupp Tailored Blanks GmbH, *Thyssenkrupp Patchwork Blanks*, [Online], verfügbar unter: [https://www.twbcompany.com/2016/wp-content/themes/twb\\_2016/assets/pdfs/PatchworkBlanks\\_en.pdf](https://www.twbcompany.com/2016/wp-content/themes/twb_2016/assets/pdfs/PatchworkBlanks_en.pdf) (Zugriff am: 05.04.2023).
- [177] J. Weber und J. Schlimbach, *Stamp forming of partially consolidated CF/PEEK tape preforms produced in a high-speed automated tape laying process*, Polymers and Polymer Composites, no. 31, 2023, doi: 10.1177/09673911231168046.
- [178] K. Langeheinecke, *Thermodynamik für Ingenieure: Ein Lehr- und Arbeitsbuch für das Studium*, 9. Aufl., Wiesbaden, Springer Vieweg, Springer eBook Collection Computer Science and Engineering, 2013.
- [179] A. Krobjilowski, *Prozess- und Produktoptimierung beim Formpressen naturfaserverstärkter thermoplastischer Verbundwerkstoffe*, Zugl.: Bremen, Univ., Diss., 2003, Düsseldorf, VDI-Verl., Fortschritt-Berichte / VDI Reihe 5, Grund- und Werkstoffe, Kunststoffe, vol. 685, 2003.

## Anhang

### Anhang zu Kapitel 4

#### Messdaten

Tabelle 0.1: Messdaten zur Analyse teilkonsolidierter CF/PEEK Tape-Preforms (UD14)

		CF/PEEK Tape-Preform (UD14), 1m/s, 150 N				
		Gasvolumenstrom in slpm				
		35	40	45	50	55
Grad des innigen Kontakts [-] *		0,15	0,20	0,50	0,37	0,64
		0,10	0,10	0,10	0,10	0,10
Porengehalt in %		11,20	7,60	7,50	8,60	7,50
		0,33	1,96	2,75	1,69	0,61
Dicke in mm	Mittelwert	2,33	2,33	2,29	2,38	2,32
		0,05	0,05	0,04	0,03	0,03
Schälwiderstand in N/mm *	Standardabweichung	0,03	0,05	0,14	0,28	0,39
		0,04	0,01	0,06	0,06	0,13
Biegefestigkeit in MPa		75,83	141,29	297,87	313,81	474,14
		36,79	58,40	95,55	88,63	95,24
CTA Kompression [-]		0,163	0,055	0,044	0,025	0,041
		0,021	0,027	0,021	0,010	0,014

### Varianzanalyse der Messergebnisse zur Untersuchung teilkonsolidierter Tape-Preforms

Die Ergebnisse der einfaktoriellen Varianzanalyse zu den Messergebnissen aus Kapitel 4.1 sind in Tabelle 0.2 gezeigt. Die Nullhypothesen lauten, dass kein Zusammenhang zwischen dem Gasvolumenstrom im ATL zur Erzeugung der Tape-Preforms und dem jeweiligen, gemessenen Kennwert der Tape-Preform besteht. Die ermittelten Signifikanzniveaus schließen darauf, dass sämtliche Nullhypothesen mit Ausnahme zur Analyse der Dickenmessung abgelehnt werden (Ablehnung, falls  $p$ -Wert  $< 0,05$ , graue Schattierung in Tabelle 0.2). Die Ablehnung bedeutet, dass ein Zusammenhang zwischen dem Gasvolumenstrom und dem Kennwert der Tape-Preform besteht. Die Regressionsmodelle sind statistisch signifikant mit Ausnahme zur Analyse der Dickenmessung (Statistisch signifikant, falls  $F - F(\text{kritisch}) > 0$ ).

