

# **IVW - Schriftenreihe Band 127**

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

---

**Tobias A. Weber**

**Herstellprozesssimulation zur  
Vorhersage der Faltenbildung in  
der Prepreg-Autoklav-Fertigung**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

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

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Technische Universität Kaiserslautern  
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck

D 386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2018

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 978-3-944440-24-8

# **Herstellprozesssimulation zur Vorhersage der Faltenbildung in der Prepreg-Autoklav-Fertigung**

Dem Fachbereich für Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
der technischen Universität Kaiserslautern  
zur Verleihung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von

**Tobias A. Weber, M.Eng., M.Sc.**  
aus Bernkastel-Kues

Tag der mündlichen Prüfung: 20.11.2017

Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Jan C. Aurich
Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann
Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Peter Middendorf
Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Martin Maier

D386



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand im Zeitraum von 2014 bis 2017 während meiner Tätigkeit als Doktorand im Bereich „Tooling Evolution & Improvement“ der Airbus Helicopters Deutschland GmbH in Zusammenarbeit mit dem Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW).

An erster Stelle möchte ich ganz besonders Herrn Prof. Dr.-Ing. Martin Maier (IVW, TU Kaiserslautern, i. R.) und Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann (IVW, TU Kaiserslautern) für die hervorragende Betreuung, Unterstützung und die Erstellung der Gutachten danken. Viele hilfreiche und anregende Gespräche haben maßgeblich zum Gelingen der Arbeit beigetragen. Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Middendorf (Universität Stuttgart) danke ich sehr für die Erstellung des Zweitgutachtens. Des Weiteren danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Jan Aurich (FBK, TU Kaiserslautern) für den Prüfungsvorsitz und ebenso Herrn Dr.-Ing. Miro Duhovic (IVW, TU Kaiserslautern) für die gute Zusammenarbeit, konstruktive Kritik und motivierenden Worte in dieser Zeit.

Besonderer Dank gilt meinem firmeninternen Betreuer, Herrn Dipl.-Ing. Jan-Christoph Arent, für seine außerordentlich gute Betreuung, seine tatkräftige Unterstützung und die zahlreichen, fachlich immer fundierten Anregungen und Vorschläge zu meiner Arbeit. Die Doktorandentätigkeit ermöglichte mir Herr Dipl.-Ing. Hartmut Schwenk, wofür ich mich ganz herzlich bedanke. Außerdem ein herzliches Dankeschön an die Kollegen von Airbus Helicopters, insbesondere auch an das gesamte Tooling Team für das Ermöglichen zahlreicher Experimente, anregende Gespräche und eine gute Zeit. Insbesondere genannt seien hier Harald Leitner, Christian Schmid, Stefan Lang, Dr. ir. Johannes Balvers, Christian Ruisinger, Christoph Leinfelder, Volker Gruber, Sven Spielvogel, Dr.-Ing. Dirk Huybrechts, Wolfgang Rduch, Andreas Rack, Johann-Peter Scheitle, Karl Eber, Kai-Uwe Nagel, Alfons Kapfer und viele mehr. An dieser Stelle sei auch allen Studenten gedankt, die mich durch ihre fleißige Mitarbeit und die Anfertigung studentischer Arbeiten unterstützt haben.

Abschließend möchte ich mich bei meinen Eltern, Marie und Albrecht Weber, für ihre tatkräftige Unterstützung in jeglicher Form während meiner gesamten Ausbildung und der Verwirklichung dieser Doktorarbeit bedanken. Meiner Verlobten, Judith Anlauf, danke ich für die Motivation und den liebevollen Rückhalt, den sie mir bietet.

Donauwörth, im Dezember 2017

Tobias A. Weber



---

<b>1</b>	<b>Einleitung .....</b>	<b>1</b>
1.1	Motivation und Zielsetzung .....	2
<b>2</b>	<b>Stand der Technik.....</b>	<b>5</b>
2.1	Autoklav-Fertigung und Tooling-Technologie.....	5
2.2	Anforderungen und Problemstellungen im Tooling-Design.....	6
2.2.1	Thermisches Verhalten .....	7
2.2.2	Kompaktierung.....	8
2.2.3	Fertigungsinduzierte Schädigungen.....	9
2.2.4	FEMI-Bauteil-Interaktion .....	11
2.3	Faltenbildung in der Autoklav-Fertigung .....	14
2.3.1	Grundlagen und Einflussfaktoren.....	14
2.3.2	Mechanismen der Faltenbildung.....	17
2.4	Prozesssimulation.....	21
2.4.1	Thermochemische Simulation.....	22
2.4.2	Kompaktiersimulation.....	24
2.4.3	Simulation der Faltenbildung .....	26
2.5	Fazit und weiteres Vorgehen .....	28
<b>3</b>	<b>Materialcharakterisierung.....</b>	<b>29</b>
3.1	Dichte .....	29
3.2	Spezifische Wärmekapazität .....	29
3.3	Wärmeleitfähigkeit.....	31
3.4	Aushärtekinetik, Exothermie und Glasübergangstemperatur .....	32
3.5	Viskosität, Permeabilität und Kompaktierkurven .....	37
3.5.1	Viskosität .....	37
3.5.2	Permeabilität.....	38
3.5.3	Kompaktierkurven .....	39
3.6	Wärmeausdehnungskoeffizient und chemischer Schrumpf .....	45

---

<b>3.7</b>	<b>E-Modul des Harzes .....</b>	<b>45</b>
<b>3.8</b>	<b>Interlaminare Reibung und FEMI-Bauteil-Interaktion .....</b>	<b>46</b>
3.8.1	Scratch 4 Surface Tester .....	46
3.8.2	Pull-through Tests.....	53
<b>4</b>	<b>Experimentelle Charakterisierung der Faltenbildung .....</b>	<b>59</b>
<b>4.1</b>	<b>Vorgehensweise und Versuchsaufbau.....</b>	<b>59</b>
4.1.1	Versuchsvorrichtung und deren Ursprung .....	59
4.1.2	Vorgehensweise .....	63
4.1.3	Testmatrix .....	65
<b>4.2</b>	<b>Methodik zur Auswertung.....</b>	<b>66</b>
4.2.1	Schwierigkeiten bei der Auswertung .....	66
4.2.2	<i>Out-of-plane</i> Welligkeit und Faltenbildung .....	67
4.2.3	<i>In-plane</i> Welligkeit und Falten.....	70
4.2.4	Benennung und Nutzung der Auswertepunkte .....	71
<b>4.3</b>	<b>Ergebnisse .....</b>	<b>73</b>
4.3.1	Ort und Zeitpunkt der Faltenentstehung .....	73
4.3.2	Einfluss der Verpressung auf die globale Welligkeit .....	77
4.3.3	Abhängigkeit der Faltengröße von der Laminatwandstärke.....	78
4.3.4	Einfluss der Stützwirkung des Laminates (M1 vs. M2).....	80
4.3.5	Abhängigkeit der Faltengröße vom FEMI-Material.....	83
4.3.6	Abhängigkeit der Faltengröße vom Laminataufbau .....	83
4.3.7	Abhängigkeit der Faltengröße von der Ausrichtung der oberen Laminatlage.....	84
4.3.8	Abhängigkeit der Faltengröße von der Bauteilgeometrie .....	86
4.3.9	Lagentrennungen.....	89
<b>4.4</b>	<b>Schlussfolgerungen für die Prozesssimulation.....</b>	<b>90</b>
<b>5</b>	<b>Simulationsprozess .....</b>	<b>93</b>



---

<b>5.1</b>	<b>Thermochemisches Modul .....</b>	<b>95</b>
5.1.1	Randbedingungen.....	95
5.1.2	User Material Heat Transfer.....	97
5.1.3	Modellierungstechniken .....	99
5.1.4	Modellverifikation .....	103
<b>5.2</b>	<b>Kompaktiermodul.....</b>	<b>106</b>
5.2.1	Einsetzbarkeit vorhandener Ansätze .....	107
5.2.2	Phänomenologische Kompaktiersimulation .....	109
5.2.3	Temperatur, Aushärtegrad und Viskosität.....	113
5.2.4	UMAT zur Erfassung der Steifigkeiten des Faserbettes .....	116
5.2.5	Kalibrierung der Permeabilität.....	118
5.2.6	Kontakt- und Reibungssimulation .....	125
5.2.7	Verifikation des Kompaktiermoduls.....	132
<b>6</b>	<b>Faltenvorhersage mittels Simulation.....</b>	<b>141</b>
<b>6.1</b>	<b>Entwicklung eines Kriteriums zur Faltenvorhersage .....</b>	<b>141</b>
6.1.1	Plausibilitätsprüfung des zeitlichen Spannungsverlaufs im Laminat ...	142
6.1.2	Kriterium in Kombination mit der Prozesssimulation .....	144
6.1.3	Kalibrierung und Verifikation des Kriteriums .....	147
<b>6.2</b>	<b>Einschränkungen des phänomenologischen Ansatzes.....</b>	<b>158</b>
<b>6.3</b>	<b>Fazit .....</b>	<b>158</b>
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>160</b>
<b>8</b>	<b>Anhang .....</b>	<b>164</b>
<b>8.1</b>	<b>Zusätzliche Informationen zum Material .....</b>	<b>164</b>
8.1.1	Wärmeausdehnungskoeffizient und chemischer Schrumpf .....	164
8.1.2	E-Modul .....	165
8.1.3	Mischungsregeln zur Erfassung von UD- und Gewebelagen.....	168
<b>8.2</b>	<b>Test-Matrix der Faltenbildungsversuche.....</b>	<b>170</b>

---

<b>8.3</b>	<b>Verifikation der thermischen Simulation .....</b>	<b>171</b>
<b>8.4</b>	<b>Verifikation Kompaktiersimulation .....</b>	<b>176</b>
<b>8.5</b>	<b>Sensitivitätsanalysen zur Kompaktiersimulation .....</b>	<b>185</b>
<b>9</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>190</b>
<b>10</b>	<b>Eigene Veröffentlichungen.....</b>	<b>206</b>
<b>11</b>	<b>Betreute Arbeiten.....</b>	<b>207</b>
<b>12</b>	<b>Lebenslauf .....</b>	<b>208</b>

## Kurzfassung

In der modernen Hubschrauberfertigung werden neben Rotorblättern auch tragende Strukturteile aus kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen eingesetzt. Um dabei einen möglichst hohen Leichtbaugrad zu erreichen, werden immer neue Design-Konzepte entwickelt. Innovative Design-Lösungen sind aber nur dann in der Fertigung umsetzbar, wenn sie effizient, kostengünstig und fehlerfrei gefertigt werden können.

Ein wichtiger Baustein für die Produktion sind die Fertigungsvorrichtungen, auf denen die Bauteile laminiert und ausgehärtet werden. Diese Vorrichtungen sind ein maßgeblicher Faktor zum Erreichen der geforderten Bauteilqualität. Das Augenmerk liegt hierbei auf der sogenannten *tool-part-interaction*, also der Interaktion zwischen Fertigungsvorrichtung und Faserverbundmaterial. Diese hat einen großen Einfluss auf das Aufheiz- und Verpressungsverhalten der Prepreg-Materialien und somit auch direkt auf fertigungsinduzierte Schädigungen wie Faltenbildung und Verzug.

Aktuell kann der Vorrichtungsentwickler lediglich auf Erfahrungswerte zurückgreifen, um ein gutes Aufheiz- und Verpressungsverhalten der Vorrichtung zu erreichen. Zur Minimierung von Falten fehlt jedoch häufig sogar das nötige Hintergrundwissen über die grundlegenden Mechanismen der Faltenbildung. Nur ein langwieriger *trial-and-error* Prozess nach Produktion der Vorrichtung kann helfen, Faltenbildung zu eliminieren oder zumindest zu reduzieren.

Zukünftig muss es ein primäres Ziel für den Vorrichtungsbau sein, Fertigungsmittel gezielt auslegen und bereits im Rahmen der Konzeptentwicklung Aussagen über die zu erwartende Bauteilgüte und das Fertigungsergebnis machen zu können. Einen möglichen Weg stellt die Einführung einer Herstellprozesssimulation dar, da sie bereits in einer frühen Entwicklungsphase das Aufheiz- und Verpressungsverhalten eines Bauteils sowie den Einfluss der Fertigungsvorrichtung auf die Bauteilqualität einschätzen kann. Fertigungsinduzierte Schädigungen, wie der prozessinduzierte Verzug, lassen sich bereits mit Hilfe von kommerziell erhältlichen Software-Tools vorhersagen. Um zukünftig auch die Faltenbildung bei der Prepreg-Autoklavfertigung vorhersagbar zu machen, müssen zwei übergeordnete Fragestellungen bearbeitet werden:

- **Faltenbildung:** Wie läuft die Faltenbildung in der Autoklavfertigung ab und welche Mechanismen bzw. Einflussfaktoren müssen besonders beachtet werden?
- **Simulation:** Wie muss eine Herstellprozesssimulation geartet sein, um den Einfluss der Fertigungsvorrichtung auf die Faltenbildung vorhersagen zu können und Vorrichtungen auf diese Weise zukünftig auslegbar zu machen?

Experimentelle Untersuchungen an Omega- und C-Profilen helfen, die Faltenbildung, ihren primären Mechanismus und vor allem die verschiedenen Einflussfaktoren zu verstehen und zu bewerten. Im Falle der vorliegenden Arbeit wurde besonders die Kompaktierung des Laminates über einem Außenradius und die daraus entstehende überschüssige Faser- bzw. Rovinglänge als primärer Faltenauslöser betrachtet. Es konnte aus den Experimenten abgeleitet werden, dass besonders der Verpressungsweg, die Bauteilgeometrie, das verwendete Faserhalbzeug (unidirektional oder Gewebe), die *tool-part-interaction* und das interlaminare Reibverhalten für den untersuchten Mechanismus von Bedeutung sind. Daraus lassen sich die Mindestanforderungen an eine Herstellprozesssimulation zusammenstellen.

Eine umfassende Materialcharakterisierung inklusive der interlaminaren Reibung, der Reibinteraktionen zwischen Bauteil und Fertigungsvorrichtung sowie des Verpressungsverhaltens des Faserbettes sind der erste Schritt in der Entwicklung einer industriell einsetzbaren Simulation.

Die Simulation selbst setzt sich aus einem thermo-chemischen und einem Kompaktiermodul zusammen. Ersteres ermittelt das Aufheizverhalten der Vorrichtung und des Bauteils im Autoklaven und stellt darüber hinaus Aushärtegrad und Glasübergangstemperatur als Parameter für das zweite Simulationsmodul zur Verfügung. Zur korrekten Bestimmung des Wärmeübergangs im Autoklaven wurde ein semi-empirisches Verfahren entwickelt, das in der Lage ist, Strömungseffekte und Beladungszustände des Autoklaven zu berücksichtigen. Das Kompaktiermodul umfasst das Verpressungsverhalten des Faserbettes inklusive des Harzflusses, der *tool-part-interaction* und der Relativverschiebung der Laminatlagen zueinander. Besonders das Erfassen der Durchtränkung des Fasermaterials mittels eines phänomenologischen Ansatzes und das Einbringen der Reibinteraktionen in die Simulation muss als Neuerung im Vergleich zu bisherigen Simulationskonzepten gesehen werden. Auf diese Weise ist die Simulation in der Lage, alle wichtigen Einflussfaktoren der Falt-

enbildung zu erfassen. Der aus der Simulation auslesbare Spannungszustand kann Aufschluss über die Faltenbildung geben. Mit Hilfe eines im Rahmen dieser Arbeit entwickelten (Spannungs-)Kriteriums lässt sich eine Aussage über das zu erwartende Faltenrisiko treffen. Außerdem ermöglicht die Simulation eine genaue Identifikation der Haupttreiber der Faltenbildung für das jeweilige Bauteil bzw. Fertigungskonzept. Parameter- und Sensitivitätsstudien können dann den experimentellen Aufwand zur Behebung der Faltenbildung deutlich reduzieren.

Die hier vorliegende Arbeit erweitert damit nicht nur das Wissen über die Faltenbildung in der Prepreg-Autoklavfertigung und deren Einflussfaktoren, sondern gibt dem Vorrichtungsentwickler auch eine Simulationsmethodik an die Hand, die ihn in die Lage versetzt, Fertigungsvorrichtungen gezielt auszulegen und zu optimieren.

## Abstract

In addition to rotor blades, primary structural parts are also manufactured from carbon fiber reinforced plastics in modern helicopter production. New design concepts are constantly developed in order to reach a maximum degree of lightweight design. However, innovative design solutions are only realizable, if they can be manufactured efficiently, economically, and free from defects.

Molds for laminating and curing of composite parts are of particular importance. They are a relevant factor for achieving the required part quality. The attention is directed at the so-called tool-part-interaction, i.e. the interaction between tools and fiber composite materials, which has a great influence on the heating and compaction behavior of the prepreg materials and therefore also directly on manufacturing induced damage such as wrinkling and warping.

At present, the tooling designer can only resort to his/her experience to achieve a good heating and compaction behavior of the molds. However, the necessary background knowledge about the fundamental mechanisms of wrinkling is often lacking and only a tedious trial-and-error process after the production of the mold can help eliminate or at least reduce wrinkling.

In the future, the primary goal for tooling production must be to specifically design the manufacturing equipment and to be able to already make a statement about the expected part quality and production result during the conceptual stage. A possible solution is the introduction of a manufacturing process simulation, because at an early development stage it can estimate the heating and compaction behavior of a part as well as the influence of the manufacturing equipment on part quality. Commercially available software tools are already able to predict damage during production, as e.g. process induced deformation. In order to make wrinkling predictable also, two primary issues need to be dealt with:

- **Wrinkling:** How does wrinkling develop in autoclave manufacturing and which mechanisms or influencing factors need to be particularly considered?
- **Simulation:** What must be integrated into a manufacturing process simulation, if it is to predict the influence of the mold on wrinkling and to ensure future tooling improvement?

Experimental examinations of omega and c-profiles help to understand and evaluate wrinkling, its primary mechanism, and particularly the various influencing factors. In the case of the present paper, the compaction of the laminate over a convex radius and the resulting surplus roving length was especially examined as primary cause for wrinkling. From the experiments could be deduced that the compaction, the part geometry, the utilized semi-finished fabrics (unidirectional and woven), the tool-part-interaction and the interlaminar friction are of importance for the examined mechanism. These factors determine the minimum requirements for a manufacturing process simulation.

A comprehensive material characterization including interlaminar friction, friction interaction between part and tool as well as the compaction behavior of the fiber bed are the first step toward the development of a simulation on an industrial scale. The simulation consists of a thermochemical and a compaction module. The former determines the heating behavior of the mold and the part in the autoclave and additionally provides the degree of cure and the glass transition temperature as parameters for the second simulation module. A semi-empirical method that is able to consider flow effects and loading conditions of the autoclave was developed for the correct determination of the heat transfer within the autoclave. The compaction module comprises the compaction behavior of the fiber bed including resin flow, tool-part-interaction and relative displacement of the layers. Especially the integration of the saturation phase by means of a phenomenological approach and the inclusion of friction interaction in the simulation must be seen as innovation in comparison to other simulation concepts. The simulation is thus able to capture all the important influencing factors of wrinkling. The state of stress that is retrieved from the simulation can provide information about the formation of wrinkles. Furthermore, the simulation enables an exact identification of the main drivers for the development of wrinkles in the respective part or manufacturing concept. Parameters and sensitivity analyses can then significantly reduce the experimental effort for the elimination of wrinkling.

The present study does therefore not only expand the knowledge about wrinkling and its influencing factors in prepreg autoclave manufacturing, but also presents the tooling designer with a simulation methodology that enables him/her to systematically develop and optimize manufacturing equipment.





## Abkürzungsverzeichnis und Symbole

### Abkürzungen

AHD	Airbus Helicopters Deutschland GmbH
AKL	Autoklav
ALE	Arbitrary Lagrangian-Eulerian
AR	aspect ratio
BT	Bauteil
CFD	Strömungssimulation (computational fluid dynamics)
CFK	kohlenstoffaserverstärkte Kunststoffe
CHILE	cure hardening instantaneously linear elastic
CPT	Nominelle Lagenstärke (cured ply thickness)
CPU	Prozessor eines Computers (central processing unit)
CTE	Wärmeausdehnungskoeffizient (coefficient of thermal expansion)
CTT	C-Profil-Test-Tooling
DMA	Dynamisch mechanische Analyse
DSC	dynamic scanning calorimeter
FEM	Finite Elemente Methode
FEMI	Fertigungsmittel
FLUVR	Fluidvolumenanteil in porösen Medium (total fluid volume ratio)
FRIC	ABAQUS Unterroutine für Reibkontakte
FRIC_COEF	ABAQUS Unterroutine für Reibkoeffizienten
FVW	Faserverbundwerkstoffe
HTC	Wärmeübergangskoeffizient (heat transfer coefficient)
LH	Links vom Brückenblech (left hand)
M1	Fertigungsverfahren 1
M2	Fertigungsverfahren 2
MDSC	modulated dynamic scanning calorimeter
MET	Motoren- und Energietechnik GmbH
MPS	Herstellprozesssimulation (manufacturing process simulation)
OTT	Omega-Profil-Test-Tooling
PF	Sickerfluss (percolation flow)
PID	Prozessinduzierte Deformation
Prepreg	Preimpregnated
PTFE	Polytetrafluorethylen

RH	Rechts vom Brückenblech (right hand)
RT	Raumtemperatur
RTM	resin transfer molding
SD	Standardabweichung
SDV	Benutzerdefinierte Variable (user defined state variable)
SF	Scherfluss (shear flow)
TCR	Wärmeübergangswiderstand - Thermal Contact Resistance
TPI	FEMI-Bauteil-Interaktion (tool-part-interaction)
UD	unidirectional
UMAT	Benutzerdefinierte Materialroutine (user defined material)
UMATHT	Materialroutine Wärmeleitung (user defined material heat transfer)
USR	Benutzerdefiniertes Unterprogramm (user subroutine)
VBA	Visual Basic für Anwendungen

### Lateinische Symbole

A	Fläche
a, A	Kalibrierfaktoren
$a_h$	Verschiebungsfaktor für lokale Strömungseffekte
$A_i$	Stoßfaktor
$a_{Nu}$	Vorfaktor Nusseltzahl
b	Kalibrierfaktor
B	Kalibrierfaktor
$B_F$	Breite der Falte
$b_h$	Verschiebungsfaktor für globaler Strömungseffekte
$b_{Probe}$	Probenbreite
$b_{Re}$	Exponent Reynoldszahl
C	Kalibrierfaktor
$C_h$	Verschiebungsfaktor für Längsposition im AKL
$C_{i-i}, C_{i-j}$	Kalibrierfaktoren für Wärmeausdehnung
$C_p$	Spezifische Wärmekapazität
$C_{Pr}$	Exponent Prandtlzahl
$C_{pr}, C_{pg}, C_r, C_g$	Kalibrierfaktoren für spezifische Wärmekapazität
d	Dicke
$D_{Tc}$	Kalibrierfaktor für spezifische Wärmekapazität

---

$E_1, E_2, E_3, E_f, E_m$	E-Modul
$E_i$	Aktivierungsenergie
$e$	Porenverhältnis (void ratio)
$F$	Kalibrierfaktoren für Aushärtekinetik Balvers [122]
$f$	Faltenbildungsparameter
$f_{risk}$	Faltenbildungsrisikoparameter
$g$	Erdbeschleunigung
$G$	Schubmodul
$h$	spezifische Reaktionsenthalpie
$H_F$	Amplitude der Rovingwelligkeit
$k_{11}, k_{33}$	Kozeny-Konstanten
$KD$	Knock-Down-Faktor
$k_{f,risk}$	Kalibrierfaktor für Faltenbildungsrisikoparameter
$k_{fac}$	Kalibrierfaktor für spezifische Wärmekapazität
$k_i$	Arrhenius-Konstante
$l$	Länge
$l_{eff}$	effektive überschüssige Faserlänge
$l_{ex}$	überschüssige Faserlänge
$L_F$	Laufänge Roving in der Falte
$m$	Masse
$m^+, m^-$	Kalibrierfaktoren für Aushärtekinetik Balvers [122]
$m_i$	Exponenten für Aushärtekinetik
$n_i$	Exponenten für Aushärtekinetik
$Nu$	Nusseltzahl
$\rho$	parallele Lagenausrichtung
$\rho_m$	Harzdruck
$Pr$	Prandtlzahl
$P_N$	Normalkraft
$\dot{Q}$	Wärmestrom
$R$	Gaskonstante
$Re$	Reynoldszahl
$r_f$	Faser- bzw. Rovingradius
$S$	Permeabilität
$S_r, S_g$	Kalibrierfaktoren für spezifische Wärmekapazität
$T$	Temperatur

$T_g$	Glasübergangstemperatur
$T_{g0}$	Anfangsglasübergangstemperatur
$T_{g1}$	Finale Glasübergangstemperatur
$\dot{u}$	Bewegungsgeschwindigkeit Faserbett
$v$	vertikale Lagenausrichtung
$V_f$	Faservolumengehalt
$v_i$	Strömungsgeschwindigkeit Harz
$x$	Ortskoordinate

### Griechische Symbole

$\alpha$	Aushärtegrad
$\alpha_g$	Aushärtegrad am Gelpunkt
$\beta$	Faserwelligkeit in der Gutowskigleichung
$\beta_v$	Volumenschumpf der Matrix
$\dot{\gamma}$	Scherrate
$\delta_{ij}$	Kronecker Delta
$\varepsilon$	Verzerrung
$\eta$	dynamische Viskosität
$\eta_E$	Kalibrierfaktor CHILE-Modell
$\lambda$	Wärmeleitfähigkeit
$\lambda_{Tg}$	Kalibrierfaktor DiBenedetto-Gleichung
$\mu$	kinematische Viskosität
$\mu_c$	Coulomb-Reibkoeffizient
$\nu$	Querkontraktionszahl
$\rho_m$	Dichte Matrix
$\sigma$	Normalspannung
$\phi$	Flächenverhältnis

## 1 Einleitung

In der Hubschrauberentwicklung spielen Hochleistungsfaserverbundwerkstoffe (FVW) aufgrund ihrer hohen Leichtbaugüte eine wichtige Rolle. FVW weisen eine hohe spezifische Festigkeit und Steifigkeit auf und sind darüber hinaus ermüdungsärmer sowie medien- bzw. korrosionsresistenter als die meisten metallischen Werkstoffe [1]. Neben den Rotorblättern, die schon seit vielen Jahrzehnten aus glas- und kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen aufgebaut sind, besteht mittlerweile fast die gesamte Hubschrauberstruktur aus FVW. Außer der Beplankung werden Spante, Heckausleger, Türen und Kabinenrahmen aus kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK) mit Hilfe der Autoklav-Technik hergestellt. Hier nutzt man neben den bereits genannten Vorteilen der FVW auch die Möglichkeiten, hoch-integrale Bauteile zu fertigen, voll aus. Diese Bauweise führt allgemein zu einer erheblichen Gewichtsreduktion, einer Verkürzung der Produktionszeit pro Hubschrauber und einer deutlichen Reduktion der Fertigungskosten [2]. Selbst die bei FVW deutlich erhöhten Materialkosten können so größtenteils kompensiert werden [2]. Allerdings hängt die Kostenreduktion direkt mit der Umsetzung eines robusten Designs und eines optimalen Fertigungsprozesses zusammen [2-3]. Hohe reproduzierbare Qualität bei gleichzeitig niedrigen Fertigungskosten durch optimale Fertigungsmittel und -prozesse sind nötig, um hoch-integrale Bauteile effizient zu produzieren.

Die erforderlichen Fertigungsvorrichtungen bzw. -mittel (kurz als FEMI oder Tooling bezeichnet) sind oft sehr komplex und aufgrund der Vielzahl der an sie gestellten Anforderungen nur schwer zu optimieren. Ihr Design beruht auch heute noch hauptsächlich auf den Erfahrungen der Tooling-Designer und einem oft zeit- und kostenintensiven *trial-and-error* Prozess, der erst nach der Herstellung der ersten Testbauteile durchgeführt werden kann. Dabei sind der Optimierung deutliche Grenzen gesetzt, sofern keine neuen Vorrichtungen gefertigt werden sollen. Weiterhin lassen sich Erfahrungen aus vorherigen Vorrichtungsentwicklungen und anderen Fertigungsprozessen oft nicht ohne Weiteres auf neue Bauteilgeometrien, neue Fertigungstechnologien oder neue Materialien übertragen. Nur das vollständige Verständnis der physikalischen Effekte während der Fertigung kann helfen, die FEMI Optimierung bereits in der Design-Phase durchzuführen und das Risiko sowie die Kosten bei der Einführung neuer Technologien zu minimieren. Besonders bei gro-

ßen, hoch-integrierten Faserverbundbauteilen ist es essentiell, Fehlstellen zu vermeiden, um die Zahl an Ausschussbauteilen zu minimieren.

Die in der Autoklavfertigung auftretenden Bauteilfehler sind vielfältig. Die häufigsten Fehler sind prozessinduzierte Deformationen (PID), Falten und Poren; daneben kann es zu Einschlüssen, nicht ausreichender Aushärtung, Harzansammlungen, Überpressungen und unzureichender Kompaktierung kommen. Diese Mängel unterliegen unterschiedlichsten Mechanismen und werden durch eine Vielzahl von Prozessparametern sowie dem Tooling-Konzept maßgeblich beeinflusst. Häufig sind die primären Auslöser der Fertigungsfehler nicht ausreichend bekannt, was zwangsläufig zu einem *trial-and-error* Prozess bei der Fehlerbehebung bzw. Optimierung der Fertigungsvorrichtungen sowie der Prozessführung führt [2, 4-5]. Die Faltenbildung beim Autoklav-Fertigungsverfahren stellt einen der gravierendsten Fertigungsfehler dar [6-10]. Sie wirkt sich auf die mechanischen Eigenschaften, wie den Elastizitätsmodul, die Festigkeit und die Lebensdauer des FVW aus [6, 8-12]. Daher sollte die Faltenbildung vollständig vermieden und Tooling-Konzepte bereits in ihrer Design-Phase dahingehend optimiert werden.

Ein tieferes Verständnis der während der Bauteilherstellung auftretenden Phänomene und der zur Faltenbildung führenden Mechanismen ist unabdingbar, um Fertigungsmittel (FEMI) zukünftig vor ihrer Herstellung gezielt auslegen und optimieren zu können. Mit Hilfe dieses erweiterten Prozessverständnisses kann zudem eine Simulationsmethodik generiert werden, die nicht nur hilft, das experimentell erarbeitete Wissen zu erweitern, sondern auch die gezielte Auslegung von Toolings mit Hilfe von Parameterstudien und Sensitivitätsanalysen ermöglicht. Prozesssimulation ist heute schon in der Lage, einige der in der Autoklav-Fertigung auftretenden physikalischen Effekte zu erfassen und bietet großes Potenzial für die zukünftige Untersuchung der Faltenbildungsmechanismen.

## 1.1 Motivation und Zielsetzung

Ziel dieser Arbeit ist es, das nötige Prozesswissen aufzubauen, um die Faltenbildung in der Autoklavfertigung frühzeitig abschätzen und vorhersagen zu können. Dieses Wissen wird darüber hinaus zur Entwicklung einer Prozesssimulationsmethode eingesetzt, die in der Lage ist, nicht nur den kompletten Autoklavzyklus mit allen wesentlichen physikalischen Effekten, sondern auch fertigungsinduzierte Schädigung-

gen, wie Überpressung und Faltenbildung, abzubilden bzw. vorherzusagen. Der Fokus liegt dabei nicht, wie bei den meisten bisherigen Arbeiten, auf der Optimierung des Bauteildesigns oder des Fertigungsprozesses, sondern auf der Optimierung der verwendeten Toolings in Bezug auf:

- Thermisches Verhalten
- Kompaktierung (insbesondere finale Bauteilwandstärken)
- Prozessinduzierte Schädigungen (insbesondere Faltenbildung)

Das Hauptaugenmerk dieser Arbeit liegt auf der Vorhersage der Faltenbildung in der Prepreg-Autoklav-Fertigung mit Hilfe der Prozesssimulation, da die Faltenbildung aufgrund der meist erheblichen Festigkeits- und Lebensdauerreduktion einer der häufigsten Ausschussgründe bei Autoklav- und RTM-Bauteilen ist [8-10]. Die Prozesssimulation hilft, die physikalischen Vorgänge im Bauteil besser sichtbar zu machen und ermöglicht Sensitivitätsstudien sowie Parameteruntersuchungen bereits in der Designphase der FEMI, ohne großangelegte Testreihen durchführen zu müssen. Die Simulation ermöglicht die Erkennung von Schwachstellen im Tooling-Design bevor das Tooling gefertigt wird. Gezielte Optimierungen ohne langwierigen *trial-and-error* Prozess mit vielen kostspieligen Änderungen am Tooling sind somit möglich. Ziel ist es daher, mit Hilfe der Prozesssimulation einen der Bauteilentwicklung ähnlichen Entwicklungsprozess auch für Toolings zu etablieren. und die Nacharbeit an den fertigen Toolings zu minimieren (vgl. Abb. 1-1 und Abb. 1-2).

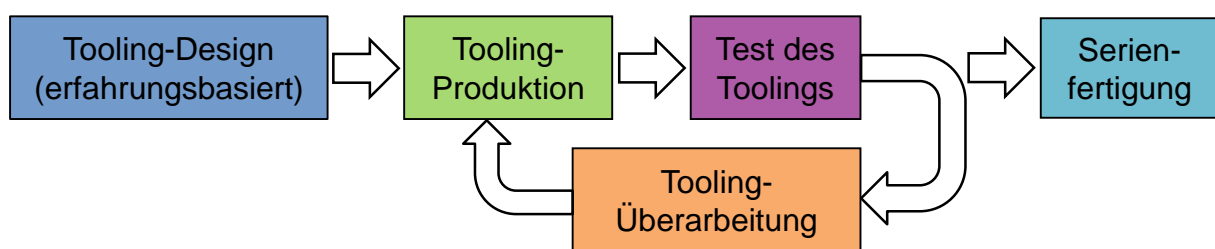


Abb. 1-1: Heutzutage verwendeter FEMI-Entwicklungsprozess

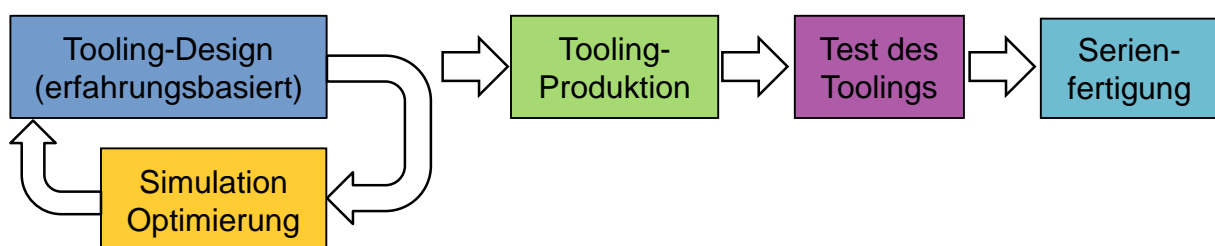


Abb. 1-2: Zukünftiger FEMI-Entwicklungsprozess mit Hilfe der Prozesssimulation

Die Vorteile für künftige Tooling-Entwicklungen liegen auf der Hand:

- Reduktion wiederkehrender und nicht-wiederkehrender Fertigungskosten durch die Reduktion von Durchlaufzeiten, Ausschussraten und FEMI-Nacharbeit
- Vergleich verschiedener Tooling-Konzepte mit Hilfe der Prozesssimulation anstelle aufwändiger und zeitintensiver Versuchsreihen (*trial-and-error*)
- Reduktion der Zeit bis zur Marktreife eines neuen Produkts
- Reduktion des Risikos bei Einführung neuer Materialien oder Technologien

Um diese Vorteile effizient nutzen zu können, muss die Simulation in der Lage sein, Bauteile und Toolings in einem industriellen Maßstab abzubilden. Hierzu ist es erforderlich, das Verständnis für die physikalischen Vorgänge im Autoklaven (AKL) in vereinfachten Simulationsansätzen mit möglichst geringen Rechenzeiten und verlässlicher Konvergenz umzusetzen. Der erste Schritt bei der Entwicklung einer solchen Simulation ist die Erfassung des aktuellen Stands der Technik bzgl. Anforderungen an die FEMI, Mechanismen und Einflussfaktoren der Faltenbildung und möglicher Simulationsansätze, auf denen eine Weiterentwicklung gründen kann (Kapitel 2). Im Anschluss, muss eine Materialcharakterisierung und -modellierung durchgeführt werden, um das teilweise nicht-lineare Materialverhalten zu verstehen und in der Simulation wiedergeben zu können (Kapitel 3). Wichtigster Schritt in der Entwicklung ist das Erarbeiten einer umfassenden Wissensbasis, die Mechanismen und Einflussfaktoren der Faltenbildung aufzeigt und damit die adäquate Einarbeitung in den Simulationsprozess ermöglicht (Kapitel 4). Aufbauend auf diesen Erkenntnissen kann ein effizienter, mehrstufiger Simulationsprozess generiert werden (Kapitel 5), der dann mit Hilfe eines Risiko-Kriteriums für die Vorhersage der Faltenbildung nutzbar gemacht wird (Kapitel 6).



## 2 Stand der Technik

### 2.1 Autoklav-Fertigung und Tooling-Technologie

Luftfahrtbauteile werden sehr häufig mit Hilfe der Prepreg-Autoklav-Fertigung (Prepreg steht für *pre-impregnated fibers*) hergestellt, da man hier auf viele Jahre Erfahrung zurückgreifen kann. Diese Technik ermöglicht einen großen Faservolumenanteil bei gleichzeitig geringer Porosität und erlaubt die Fertigung großer Bauteile mit komplexen Geometrien sowie stark variierenden Wandstärken oder Sandwichkernen [13]. Verschiedene Kombinationen von Temperatur- und Druckverlauf können zur Aushärtung von monolithischen oder Sandwichbauteilen im AKL verwendet werden (vgl. Abb. 2-1). Die erhöhte Temperatur sorgt sowohl für die Aushärtung als auch dafür, dass die Viskosität der Matrix zu Beginn des Fertigungszyklus abnimmt und so den für die Kompaktierung des Prepreg benötigten Harzfluss ermöglicht. Der erhöhte Druck verbessert einerseits den Wärmeübergang auf das FEMI und sorgt andererseits für die Kompaktierung des Verbundwerkstoffes auf das gewünschte Endmaß. Vakuum wird angelegt, um Luft einschließen im laminierten Bauteil zu minimieren und die Oxidation der Matrix während des Aushärtprozesses zu verhindern.

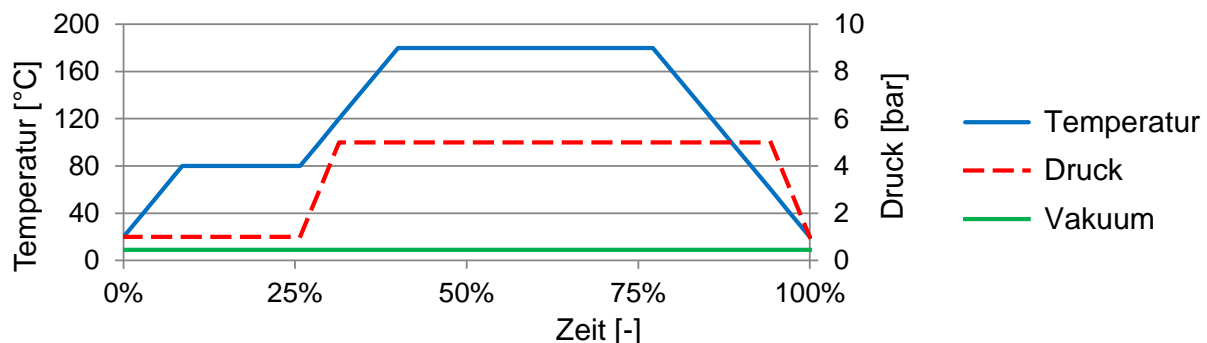


Abb. 2-1: Typischer Autoklavzyklus für die Verarbeitung von Prepreg-Materialien

Es werden meist einseitige Toolings verwendet, die dann mit Abreißgewebe, Lochfolie, Saugvlies und Vakuumfolie oder alternativ einer Vakuumhaube aus elastischem, wiederverwendbarem Material abgedeckt werden. Dabei bestehen die Toolings häufig aus einer Grundplatte und darauf applizierten Formkörpern, die die Form des Bauteils definieren. Die Grundplatte dient dazu, die Formkörper in der richtigen Position anzuordnen, ermöglicht die Abdichtung des Vakuumaufbaus in entsprechenden Dichtnuten oder mittels Dichtband (*tacky tape*) und dient zur Applikation von Thermoelementen, Kranösen und Staplerschuhen (Abb. 2-2).

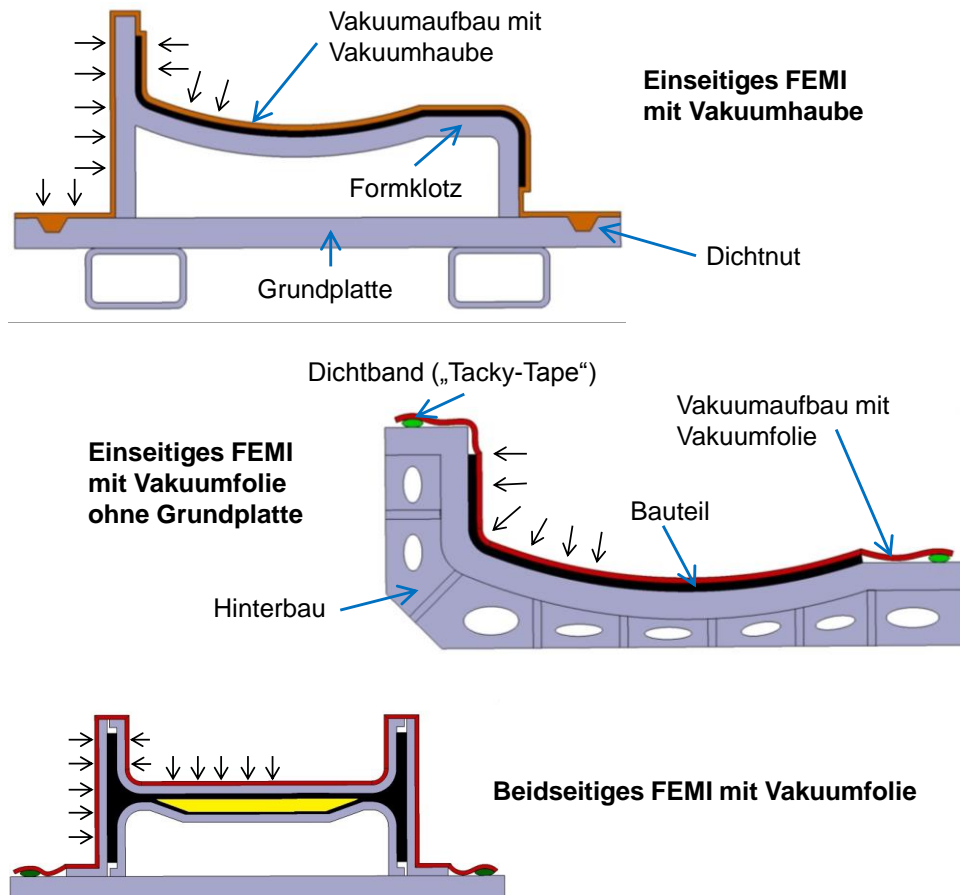


Abb. 2-2: Verschiedene Tooling-Konzepte

Neben offenen Toolings werden bei Airbus Helicopters auch immer häufiger geschlossene Toolings verwendet. Geschlossene FEMI ermöglichen gute Oberflächenqualitäten. Typische FEMI-Materialien sind [13]:

- Stahl (z. B. St52)
- Invar (FeNi36)
- Nickelsulfamat (Galvano-FEMI)
- CFK

## 2.2 Anforderungen und Problemstellungen im Tooling-Design

Die Fertigungsvorrichtungen (Abb. 2-2) ermöglichen die Positionierung der verschiedenen Einzellagen während des Laminierens, erlauben eine einfache Handhabung des nicht ausgehärteten Bauteils, sind das formgebende Element während der Fertigung und sorgen zusammen mit dem AKL-Druck für die Kompaktierung der Prepreg-Lagen [13]. Unabhängig vom FEMI-Typ ist es üblich, direkt auf die mit Trennmitteln beschichtete Tooling-Oberfläche zu laminieren. Viele Qualitätsparameter, wie gleichmäßige Aushärtung, Maßhaltigkeit, Oberflächengüte, Faservolumengehalt ( $V_f$ ), finale Wandstärken, PID und Faserwelligkeiten bzw. Faltenbildung, wer-

den direkt vom Tooling beeinflusst [13-20]. Generell können zwei Hauptbereiche der Anforderungen unterschieden werden, das thermische FEMI-Verhalten (Sicherstellung der Aushärtung) und die Kompaktierung (Sicherstellung der korrekten Wandstärke und des korrekten  $V_f$ ). Darüber hinaus muss der Einfluss des FEMI auf fertigungsinduzierte Schädigungen und die Reibinteraktion zwischen FEMI und Bauteil betrachtet werden, um alle Anforderungen erfassen zu können.

### 2.2.1 Thermisches Verhalten

Eine hohe Aufheizrate in Kombination mit einer homogenen Temperaturverteilung erzielt man mit FEMI, die eine geringe thermische Masse bei gleichzeitig hoher Wärmeleitfähigkeit aufweisen [21, 22]. Darüber hinaus sind dünnwandige Laminier- vorrichtungen mit großer überströmter Oberfläche zu bevorzugen. Spalte und Hohlräume innerhalb des Vakuumaufbaus wirken sich negativ auf das Aufheizverhalten und die Homogenität der Wärmeverteilung aus, da diese zu einem sogenannten „Thermoskanneneffekt“ führen und eine stark isolierende Wirkung zur Folge haben kann (vgl. Abb. 2-3) [23].

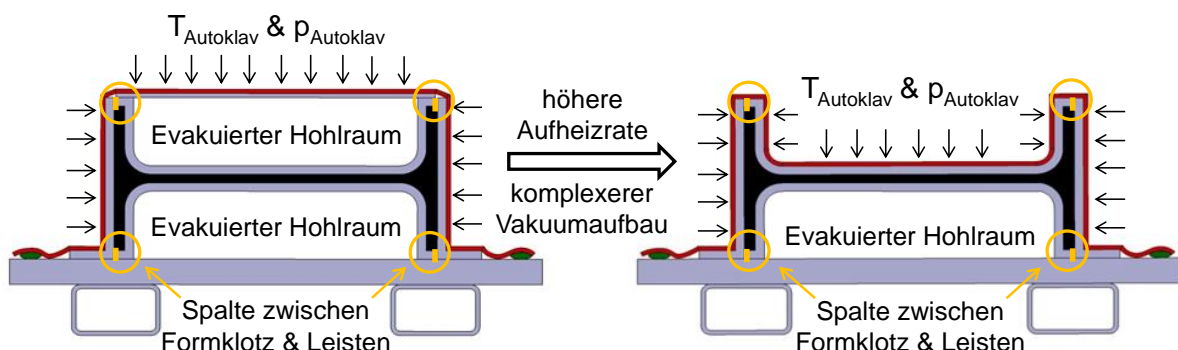


Abb. 2-3: Hohlräume und Spalte im Autoklav-FEMI (links: Abdeckblech vereinfacht Vakuumaufbau, erzeugt aber zusätzliche Thermoskannen; rechts: obere Thermoskannen vermieden)

Die Aufheizrate der FEMI bzw. der Bauteile hängt aber nicht nur von deren Materialeigenschaften, sondern auch vom Wärmeübergang und der Strömung im Autoklaven ab [24-30], [A2]. Der Wärmeübergang erfolgt hauptsächlich durch erzwungene Konvektion, da Strahlungswärme erst ab einer Temperatur von 300-400°C eine signifikante Größe erreicht [31, 32]. Der Wärmeübergang mittels erzwungener Konvektion stellt einen der kritischen Faktoren bei der Aufheizung des FEMI dar und muss daher im Rahmen von thermischen Optimierungen berücksichtigt werden [24-

27, 30, 31]. Wie effektiv der konvektive Wärmeübergang im Autoklaven funktioniert, wird durch den Wärmeübergangskoeffizienten (*heat transfer coefficient* – HTC) charakterisiert, der von folgenden Größen abhängt [21, 22]:

- Strömungsart und -geschwindigkeit
- Statischer Druck
- Strömendes Medium
- Temperatur

Strömungsmessungen und -simulationen haben gezeigt, dass die Strömung im AKL aufgrund der Bauart sowie vorhandener Vakuum- und Thermoelementanschlüsse sehr inhomogen ist und sich von Autoklav zu Autoklav, trotz gleicher Bauart, unterscheiden kann [24, 27, 33, 34]. Sich ändernde Beladungszustände beeinflussen die Strömung ebenfalls, was letztendlich zu stark schwankenden HTC führt [33-35]. Diese Schwankungen wirken sich unmittelbar auf das Aufheizen der FEMI aus und führen zu inhomogenen Temperaturverteilungen im Bauteil. Slesinger et al. [24] und Johnston [27] zeigen, dass der Wärmeübergang proportional zum Autoklavdruck und antiproportional zur Autoklavtemperatur variiert. Slesinger et al. [24] betrachten darüber hinaus auch die Strömungsverhältnisse im Autoklaven, vereinfachen ihr Modell aber dann ebenso wie Johnston [27] und Telikicherla et al. [26] auf einen nur von Temperatur und Druck abhängigen HTC. Jüngste Untersuchungen zeigen jedoch, dass eine Vernachlässigung der Strömungseffekte zu einer Fehleinschätzung des Aufheizverhaltens führt [30, 33, 34], [A2]. Eine Berücksichtigung der Strömungsverhältnisse ist daher im Rahmen der FEMI Optimierungen unabdingbar.