Tabelle 0.2: Ergebnisse zur Varianzanalyse der Messergebnisse zur Untersuchung teilkonsolidierter Tape-Preforms

<b>Kennwert</b>	<b>p-Wert</b>	<b>F – F(kritisch)</b>
Grad inniger Kontakt Dic	3,90E-158	1,08E+32
Porengehalt	0,024	0,680
Schälwiderstand	1,60E-06	15,750
Dickenmessung	0,780	-2,621
Thermische Kompressionsanalyse (CTA)	3,41E-05	14,792
Biegefestigkeit	5,38E-07	35,594

## Anhang zu Kapitel 5

### Messdaten

Tabelle 0.3: Messdaten zum Thermoformen teilkonsolidierter CF/PEEK Tape-Preforms (UD14\_400\_0,75\_Kon)

<b>CF/PEEK Tape-Laminat (UD14_400_0,75_Kon)</b>				
		<b>Gasvolumenstrom in slpm / Konsolidierung im Autoklav</b>		
		<b>35</b>	<b>55</b>	<b>Autoklav</b>
Porengehalt in %		2,79	1,64	0,17
		1,53	1,12	0,03
Dicke in mm	Mittelwert	1,98	1,96	1,94
	Standardabweichung	0,02	0,01	0,02
Biegefestigkeit in MPa		1290,51	1317,98	1530,31
		134,15	78,78	41,81

Tabelle 0.4: Messdaten zum Thermoformen teilkonsolidierter CF/PEEK Tape-Preforms (UD14\_400\_3\_Kon)

<b>CF/PEEK Tape-Laminat (UD14_400_3_Kon)</b>				
		<b>Gasvolumenstrom in slpm / Konsolidierung im Autoklav</b>		
		<b>35</b>	<b>55</b>	<b>Autoklav</b>
Porengehalt in %		1,95	2,46	0,12
		0,51	0,59	0,03
Dicke in mm	Mittelwert	1,98	1,97	1,84
	Standardabweichung	0,05	0,02	0,01
Biegefestigkeit in MPa		1310,36	1298,06	1467,04
		59,45	157,96	52,22

## Varianzanalyse der Messergebnisse zum Thermoformen teilkonsolidierter Tape-Preforms

Die Ergebnisse der zweifaktoriellen Varianzanalyse mit Messwiederholung zu den Messergebnissen aus Kapitel 4.1 sind in Tabelle 0.5 gezeigt. Die Nullhypothesen lauten, dass kein Zusammenhang zwischen dem Gasvolumenstrom im ATL zur Erzeugung der Tape-Preforms, dem Werkzeugdruck im Thermoformen und dem jeweiligen Kennwert des Tape-Laminats besteht. Die ermittelten Signifikanzniveaus schließen darauf, dass sämtliche Nullhypothesen beibehalten werden (Beibehaltung, falls  $p\text{-Wert} > 0,05$ , siehe graue Schattierung in Tabelle 0.5), sodass mittels Varianzanalyse kein Zusammenhang zwischen dem Gasvolumenstrom, dem Werkzeugdruck und den entsprechenden, gemessenen Kennwerten der Tape-Lamine nachgewiesen werden kann. Die Regressionsmodelle sind nicht statistisch signifikant (Statistisch signifikant, falls  $F - F(\text{kritisch}) > 0$ ).

Tabelle 0.5: Ergebnisse zur Varianzanalyse der Messergebnisse zum Thermoformen teilkonsolidierter Tape-Preforms

	<b>Kennwert</b>	<b>p-Wert</b>	<b>F – F(kritisch)</b>
Porengehalt	Gasvolumenstrom	0,779	-5,231
	Werkzeugdruck	0,801	-5,250
	Wechselwirkung	0,276	-3,951
Dickenmessung	Gasvolumenstrom	0,892	-5,298
	Werkzeugdruck	0,936	-5,310
	Wechselwirkung	0,695	-5,153
Biegefestigkeit	Gasvolumenstrom	0,561	-4,951
	Werkzeugdruck	0,970	-5,316
	Wechselwirkung	0,688	-5,144