### 2.2.2 Kompaktierung

Beim Hexcel HexPly M18/1 Prepreg, das bei Airbus Helicopters standardmäßig verwendet wird, handelt es sich um ein sogenanntes *hot-melt-prepreg* (erhältlich mit Gewebe- und UD-Verstärkung), das einen Epoxid-Harzfilm auf beiden Seiten des Fasermaterials aufweist, jedoch nicht vollständig durchtränkt ist. Dies ermöglicht eine gute Verklebung einzelner Laminatlagen während der Fertigung, erfordert aber ausreichende Kompaktierung, um vollständige Durchtränkung, den gewünschten  $V_f$  und geringe Porosität zu erzielen. Durch die erhöhte Temperatur im Autoklaven sinkt die Viskosität des Epoxids, was Harzfluss ermöglicht. Zwei Arten des Harzflusses können unterschieden werden: a) Sickerfluss (*percolation flow* – PF) und b) Scherströmung (*shear flow* – SF) [41]. PF ist vergleichbar mit dem Ausquetschen eines

Schwamms und wird daher auch oft als *squeeze flow* bezeichnet [41]. Beim PF fließt das Harz relativ zu den Fasern und eine Kopplung aus Flussmechanismen und dem mechanischen Verhalten der Fasern wird zur Ermittlung des Harzflusses und der resultierenden Wandstärke des Laminates benötigt [3, 4, 41-43]. SF hingegen beschreibt ein gemeinsames Fließverhalten von Harz und Fasern, wenn Druck auf das Material aufgebracht wird [41]. Die Konsolidierung von Prepregs wird meist als reiner PF beschrieben, da das Harz größtenteils relativ zu den Fasern fließt [3, 4, 41, 42, 44].

Der Autoklavdruck bzw. die aus dem Druck resultierende Kompaktierkraft muss ausreichend sein, um ein Fließen des Harzes zu erzeugen, die mechanischen Gegenkräfte des Faserbetts, aber auch mögliche Reibwiderstände des FEMI zu überwinden, da sonst weder die vom Design geforderte Bauteilwandstärke noch der benötigte  $V_f$  erzielt wird (vgl. Abb. 2-4). Eine zu starke Kompaktierung und die daraus resultierende zu geringe Wandstärke sowie der zu hohe  $V_f$  müssen ebenfalls vermieden werden. Häufig verwendete mechanische Anschläge zwischen den einzelnen Bestandteilen der Autoklav-FEMI sollen eine zu hohe Kompaktierung vermeiden.

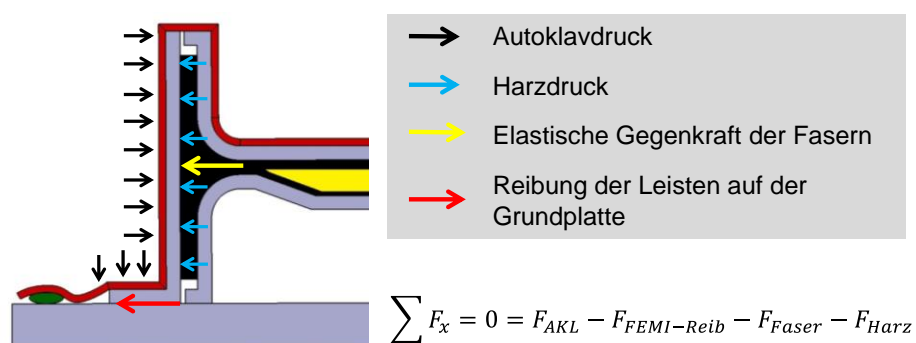


Abb. 2-4: Kräftegleichgewicht bei der Konsolidierung

### 2.2.3 Fertigungsinduzierte Schädigungen

Fertigungsinduzierte Schädigungen stellen eine Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften dar und können zum frühzeitigen Ausfall des Bauteils führen [2]. Das gehäufte Auftreten von Schädigungen im Rahmen der Fertigung beinhaltet außerdem eine erhebliche ökonomische Belastung für das Unternehmen, da nachgewiesen werden muss, dass die auftretende Schädigung das Bauteil nicht derart beeinflusst, dass es zum vorzeitigen Ausfall kommt.

Wang et al. [45] identifizieren verschiedene Schädigungen und ermitteln, welcher Prozentsatz der geschädigten Teile einen bestimmten Schädigungstyp aufweist.

Es wird deutlich, dass es sich bei etwa 45 % der auftretenden Fehlstellen um Delaminationen und bei weiteren 24 % um Lunker und Poren handelt. Allerdings betrachten Wang et al. [45] keine Faltenbildung oder Faserverzug im Laminat. Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit haben gezeigt, dass die drei häufigsten Quellen für Qualitätsprobleme bzw. Bauteilausschuss Delaminationen, Falten und Poren sind, wobei nicht nur Autoklav-Bauteile (13 Hubschrauber- und Flugzeug-Bauteile) in diese Evaluierung einbezogen wurden, sondern auch Bauteile, die mittels *resin transfer molding* (RTM) Verfahren hergestellt wurden (8 Flugzeug-Bauteile). Die Entstehung von Delaminationen, Falten und Poren wird von vielen Faktoren beeinflusst:

- Prozessparameter/-führung (Temperaturverteilung, Autoklavdruck, etc.)
- Bauteildesign und Lagenaufbau (Wandstärken, Radien, *ply drop-offs*, etc.)
- Laminierprozess, Drapierung, etc.
- FEMI-Konzept, -Material und -Oberfläche
- Reibungseffekte (FEMI-Bauteil, interlaminar)

YanXia et al. [46] untersuchen beispielsweise den Einfluss der Radiengröße auf die Schädigungsentwicklung im Radius, wobei Porenbildung im Vordergrund steht. Wang et al. [45] untersuchen die Auswirkungen der Bauteildicke und der Dickengradienten auf Delaminationen, Harzansammlungen und Poren. Darüber hinaus widmen sich diese Forscher auch der Fehleranfälligkeit verschiedener Krümmungsradien in Faserverbundbauteilen. Murri et al. [47] beschäftigen sich mit verschiedenartigen Defekten in dicken Laminaten und wie solche Defekte erkannt werden können. Boey & Lye [48] sowie Naji & Hoa [49, 50] geben Empfehlungen, wie man durch die Veränderung des Konsolidierungsdrucks bzw. des Aushärtezyklus die Porenbildung minimieren kann.

Man erkennt, dass bei den hier exemplarisch aufgezeigten, bisherigen Forschungsaktivitäten sehr häufig die Veränderung des Bauteildesigns oder des Aushärtezyklus als Mittel zur Fehlervermeidung im Vordergrund steht. Arbeiten im Bereich der Faltenbildung sind ebenfalls häufig darauf ausgerichtet, kritische Elemente des Bauteildesigns zu identifizieren, um durch deren Veränderung die Anfälligkeit für Falten zu verringern. Beispielsweise Dodwell et al. [51] untersuchen die Faltenbildung aufgrund der Kompaktierung im Autoklaven und entwickeln eine Methode zur Abschätzung der kritischen Gurt- bzw. Flanschlänge von C-Profilen, unterhalb welcher keine Faltenbildung zu erwarten ist. Kugler & Moon [52] untersuchen den Einfluss

der Bauteilgröße auf die Faltenbildung. Deutlich seltener wird der Einfluss des Tooling-Konzepts auf Poren, Delaminationen und Faltenbildung untersucht.

Um den FEMI-Einfluss bewerten zu können, benötigt man in erster Linie Kriterien zur Fehlervorhersage und eine Möglichkeit zur Abschätzung, Berechnung oder Simulation der Interaktion zwischen Bauteil und Tooling. Zur Beurteilung der Delaminationsneigung gibt es bereits Versagenskriterien, die auch zur Bewertung der Delaminationsneigung im Fertigungsprozess herangezogen werden können [53], [54]. Advani & Sozer [55] beschreiben darüber hinaus den Zusammenhang zwischen Harzdruck und Porenbildung. Sofern sich der Harzdruck messen oder berechnen lässt, ist damit auch die Abschätzung einer möglichen Porenbildung im Fertigungsprozess möglich. Der Harzdruck im Laminat wird unmittelbar durch das verwendete FEMI-Konzept und die Interaktion zwischen FEMI und Bauteil beeinflusst (vgl. Kapitel 2.2.2 und Abb. 2-4). Ähnliche, teilweise noch komplexere Einflüsse des FEMI finden sich auch bei der Faltenbildung (vgl. Kapitel 2.3). Aufgrund der Vielzahl an Einflussparametern und der Komplexität des Fertigungsprozesses sind analytische Herangehensweisen oft zu stark vereinfacht, um die Einflüsse des FEMI zu berücksichtigen, was die Nutzung einer Prozesssimulation empfehlenswert macht [51, 56, 57].

#### 2.2.4 FEMI-Bauteil-Interaktion

Die Reibinteraktion zwischen FEMI und Bauteil (auch als *tool-part-interaction* – TPI bezeichnet) spielt eine signifikante Rolle in der Fertigung von Composite-Bauteilen, da sie erheblichen Einfluss auf die fertigungsinduzierten Schädigungen haben kann. Das Bauteil hat mit dem FEMI einen reibungsbehafteten Kontakt, was Kräfte zwischen Bauteil und FEMI zur Folge hat [37, 39]. Die Diskrepanz der Wärmeausdehnungskoeffizienten führt häufig zu einer stärkeren thermischen Ausdehnung des FEMI im Vergleich zur Ausdehnung des Bauteils. Dies verursacht besonders bei Bauteilen mit großen Abmaßen signifikante Reibinteraktionen zwischen FEMI und Bauteil, die nicht mehr vernachlässigt werden können [14-17, 19, 36-39]. Die Reibkräfte zwischen Tooling und Bauteil begünstigen PID und beeinflussen die Faltenbildung [14-17, 19, 36-39]. Temperaturgradienten können diesen Effekt weiter verstärken und beeinflussen auch die Reibung zwischen FEMI und Bauteil sowie zwischen den einzelnen Laminatlagen [37, 40]. Viele Wissenschaftler, wie Potter et al. [14], Twigg et al. [17, 19, 58], Özsoy et al. [38], Fernlund et al. [59, 60] und Bapa-

napalli & Smith [18], beschäftigen sich mit der TPI. Allerdings liegt bei diesen Arbeiten der Fokus ganz klar auf dem Gebiet der PID. Wie sich die FEMI-Bauteil-Interaktion auf die Kompaktierung oder die Faltenbildung auswirkt, wurde bisher nur wenig untersucht und wird in Kapitel 2.3 ausführlicher dargestellt.

Cann & Adams [61] stellten bei ihrer experimentellen Studie fest, dass der Wärmeausdehnungskoeffizient (*coefficient of thermal expansion* - CTE) des Tooling-Materials einen signifikanten Effekt auf PID hat und dabei die Oberflächenrauigkeit des Toolings kaum eine Rolle spielt. Sie ermittelten, dass die TPI zu einer über der Laminatdicke inhomogenen Spannungsverteilung führt [61]. Fernlund & Poursartip [60] sowie Twigg et al. [17, 19, 58] und Kaushik [37] bestätigen die Untersuchungen von Cann & Adams [61] und liefern einen Grund für die Unabhängigkeit des *warp* von der Rauigkeit der Tooling Oberfläche. Das erwärmte, niedrig viskose Harz füllt die Oberflächenunebenheiten des Toolings aus (vgl. Abb. 2-5) [37].

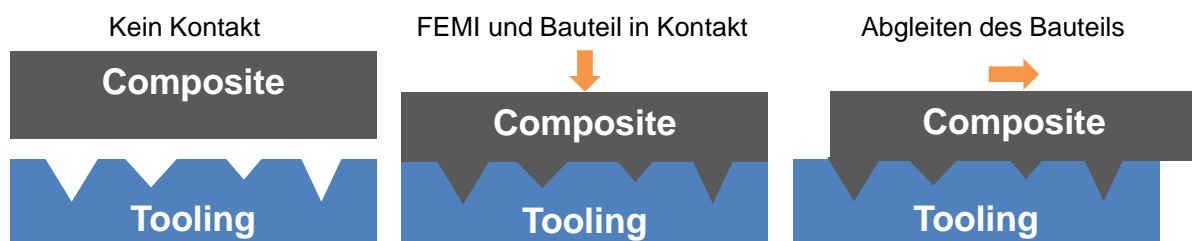


Abb. 2-5: Einfluss der Oberflächenrauigkeit auf die Reibung (in Anlehnung an [37])

Johnston et al. [27, 62, 63] sind in der Lage, aufzuzeigen, dass die Ausbildung des *warp* sehr sensitiv auf die Veränderungen des Harz-Moduls und auf die Eigenschaften des Kontakts zwischen Tooling und Bauteil reagiert. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass die Veränderung des Reibungskoeffizienten zwischen Tooling und Bauteil eine signifikante Auswirkung auf den im Laminat vorherrschenden Spannungszustand hat. Eine Beeinflussung des Spannungszustandes wirkt sich aber auch gleichzeitig auf die Faltenbildung aus. Johnston et al. [27, 62, 63] zeigen außerdem, dass die Aushärtekinetik und der Wärmeübergang im Autoklaven einen großen Einfluss auf die sich einstellenden Verformungen und die TPI haben, was erneut die Forderung nach einer genauen Abbildung des Wärmeübergangs im Autoklaven bekräftigt. Erst Flanagan et al. [64, 65] quantifizieren die TPI, indem sie die Coulomb-Reibkoeffizienten zwischen FEMI und Prepreg sowie zwischen den Prepreg-Lagen bestimmen. Larberg & Akermo [40] führten weitere Messungen der interlaminaren Reibung durch und kommen zu dem Schluss, dass je nach verwendetem



Faserverbundwerkstoff (Matrix, Faserarchitektur, etc.) deutliche Unterschiede im Reibkoeffizienten auftreten. Weiterhin zeigen Larberg & Akermo [40], dass die Temperatur und die Kompaktierung der Lagen einen Einfluss auf den Reibungskoeffizienten haben. Diese Aussage wird von Kaushik [37] gestützt, der außerdem eine direkte Abhängigkeit vom Aushärtegrad des Harzsystems aufzeigt, wie sie bereits von Johnston et al. [27, 62, 63] vermutet wurde. Ersoy et al. [66] messen die Reibung zwischen FEM und Bauteil sowie die interlaminare Reibung kontinuierlich über den gesamten Fertigungsprozess und können damit die Veränderungen des Reibungskoeffizienten in Abhängigkeit von Temperatur und Aushärtegrad aufzeigen. Mit Hilfe ihrer Messungen können sie ein Verhalten ähnlich der Stribeck-Kurve [67] nachweisen. Im Bereich flüssiger Matrix stellt sich eine hydrodynamische Reibung ein, die deutlich von der Viskosität des Harzes abhängig ist [66]. Steigende Temperatur reduziert die Viskosität des Harzes und folglich auch den Reibungskoeffizienten der hydrodynamischen Reibung [66]. Diese geht bei weiter sinkender Viskosität in Grenzreibung über, da das Harz nicht mehr in der Lage ist, eine ausreichende Filmdicke zwischen Fasern und Tooling aufrecht zu erhalten und Fasern in direkten Kontakt mit der Tooling Oberfläche kommen [66]. Wilks et al. [68] und Clifford et al. [69] erfassen dieses Phänomen mit Hilfe einer Kombination aus Coulomb- und hydrodynamischer Reibung.

$$\tau = \eta \dot{\gamma} + \phi \mu_c P_N \quad \{ 2-1 \}$$

$$\phi = \frac{A_{f,Kontakt}}{A_{Kontakt}} \quad \{ 2-2 \}$$

Dabei stellt  $\tau$  die auftretende Scherbelastung,  $\eta$  die Matrixviskosität, und  $\dot{\gamma}$  die Scherrate dar. Außerdem wird die Coulomb-Reibung durch den Reibkoeffizienten  $\mu_c$  und die Normalkraft  $P_N$  berücksichtigt. Um den Anteil der Fasern an der Gesamtkontaktfläche zu berücksichtigen, wird der Faktor  $\phi$  eingeführt. Dieser über den Prozess veränderliche Faktor beschreibt den Übergang von hydrodynamischer Reibung zur Grenzreibung, wie er von Ersoy et al. [66] beschrieben wurde.

## 2.3 Faltenbildung in der Autoklav-Fertigung

### 2.3.1 Grundlagen und Einflussfaktoren

Gewebe weisen bereits durch ihre Webstruktur eine unvermeidbare Welligkeit auf, die allgemein als Ondulation bezeichnet wird. Zusätzlich kann es bereits beim Herstellprozess des Prepreg zu einer globalen Fehlausrichtung der Fasern (*fiber misalignment*) kommen. Diese kann ggf. auch durch Drapiervorgänge beim Laminieren entstehen (vgl. Abb. 2-6). Neben diesen beiden häufig unvermeidlichen und in der Bauteilauslegung berücksichtigten Abweichungen der Faserstruktur gibt es weitere Faserfehlstellungen, die erst im AKL bei der Konsolidierung und Aushärtung des Bauteils entstehen. Dabei unterscheidet man zwischen *in-plane* und *out-of-plane* Welligkeiten oder Falten. *In-plane* bedeutet, dass die Abweichungen von der regulären Faserstruktur innerhalb der Lagenebene erscheinen, während *out-of-plane* Welligkeiten und Falten immer senkrecht zur Lagenebene und damit über mehrere Lagen hinweg auftreten (vgl. Abb. 2-7). Wo die Grenze zwischen erhöhten Welligkeiten und Falten liegt, hängt überwiegend vom Material ab und ist nicht fest definiert. Während erhöhte *in-plane* oder *out-of-plane* Welligkeit sehr häufig über Knock-Down-Faktoren bereits in der Bauteilauslegung berücksichtigt werden, stellen diskrete Falten oder Schlaufen ein erhebliches Problem für ein Bauteil dar, was wiederum dazu führt, dass Falten einer der größten Ausschussgründe für Bauteile im Luftfahrtbereich sind [8].

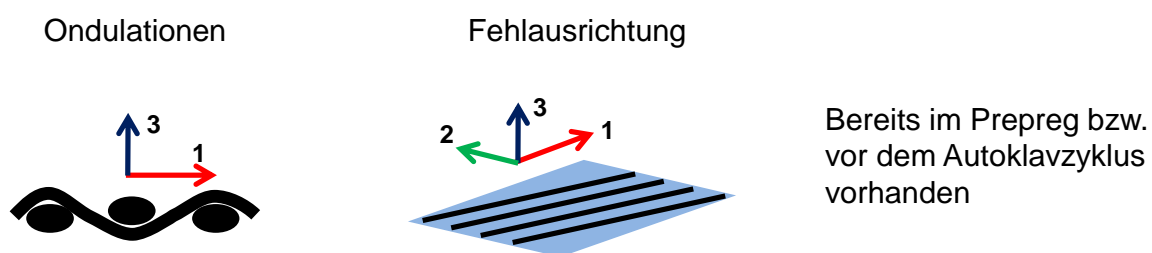


Abb. 2-6: Ondulation und Faserfehlausrichtungen, die bereits im Ausgangsmaterial vorhanden sind

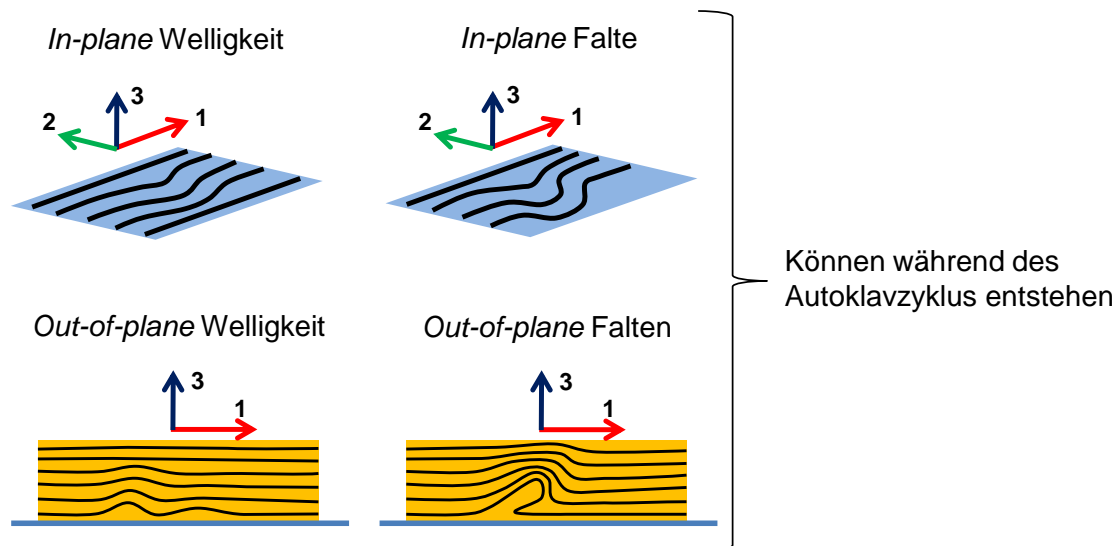


Abb. 2-7: In-plane und out-of-plane Welligkeiten und Falten

Um die Entstehung von Wellen und Falten zu verstehen, hat man sich in den letzten beiden Jahrzehnten mit Untersuchungen an in Matrix eingebetteten Einzelfasern beschäftigt [51, 70-73]. Im Bereich der Thermoplaste ist die Auswirkung der Bauteilgröße auf die Entstehung und die Größe von Faserwelligkeiten untersucht worden, wodurch weitere Einflussfaktoren identifiziert werden konnten [52, 74]. Kugler et al. [52, 74] schlussfolgern aus ihren Experimenten, dass TPI, Kompaktierung, Temperaturgradienten im FVW und die Unterschiede der CTE zwischen Faser und Matrix Einfluss auf die Faltenbildung haben. Vergleicht man die Herstellung von Bauteilen aus thermoplastischen Verbundwerkstoffen mit der von Bauteilen mit duromeren Harzen, erkennt man einige Unterschiede, die eine Übertragbarkeit der Ergebnisse fragwürdig machen. Thermoplaste werden bei deutlich höheren Temperaturen verarbeitet als Duromere und die Faltenbildung findet erst bei sehr hohen Temperaturen statt, wenn die Thermoplaste eine niedrige Viskosität aufweisen [74]. Bei Duromeren hingegen erfolgt die Faltenbildung vor- bzw. während der Aushärtung, also noch in der Aufheizphase des Autoklaven [6, 75, 76]. Wie schon Jochum et al. [70] zeigten, findet sie im Bereich  $T > T_g$  statt. Weiterhin zeigten de Oliveira et al. [77], dass eine große Wärmeausdehnung des FEMI zu positiver Dehnung im FVW führt, die wiederum der Faltenbildung entgegen wirkt. Bei Thermoplasten hingegen ergibt sich der umgekehrte Fall, da Falten in der Abkühlphase gebildet werden [74]. Nichtsdestotrotz sind einige der bei Thermoplasten identifizierten Einflussfaktoren, wie die Kompaktierung oder die Faser-Matrix-Interaktion, auch bei Duromeren zu erkennen [6, 7, 78-80].

Falten bei der Prepreg-Autoklav-Fertigung mit duromeren Halbzeugen entstehen hauptsächlich dann, wenn vor Erreichen des Gelpunktes Druckkräfte auf die Fasern einwirken [6, 70]. Beim Überschreiten einer kritischen Last kommt es zum Ausknicken der Fasern bzw. der gesamten Laminatlage [6, 70]. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass alle Effekte, die während der Fertigung zu inneren Spannungen im Laminat führen, auch einen Einfluss auf die Faltenbildung haben können. Die unterschiedliche Ausdehnung zwischen Tooling und Bauteil in Kombination mit den Reibungseffekten innerhalb des Bauteils sowie zwischen Bauteil und FEMI trägt zur Entstehung innerer Spannungen bei und hat damit auch Einfluss auf die Faltenbildung [6, 7, 14, 15, 52, 74, 81-83]. Ein Tooling-Material mit einem hohen CTE neigt beispielsweise dazu, die Fasern Zugspannungen auszusetzen, was die Gefahr der Faltenbildung reduzieren kann. Bei der Kompaktierung der FVW im Autoklaven werden hauptsächlich Druckkräfte in Dickenrichtung (senkrecht zur Laminebene) aufgebracht. Dennoch können je nach geometrischem Aufbau der Bauteile und der Fertigungsvorrichtungen auch Druckkräfte in Faserebene durch die Kompaktierung entstehen [15, 51, 84]. Besonders mehrfach gekrümmte Konturen und die Kompaktierung über Außenradien führen zu Druckspannungen in den Fasern [51]. Darüber hinaus beeinflusst die Steifigkeit des FEMI die Qualität der Kompaktierung und damit vermutlich auch die Faltenbildung [85]. Die Untersuchungen von Lightfoot [6], Hallander et al. [81] und Dodwell et al. [51] zeigen außerdem eine direkte Abhängigkeit der Faltenbildung vom Laminataufbau der Bauteile. Es unterscheiden sich nicht nur UD- und Gewebesichten in ihrer Tendenz, Falten zu bilden, sondern auch die verwendeten Faserrichtungen [6, 51]. Druckspannungen in den Fasern können auch durch zeitliche und örtliche Temperaturgradienten ausgelöst werden, da diese einen direkten Einfluss auf die Wärmeausdehnung und die daraus resultierenden Reibeffekte haben [79, 80, 86]. Weitere Effekte, die einen Einfluss auf die Spannungen innerhalb der Faser zeigen, sind der Harzschrumpf und die Diskrepanz der CTEs von Fasern und Matrix [70, 87-90]. Laut Nairn & Zoller [91] liegen die dadurch innerhalb einer Laminatlage entstehenden inneren Spannungen bei ca. 10 bis maximal 30 MPa. Diese Werte gelten allerdings für das ausgehärtete Laminat. In der flüssigen Phase sind diese Spannungen deutlich geringer, da auch der theoretische E-Modul der Matrix um den Faktor 100 geringer ist als beim ausgehärteten Bauteil [6, 70-72]. Daher gehen z. B. Lightfoot [6], Kugler & Moon [74] sowie der Autor dieser Arbeit davon aus, dass sie Faltenbildung zwar begünstigen aber insgesamt eine eher un-

tergeordnete Rolle spielen. Zusammenfassend können folgende Einflussfaktoren identifiziert werden:

- Verschiedene Laminataufbauten [6, 51, 81]
- FEMI-Bauteil-Interaktion [7, 14, 52, 82, 83]
- Kompaktierung [15, 51, 84, 92, 93]
- Örtliche und zeitliche Temperaturgradienten [6, 79, 80, 94]
- Faser-Matrix-Interaktion [6, 70-72, 87-89]
- Viskoelastische Effekte der Matrix [6, 90]

### 2.3.2 Mechanismen der Faltenbildung

Jochum et al. [70-72] können zeigen, dass bei Einzelfasern der primäre Mechanismus ein instabiles Beulen ist. Dieses Beulverhalten wird maßgeblich durch den Schrumpf und das viskoelastische Verhalten der Matrix beeinflusst [71]. Qu & Sutcliffe [51], Jochum et al. [70-72] sowie Bhalerao & Moon [73], stellten analytische Modelle auf, um das Knicken der Fasern vorherzusagen. Dabei schlussfolgerten Qu & Sutcliffe [95], dass ihr Modell das Verhalten von Einzelfasern ausreichend genau abbilden kann. Die Untersuchungen an einer Einzelfaser sind jedoch nicht ohne Weiteres auf Multifasersysteme übertragbar [6]. Selbst bei UD-Schichten kommt es im Falle des Beulens einer Einzelfaser oder auch eines gesamten Rovings sehr schnell zur Interaktion zwischen den Fasern bzw. der Rovings. Bei Geweben werden diese Interaktionen aufgrund der Webstruktur noch deutlicher. Pandey & Sun [56] versuchen ähnliche Beulmechanismen auch für Mehrschichtverbünde zu entwickeln, liefern jedoch keinerlei experimentelle Verifikation ihrer Annahmen. Lightfoot [6] zeigt einen zweistufigen Mechanismus, der die thermische Ausdehnung der Matrix mit ihrem chemischen Schrumpf verkettet, um den Einfluss auf die Faltenbildung zu evaluieren [6]. Experimentelle Untersuchungen zeigen jedoch, dass der chemische Schrumpf die Fasern zwar verschiebt, aber keinerlei Faltenbildung auslöst [6]. Dies ist ein erster Hinweis dafür, dass chemischer Schrumpf keinen signifikanten Einfluss auf die Faltenbildung beim Mehrschichtverbund hat.

Lightfoot [6] identifiziert einen weiteren Mechanismus, der von der Kompaktierung und dem Unterschied zwischen FEMI-Prepreg- und interlaminarer Reibung beeinflusst wird [6, 75, 76]. Es wird davon ausgegangen, dass die interlaminare Reibung größer ist als die TPI [6, 75, 76]. Diese Annahme wird durch die Reibungsmes-

sungen von Twigg et al. [58], Ersoy et al. [66], Larberg & Akermo [40] und Kaushik [37] bestätigt. Abb. 2-8 zeigt eine allgemeine Darstellung des Mechanismus. Bei mangelnder Vorkompaktierung im Radius (Laminatlagen haben nur unzureichenden Kontakt, siehe Detail B in Abb. 2-8) kann die Lage mit FEMI-Kontakt von der angrenzenden Lage mitgenommen und in den Radius hineingepresst werden [6, 75, 76]. Auslöser für die Relativbewegung ist der Autoklavdruck, der die schlecht vorkompaktierten oberen Lagen weiter in den Radius schiebt. Lightfoot [6] liefert ausführliche experimentelle Beweise für seine Theorie. Lightfoots [6] Ergebnisse machen deutlich, dass interlaminare Reibung und TPI einen signifikanten Einfluss auf die Faltenbildung haben, weshalb es sinnvoll ist, neue Tooling-Konzepte bereits in ihrer Design-Phase auf eine mögliche Begünstigung der Faltenbildung hin zu untersuchen. Weiterhin wird deutlich, dass eine Simulation zur Abschätzung der Faltenbildung unbedingt TPI und interlaminare Reibung berücksichtigen muss.

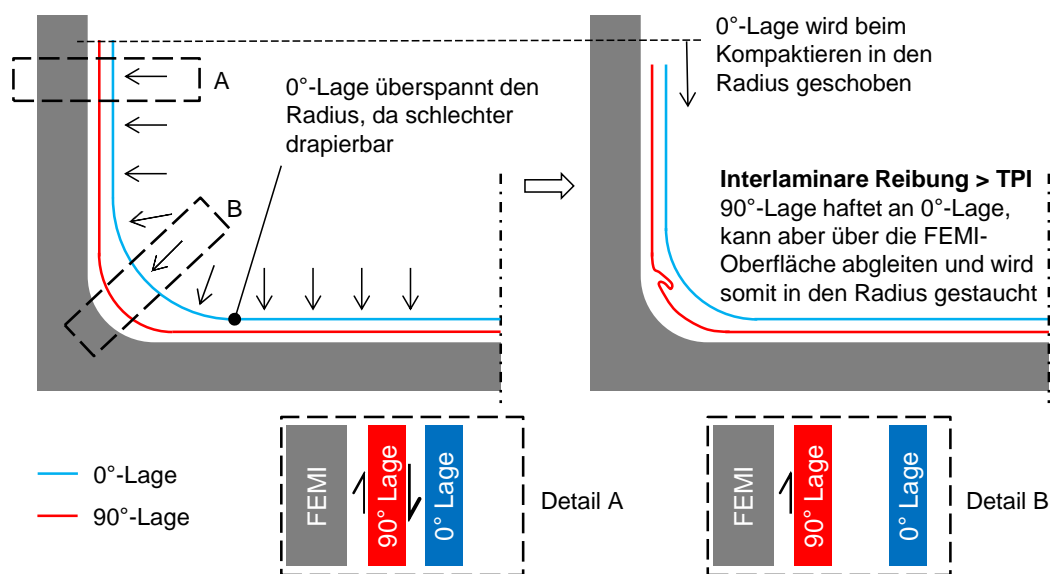


Abb. 2-8: Faltenbildung bei Innenradien (adaptiert von [6], [75])

Ein weiterer Mechanismus wird von Dodwell et al. [51] ausgearbeitet und kann aufgrund der Erfahrungen und Erkenntnisse von Airbus Helicopters bestätigt werden. Hauptauslöser der Faltenbildung ist die Kompaktierung über einem Außenradius [51]. Bei der Kompaktierung im Autoklaven werden die Fasern auf kleinere Radien verschoben. Aufgrund ihrer hohen Steifigkeit können sie in Längsrichtung vereinfacht als starr angenommen werden [51]. Daraus resultiert, dass die Länge der Fasern während der Kompaktierung nahezu unverändert bleibt, was besonders bei unidirektionalen Schichten der Fall ist [51]. Bei den bereits Ondulationen aufweisenden Ge-

webelagen ist diese stark vereinfachte Annahme wahrscheinlich nur teilweise korrekt, da die Längssteifigkeit des Faserbettes deutlich geringer ist und ein Teil der überschüssigen Faserlänge durch Vergrößerung der Ondulationen abgebaut werden kann. In diesem Fall steigt lediglich die globale Welligkeit des Laminates, es entsteht jedoch nicht zwangsläufig eine diskrete Falte (siehe auch Kapitel 4). Generell führt eine annähernd konstante Länge bei gleichzeitig sinkendem Radius (Reduktion der Bogenlänge) zu überschüssiger Faserlänge (vgl. Abb. 2-9) [51]. Sofern interlaminare Reibkräfte und TPI ein Gleiten der Lagen zulassen, kann diese überschüssige Faserlänge durch die Verschiebung der betroffenen Lagen ausgeglichen werden. Ein solcher Ausgleich wird besonders an freien Bauteilkanten stattfinden. Daraus resultieren beispielsweise schräge Bauteilkanten, die bei der späteren Bearbeitung des Bauteils problemlos entfernt werden können (vgl. Abb. 2-9) [51]. Wird das Gleiten der Laminatlagen aber durch zu hohe Reibung oder größere Bauteilabmessungen verhindert, entstehen erhebliche Druckbelastungen in Faserrichtung, die letztendlich zur Faltenbildung führen können (vgl. Abb. 2-9) [51]. Das einfachste Beispiel hierfür ist ein C-Profil (vgl. Abb. 2-9 bzw. Abb. 2-10).

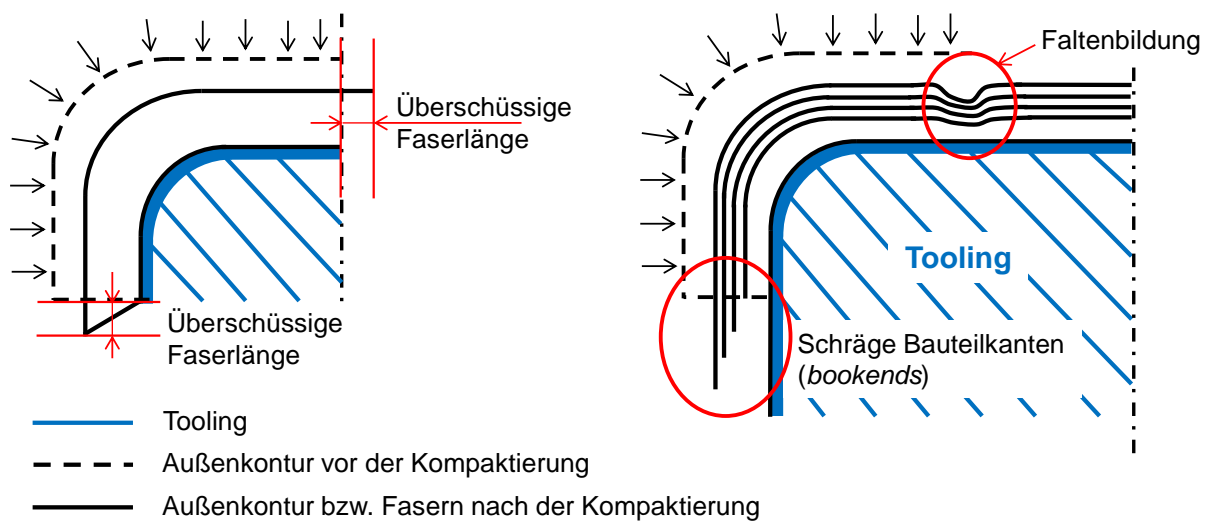


Abb. 2-9: Überschüssige Faserlänge aufgrund der Kompaktierung über einen Radius

Dodwell et al. [51] und Erland et al. [96] zeigen, dass der Laminataufbau und die Dicke des Laminates sowie etwaige Zwischenkompaktierungen eine signifikante Rolle bei der Faltenbildung spielen. Erland et al. [96] weisen nach, dass der Kompaktierweg und der Winkel des Bauteils, der von dem zu kompaktierenden Radius überbrückt wird, den größten Einfluss auf die Faltenbildung haben. Der Kompaktierweg ist wiederum direkt abhängig von der Wandstärke des Laminates nach dem Laminie-

ren, der Anzahl der Zwischenkompaktierungen und der erreichten Endwandstärke. Bei dem von Dodwell et al. [51] untersuchten C-Profil spielt außerdem die Flanschlänge des Profils eine Rolle. Kurze Schenkel reduzieren die Faltenbildung, da sie ein Abgleiten der Lagen ermöglichen. Ab einer kritischen Länge werden die Reibkräfte so groß, dass ein Ausgleichen der überschüssigen Faserlänge an den freien Bauteilrändern verhindert wird und es zur Faltenbildung kommt [51].

Dieser Zusammenhang ist besonders bei der Fertigung von Hubschrauberspannten interessant. Betrachtet man die Verpressung der Gurtlagen an einem Spant mit I-Profil, zeigt sich bei den Außengurten der hier beschriebene Mechanismus der Faltenbildung. Die Gurtlagen werden von ihrem Ausgangsradius auf einen kleineren Radius verpresst, was die Entstehung überschüssiger Faserlänge nach sich zieht. Bei der Fertigung eines Halbspants kann sich ein Teil der überschüssigen Faserlänge an den freien Enden ausgleichen, sofern eine kritische Flanschlänge zwischen Radius und freiem Ende nicht überschritten wird. Darüber hinaus bleibt jedoch der kritische Bereich zwischen den Radien des Spantes, da hier überschüssige Faserlänge von beiden Radien das Risiko für Faltenbildung stark erhöht. Bei Ringspannten ist das Faltenrisiko ebenfalls größer, da der Außengurt keine offenen Enden aufweist, an denen sich überschüssige Faserlänge durch das Bilden der sogenannten *bookends* ausgleichen könnte.

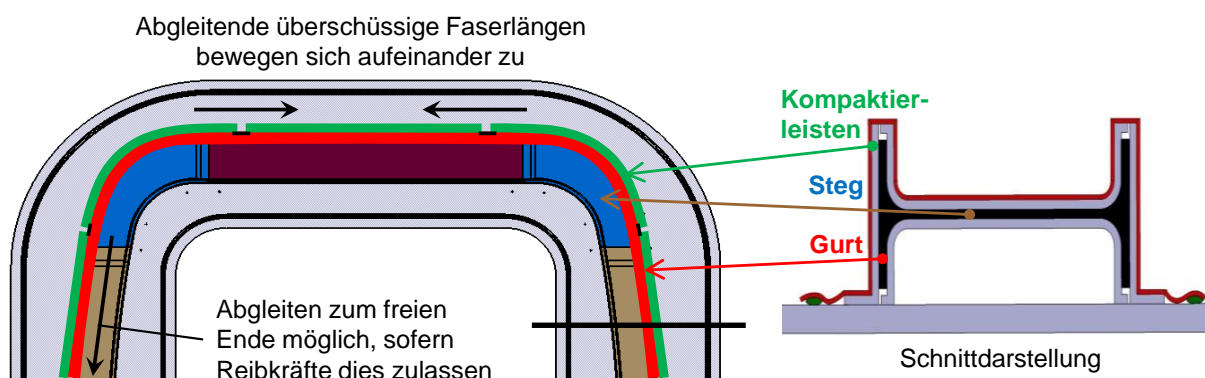


Abb. 2-10: Helikopter Spantfertigung

Ein Effekt, der weder von Dodwell et al. [51] und Erland et al. [96] noch von Lightfoot et al. [6, 75, 76] betrachtet wird, ist die Diskrepanz zwischen Tooling- und Bauteil-CTE. Auch hier kann die Hubschrauberspanntfertigung als Beispiel angeführt werden. (vgl. Abb. 2-10). Unter Verwendung von Invar-Vorrichtungen treten generell häufiger Falten auf als bei Stahl-Vorrichtungen, da Invar einen CTE ähnlich dem des



Bauteils aufweist, während ein Stahl-FEMl eine nicht unerhebliche Längenausdehnung im Autoklaven erfährt. Diese verursacht aufgrund der Reibinteraktion zwischen Tooling und Bauteil (TPI) Zugspannungen im Laminat, die einer Faltenbildung unmittelbar entgegen wirken. Wird ein Invar-Tooling unbedingt benötigt, setzt man auf häufige Zwischenkompaktierung, um Faltenbildung zu vermeiden. Diese bei Airbus Helicopters gängige Technik stützt die Beobachtung von Erland et al. [96], dass der Grad der Kompaktierung vor Beginn des Autoklav-Zyklus einen Einfluss auf die Faltenbildung hat.

Die bisher gewonnenen Erkenntnisse zeigen, dass je nach verwendetem Bauteildesign, Tooling-Material, Laminatdicke, Laminataufbau und Kompaktierungszyklus Faltenbildung wahrscheinlicher oder weniger wahrscheinlich wird. Die genauen Zusammenhänge gilt es im Rahmen dieser Arbeit zu ermitteln. Erst das Erfassen der verschiedenen Einflussfaktoren und deren Sensitivität ermöglicht es, Faltenbildung abschätzbar zu machen. Zudem wird auch die Entwicklung einer Prozesssimulationsmethodik ermöglicht, die es erlaubt, weitere Parameter- und Sensitivitätsanalysen durchzuführen, um das Tooling-Design zu unterstützen.

## 2.4 Prozesssimulation

Die Finite Elemente Methode (FEM) wird bereits seit vielen Jahren zur besseren Darstellung der physikalischen Effekte während der Bauteilfertigung eingesetzt. Die in Fachkreisen als *Manufacturing Process Simulation* (MPS) bezeichneten Simulationen sind schon heute in der Lage, viele der zuvor identifizierten Anforderungsbereiche von Autoklav-FEMl abzudecken und Einblicke in Temperaturverteilung, Aushärtegrad, Glasübergangstemperatur, mechanische Eigenschaften und Kompaktierungsverhalten zu geben.

Zur Erfassung aller in Kapitel 2.2 aufgeführten Anforderungen mit Hilfe der Simulation muss ein mehrstufiger Prozess generiert werden, der häufig thermisch-mechanisch sequenziell aufgebaut ist [27, 97-100]. Solche Prozesse werden bereits in einigen Softwarepaketen wie COMPRO™ und der Kombination aus PAM-RTM™ und PAM-Distortion™ umgesetzt. Keines dieser Software-Pakete ist jedoch für die Erkennung und Vermeidung von fertigungsinduzierten Schädigungen oder zur genauen Darstellung der FEMl-Bauteil-Interaktion ausgelegt. Hauptaugenmerk der bisher existierenden Simulationsprozesse liegt auf der Bestimmung der finalen Geomet-

rie inklusive des Verzugs durch PID. Zur Betrachtung der Faltenbildung sowie zur Optimierung der FEMI-Bauteil-Interaktion ist daher eine Weiterentwicklung der vorhandenen Ansätze erforderlich.

#### 2.4.1 Thermochemische Simulation

Die thermochemische Simulation bildet das Aufheizverhalten von FEMI und Bauteil im Autoklaven ab. Zeitliche und örtliche Temperaturverteilung müssen erfasst werden, um weitere materialspezifische Kenngrößen zu ermitteln. Dazu gehören u. a. der Aushärtegrad, die Glasübergangstemperatur und die aufgrund der Exothermie des Harzsystems generierte Wärme. Bei den bisher üblichen Simulationsprozessen werden diese Daten dann genutzt, um Kompaktierung, mechanisches Verhalten und schließlich die PID vorherzusagen. Es bietet sich jedoch auch die Option, die Temperaturdaten direkt anzuwenden, um eine thermische Optimierung des simulierten FEMI durchzuführen [vgl. 226].

Bei der Betrachtung des Fertigungsprozesses im Autoklaven handelt es sich um einen instationären Vorgang, der mit Hilfe einer transienten thermischen Simulation abgebildet werden muss. Die allgemeine Fourier'sche Wärmeleitungsgleichung muss dabei für einen dreidimensionalen Fall betrachtet und um den Term einer Wärmequelle erweitert werden [101].

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda_1 \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda_2 \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda_3 \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \rho \frac{\partial Q}{\partial t} \quad \{2-3\}$$

Bei der MPS handelt es sich im Normalfall um eine sequenzielle Simulation. Die Auswirkungen mechanischer und thermischer Verformungen auf die Temperaturverteilung können vernachlässigt werden, da das thermische Verhalten hauptsächlich vom Wärmeübergang und den thermischen Eigenschaften des FEMI- und Prepreg-Materials bestimmt wird [24, 26, 27, 29, 30, 102]. Untersuchungen bei Airbus Helicopters [120] zeigen, dass im Rahmen der Autoklav-Fertigung selbst Spalte im FEMI und deren Veränderung aufgrund der Wärmeausdehnung nur minimalen Einfluss (< 1 %) auf die Temperaturverteilung in FEMI und Bauteil haben [30]. Die Variation des Kontaktdruckes zwischen verschiedenen Teilen des FEMI hat ebenfalls nur einen geringen Einfluss auf die Temperaturverteilung (< 0,1 %) [30], [A2]. Daher werden diese Einflüsse vernachlässigt. Die bereits beschriebenen Thermoskanneneffekte

können vereinfacht durch adiabate Randbedingungen in der Simulation abgebildet werden [30], [A2].

Einer der wichtigsten Aspekte zur korrekten Simulation des thermischen Aufheizverhaltens im Autoklaven stellt die Wahl der Randbedingungen dar [24-27, 29, 30, 33, 34, 102-104]. Die Veränderung der Strömungsverhältnisse und damit auch des HTC durch verschiedene Beladungszustände, unterschiedlich geformte FEMI, aber auch unterschiedliche Autoklaven ist dabei ein Problem, das es zu lösen gilt [27, 28, 35, 102]. In der Vergangenheit wurde sehr häufig ein konstanter HTC für die Autoklav-Simulation angenommen [74, 97, 105]. Johnston [27] und Telikicherla [28] erweitern diese Betrachtung durch die Berücksichtigung der Druck- und Temperaturabhängigkeiten. Dennoch werden auch hier keinerlei Strömungseffekte, wie Windschatten oder Stau, einbezogen. Weiterhin wird in den seltensten Fällen der Einfluss des Toolings selbst bei der Autoklav-Simulation berücksichtigt, stattdessen werden die Randbedingungen direkt auf die Bauteiloberfläche aufgebracht [27, 28]. Dies führt zu einer Fehleinschätzung des thermischen Verhaltens und im Allgemeinen zu deutlich überschätzten Aufheizraten und unterschätzter Inhomogenität im Temperaturfeld [33], [34], [28]. Aufgrund der Temperatur- und Aushärtegradabhängigkeit des Harzes beeinträchtigt eine Fehleinschätzung der zeitlichen und örtlichen Temperaturverteilung die Genauigkeit der Prozesssimulation erheblich [27, 28]. Ein Verfahren, dass diese Fehler minimieren soll, ist die sogenannte Virtual Autoclave Software, die von Hudek [104], und Johnston et al. [102] entwickelt wurde. Dieses Software Modul ist in der Lage, die Strömung auf den Oberflächen eines Autoklav-FEMI analytisch abzuschätzen und damit den HTC zu bestimmen [102, 104]. Ähnliche Berechnungsmethoden wurden im Rahmen des LuFo IV Projekts LoKosT [28] entwickelt. Eine noch höhere Genauigkeit erreicht man lediglich mit vorgeschalteten CFD-Analysen, die das Strömungsfeld und die HTC-Verteilung numerisch berechnen [33, 34].

Über die Randbedingungen hinaus sind die Materialeigenschaften von FEMI und Bauteil (Dichte, Wärmeleitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität) von besonderem Interesse [53]. Für das Bauteil müssen weiterhin der Aushärtegrad und die Glasübergangstemperatur in Betracht gezogen werden [27, 53]. Die Temperaturabhängigkeit der FEMI-Eigenschaften wird allgemein in der Form  $Y(T) = C_T + m_T \cdot T$  berücksichtigt, wobei  $C_T$  eine Konstante und  $m_T$  den Gradienten der Temperaturabhängigkeit angibt. Zur Verbesserung der Genauigkeit werden im Temperaturbereich von 0°C bis 200°C mehrere Stützstellen bzw. Gradienten  $m_T$  eingesetzt. Die deutlich

komplexeren Zusammenhänge des HexPly M18/1 werden in einem gesonderten Kapitel aufgeführt (vgl. Kapitel 3).

#### 2.4.2 Kompaktiersimulation

Wie bereits in Kapitel 2.2.2 beschrieben, handelt es sich bei der Kompaktierung von Prepregs um einen Sickerfluss (*percolation flow* – PF). Dabei wird das Harz als inkompressible Newton'sche Flüssigkeit mit veränderlicher Viskosität angesehen [3, 4, 41, 141]. Die mechanische Antwort des Faserbettes kann als nicht-lineare Feder mit zunehmender Steifigkeit dargestellt werden [3, 41]. Das Zusammenspiel von Fasern und Matrix wird allgemein durch die Kolben-Feder-Analogie beschrieben (Abb. 2-11). Das Imprägnieren der Fasern in einem *hot-melt-prepreg* wird dabei vorerst vernachlässigt.