**Anhang zu Kapitel 6**

Tabelle 0.6: Messdaten zur Co-Konsolidierung teilkonsolidierter CF/PEEK Tape-Preforms (UD14\_35\_400\_Co-Kon)

		CF/PEEK Tape-Laminat (UD14_35_400_Co-Kon)			
		Werkzeugdruck in Mpa			
		0,75	1,5	3	6
Porengehalt Sektion I in %		2,72	1,78	1,92	0,93
		0,74	0,96	0,90	0,45
Porengehalt Sektion II in %		6,69	2,92	2,23	2,14
		1,36	0,60	0,73	1,27
Dicke, Tape-Laminat Sektion I in mm		2,05	1,99	1,92	1,96
		0,06	0,04	0,06	0,02
Dicke, Tape-Laminat Sektion II in mm		2,34	2,26	2,15	2,17
		0,09	0,03	0,09	0,04
Dicke Versteifung in mm		2,03	2,01	2,03	1,81
		0,03	0,02	0,02	0,18
Biegefestigkeit Sektion I in MPa	Mittelwert	1342,00	1368,00	1395,00	1395,00
		111,05	54,26	57,73	48,13
Biegefestigkeit Sektion II in MPa	Standardabweichung	1210,00	1326,00	1435,00	1377,00
		34,20	87,27	71,98	32,33
Zugscherfestigkeit in MPa		20,08	22,26	22,43	34,72
		0,77	1,27	4,79	3,91
Gemessene Fügefläche in mm <sup>2</sup>		219,25	224,83	217,60	223,40
		16,24	3,74	9,36	5,50
Gemessene Fügetemperatur in °C		408,67	408,33	408,00	408,90
		5,56	4,64	2,94	3,69

Tabelle 0.7: Messdaten zur Co-Konsolidierung teilkonsolidierter CF/PEEK Tape-Preforms (UD14\_35\_400\_Co-Kon) (A)

		CF/PEEK Tape-Laminat (UD14_35_400_Co-Kon) (A)	
		Werkzeugdruck in Mpa	
		0,75	6
Porengehalt Sektion I in %		0,22	0,19
		0,10	0,10
Porengehalt Sektion II in %		0,31	0,34
		0,13	0,12
Dicke, Tape-Laminat Sektion I in mm		1,95	1,97
		0,02	0,01
Dicke, Tape-Laminat Sektion II in mm		2,12	2,16
		0,06	0,06
Dicke Versteifung in mm		2,05	2,05
		0,03	0,03
Biegefestigkeit Sektion I in MPa	Mittelwert	1525,99	1574,22
		94,01	88,85
Biegefestigkeit Sektion II in MPa	Standardabweichung	1397,10	1504,77
		126,46	51,14
Zugscherfestigkeit in MPa		20,88	21,79
		4,70	5,57
Gemessene Fügefläche in mm <sup>2</sup>		130,58	190,57
		27,08	6,36
Gemessene Fügetemperatur in °C		402,17	409,63
		1,51	2,10

Tabelle 0.8: Messdaten zur Co-Konsolidierung teilkonsolidierter CF/PEEK Tape-Preforms (UD14\_35\_430\_Co-Kon)

CF/PEEK Tape-Laminat (UD14_35_430_Co-Kon)				
		Werkzeugdruck in Mpa		
		0,75	1,5	3
Porengehalt Sektion I in %		1,95	2,68	2,30
		0,90	0,69	0,83
Porengehalt Sektion II in %		4,17	3,88	2,65
		1,54	0,77	0,60
Dicke, Tape-Laminat Sektion I in mm				
Dicke, Tape-Laminat Sektion II in mm		2,27	2,35	2,27
		0,07	0,05	0,04
Dicke Versteifung in mm		2,02	2,01	2,02
		0,02	0,03	0,03
Biegefestigkeit Sektion I in MPa	Mittelwert	1373,54	1353,50	1393,64
		43,49	48,21	37,53
Biegefestigkeit Sektion II in MPa	Standardabweichung	1221,29	1293,50	1278,10
		20,63	24,72	46,44
Zugscherfestigkeit in MPa		19,36	22,62	27,29
		1,23	4,10	5,83
Gemessene Fügefläche in mm <sup>2</sup>		233,38	238,45	232,88
		8,38	1,22	9,29
Gemessene Fügetemperatur in °C		454,00	450,00	430,67
		1,00	7,79	14,82

Tabelle 0.9: Messdaten zur Co-Konsolidierung teilkonsolidierter CF/PEEK Tape-Preforms (Q114\_35\_400\_Co-Kon)

CF/PEEK Tape-Laminat (Q114_35_400_Co-Kon)				
		Werkzeugdruck in Mpa		
		0,75	1,5	3
Porengehalt Sektion I in %		1,66	1,31	1,26
		0,59	0,57	0,51
Porengehalt Sektion II in %		4,26	2,70	1,75
		1,41	1,33	0,61
Dicke, Tape-Laminat Sektion I in mm				
Dicke, Tape-Laminat Sektion II in mm		2,19	2,08	2,03
		0,05	0,02	0,05
Dicke Versteifung in mm		2,04	1,99	1,91
		0,04	0,05	0,15
Biegefestigkeit Sektion I in MPa	Mittelwert	676,85	685,81	729,17
		47,29	48,97	22,90
Biegefestigkeit Sektion II in MPa	Standardabweichung	458,91	512,90	656,15
		47,41	53,52	80,94
Zugscherfestigkeit in MPa		14,40	18,14	21,31
		3,55	0,92	1,44
Gemessene Fügefläche in mm <sup>2</sup>		189,39	219,39	224,96
		6,65	8,35	7,07
Gemessene Fügetemperatur in °C		406,00	408,67	404,33
		2,83	3,86	0,47

Tabelle 0.10: Messdaten zur Co-Konsolidierung teilkonsolidierter CF/PEEK Tape-Preforms (Q114\_35\_430\_Co-Kon)

CF/PEEK Tape-Laminat (Q114_35_430_Co-Kon)				
		Werkzeugdruck in Mpa		
		0,75	1,5	3
Porengehalt Sektion I in %		1,41	1,21	1,13
		0,45	0,43	0,45
Porengehalt Sektion II in %		4,83	2,66	1,36
		1,12	1,05	0,46
Dicke, Tape-Laminat Sektion I in mm				
Dicke, Tape-Laminat Sektion II in mm		2,20	2,04	2,02
Dicke Versteifung in mm		0,08	0,04	0,05
		2,05	2,00	2,00
	Mittelwert	0,04	0,03	0,04
Biegefestigkeit Sektion I in MPa	Standardabweichung	684,15	712,23	683,12
Biegefestigkeit Sektion II in MPa		54,03	54,20	44,51
Zugscherfestigkeit in MPa		383,28	586,77	621,37
Gemessene Fügefläche in mm <sup>2</sup>		130,16	70,61	41,24
Gemessene Fügetemperatur in °C		14,19	13,10	24,17
		0,69	1,55	3,82
		221,66	217,81	224,21
		14,46	0,30	1,64
		433,00	443,00	440,00
		11,22	8,83	6,98

### Varianzanalyse der Messergebnisse zur Co-Konsolidierung teilkonsolidierter Tape-Preforms

Die Ergebnisse der zweifaktoriellen Varianzanalyse mit Messwiederholung zu den Messergebnissen aus Kapitel 6.1 und Kapitel 6.2 sind in Tabelle 0.11 gezeigt. Die Nullhypothesen lauten, dass kein Zusammenhang zwischen dem Gasvolumenstrom im ATL zur Erzeugung der Tape-Preforms, dem Werkzeugdruck im Co-Konsolidieren und dem jeweiligen Kennwert des Tape-Laminats besteht. Die Nullhypothesen, die beibehalten werden ( $p$ -Wert  $> 0,05$ ) sind in Tabelle 0.11 grau schattiert. Basierend auf der Varianzanalyse zeigen diese, dass zwischen diesen Kennwerten und Parametern im ATL bzw. im Co-Konsolidieren keine Abhängigkeit nachgewiesen wird. Gleiches gilt für die Regressionsmodelle (statistisch signifikant, falls  $F - F(\text{kritisch}) > 0$ ).