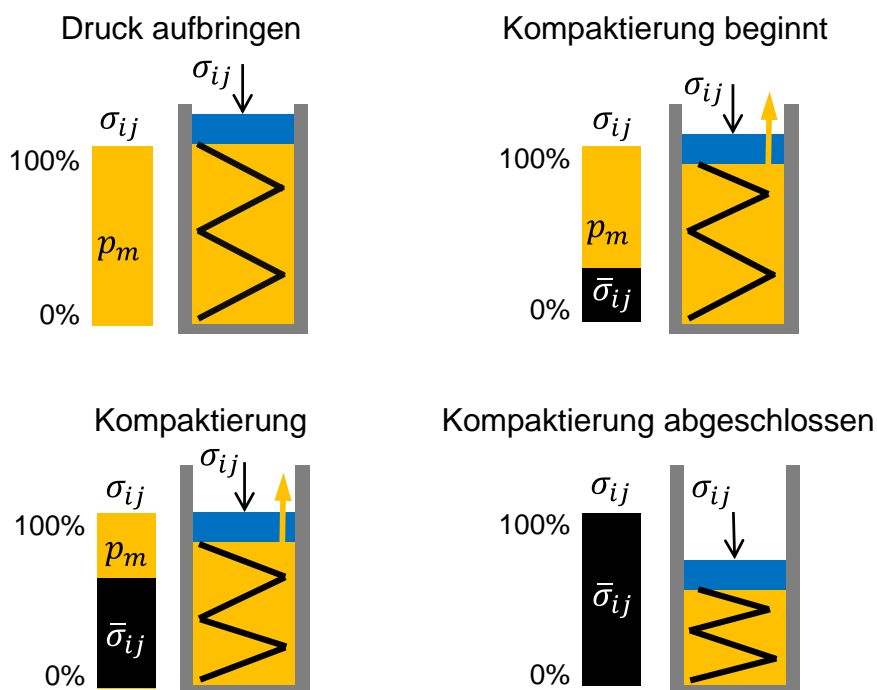


Abb. 2-11: Kolben-Feder-Analogie (nach [4])

Die Kompaktierung muss demnach durch ein Kräftegleichgewicht beschrieben werden, das die effektiven Spannungen im Faserbett  $\bar{\sigma}_{ij}$  und den Harzdruck  $p_m$  enthält [4, 41, 106, 107]:

$$\sigma_{ij} = \bar{\sigma}_{ij} + \delta_{ij} p_m$$

{ 2-4 }

$\delta_{ij}$  bezeichnet das Kronecker Delta ( $\delta_{ij} = 1$  für  $i = j$  und  $\delta_{ij} = 0$  für  $i \neq j$ ). Da auch bei der Kompaktierung die Masseerhaltung gelten muss, ergibt sich für inkompressible Fasern und flüssige Matrix der folgende Zusammenhang [3, 41, 106]:

$$\frac{\partial(\dot{u}_i)}{\partial x_i} + \frac{\partial(v_i)}{\partial x_i} = 0 \quad \{2-5\}$$

$\dot{u}_i$  stellt die Bewegungsgeschwindigkeit des Faserbettes dar, während  $v_i$  die Strömungsgeschwindigkeit des Harzflusses wiedergibt. Der Harzfluss kann dabei mit Hilfe von Darcy's Law wie folgt berechnet werden [3, 41, 106, 108, 109]:

$$v_i = -\frac{S_{ij}}{\mu} \cdot \frac{\partial p_m}{\partial x_j} \quad \{2-6\}$$

Die Kombination von { 2-5 } und { 2-6 } führt zum Kontinuitätsgesetz des PF, das die Volumenänderung durch Harzabfluss beschreibt.  $S_{ij}$  stellt dabei die Permeabilität des Fasermaterials dar und kann anhand der von Gutowski et al. [42] erweiterten Carman-Kozeny-Gleichungen berechnet werden (siehe Kapitel 3.5).

$$\frac{\partial(\dot{u}_i)}{\partial x_i} = \frac{\partial\left(\frac{S_{ij}}{\mu} \cdot \frac{\partial p_m}{\partial x_j}\right)}{\partial x_i} = \frac{S_{ij}}{\mu} \cdot \frac{\partial^2 p_m}{\partial x_j \partial x_i} \quad \{2-7\}$$

Die folgende Tabelle zeigt eine Übersicht der verschiedenen Simulationsansätze zur Integration der gezeigten Gesetzmäßigkeiten in ABAQUS™.

Tabelle 2-1: Übersicht verschiedener Ansätze für die Kompaktiersimulation

Name Quelle	Ansatz	Verwendbarkeit
Hubert [41]	Es wird ein eigens entwickeltes 2D-FE-Element in Kombination mit einer UMAT zur Abbildung der physikalischen Gesetzmäßigkeiten bei der Kompaktierung genutzt. Dieses Vorgehen ermöglicht eine gezielte Anpassung der Materialgesetze und des Elementverhaltens an die vorliegende Problemstellung.	Es entsteht ein hoher Entwicklungs- und Verifikationsaufwand, da UMAT und Elementverhalten verifiziert werden müssen. Besonders im Hinblick auf industrielle Anwendbarkeit ist ein Ansatz, der auf kommerziell erhältlichen Software-Bausteinen beruht, zu bevorzugen. Weiterhin müsste der Ansatz auf die Nutzung mit 3D-Elementen erweitert werden, um komplexe Bauteile und deren FEMI betrachten zu können.

Tabelle 2-2: Übersicht verschiedener Ansätze für die Kompaktiersimulation (Fortsetzung)

Pichler et al. [108]	<p>Es wird eine thermisch-mechanisch gekoppelte Simulation verwendet. Das gesamte Materialverhalten (Flüsigkeit und poröser Festkörper) wird in einer UMAT festgelegt.</p> <p>Die für die Kontinuitätsgleichung { 2-7 } benötigten örtlichen Druckgradienten werden mit Hilfe des Temperaturfreiheitsgrades berechnet. Dieser Freiheitsgrad wird stellvertretend als Druckfreiheitsgrad eingesetzt und vollständig innerhalb der UMAT berechnet (Darcy's Law, Permeabilität, Viskosität, etc.)</p>	<p>Dieses Vorgehen ist für die Abbildung eines Autoklavprozesses nicht geeignet, da im Rahmen der Faserverbundfertigung die Temperatur als eigener Freiheitsgrad erforderlich ist und nicht zur Berechnung des Porendrucks herangezogen werden kann.</p>
*SOIL Modul [114]	<p>Stammt aus dem Bereich der Geotechnik [108-112]. Betrachtet wird das Setzverhalten poröser, mit Wasser saturierter Böden.</p> <p>Dabei wird ausschließlich Sickerfluss (PF) betrachtet.</p>	<p>Eine Anpassung dieses Modells an die Besonderheiten der Faserverbundfertigung ermöglicht die Nutzung im Rahmen der Prepreg-Autoklav-Simulation (vgl. COMPRO™: [113]).</p> <p>Dabei muss besonderes Augenmerk auf die Abbildung des nicht-linearen Materialverhaltens des Faserbettes in Dickenrichtung sowie die Integration der veränderlichen Viskosität gelegt werden.</p> <p>Da ABAQUS™ als allgemeiner FE-Solver keinen Aushärtegrad kennt, muss die Abhängigkeit der Viskosität vom Aushärtegrad mit Hilfe von benutzerdefinierten Routinen oder adäquaten Vereinfachungen eingebracht werden.</p> <p>Das nicht-lineare Verhalten des Faserbettes kann mit Hilfe eines <i>User Defined Materials</i> (UMAT) eingeführt werden.</p>

### 2.4.3 Simulation der Faltenbildung

Simulationen zur Erfassung von Faltenbildung bei faserverstärkten Materialien beschränkten sich in der Vergangenheit häufig auf den Umformprozess trockener Fasern oder den Verzug von Prepregs beim automatisierten Umformen bzw. Laminieren. Hier können beispielsweise Arbeiten von Boisse et al. [115], Pickett et al. [116], Wang et al. [117], Long et al. [118] und Dong et al. [119] angeführt werden.

Im Rahmen dieser Arbeit wird jedoch nicht der Umformprozess als Auslöser für die Faltenbildung betrachtet, sondern der Verlauf des Fertigungsprozesses im Auto-

klaven. Es müssen also das thermische Verhalten, die Aushärtung, das Kompaktierverhalten und die Reibinteraktionen zwischen den Einzellagen des Laminates genauso berücksichtigt werden wie die FEMI-Bauteil-Interaktion. Erste FE-Modelle von Qu & Sutcliffe [95] erschienen vielversprechend zur Vorhersage des Verhaltens von Einzelfasern und Faserbündeln (Gruppierung von bis zu 10 Fasern) in flüssiger Matrix. Qu & Sutcliffe [95] identifizieren mit Hilfe dieser Modelle auch das Fließverhalten des Harzes als einen möglichen Einflussfaktor der Faltenbildung. Allerdings erkennt man bei genauer Betrachtung der Experimente von Qu & Sutcliffe [95] den großen Abstand der Fasern zueinander und den extrem hohen Harzanteil, der so in der Autoklav-Fertigung nicht auftritt und somit die Übertragbarkeit fraglich macht.

Lightfoot [6] entwickelt in seiner Arbeit weitere FE-Modelle zum besseren Verständnis der Mechanismen der Faltenbildung. Diese dienen hauptsächlich zur Darstellung des Einflusses der verschiedenen Reibungseffekte auf die Faltenbildung [6]. Lightfoot [6] nutzt die Fähigkeiten allgemeiner FE-Solver zur Darstellung reibungsbehafteter Kontakte. Der Aushärteprozess und das Kompaktieren der Einzellagen selbst werden aber nicht betrachtet. Ferner handelt es sich um ein 2D-Model von nur acht der insgesamt 24 Lagen seiner Probekörper, um trotz der Darstellung großer Verformungen adäquate Rechenzeiten zu erhalten. Lightfoot [6] geht bei der Auswahl der Materialdaten davon aus, dass die Faltenbildung erst in der gummiartigen Phase des Harzes auftritt. Wahrscheinlicher ist jedoch, dass die Faltenbildung bereits in der flüssigen Phase der Matrix beginnt und durch das Gelieren und weiter fortschreitende Aushärten der Matrix zunehmend behindert wird. Dennoch zeigen die Modelle von Lightfoot [6] den signifikanten Einfluss von TPI und interlaminarer Reibung auf die Bildung von Falten. Daher erscheint es sinnvoll, zum besseren Verständnis der Faltenbildung Reibungsuntersuchungen mit dem in der Hubschrauberbauteilfertigung verwendeten Prepreg-Material durchzuführen und die auf diese Weise ermittelten Reibphänomene in die Prozesssimulation zu integrieren.

Die Modelle von Lightfoot [6] haben einen entscheidenden Nachteil, wenn es um ihre Einsetzbarkeit auf industrieller Ebene geht. Aufgrund ihrer Fähigkeit, Größe und Form der Falten darzustellen, muss die Simulation auf 2D-Schnitte eines Teillaminates beschränkt bleiben, um adäquate Rechenzeiten zu erzielen. Darüber hinaus bleibt die Kompaktierung, die einen Haupteinflussfaktor der Faltenbildung darstellt, vollkommen unbeachtet. Um zukünftig auch gesamte Laminare und den vollständi-

gen Aushärtezyklus darstellen zu können, müssen effizientere Simulationsmethoden entwickelt werden.

## 2.5 Fazit und weiteres Vorgehen

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass bei der Erfassung der Faltenbildung mittels Simulation erste Schritte in die richtige Richtung unternommen wurden. Eine Prozesssimulation, die in der Lage ist, Faltenbildung mit ausreichender Genauigkeit vorherzusagen, ist bisher aber noch nicht entwickelt worden. Laut Dodwell et al. [51] wird eine solche Simulation jedoch dringend benötigt, um zukünftig die Herstellungsqualität von Composite-Bauteilen noch weiter zu steigern. Außerdem wird dies auch dem Tooling-Design zugutekommen, da mögliche Tooling-Einflüsse frühzeitig erkannt und ohne große Nacharbeit am FEM abgestellt werden können [120]. Diese Arbeit soll einen Beitrag dazu leisten, eine entsprechende Simulationsmethodik zu entwickeln und damit die Faltenbildung zukünftig vorhersagbarer zu machen. Ziel ist es dabei nicht, die Faltenform und -größe sichtbar zu machen, sondern das Risiko der Faltenbildung einzuschätzen, um eine Anwendbarkeit im industriellen Maßstab zu ermöglichen.

Den Startpunkt der Entwicklung einer neuen Herstellprozesssimulation stellt die Materialcharakterisierung dar, die im folgenden Kapitel ausführlich erläutert wird. Für die thermische Simulation müssen die Entwicklung der Dichte im Verlauf des Prozesses, die thermischen Eigenschaften, wie Wärmekapazität und thermische Leitfähigkeit sowie die Aushärtekinetik und die Exothermie für die Simulation modelliert werden. Die Kompaktiersimulation benötigt darüber hinaus Materialmodelle für die mit Temperatur und Aushärtegrad veränderliche Viskosität, die vom Faservolumengehalt abhängige Permeabilität und das mechanische Verhalten des Faserbettes. Eine Besonderheit zur Erfassung der Faltenbildung ist die Einbringung von FEM-Bauteil- sowie interlaminarer Reibung. Erst das Verständnis der benötigten Materialeigenschaften und ihrer Einflussfaktoren sowie die Umsetzung dieses Wissens in adäquate Materialmodelle erlaubt den Aufbau einer Simulationsmethodik mit hoher Genauigkeit.



### 3 Materialcharakterisierung

#### 3.1 Dichte

Die Dichte des Harzes ändert sich im Laufe des Fertigungsprozesses aufgrund der Temperaturveränderungen und des chemischen Schrumpfens, dem das Epoxid-Harz bei der Polyadditionsreaktion unterliegt [53]. Johnston [27] und Thompson [121] zeigen jedoch, dass die Annahme konstanter Dichte in der MPS ausreichend genaue Ergebnisse liefert.

#### 3.2 Spezifische Wärmekapazität

Die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  ist, genauso wie die Dichte, eine skalare Größe und bei der Matrix direkt abhängig von Temperatur und Aushärtegrad. Besonders beim Phasenübergang von flüssiger zu fester Matrix verändert sich der  $c_p$  deutlich. Balvers et al. [122] verwenden eine hyperbolische Funktion, um die Abhängigkeit von Temperatur und Glasübergangstemperatur auszudrücken. Da die Glasübergangstemperatur direkt vom Aushärtegrad abhängt, kann so auch diese Abhängigkeit berücksichtigt werden [122]:

$$c_{pm}(T, T_g) = a_1 T + a_2 + a_5(T - T_g) + (a_3 - a_5 T_g) \tanh(m^- a_4(T - T_g)), \quad T \leq T_g \quad \{3-1\}$$

$$c_{pm}(T, T_g) = a_1 T + a_2 + a_5(T - T_g) + (a_3 - a_5 T_g) \tanh(m^+ a_4(T - T_g)), \quad T > T_g \quad \{3-2\}$$

$$m^+ = \frac{a_5 + F}{F}, \quad m^- = \frac{-a_5 + F}{F} \quad \{3-3\}$$

$$F = a_4(a_3 - a_0 T_g) \quad \{3-4\}$$

Die Parameter  $a_0$  bis  $a_5$  müssen an das gewählte Material angepasst werden und liegen im Normalfall zwischen 0 und 1,5. Johnston [27] nutzt bei flüssiger und gummiartiger Phase eine lineare Abhängigkeit von Temperatur und Aushärtegrad. Nach dem Übergang in die feste Phase besteht nur noch eine lineare Abhängigkeit von der Temperatur.

Eine weiterer Ansatz zur Darstellung des Zusammenhangs zwischen  $c_p$ , der Temperatur und dem Aushärtegrad wird von Lynam & Arafath vorgeschlagen [123]:

$$c_{pV} = c_{pr} + \frac{c_{pg} - c_{pr}}{1 + e^{k_{fac}(T - T_g - D_{Tc})}} \quad \{ 3-5 \}$$

$$c_{pr0} = c_{r0} + s_{r0}T \quad \{ 3-6 \}$$

$$c_{gr0} = c_{g0} + s_{g0}T \quad \{ 3-7 \}$$

$$c_{pr\infty} = c_{r\infty} + s_{r\infty}T \quad \{ 3-8 \}$$

$$c_{pg\infty} = c_{g\infty} + s_{g\infty}T \quad \{ 3-9 \}$$

$$c_{pr} = (1 - \alpha)c_{pr0} + \alpha \cdot c_{pr\infty} \quad \{ 3-10 \}$$

$$c_{pg} = (1 - \alpha)c_{pg0} + \alpha \cdot c_{pg\infty} \quad \{ 3-11 \}$$

Zehn Parameter machen die Theorie von Lynam & Arafath zwar sehr komplex, ermöglichen aber eine gute Anpassung an das gewählte Material. Die Kalibrierfaktoren „c“ mit Index „0“ und „∞“ liegen im Bereich von 650 bis 1250, während alle „s“-Faktoren zwischen 2 und 3,75 liegen.  $k_{fac}$  und  $D_{Tc}$  sind 0,3 bzw. -3,0. Lynam & Arafath [123] erfassen außerdem die spezifische Wärmekapazität des Verbundes aus Fasern und Matrix, während bei Balvers et al. [122] und Johnston [27] zur Bestimmung von  $c_{pV}$  zusätzlich eine Mischungsregel eingesetzt werden muss (siehe [1]). Weiterhin muss bei diesen beiden Theorien die lineare Temperaturabhängigkeit der AS4C-Faser separat betrachtet werden [27, 124, 125]. Ein Vergleich der Theorien im Rahmen dieser Arbeit zeigte, dass Lynam & Arafath [123] die Entwicklung des  $c_p$  am besten abbilden können.

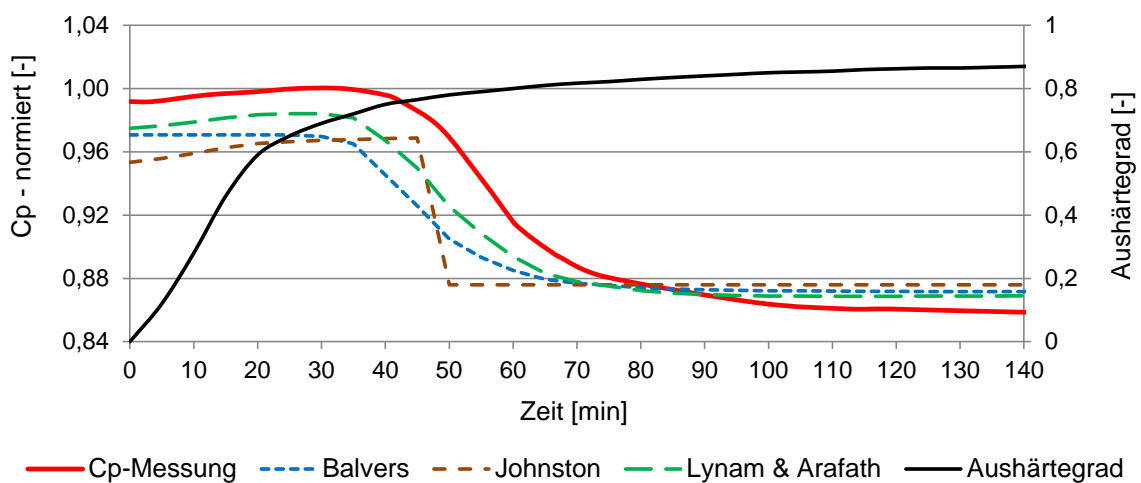


Abb. 3-1: Vergleich der Theorien zur Bestimmung des  $c_{pV}$  für HexPly M18/1

### 3.3 Wärmeleitfähigkeit

Messungen von Brauner [53] für das Harz RTM6 und von Svanberg [99] für das Harz 8552 zeigen minimale Auswirkungen von Temperatur und Aushärtegrad auf die Wärmeleitfähigkeit. Johnston [27] verwendet auch hier eine einfache lineare Temperatur- und Aushärtegradabhängigkeit:

$$\lambda_m(T, \alpha) = b_1 + b_2 T + b_3 \alpha \quad \{ 3-12 \}$$

Die Kalibrierfaktoren  $b_1$  bis  $b_3$  liegen im Bereich 0,0004 bis 0,2, wobei  $b_2$  den kleinsten und  $b_1$  den größten Wert darstellt. Die Wärmeleitfähigkeit der AS4C-Fasern zeigt ebenfalls eine lineare Abhängigkeit von der Temperatur [27, 99, 125]. Aufgrund der Anisotropie der Fasern muss bei der Wärmeleitfähigkeit zwischen den drei Raumrichtungen der Prepreg-Lagen unterschieden werden. Zusätzlich wird eine lagenweise Betrachtung erforderlich, da sich die Orientierung der Prepregs von Lage zu Lage unterscheiden kann. Zur Berücksichtigung der Faserorientierung bei einer lagenweisen Betrachtung stehen verschiedene Theorien zur Verfügung. Brauner [53] vergleicht die Theorien von Schürmann [1], Springer & Tsai [126] sowie Kulkarni & Brady [127] und kommt zu dem Schluss, dass letztere die besten Ergebnisse liefern:

$$\lambda_{V1} = \lambda_{f\parallel}(T) \cdot V_f + (1 - V_f) \cdot \lambda_m(T, \alpha) \quad \{ 3-13 \}$$

$$\lambda_{V2} = \lambda_m(T, \alpha) \cdot \frac{(1 + V_f) \cdot \lambda_{f\perp}(T) + (1 - V_f) \cdot \lambda_m(T, \alpha)}{(1 - V_f) \cdot \lambda_{f\perp}(T) + (1 + V_f) \cdot \lambda_m(T, \alpha)} \quad \{ 3-14 \}$$

Zur Betrachtung von unidirektionalen Schichten (UD) wird  $\lambda_{V2} = \lambda_{V3}$  gesetzt. Betrachtet man Gewebe mit gleichem Faseranteil in 1- und 2-Richtung, so wird  $\lambda_{V1}$  und  $\lambda_{V2}$  mit der Formel { 3-13 } berechnet, während Gleichung { 3-14 } nur für  $\lambda_{V3}$  benötigt wird. Zur Vereinfachung der Simulation können mehrere Laminatlagen zu einer Elementlage kombiniert werden. Entweder man kombiniert nur Lagen gleicher Orientierung oder man homogenisiert die Materialeigenschaften entsprechend dem Vorgehen in der klassischen Laminattheorie.

### 3.4 Aushärtekinetik, Exothermie und Glasübergangstemperatur

Die Aushärtereaktion wird meist mit Hilfe von empirischen oder semi-empirischen Gleichungen dargestellt. Diese nutzen *dynamic scanning calorimeter* (DSC-) bzw. *modulated dynamic scanning calorimeter* (MDSC-) Messergebnisse zur Kalibrierung der Gleichungen für ein spezifisches Material. Im vorliegenden Fall wurde ein TA Q2000 Gerät mit 15-25 mg Proben in Aluminiumtiegel verwendet. Fast alle Ansätze zur Darstellung der Aushärtekinetik verwenden die Arrhenius-Gleichung { 3-15 } zur Darstellung des Reaktionsverlaufs bei verschiedenen Temperaturen [128].

$$k_i = A_i \cdot e^{-\frac{E_i}{R \cdot T}} \quad \{ 3-15 \}$$

Loos & Springer [97] zeigen eine von unzähligen Möglichkeiten, die Arrhenius-Gleichung zur Abbildung des Aushärtegradverlaufs zu verwenden. Dieser Ansatz wird mit leichten Variationen von Sung et al. [129], Bogetti & Gillespie [33, 130] sowie Azzar et al. [131] für das Epoxidharz 3501-6 der Hercules Corporation eingesetzt. Eine Besonderheit der Formulierung von Loos & Springer [97] ist die bereichsweise Unterteilung der Aushärtekinetik, die von einer Änderung der Reaktionsart im Verlauf der Aushärtung ausgeht. In der flüssigen Phase ist eine Kombination aus einer autokatalytischen Reaktionskinetik und einer Kinetik erster Ordnung vorgesehen, die dann in eine reine Reaktion erster Ordnung übergeht, deren Aktivierungsenergie  $E_3$  (zw. 66.000 J/mol und 70.000 J/mol) und Stoßfaktor  $A_3$  (zw. 22.500 und 40.000) sich von der vorherigen Annahme unterscheiden.  $E_i$  liegt sonst eher zwischen 70.000 J/mol und 100.000 J/mol, während  $A_i$  bei 12.500 bis 2.400.000 angesiedelt ist. Sung et al. [129] sowie Bogetti & Gillespie [94, 130] schlagen einen Wechsel der Reaktionsordnung ab 30 % Aushärtegrad vor. Der Parameter  $b$  dient zur Kalibrierung der Gleichungen mit Hilfe von DSC-Messungen und liegt bei ca. 1,9.

$$\frac{d\alpha}{dt} = (k_1 + k_2\alpha) \cdot (1 - \alpha) \cdot (b - \alpha), \quad \alpha \leq 0,3 \quad \{ 3-16 \}$$

$$\frac{d\alpha}{dt} = k_3(1 - \alpha), \quad \alpha > 0,3 \quad \{ 3-17 \}$$

Aufgrund zunehmender Vernetzung des Polymers bei hohen Aushärtegraden wird es immer schwieriger für die Reaktionspartner, weitere Vernetzungsreaktionen

aufrecht zu erhalten. Dies spiegelt sich in einer Reduktion der Aushärterate und einem reduzierten finalen Aushärtegrad wider. Der unter Realbedingungen erzeugbare finale Aushärtegrad liegt bei ca. 82 % - 90 % für ein bei 180°C ausgehärtetes Bauteil. Die ursprüngliche Variante von Loos & Springer [97] ist aber trotz der Aufspaltung in zwei Reaktionshälften nicht in der Lage, dieses Verhalten korrekt abzubilden und erreicht einen finalen Aushärtegrad, der deutlich höher ist als 90 %. Eine Verbesserung kann dadurch erzielt werden, den Parameter  $b$  temperaturabhängig zu gestalten und auch in die zweite Reaktionshälfte einzuführen. Vorlage für diese Verbesserung ist die Arbeit von Ryan & Dutta [132], die im späteren Verlauf noch genauer erläutert wird. Mit Hilfe der Anpassung können verschiedene Härtetemperaturen und ein von 100 % abweichender finaler Aushärtegrad abgebildet werden.

$$\frac{d\alpha}{dt} = (k_1 + k_2\alpha) \cdot (1 - \alpha) \cdot (b - \alpha), \quad \alpha \leq 0,3 \quad \{ 3-18 \}$$

$$\frac{d\alpha}{dt} = k_3(b - \alpha), \quad \alpha > 0,3 \quad \{ 3-19 \}$$

$$b = \begin{cases} b_0 + b_T \cdot T, & b < 1 \\ 1, & b \geq 1 \end{cases} \quad \{ 3-20 \}$$

Ein Ansatz ohne Veränderung der Reaktionsordnung stammt von Kamal & Sourour [128]. Dieser ist sehr weit verbreitet und liefert bereits in seiner Grundform sehr gute Ergebnisse für verschiedene Matrixsysteme.

$$\frac{d\alpha}{dt} = (k_1 + k_2 \cdot \alpha^m)(1 - \alpha)^n \quad \{ 3-21 \}$$

Da auch hier die Abhängigkeit von verschiedenen Härtetemperaturen und von 100 % abweichende finale Aushärtegrade nur unzureichend abgebildet werden können, schlägt Brauner [53] folgende Verbesserung von Rabinowitch [133] vor. Gleichung { 3-21 } von Kamal & Sourour [128] wird dabei als  $f(\alpha)$  eingesetzt.

$$\frac{d\alpha}{dt} = f(\alpha) \cdot \frac{2}{1 - e^{\frac{\alpha - \alpha_{End}}{b}}} - 1 \quad \{ 3-22 \}$$

Anstelle einer solchen Verbesserung entwickelt Jendry [134] die Ausgangsgleichung von Kamal & Sourour [128] weiter:

$$\frac{d\alpha}{dt} = k_1 \cdot \alpha^{m_1} \cdot (1 - \alpha)^{n_1} + k_2 \cdot \alpha^{m_2} \cdot (1 - \alpha)^{n_2} \quad \{ 3-23 \}$$

Eine weitere allgemeine Verbesserungsmöglichkeit wird von Ryan & Dutta [132] erarbeitet, die eine Veränderung der Exponenten  $m_i$  und  $n_i$  in Abhängigkeit der Temperatur vorschlagen. Allerdings ist darauf hinzuweisen, dass diese Vorgehensweise, vom chemischen Standpunkt gesehen, nicht vollständig korrekt ist, da die zuvor beschriebenen Vorgänge zum Ende der Reaktion nicht korrekt erfasst werden und auch die Reaktionsordnung im Regelfall als nicht temperaturabhängig angenommen wird.  $m_{i0}$  und  $n_{i0}$  liegen dabei zwischen 0,3 und 2,7, während  $m_{iT}$  und  $n_{iT}$  zwischen 0,0005 und 0,035 liegen.

$$m_i = m_{i0} + m_{iT} \cdot T \quad \{ 3-24 \}$$

$$n_i = n_{i0} + n_{iT} \cdot T \quad \{ 3-25 \}$$

Brauner [53] zeigt, dass diese Methode in Kombination mit der Theorie von Kamal & Sourour [128] zu keiner nennenswerten Verbesserung führt. Kombiniert man das Vorgehen von Ryan & Dutta [132] aber mit dem Ansatz von Jendryny [134], lässt sich die Genauigkeit besonders in der flüssigen Phase drastisch erhöhen. Dies ist von großer Bedeutung für die zu entwickelnde Prozesssimulation, da sich Faltenbildung in der flüssigen und gelartigen Phase abspielt.

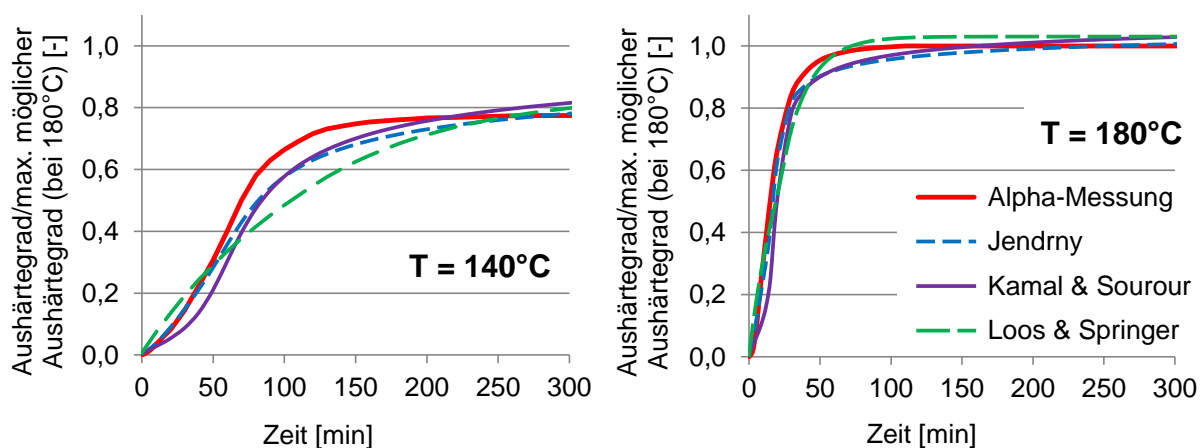


Abb. 3-2: Vergleich der Aushärtekinetiken bei 140°C und 180°C (isotherme Aushärtung)

Der direkte Vergleich bei isothermer Aushärtung zeigt, dass der Ansatz von Loos & Springer [97] selbst mit der eingebrachten Verbesserung keine ausreichende

Genauigkeit liefert. In Abb. 3-2 ist deutlich zu erkennen, dass eine Aushärtung bei niedrigen Temperaturen nur unzureichend dargestellt werden kann. Der Ansatz von Kamal & Sourour [128] in Kombination mit der Verbesserung von Rabinowitch [133] zeigt eine deutlich höhere Genauigkeit, wobei der finale Aushärtegrad leicht überschätzt wird. Die Theorie von Jendry [134] in Kombination mit der von Ryan & Dutta [132] aufgezeigten Verbesserungsmöglichkeit bildet den isothermen Aushärteprozess bei verschiedenen Temperaturen ähnlich gut ab wie die Kurven nach Kamal & Sourour [128]. Die Formulierung von Jendry [134] hat den Vorteil, dass der finale Aushärtegrad eher unterschätzt wird, was einer konservativen Betrachtungsweise entspricht.

Bei Betrachtung der vorgestellten Ansätze mit den vom Hersteller vorgegebenen Härtezyklen des HexPly M18/1™ erkennt man, dass die Theorie von Jendry [134] besonders die flüssige Phase sehr gut abbilden kann. Da sich die meisten fertigungsinduzierten Schädigungen, wie Poren und Falten, im Bereich der ersten Heiz- bzw. Haltephase bilden, ist es essentiell, die Materialparameter des Prepregs in diesem Bereich möglichst genau wiederzugeben. Hier zeigt die Formulierung von Jendry [134] deutlich bessere Ergebnisse als die beiden anderen Aushärtekinetiken.

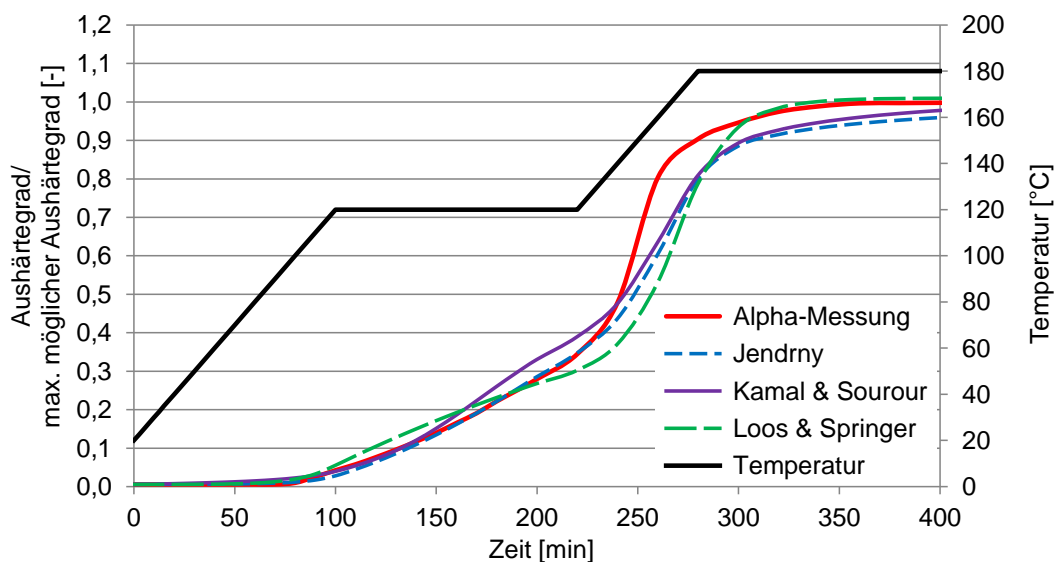


Abb. 3-3: Aushärtegrad bei dem vom Hersteller vorgegebenen Härtezyklus mit Haltephase bei 120°C

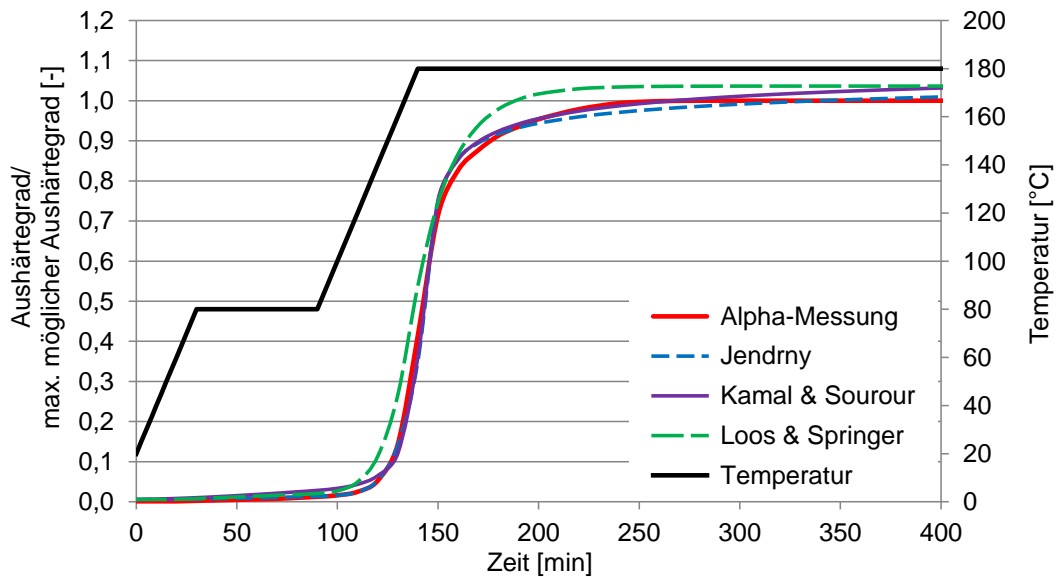


Abb. 3-4: Aushärtegrad bei den vom Hersteller vorgegebenen Härtezyklen mit Haltephase bei 80°C

Beim Aushärten eines Epoxidharzes handelt es sich um eine exotherme Polyadditionsreaktion, die Energie in Form von Wärme freisetzt. Dies führt besonders bei dickwandigen Laminaten zu einer Temperaturerhöhung im Laminat und muss daher im Rahmen der thermischen Simulation berücksichtigt werden. In der Simulation wird der spezifische Wärmestrom aufgrund der frei werdenden Energie wie folgt erfasst [53, 135]:

$$\frac{\dot{Q}}{m} = \nabla h \cdot (1 - V_f) \cdot \frac{d\alpha}{dt} \quad \{ 3-26 \}$$

Dabei ist  $\nabla h$  die spezifische Reaktionsenthalpie der Matrix und liegt bei ca. 500 kJ/kg. Da nur die Matrix der Polyadditionsreaktion unterliegt, muss der  $V_f$  bei der Berechnung des Wärmestroms einbezogen werden. Wie bereits erläutert, bleibt die Variation des  $V_f$  im Rahmen der thermischen Simulation unberücksichtigt (siehe Kapitel 2.4.1). Betrachtet man die Variation des  $V_f$  von 47 % im Prepreg zu 50 % im finalen Bauteil, ergibt sich ein Fehler in der Berechnung des spezifischen Wärmestroms von unter +/- 0,8 % bezogen auf den Gesamtwärmestrom in Bauteil und FEMI. Ein mittlerer  $V_f$  führt also zu ausreichend guten Ergebnissen bei der Abschätzung der exothermen Wärmeenergie.

Eine weitere, direkt mit der Aushärtung verbundene Größe ist die Glasübergangstemperatur. Diese wird meist über die DiBenedetto-Beziehung dargestellt und



bezeichnet die Temperatur, oberhalb welcher sich das Verhalten der Matrix vom glasartigen in einen gummiartigen Zustand verändert [27, 53, 123, 135, 136]:

$$T_g = \frac{\lambda_{Tg} \cdot \alpha \cdot (T_{g1} - T_{g0})}{1 - (1 - \lambda_{Tg}) \cdot \alpha} + T_{g0} \quad \{ 3-27 \}$$

### 3.5 Viskosität, Permeabilität und Kompaktierkurven

#### 3.5.1 Viskosität

Wie bereits in Kapitel 2.4.2 dargestellt, benötigt man zur Simulation des Kompaktierverhaltens die Viskosität, die Permeabilität und das nicht-lineare, elastische Verhalten des Faserbetts. Zur Darstellung der Viskosität kann auf verschiedene Ansätze zurückgegriffen werden. Einer der gängigsten ist die empirische Gleichung von Dusi et al. [137], die, genauso wie die Aushärtekinetik, den Arrheniusterm enthält. Lee et al. [138] und Ganapathi et al. [139] nutzen ähnliche Grundformen für Ihre Simulationen, wobei  $\mu_\infty$  und  $\beta$  als Kalibrierfaktoren eingesetzt werden können:

$$\mu = \mu_\infty \cdot e^{\left(\frac{E}{RT} + \beta\alpha\right)} \quad \{ 3-28 \}$$

Das für die Simulationen im Rahmen dieser Arbeit ausgewählte Modell wird von Lynam & Arafath [123] vorgestellt:

$$\mu = \begin{cases} \mu_{01} \cdot e^{\frac{E_1}{RT}} + \mu_{02} \cdot e^{\frac{E_2}{RT}} \cdot \left(\frac{\alpha_g}{\alpha_g - \alpha}\right)^{A+B\alpha+C\alpha^2} & , \mu < \mu_{max} \\ \mu_{max} & , \mu \geq \mu_{max} \end{cases} \quad \{ 3-29 \}$$

Es enthält mehrere Kalibrierfaktoren, die eine genauere Anpassung der Gleichung an das M18/1 Harz erlauben. Dabei liegen A, B und C im Bereich von -1,0 bis 8,0 und  $\mu_i$  zwischen  $2 \cdot 10^{-10}$  und 1,0. Durch die Unterteilung in zwei Bereiche lässt sich das reale Verhalten des M18/1 besser abbilden, wie der Vergleich mit Rheometermessungen in Abb. 3-5 zeigt. Gemessen wurde die Viskosität mit Hilfe eines Anton-Paar MCR502 Rheometers mit Parallelplattenkonfiguration (konstanter Plattenabstand von 25 mm, Frequenz von 1 Hz). Die minimale Viskosität des M18/1 liegt zwischen 2 und 8 Pa s.

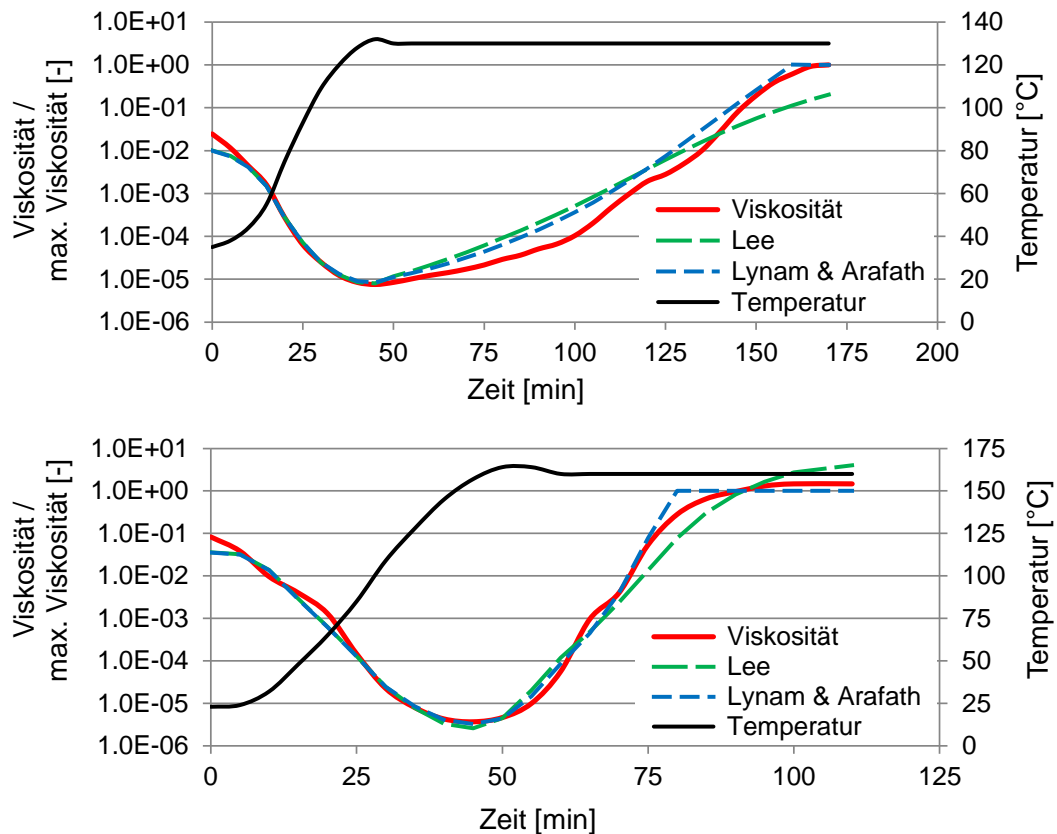


Abb. 3-5: Vergleich verschiedener Ansätze zur Abbildung der Viskosität

### 3.5.2 Permeabilität

Neben der Viskosität ist auch die Permeabilität des Faserbettes von besonderer Bedeutung für die Kompaktierung [3, 41, 42]. Permeabilitätsmessungen werden standardmäßig an trockenem Faserhalbzeug durchgeführt. Beim hier verwendeten Prepreg-Material ist das Harz bereits auf die Faserlagen aufgebracht, was eine konventionelle Permeabilitätsmessung unmöglich macht. Stattdessen wird die Permeabilität als Kalibrierfaktor für die Kompaktiersimulation eingesetzt. Wie auch in anderen Bereichen der Prozesssimulation gängige Praxis, werden Laborexperimente mit Hilfe der Simulation nachgestellt, um auf diese Weise die unbekannte Permeabilität zu ermitteln und die Simulation entsprechend zu kalibrieren (sogenanntes *reverse engineering* - vgl. Kapitel 5.2.5). Dies ermöglicht zudem die Umsetzung semi-empirischer bzw. phänomenologischer Simulationsansätze mit Hilfe einer scheinbaren Permeabilität.

Zur Darstellung bzw. generellen Berechnung der Permeabilität und deren Abhängigkeit von Faservolumengehalt werden aber dennoch die von Gutowski et al. [42] erweiterten Carman-Koseny-Gleichungen verwendet:

$$S_{11} = \frac{r_f^2}{4k_{11}} \cdot \frac{(1 - V_f)^3}{V_f^2} \quad \{ 3-30 \}$$

$$S_{33} = \frac{r_f^2}{4k_{33}} \cdot \frac{\left( \sqrt{\frac{V_{fa}}{V_f}} - 1 \right)^3}{\frac{V_{fa}}{V_f} + 1} \quad \{ 3-31 \}$$

Die beiden Parameter  $k_{11}$  und  $k_{33}$  sind die sogenannten Kozeny-Konstanten;  $r_f$  ist der Radius der Faser bzw. des Rovings bei Gewebestrukturen und  $V_{fa}$  der maximal mögliche Faservolumengehalt bei gegebener Faserarchitektur. Zur Kalibrierung der (scheinbaren) Permeabilität anhand von Kompaktierexperimenten werden die Kozeny-Konstanten und der finale Faservolumengehalt verwendet.

### 3.5.3 Kompaktierkurven

Das elastische Verhalten der Fasern während der Kompaktierung kann durch das Messen von sogenannten Kompaktierkurven (*compaction curves*) erfasst werden [41, 42, 44]. Abbilden lassen sich die Kompaktierkurven mit Hilfe der im weiteren Verlauf als Gutowski-Gleichung bezeichneten Beziehung [42]:

$$\bar{\sigma}_{ij} = 3\pi \frac{E_{fb}}{\beta^4} \frac{\sqrt{\frac{V_f}{V_{f0}} - 1}}{\left( \sqrt{\frac{V_{fa}}{V_f}} - 1 \right)^4} \quad \{ 3-32 \}$$

$E_{fb}$  ist der Biegemodul der Faser,  $\beta$  ein Maß für die Welligkeit des Fasernetzwerks und  $V_{f0}$  der Ausgangsfaservolumengehalt bei  $\bar{\sigma}_{ij} = 0$ .

#### Messverfahren und -vorrichtung

Die Messung der entsprechenden Kompaktierkurven zur Ermittlung von  $\beta$  und  $V_{fa}$  für das hier verwendete Prepreg wird nach dem Verfahren von Hubert et al. [41, 44] durchgeführt. Besonderheit dieser Messungen ist, dass das im Autoklav verwendete Prepreg unverändert für die Messungen eingesetzt wird. Das bedeutet, dass

während der Tests das elastische Verhalten der Fasern und der Harzdruck zusammen wirken und ein Kräftegleichgewicht nach Gleichung { 2-4 } bilden. Um dennoch das reine Verhalten der Fasern ermitteln zu können, bringt man den gewünschten Kompaktierweg inkrementell auf und wartet nach jedem Weginkrement das Relaxieren des Harzdrucks ab [41]. Ausgelöst wird diese Relaxation durch das Fließen des Harzes innerhalb des Probekörpers und aus dem Probekörper heraus. Frühere Messungen von Kim et al. [140], Davé et al. [141] und Gutowski et al. [42] nutzten teilweise trockenes Fasermaterial oder, anstelle des Harzes, ein niedrigviskoses Öl. Dies birgt jedoch mehrere Fehlerquellen, da das Harz einen nicht vernachlässigbaren Einfluss auf das Faserverhalten hat [41]. Beispielsweise kommt es unter Verwendung höherer Kompaktierdrücke bei nicht imprägnierten Fasern deutlich schneller zu Faserbrüchen und damit zu einem anderen Kompaktierverhalten als bei imprägnierten Fasern [41, 44]. Weiterhin begünstigt das flüssige Harz eine Restrukturierung des Fasernetzwerks, was die Kompaktierung vereinfacht [41, 44]. Das von Hubert [41] erarbeitete Verfahren bildet demnach die physikalischen Verhältnisse bei der Kompaktierung am besten ab.

Im Rahmen der Bachelorarbeit von Lukas Münch [A3] wurde eine entsprechende Messvorrichtung nach dem Vorbild von Hubert [41] konstruiert und gefertigt (vgl. Abb. 3-6). Der Stempel verpresst das Laminat, während die Unterform den Harzfluss in Querrichtung behindert, um eindimensionale Strömung zu erzeugen. Stempel und Unterform werden auf einer Zwick Prüfmaschine des Typs Z030 montiert.