Tabelle 0.11: Ergebnisse zur Varianzanalyse der Messergebnisse zum Co-Konsolidieren teilkonsolidierter Tape-Preforms

	<b>Kennwert</b>	<b>p-Wert</b>	<b>F – F(kritisch)</b>
Porengehalt Sektion I	Gasvolumenstrom	0,96	-5,31
	Werkzeugdruck	0,41	-4,56
	Wechselwirkung	0,66	-5,11
Porengehalt Sektion II	Gasvolumenstrom	0,01	6,69
	Werkzeugdruck	0,002	16,14
	Wechselwirkung	0,002	16,01
Biegefestigkeit Sektion I	Gasvolumenstrom	0,20	-3,38
	Werkzeugdruck	0,29	-4,01
	Wechselwirkung	0,75	-5,21
Biegefestigkeit Sektion II	Gasvolumenstrom	0,48	-4,76
	Werkzeugdruck	0,01	7,36
	Wechselwirkung	0,03	1,71
Dicke Sektion I	Gasvolumenstrom	0,79	-5,24
	Werkzeugdruck	0,04	1,03
	Wechselwirkung	0,35	-4,32
Dicke Sektion II	Gasvolumenstrom	0,54	-4,91
	Werkzeugdruck	0,57	-4,97
	Wechselwirkung	0,05	-0,02
Zugscherfestigkeit	Gasvolumenstrom	0,01	5,06
	Werkzeugdruck	0,37	-4,41
	Wechselwirkung	0,87	-5,28

**Datenblätter**

TECHNICAL DATA SHEET

**APC-2**

PEEK THERMOPLASTIC POLYMER PREPREG

**APC-2 UNIDIRECTIONAL TAPE**

Solvay's APC -2 composites have a thermoplastic matrix of poly(ether-ether-ketone) commonly referred to as PEEK. The polymer is semi-crystalline with a glass transition temperature of 289°F (143°C). The composites possess excellent environmental resistance, toughness, and fire resistant properties.

APC-2 prepreg can be stored at ambient conditions and has an indefinite shelf life. APC-2 composites retain good mechanical properties at cryogenic temperatures. The excellent composite properties result from the PEEK matrix's full wetting and tailored fiber matrix interface achieved in the impregnation process.

Laminates and parts can be fabricated from APC-2 using a wide range of processes including autoclave consolidation, rapid stamping techniques, and automated lay down including in-situ.

Typical applications for Solvay's APC-2 include aircraft and space structure, and other structural engineering components.

**Features and Benefits**

- Semi-crystalline, thermoplastic matrix
- Fully impregnated, unidirectional prepreg
- Large database
- Very high toughness and damage tolerance
- Dry Tg at 289°F (143°C) with less than 0.2 weight percent moisture uptake at equilibrium.
- Excellent environmental resistance
- Good resistance to creep and fatigue
- Outstanding fire resistance
- Very good wear resistance
- Processed using wide range of fabrication techniques at 725°F to 752°F (385°C to 400°C )
- Indefinite shelf life at ambient condition

**RESIN CHARACTERISTICS****Table 1 | Nominal Neat Resin Properties of APC-2**

Property	Result
DMA Tg, °F (°C)	289 (143)
Density, pcf (g/cc)	82.4 (1.32)
Dielectric constant at 1 MHz	4.60
Loss Tangent at 1 MHz	<0.001

APC -2 THERMOPLASTIC POLYMER PREPREG



Abbildung 0.1: Auszug aus dem Datenblatt Solvay CF/PEEK Tape "APC-2 Thermoplastic polymer prepreg" mit AS4-Faser, Seite 1

TECHNICAL DATA SHEET  
**APC-2**  
 PEEK THERMOPLASTIC POLYMER PREPREG

**Table 2 | Typical Polymer Properties of APC-2 (PEEK) Resin**

Property	Test Condition	Result
Tensile Strength ksi (MPa)	75°F (24°C)	14.5 (100)
	250°F (121°C)	8.5 (59)
	250°F (121°C)/ wet	8.5 (59)
Tensile Modulus Msi (GPa)	75°F (24°C)	0.52 (3.6)
	250°F (121°C)	0.49 (3.4)
	250°F (121°C)/ wet	0.49 (3.4)
Tensile Failure Strain %	75°F (24°C)	50
	250°F (121°C)	70
	250°F (121°C)/ wet	70
Flexural Strength ksi (MPa)	75°F (24°C)	24.7 (170)*
	250°F (121°C)	14.5 (100)*
	250°F (121°C)/ wet	14.5 (100)*
Flexural Modulus Msi (GPa)	75°F (24°C)	0.59 (4.1)
	250°F (121°C)	0.58 (4.0)
	250°F (121°C)/ wet	0.58 (4.0)

\* Yield value at >5% strain

\*\*Wet = Water immersion for 14 days at 160°F (71°C).

### PREPREG CHARACTERISTIC

**Table 3 | Product Availability and Nominal Physical Properties of APC-2 (PEEK)**

Property			
Form	12 inch (30.5 cm) Unidirectional Tape		
Fiber	AS4 12K	IM7 12K	S2 Glass
Resin Content , wt. %	34	32	29
Areal Weight, psf (gsm)	0.030 (145)	0.030 (145)	0.040 (195)
CPT, in (mm)	0.0055 (0.140)	0.0052 (0.132)	0.0054 (0.137)

### PROPERTIES

**Table 4 | Mechanical Properties: High Strength (>500 ksi/ 3450 MPa) Standard Modulus (33 Msi/ 228 GPa) Carbon Fiber Reinforced Unidirectional Tape**

Property	Test Condition	Result
0° Tensile Strength ksi (MPa)	-67°F (-55°C)	300 (2070)
	75°F (24°C)	300 (2070)
	180°F (82°C)	295 (2030)
	180°F (82°C)/ wet	295 (2030)
	250°F (121°C)	290 (2000)
	250°F (121°C)/ wet	290 (2000)
0° Tensile Modulus Msi (GPa)	-67°F (-55°C)	20 (138)
	75°F (24°C)	20 (138)
	180°F (82°C)	20 (138)
	180°F (82°C)/ wet	20 (138)
	250°F (121°C)	20 (138)
	250°F (121°C)/ wet	20 (138)
0° Tensile Failure Strain	-67°F (-55°C)	1.45

APC-2 THERMOPLASTIC POLYMER PREPREG



Abbildung 0.2: Auszug aus dem Datenblatt Solvay CF/PEEK Tape "APC-2 Thermoplastic polymer prepreg" mit AS4-Faser, Seite 2

	Einheit	AS 500 M	AS 600 M	AS 800 M
Größe	mm	380x500	1000x1200	1000x1200
Stärke	mm	3-30	1-75	1-30
Dichte	kg/dm <sup>3</sup>	2,6	2,2	2,2
Stauchverformung	% $\perp$ bei 100 N/mm <sup>2</sup>	1-2	5-6	5-6
Druckfestigkeit	20°C/N/mm <sup>2</sup>	260	400	330
	200°C/N/mm <sup>2</sup>	180	250	240
Biegefestigkeit	N/mm <sup>2</sup>	120	300	200
Zugfestigkeit	N/mm <sup>2</sup>	50	170	120
Grenztemperatur	°C	500	600	800
Wärmeleitzahl	W/m*K 100°C	0,75	0,26	0,26
	W/m*K 200°C	-	0,28	0,28
Ausdehnungskoeffizient	10-6K-1 //	10	10	10
	10-6K-1 $\perp$	10	100	100
Durchschlagsfestigkeit	kV/mm	20	25	25
Lichtbogenfestigkeit	VDE 0303	L 6	L 3	L 3
Kriechstromfestigkeit	VDE 0303	CTI 600	CTI 600	CTI 600
spez. Durchgangswiderstand	$\Omega$ *cm	>10-16	>10-16	>10-16
Dielektrizitätszahl	VDE 0303	7	6,5	6
Feuerwiderstandsklasse	UL 94	-	94 V-0	94 V-0
Wasseraufnahme	% 24h	0	<0,1	<0,1