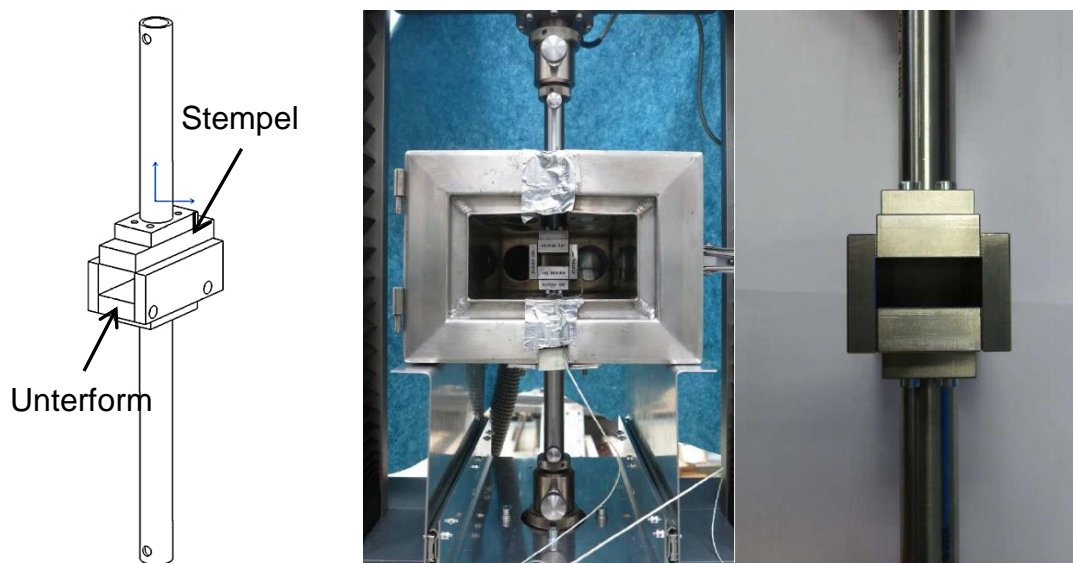


Abb. 3-6: Vorrichtung zur Messung der Kompaktierkurven

Eingebaut wird die in Abb. 3-6 gezeigte Vorrichtung in eine Temperierkammer, um das Harz auf 90°C zu erwärmen und dadurch seine Viskosität signifikant zu verringern. Die optimale Testtemperatur ist stark materialabhängig und wurde im Rahmen von Vorversuchen ermittelt. Sie ist ein Kompromiss aus möglichst niedriger Viskosität bei gleichzeitig langsamem Aushärten. Eine hohe Temperatur reduziert aufgrund der niedrigen Harzviskosität die benötigte Zeit zum Abfluss des Harzes pro Weginkrement, reduziert aber die mögliche Anzahl an Weginkrementen durch schnelleres Aushärten.

### Ableiten der Kompaktierkurven

Abb. 3-7 zeigt das Ergebnis eines Kompaktierversuchs. Man erkennt, wie die Kraft zu relaxieren beginnt, sobald der Verfahrensweg konstant gehalten wird. Diese Abnahme folgt aus dem Ausfließen des Harzes und dem damit einhergehenden Abfall des Harzdrucks im Prepreg. Ist die Kurve vollständig relaxiert, erhält man die reine Faserantwort. Um die Messzeit jedoch möglichst gering zu halten, konnte nicht die volle Relaxation abgewartet werden. Ähnlich wie bei Hubert [41] wird mit Hilfe des gewählten Zeitintervalls sichergestellt, dass mindestens 95 % des Harzdrucks relaxiert sind [A3]. Die minimale Kraft vor erneuter Steigerung des Kompaktierweges ergibt einen Punkt der Kompaktierkurve. Ändert man die Darstellung in eine Kraft-Weg-Kurve, ist das Abfallen der gemessenen Kompaktierkraft bei konstantem Verfahrensweg noch deutlicher zu erkennen (vgl. Abb. 3-8).

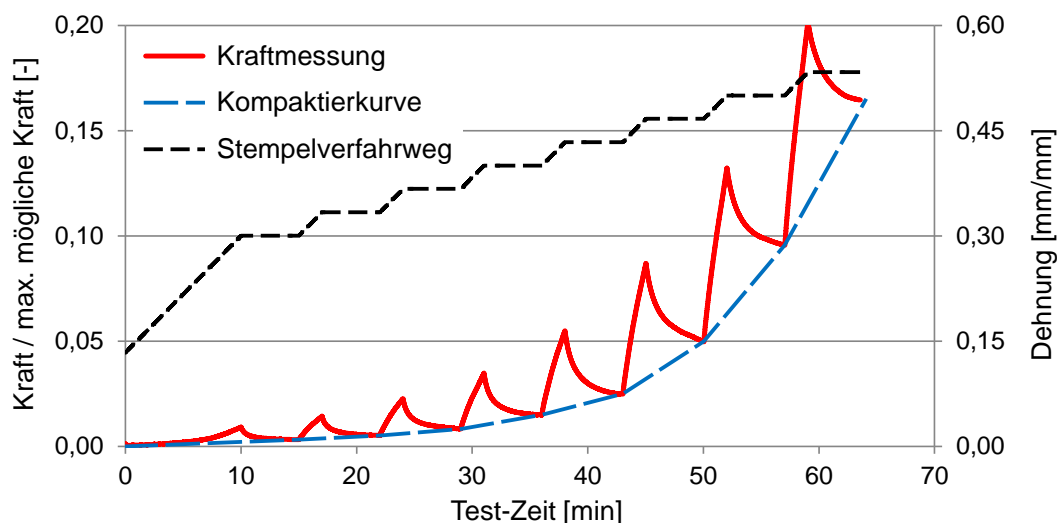


Abb. 3-7: Ergebnis eines Kompaktierversuchs mit vorgegebenen Wegintervallen bei 90°C (Normierung erfolgte mit der maximal zulässigen Kraft der Kraftmessdose)

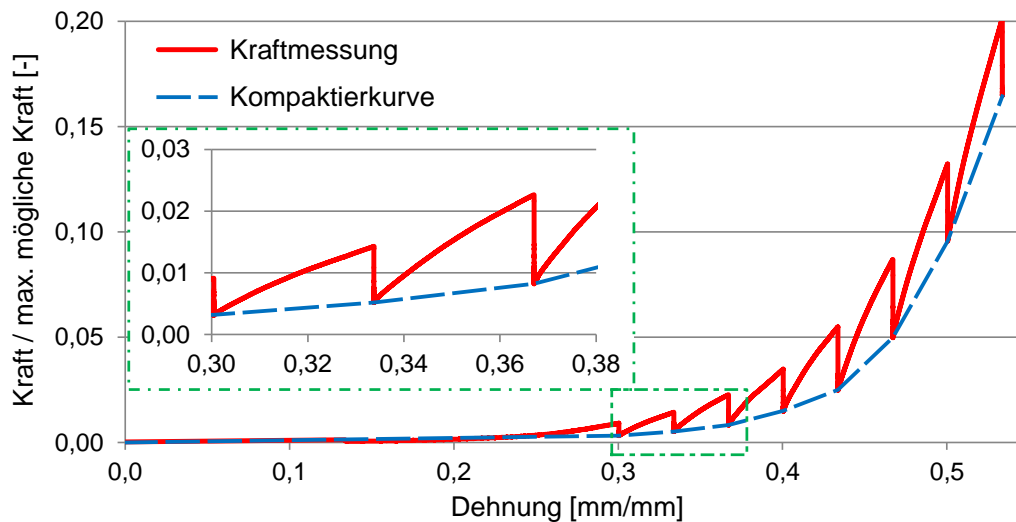


Abb. 3-8: Kraft-Weg-Kurve eines Kompaktierversuchs bei 90°C (Normierung erfolgte mit der maximal zulässigen Kraft der Kraftmessdose)

### Testmatrix

Zur Erfassung der Unterschiede zwischen den Faserarchitekturen wurden Gewebe- und UD-Proben getestet. Weiterhin wurden verschiedene Laminatdicken und bei den Gewebeproben auch verschiedene Faserausrichtungen getestet, um zu prüfen, ob das Verpressungsverhalten des Faserbettes möglicherweise durch die Anzahl der Laminatlagen beeinflusst wird. Um statistische Sicherheit zu gewährleisten und die Streuung bzw. den Variationskoeffizienten (Standardabweichung geteilt durch Mittelwert) der Messreihen möglichst gering zu halten, wurde jeder Probentyp mindestens viermal getestet. Die genaue Testmatrix kann Tabelle 3-1 entnommen werden. Man erkennt in Tabelle 3-1 außerdem die vergleichsweise geringe Streuung der Experimente anhand des Variationskoeffizienten. Obwohl nur 4 Proben pro Parametersatz verwendet wurden, liegt der Variationskoeffizient deutlich unter 5 %.

Tabelle 3-1: Testmatrix für die Ermittlung von Kompaktierkurven

Probenname	Material	Lagenanzahl	Ausrichtung	Variationskoeffizient
UD 8-x	unidirektional	8	0°	1,56 %
UD 16-x	unidirektional	16	0°	1,66 %
Gew 8-x	Gewebe	8	± 45°	1,80 %
Gew 16-x	Gewebe	16	± 45°	1,83 %
Gew 24-x	Gewebe	24	± 45°	1,88 %
GE 8-x	Gewebe	8	± 45° & 0/90°	1,94 %

### Gewonnene Erkenntnisse

Das Messverfahren nach Hubert [41] konnte problemlos auch für das HexPly M18/1 angewendet werden. Generell weist das unidirektionale Material eine höhere Steifigkeit in dritter Raumrichtung auf (vgl. 0,2 mm/mm Dehnung in Abb. 3-9 mit Abb. 3-10). Dieses Ergebnis ist plausibel, da die Ondulationen der Gewebeschichten leichter verformbar sind als die gestreckten Fasern im unidirektionalen Material. Weiterhin wurde festgestellt, dass die Anzahl der verwendeten Lagen keinen signifikanten Einfluss auf die Kompaktierkurve hat. Für die Gewebeprouben, wie auch für die UD-Proben, wurde für alle getesteten Laminatdicken die gleiche Kompaktierkurve ermittelt (vgl. Abb. 3-9 und Abb. 3-10). Dieses Verhalten erscheint plausibel, da jede Prepreg-Lage für sich betrachtet die gleichen Verformungsmechanismen aufweist, unabhängig davon, wie viele Lagen zu einem Laminat gruppiert werden. Die Unabhängigkeit von der Faserausrichtung bei den Gewebeprouben (Proben mit gemischter Faserausrichtung folgen der gleichen Kompaktierkurve wie die Proben konstanter Ausrichtung – Abb. 3-9) lässt sich damit erklären, dass die Kompaktierkurve lediglich das Verhalten in Dickenrichtung widerspiegelt. Unabhängig von der Richtung der Fasern sind Ondulation und Faserstruktur in Dickenrichtung gleich, was ein identisches Kompaktierverhalten in dritter Raumrichtung zur Folge hat. Unterschiede erkennt man lediglich im Harzfluss und damit in der Relaxation des Harzdrucks, wenn man die Kraft-Weg-Kurven direkt miteinander vergleicht. Die Unabhängigkeit des Kompaktierverhaltens von Laminataufbau und Laminatstärke erlaubt einige Vereinfachungen in der Kompaktiersimulation, ohne die Genauigkeit negativ zu beeinträchtigen (vgl. Kapitel 5.2).

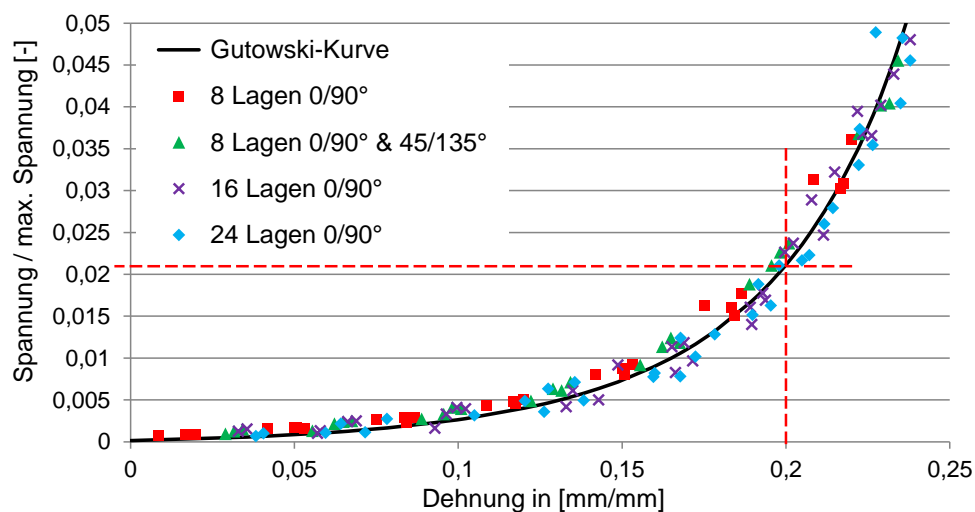


Abb. 3-9: Kompaktierkurve für Gewebe bei unterschiedlicher Lagenanzahl und Faserausrichtung

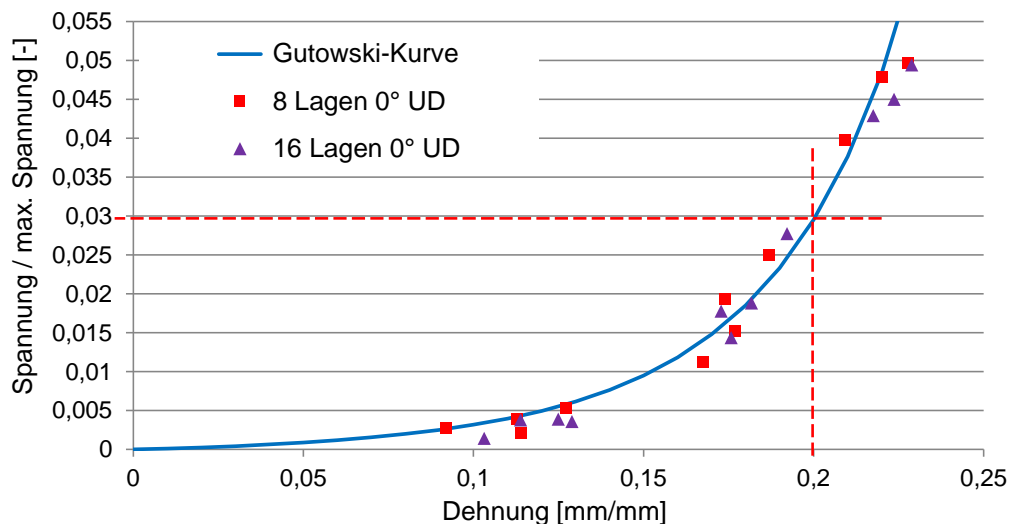


Abb. 3-10: Kompaktierkurve für unidirektionales M18/1 bei unterschiedlicher Lagenanzahl

Anhand der gewonnenen Daten konnten für UD- und Gewebe-Prepreg die für die Berechnung der Kompaktierkurven nach Gutowski [42] benötigten Parameter  $\beta$  und  $V_{fa}$  ermittelt werden.  $\beta$  liegt in der Größenordnung zwischen 150 und 170, wobei der Wert für Gewebe größer ausfällt als für UD. Da  $\beta$  von Gutowski [42] als ein Maß für die Welligkeit der Fasern beschrieben wird, erscheint ein höherer Wert für Gewebematerialien physikalisch korrekt.  $V_{fa}$  liegt zwischen 0,8 und 0,85, wobei die unidirektionalen Lagen einen etwas kleineren Wert als das Gewebe aufweisen. Warum der maximal erreichbare Faservolumengehalt für Gewebe höher ist als für das unidirektionale Material, erschließt sich bei genauerer Betrachtung des UD-Materials. Es handelt sich nicht um ein reines UD, sondern um kettdominiertes Gewebe mit nur sehr wenigen, sehr filigranen Schussfäden. Diese stabilisieren die unidirektionalen Rovings und sorgen für eine bessere Handhabbarkeit. Sie führen aber auch dazu, dass die hexagonale Packung nicht erreicht werden kann, sondern häufig nur eine rechteckige Packung der Faserbündel vorliegt (vgl. Abb. 3-11).

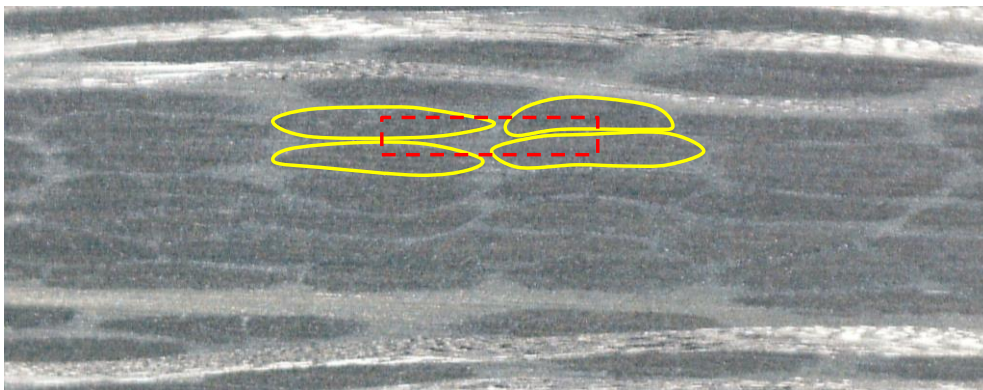


Abb. 3-11: Packungsdichte bei unidirektionalem HexPly M18/1



### 3.6 Wärmeausdehnungskoeffizient und chemischer Schrumpf

Wie bereits in Kapitel 2.3 erläutert und von Lightfoot [6] experimentell bewiesen, spielen die Wärmeausdehnung von Faser und Matrix sowie der chemische Schrumpf der Matrix nur eine untergeordnete Rolle bei der Faltenbildung. Der Einfluss dieser Parameter ist deutlich geringer als beispielsweise die Reibeinflüsse oder die thermische Ausdehnung des FEMI. Aus diesem Grund werden die Wärmeausdehnung von Faser und Matrix sowie der chemische Schrumpf vorerst vernachlässigt. Das Vernachlässigen des Wärmeausdehnungskoeffizienten der Kohlenstofffaser stellt in diesem Fall sogar die konservative Betrachtungsweise dar. Grund hierfür ist der negative Wärmeausdehnungskoeffizient der Kohlenstofffaser, der für ein Verkürzen der Fasern in der Aufheizphase sorgt. Dieses Verkürzen wirkt allgemein der Entstehung von überschüssiger Faserlänge entgegen. Darüber hinaus führt die Vernachlässigung dieser ebenfalls überwiegend nicht-linearen Parameter zu einer deutlich reduzierten Komplexität der Simulation, was die Berechnung größerer Bauteile und damit die industrielle Anwendbarkeit der Simulation verbessert. Für diese Materialeigenschaften sind einige Berechnungsmethoden im Anhang dieser Arbeit hinterlegt, sollten sie im Rahmen der weiteren Untersuchungen benötigt werden.

### 3.7 E-Modul des Harzes

Die Matrix wird im Rahmen der Kompaktiersimulation als Flüssigkeit betrachtet, weshalb kein Elastizitätsmodul festgelegt werden muss. Da aber ggf. bei einer analytischen Betrachtung der Faltenbildung die Stützwirkung der Matrix zu berücksichtigen ist, erscheint es sinnvoll, zumindest ein einfaches Modell zur Berechnung des E-Moduls verfügbar zu haben. Besonders geeignet erscheint hierfür ein sogenanntes CHILE-Modell (*cure hardening instantaneously linear elastic*), weil es den E-Modul bereichsweise für die drei Phasen der Matrix berechnen kann und der Aufwand der Materialcharakterisierung im Vergleich zu einem viskoelastischen Modell deutlich geringer ist [27, 59, 52, 99, 142-145]. Nähere Informationen hierzu finden sich im Anhang dieser Arbeit.

### 3.8 Interlaminare Reibung und FEMI-Bauteil-Interaktion

#### 3.8.1 Scratch 4 Surface Tester

##### *Messverfahren und -vorrichtung*

Beim *Scratch 4 Surface Testing System* handelt es sich um eine Testapparatur, die speziell für Kratzversuche mit spitzen Gegenständen auf Festkörpern oder Beschichtungen entwickelt wurde [146]. Es werden definierte Normalkräfte auf eine Probe aufgebracht, die zusammen mit den tangentialen Reibkräften aufgezeichnet werden [146]. Geringfügige Modifikationen erlauben die Ermittlung von Reibkoeffizienten zwischen Tooling-Material und Prepreg oder auch zwischen zwei Prepreg-Lagen [A4]. An Stelle der für Kratzversuche verwendeten Nadel wird ein Testschlitten aus Stahl angebracht [A4], der dann mit einer voreingestellten Normalkraft auf eine darunter befindliche Prepreg-Lage gepresst und über diese hinweg bewegt wird. Ähnliche Tests wurden bereits von Murtagh et al. [147] durchgeführt, um die Reibung beim Pressformen von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen zu ermitteln. Die generelle Vorgehensweise bei Reibungsmessungen mit einem Test-Schlitten wird auch im ASTM Standard D 1884-90 [148] beschrieben.

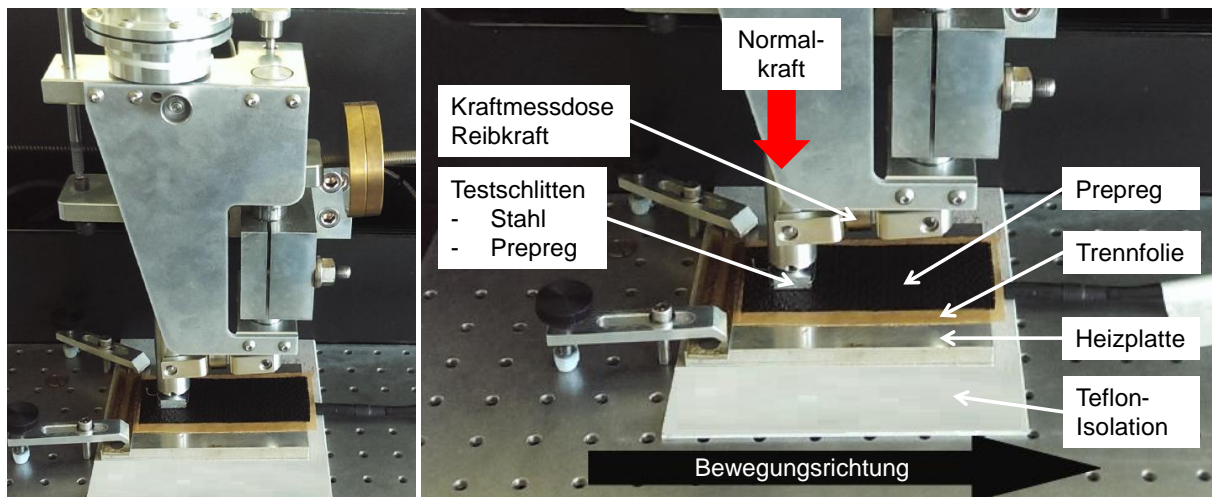


Abb. 3-12: Aufbau des *Scratch 4 Surface Testers* (seitliche Probeneinspannung nicht gezeigt)

Um mit der Bauteilfertigung vergleichbare Bedingungen zu erzeugen, wird der stählerne Testschlitten mit Trennmittel (Frekote B15) beschichtet. Alternativ werden am Testschlitten zwei Lagen Prepreg befestigt, die die Messung der interlaminaren Reibung ermöglichen. Der Testschlitten kann nicht separat beheizt werden und erwärmt sich durch den Kontakt mit den unteren Prepreg-Lagen während der Testdurchführung [A4]. Dies ist als Nachteil des Testverfahrens zu sehen, da die Tempe-

ratur des Testschlittens nicht gesteuert werden kann. Gemessen wird die Temperatur von Heizplatte und Testschlitten mithilfe zweier Thermoelemente.

Vorversuche dienen dazu, Testparameter zu bestimmen, die möglichst reproduzierbare Werte mit geringer Streuung liefern. Die Parameter sollten, sofern möglich, innerhalb der bei der Autoklav-Fertigung auftretenden Grenzwerte liegen. Tabelle 3-2 fasst die gewählten Parameter zusammen. Auffällig ist der niedrige Druck, der aus Problemen bei der Testdurchführung resultierte. Bei höheren Normalkräften kam es sehr häufig zu Faserverzug bzw. zum Auszug der Fasern aus der Einspannung. Werden die Fasern signifikant verformt oder verschoben, wird die Reibungsmessung verfälscht, da sich die benötigten Verformungskräfte mit den Reibkräften überlagern. Auch eine Verbesserung der Einspannsituation konnte dieses Problem nicht beheben, was zu einer Limitierung der Normalkraft auf 9 - 12 N führte. Außerdem musste die Geschwindigkeit auf 0,5 mm/min festgelegt werden, was der kleinstmöglichen Geschwindigkeit des *Scratch 4 Surface Testers* entspricht. Die bei sehr großen Stahl-FEMI max. auftretende Relativgeschwindigkeit zwischen FEMI und Bauteil liegt dagegen bei ca. 0,25 mm/min. Niedrigere Temperaturen als 130°C sind mit dem Testaufbau nicht möglich, da der Wärmeübergang in den unbeheizten Testschlitten zu gering ist, um während des gesamten Tests eine gleichmäßige Temperatur (zulässige Abweichung: +/- 2,5°C) zu gewährleisten [A4]. Die leicht von den Bedingungen im Autoklaven abweichenden Parameter sind erforderlich, um reproduzierbare Messergebnisse bei annehmbarer Streuung zu erzeugen. Besonderes Augenmerk muss auf die erhöhte Testgeschwindigkeit gelegt werden, da bereits Ersoy et al. [66] und Thije et al. [149] eine Geschwindigkeitsabhängigkeit der Reibkoeffizienten aufzeigen. Joven et al. [20, 150] weisen hingegen nach, dass bei Geschwindigkeiten zwischen 0,05 und 0,15 mm/min keine Abhängigkeit des Reibkoeffizienten nachweisbar ist. Biswas & Vijayan [151] gehen sogar noch weiter und zeigen eine Geschwindigkeitsunabhängigkeit für Geschwindigkeiten unter 60 mm/min. Dabei handelt es sich allerdings um reines Polytetrafluorethylen (PTFE) ohne Faserverstärkung. Sun et al. [152] zeigen, dass bei Auszugsgeschwindigkeiten von bis zu 0,2 mm/min die Reibkraft annähernd konstant ist. Erst bei Testgeschwindigkeiten von 1 mm/min und mehr sind signifikante Unterschiede in der Reibkraft zu erkennen. Daher muss bei schnellen Umformprozessen der Geschwindigkeitseinfluss berücksichtigt werden, während er bei deutlich langsameren Autoklavprozessen in erster Näherung vernachlässigt werden kann [152, 153].

Tabelle 3-2: Parametersatz für die Reibungsversuche mit dem Scratch 4 Surface Tester [A4]

Parameter	Verwendet	Min. im Autoklaven	Max. im Autoklaven
Fläche	625 mm <sup>2</sup>	FEMI abhängig	FEMI abhängig
Druck	~ 0,2 bar	0,4 bar	4,55 bar
Geschwindigkeit	0,5 mm/min	0 mm/min	~ 0,25 mm/min*
Temperaturen	130°C bis 180°C	20°C	185°C

\* berechnet mit Hilfe von Gleichung 3 in [150] für ein Stahl-FEMI mit 4 m Länge und 5°C/min Heizrate

### Testmatrix

Wie bereits in Kapitel 2.2.4 erläutert, existieren viele Einflussfaktoren, die den Reibkoeffizienten zwischen Tooling und Prepreg, aber auch die interlaminare Reibung verändern. Die hier durchgeführten Tests beschränken sich darauf, die Einflüsse der Temperatur, des Aushärtegrades, der Faserausrichtung und der Faserarchitektur zu bestimmen. Aufgrund des kleinen Geschwindigkeitsbereichs, der bei Stahl- und Invar-FEMI im Autoklaven auftritt, wird die Geschwindigkeitsabhängigkeit vorerst vernachlässigt. Es wird davon ausgegangen, dass die gewählte Testgeschwindigkeit ausreichend genaue Ergebnisse liefert, um eine adäquate Prozesssimulation inkl. TPI durchführen zu können.

Tabelle 3-3: Testmatrix für die Reibungsversuche mit dem Scratch 4 Surface Tester [A4]

Reibungstyp	Temperatur	Aushärtegrad	Ausrichtung
FEMI-Bauteil	RT 130°C 155°C 180°C	Kontinuierlich 0 % - 80 %	0/90° 45/135° 90/0°
Interlaminar Gew. - Gew.	140°C 155°C 180°C	Kontinuierlich 0 % - 40 %	0/90° - 0/90° 45/135° - 0/90° 45/135° - 45/135°
Interlaminar Gew. - UD	140°C 155°C 180°C	Kontinuierlich 0 % - 40 %	0/90° - UD 0° 45/135° - UD 0°
Interlaminar UD - UD	140°C 155°C 180°C	Kontinuierlich 0 % - 40 %	UD 0° - UD 0°

Tabelle 3-3 enthält die zu diesem Zweck entworfene Test-Matrix. Jeder Parametersatz wurde mit mindestens drei Wiederholungen gemessen, wobei die durchschnittliche Zahl der Versuche pro Parametersatz bei sechs liegt, um einen Variationskoeffizienten kleiner 10 % bei allen Versuchen sicherzustellen. Der vergleichs-

weise hohe Variationskoeffizient von 10 % wird aufgrund der Komplexität der Versuche und der Vielzahl an schwer kontrollierbaren Einflussfaktoren akzeptiert. Die Streuung weiter zu reduzieren, hätte den Rahmen eines sinnvollen Messprogramms deutlich überschritten, da bereits für die hier aufgeführten Ergebnisse insgesamt 247 Einzelmessungen erforderlich waren.

### *Erkenntnisse*

Die FEMI-Bauteil-Reibung (Abb. 3-13 oben links) zeigt eine leichte Temperaturabhängigkeit, jedoch nicht das zu erwartende Verhalten, wie es beispielsweise von [37, 39, 40, 58, 66, 68, 150, 154-156] beschrieben wird. Zwischen 130°C und 155°C steigt der Reibkoeffizient, obwohl eine Erhöhung der Temperatur eine Reduktion der Viskosität zur Folge hat. Bei überwiegend hydrodynamischer Reibung sollte eine Verringerung der Viskosität eine Reduktion des Reibkoeffizienten zur Folge haben. Dies ist hier nicht der Fall, was darauf schließen lässt, dass das Reibverhalten nicht vom Harzfilm zwischen Fasern und Tooling, sondern vom Faser-Tooling-Kontakt bestimmt wird. Bei steigender Temperatur wird mehr Harz aus der Kontaktzone herausgepresst und es kommt zu einer Vergrößerung der Kontaktfläche zwischen Fasermaterial und Tooling (vgl. { 2-1 } { 2-2 }). Da Grenzreibung im Allgemeinen höhere Reibkoeffizienten aufweist als die hydrodynamische Reibung, kommt es zur Zunahme des Reibkoeffizienten. Zwischen 155°C und 180°C ist nur eine minimale Veränderung des Reibkoeffizienten zu beobachten. Statistische t-Tests belegen, dass für diesen Temperatursprung keine statistisch signifikante Temperaturabhängigkeit mehr nachgewiesen werden kann. Der Grund hierfür findet sich im Fließverhalten des Harzes. Eine Steigerung der Temperatur von 155°C auf 180°C führt zu keinem weiteren Abfluss von Harz, da dieses bereits bei niedrigeren Temperaturen (ca. 140-150°C) seine minimale Viskosität erreicht. Somit wird die Reibung bei 155°C, wie auch bei 180°C, überwiegend durch den Faser-Tooling-Kontakt bestimmt, der als temperaturunabhängig angesehen werden kann. Unterstützt wird die Theorie der sich verändernden Faser-Tooling-Kontaktfläche durch die von G. Toskar im Rahmen seiner Abschlussarbeit bei der IVW GmbH [A5] durchgeführten Simulationen einer Einheitszelle. Diese Simulationen nutzen die *Arbitrary Lagrangian-Eulerian* (ALE) Formulierung, um das Harz als Flüssigkeit abzubilden und ein Umströmen der Rovings im Gewebe zu simulieren. Damit ist die Simulation in der Lage, ein Herauspressen des Harzes aus der Kontaktfläche wiederzugeben. Man erkennt anhand der stark verein-

fachten Simulationen die generelle Tendenz, dass sich bei sinkender Viskosität eine größere Kontaktfläche der Rovings zum Tooling einstellt.

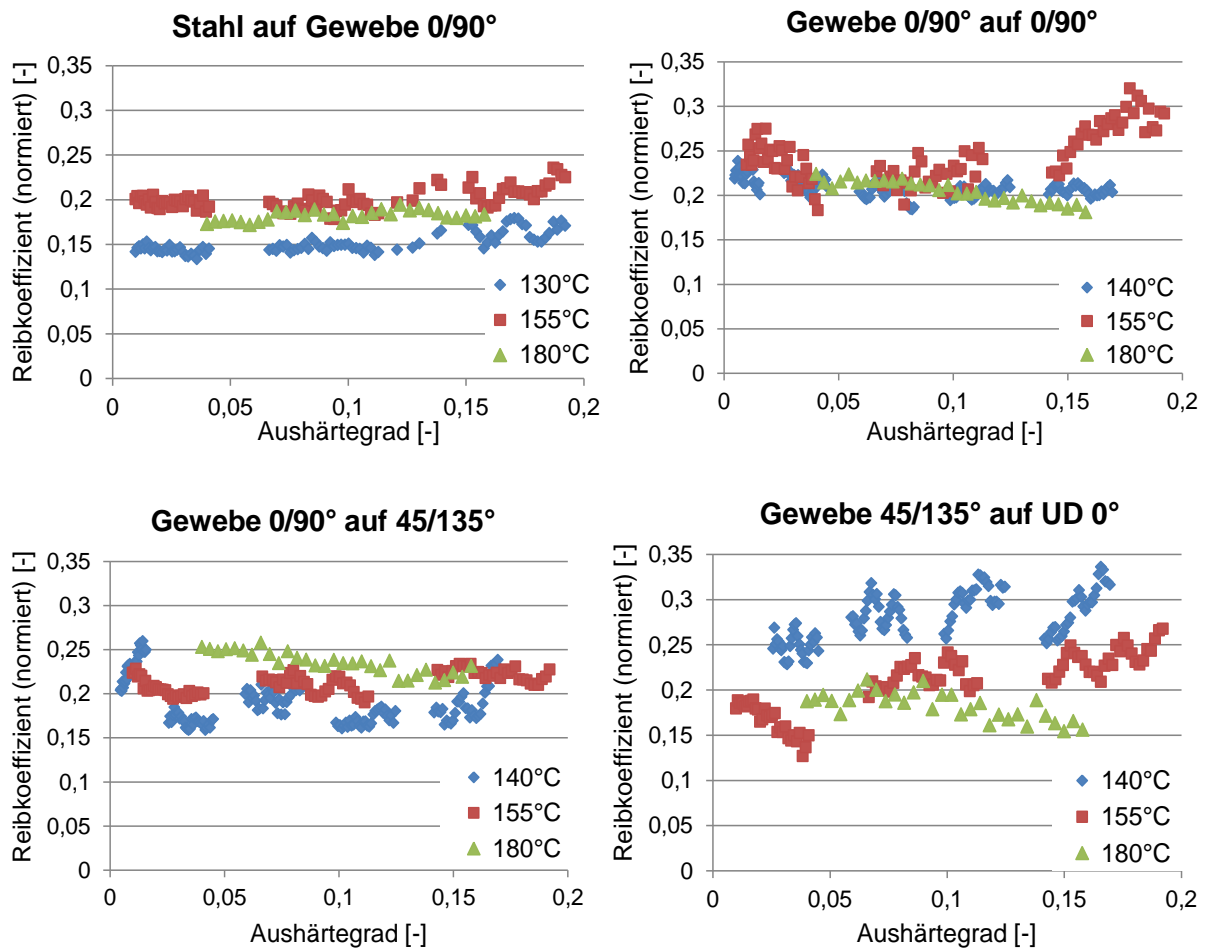


Abb. 3-13: Mit maximal auftretendem Haftreibungskoeffizienten normierte Reibkoeffizienten für FEMI-Prepreg-Reibung (oben links) sowie für die interlaminare Reibung bei verschiedenen Faserorientierungen (Aushärtegrad anhand des Temperaturgangs der Probe berechnet)

Betrachtet man im Vergleich dazu Abb. 3-13 oben rechts, lässt sich keinerlei Temperaturabhängigkeit für die interlaminare Reibung zwischen zwei Gewebeproben mit 0/90° Faserorientierung nachweisen. Auch die durchgeführten t-Tests haben bestätigt, dass keine Temperaturabhängigkeit vorliegt [A4], [A6]. Die Ursache hierfür könnte eine stärkere Interaktion zwischen den Fasern sein. Die Ondulation der Rovings führt bei der Kombination zweier Gewebeschichten zu einer größeren Kontaktfläche der Rovings zueinander (vgl. Abb. 3-14), wodurch der Reibkoeffizient weniger durch das Harz als durch die temperaturunabhängige Faser-Faser-Reibung bestimmt wird. Folglich ist das Reibverhalten zweier 0/90° Lagen eher im Bereich der Grenzreibung angesiedelt und die temperaturabhängige Harzviskosität spielt nur eine untergeordnete Rolle.

Bei der Kombination von  $0/90^\circ$  mit  $45/135^\circ$ -Lagen hingegen erkennt man eine geringfügige Temperaturabhängigkeit (Abb. 3-13 links unten) [157], [A4], [A6]. Dies legt die Vermutung nahe, dass sich die Veränderung der Ausrichtung der Lagen zueinander auf die Interaktion der Ondulationen auswirkt und damit die Faser-Faser-Kontaktfläche geringer ist, als bei der Kombination aus zwei  $0/90^\circ$ -Gewebelagen. Eine geringere Faserkontaktfläche bringt eine größere Abhängigkeit des Reibkoeffizienten vom Harzverhalten mit sich, wobei in diesem speziellen Fall eine Temperatursteigerung ein Abfließen des Harzes begünstigt, wodurch ein kontinuierlich ansteigender Reibkoeffizient entsteht.

Da bei der Kombination aus  $0/90^\circ$  Gewebe-Schichten mit  $0^\circ$  UD-Schichten nur die Gewebeschicht Ondulationen aufweist, ist die Faser-Faser-Interaktion deutlich geringer als bei der Kombination zweier Gewebeschichten (Abb. 3-14). Damit wird das Reibverhalten des viskosen Harzes dominanter und eine stärkere Temperaturabhängigkeit sichtbar (Abb. 3-13 unten rechts) [157]. Man erkennt darüber hinaus, dass bei der Kombination aus Gewebe und UD die Reibung bei steigender Temperatur kontinuierlich sinkt, was die Theorie einer Harzdominanz beim Reibverhalten bekräftigt. Beim Vergleich des Kontaktbereichs von Gewebe- zu UD-Lage mit dem einer Gewebe-Lage zur FEMI-Oberfläche, ist zu erkennen, dass beim Gewebe-UD-Kontakt beide Reibpartner einen Harzfilm besitzen. Aufgrund dessen ist die hydrodynamische Reibung und damit auch die Temperaturabhängigkeit bei dieser Materialpaarung am stärksten ausgeprägt [157].

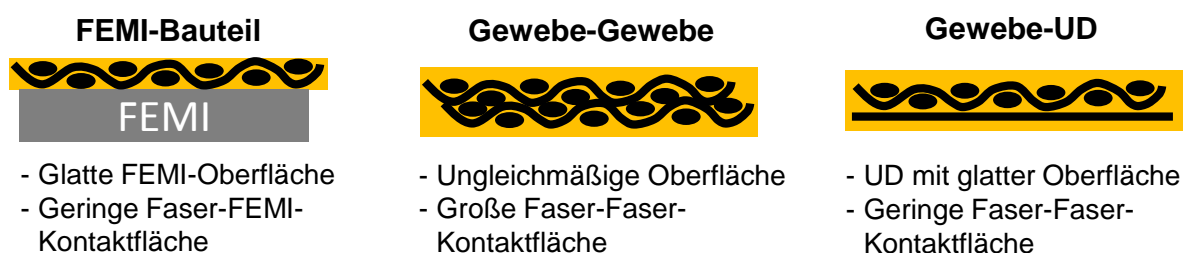


Abb. 3-14: Qualitativer Vergleich der Kontaktflächen bei FEMI-Bauteil bzw. interlaminarer Reibung

Über die Abhängigkeit von der Temperatur hinaus lässt sich eine Abhängigkeit des Reibkoeffizienten vom Aushärtegrad nachweisen. Wie in [37, 39, 58, 66] und [A4] beschrieben, steigt auch bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Experimenten der Reibkoeffizient mit dem Aushärtegrad (Abb. 3-15).

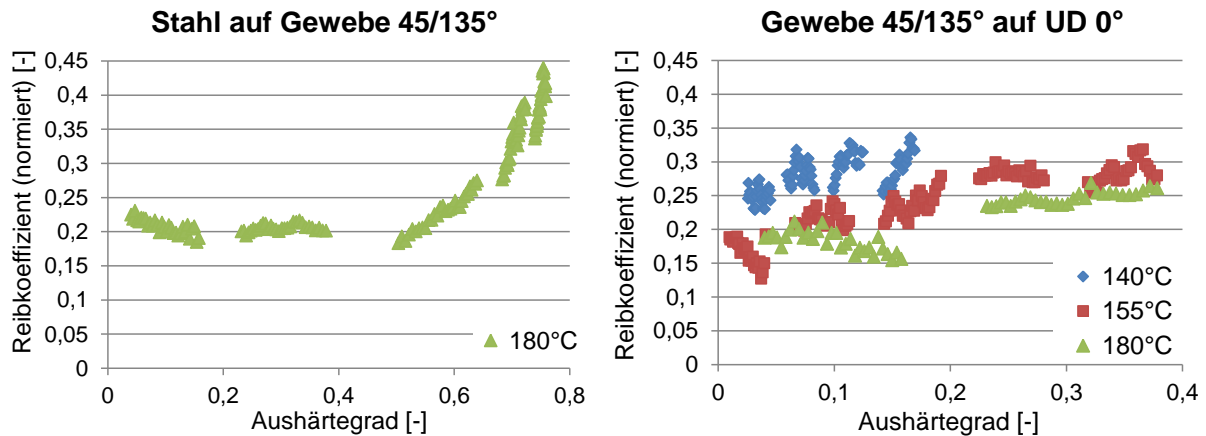


Abb. 3-15: Abhängigkeit des Reibkoeffizienten vom Aushärtegrad (links: FEMI-Bauteil-Reibung; rechts: interlaminare Reibung; Normierung mit Hilfe des maximalen Haftreibungskoeffizienten)

Der letzte im Rahmen dieser Arbeit ermittelte Einflussfaktor auf den Reibkoeffizienten ist die Faserorientierung. Interessant dabei ist der im Vergleich zur  $0/90^\circ$ -Faserausrichtung stark erhöhte Reibkoeffizient bei der FEMI-Bauteilreibung mit einer  $90/0^\circ$ -Faserorientierung (Abb. 3-16). Ursächlich für die unterschiedlichen Reibkoeffizienten ist die Verschiedenheit zwischen kett- und schussdominierter Oberfläche des Prepregs. Bei einer  $0/90^\circ$ -Ausrichtung ist die kettdominierte Seite des Prepregs in Kontakt mit dem Tooling und somit der Großteil der Fasern parallel zur Bewegungsrichtung ausgerichtet. Im Fall der  $90/0^\circ$ -Ausrichtung liegt die Mehrzahl der Fasern mit Tooling-Kontakt quer zur Bewegungsrichtung. Das Tooling kann also nicht mehr entlang der Fasern gleiten, sondern bewegt sich quer zu den Ondulationen. Fasern können sich sogar an Kanten oder Unebenheiten des Tooling verhaken, was zum Faserverzug führt. Dieser verfälscht die Reibwerte und macht eine Messung bei  $90/0^\circ$ -Ausrichtung besonders aufwendig, was an der höheren Streuung der Werte und der benötigten Anzahl an Tests zur Erzeugung brauchbarer Werte zu erkennen ist. Für den Fall einer  $90/0^\circ$ -Ausrichtung mussten etwa dreimal so viele Proben gemessen werden wie bei  $0/90^\circ$ -Ausrichtung, um eine adäquate Streuung unter 10 % (Variationskoeffizient) zu erreichen. Im Bereich der interlaminaren Reibung waren die Abweichungen zwischen den verschiedenen Orientierungen weit weniger klar erkennbar, obwohl sie sich zwischen den einzelnen Ausrichtungen mit Hilfe von t-Tests nachweisen lassen [A4], [A6]. Auffällig ist, dass die Proben mit zwei UD-Lagen ( $0^\circ$ - $0^\circ$ -Ausrichtung) tendenziell die niedrigste Reibung zeigen, während die Gewebe-Gewebe-Proben ( $0/90^\circ$ - $0/90^\circ$ -Ausrichtung) die höchsten Reibwerte aufweisen. Dies



unterstützt die zuvor aufgestellte Vermutung, dass sich die Interaktion der Ondulationen in Form einer Steigerung des Reibkoeffizienten auswirkt (Abb. 3-14).

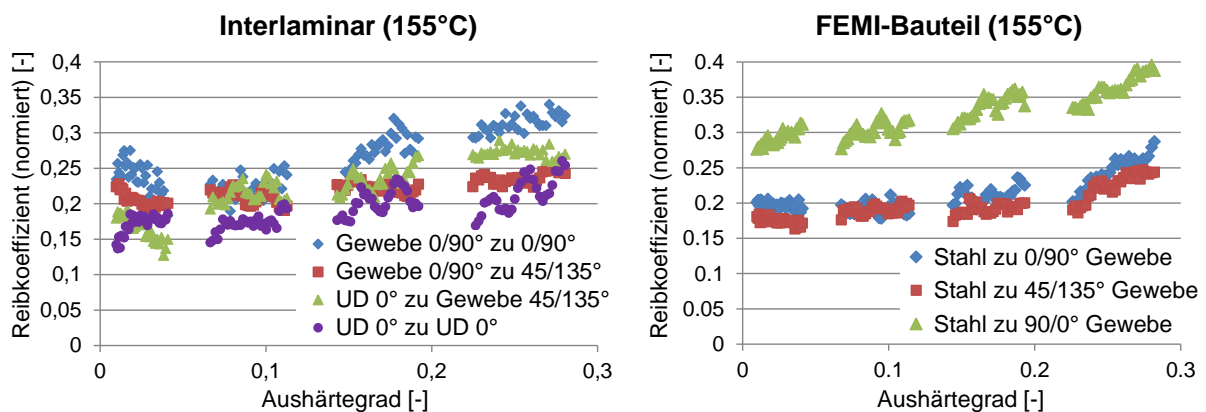


Abb. 3-16: FEMI-Bauteil und interlaminare Reibung bei verschiedenen Faserausrichtungen

Nicht nachzuvollziehen ist, dass die 0°-UD zu 45/135°-Gewebeversuche teilweise höhere Werte aufweisen als die 0/90°-Gewebe zu 45/135°-Gewebeversuchen. Aus nicht weiter untersuchten Gründen war die Streuung der 0°-UD zu 45/135°-Gewebe ähnlich hoch wie bei den Stahl zu 90/0°-Versuchen, was auf einen Messfehler hindeuten könnte. Als Hauptfehlerquelle ist hier sicherlich die Probeneinspannung zu nennen. Besonders bei den Proben zur Bestimmung der interlaminaren Reibung kam es immer wieder zu starkem Faserverzug bzw. zum Auszug der 45°-Fasern aus der seitlichen Einspannung. Obwohl solche Proben nicht in die finale Berechnung der Reibwerte einbezogen wurden, kann eine Verfälschung der Werte durch Faserverzug nicht vollständig ausgeschlossen werden.

### 3.8.2 Pull-through Tests

#### *Messverfahren und -vorrichtung*

Der *pull-through* Test wird in Anlehnung an die Untersuchungen von Ersoy et al. [66], Larberg & Akermo [40], sowie Kaushik [37] durchgeführt. Genauso wie beim Scratch Surface Tester wird die Reibfläche beim *pull-through* Test konstant gehalten. Dies stellt einen Vorteil im Vergleich zu den Arbeiten von Ersoy et al. [66] und Kaushik [37] dar, die die Veränderung der Reibfläche während ihrer *pull-out* Tests berücksichtigen mussten. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Vorrichtung ähnelt der Vorrichtung von Ersoy et al. [66] (Abb. 3-17).

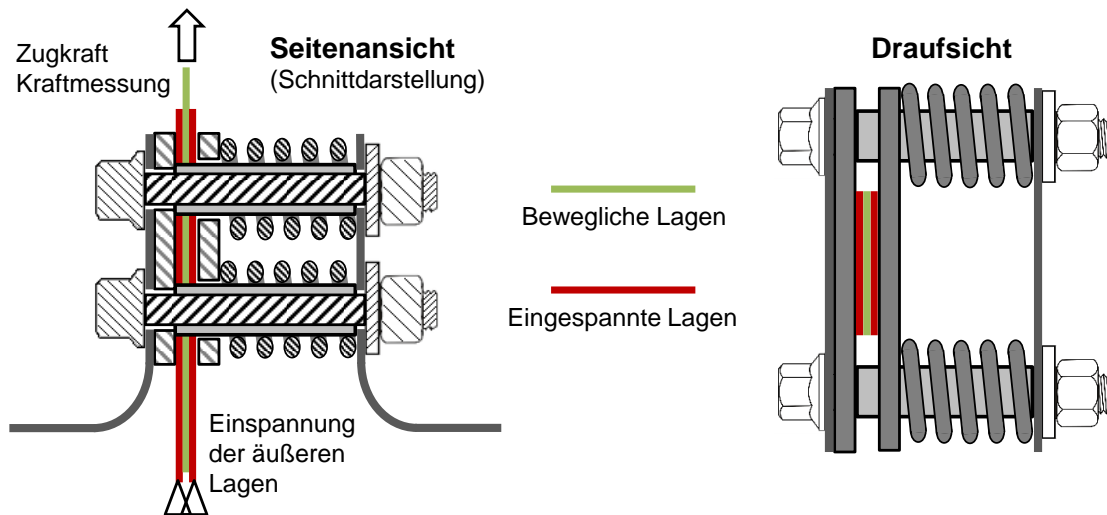


Abb. 3-17: Aufbau der Testvorrichtung für die *pull-through* Versuche

Eine vordefinierte Normalkraft wird mittels Federkraft auf das Laminate aufgebracht. Um die Vorrichtung weiter zu vereinfachen und auf Isolationsschichten und Heizplatten verzichten zu können, werden die Versuche in einer Temperierkammer durchgeführt. Das birgt den Nachteil, dass die thermische Ausdehnung der Vorrichtung die Vorspannkraft beeinflussen kann. Zur Minimierung dieses Einflusses wird die Vorrichtung komplett aus Stahl (vergleichsweise niedriger CTE) gefertigt, die maximale Messtemperatur auf 85°C begrenzt und die Vorspannkraft nach Erreichen der Testtemperatur noch einmal überprüft. Im Vergleich zu den Messungen mit dem *Scratch 4 Surface Tester* wird die Normalkraft gesteigert und die Temperatur verringert, um über die Ergebnisse des *Scratch 4 Surface Testers* hinaus weitere Messpunkte zu generieren. Die Vergrößerung der Reibfläche im Vergleich zu den vorherigen Tests erscheint sinnvoll zur Sicherstellung, dass lokale Effekte, wie z. B. die Interaktionen der Ondulationen, zu einem globalen Reibkoeffizienten verschmiert werden. Die Auszugsgeschwindigkeit wird konstant gehalten und entspricht der Geschwindigkeit des *Scratch 4 Surface Testers*. Die Messungen bei Raumtemperatur (RT) werden herangezogen, um beide Verfahren direkt zu vergleichen und sicher zu stellen, dass für einen gegebenen Parametersatz gleiche Ergebnisse erzielt werden können. Bei RT wird bei beiden Messverfahren ein sehr hoher Reibkoeffizient von 1,5 bis 1,7 ermittelt, wobei der *pull-through* Test etwas höhere Werte ergibt als der *Scratch 4 Surface Tester*. Gründe hierfür können eine leichte Abhängigkeit des Reibkoeffizienten vom aufgetragenen Druck sein oder das gegenseitige Anhaften der Lagen außerhalb der eigentlichen Messstrecke. Der insgesamt sehr hohe Wert ist dem *Tack* des Materials geschuldet und erscheint plausibel.

Tabelle 3-4: Parametersatz für die pull-through Reibversuche im Vergleich

Parameter	Pull-through Test	Scratch 4 Surface Tester
Fläche	5600 mm <sup>2</sup>	625 mm <sup>2</sup>
Druck	~ 2,0 bar	~ 0,2 bar
Geschwindigkeit	0,5 mm/min	0,5 mm/min
Temperaturen	RT, 50°C bis 85°C	RT, 130°C bis 180°C

### Testmatrix

Ziel der *pull-through* Experimente ist es, das Reibungsverhalten des Prepregs bei niedrigeren Temperaturen und höheren Drücken zu ermitteln. Da sich die Abhängigkeiten vom Aushärtegrad und von der Faserausrichtung aus den bereits dargestellten Reibversuchen mit dem *Scratch 4 Surface Tester* ableiten lassen, wurde hier der Aushärtegrad nicht verändert, sondern der Anlieferungszustand des Materials verwendet und nur eine Faserausrichtung berücksichtigt. Bei den *pull-through* Experimenten wurden im Schnitt vier bis fünf Wiederholungen pro Parametersatz durchgeführt, um einen adäquaten Variationskoeffizienten unter 10 % zu erreichen.

Tabelle 3-5: Testmatrix für die pull-through Reibversuche

Reibungstyp	Temperatur	Aushärtegrad	Ausrichtung
FEMI-Bauteil	RT 50°C 85°C	Anlieferungszustand	0/90°
Interlaminar Gew. – Gew.	50°C 60°C 70°C 85°C	Anlieferungszustand	0/90° - 0/90°

### Erkenntnisse

Die *pull-through* Versuche bei niedrigen Temperaturen zeigen unerwartete Ergebnisse (Abb. 3-18). Bei 50°C ist der Reibkoeffizient zwischen zwei Gewebe-Lagen mit 0/90°-Ausrichtung nur ein Viertel des bei 140°C gemessenen Reibkoeffizienten und steigt mit zunehmender Temperatur an. Grund hierfür ist wahrscheinlich die bei niedrigen Temperaturen noch hohe Viskosität des Harzes, die eine stärkere Kompaktierung und damit den direkten Kontakt der Fasern zueinander vorerst verhindert. Es kommt nicht zum Berühren bzw. Verhaken der Faserondulationen und die Reibung wird hauptsächlich von der Matrix beeinflusst. Diese kann daher als hydrodynamisch

sche Reibung angesehen werden. Die Matrix agiert als Schmierfilm zwischen den benachbarten Lagen, was zu einem reduzierten Reibkoeffizienten führt. Steigt die Temperatur an, so verringert sich die Viskosität des Harzes. Dies sollte bei hydrodynamischer Reibung zur Verringerung des Reibkoeffizienten führen. Stattdessen steigt dieser aber kontinuierlich an, was für die bereits zuvor dargestellte These der steigenden Faser-Faser-Interaktion und dem damit verbundenen Übergang zur Grenzreibung spricht (vgl. Kapitel 2.2.4).

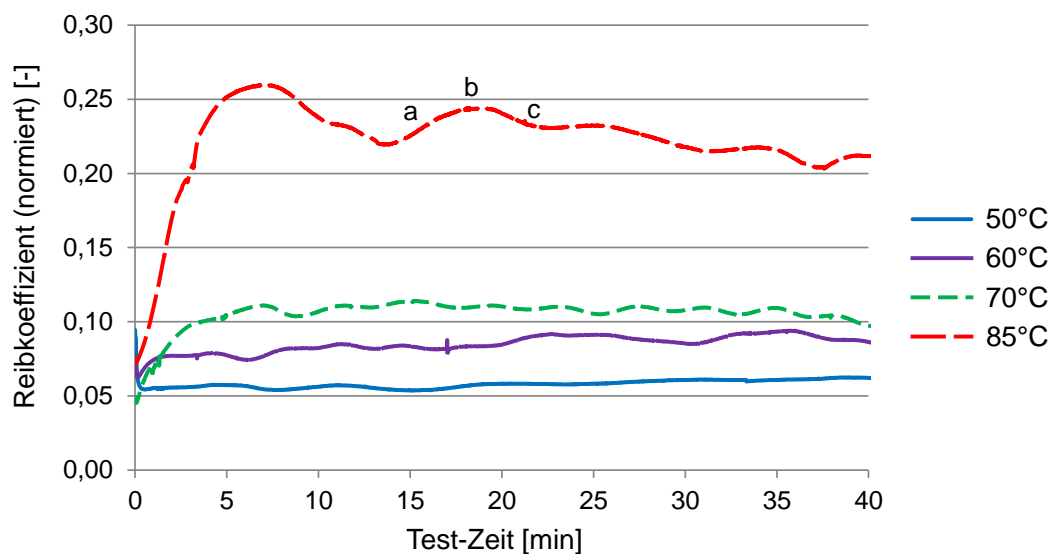


Abb. 3-18: Reibkoeffizienten der interlaminaren Reibung (Gewebe 0/90° zu Gewebe 0/90°) beim *pull-through* Test mit unterschiedlichen Temperaturen

Die geringsten Scherkräfte werden auch von Ersoy et al. [66] in einem Temperaturbereich zwischen 50°C und 70°C ermittelt [66]. Steigt die Temperatur weiter, nehmen auch die Scherkräfte zu. Die beginnende Vernetzungsreaktion führt zu einer Erhöhung der Viskosität und damit auch zu einer Erhöhung der Reibung. Dies spielt jedoch beim M18/1 Prepreg nur eine untergeordnete Rolle, da die Aushärtereaktion erst oberhalb von 100°C beschleunigt abläuft. Weit stärkere Auswirkungen auf den Reibkoeffizienten hat die zunehmende Verpressung bei steigender Temperatur. Beim M18/1 Prepreg sinkt die Viskosität bis zu einer Temperatur von ca. 140°C stetig ab. Die geringere Viskosität ermöglicht eine bessere Durchtränkung der Fasern und eine bessere Verpressung des Prepreg, was letztendlich zu einem erhöhten Faserkontakt bzw. einer vergrößerten Faser-Faser-Kontaktfläche führt. Diese Annahme wurde in dem Reibgesetz von Wilks et al. [68] festgehalten und durch Simulationen im Rahmen der Masterarbeit von Georgy Toskar [A5] bestätigt (vgl. auch Kapitel

3.8.1). Die Vergrößerung der Faserkontaktfläche verschiebt die Reibeffekte hin zur Misch- bzw. Grenzreibung, die allgemein höhere Reibkoeffizienten aufweist als hydrodynamische Reibung [68, 69, 158].

Gestützt wird diese Theorie zum Einfluss des Faserkontakts durch den Verlauf der Messkurven des *pull-through* Tests. Die 50°C-Kurve weist fast keine Welligkeit auf. Dies spricht für konstante hydrodynamische Reibung mit gut ausgebildetem Schmierfilm. Je höher die Temperatur wird, desto welliger werden die Kurven. Geht man von einem hohen Verpressungsgrad und damit einer großen Faserkontaktfläche aus, müssen beim Gewebe die Ondulationen übereinander abgleiten. Treffen sich hauptsächlich Ondulationsberge, steigt die Reibung. Sie sinkt wieder, wenn das Prepreg weiter gezogen wird und sich hauptsächlich Ondulationstäler gegenüberliegen (vgl. Abb. 3-19 mit Abb. 3-18). Die Welligkeiten in der Messkurve des Reibkoeffizienten sind nicht gleichmäßig, da bereits eine kleine Winkelabweichung in der Ausrichtung der Lagen zueinander dazu führt, dass sich nicht mehr alle Ondulationsberge bzw. -täler gleichzeitig treffen. Dadurch entsteht eine gewisse Zufälligkeit, die sich in der Ungleichmäßigkeit der Messkurven widerspiegelt.

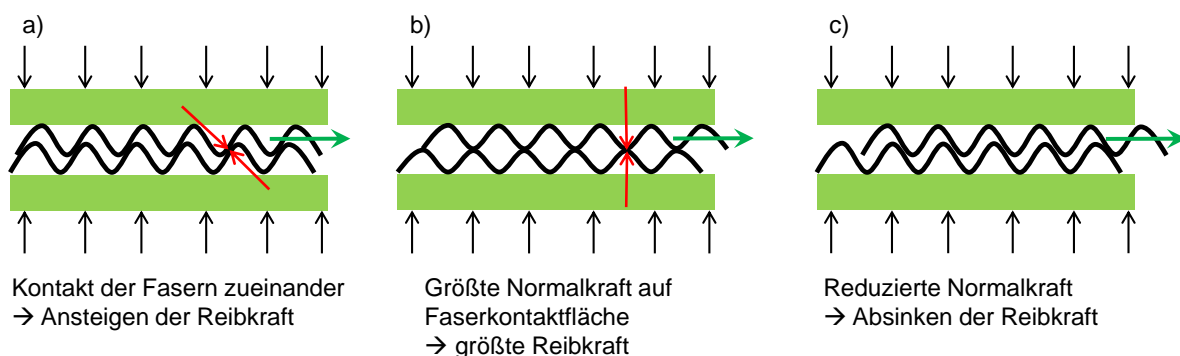


Abb. 3-19: Interaktion der Faserondulationen und die Auswirkungen auf die Reibkräfte [157]

Diese Theorie wird gestützt durch den Vergleich des Abstandes zweier Spitzen des Reibkoeffizienten mit dem Abstand zweier Rovings im Prepreg. Bei der 70°C Kurve ergibt sich anhand der Testzeit und der Vorschubgeschwindigkeit der Zwick Prüfmaschine ein Abstand von ca. 2,5 mm bis 2,9 mm. Der Abstand zweier Ondulationsspitzen im Prepreg liegt bei 2,1 bis 2,5 mm (vgl. Abb. 3-20). Die Veränderung der Wellenlänge bei stärkerer Verpressung könnte lokalen Faserverschiebungen geschuldet sein, oder daher kommen, dass sich noch mehr Ondulationsberge und -täler gleichzeitig im Eingriff befinden und dadurch ein weniger klares Bild entsteht.

Die Welligkeit könnte jedoch auch durch den sogenannten *stick-slip* Effekt verursacht werden. Periodisches Anhaften der beiden Reibpartner und der damit verbundene Übergang aus der Gleit- in die Haftreibung führt zu einer Steigerung des Reibkoeffizienten [158].

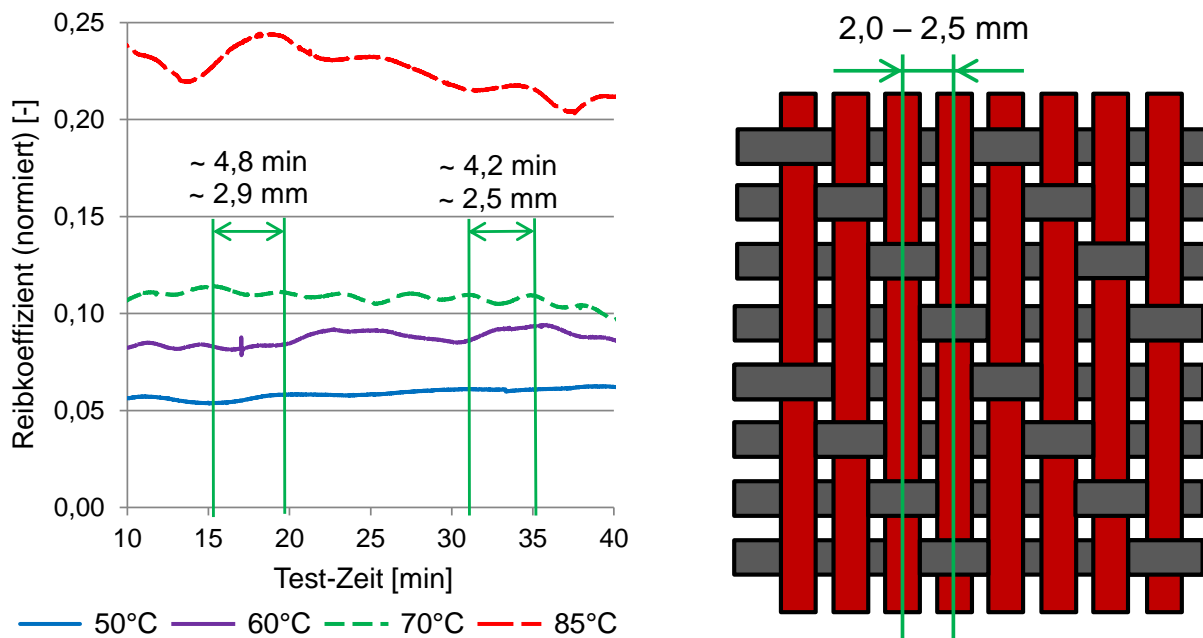


Abb. 3-20: Vergleich Kurvenverlauf des Reibkoeffizienten mit Faserabstand im Prepreg

Zusammenfassend lässt sich schlussfolgern, dass die interlaminare Reibung zwischen zwei Gewebeschichten nicht nur von Temperatur und Aushärtegrad beeinflusst wird, sondern auch der Grad der Verpressung einen erheblichen Einfluss auf den Reibkoeffizienten hat. Weiterhin beeinflusst die Verpressung die Intensität der Temperatur- und Aushärtegradabhängigkeit. Ist das Laminat wenig verpresst, bestimmt der Harzfilm zwischen den Lagen das Reibverhalten. Da die Viskosität und damit das Reibverhalten des Harzes stark von Temperatur und Aushärtegrad abhängen, lassen sich diese Abhängigkeiten auch im Reibverhalten wiederfinden. Das gleiche gilt für die Materialpaarungen, bei denen mindestens einer der beiden Reibungspartner eine mehr oder weniger glatte Oberfläche aufweist. In diesem Fall spielt die Faser-Kontaktfläche zwar bereits eine Rolle, das temperatur- und aushärtegradabhängige Harzverhalten lässt sich aber in abgeschwächter Form weiterhin im Verlauf der Reibkoeffizienten entdecken. Nur bei der Kombination zweier Gewebelagen und entsprechend hoher Verpressung wird der Harzeinfluss fast vollständig durch den Faser-Faser-Kontakt überdeckt.

## 4 Experimentelle Charakterisierung der Faltenbildung

Im Rahmen dieser Arbeit wird die Kompaktierung von Prepregmaterialien über einem Außenradius im Detail untersucht. Diese spielt besonders bei der Fertigung von Hubschrauberspanten eine übergeordnete Rolle (vgl. Kapitel 2.3.2). Die vergleichsweise dicken Außengurte (bis zu 60 Laminatlagen) der Ring- oder Halbring-Spante weisen selbst bei häufiger Vorkompaktierung einen erheblichen Verpressungsweg auf, der im Rahmen der Kompaktierung im Autoklaven zu überschüssiger Faserlänge und damit zu einem erhöhten Faltenrisiko führt. Eine experimentelle Untersuchung der Mechanismen soll helfen, die Einflussfaktoren (Tooling-Material, Verpressungsweg, Laminataufbau, etc.) und Vorgänge bei der Faltenbildung besser zu verstehen. Weitere Bauteilgeometrien dienen dazu, das Faltenrisiko bei unterschiedlichen geometrischen Gegebenheiten zu erfassen und vorhersagbar zu machen. Das auf diese Weise generierte Wissen kann dann eingesetzt werden, um eine phänomenologische Prozesssimulation mit einem einfachen aber wirkungsvollen Kriterium zur frühzeitigen Abschätzung des Faltenrisikos zu entwickeln. Die folgenden Kapitel zeigen den Versuchsaufbau, die experimentelle Methodik und eine ausführliche Ergebnisdarstellung.

### 4.1 Vorgehensweise und Versuchsaufbau

#### 4.1.1 Versuchsvorrichtung und deren Ursprung

Für die experimentelle Untersuchung der Faltenbildung ist es wichtig, einen reproduzierbaren Versuchsaufbau zu wählen, da bereits der Handlaminierprozess für eine nicht zu vernachlässigende Streuung sorgt. Weitere schwer kontrollierbare Einflüsse sollten daher für erste Grundlagenexperimente unbedingt ausgeschlossen werden. In der Literatur finden sich einige Ansätze, Falten reproduzierbar einzubringen. Beispielsweise Wang et al. [159] zeigen drei Methoden auf, Falten gezielt in einem Laminat zu erzeugen, um ihre Auswirkungen auf Steifigkeit, Festigkeit und Lebensdauer zu prüfen. Dabei werden jedoch keine der bereits aufgezeigten Mechanismen der Faltenbildung berücksichtigt. Auch die Methodik von Wisnom und Atkinson [12] ist keine Alternative, da hier lediglich *in-plane* Welligkeiten erzeugt wurden. Einen Hubschrauberspant als Testbauteil zu verwenden, ist aufgrund seiner Komplexität und der hohen Kosten ebenfalls nicht ratsam.

Dodwell et al. [51] zeigen Experimente an einem C-Profil, die exakt dem beschriebenen Mechanismus der Kompaktierung über einem Außenradius entsprechen. Allerdings weist das C-Profil von Dodwell et al. [51] Dickenänderungen und *ply-drops* auf, die besonders in den doppeltgekrümmten Radienbereichen Falten auslösen. Um die hier durchgeführten Untersuchungen noch mehr auf den eigentlichen Mechanismus der Faltenbildung zu konzentrieren, bietet sich ein einfaches C-Profil mit konstanter Wanddicke an. Auf diese Weise lässt sich auch der Fertigungsprozess eines Hubschrauberspants auf stark vereinfachte Art und Weise nachstellen (vgl. Abb. 4-1).

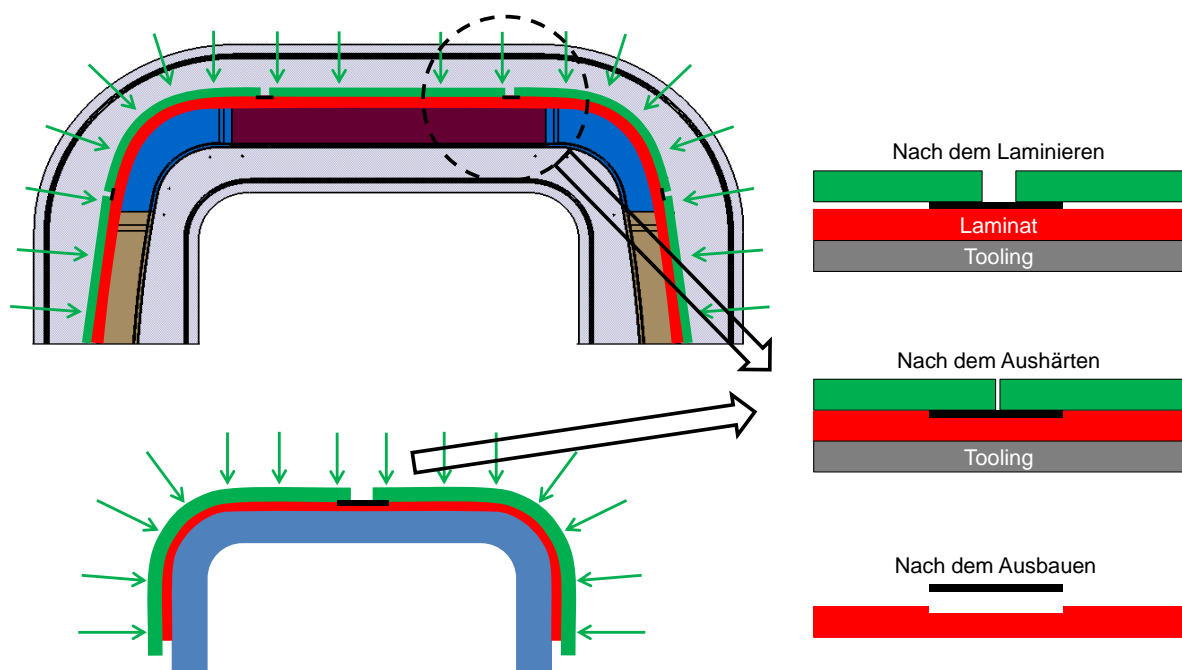


Abb. 4-1: Vergleich Spantfertigung mit der Fertigung eines einfachen C-Profiles (oben: Halbspant; Außengurt – rot; Druckleisten – grün; unten: C-Profil; Tooling – blau; rechts: Bewegung der Druckleisten bei der Kompaktierung und resultierende Laminatgeometrie)

Ein Schnitt durch ein stark vereinfachtes FEMl zur Spantfertigung ist in Abb. 2-10 zu sehen. Auf der Grundplatte aufgestellte Druckleisten (grün in Abb. 4-1) werden verwendet, um die Gurte der I-Profile (rot dargestellt in Abb. 4-1) zu verpressen. Bei der Verpressung der Außengurte kommt es zur Bildung von überschüssiger Faserlänge, die entweder an den freien Enden des Spants ausgeglichen wird und zu *bookends* oder aber im oberen Teil des gezeigten Halbspants zur Faltenbildung führt (vgl. Abb. 2-9). Bei Ringspanten ist die Gefahr der Faltenbildung noch größer, da keine freien Enden zum Ausgleich der überschüssigen Faserlänge vorhanden sind. Somit muss die beim Verpressen der Radien entstehende überschüssige Faserlänge



komplett im Laminat verbleiben und durch erhöhte Welligkeit oder diskrete *in-* und *out-of-plane* Falten abgebaut werden.

Die Druckleisten müssen im oberen Spantbereich mindestens einmal geteilt sein, damit sich eine korrekte Verpressung der beiden Außenradien einstellt. Häufig sind die Leisten mehrfach geteilt, um ein besseres Handling (geringeres Gewicht) zu gewährleisten oder Hinterschnitte in der Bauteilgeometrie abzufangen (vgl. Abb. 4-1 oben). An den Trennstellen der Druckleisten wird ein Brückenblech (schwarz in Abb. 4-1) eingelegt, um trotz der Trennstelle einen gleichmäßigen Druck auf das Laminat auszuüben und zu verhindern, dass die Leisten beim Aufeinanderzuwandern Faser-material einklemmen (Abb. 4-1 rechts).

Sehr ähnliche Verhältnisse erreicht man bei der Fertigung eines einfachen C-Profils auf einem positiven FEMI (Abb. 4-2). Es müssen, ähnlich wie bei der Spantfertigung, geteilte Druckleisten verwendet werden. Somit kann auch der Einfluss der Trennstelle und das damit verbundene Einlegen eines 0,2 mm starken Brückenblechs im Rahmen der Experimente erfasst werden. Das hierzu verwendete Tooling ist in Abb. 4-2 zu sehen. Das C-Profil-Test-Tooling (CTT) wird als Gusswerkzeug mit einer finalen Wandstärke von 15 bis 17 mm ausgeführt. Um eine ungleichmäßige Temperaturverteilung als mögliche Ursache von Streuungen auszuschließen, wird der Hinter- bzw. Unterbau mit dem in Abb. 4-2 unten rechts erkennbaren Strömungskanal ausgestattet. Dieser erlaubt eine optimale Umströmung des Formkörpers und damit ein schnelles und vor allem gleichmäßiges Aufheizen.

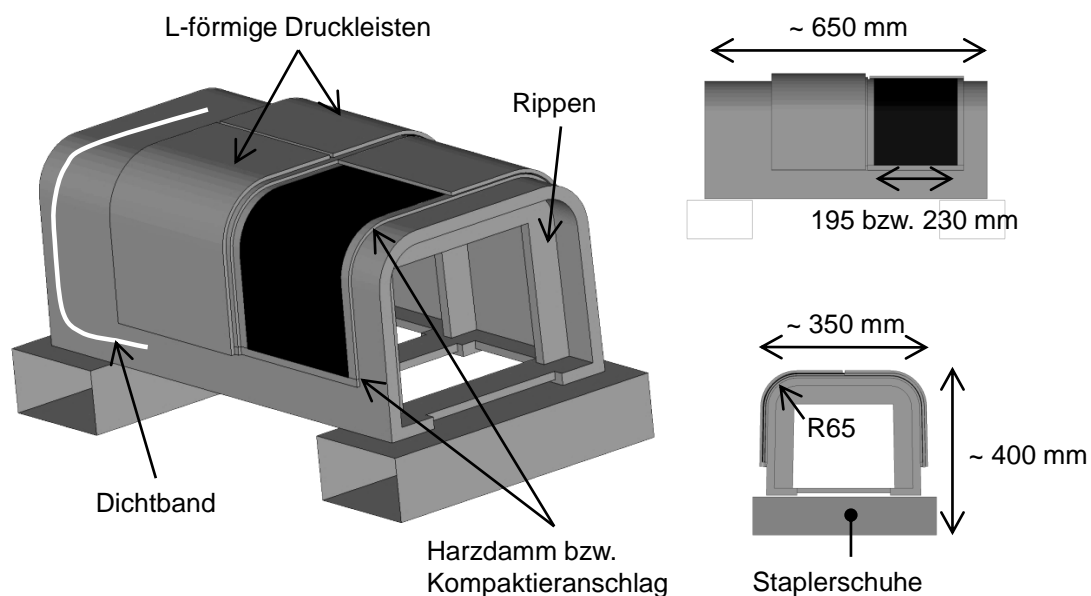


Abb. 4-2: C-Profil-Test-Tooling (CTT)

Es werden identische Testvorrichtungen aus Stahl und Invar gefertigt. Auf diese Weise kann untersucht werden, ob ein hoher FEMI-CTE zu einer geringeren Faltenbildung führt. Wie bereits erläutert, zeigt die Erfahrung bei Airbus Helicopters Deutschland (AHD), dass Spant-FEMI aus Invar (geringer CTE) eher zur Faltenbildung im Bauteil neigen, als es bei Spanten der Fall ist, die auf einem Stahl-FEMI gefertigt werden. Allerdings werden die Auswirkungen der beiden FEMI-Materialien in den Experimenten deutlich geringer sein als bei der Spantfertigung, da neben dem CTE auch die Tooling- bzw. Bauteilgröße eine entscheidende Rolle bei der thermischen Ausdehnung spielt und das CTT um den Faktor zehn kleiner ist als ein Spant-FEMI.

Mit Hilfe des C-Profiles werden darüber hinaus verschiedene Laminataufbauten untersucht, um den Einfluss der Faserarchitektur (Gewebe und UD) sowie der Faserausrichtung (reines 0/90°-Gewebe-Laminat und Misch-Laminat) einschätzen zu können. Weiterhin werden zwei unterschiedliche Fertigungsverfahren verwendet, um die Auswirkung einer Überpressung, also einer lokalen Steigerung des Faservolumengehalts auf die Faltenbildung zu ermitteln und die Funktionsfähigkeit der zu entwickelnden Prozesssimulation bei verschiedenen Fertigungsverfahren abzusichern.

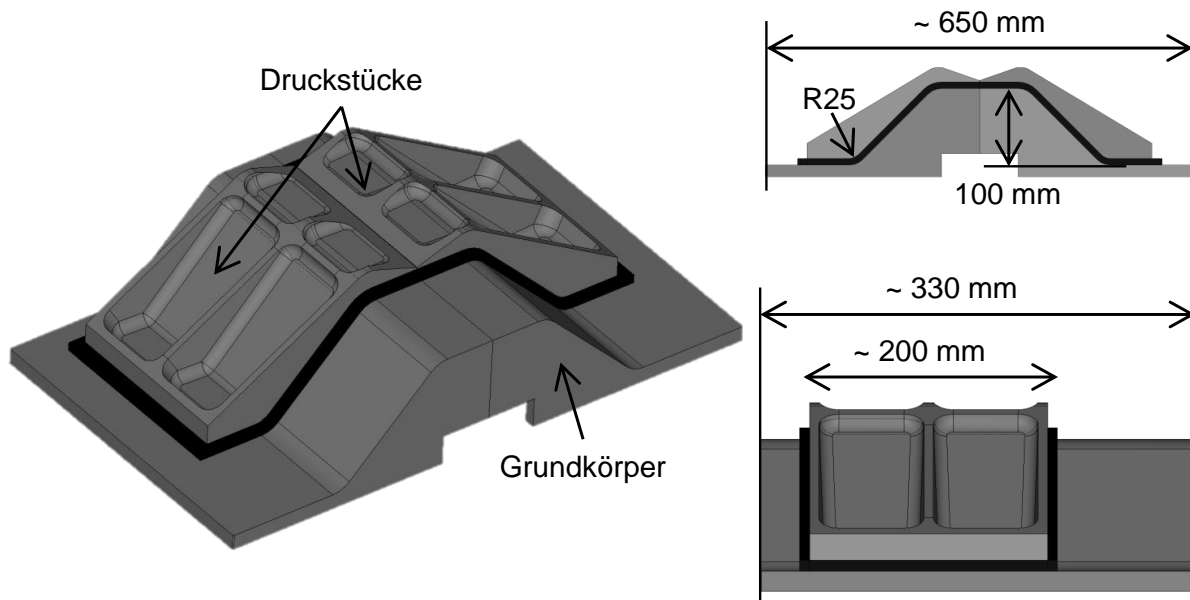


Abb. 4-3: Omega-Test-Tooling (OTT)

Zusätzlich zum C-Profil wird eine zweite Bauteilgeometrie, ein Omega-Profil, untersucht. Die Faltenbildung unterliegt dem gleichen Mechanismus, aber aufgrund der veränderten Form sollte sich ggf. ein anderes Faltenrisiko bzw. eine andere Fal-

tengröße ergeben. Neben diesen beiden Grundformen werden stichprobenartig zwei leicht angepasste Formen untersucht. Laut Dodwell et al. [51] spielt die Flanschlänge eine entscheidende Rolle für die Faltenbildung. Ist der Flansch sehr lang, verhindert die Reibinteraktion ein Abgleiten der überschüssigen Faserlänge zum freien Ende hin. Ist er hingegen kurz, kann ein Großteil der überschüssigen Faserlänge am freien Ende ausgeglichen werden. Daher wird für das C-Profil, wie auch für das Omega-Profil, ein Bauteil mit deutlich verkürztem Flansch (nur 30 mm) getestet.

Ein Effekt, der hier nicht untersucht werden soll, ist der Einfluss der FEMI-Beschichtung. Da dieser sich signifikant auf die Reibung zwischen Tooling und Bauteil auswirkt, kann je nach Beschichtung die TPI stark reduziert und damit auch die Faltenbildung beeinflusst werden (vgl. Lightfoot [6]). Im Rahmen dieser Arbeit wird Trennmittel des Typs Frekote B15 verwendet, mit dem auch die Reibwerte zwischen FVW und Tooling charakterisiert wurden.

#### 4.1.2 Vorgehensweise

Die experimentelle Vorgehensweise richtet sich in weiten Teilen nach den bei Airbus Helicopters gängigen Fertigungsvorschriften, um möglichst realitätsnah zu experimentieren. Die erste Trennschicht wird im Autoklaven bei 180°C eingebrannt. Vor jedem Bauteil wird erneut eingetrennt, aber ohne Einbrennen im Autoklaven. Laminiert wird direkt auf die Tooling-Oberfläche. Da es sich um geschlossene Toolings handelt, wird kein vollständiger Vakuumaufbau mit Abreißgewebe und Lochfolie verwendet, sondern lediglich die Druckstücke und die Grundform außerhalb des Bauteilbereichs mit Vakuumsaugvlies abgedeckt und mit Vakuumfolie abgedichtet. Je nach Fertigungsverfahren werden mechanische Anschläge zur Behinderung der Verpressung verwendet oder nicht (vgl. Abb. 4-4). Die Anschläge sind minimal dünner als die theoretische Bauteilwandstärke, berechnet aus Lagenanzahl multipliziert mit der *cured ply thickness* (CPT). Neben der Funktion als mechanischer Anschlag dienen sie gleichzeitig als Harzdamm, um besonders an den Flanschen übermäßigen Harzabfluss zu verhindern (vgl. Abb. 4-2). Beim zweiten Fertigungsverfahren (M2) wird dieser mit Hilfe einer Lage Trennfolie, die entlang der Probenränder aufgebracht wird, verhindert. Der durch die Folie entstehende Randbereich wird bei der späteren Auswertung nicht betrachtet.

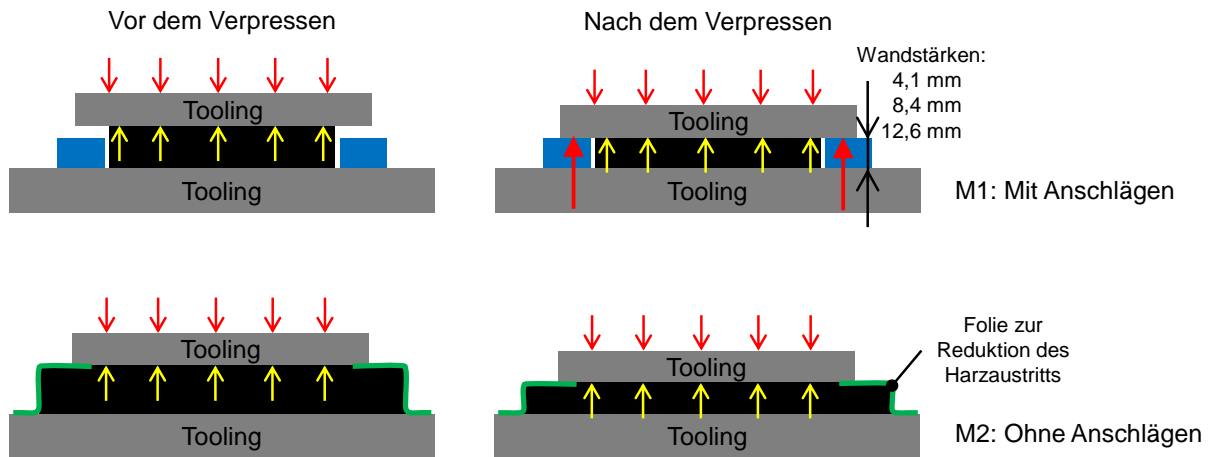


Abb. 4-4: Fertigungsverfahren mit Anschlägen (M1) und ohne Anschläge (M2)

Der verwendete Autoklavzyklus entspricht dem von Hexcel vorgegebenen *manufacturer recommended cure cycle*, der von AHD mit 5 bar Absolutdruck in der zweiten Heiz- und Haltephase verwendet wird (vgl. Abb. 2-1). Da es Ziel der experimentellen Untersuchung ist, reproduzierbar Falten in das Bauteil einzubringen, wird auf jede Art der Zwischenkompaktierung verzichtet. Lediglich mehrere Stunden Vakuum vor der eigentlichen Autoklavfahrt führen zu einer Vorkompaktierung auf ca. 0,34 mm pro Lage. Allerdings erzeugt dies bereits überschüssige Faserlängen bzw. Spannungen in den Fasern, denn aufgrund des *tack*, also der hohen Reibung zwischen den Lagen, wird ein Abgleiten stark behindert. Falten würden also genau dort entstehen, wo die überschüssige Faserlänge generiert wird. Kompaktieren ohne Druckstücke zeigt dies (vgl. Abb. 4-5 und auch Kapitel 4.3.1 zum besseren Verständnis der auftretenden Mechanismen).



Abb. 4-5: Faltenbildung beim Vorkompaktieren ohne Druckleisten, sondern mit Vakuumaufbau

### 4.1.3 Testmatrix

Die Benennung der Proben erfolgt nach dem folgenden Schema:

- Fertigungsverfahren (M1 oder M2)
- Bauteilgrundform [C-Profil (c) oder Omega (o)]
- Laminataufbau (L1 bis L5)
- Ausrichtung der obersten Lage mit Gewebevorzugsrichtung parallel (p) oder vertikal (v) zur Kante des Brückenblechs
- Tooling-Material [Stahl (S) oder Invar (I)]
- Fortlaufende Nummer zur Kennzeichnung der Probennummer pro Parametersatz
- Beispiel: M1-cL2p-I-03

Die folgende Tabelle zeigt die verschiedenen Laminataufbauten.

Tabelle 4-1: Laminataufbauten der verschiedenen Test-Bauteile

Nr.	Aufbau	Theor. Wandstärke
L1	[0/90 <sub>8f</sub> ] <sub>S</sub>	4,24 mm
L2	[0/90 <sub>16f</sub> ] <sub>S</sub>	8,48 mm
L3	[0/90 <sub>24f</sub> ] <sub>S</sub>	12,72 mm
L4	[0 <sub>25</sub> ]	4,25 mm
L4*	[0 <sub>50</sub> ]	8,50 mm
L5	[(0/90 <sub>2f</sub> )/±45 <sub>f</sub> /0 <sub>4</sub> /±45 <sub>f</sub> /0 <sub>2</sub> ] <sub>S</sub>	4,16 mm
L5*	[(0/90 <sub>2f</sub> )/±45 <sub>f</sub> /0 <sub>4</sub> /±45 <sub>f</sub> /0 <sub>4</sub> /±45 <sub>f</sub> /0 <sub>4</sub> /±45 <sub>f</sub> /(0/90 <sub>3f</sub> )] <sub>S</sub>	8,85 mm

Es werden sieben verschiedene Laminataufbauten, zwei verschiedene Tooling-Materialien und verschiedene Bauteilgeometrien untersucht. Darüber hinaus wurde die Ausrichtung der obersten Laminatlage zwischen 0/90° und 90/0° verändert. Dies hat aufgrund der veränderten Reibzustände und der zunehmenden Interaktion zwischen Faserondulationen und Brückenblech einen deutlichen Einfluss auf die Faltenbildung, was sich experimentell sehr gut nachweisen lässt. Die Zeiten unter dem Vakuumaufbau (5 h bis 75 h) und die Autoklav-Zykluszeiten (6 h bis 10 h) werden eben-

falls als mögliche Einflussparameter in Betracht gezogen und untersucht, wobei sich schnell zeigt, dass sie vernachlässigbar gering sind. [A9].

## 4.2 Methodik zur Auswertung

### 4.2.1 Schwierigkeiten bei der Auswertung

Bei der Faltenbildung handelt es sich um ein dreidimensionales Stabilitätsproblem mit mehreren möglichen Ausgängen. Neben der bereits durch die Gewebestruktur gegebenen Ondulation kann es zu weiteren *out-of-plane* Welligkeiten oder diskreten Falten, aber auch zu *in-plane* Welligkeiten und Falten kommen. Da verschiedene Kombinationen der genannten Phänomene auftreten können, ist eine reine Betrachtung der diskreten *out-of-plane* Falten nicht sinnvoll (vgl. Abb. 4-6 und Abb. 4-9).

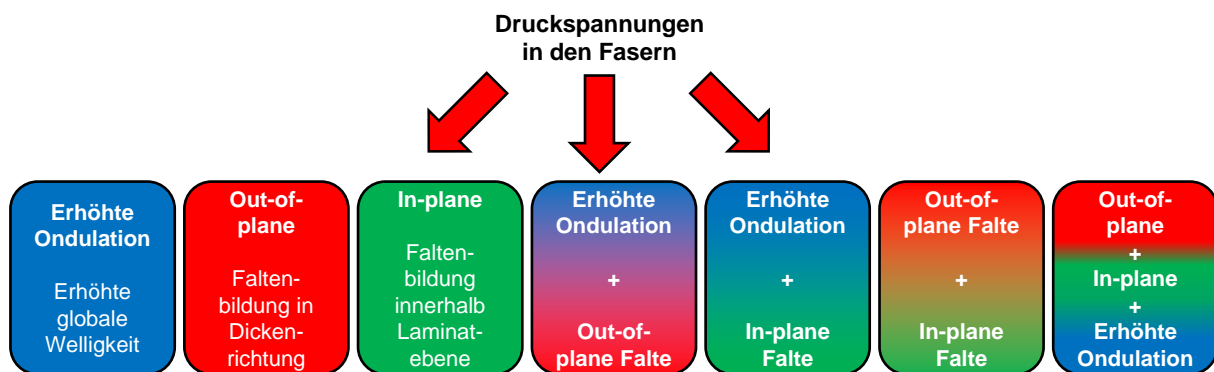


Abb. 4-6: Verschiedene Möglichkeiten der Faltenbildung

Die Faltenbildung kann beispielsweise mit einer diskreten *out-of-plane* Falte an einer Imperfektion im Laminat (z. B. Ondulationen) beginnen und sich im weiteren Verlauf als *in-plane* Falte fortsetzen. Ursache hierfür könnte die lokale Steigerung des Faservolumengehalts unterhalb der Falte sein, die zu einer deutlichen Erhöhung der Stützwirkung in dritter Raumrichtung führt (vgl. Kapitel 3.5.3). Die Folge ist ein Ausweichen in der Ebene, wodurch eine reine Auswertung mittels Schliiffbild (*out-of-plane*) nur selten die zu erwartende theoretische überschüssige Faserlänge erfasst. Eine *in-plane* Welligkeit führt gegebenenfalls auch dazu, dass der Faserverlauf nicht über das gesamte Schliiffbild hinweg verfolgt und somit nicht die vorgesehene Lage ausgewertet werden kann. Darüber hinaus wird die Auswertung durch die Lage des Schliiffbildes beeinflusst. Wird ein Roving nicht in der Mitte geschnitten, sondern nah am Rand, kann es passieren, dass sich eigentlich übereinander positionierte Lagen plötzlich überlappen (vgl. Abb. 4-7) und nicht mehr korrekt unterschieden werden

können. Ist der Verlauf einer Lage nicht einwandfrei zu identifizieren, kann diese nicht für die Auswertung herangezogen werden. Selbst, wenn die Lage größtenteils identifiziert werden kann, führt die häufig in Kombination auftretende *in-plane* Verformung zu Streuungen und Ungenauigkeiten bei der Ermittlung der Faltengröße bzw. der überschüssigen Faserlänge. Auch eine Auswertung mittels Mikro-CT kann hier keine Abhilfe schaffen, da der Absorptionskoeffizient von Epoxid-Harz und Carbonfasern sehr ähnlich ist, was zu schlechtem Kontrast zwischen Fasern und Matrix führt. Somit müssen neben den durch den Handlaminiertprozess entstehenden Ungenauigkeiten zusätzliche Streuungen durch die Auswertung in Kauf genommen werden.

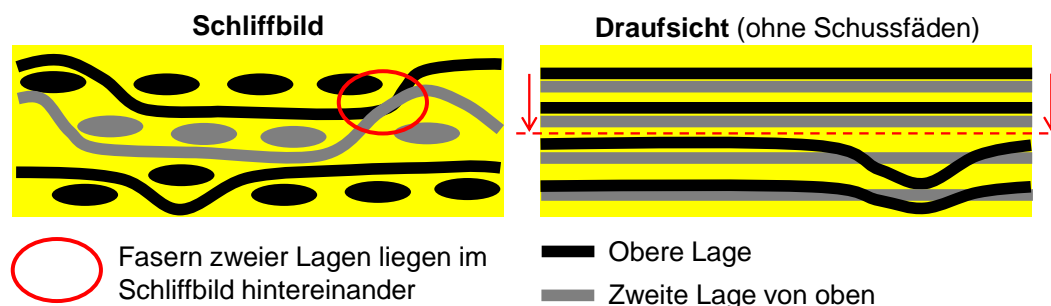


Abb. 4-7: Faserverteilung bei kombinierter *in-plane-out-of-plane* Faltenbildung

#### 4.2.2 *Out-of-plane* Welligkeit und Faltenbildung

Die Auswertung der *out-of-plane* Faltenbildung erfolgt mit Hilfe von Schliffbildern. Zur Untersuchung der Schnittflächen auf Falten und Wellenbildung werden die gefertigten Proben daher in fünf Streifen gleicher Länge zersägt. Darüber hinaus werden verschiedene Positionen entlang der Längsachse bzw. entlang der Lauflänge der Rovings definiert, damit neben diskreten Falten auch eine erhöhte Welligkeit im Laminat erfasst werden kann. Sichtbar gemacht wird die Faserstruktur mit Hilfe einer dnt DigiMicro Mobile Mikroskopkamera. Im Vergleich zum hochauflösenden Lichtmikroskop, das für die Präparation der Proben bis zu fünf Schleifgänge mit steigender Körnung zwischen 200 und 2000 erfordert, reichen für die Mikroskopkamera ein bis zwei Schleifgänge mit einer Körnung von 180 bis 500, um qualitativ hochwertige Bilder zu erzeugen.

Gewebelagen weisen per se eine Ondulation auf, die im Schliffbild zu erkennen ist. Über diese Ondulation hinaus können sich größere Welligkeiten in der Faserstruktur ausbilden, ohne dass es zu einer „Schlaufenbildung“, also einer diskreten

Falte, kommt. Problematisch bei der Auswertung ist, dass der Übergang zwischen den Welligkeitsarten fließend ist und bisher nur unzureichende quantitative Kriterien existieren. Daher wird zu Beginn versucht, die allgemeine Welligkeit aufgrund von Ondulationen zu bestimmen [A9], [A10]. Zu diesem Zweck wird mit Hilfe der Schlibilder und der Bildbearbeitungssoftware ImageJ die Einzellagenstärke der ersten acht Laminatlagen oberhalb der Formfläche des FEMI-Grundkörpers (Lagen mit minimaler Beeinflussung durch überschüssige Faserlänge) ermittelt (vgl. Abb. 4-12 Mitte unten). Diese Einzellagenstärke kann aufgrund der sich ineinander verschachtelnden Ondulationen größer sein als die theoretische CPT, die als mittlere Lagenstärke aus Gesamtwandstärke und Lagenanzahl ermittelt wird (vgl. Abb. 4-8).

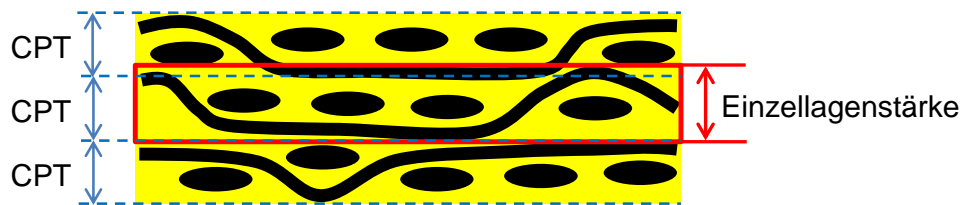


Abb. 4-8: Vergleich der CPT mit der Einzellagenstärke

Die auf diese Weise ermittelte Einzellagenstärke stellt die Referenzlagenstärke eines unbeeinträchtigten Laminates dar und enthält somit die allgemein bei Geweben vorkommenden Ondulationen. Wertet man hingegen die oberen acht Laminatlagen (Lagen mit größtem Kompaktierweg) aus, erhält man mindestens die Referenzlagenstärke oder eine größere Lagenstärke. Ist die Lagenstärke höher als die Referenzlagenstärke, so hat sich die globale Welligkeit aufgrund der überschüssigen Faserlänge erhöht. Das bedeutet, dass auch eine diskrete Falte nicht zwangsläufig die gesamte überschüssige Faserlänge enthält, sondern Anteile durch allgemeine Erhöhung der Faser- bzw. Rovingwelligkeit abgebaut werden können. Zur Bestätigung dieser Vermutung werden statistische Methoden eingesetzt, wie der *t-test for independent means*. Der direkte Vergleich der Welligkeit zwischen unteren und oberen acht Lagen des Laminates gibt Aufschluss darüber, ob die stärkere Verpressung im oberen bzw. äußeren Laminatbereich zu einer Erhöhung der allgemeinen Welligkeit führt (vgl. Kapitel 4.3.2).

Darüber hinaus wird die im oberen Bereich des Laminates feststellbare Welligkeit als Grenzwert  $H_{F1-Grenz}$  für die Entscheidung herangezogen, ob es sich um eine diskrete Falte oder lediglich um erhöhte Welligkeit handelt.  $H_{F1-Grenz}$  stellt das 99%-confidence Intervall der ermittelten Lagenstärke im oberen Laminatbereich dar. Alle



Auffälligkeiten in der Faserstruktur mit einem  $H_{F1}$  kleiner oder gleich  $H_{F1-Grenz}$  zählen als erhöhte globale Welligkeit, während für  $H_{F1}$  größer  $H_{F1-Grenz}$  von diskreten Falten gesprochen wird, deren Größe dann detaillierter ausgewertet wird (vgl. Abb. 4-9).