Abbildung 0.3: Auszug aus dem Datenblatt zu K-Therm® AS 600M

Types	Measurable pressure range [MPa] 1MPa $\approx$ 10.2kgf/cm <sup>2</sup>	Prescale	Prescale Sheets	Classification
		Product size width(mm) x length(m)	Product size width(mm) x length(mm)	
Ultra Extreme Low Pressure (5LW)	0.006	320 x 2	—	Two-Sheet Type
Extreme Low Pressure (4LW)	0.05	320 x 3	—	Two-Sheet Type
Ultra Super Low Pressure (LLLW)	0.2	270 x 5	270x200 (5 Sheets)	Two-Sheet Type
Super Low Pressure (LLW)	0.5	270 x 6	270x200 (5 Sheets)	Two-Sheet Type
Low Pressure (LW)	0.6	270 x 10	270x200 (5 Sheets)	Two-Sheet Type
Medium Pressure (MW)	2.5	270 x 10	—	Two-Sheet Type
Medium Pressure (MS)	10	270 x 10	270x200 (5 Sheets)	Mono-Sheet Type
High Pressure (HS)	50	270 x 10	270x200 (5 Sheets)	Mono-Sheet Type
Super High Pressure (HHS)	130	270 x 10	270x200 (5 Sheets)	Mono-Sheet Type

Abbildung 0.4: Auszug aus dem Datenblatt zu Druckmessfolien vom Typ „Fujifilm Prescale“ Low Pressure LW, 2,5 MPa – 10 MPa

## Betreute studentische Arbeiten

J. Stommes, *Einsatz von additiven Fertigungsverfahren zum Bauteiltoleranzausgleich*. IVW-Bericht 19-005, 2019

L. Knippel, *Ganzheitliche Untersuchung der Integration von Co-Konsolidierungsprozessen in das Thermoformen für die Luftfahrtindustrie*. IVW-Bericht 19-040, 2019

C. Persch, *Konstruktion eines Werkzeugs zur Fertigung von Integralbauteilen im Thermoformen*. IVW-Bericht 19-046, 2019

L. Perner, *Prozessoptimierung zur Herstellung von Integralbauteilen im Thermoformen*. IVW-Bericht 20-004, 2020

M. Erhard, *Stand der Technik zur Konsolidierung thermoplastischer Halbzeuge*. IVW-Bericht 20-029, 2020

S. Peters, *Eignung der Schälprüfung zur Quantifizierung des Konsolidierungsgrades von thermoplastischen Tape-Laminaten*. IVW-Bericht 20-024, 2020

P. Müller, *Herstellung von Stapelfasertapes aus Co-mingled Garnen im Kalandrierprozess*. IVW-Bericht 21-016, 2021

S. Horten, *Einfluss des Fügedrucks auf die Verbindungsfestigkeit beim Co-Konsolidieren im Thermoformen*. IVW-Bericht 21-017, 2021

L. Perner, *Adaption eines bestehenden 3D-Druck Prüfstandes zur Verarbeitung von Hochleistungsthermoplasten*. IVW-Bericht 21-018, 2021

D. Laubenstein, *Einfluss des Konsolidierungsgrades von Tape-Preforms auf die Laminatqualität nach dem Thermoformen*. IVW-Bericht 21-039, 2021