<p><b>Allgemeine Ondulation</b></p> <p>Einzellagenhöhe vergleichbar mit Lagenhöhe unterer Laminatlagen mit FEMI-Kontakt</p> <p><math>H_{F1} \leq H_{F1-Unten}</math></p>	<p><b>Erhöhte Welligkeit</b></p> <p>Einzellagenhöhe größer als Lagenhöhe der unteren Laminatlagen mit FEMI-Kontakt</p> <p><math>H_{F1-Unten} &lt; H_{F1} \leq H_{F1-Grenz}</math></p>	<p><b>Falte</b></p> <p>Diskrete Schlaufenbildung</p> <p><math>H_{F1} &gt; H_{F1-Grenz}</math></p>
--	---	---

$H_{F1}$  → aktuelle Amplitude der Welligkeit  
 $H_{F1-Unten}$  → 99%-confidence interval der Welligkeit in Laminatlagen mit FEMI-Kontakt  
 $H_{F1-Grenz}$  → 99%-confidence interval der Welligkeit in Laminatlagen mit Kontakt zum Druckstück

Abb. 4-9: Unterscheidung verschiedener *out-of-plane* Welligkeiten

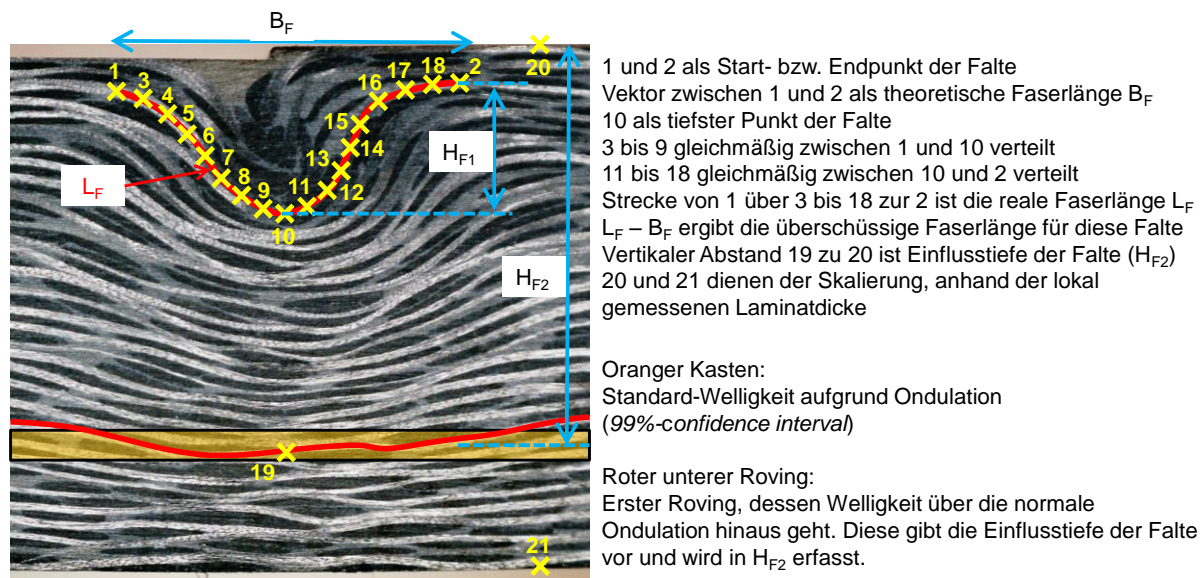


Abb. 4-10: Auswertung der Faltengröße mit ImageJ

Die Auswertung der Faltengröße erfolgt ebenfalls mit Hilfe der Bildbearbeitungssoftware ImageJ. Wichtig ist dabei, immer die zweite oder dritte Laminatlage unterhalb der Druckstücke auszuwerten. Die oberste Lage mit Kontakt zu den Druckstücken wird nicht genutzt, da diese häufig zusätzliche *in-plane* Verformungen aufweist und ihr Verlauf nicht einwandfrei im Schlibbild identifiziert werden kann. Die zusätzliche *in-plane* Welligkeit rührt daher, dass die Reibinteraktion in 2-Richtung zwischen FEMI-Oberfläche und oberer Lage deutlich geringer ist, als bei einer Lage, die beidseitig von weiteren Prepreg-Lagen begrenzt wird (vgl. Kapitel 3.8). Bevorzugt wird die zweite Lage von oben ausgewertet, um eine Lage mit möglichst großer überschüssiger Faserlänge zu erfassen. Nur, wenn diese Lage nicht einwandfrei identifizierbar ist, wird auf die dritte oder vierte Lage ausgewichen. Tiefer liegende

Lagen können nicht verwendet werden, da nicht unerhebliche Abweichungen von Lage zu Lage auftreten können [A10]. Die Auswertung erfolgt mit Hilfe von insgesamt 21 Punkten, die entlang des Rovingverlaufs und an weiteren signifikanten Merkmalen platziert werden (vgl. Abb. 4-10). Die Punkte dienen dazu, mit Hilfe einfacher Vektorrechnung die theoretische Rovinglänge mit der realen Lauflänge im Faltenbereich zu vergleichen. Die Differenz zwischen tatsächlicher Lauflänge und theoretischer Länge ohne Falte ist dann ein Maß für die Faltengröße und spiegelt einen Teil oder, sofern lediglich eine diskrete Falte ohne erhöhte Welligkeit und ohne *in-plane* Verformung auftritt, auch die gesamte vorhandene überschüssige Rovinglänge wider. Bei der Auswertung ist zu beachten, dass die Punkte 1 bis 19 zentral im geschnittenen Roving platziert werden. Daher sind bei der Auswertung die Grenzwerte  $H_{F1\text{-Unten}}$  und  $H_{F1\text{-Grenz}}$  jeweils um eine Fadenhöhe zu reduzieren. So wird der Unterschied in der Auswertung kompensiert, da  $H_{F1\text{-Unten}}$  und  $H_{F1\text{-Grenz}}$  jeweils von oberen bzw. unteren Rovingrändern aus bestimmt wurden. Die mittlere Fadenhöhe wurde an sechs Proben und jeweils acht Lagen ermittelt und beträgt 0,1 mm.

#### 4.2.3 *In-plane* Welligkeit und Falten

Über die *out-of-plane* Welligkeiten und Falten hinaus kann es auch zu *in-plane* Welligkeiten kommen. Diese stellen einen weiteren möglichen Ausgang des Stabilitätsproblems dar. *In-plane* Welligkeiten werden hier aber nur qualitativ mit Hilfe von Fotos der Laminatoberfläche erfasst, um deren Existenz zu belegen und den Einfluss auf die *out-of-plane* Welligkeiten zumindest abzuschätzen. Da es sich bei der Faltenbildung generell um ein räumliches Problem handelt, treten *in-plane* und *out-of-plane* Welligkeiten häufig in Kombination auf. *In-plane* Welligkeiten werden aber als weniger wahrscheinlich und problematisch eingestuft [160]. Grund hierfür ist die durch die Gewebestruktur bereits vorgegebene *out-of-plane* Welligkeit, die ein Ausknicken der Rovings in Dickenrichtung begünstigt. Des Weiteren weisen die ovalen Rovings unterschiedliche Biegesteifigkeiten in Dickenrichtung und in Laminebene auf, wobei die Biegesteifigkeit in Dickenrichtung geringer ist und somit ebenfalls *out-of-plane* Falten begünstigt. Dennoch haben die Experimente und die Auswertung ausgewählter Proben mittels Mikro-CT gezeigt, dass es besonders bei der oberen Laminatlage immer wieder zu *in-plane* Welligkeiten kommt, weshalb diese Lage bei der Auswertung der *out-of-plane* Falten unberücksichtigt bleibt. Je dichter die Laminatlage am

FEMI-Grundkörper positioniert ist, desto geringer ist der Verpressungsweg und damit auch die Gefahr, zusätzliche *in-plane* Welligkeiten zu bilden.

#### 4.2.4 Benennung und Nutzung der Auswertepunkte

Die folgenden Grafiken zeigen, wie die Auswertepunkte bei C- und Omega-Profil benannt werden, um eine eindeutige Zuordnung der Faltenposition zu ermöglichen. Beim C-Profil werden die Radien mit A und B benannt, während der zentrale Stegbereich mit dem Abdruck des Brückenblechs als C bezeichnet wird. Da die beiden Kanten des Druckblechs Imperfektionen darstellen, die Faltenbildung auslösen können, wird für den Stegbereich zusätzlich mit LH und RH zwischen linker und rechter Seite unterschieden, wobei die linke Seite (LH) dem Radius A und die rechte Seite (RH) dem Radius B zugewandt ist. Die Schnitte werden beim C-Profil mit 1, 3, 4 und 6 benannt, weil ursprünglich zur Verwendung mit einem Lichtmikroskop insgesamt sechs Schnitte durchgeführt wurden. Die Pfeile in Abb. 4-12 zeigen die Seite des Schnittes, die zur Erstellung des Schliffbildes verwendet wird. Innerhalb eines Schnittes können mehrere Falten auftreten (z. B. an der linken und rechten Kante des Brückenblechs), weshalb die überschüssige Rovinglänge innerhalb eines Schnittes addiert wird. Über die vier Schnitte wird dann gemittelt, um den finalen Wert für die jeweilige Probe zu erzeugen. Der Mittelwert über die vier Schnitte im Bauteil wird gebildet, um Extremwerte zu glätten und die teilweise vorhandenen Unterschiede der Falten über die Breite der Probe abzufangen. Neben dem Mittelwert über alle vier Schnitte werden aber auch der maximale und minimale Wert der Schnitte erfasst und dokumentiert.

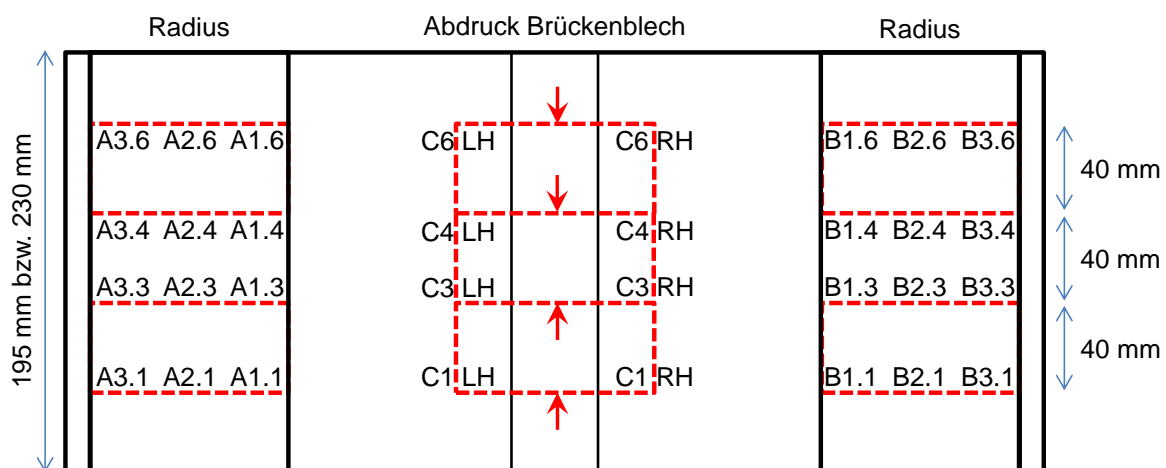


Abb. 4-11: Benennung der Schnittbereiche am C-Profil (Draufsicht)

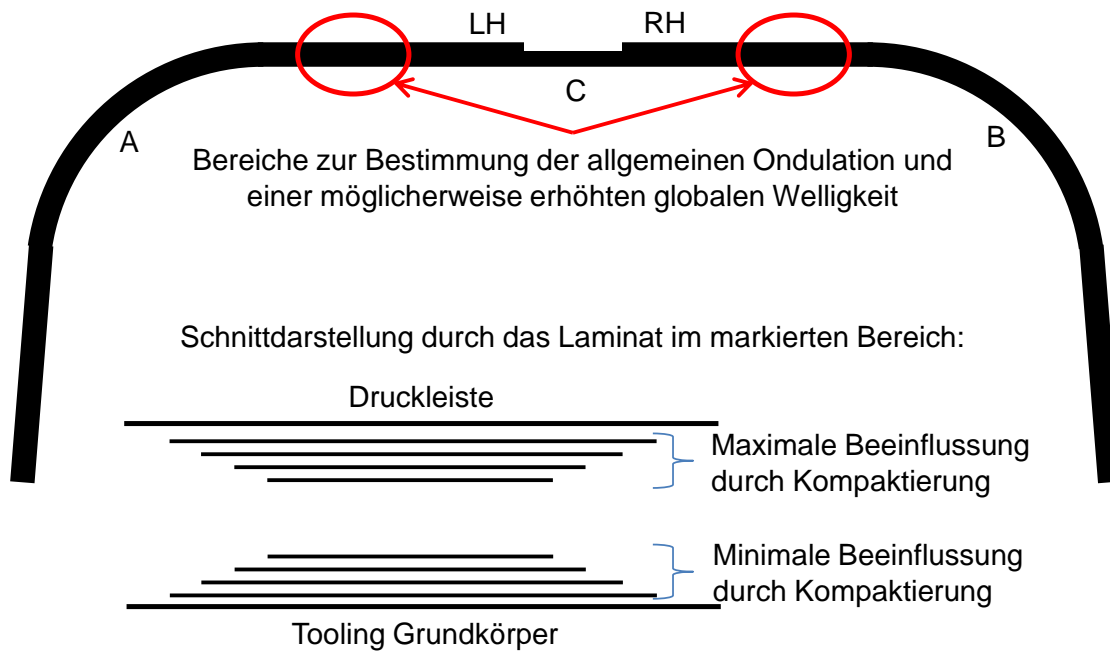


Abb. 4-12: Benennung der Schnittbereiche am C-Profil (Seitenansicht; unten: Schnitt durch das Bauteil in den gekennzeichneten Bereichen)

Aufgrund der Komplexität des Omega-Profiles wird die Benennung der Positionen angepasst. Entlang der Laminierichtung werden fünf Bereiche definiert, die grob den fünf ebenen Bereichen des Omegas entsprechen, wobei die Radien zu den an sie angeschlossenen ebenen Laminatbereichen gezählt und mit einem „R“ separat gekennzeichnet werden. Für eine größere Genauigkeit wird eine zweite Zahl hinzugefügt, die die Position innerhalb eines jeden Bereiches in Zehn-Prozent-Inkrementen der Lauflänge angibt. Zur Unterscheidung ebener Bereiche vom Abdruck des Brückenblechs werden die Buchstaben „E“ für ebene Bereiche und „K“ für die Kantenzonen des Brückenblechs eingeführt (vgl. Abb. 4-13). Die Schnitte werden von 1 bis 4 durchnummeriert, wobei die in Abb. 4-13 gezeigten Pfeile die Blickrichtung zur Erstellung der Schlifffbilder darstellen. Auch hier werden diskrete Falten innerhalb eines Schnittes miteinander addiert und dann der Mittelwert über alle Schnitte gebildet. Die Ermittlung der Werte  $H_{F1\text{-unten}}$  und  $H_{F1\text{-Grenz}}$  erfolgt im Bereich zwischen L3R und L3K1 sowie L3K2 und L4R. Zur Vermeidung einer negativen Beeinflussung durch den 0,2 mm tiefen Abdruck im Laminat bzw. durch die Krümmung des Radius wird ein Sicherheitsabstand von jeweils 10 mm eingehalten.

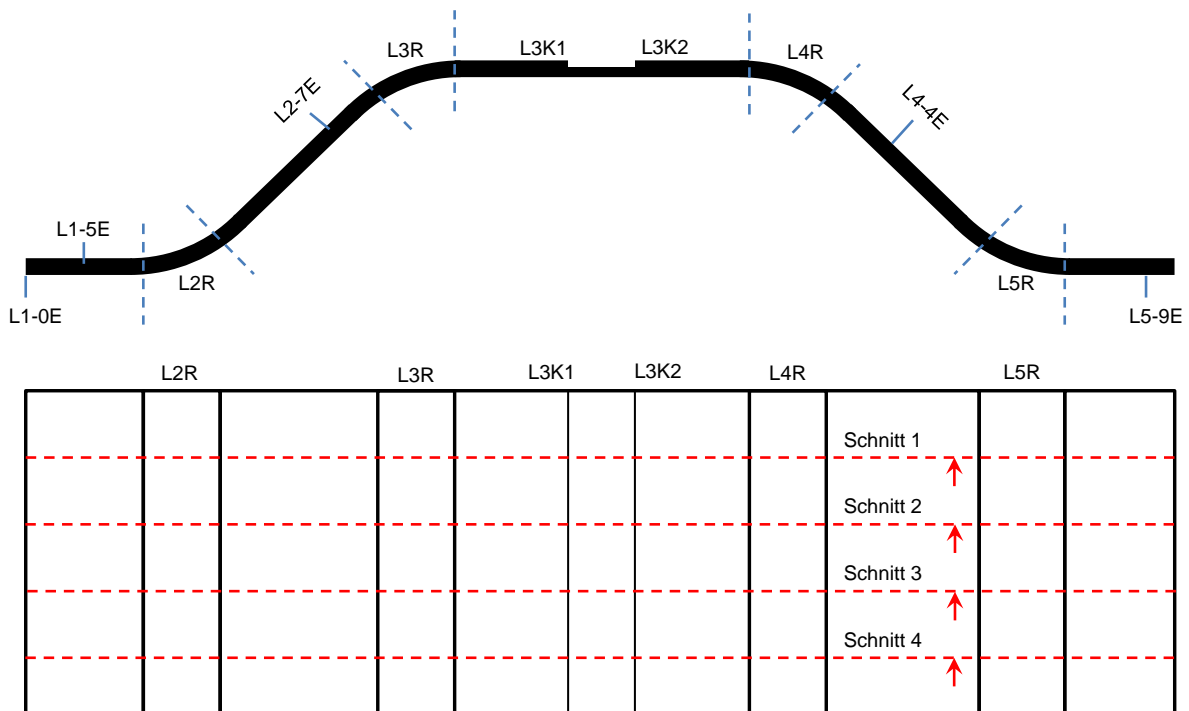


Abb. 4-13: Benennung der Schnittbereiche am Omega-Profil

### 4.3 Ergebnisse

#### 4.3.1 Ort und Zeitpunkt der Faltenentstehung

Zu Beginn der Auswertung steht der Nachweis darüber, dass der in Kapitel 2.3.2 beschriebene Mechanismus der Faltenbildung bei den hier gefertigten Proben auftritt. Zu diesem Zweck wird eine Probe ohne Druckleisten, mit einem Standard-Vakuumaufbau (Abreißgewebe, Lochfolie, Saugvlies, Vakuumfolie) gefertigt. Durch die höhere Reibinteraktion zwischen Vakuumaufbau und oberer Laminatlage wird ein Verschieben der überschüssigen Rovinglänge vom Radius in den Stegbereich eingeschränkt. Darüber hinaus erlaubt der flexible Vakuumaufbau ein Ausprägen von Falten aus der Laminebene heraus. Auf diese Weise entstehen Falten direkt im Radius, wo auch die überschüssige Faserlänge generiert wird. Dies ist bereits beim Vakuumziehen vor der eigentlichen Autoklavfahrt zu erkennen. Bereits in diesem frühen Stadium sind Falten im Radiusbereich zu sehen (vgl. Abb. 4-14), die auch nach der Aushärtung vorhanden bleiben. Damit zeigt sich, dass beim Verpressen des Außenradius überschüssige Faserlänge entsteht, die generell zu Falten führen kann, sofern sie sich nicht durch Relativverschiebungen der Laminatlagen am freien Laminatende ausgleichen kann. Der Reibkoeffizient zwischen Vakuumaufbau und Laminat ist aufgrund des Abreißgewebes deutlich höher als der zwischen Laminat und

Druckleiste, wodurch ein Ausgleich der überschüssigen Faserlänge am freien Flanschende, im Falle der Produktion mit Vakuumaufbau, nicht möglich ist.



Abb. 4-14: Falten bei der Produktion mit Vakuumaufbau (M1-cL2v-I-oL)

Der zweite wichtige Aspekt, den es zu beweisen gilt, ist die Relativverschiebung der Laminatlagen. Diese wurde in Kapitel 2.3 als einer der Treiber für die verschiedenen Mechanismen der Faltenbildung identifiziert. Das Kompaktieren vor dem AKL wird bei diesem Versuch mit einem leicht modifizierten Vakuumaufbau durchgeführt. Anstelle des Abreißgewebes wird eine zusätzliche Trennfolie eingebracht, um den Vakuumaufbau nach dem Kompaktieren entfernen zu können. Durch das Kompaktieren mit Vakuumaufbau entstehen erneut erste Falten im Radiusbereich (vgl. Abb. 4-15 links). Das Aushärten im AKL findet jetzt mit den steifen Druckleisten statt, die im Normalfall eine Faltenbildung aus der Laminatenebene heraus verhindern und Falten stattdessen in die Tiefe des Laminates hinein entstehen lassen. Abb. 4-15 zeigt, dass die Bauteiloberfläche im Radienbereich nach der Aushärtung auf keinerlei Faltenbildung schließen lässt. Auch Schlifffbilder vom Radiusbereich zeigen, dass dort keinerlei Falten auftreten bzw. die anfänglichen Falten nicht mehr vorhanden sind. Stattdessen entstehen Falten im Bereich des Brückenblechs, was beweist, dass die überschüssige Faserlänge von den Radien in die Mitte des Steges verschoben wur-

de und es, wie erwartet, zu Relativverschiebungen der Laminatlagen innerhalb des Laminates kommt.

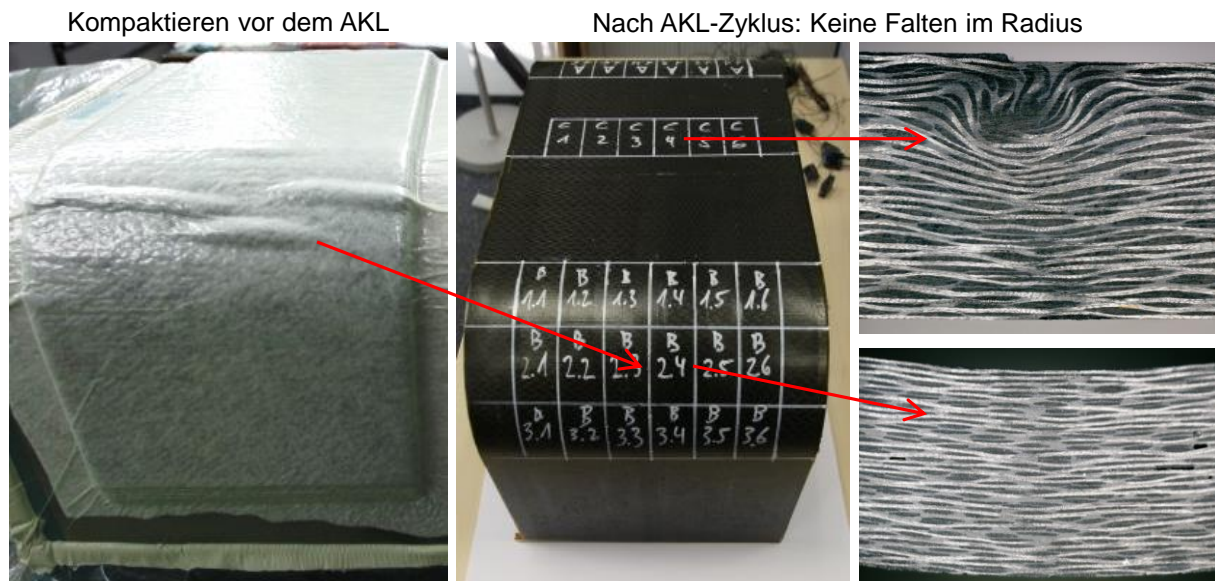


Abb. 4-15: Kompaktieren mit Vakuumaufbau, AKL-Zyklus mit Druckleisten (M1-cL2v-S-00)

Kompaktiert man von Anfang an mit den Druckleisten, entstehen bereits beim Kompaktieren keine Falten im Radienbereich. Dies ist auf zwei Gründe zurückzuführen. Die steifen Druckstücke lassen im Radienbereich kaum mehr als eine erhöhte Welligkeit zu, aber diskrete, nach außen gewölbte Falten können nicht mehr entstehen. Die Reibinteraktion (*tack* – erhöhte Reibung bei Raumtemperatur, siehe Abb. 6-1 oder Kapitel 3.8) zwischen Druckstück und oberster Laminatlage übt im Radiusbereich durch das Verschieben des Druckstücks bei der Kompaktierbewegung leichte Zugkräfte auf die oberen Laminatlagen aus (Abb. 4-16). Im Bereich des Brückenblechs hingegen wird das Laminat eher gestaucht, da die oberen Lagen mitgenommen und gegen die Kante des Brückenblechs geschoben werden. Es entstehen also Druckkräfte, die zu ersten, sichtbaren Faltenansätzen führen (vgl. Abb. 4-16). Das bedeutet, dass bereits im Rahmen der Vorkompaktierung erste Kräfte auf das Laminat wirken, die die Faltenbildung begünstigen und ggf. die Faserstruktur negativ beeinflussen. Verhindert wird dies im Rahmen der Bauteilfertigung durch häufiges Zwischenkompaktieren dünnerer Lagenpakete. Werden im Rahmen des Zwischenkompaktierens solche Fehlstellen erkannt, können diese Lagenpakete ggf. neu aufgebaut werden, um das Risiko einer Faltenbildung bei der Autoklavfahrt zu verringern.

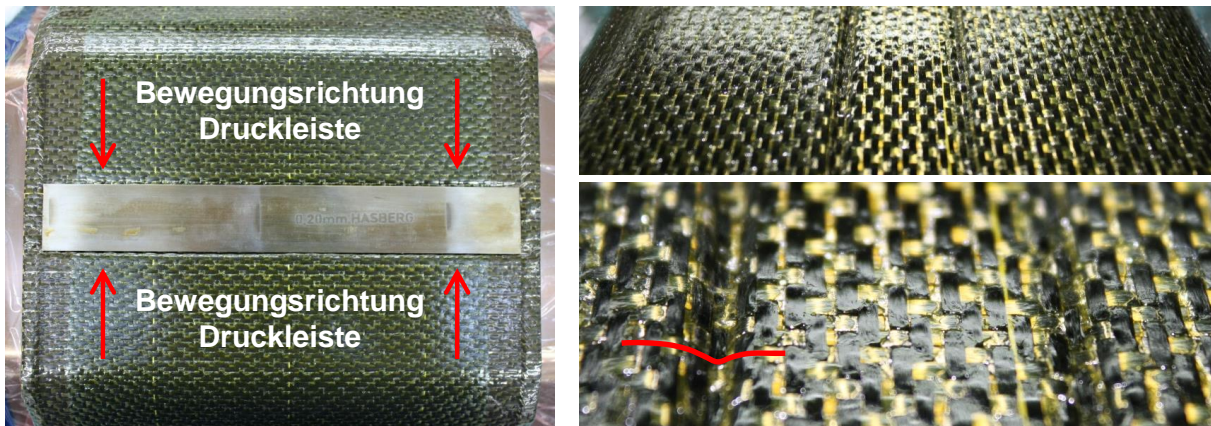
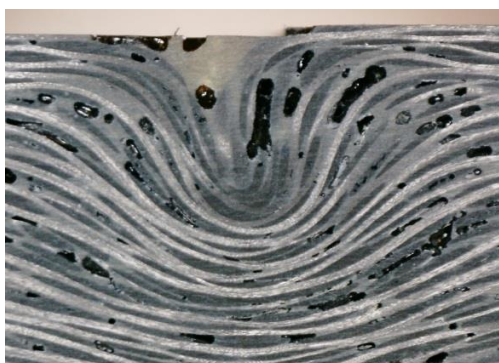


Abb. 4-16: Erste Faltenansätze nach dem Kompaktieren mit Druckleisten (rot: exemplarisch hervorgehobener Faserverlauf im Bereich der Brückenblechkante)

Anhand weiterer Proben lässt sich ableiten, dass bereits in der 80°C Haltephase und lediglich durch das anliegende Vakuum Falten entstehen. In der zweiten Heiz- und Haltephase wächst durch die Erhöhung des Autoklavdrucks die Faltengröße zwar weiter an, die eigentliche Entstehung der Falte liegt aber bereits in der ersten Haltephase während der Durchtränkung des Materials. Die Proben M2-cL2v-S-06 und M2-cL3v-S-06 wurden prozessiert, ohne in der zweiten Heizphase den Autoklavdruck von 5 bar aufzubauen. Stattdessen wurde lediglich mit Hilfe der Vakuumleitung eine Druckdifferenz von 0,55 bar erzeugt. Dennoch zeigen beide Proben auch ohne Autoklavdruck deutliche *out-of-plane* Falten (M2-cL3v-S-06) bzw. erhöhte Welligkeit und *in-plane* Falten (M2-cL2v-S-06). Somit kann davon ausgegangen werden, dass bereits beim Anlegen des Vakuums vor dem AKL erste Imperfektionen und Wellen entstehen, die dann in der Durchtränkungsphase des Materials zu diskreten Falten werden.



- Kein Autoklavdruck
- Nur 0,55 bar Druckdifferenz über den gesamten Prozess
- Porosität aufgrund unzureichender Verpressung
- Durchtränkung nicht zu 100 % abgeschlossen
- Faltenbildung deutlich zu erkennen

Abb. 4-17: Probe M2-cL3v-S-06, gefertigt ohne Autoklavdruck in der zweiten Heiz- und Haltephase



#### 4.3.2 Einfluss der Verpressung auf die globale Welligkeit

Wie bereits zuvor erläutert, ist davon auszugehen, dass die aufgrund von Ondulationen vorliegende Welligkeit durch die Kompaktierung über einen Außenradius noch verstärkt wird. Um diesen Effekt aufzeigen zu können, müssen neben Untersuchungen im oberen Laminatbereich auch Messungen in den unteren Laminatlagen nah am FEMI-Grundkörper durchgeführt werden (vgl. Abb. 4-12). Nur dann kann ein Unterschied zwischen normaler Ondulation und erhöhter Welligkeit mit Hilfe eines *t-test for independent means* statistisch nachgewiesen werden.

Die Messungen im unteren Laminatbereich (untere acht Lagen) ergeben eine theoretische Lagenhöhe von 0,272 mm. Dieser Wert liegt leicht über der vom Hersteller angegebenen CPT von 0,265 mm, was aufgrund der Verschachtelung der Ondulationen ineinander zu erwarten war (vgl. Abb. 4-8). Messungen im oberen Laminatbereich (obere acht Lagen mit maximalem Verpressungsweg) zeigen eine deutlich erhöhte Lagenhöhe von 0,305 mm. Diese Werte wurden anhand von drei Omega-Proben mit 32 Laminatlagen, zwei Omega-Proben mit 48 Laminatlagen und zwei C-Proben mit 32 Lagen ermittelt. Die Werte weisen zwar einen Variationskoeffizienten von ca. 9 % auf, es kann jedoch weder zwischen den verschiedenen Lagenanzahlen noch zwischen den Bauteilen ein statistisch signifikanter Unterschied festgestellt werden. Statistisch nachweisbar hingegen ist der Unterschied zwischen standardmäßig vorliegender Ondulation und erhöhter Welligkeit im oberen Laminatbereich. Hier erreicht man im Mittel eine statistische Sicherheit von 99,98 %, dass die Welligkeit im oberen Laminatbereich höher ist als im unteren (*t-test for independent means*, bei ungleichen Varianzen, Population 1 mit 127 Werten, Population 2 mit 121 Werten). Zur Veranschaulichung des Unterschiedes zwischen Welligkeit im unteren und oberen Laminatbereich wurden die ermittelten Lagenhöhen in Abb. 4-18 für eine der Proben (M2-oL2p-S-05) exemplarisch aufgetragen. Man erkennt bereits optisch den Unterschied zwischen den beiden ausgewerteten Laminatbereichen. Zur Erhöhung der statistischen Aussagekraft und um mögliche Streuung aufgrund der Auswertemethodik besser abfangen zu können, wurden pro Lage mehrere Werte aufgenommen und in Abb. 4-18 aufgetragen. Es zeigt sich somit, dass, wie in Abb. 4-6 dargestellt, überschüssige Rovinglänge durch eine Erhöhung der allgemeinen Welligkeit abgebaut werden kann. Hochrechnungen der lokal ausgewerteten Welligkeit haben ergeben, dass bei einem Omega-Profil bis zu 0,5 mm der überschüssigen Bogenlänge in

globale Welligkeitserhöhung umgewandelt werden können. Dabei tritt eine erhöhte Welligkeit im oberen Laminatbereich auch dann auf, wenn sich zusätzlich eine diskrete Falte gebildet hat. Somit können die in Abb. 4-6 zusammengefassten Ergebnisse des Stabilitätsproblems zumindest teilweise bestätigt werden.

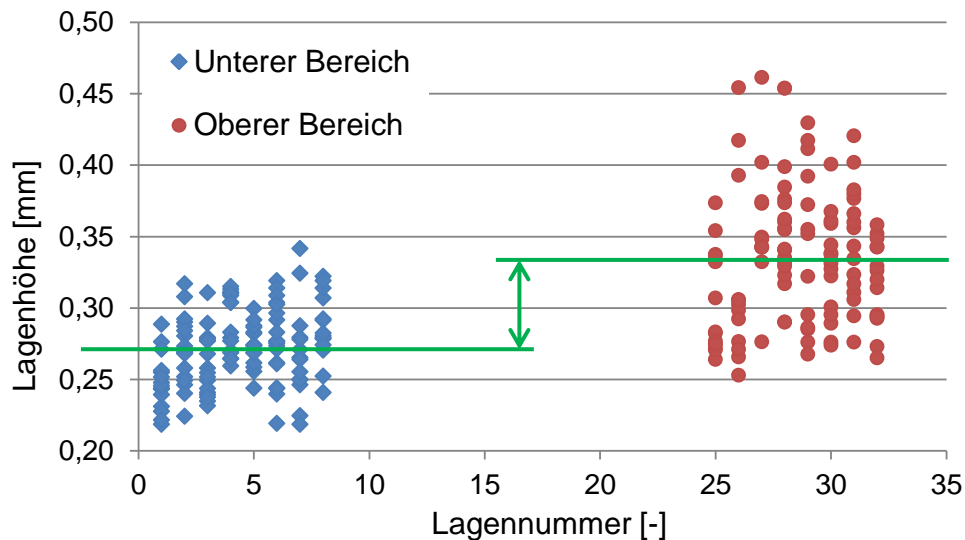


Abb. 4-18: Lagenhöhen für verschiedene Laminatlagen bei M2-oL2p-S-05

Zur Festlegung der Grenzwerte  $H_{F1-unten}$  und  $H_{F1-Grenz}$  wird das sogenannte *99%-confidence interval* angesetzt, das sich aus dem Mittelwert aller Messergebnisse addiert mit 2,576 Standardabweichungen ergibt. Damit wird sichergestellt, dass die Wahrscheinlichkeit, eine erhöhte globale Welligkeit versehentlich als diskrete Falte zu identifizieren, unter 1 % sinkt.

$$H_{F1-unten} = 0,272 \text{ mm} + 2,576 \cdot 0,0264 \text{ mm} = 0,34 \text{ mm} \quad \{ 4-1 \}$$

$$H_{F1-Grenz} = 0,305 \text{ mm} + 2,576 \cdot 0,0408 \text{ mm} = 0,41 \text{ mm} \quad \{ 4-2 \}$$

#### 4.3.3 Abhängigkeit der Faltengröße von der Laminatwandstärke

Betrachtet man den Verpressungsweg, wird deutlich, dass dieser für jede zusätzliche Laminatlage um einen konstanten Wert (ca. 0,10 - 0,12 mm) größer wird. Das bedeutet, dass auch die überschüssige Rovinglänge in den Außenradien proportional zur Laminatdicke bzw. zur Lagenanzahl im Laminat zunimmt. Geht man davon aus, dass aufgrund des konstanten Fertigungsprozesses bei jedem Bauteil in etwa der gleiche Anteil globaler Welligkeit an den freien Bauteilrändern abgebaut wird, sollte die Faltengröße proportional zur Lagenanzahl bzw. zur Wandstärke steigen.

Dieser Zusammenhang stellt eine Art Plausibilitätsprüfung für die durchgeführten Experimente dar. Es werden dabei die Proben des Fertigungsverfahrens M2 ausgewertet, da die Fertigungsmethodik M1 zu einer lokalen Überpressung im Stegbereich des C-Profil geführt hat (siehe auch Kapitel 4.3.4 und Abb. 5-24).

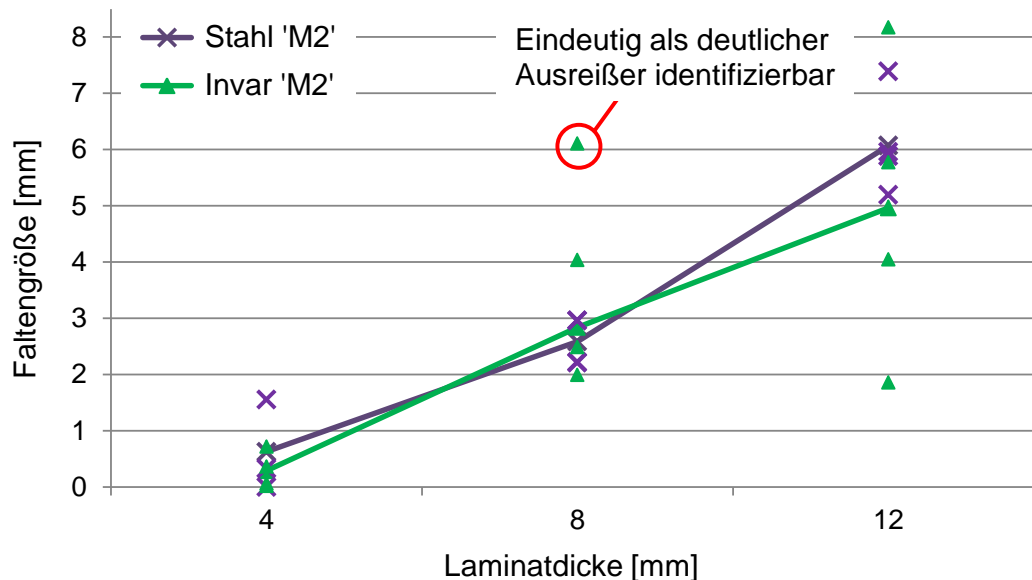


Abb. 4-19: Faltengröße beim Fertigungsverfahren M2 für Stahl- und Invar-FEMI bei verschiedenen Laminatdicken (parallele und vertikale Faserausrichtungen zusammen ausgewertet)

Abb. 4-19 zeigt, dass für beide Tooling-Materialien eine Proportionalität zwischen Laminatdicke und Faltengröße gegeben ist. Für die auf dem Stahl-FEMI gefertigten Proben ergibt sich ein Bestimmtheitsmaß ( $R^2$ ) von 90,0 %, während es bei den Proben des Invar-FEMI nur bei 55,6 % liegt. Grund für das geringere Bestimmtheitsmaß ist die deutlich größere Streuung bei den mit Invar-FEMI gefertigten Proben. Während sie beim Stahl-FEMI bei 54 % liegt, zeigen die auf dem Invar-FEMI gefertigten Proben 72 % Streuung. Bei beiden FEMI-Materialien ist die Streuung höher, als es für wissenschaftlich reproduzierbare Experimente wünschenswert ist, was dem Handlaminierverfahren, den verschiedenen Möglichkeiten überschüssige Faserlänge im Laminat abzufangen (vgl. Abb. 4-6) und der schwierigen Auswertung geschuldet ist (vgl. Kapitel 4.2.1).

Als Beispiel soll hier Probe M2-cL2p-l-01 (8,48 mm Wandstärke mit 6,104 mm Faltengröße) dienen. Sie weist eine überdurchschnittlich hohe Faltengröße auf und lässt sich mit 99,9 % statistischer Wahrscheinlichkeit als Ausreißer identifizieren. M2-cL2p-l-01 zeigt deutlich weniger *in-plane* Welligkeit und Falten, als die anderen M2-cL2p-l-xx Proben, was bedeutet, dass mehr überschüssige Faserlänge durch eine

Erhöhung der globalen Welligkeit oder durch *out-of-plane* Falten abgebaut werden muss. Die mittlere Wandstärke von M2-cL2p-I-01 gehört zu den größten Wandstärken unter den M2-cL2p-I-xx Proben. Dadurch sind der Faservolumengehalt im Laminat und somit auch die Stützwirkung gegen eine *out-of-plane* Faltenbildung etwas geringer als bei Proben mit kleineren Wandstärken. Es können also mehr bzw. größere *out-of-plane* Falten gebildet werden, bevor die Gegenkraft in dritter Raumrichtung so groß wird, dass die Fasern auch mit *in-plane* Welligkeiten auf die Druckkräfte in Laminatenebene reagieren (vgl. Kapitel 4.3.4). Zusätzlich spielen das Faserflächengewicht und der Harzanteil des Ausgangsmaterials eine Rolle. Beide dürfen im Bereich von  $\pm 2\%$  schwanken [160]. Ist das Faserflächengewicht des Ausgangsmaterials niedrig und der Harzanteil hoch, so ist bereits der Ausgangsfaservolumengehalt geringer und die Stützwirkung gegen *out-of-plane* Falten sinkt weiter ab [160]. Während sich das Stahl-FEMI im Stegbereich maximal um 0,65 mm ( $\Delta T = 160\text{K}$ ) thermisch ausdehnt, sind es beim Invar-FEMI lediglich 0,08 mm. Somit besteht die Möglichkeit, dass sich Unregelmäßigkeiten aus dem Laminierprozess beim Invar-FEMI deutlich stärker niederschlagen als beim Stahl-FEMI, da die thermische Dehnung des Stahls die Rovings strafft und Unregelmäßigkeiten glättet. Nimmt man die als Ausreißer identifizierte Probe M2-cL2p-I-01 aus der Betrachtung heraus, ergibt sich ein Bestimmtheitsmaß von über 64 % für die mit Invar-FEMI gefertigten Proben. Die Proportionalität zwischen Laminatdicke und Faltengröße kann damit bestätigt werden.

#### 4.3.4 Einfluss der Stützwirkung des Laminates (M1 vs. M2)

Die beiden Fertigungsverfahren M1 und M2 für das C-Profil weisen einen deutlichen Unterschied in ihrem Verpressungsverhalten auf. Während die Radien- und Randbereiche bei beiden Prozessen noch annähernd gleich verpresst werden (M1: 4,4 mm; M2: 4,5 mm), unterscheidet sich der Stegbereich des C-Profils besonders unterhalb des Brückenblechs deutlich (M1: 3,2 mm; M2: 4,0 mm). Durch die ähnliche Verpressung im Radiusbereich ist die überschüssige Faserlänge bei beiden Fertigungsverfahren etwa gleich. Die starke Überpressung im Stegbereich bei M1 führt hingegen zu Unterschieden in der Faltengröße. *Out-of-plane* Falten werden kleiner, während *in-plane* Falten und Welligkeiten merklich zunehmen. Dieses Verhalten hängt direkt mit der Stützwirkung des Faserbettes zusammen (Kapitel 3.5.3). Das

stark nicht-lineare Verhalten in dritter Raumrichtung sorgt dafür, dass ab einem gewissen Faservolumengehalt die Gegenkräfte gegen ein Vergrößern der Falte in Dickenrichtung die Kräfte zur Ausbildung einer *in-plane* Falte übersteigen. Die *out-of-plane* Falte wächst also nicht mehr weiter und es entsteht stattdessen eine *in-plane* Falte oder Welligkeit.

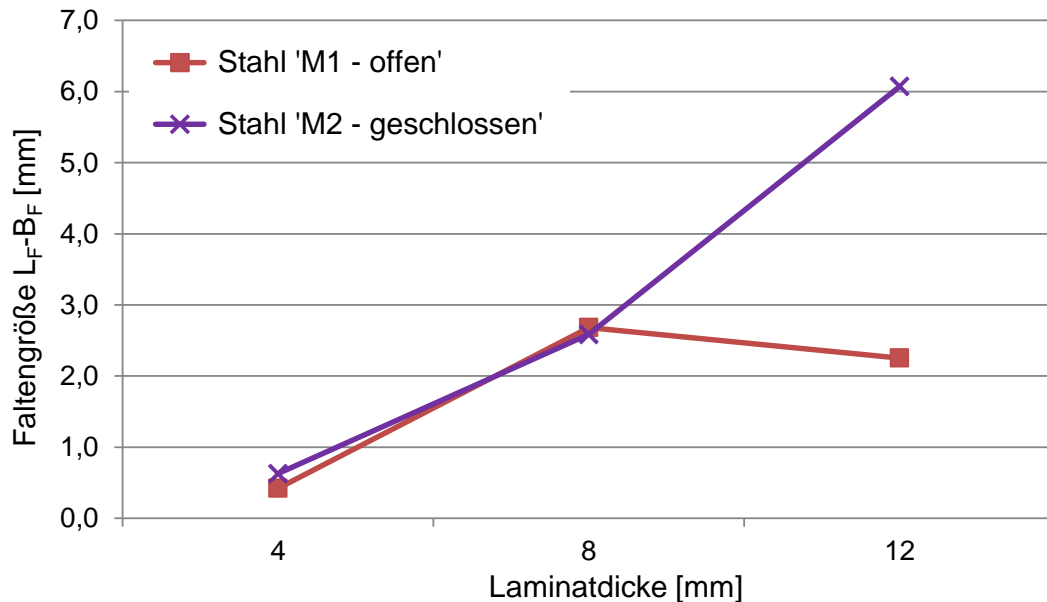


Abb. 4-20: Faltengröße in Abhängigkeit der Laminatwandstärke für beide Fertigungsverfahren

Abb. 4-20 zeigt die Mittelwerte aus jeweils drei Proben pro Laminatwandstärke für Fertigungsverfahren M1 und jeweils vier Proben pro Wandstärke für M2. Man erkennt für beide Fertigungsverfahren sehr ähnliche Faltengrößen bei 4,24 mm und 8,48 mm Wandstärke. Mit Hilfe eines *t-test for independent means* lässt sich nachweisen, dass es keinen statistisch signifikanten Unterschied zwischen beiden Fertigungsverfahren gibt. Auch die geringfügige Einschränkung des Ausgleichs überschüssiger Faserlänge am freien Flansch-Ende bei M2 (Folie im Kontakt mit Bauteil und AKL-Druck wirkt auf Bauteilkante) scheint nur einen geringen bis gar keinen Einfluss auf das Ergebnis zu haben. Für eine Wandstärke von 12,72 mm unterscheiden sich beide Fertigungsverfahren jedoch deutlich. Während für M2 der erwartete lineare Anstieg stattfindet, nimmt die Faltengröße für M1 oberhalb von 8,48 mm nicht mehr weiter zu. Bei M1 kommt es im Bereich des Brückenblechs zur deutlichen Überpressung (3,2 mm finale Wandstärke anstatt 4,0 mm). Diese führt besonders unterhalb der entstehenden diskreten Falte zu einer lokalen Steigerung des Faservolumengehaltes, was auch die Stützwirkung des Faserbettes und damit die Kräfte, die

einer Vergrößerung der Falte entgegen wirken, steigert. Betrachtet man den  $V_f$  unter der Falte (Abb. 4-21), ist zu erkennen, wie dieser bei M1 – 8,48 mm sein Maximum erreicht. Wird jetzt bei einem dickeren Laminat der Verpressungsweg noch höher, müsste auch der lokale Faservolumengehalt weiter ansteigen, wenn eine größere *out-of-plane* Falte entsteht. In diesem Fall würden aber noch höhere Kräfte in 3. Richtung der Vergrößerung der *out-of-plane* Falte entgegenwirken. Die Rovings beginnen stattdessen, mit *in-plane* Verformung auszuweichen (Abb. 4-21 und Abb. 4-22). Exemplarische Untersuchungen an repräsentativen Proben bestätigen dies.

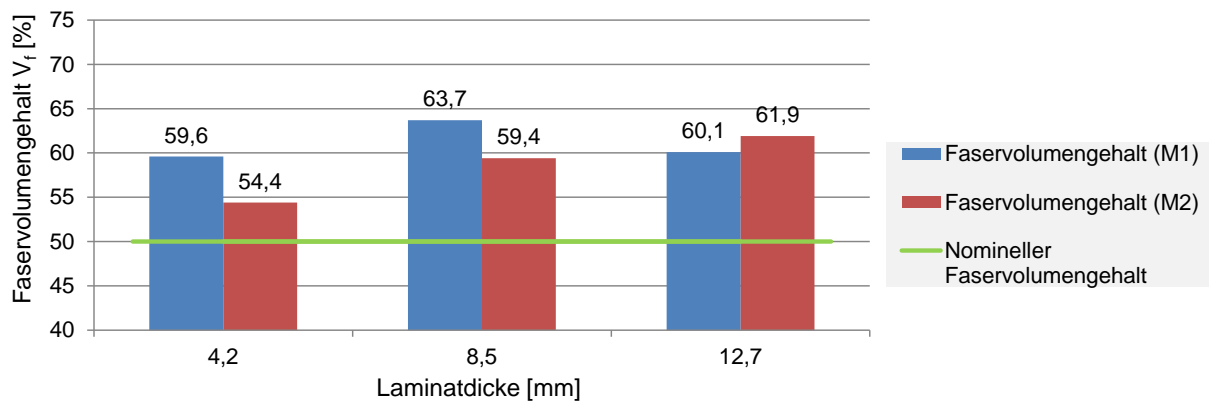


Abb. 4-21: Faservolumengehalt (bestimmt anhand von Dickenmessungen in Schlibfbildern) unterhalb der Falte bei verschiedenen Wandstärken für M1 und M2

Abb. 4-22 zeigt eine Micro-CT Aufnahme der Probe M1-cL3-S-03 mit Blick in z-Richtung (senkrecht zur Lagenebene) auf die zweite Laminatlage. Besonders an den Glasfasermarkierungsfäden lassen sich die starken *in-plane* Falten erkennen. Es lässt sich also schlussfolgern, dass die Stützwirkung des Laminates senkrecht zur Lagenebene einen erheblichen Einfluss darauf hat, wie sich die überschüssige Rovinglänge auf *out-of-plane* und *in-plane* Falten verteilt.

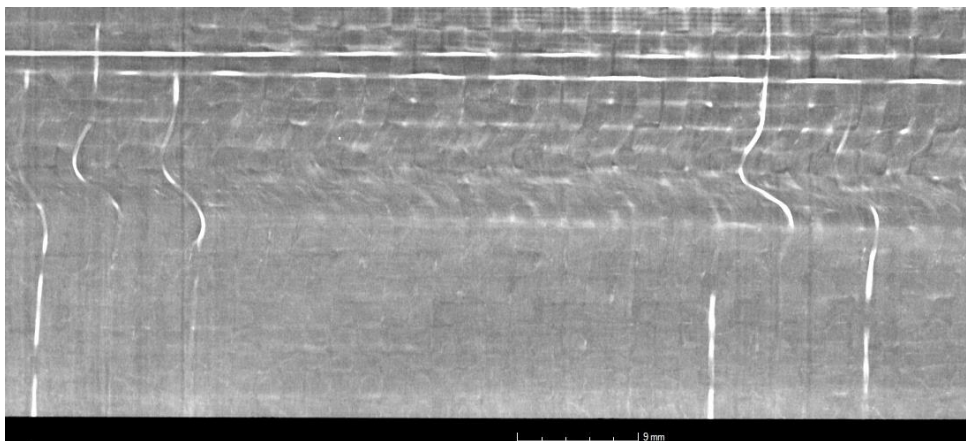


Abb. 4-22: Micro-CT Aufnahmen der Proben M1-cL3-S-03

#### 4.3.5 Abhängigkeit der Faltengröße vom FEMI-Material

Aufgrund der großen Streuung bei den Versuchen (vgl. Kapitel 4.3.3 und Abb. 4-19) ist es nicht möglich, einen Unterschied in der Faltengröße zwischen Stahl- und Invar-FEMI statistisch nachzuweisen. Der Unterschied in der thermischen Dehnung im Steg-Bereich der FEMI liegt bei lediglich 0,6 mm.

$$\Delta l_{\text{Stahl}} \approx \overline{CTE}_{\text{Stahl}} \cdot \Delta T \cdot l \approx 12,3 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K} \cdot 160 \text{ K} \cdot 330 \text{ mm} = 0,65 \text{ mm} \quad \{4-3\}$$

$$\Delta l_{\text{Invar}} \approx \overline{CTE}_{\text{Invar}} \cdot \Delta T \cdot l \approx 1,5 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K} \cdot 160 \text{ K} \cdot 330 \text{ mm} = 0,08 \text{ mm} \quad \{4-4\}$$

Die Standardabweichungen der Versuche mit den Laminaten cL1, cL2 und cL3 auf Stahl- und Invar-FEMI liegen jedoch im Mittel bereits bei 1,17 mm. Das bedeutet, dass die Streuung der Einzelversuche bereits deutlich größer ist als der maximal mögliche Unterschied in der Faltengröße, ausgelöst durch thermische Dehnung. Daher können die hier verwendeten Experimente nicht genutzt werden, um den aus der Praxis bekannten Einfluss des Tooling-Materials nachzuweisen.

#### 4.3.6 Abhängigkeit der Faltengröße vom Laminataufbau

Theoretische Betrachtungen legen nahe, dass sich verschiedene Laminataufbauten und vor allem verschiedene Faserarchitekturen (UD oder Gewebe) bei der Faltenbildung unterschiedlich verhalten. Die Rovings in UD-Lagen liegen weitestgehend gestreckt vor, also ohne die beim Gewebe vorhandenen Ondulationen. Ondulationen in einer Gewebelage stellen bereits Imperfektionen dar, die ein Ausknicken der Rovings zur Falte begünstigen. Ohne Ondulationen verhalten sich die Rovings eher wie ein klassischer Knickstab, der erst Welligkeiten bzw. diskrete Falten zeigt, wenn eine kritische Last überschritten wurde. Weiterhin führen die gestreckten Fasern zu einer höheren Längssteifigkeit der Laminatlage. Setzt man die einfache Berechnung eines Euler-Knickstabes an, so führt eine erhöhte Längssteifigkeit auch gleichzeitig zu einer höheren kritischen Knicklast. Weniger Imperfektionen und eine höhere kritische Knicklast bei UD-Lagen sollten also zu einem deutlich geringeren Faltenrisiko führen. Ein weiterer Effekt ist die Stützwirkung in dritter Raumrichtung. Kapitel 3.5.3 hat gezeigt, dass UD-Laminat eine steilere  $E_3(V_f)$ -Kurve aufweisen und somit eine größere Stützwirkung in dritter Raumrichtung erzeugen.

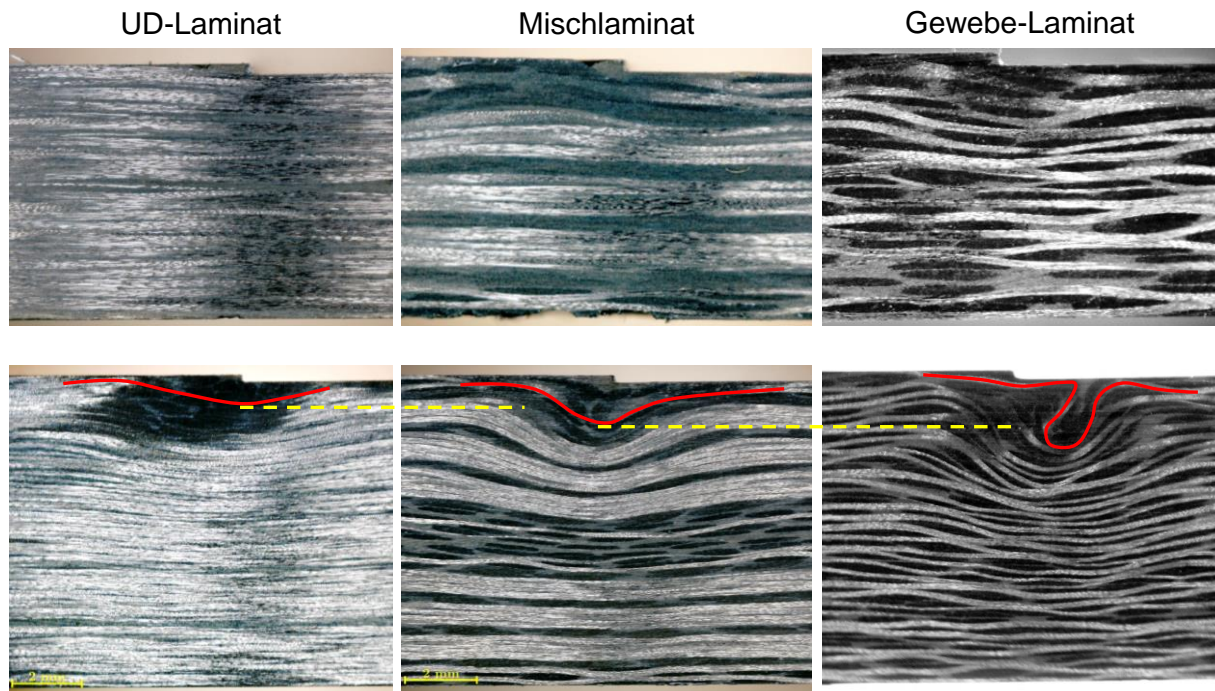


Abb. 4-23: Vergleich UD- (oben: M2-cL4v-I-01, unten: M2-cL4\*v-I-02), Misch- (oben: M2-cL5v-S-01, unten: M2-cL5\*v-S-02) und Gewebe-Laminat (oben: M2-cL1v-I-01, unten: M2-cL2v-I-04)

Abb. 4-23 zeigt den Vergleich zwischen einem reinen  $0^\circ$ -UD- und einem  $0/90^\circ$ -Gewebelaminat. Während das UD-Laminat selbst bei 8,48 mm Wandstärke nur geringe Beeinträchtigungen der Faserstruktur aufweist, sind beim Gewebelaminat deutliche Falten zu erkennen. Das bedeutet, dass, trotz annähernd gleichem Verpressungsweg, UD-Lagen deutlich weniger faltenganfällig sind als Gewebelagen. Reine UD-Lamine werden im Hubschrauberbau jedoch nicht verwendet. Daher wurden im Rahmen dieser Arbeit auch Mischlamine getestet. Abb. 4-23 zeigt, dass auch die Kombination aus UD- und Gewebe-Lagen eine Verringerung der Faltengröße bewirken kann. Um diese Effekte berücksichtigen zu können, sollte man bei der Bewertung des Faltenrisikos unbedingt den Laminataufbau einbeziehen.

#### 4.3.7 Abhängigkeit der Faltengröße von der Ausrichtung der oberen Laminatlage

Bereits bei den Reibungsmessungen zwischen FEMI und Prepreg hat sich gezeigt, dass sich bei  $0/90^\circ$ - und  $90/0^\circ$ -Ausrichtung des Laminates deutliche Unterschiede ergeben (Abb. 4-24 oben links). Da die TPI einen entscheidenden Faktor bei der Faltenbildung darstellt, ist es naheliegend, dass die Ausrichtung der obersten Laminatlage auch einen Einfluss auf die Faltenbildung hat. Um diesen Effekt zu bestätigen, wurden Proben mit  $0/90^\circ$ - oder  $90/0^\circ$ -Ausrichtung angefertigt. Wie in Kapitel



4.3.5 erläutert, lassen sich keine Unterschiede zwischen Stahl- und Invar-FEMI feststellen. Proben beider Materialien wurden bei der statistischen Auswertung eingesetzt. Tabelle 4-2 zeigt eine Übersicht der verwendeten Proben. Rein graphisch betrachtet zeigt sich das erwartete Bild mit größeren Falten für ein schussdominiertes 90/0°-Laminat (Abb. 4-24 oben rechts). Betrachtet man die Ergebnisse mit Hilfe eines *t-test for independent means*, lässt sich jedoch kein klares Bild erzeugen. Die statistischen Wahrscheinlichkeiten, dass die Falten bei schussdominierter 90/0°-Ausrichtung größer sind als bei kettdominierter 0/90°-Ausrichtung, liegt immer unterhalb 80 % (4,2 mm ~ 80 %; 8,5 mm ~ 75 %; 12,7 mm ~ 64 %). Damit sind die Ergebnisse statistisch nicht signifikant. Der Grund hierfür könnte jedoch auch in der großen Streuung der Experimente (Variationskoeffizient teilweise über 100 %) und der für diese hohe Streuung geringen Anzahl an Messwerten zu finden sein. Unter Einbeziehung der Reibungsmessungen (Abb. 4-24 oben links) bleibt der Eindruck, dass die Faserausrichtung (kett- oder schussdominiert) einen nicht unbedeutenden Einfluss auf die Faltenbildung hat, auch wenn sich dieser statistisch aktuell noch nicht nachweisen lässt. Es wird vermutet, dass die Verschiebung der Druckleiste während des Kompaktierens eine zusätzliche Verschiebung der oberen Lage hin zur Stegmitte erzeugt, die Lage dadurch stärker gestaucht wird und somit eine größere Falte entsteht (Abb. 4-24 unten rechts). Die zusätzliche Verschiebung der Lage wird durch den um fast 50 % gesteigerten Reibkoeffizienten bei 90/0°-Ausrichtung ermöglicht (vgl. Abb. 4-24). Gestützt wird diese Vermutung auch durch die Prozesssimulation (siehe Kapitel 0 und Abb. 6-5).

Tabelle 4-2: Übersicht über die zur Auswertung verwendeten Proben

<b>Ausrichtung</b>	<b>Wandstärke</b>	<b>Anzahl</b>	<b>Probennummern</b>
0/90°	4,24 mm	3	M2-cL1v-I-01, M2-cL1v-I-04, M2-cL1v-S-04
90/0°	4,24 mm	4	M2-cL1p-I-02, M2-cL1p-I-03, M2-cL1p-S-01, M2-cL1p-S-03
0/90°	8,48 mm	3	M2-cL2v-I-03, M2-cL2v-I-04, M2-cL2v-S-04
90/0°	8,48 mm	5	M2-cL2p-I-01, M2-cL2p-I-02, M2-cL2p-S-01, M2-cL2p-S-02, M2-cL2p-S-03
0/90°	12,72 mm	6	M2-cL3v-I-01, M2-cL3v-I-02, M2-cL3v-I-03, M2-cL3v-S-01, M2-cL3v-S-02, M2-cL3v-S-03
90/0°	12,72 mm	2	M2-cL3p-I-04, M2-cL3p-S-04

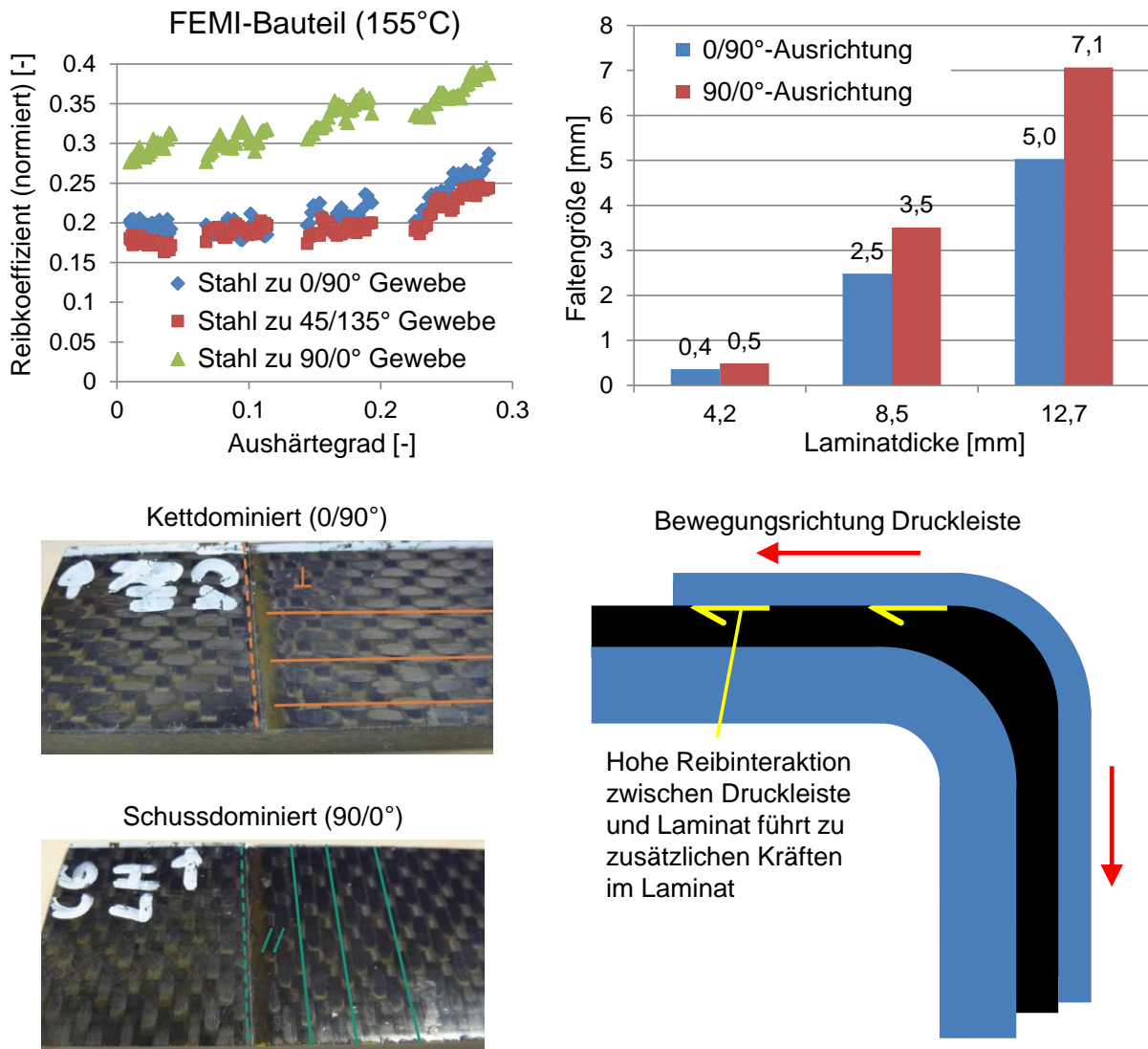


Abb. 4-24: Unterschied in der Faltengröße bei 0/90°- und 90/0°-Faserausrichtung (oben links: Reibkoeffizienten; oben rechts: Faltengrößen; unten links: Bilder der Proben mit den beiden Faserausrichtungen; unten rechts: Prinzipskizze der Kräfte an der oberen Laminatlage)

#### 4.3.8 Abhängigkeit der Faltengröße von der Bauteilgeometrie

Dodwell et al. [51] untersuchen den Einfluss der Flanschlänge auf die Faltenbildung. Erland et al. [96] zeigen mit Hilfe theoretischer Überlegungen, wie sich der überspannte Winkel auf die Scherung des Materials und damit ebenfalls auf die Faltenbildung auswirkt. Unter Berücksichtigung dieser Arbeiten werden hier zwei unterschiedliche Bauteile verglichen. Das Omega-Profil überspannt mit seinen beiden oberen Außenradien lediglich einen Winkel von 45° im Vergleich zu den 90° beim C-Profil. Außerdem weist das Omega-Profil an seinen unteren Flanschen zwei Innenradien auf, die bei der Kompaktierung zusätzliche Faserlänge benötigen, anstatt

überschüssige Faserlänge zu produzieren. Somit sollte die Faltengröße beim Omega mindestens um einen Faktor zwei geringer sein als beim C-Profil.

Weiterhin werden für C- und Omega-Profil verkürzte Flanschlängen getestet. Hauptziel ist, die nötige Basis zur Verifikation der Prozesssimulation zu schaffen. Die Simulation muss in der Lage sein, verschiedene Bauteilgeometrien abzubilden, damit sie später vollumfänglich in der Produktion von Hubschrauberbauteilen verwendet werden kann.

Tabelle 4-3: Vergleich Omega und C-Profil (alle Proben auf dem Stahl-FEMI)

Proben	Anzahl	Wandstärke	Faltengröße	SD
C-Profil (M2 – 130 mm Flansch)	4	8,5 mm	2,59 mm	0,43 mm
C-Profil (M2 – 130 mm Flansch)	4	12,7 mm	6,11 mm	0,92 mm
Omega-Profil (M2 – vollständiger Flansch)	4	8,5 mm	0,95 mm	0,45 mm
Omega-Profil (M2 – vollständiger Flansch)	4	12,7 mm	1,98 mm	0,58 mm
C-Profil (M2 – 30 mm Flansch)	1	8,5 mm	0,35 mm	-
Omega-Profil (M2 – 30 mm Flansch)	1	8,5 mm	0,00 mm	-

Für die 8,5 mm Profile mit vollständigem Flansch ergibt sich anhand eines *t-test for independent means* eine statistische Wahrscheinlichkeit von nur 0,1 %, dass die deutlich geringere Faltengröße beim Omega-Profil ein zufälliges Ergebnis ist. Da allgemein eine Wahrscheinlichkeit kleiner 5 % ausreichend ist, um ein Ergebnis als statistisch signifikant anzusehen, kann hier davon ausgegangen werden, dass die Omega-Geometrie zu deutlich kleineren Falten führt, als das C-Profil. Noch deutlicher ist das Ergebnis bei den Proben mit 12,7 mm Wandstärke. Hier ist die Wahrscheinlichkeit eines zufälligen Ergebnisses bei nur 0,05 %, also um einen Faktor 100 geringer als benötigt wird, um von einem statistisch signifikanten Ergebnis zu sprechen. Es kann also experimentell bestätigt werden, dass die Omega-Profile eine geringere Faltengröße aufweisen als die C-Profile. Analysiert man die Werte weiter, ist zu erkennen, dass die Faltengröße bei den Omega-Profilen um etwa den Faktor drei geringer ist, als bei den C-Profilen. Würde man nur die Radien alleine betrachten, sollte nach Erland et al. [96] etwa die halbe Faltengröße bei den Omega-Profilen entstehen, da die Fasern nur einen 45°, statt einem 90°-Winkel im Radius umspannen müssen. Ein Unterschied mit dem Faktor drei bedeutet, dass nicht nur der 45°-Winkel einen Einfluss auf die Faltenbildung hat, sondern auch die zusätzlichen nega-

tiven Radien im unteren Bereich des Omega. Wie erwartet, tragen diese Radien dazu bei, überschüssige Faserlänge aufzunehmen und die Faltengröße sowie das Faltenrisiko zu reduzieren. Die Simulationen in Kapitel 0 (besonders Abb. 6-4) bestätigen diese Vermutung. Abb. 6-4 zeigt, dass der negative Radius Zugspannungen in die obere Laminatlage einbringt, die deutlich über die Flansch-Mitte hinaus bis fast an den oberen Außenradius reichen. Diese Zugspannungen unterstützen die Verschiebung überschüssiger Rovinglänge in den unteren Innenradius, wodurch weniger überschüssige Länge in die Falten im Stegbereich entfällt.

Zusätzlich zum Vergleich zwischen Omega- und C-Profil wurden Bauteile mit verkürztem Flansch gefertigt. Bei den verkürzten Omega-Profilen fallen der untere Innenradius und ein Großteil der schrägen Flanschsektion weg, während beim verkürzten C-Profil lediglich der ursprünglich 130 mm lange Flansch um 100 mm verkürzt wird. Nach Dodwell et al. [51] sollte ein verkürzter Flansch die Faltenbildung deutlich reduzieren, da aufgrund der verringerten Reibfläche zwischen Radius und freiem Ende mehr überschüssige Rovinglänge am freien Bauteilende ausgeglichen werden kann. Tabelle 4-3 zeigt, dass, wie erwartet, beide Profil-Typen mit verkürztem Flansch deutlich kleinere Falten zeigen als die Standardbauteile. Darüber hinaus sind auch bei den verkürzten Proben die Falten im Omega-Profil deutlich kleiner (keine Falten) als beim C-Profil, was sich durch den vom Außenradius umschlossenen Winkel erklären lässt (siehe oben). Bei den C-Profilen ergibt sich statistisch betrachtet eine Wahrscheinlichkeit von über 99,9 %, dass es sich nicht um ein zufälliges Ergebnis handelt, sondern die Falten bei einem Bauteil mit verkürztem Flansch physikalisch bedingt kleiner sind. Bei den Omega-Profilen liegt die Wahrscheinlichkeit knapp über 95 %, was aber noch immer als statistisch signifikantes Ergebnis angesehen werden kann. Diese Wahrscheinlichkeiten wurden ermittelt, indem man den Unterschied in der Faltengröße zwischen normalen und verkürzten C-Profilen als ein Vielfaches der Standardabweichung (SD) ausdrückt. Erhält man einen Unterschied von beispielsweise 2,576 SD, entspricht dies einer 99,9 % Wahrscheinlichkeit, dass der Wert nicht zur Grundgesamtheit (Population) bzw. der Gaußverteilung der Bauteile mit normalem Flansch gehört.

#### 4.3.9 Lagentrennungen

Es besteht die Möglichkeit, Laminatlagen im Bauteil zu trennen und durch entsprechende Verschachtelung der Trennstellen die Steifigkeit und Festigkeit des Laminates aufrechtzuerhalten. Dies wird beispielsweise bei großen und komplexen Strukturen praktiziert, um das Laminieren zu erleichtern oder die Verzerrung der Lagen beim Laminieren zu verhindern. Teilt man beim C-Profil die Lagen im Stegbereich, kann mit Hilfe dieser Teilungen auch ein Ausgleich überschüssiger Faserlänge erzeugt werden. Dadurch, dass die Lagen nicht mehr zusammenhängen und nicht auf Stoß, sondern mit einem 2 mm Spalt positioniert werden, entsteht ein kleiner Hohlraum im Laminat, der ein Verschieben der Lagen zulässt, ohne größere Druckspannungen im Laminat aufzubauen (vgl. Abb. 4-25).

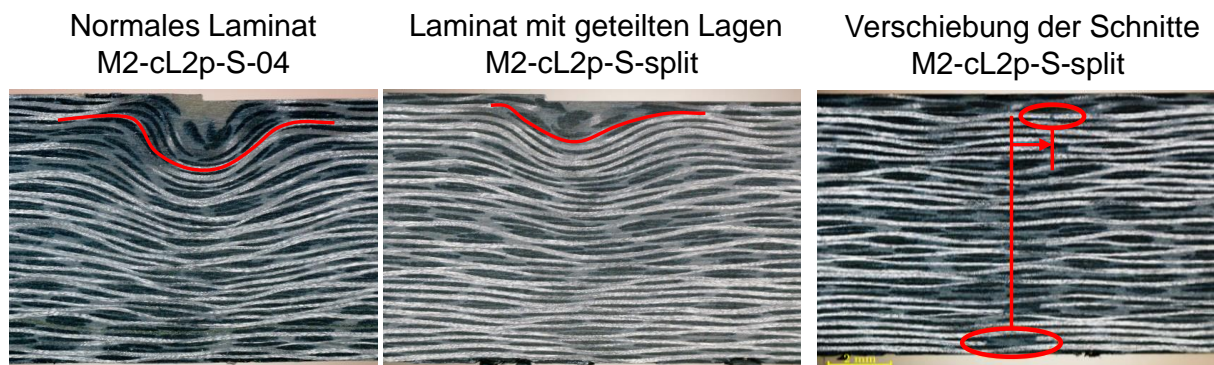


Abb. 4-25: Vergleich eines Laminates mit durchgängigen und geteilten Lagen

Auch dieses Vorgehen wurde experimentell mit einer einzelnen Vergleichsprobe (M2-cL2p-S-split) getestet. Der Vergleich der Schlibfbilder in Abb. 4-25 (links: Standardlaminat; Mitte: Laminat mit Lagentrennungen) zeigt bereits bei Betrachtung mit bloßem Auge, dass die Probe mit Lagentrennungen (M2-cL2p-S-split) zu kleineren Falten führt. Die Referenzproben (M2-cL2p-S-0x) weisen eine mittlere Faltengröße von 2,59 mm bei einer Standardabweichung von 0,43 mm auf. M2-cL2p-S-split hat dagegen eine Faltengröße von nur 0,40 mm. Das bedeutet, dass die Falte mehr als fünf Standardabweichungen kleiner ist als die Referenzfaltengröße. Damit ergibt sich eine Wahrscheinlichkeit kleiner 0,0001 % für ein zufälliges Ergebnis, dass eigentlich der Gaußverteilung der Referenzproben zuzuschreiben ist. Warum trotz der Lagentrennungen kleine Falten entstanden sind, wird mit Hilfe der Prozesssimulation in Kapitel 6.1.3 erklärt.

#### 4.4 Schlussfolgerungen für die Prozesssimulation

Die experimentelle Untersuchung der Faltenbildung beim Kompaktieren über einem Außenradius hat gezeigt, dass der von Dodwell et al. [51] erläuterte Mechanismus bei den verwendeten C- und Omega-Profilen ebenfalls auftritt. Darüber hinaus konnten die wichtigsten Treiber der Faltenbildung identifiziert werden. Diese sind der auftretende Kompaktierweg, die Relativverschiebung bzw. die Reibinteraktion zwischen den Laminatlagen, die Faserarchitektur (UD oder Gewebe) und die Bauteilgeometrie inklusive der Möglichkeit, Laminatlagen zu trennen, um freie Lagenenden zum Ausgleich der überschüssigen Rovinglänge zu erzeugen. Die Stützwirkung des Laminates in 3. Raumrichtung hingegen beeinflusst weniger das Faltenrisiko selbst, als das Resultat der Faltenbildung. Eine gute Stützwirkung verändert lediglich den Typ der Falte von *out-of-plane* zu *in-plane*.

Der Kompaktierweg und die Bauteilgeometrie hängen insofern zusammen, als sie die maximal mögliche überschüssige Faserlänge an einer bestimmten Stelle im Bauteil vorgeben. Je nach überspanntem Winkel, je nach Flanschlänge oder Position der Lagenschnitte und abhängig von der Laminatdicke (Verpressungsweg) ergibt sich die maximal mögliche überschüssige Faserlänge. Um den zeitlichen Verlauf der Kompaktierung und die Entwicklung der entscheidenden Parameter umfassend vorhersagen und darstellen zu können, bietet es sich an, eine auf diese Thematik spezialisierte Prozesssimulation zu entwickeln. Diese muss in der Lage sein, die Kompaktierung inklusive der Durchtränkungsphase des Laminates korrekt abzubilden. An erster Stelle steht hier die richtige Erfassung der teilweise nicht-linearen und zeitlich veränderlichen Materialdaten (vgl. Kapitel 3). Die Viskosität und der damit verbundene Harzfluss können nur dann richtig abgebildet werden, wenn der Kompaktiersimulation eine thermische Simulation vorangeschaltet wird, die die korrekte Temperatur- und die Aushärtgradverteilung berechnet und an die Kompaktiersimulation übergibt. Wie in Kapitel 2.4.2 dargestellt, muss neben dem Harzfluss auch das mechanische Verhalten der Fasern in Dickenrichtung korrekt erfasst werden, um den zeitlichen Verlauf der Verpressung vorhersagen zu können. Die korrekte Erfassung des mechanischen Verhaltens der Fasern in allen Raumrichtungen hilft außerdem, die Stützwirkung in dritter Raumrichtung und die Unterschiede zwischen den verschiedenen Faserarchitekturen in der Simulation abzubilden. Die Relativverschiebung der Laminatlagen zueinander und die Verschiebung der FEM-Elemente relativ zum La-

minat stellen eine besondere Herausforderung für die Simulation dar. Die Kontaktflächen zwischen den einzelnen Lagen und auch die TPI sind reibbehaftet. Nur, wenn diese Reibung korrekt abgebildet wird, lassen sich die Relativverschiebungen und die entstehenden inneren Spannungen im Laminat korrekt erfassen. Dabei ist die absolute Größe der Spannungen von untergeordneter Bedeutung, solange der zeitliche Verlauf und die Spannungstendenzen richtig vorhergesagt werden. Die Bauteilgeometrie und damit Laminatdicke, Flanschlänge, Lagenschnitte, etc. kann mit Hilfe des FE-Netzes abgebildet werden.

Bei der Entwicklung einer Prozesssimulation müssen die Besonderheiten des verwendeten Prepreg-Materials berücksichtigt werden. Da es sich beim HexPly M18/1 um ein *hot-melt-prepreg* handelt, sind die Fasern nicht vollständig durchtränkt. Es werden bei der Herstellung lediglich Harzfilme auf Ober- und Unterseite der Faserstruktur aufgebracht. Dadurch entstehen Kanäle (sogenannte *engineered vacuum channels*) zwischen den Rovings, die ein besseres Evakuieren des Laminates ermöglichen und somit die Porenbildung drastisch reduzieren. Allerdings führt dieser Aufbau des Prepregs auch zu einem deutlich komplexeren Verpressungsverhalten als bei voll durchtränkten Prepregs, da die Durchtränkung im Rahmen der ersten Heiz- und Haltephase stattfindet (vgl. Abb. 4-26). Die experimentelle Charakterisierung der Faltenbildung hat darüber hinaus aufgezeigt, dass viele Falten bereits in dieser Durchtränkungsphase entstehen. Möchte man den gesamten, für die Faltenbildung relevanten Kompaktierweg im Autoklaven abbilden, muss die Durchtränkung des Laminates in der ersten Heiz- und Haltephase des Autoklavzyklus berücksichtigt werden. Die meisten bisherigen Prozesssimulationsansätze setzen allerdings voll durchtränktes Material als Ausgangsbedingung voraus und können daher nur die Verpressung des *hot-melt* in der zweiten Heizphase korrekt darstellen [3], [41], [85], [106] (vgl. auch Kapitel 2.4.2 und Abb. 4-26).

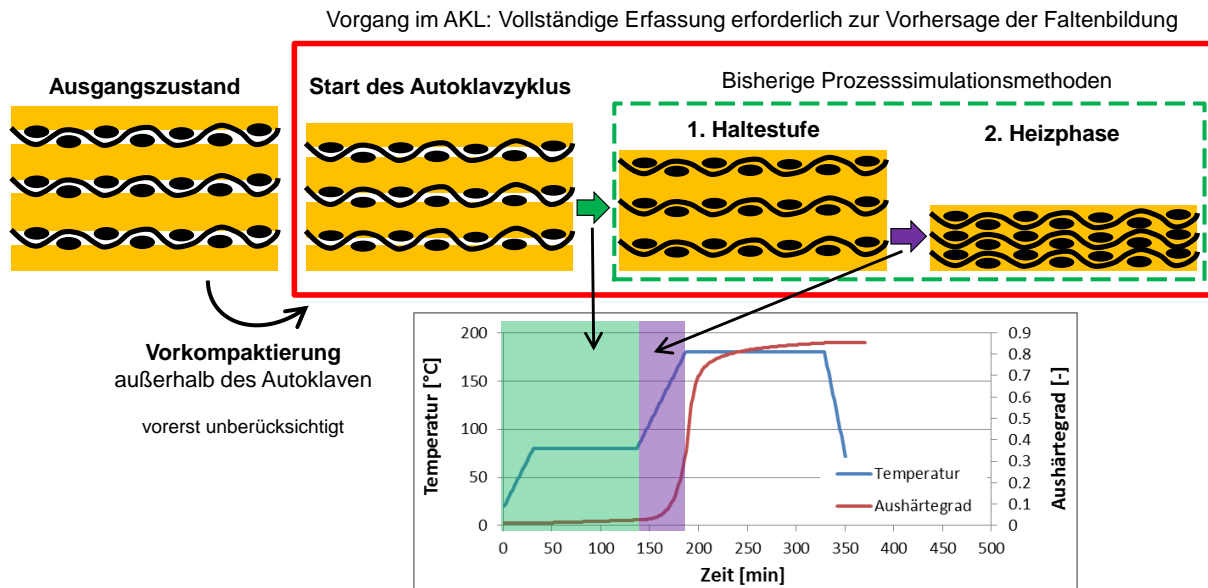


Abb. 4-26: Verlauf der Verpressung bei einem *hot-melt-prepreg*

In dieser Durchtränkungsphase fallen die Viskosität der Matrix und der Reibkoeffizient zwischen den Lagen rapide ab und erlauben die Relativverschiebung der Faserlagen zueinander. Erst in der zweiten Heizphase steigt die interlaminare Reibung aufgrund der stärkeren Kompaktierung und der Zunahme der Faser-Faser-Kontaktfläche wieder an (vgl. Kapitel 3.8, insbesondere Abb. 3-18, sowie [157]). Somit ist besonders die Durchtränkungsphase von Bedeutung für die Ausbildung von Falten im Laminat und muss in der Simulation abgebildet werden (vgl. Kapitel 4.3.1). Da die Durchtränkung ein hochkomplexer Prozess ist, der auf Mikro- und Mesoebene stattfindet, bietet es sich an, über phänomenologische Simulationsansätze nachzudenken. Auf diese Weise kann der Verlauf der Durchtränkung und der Verpressung auf Meso- bzw. Makroebene korrekt dargestellt werden, während einige der Aspekte auf Mikroebene stark vereinfacht betrachtet werden. Ein phänomenologischer Ansatz bietet den großen Vorteil, dass die für die Abschätzung der Faltenbildung wichtigen Einflussfaktoren gezielt eingebracht werden können, ohne alle physikalischen Effekte bis ins Detail modellieren zu müssen. Somit lässt sich eine Simulation entwickeln, die in der Lage ist, auch größere Bauteile abzubilden.



## 5 Simulationsprozess

Wie in Kapitel 2.4 und 4.4 dargestellt, gibt es aktuell noch keinen Simulationsansatz, der die in der Autoklavfertigung auftretenden Reibinteraktionen und die häufig aus der Konsolidierung resultierende Faltenbildung effizient erfassen kann. Die enormen Rechenkapazitäten, die nötig sind, um bereits existierende Simulationsansätze auf einen industriellen Maßstab zu übertragen, machen sie für den alltäglichen Einsatz im Tooling-Design unbrauchbar [6]. Für eine frühzeitige Erkennung der Faltenbildung muss ein effizienter Simulationsprozess entwickelt werden. Dieser muss nicht nur das thermische Verhalten von Tooling und Bauteil berücksichtigen, sondern auch die Aushärtung, die Kompaktierung sowie die veränderlichen Reibzustände. Statt der in Kapitel 2.4 genannten Software-Pakete wird die allgemeine FE-Software ABAQUS™ in Kombination mit Benutzerunterprogrammen (*user subroutines* – *USR*) bzw. anwendergenerierten Materialmodellen (*user defined materials* – *UMAT*) verwendet. Dies ermöglicht nicht nur die Nutzung sämtlicher in der Finiten Elemente Methode zur Verfügung stehenden Möglichkeiten, sondern den direkten Eingriff in Materialmodelle und -parameter zur Durchführung von Sensitivitätsanalysen und Parameterstudien.

Wichtig bei der Aufstellung eines Simulationsprozesses ist maximale Flexibilität, um auch Zwischenergebnisse unverzüglich für die Tooling-Optimierung nutzen zu können. Eine thermisch-mechanisch sequentielle Simulation bietet sich an, da sie eine vom weiteren Simulationsprozess unabhängige thermische Optimierung ermöglicht und allgemein geringere Rechenzeiten aufweist (vgl. Kapitel 2.4). Die thermische Simulation sollte dabei neben der zeitlichen und örtlichen Temperaturverteilung auch den Verlauf des Aushärtegrades und der Glasübergangstemperatur ermitteln können, um die korrekte und vollständige Aushärtung sicherzustellen. Diese Erkenntnisse können direkt zur thermischen Tooling-Optimierung oder für weitere Simulationsschritte Anwendung finden.

Neben dem thermischen müssen das mechanische Verhalten und besonders die Kompaktierung des Prepreg-Materials von der Simulation erfasst werden, da diese eine entscheidende Rolle bei der Faltenbildung spielt. In Anlehnung an die in der Software COMPRO™ verwendete Systematik (siehe auch [27, 41, 113]) erscheint es sinnvoll, Kompaktierung und rein mechanisches Verhalten voneinander zu trennen (Abb. 5-1). Dabei ist von Vorteil, dass die Komplexität der einzelnen Simulationsmo-

dule sinkt und man im Rahmen der Kompaktiersimulation die Matrix als Flüssigkeit berücksichtigen kann. Nachteilig ist das Hinzufügen eines weiteren Simulationsmoduls, das Modelaufbau benötigt und die Gesamtrechenzeit steigert. Diese Nachteile können unter Umständen dadurch kompensiert werden, dass nach jedem einzelnen Modul Zwischenergebnisse extrahiert werden, die der Tooling-Optimierung dienen. Weiterhin läuft die Faltenbildung im Autoklaven nur in der flüssigen Phase der Matrix ab. Zur Bewertung der Faltenbildung sind also das thermochemische und das Kompaktiermodul ausreichend (vgl. Abb. 5-1).

Die thermische Simulation bildet den gesamten Autoklav-Zyklus ab und liefert damit für Kompaktier- und mechanisches Modul die nötigen Temperatur- und Aushärtegraddaten. Da die Kompaktierung nur bei flüssiger Matrix stattfindet, kann das Kompaktiermodul nach Überschreiten des Gelpunktes bzw. einer Grenzviskosität gestoppt werden [41, 113].

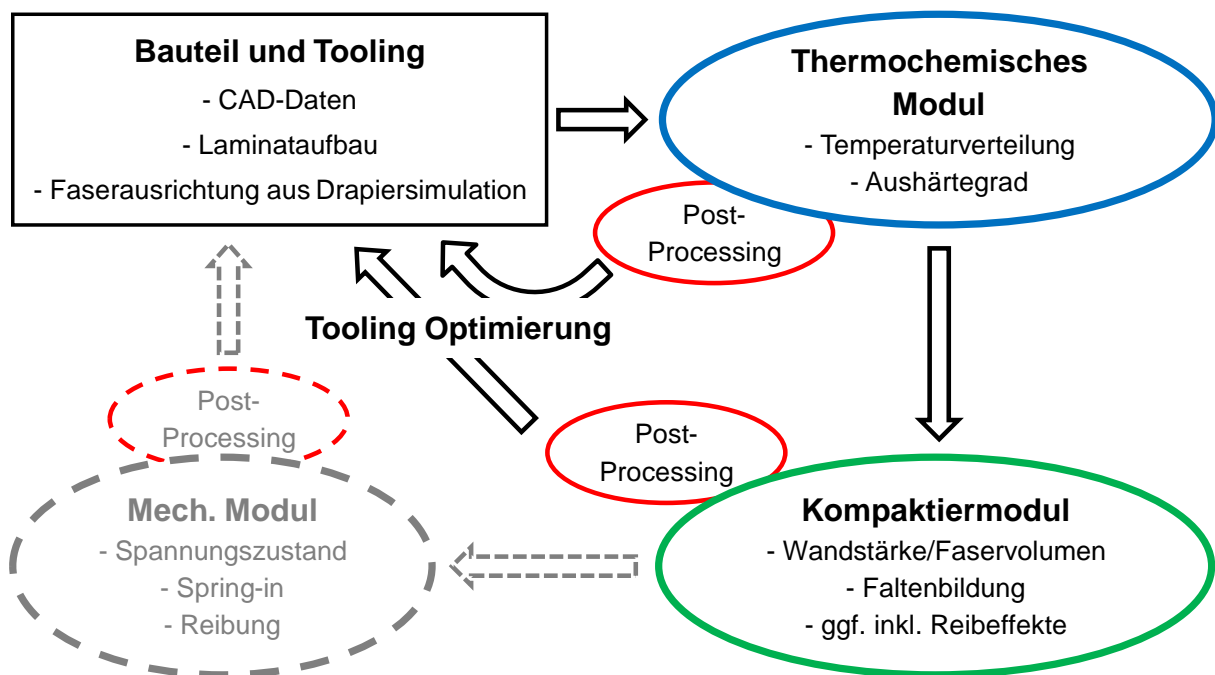


Abb. 5-1: Simulationsprozess mit separatem Kompaktiermodul

Um die Faltenbildung vorhersagbar zu machen, müssen die interlaminare Reibinteraktion und die TPI in die Simulation eingebracht werden. Johnston et al. [27, 62, 63] nutzen sogenannte *shear layers*. Nachteil dieser zusätzlichen Lagen aus FE-Elementen ist ihre geringe Dicke und die daraus resultierende geringe Elementgröße für die Erzeugung eines akzeptablen *element aspect ratios* (AR). Eine weitere Möglichkeit ist die Umsetzung mittels Kontakten. Diese erlauben die Nutzung verschied-

dener in ABAQUS™ hinterlegter Reibgesetze oder das Hinzufügen neuer Reibgesetze mit Hilfe von USR. Ein Vorteil bei dieser Vorgehensweise ist die Vielzahl an bereits vorhandenen Variationen in ABAQUS™ und die Kombinationsmöglichkeit mit der Kompaktiersimulation. Nachteilig sind die bei der Kontaktsimulation häufig auftretenden Konvergenzprobleme und die gesteigerte Rechenzeit.

## 5.1 Thermochemisches Modul

Aufgrund der Temperatur- und Aushärtegradabhängigkeit der meisten Materialeigenschaften des Harzes stellt die thermische Simulation das Rückgrat der MPS dar. Eine optimale thermische Simulation ist essentiell, um die Temperaturverteilung als Fehlerquelle der Simulationsergebnisse zu minimieren.

### 5.1.1 Randbedingungen

Verschiedene Ansätze zur Abbildung der thermischen Randbedingungen wurden in Kapitel 2.4.1 zusammengefasst. Da die Verfahren mit optimaler Genauigkeit das Vorschalten weiterer analytischer oder numerischer Berechnungen sowie eine Anpassung des Simulationsmodells für jeden neuen Autoklav-Beladungszustand erfordern, wurde im Rahmen dieser Arbeit ein vereinfachter semi-empirischer Ansatz entwickelt, der in seiner Genauigkeit zwischen CFD-Analysen und dem einfachen Verfahren von Johnston [27] angesiedelt ist [161]. Basis ist die allgemeine Formel zur Berechnung des HTC ( $h$ ) anhand der Nusselt- ( $Nu$ ), der Reynolds- ( $Re$ ) und der Prandtlzahl ( $Pr$ ) [22, 21, 162] die um drei Kalibrierfaktoren ( $a_h$ ,  $b_h$ ,  $c_h$ ) erweitert wird [161].  $a_h$  dient dazu, die lokalen Strömungseffekte des FEMI selbst zu berücksichtigen (vgl. Abb. 5-3 oben), während  $b_h$  Windschatten durch andere Toolings und verschiedene Tischpositionen im Autoklaven berücksichtigt (vgl. Abb. 5-3).  $c_h$  wurde mit Hilfe von eigenen Untersuchungen [A11] und aus der Arbeit von Hudek [104] abgeleitet und bezieht die longitudinale Position des Toolings im Autoklaven mit ein.

$$h = a_h \cdot b_h \cdot c_h \cdot \frac{a_{Nu}(Re)^{b_{Re}}(Pr)^{c_{Pr}}}{l} \cdot \lambda_{air} \quad \{5-1\}$$

Diese Grundgleichung kann auf verschiedene umströmte Geometrien angewendet werden, wobei sich lediglich der Vorfaktor  $a_{Nu}$  und die Exponenten  $b_{Re}$  und  $c_{Pr}$  unterscheiden [161], [21], [22]. Die beste Übereinstimmung mit dem Kurvenver-

lauf von HTC-Messungen in verschiedenen AKL und bei verschiedenen Beladungszuständen zeigt der Parametersatz für umströmte Zylinder. Weber et al. [161] weisen dies ausführlich nach und geben zusätzliche Informationen zur Auswahl des korrekten Parametersatzes ( $a_{Nu}$ ,  $b_{Re}$  und  $c_{Pr}$ ). Setzt man die Kalibrierfaktoren ( $a_h$ ,  $b_h$ ,  $c_h$ ) auf 1.0, erhält man die Referenzkurve (Autoklavmitte, parallelüberströmte Tooling-Oberfläche im größten Querschnitt des Autoklaven). Der Referenzfall wird mit Hilfe eines repräsentativen FEMl mit Grundplatte und kastenartigem Formklotz erzeugt, das zentral auf einen Tisch im AKL positioniert wird (siehe auch [161] und vgl. Abb. 5-5). Mit Hilfe des Vergleichs zwischen gemessener HTC-Kurve und theoretischer Kurve für die Zylinderumströmung lässt sich die unbekannte Strömungsgeschwindigkeit ermitteln. Ist diese erst einmal bekannt, kann Gleichung { 5-1 } mit verschiedenen, im Vorfeld durch Messungen bestimmten Kalibrierfaktoren ( $a_h$ ,  $b_h$ ,  $c_h$ ) eingesetzt werden, um den HTC auf jeder beliebigen Tooling-Oberfläche abzuschätzen (vgl. Abb. 5-3). Bei Messungen in anderen Autoklaven wird deutlich, dass dieser theoretische Ansatz nur dann gute Ergebnisse liefert, wenn die mittlere Strömungsgeschwindigkeit des Autoklaven konstant bleibt. Oft führen jedoch die Steigerung des Autoklavdrucks und die damit einhergehende Erhöhung des Luftwiderstands zu einem Absinken der Strömungsgeschwindigkeit und des HTC (vgl. Abb. 5-2) [27].

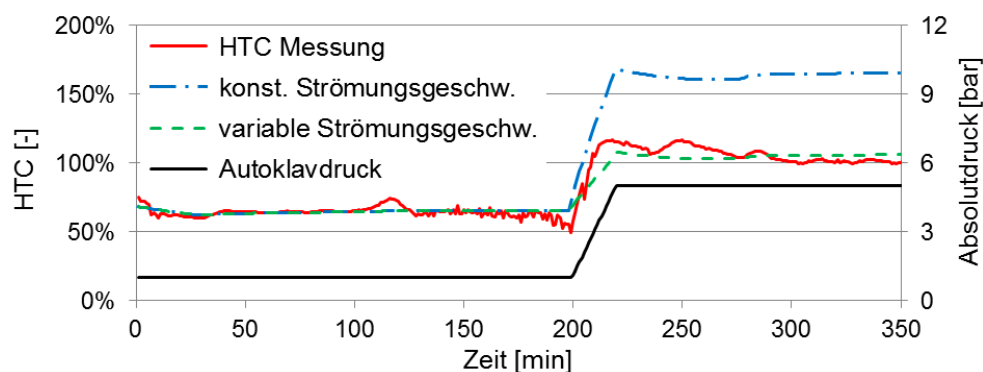


Abb. 5-2: Kurven mit konstanter und variabler Strömungsgeschwindigkeit

Zur Berücksichtigung dieses Effekts wird Gleichung { 5-1 } in drei Abschnitte unterteilt. Für den zu Beginn der Autoklavfahrt herrschenden Umgebungsdruck wird eine andere Strömungsgeschwindigkeit definiert als für die Autoklavphase mit erhöhtem Druck. Zwischen diesen beiden Niveaus wird die Strömungsgeschwindigkeit linear verändert. Auf diese Weise lässt sich ein Absinken der mittleren Strömungsgeschwindigkeit erfassen (vgl. Abb. 5-2). Dies bedeutet aber, dass für jeden Autoklaven eine eigene Referenzkurve mit dem repräsentativen Test-Tooling erfasst werden

muss. Mit Hilfe dieser theoretischen Gleichung können die Abhängigkeiten von Druck, Temperatur und Strömungsgeschwindigkeit ausreichend genau abgebildet werden, sofern die nötigen Kalibrierfaktoren vorhanden sind. Problematisch bleibt jedoch die Messung der lokalen Variationen der Strömungsgeschwindigkeit besonders in Stau- oder Windschattengebieten. Um eine einfache Abschätzung des HTC auf verschiedenen FEMI-Oberflächen ohne CFD Simulation oder Strömungsmessung zu ermöglichen, werden aus den durchgeführten HTC-Messungen Relativwerte abgeleitet, die eine Berücksichtigung der Strömungseffekte und die Übertragbarkeit auf andere FEMI und Beladungszustände ermöglichen [23, 161]. Diese Relativwerte werden in Gleichung { 5-1 } als Kalibrierfaktoren  $a_h$ ,  $b_h$  und  $c_h$  genutzt (vgl. Abb. 5-3).