L. Perner, *Einfluss des Fügedrucks auf die Verbindungsfestigkeit beim Co-Konsolidieren von teilkonsolidierten Tape-Laminaten*. IVW-Bericht 22-011, 2022

## Publikationen

### Zeitschriften (mit wissenschaftlicher Qualitätssicherung)

J. Weber und J. Schlimbach, „Co-consolidation of CF/PEEK tape-preforms and CF/PEEK organo sheets to manufacture reinforcements in stamp-forming process“ in *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*; 2019; doi: 10.1080/20550340.2019.1673961

J. Weber und J. Schlimbach, „Stamp forming of partially consolidated CF/PEEK tape preforms produced in a high-speed automated tape laying process“ in *Polymers and Polymer Composites*, 2023, doi: 10.1177/09673911231168046

### Zeitschriften (ohne wissenschaftliche Qualitätssicherung)

J. Weber, J. Schlimbach, „Co-Consolidation of Tape-Preforms to realize local reinforcements in stamp-forming“; SAMPE Europe 22 Conference, 15. – 17.11.2022 in Hamburg, Germany

### Symposien- und Konferenzbeiträge (Vorträge)

J. Weber und J. Schlimbach, „Co-consolidation in pressforming process to realize integral components with local reinforcements“ in 22. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Poster, Kaiserslautern, 26. - 28. Juni 2019

J. Weber und J. Schlimbach, „Interlaminar fracture toughness of co-consolidated CF/PEEK Laminates Manufactured in Stamp-Forming Process“ in International Conference on Composite Materials, Melbourne, 2019

J. Weber und J. Schlimbach, „Process Hybridization to Manufacture Complex Thermoplastic Parts by Means of Thermoforming“ in IVW-Kolloquium 30 Jahre, Kaiserslautern, 2021

S. Cassola, M. Duhovic, L. Münch, D. Schommer, J. Weber, J. Schlimbach, J. Hausmann, „Forming and spring-back simulation of CF-PEEK tape preforms“ in LS-DYNA Conference, Ulm, 2021

S. Becker, S. Weidmann, J. Weber, et al., „Stoffschlüssige Fügeverfahren für FKV – Leichtbaugerecht, effizient und flexibel“ in *AVK Arbeitskreis Fügen von Composites*, 16. Februar 2021, Online

S. Weidmann, F. Gortner, J. Weber, P. Mitschang, „Ressourcenschonende und kosteneffiziente Fertigungstechnologien für faserverstärkte Kunststoffe für die Automobilindustrie von morgen“, Automotive Circle "Insight @ Porsche"

J. Weber, J. Schlimbach, "Herstellung von rCF-Tapes aus co-mingled Stapelfasergarnen", re4tex – recycling for textiles; 15. Kolloquium 17.- 18.05.2022, Chemnitz

J. Weber, J. Schlimbach, "Co-consolidation and stamp-forming as a one-shot process to manufacture complex CF/PEEK parts", 20th European Conference on Composite Materials (ECCM20), 26. – 30.06.2022, Lausanne, Schweiz

J. Weber, „Characterization of 2D Tape Preforms to Process in Isothermal Stamp Forming“ in Technologietag IVW; Kaiserslautern; 2022

## Lebenslauf

### Persönliche Daten

Name	Julian Weber
Geburtsort	Kaiserslautern

### Ausbildung

08/1998 bis 06/2002	Grundschule Wolfstein
08/2002 bis 03/2011	Veldenz-Gymnasium Lauterecken
10/2011 bis 09/2017	Studiengang Luft- und Raumfahrttechnik (Bachelor of Science und Master of Science), Universität Stuttgart

### Beruflicher Werdegang

01/2018 bis 12/2022	Wissenschaftlicher Mitarbeiter im Bereich Verarbeitungstechnik, Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern
Seit 01/2023	Engineering Manager R&T, CirComp GmbH (A subsidiary of Albany Engineered Composites), Kaiserslautern