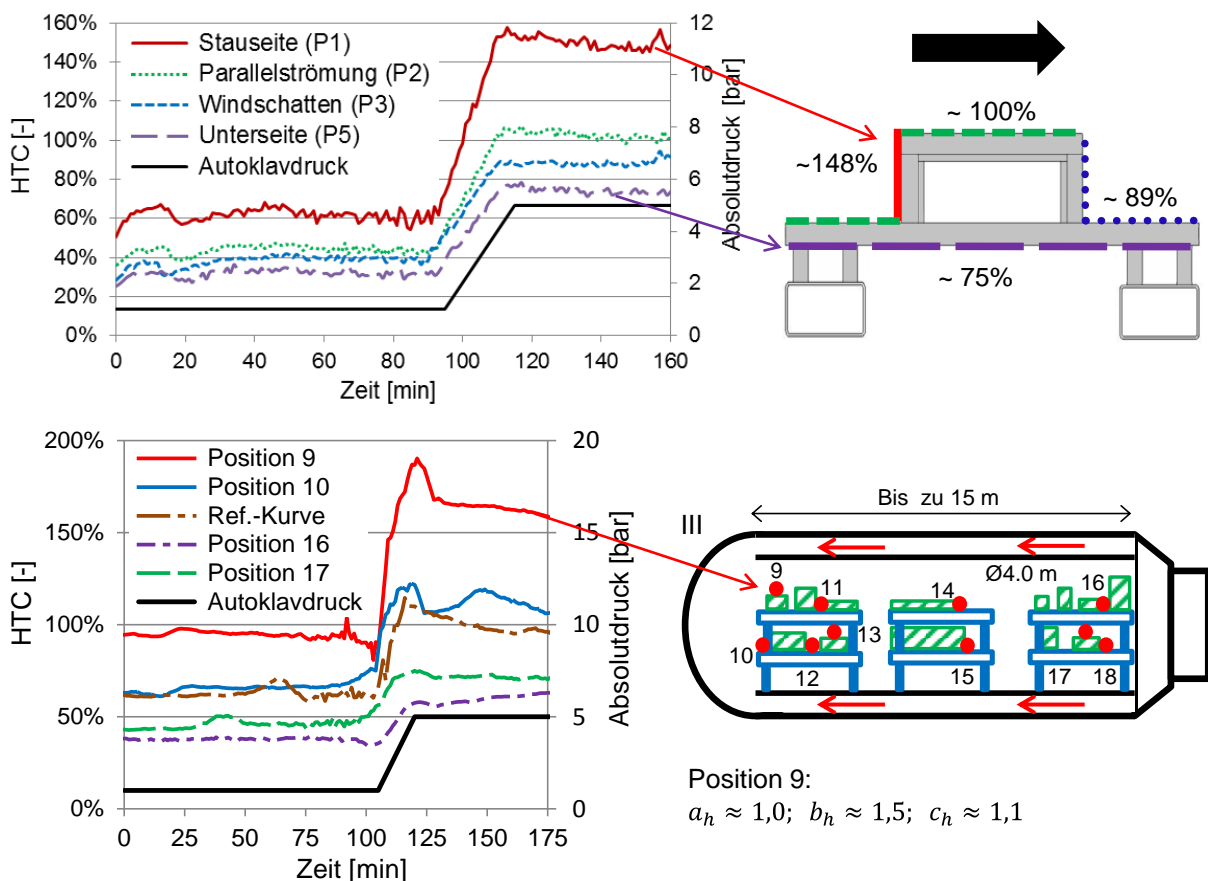


Abb. 5-3: Ermittlung der Kalibrierfaktoren oben:  $a_h$  (vgl. auch [161]); unten:  $b_h$

### 5.1.2 User Material Heat Transfer

Die in den Kapiteln 3.2 bis 3.4 gezeigten Zusammenhänge zwischen Temperatur, Aushärtegrad und thermischem Materialverhalten der Matrix werden in einem *user material heat transfer* (UMATHT) zusammengefasst, da ABAQUS™ keine standardisierte Möglichkeit zur Berechnung des Aushärtegrades bietet und auch die Zu-

sammenhänge zwischen Wärmeleitfähigkeit, spezifischer Wärmekapazität, Exothermie und Aushärtegrad nicht erfassen kann. Abb. 5-4 zeigt den generellen Aufbau und Ablauf der UMATHT als Flussdiagramm. Die benötigten Gleichungen können den Kapiteln 3.2 bis 3.4 sowie der ABAQUS™ Dokumentation [114] und der einschlägigen Literatur für thermische Berechnungen [21, 22] entnommen werden.

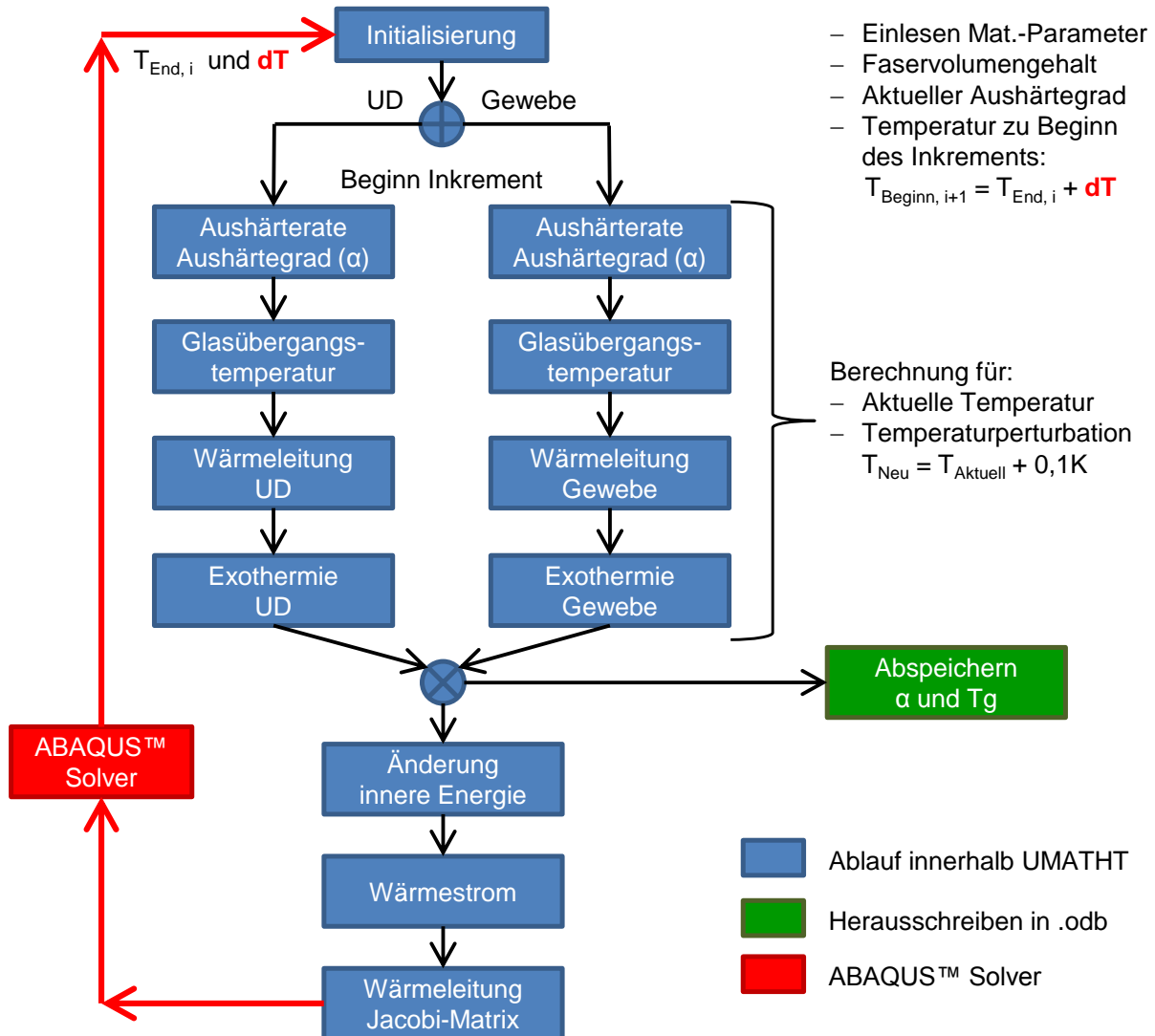


Abb. 5-4: Ablauf UMATHT

Die Initialisierung der UMATHT beinhaltet das Einlesen der gesetzten Materialparameter, das Definieren des gewünschten Faservolumengehaltes ( $V_f$ ) und das Einlesen des Anfangsaushärtegrades bzw. des aktuellen Aushärtegrades und der aktuellen Temperatur. Aufgrund des mittels Sensitivitätsstudien nachgewiesenen geringen Einflusses des  $V_f$  auf das Simulationsergebnis (weniger als 0,5% Abweichung in der Temperaturvorhersage) wird dieser während der gesamten thermischen Simula-

tion konstant gehalten. Der Mittelwert ( $V_f = 0,47$ ) zwischen Ausgangsmaterial und final verpresstem Bauteil wird angesetzt. Die UMATHT unterscheidet im weiteren Verlauf zwischen Gewebe und UD-Materialien, um besonders die Unterschiede in der Wärmeleitung zu berücksichtigen, die sich aufgrund der Faserarchitekturen der beiden Materialien ergeben und durch separate Mischungsregeln erfasst werden können. Unterschiede in der Exothermie ergeben sich aus den unterschiedlichen Faservolumengehalten der beiden Materialien. In vier separaten Subroutinen werden Aushärterate und -grad, Glasübergangstemperatur, Wärmeleitfähigkeit und Exothermie berechnet. Dies erfolgt für die aktuelle Temperatur und eine um  $0,1^\circ\text{C}$  erhöhte Temperatur, um den Gradienten der genannten Größen bei einer Temperaturänderung zu bestimmen. Dieser Perturbationsschritt wird eingesetzt, da er ohne das Differenzieren der teilweise komplexen Gleichungen auskommt und somit den Programieraufwand und die CPU-Zeit für die Ausführung der UMATHT reduziert. Die aktuellen Werte für Aushärtegrad und Glasübergangstemperatur werden in sogenannte *solution dependent variables* (SDV) gespeichert und nach Beendigung des Inkrements in das *result file* (.odb) übertragen. Aus allen in den Subroutinen berechneten Größen werden schließlich die Änderung der inneren Energie sowie der Wärmestromvektor berechnet. ABAQUS™ benötigt darüber hinaus den Vektor der Wärmeleitfähigkeit und die entsprechende Jakobi-Matrix zum Erzielen einer effizienten Konvergenz.

### 5.1.3 Modellierungstechniken

In ABAQUS™ stehen auch bei der Verwendung einer UMATHT alle Elementtypen zur Verfügung, die in der Lage sind, thermische Berechnungen durchzuführen. Somit können mit minimalen Veränderungen an der UMATHT Schalen- und Volumenelemente erster oder zweiter Ordnung verwendet werden. Für ein rechenzeitoptimales Arbeiten beschränken sich die folgenden Untersuchungen auf Elemente erster Ordnung. Simuliert wird dabei das bereits bei den HTC-Messungen verwendete Test-Tooling inklusive einer 20- bzw. 32-lagigen CFK-Platte (Abb. 5-5). Alle Modellierungsvarianten wurden mit 16 Temperaturmesskurven verglichen, die bei der Produktion der beiden CFK-Platten aufgezeichnet wurden. Die Thermoelemente vom Typ J (Abweichung  $\pm 1,5^\circ\text{C}$ ) wurden dabei auf drei Ebenen an den in Abb. 5-5 gezeigten Positionen angebracht. Die unterste Ebene befand sich innerhalb der Kavität

des Formkörpers (Thermoskanne), die mittlere zwischen CFK-Platte und FEMIOberfläche und die oberste Ebene stellen die Symmetrielinie der CFK-Platte zwischen zehnter und elfter bzw. sechzehnter und siebzehnter Laminatlage dar.

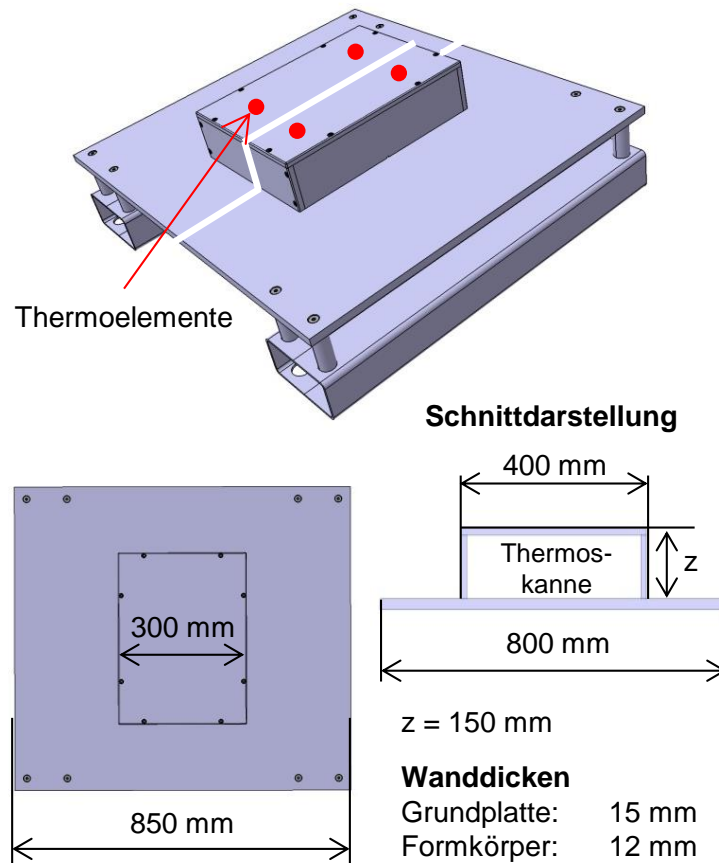


Abb. 5-5: Test-Tooling zur Durchführung von Sensitivitätsstudien [161]

Das auf dem Formkörper platzierte Laminat wird komplett mit hexaedrischen Elementen (DC3D8) vernetzt, wobei je nach Modellierungsvariante pro Laminatlage eine Lage Elemente verwendet wird (V1 und V2 in Abb. 5-6) oder bis zu vier Prepreg-Lagen gleicher Orientierung in einer Lage DC3D8-Elemente kombiniert werden (V3 in Abb. 5-6). Alternativ wird das Laminat mit Hilfe von Schalenelementen (DS4) vernetzt (S1 bis S3 in Abb. 5-6). Das FEMl kann aufgrund seiner relativ dünnen Wandstärke als Volumen- oder Schalenmodell ausgeführt werden, wobei hier alle verfügbaren Elementtypen zulässig sind. Aufgrund der einfachen Geometrie und der besseren Vergleichbarkeit wurden in diesem Fall ebenfalls DC3D8- bzw. DS4-Elemente verwendet (vgl. Abb. 5-6).



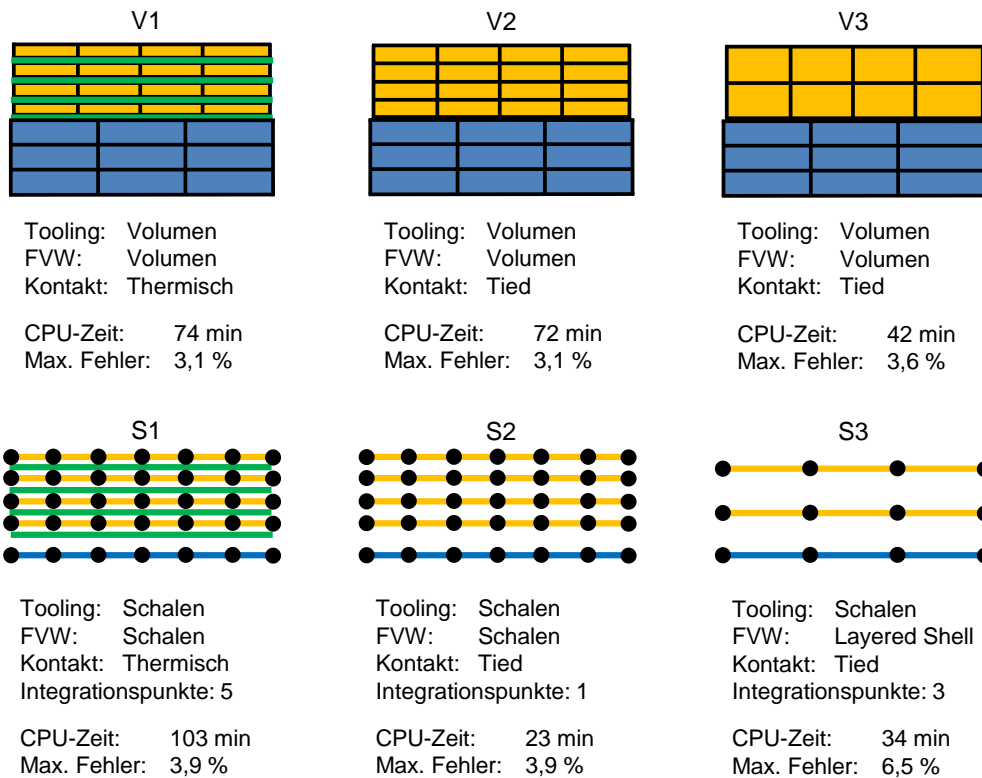


Abb. 5-6: Übersicht Modellierungsvarianten

Neben der Auswahl der Elemente sind auch Elementgröße und Elementqualitätsparameter von entscheidender Bedeutung für die Simulationsgüte [A6], [A11]. Wird das in der Statik vorgeschriebene AR von zehn eingehalten, ergibt sich aufgrund der Lagendicke von nur 0,3 mm eine maximale Elementgröße von 3 mm. Dies ist für teilweise bis zu 5 m lange und 2 m breite Bauteile deutlich zu klein. Daher wird im Rahmen dieser Studie ein AR von 25 für die thermischen Simulationen verwendet. Im Bauteil ergibt sich damit eine maximale Elementgröße von ca. 7,5 mm. Da für das Tooling insgesamt größere Elementkantenlängen möglich sind, kann hier das AR von zehn eingehalten und dennoch eine maximale Elementgröße von bis zu 25 mm erreicht werden. Eine Mindestanzahl von drei Volumenelementen über der Dicke der Vorrichtungsteile ist zu beachten. Bei Variante V3 (Abb. 5-6) müssen auch nach der Gruppierung gleich orientierter Laminatlagen in ein DC3D8-Element mindestens fünf Elemente über der Dicke des CFK-Bauteils vorhanden sein. Radien, sofern sie nicht bei der Geometrievereinfachung entfernt wurden, sind mit mindestens fünf Elementen zu vernetzen.

Bei der Auswahl der Modellierungstechniken muss bereits im Vorfeld über die spätere Verwendung der Simulationsergebnisse entschieden werden. Dienen die Temperaturverläufe lediglich der thermischen FEM-Optimierung, kann mit Schalen-

elementen gearbeitet werden. Schließt sich jedoch eine Kompaktiersimulation an, sollten bereits in der thermischen Simulation Volumenelemente verwendet werden. Es zeigt sich darüber hinaus, dass Volumenelemente (Versionen V1 bis V3) etwas genauere Ergebnisse liefern als Schalenelemente. Dies ist einerseits der Vernachlässigung der Temperaturgradienten in Dickenrichtung und andererseits den weniger genauen Randbedingungen bei Schalenelementen geschuldet. Während Volumenelemente auch Randbedingungen an den Stirnflächen von Platten oder Laminatlagen ermöglichen, ist dies bei Schalenelementen nicht der Fall. Besonders im Staubereich entstehen dadurch Fehler bei der Schalenmodellierung.

Was allerdings in Abb. 5-6 noch nicht mit einbezogen wurde, ist der Aufwand für den Modelaufbau. Dieser ist für Version S2 am geringsten, da die Lagen der Schalenelemente direkt anhand von Daten aus dem CATIA-Composite Design Modul erstellt werden können. Folglich wird Version V3 als Ausgangsbasis für die Kompaktier- und Faltensimulation verwendet, während Version S2 sich besonders für die rein thermische FEM-Bewertung und Optimierung anbietet. Weitere Studien im Rahmen der Abschlussarbeit von Jane Tellis [A6] haben genauso wie die Untersuchungen von Abdelal et al. [100] gezeigt, dass die Annahme einer idealen Wärmeleitung zwischen Bauteil und FEM ausreichende Genauigkeit für die thermische Simulation der AKL-Fertigung liefert. Daher wurden alle hier bewerteten Modelle auf diese Weise simuliert, um auf thermische Kontakte verzichten und somit die Rechenzeiten minimieren zu können.

Problematisch bleibt, dass aufgrund des *concurrent engineering* der Laminataufbau der Faserverbundbauteile oft erst nach Beginn der Tooling-Produktion finalisiert wird. Zur Industrialisierung der Simulation im Tooling-Design muss folglich eine weiter vereinfachte Modellierungsvariante verwendet werden, die auf repräsentative Dummy-Bauteile (Dummy-BT) zurückgreift. Diese Dummy-BT oder -Laminat ähneln der Vorgehensweise bei thermischen Vermessungen. Anstelle des kompletten Bauteils werden repräsentative Bereiche des Toolings mit bereits ausgehärteten Laminatplatten versehen. Dabei wird zwischen monolithischem und Sandwich-Laminat unterschieden, um die Isolationswirkung des Bauteils möglichst genau nachzuempfinden. Die Dummy-BT weisen die in den Hubschrauberstrukturen am häufigsten eingesetzten Laminataufbauten auf.

Kapitel 8.3 zeigt die Verifikation der Genauigkeit solcher Simulationen mit Dummy-BT anhand realer FEM-Geometrien und Beladungszustände. Die Dummy-

BT nutzen dabei nicht die zuvor beschriebene UMATHT, sondern lediglich temperaturabhängige Materialparameter, die direkt in ABAQUS™ eingegeben werden können. Die Rechenzeiten werden auf diese Weise weiter reduziert. Damit entfällt allerdings die Möglichkeit, den Aushärtegrad zu bestimmen oder eine anschließende Kompaktiersimulation durchzuführen. Dennoch versetzt diese Vorgehensweise den Tooling-Entwickler in die Lage, auch ohne vollständig bekannten Laminataufbau eine thermische Bewertung und ggf. auch eine Optimierung des Toolings durchzuführen.

#### 5.1.4 Modellverifikation

Eine Vielzahl verschiedener FEMI wurde unter realen Bedingungen thermisch vermessen, um diese Ergebnisse mit der hier entwickelten Simulationsmethode zu vergleichen und daraus die Genauigkeit der Simulation abzuleiten. Tabelle 8-2 im Anhang dieser Arbeit zeigt eine Übersicht über die zur Simulationsverifikation verwendeten FEMI. Je nach Tooling wurden die Modellierungsvarianten V3, S2 oder die Variante mit Dummy-BT verwendet (vgl. Tabelle 8-2, Tabelle 8-3 und Tabelle 8-4 im Anhang dieser Arbeit).

Dieses Kapitel zeigt exemplarisch den Vergleich von Simulation und Messung für das im Rahmen der Untersuchungen zur Faltenbildung verwendete C-Profil-Tooling (CTT) (vgl. Kapitel 4.1). Es wird direkt hinter der Autoklav-Tür auf dem vorderen Autoklav-Tisch positioniert. Die Vorrichtung befindet sich dicht an der Tischvorderkante, leicht zum rechten Rand des Autoklav-Tischs verschoben. Die Autoklav-Strömung kann somit mehr oder weniger ungestört auf die Vorrichtung treffen. Neben der Steigerung des Wärmeübergangs durch die Position im vorderen Teil des Autoklaven (hohes  $c_h$ ) ist eine weitere Steigerung des Wärmeeintrages durch die ungestörte Anströmung der Vorrichtung zu erwarten (hohes  $b_h$ ). Für die thermische Vermessung wurden insgesamt 19 Thermoelemente Typ J (Fe-CuNi) verwendet (vgl. Abb. 5-7). Diese werden unter dem Vakuumaufbau direkt auf der FEMI-Oberfläche positioniert. Im Laminat der beiden 4 mm und 8 mm dicken C-förmigen CFK-Bauteile konnten keine Thermoelemente platziert werden, da deren Einbringung ins Laminat die Bauteile für weitere Untersuchungen unbrauchbar gemacht hätte. Vergleiche zwischen Simulation und Experiment mit Thermoelementen direkt im Laminat können im Anhang nachgelesen werden.

Die Simulation dieses FEMl inklusive der Bauteile nutzt Modellierungsvariante V3 und folgt den in Kapitel 5.1.3 gegebenen Empfehlungen. Lediglich die Staplerschuhe werden aufgrund ihrer dünnen Wandstärke und des geringen Einflusses auf die Temperaturverteilung in der Vorrichtung mit DS4-Schalenelementen modelliert. Die Vorgehensweise zur Ermittlung und Auswahl der benötigten Koeffizienten ( $a_h$ ,  $b_h$  und  $c_h$ ) kann Weber et al. [23] und [161] entnommen werden. Die hier benötigten Kalibrierfaktoren sind in Tabelle 5-1 zusammengefasst. Multipliziert werden diese Koeffizienten mit der im entsprechenden Autoklaven gemessenen Referenzkurve.

Tabelle 5-1: Übersicht der Koeffizienten zur Erzeugung der benötigten Randbedingungen

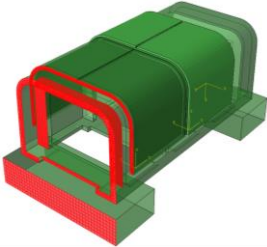
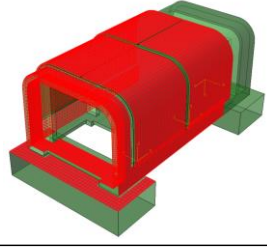
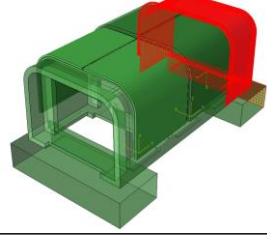
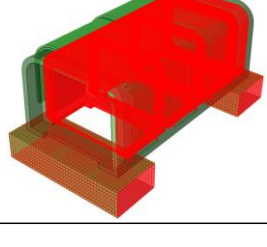
Oberfläche	Koeffizient	Beschreibung
	$a_h \approx 1.4$ $b_h \approx 1.0$ $c_h \approx 1.1$	Direkt angeströmte Stauseite der Vorrichtung. Unterer vorderer Tisch, ohne weitere FEMl davor. Vorne im Autoklaven.
	$a_h \approx 1.0$ $b_h \approx 1.0$ $c_h \approx 1.1$	Parallel überströmte Flächen der Vorrichtung. Vergleich mit der parallel überströmten Referenzfläche des Referenz Toolings. Unterer vorderer Tisch, ohne weitere FEMl davor. Vorne im Autoklaven.
	$a_h \approx 0.8$ $b_h \approx 1.0$ $c_h \approx 1.1$	Im Windschatten befindliche Flächen der Vorrichtung. Unterer vorderer Tisch, ohne weitere FEMl davor. Vorne im Autoklaven.
	$a_h \approx 0.7$ $b_h \approx 1.0$ $c_h \approx 1.1$	Flächen im Strömungskanal, untere Flächen und innerhalb der Staplerschuhe bzw. deren Rückseiten. Hier herrscht ein Windschatten ähnlich wie er von einem Hinterbau generiert wird. Allerdings erlaubt der Strömungskanal eine gute Durchströmung, weshalb der beste am Hinterbau gemessene Koeffizient eingesetzt wird. Unterer vorderer Tisch, ohne weitere FEMl davor. Vorne im Autoklaven.

Abb. 5-7 demonstriert den Vergleich der Simulation (grün, gestrichelt) mit der thermischen Vermessung (rot, durchgehend) anhand von zwei repräsentativen Thermoelementen. TE 3.3 ist ein Beispiel für die Mehrzahl der Thermoelemente. TE

1.1 dagegen zeigt die Position mit der größten auftretenden Abweichung. Die gute Übereinstimmung der Simulation mit der Realität ist deutlich erkennbar. Tabelle 5-2 zeigt eine Zusammenfassung der auftretenden Fehler für alle 19 ausgewerteten Thermoelemente. Es wird zwischen dem „mittleren Fehler“, dem „95 % Sicherheitsintervall“ und dem „maximalen Fehler“ unterschieden. Der maximale Fehler ist der an einem einzelnen Messpunkt auftretende größte Fehler für das entsprechende Tooling. Das 95 % Sicherheitsintervall ist eine anschauliche Größe, die die Höhe des über einen längeren Zeitraum zu erwartenden maximalen Fehlers angibt. Über 95 % der Zyklus-Zeit zeigt kein Thermoelement mehr als den für das 95 % Sicherheitsintervall angegebenen Fehler bzw. alle Simulationsergebnisse liegen innerhalb dieses Fehlerbandes um den realen Wert. Das Fehlerband wird statistisch berechnet, indem der mittlere Fehler um 1,96 Standardabweichungen erhöht wird.

Eine zweite Simulation nutzt einen über den gesamten Zyklus konstanten HTC, wie es bei vielen früheren Prozesssimulationsansätzen der Fall war (vgl. Kapitel 2.4). Der Modellaufbau ist für beide Simulationen fast identisch. Lediglich die Unterteilung der Vorrichtung in verschiedene Oberflächen kann entfallen, da nur ein einziger HTC aufgebracht wird. Abb. 5-7 und Tabelle 5-2 zeigen deutlich, dass der im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Ansatz weitaus genauere Simulationsergebnisse liefert. TE 1.1 befindet sich im Staubereich der Vorrichtung. Ein gleicher HTC auf allen FEMIOberflächen kann diese Stauwirkungen nicht abbilden, was zu dem in Abb. 5-7 (rechts oben) zu sehenden Unterschied zwischen den beiden Simulationen führt (erste 20 % des Autoklavzyklus). In der zweiten Heizphase steigt auch der Autoklavdruck. Die Veränderung des HTC durch den Druckanstieg auf 5 bar wurde bei älteren Simulationsansätzen mit konstantem HTC nicht berücksichtigt, was einen erheblichen Simulationsfehler bewirkt. Bei der Betrachtung von TE 3.3 ist eine gute Übereinstimmung der beiden Simulationen in der ersten Heizphase zu erkennen. Grund hierfür ist der mit Hilfe der Kalibrierfaktoren berücksichtigte Windschatten. Die Verminderung des HTC durch den Windschatten entspricht dem Anstieg des HTC durch die Position weit vorne im Autoklaven (AKL). In der zweiten Heizphase offenbart die Simulation auch für TE 3.3 eine deutliche Abweichung zu den Messergebnissen. Weitere Vergleiche mit älteren Simulationsansätzen können in Weber et al. [23] nachgelesen werden.

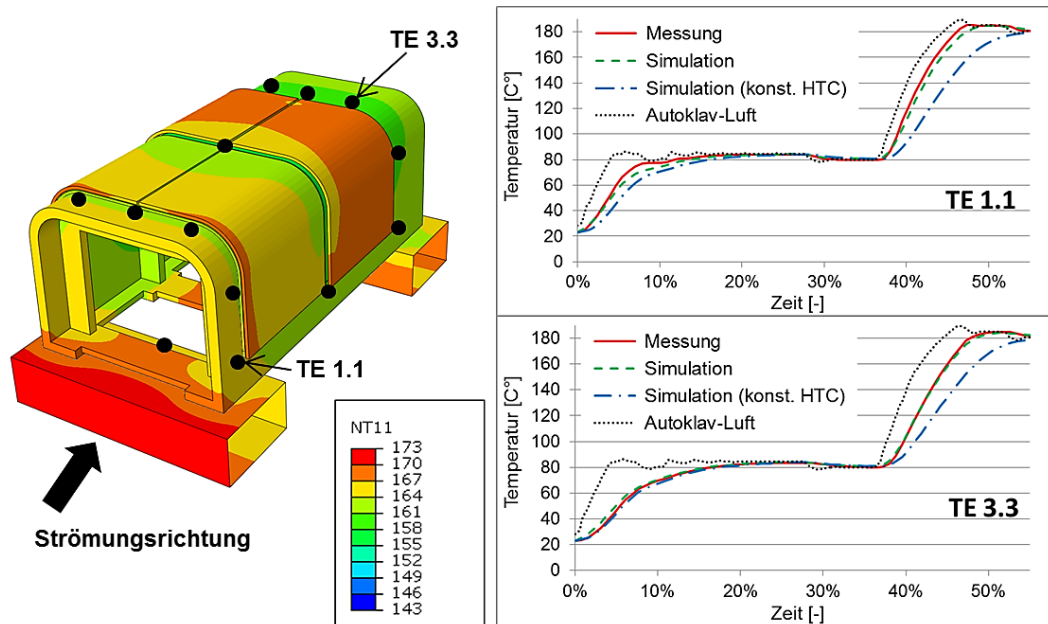


Abb. 5-7: Ergebnisse der thermischen Simulation [23]

Tabelle 5-2: Übersicht des Simulationsfehlers und Vergleich mit Simulation mit konstantem HTC

Simulation	Mittlerer Fehler	95 % Sicherheitsintervall	Maximaler Fehler
Simulation mit Koeffizienten-Ansatz	1.5°C	5.0°C	9.3°C
Simulation mit konstantem HTC	4.6°C	18.5°C	26.0°C

## 5.2 Kompaktiermodul

An das thermochemische Modul schließt sich das Kompaktiermodul an, das Temperatur- und Aushärtegraddaten weiter verarbeitet. Es bietet sich für eine gezielte Betrachtung der Faltenbildung im Autoklaven an. Wie in Kapitel 2 und 4 erläutert, findet eine Relativverschiebung der Laminatlagen größtenteils vor Erreichen des Gelpunktes der Matrix statt und wird maßgeblich durch Verpressung, TPI und interlaminare Reibung beeinflusst. Da das Kompaktiermodul die Matrix als flüssige Phase abbildet und die Veränderungen im Laminat aufgrund der Verpressung vorhersagen kann, bildet es das Herzstück der Simulation zur Faltenvorhersage. Es gilt dabei, eine Simulationsmethodik zu entwickeln, die in der Lage ist, den gesamten Kompaktierweg, TPI und interlaminare Reibung darzustellen. Wie in Kapitel 4.4 bereits angesprochen, ist eine phänomenologische Betrachtungsweise von Vorteil, um alle Mechanismen und Einflussfaktoren ausreichend genau erfassen, aber dennoch größere Bauteile simulieren zu können.

### 5.2.1 Einsetzbarkeit vorhandener Ansätze

Verschiedene Ansätze zur Simulation des Kompaktierverhaltens von Prepreg wurden bereits in Kapitel 2.4.2 vorgestellt. Diese alleine reichen jedoch nicht aus, um alle relevanten physikalischen Zusammenhänge im industriellen Maßstab abzubilden. Der Ansatz von Hubert [41] beispielsweise scheidet dadurch aus, dass er nur für zweidimensionale Betrachtungen entwickelt wurde und ein eigens für diesen Zweck entwickeltes FE-Element verwendet. Die Beschränkung auf zweidimensionale Simulation macht die Bewertung komplexer Hubschrauberbauteile fragwürdig, weshalb sich im Rahmen dieser Arbeit für die Umsetzung eines dreidimensionalen Ansatzes entschieden wurde. Hier bieten sich zwei Vorgehensweisen an: einerseits der Ansatz der Prozesssimulationssoftware COMPRO™, der das \*SOIL-Modul von ABAQUS™ in Kombination mit verschiedenen *user subroutines* verwendet, oder ein Ansatz ähnlich dem von Pichler et al. [108], der mit Hilfe eines einzelnen *user defined materials* Porendruck und mechanisches Verhalten berechnet. Problematisch bei Pichler et al. [108] ist die Vorgehensweise zur Berechnung des Porendrucks. Wie bereits in Kapitel 2.4.2 beschrieben, wird der Porendruck sowie die benötigten Gradienten mit Hilfe des Temperaturfreiheitsgrades in einer thermisch-mechanisch gekoppelten Simulation berechnet. Für die Autoklavsimulation ist diese Methode nicht einsetzbar, da im Autoklaven die Temperatur als eigener Freiheitsgrad benötigt wird und somit zur Berechnung des Porendrucks nicht zur Verfügung steht. Lediglich aufwendige Python- und Fortran-Zusatzroutinen könnten die Druckgradienten außerhalb von ABAQUS™ berechnen und dann an ABAQUS™ zurückspielen. Problematisch hierbei ist, dass diese Zusatzroutinen oft fehleranfällig und nur im Labormaßstab effizient einsetzbar sind [163]. Damit bleibt lediglich ein der Software COMPRO™ ähnlicher Ansatz, der das \*SOIL-Modul von ABAQUS™ verwendet und die fehlenden Funktionalitäten über benutzerdefinierte Subroutinen hinzufügt. Hier stellt besonders die Durchtränkung des porösen ungesättigten Faserbettes ein Problem dar, da die meisten bis dato vorhandenen Simulationsansätze (inkl. COMPRO™) von voll durchtränktem Prepreg-Material ausgehen [41, 164].

Das \*SOIL-Modul von ABAQUS™ kann die Absorption von Wasser in Dämmen berechnen [109]. Sie steigert die Sättigung des porösen Materials und wird mit Hilfe sogenannter Drei-Phasen-Modelle (poröser Boden, sowie wasser- und luftgefüllte Poren) berechnet. Ähnliche Bedingungen finden sich auch bei *hot-melt-prepregs*.

Das Faserbett mit seinen Hohlräumen und Kanälen repräsentiert einen porösen, nicht-linear elastischen Festkörper, während das Harz die flüssige Phase und die nach Anlegen des Vakuums im Laminat verbleibende Restluft die dritte, gasförmige Phase darstellen. Es gibt jedoch einen signifikanten Unterschied, der die Übertragung geotechnischer Simulationsansätze unmöglich macht. In der Geotechnik findet Durchtränkung in Form von Absorption statt [109]. Das bedeutet, dass durch Kapillarwirkung und negativen Porendruck Wasser in das poröse Material „hineingesaugt“ wird [109]. Bei der Verpressung eines Faserverbundbauteils herrscht jedoch stets ein positiver Porendruck (Poren in der geotechnischen Bedeutung entsprechen allen mit Harz und/oder Luft gefüllten Hohlräumen beim Prepreg), da das Harz unter Druck gehalten wird, um die Bildung von Porosität im finalen Bauteil zu minimieren und die Konsolidierung zu unterstützen. Daher zeigt eine geotechnische Simulation mit den Randbedingungen der Autoklavfertigung keinerlei Steigerung der Durchtränkung. Positiver Porendruck verhindert das Eindringen von Flüssigkeit in die vorhandenen Poren. Darüber hinaus erfordert die Berücksichtigung von drei verschiedenen Phasen erhebliche Rechenkapazitäten und komplexe miteinander interagierende Materialmodelle.

Die Vorgehensweise von Schneeberger et al. [165] und Thompson [121] stellt eine bessere Ausgangsbasis für die Betrachtung nicht bzw. teilweise durchtränkter Prepreg-Materialien dar und könnte ggf. mit Hilfe des \*SOIL-Moduls von ABAQUS™ umgesetzt werden. Schneeberger et al. [165] konzentrieren sich bei ihrer Arbeit auf hybride Produktionsmethoden, die Prepeg-Produktion mit *liquid composite molding* kombinieren. Dabei ergeben sich, genauso wie bei der Arbeit von Thompson [121] im Bereich der *resin film infusion* Technologie, Bereiche im Laminat mit voll, teilweise und nicht durchtränktem Fasermaterial. Physikalisch richtig werden diese unterschiedlichen Bereiche mit Hilfe eines Zwei-Skalen-Drei-Phasen-Modells erfasst [121, 165]. Die mesoskopische Skala repräsentiert die Durchtränkung des gesamten Faserbettes, während die mikroskopische die Durchtränkung der Faserbündel abbildet. Diese läuft deutlich langsamer ab als der Harzfluss durch das mit vielen Kanälen durchzogene Faserbett. Die Erfassung mehrerer Skalen und drei unterschiedlicher Phasen in einem Modell führt unverzüglich zur Frage der Simulationseffizienz im Hinblick auf ihre Anwendbarkeit im industriellen Maßstab. Besonders nach dem Hinzufügen der interlaminaren Reibung, die im Rahmen der Kompaktiersimulation ebenfalls berücksichtigt werden soll, sind sehr hohe Rechenzeiten zu erwarten.



### 5.2.2 Phänomenologische Kompaktiersimulation

Keiner der im vorherigen Kapitel aufgezeigten Simulationsansätze ist in der Lage, den Verpressungsprozess eines *hot-melt-prepreg* effizient und in industriellem Maßstab abzubilden. Die Ansätze von Schneeberger et al. [165] und Thompson [121] zeigen jedoch das größte Potenzial, da die benötigten physikalischen Zusammenhänge des Konsolidierungsprozesses teilweise durchtränkter Prepregs erfasst werden. Beide bauen auf den Arbeiten von Gutowski et al. [42, 166-170] auf und nutzen deren Gleichungen zur Berechnung des elastischen Faserverhaltens { 3-32 } sowie die modifizierten Carman-Kozeny-Gleichungen ( { 3-30 }, { 3-31 } ) zur Abschätzung der Permeabilität. Lediglich die Zusammenhänge auf mikroskopischer Skalenebene werden dem Vorgehen von Gutowski et al. [42] hinzugefügt. Eine ähnliche Vorgehensweise ist auch bei Helmus et al. [171] zu finden, die eine Methode zur Berechnung der finalen Wandstärke von teilweise imprägnierten *out-of-autoclave* Prepregs entwickelt haben. Um die Zwei-Skalen-Drei-Phasen-Modellierung zu umgehen, wird eine phänomenologische Repräsentation der physikalischen Zusammenhänge angestrebt, wie es für das *resin transfer molding* Verfahren bereits von De Parseval et al. [164] gezeigt wurde.

Die Basis für diesen phänomenologischen Ansatz ist ebenfalls die Vorgehensweise von Gutowski et al. [42]. Anstelle der detaillierten Betrachtung und Modellierung der Mikrostruktur des Fasermaterials tritt die Simulation der Durchtränkung mit Hilfe einer scheinbaren Permeabilität und dem virtuellen Abfluss von Harz. Darüber hinaus wird in der Durchtränkungsphase das sogenannte *void ratio* in ABAQUS™ vom eigentlichen Faservolumengehalt des Prepregs entkoppelt. Auf diese Weise lässt sich die Wandstärkenveränderung während der Durchtränkung (erste Heiz- und Haltephase, vgl. Abb. 4-26) abbilden, obwohl ABAQUS™ ein voll durchtränktes Zwei-Phasen-Material berechnet. Die eigentliche Struktur des *hot-melt-prepreg* besteht aber aus Fasern, Harz und Hohlräumen, weshalb zwei unterschiedliche Definitionen des Faservolumengehaltes (vgl. Abb. 5-8) eingeführt werden:

1. Klassischer Faservolumengehalt
2. Faser- zu Gesamtelementvolumen aus Fasern, Harz und Hohlräumen

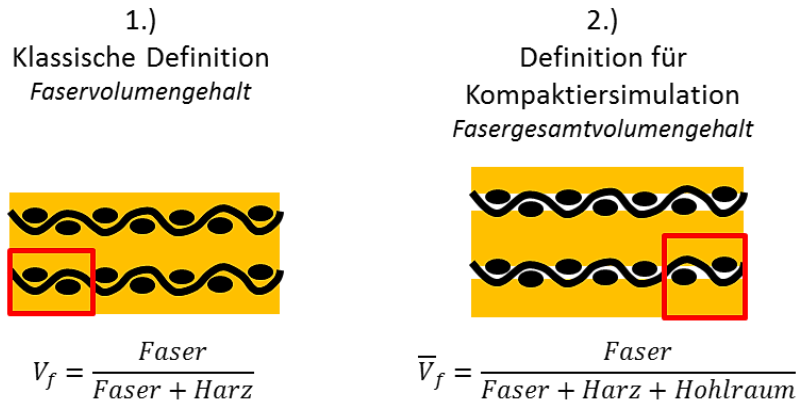


Abb. 5-8: Verschiedene Definitionen des Faservolumengehalts

Definition (2) entspricht der Definition des Faservolumengehalts bei ABAQUS™, wobei ABAQUS™ mit dem *void ratio* ( $e$ ) also dem Porenvolumen (Harz und Hohlräume mit Restluft) bezogen auf das Faservolumen arbeitet. Da ABAQUS™ jedoch durch die gewählten Vereinfachungen davon ausgeht, dass alles, was nicht Faser ist, mit Matrix gefüllt ist, muss bei der Definition des *void ratio* ( $e$ ) der Fasergesamtvolumengehalt verwendet werden.

$$e = \frac{1 - \bar{V}_f}{\bar{V}_f} \quad \{5-2\}$$

Bei der Berechnung eines zwei Phasen-Materials geht ABAQUS davon aus, dass der Anteil des Elementvolumens, der nicht zur Faser gehört, Harz sein muss. Das bedeutet, dass Harz und Hohlräume zusammengekommen in die Berechnung des *void ratio* eingehen (vgl. Abb. 5-8). Der für ABAQUS™ definierte Faservolumengehalt wird fortan als Fasergesamtvolumengehalt ( $\bar{V}_f$ ) bezeichnet. Da der Faseranteil während des gesamten Autoklavzyklus konstant bleibt und selbst nach dem Vorkompaktieren noch erhebliche Hohlräume im Laminat zurück bleiben, ist  $\bar{V}_f$  zu Beginn des Autoklavzyklus deutlich geringer als  $V_f$ .  $V_f$  hat den Wert des voll durchtränkten Materials, da bei der klassischen Definition des Faservolumengehalts nur Faser- und Harzvolumen in die Betrachtung eingehen, die Hohlräume aber außen vor bleiben. Wieviel der Fasergesamtvolumengehalt ( $\bar{V}_f$ ) kleiner ist als  $V_f$ , kann über eine geometrische Beziehung mit Hilfe der Lagendicke nach dem Vorkompaktieren und dem mittleren Faserflächengewicht ermittelt werden. Da es sich jedoch um eine mehr oder weniger theoretische Größe handelt, wird sie zur Feinjustierung der Kompak-

tiersimulation eingesetzt und kann bis zu 2 % vom geometrisch ermittelten Wert abweichen. Weiterhin ist zu beachten, dass laut Herstellerangaben das Faserflächengewicht um bis zu +/- 5 % von Charge zu Charge variieren kann [160]. Diese nicht unerhebliche Schwankung wird von der Simulation erst einmal nicht berücksichtigt, zeigt aber, dass eine Veränderung von 2 % im Fasergesamtvolumengehalt ( $\bar{V}_f$ ) durchaus im Rahmen der normalen Materialschwankungen liegt. Die Variabilität des Handlaminierverfahrens (Ausgangswandstärke und initialer Fasergesamtvolumengehalt) kann nicht ohne Weiteres von der Simulation berücksichtigt werden. Hier bieten sich Parameterstudien mit Hilfe der Simulation an, um den Einfluss auf das Kompaktierergebnis zu ermitteln.

Da ABAQUS™, wie bereits erläutert, die Durchtränkung nicht durch das Füllen von Poren erfassen kann, wird sie stattdessen durch das virtuelle Abfließen von Harz simuliert. Dies reduziert das *void ratio* in ABAQUS™, wodurch der Fasergesamtvolumengehalt ( $\bar{V}_f$ ) steigt und die Dicke des Laminates abnimmt. Der klassische Faservolumengehalt ( $V_f$ ) muss jedoch konstant bleiben, bis vollkommene Durchtränkung erreicht ist, d. h. alle in Realität vorhandenen Hohlräume mit Harz gefüllt sind. Erst dann verändert sich auch der klassische Faservolumengehalt ( $V_f$ ), wenn weiteres Harz abfließt (vgl. Abb. 5-9).

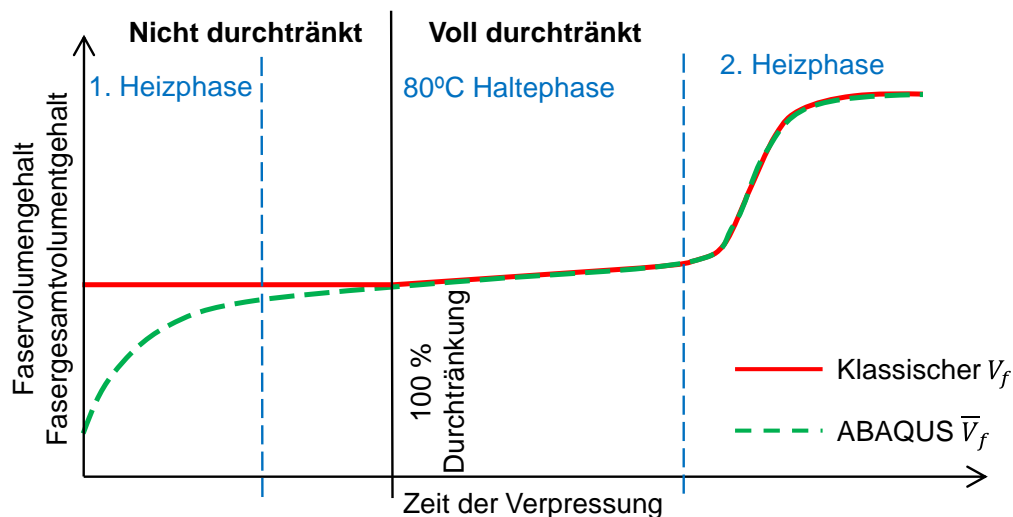


Abb. 5-9: Verlauf von Fasergesamt- und klassischem Faservolumengehalt im Vergleich

Neben dem Faservolumengehalt gilt es auch, die Permeabilität des Faserbettes so zu erfassen, dass die Simulation den Verlauf der Durchtränkung und vor allem der Wandstärkenänderung korrekt widerspiegelt. Aufgrund der zu Beginn des Auto-

klavzyklus im Laminat vorhandenen Hohlräume kann das Harz leichter fließen als beim voll durchtränkten Material mit geschlossenen Hohlräumen und dichter gepackten Faserlagen (vgl. Abb. 4-26). Die im Laminat verbleibende Restluft hat bei einem Absolutdruck von lediglich 0.45 bar (Restdruck nach Anschließen der Vakuumleitung) nur einen geringen Einfluss. Dennoch macht es Sinn, die Interaktion zwischen Luft- und Harzpermeabilität genauer zu betrachten. Hunt & Ewing [112] beschreiben in ihrem Buch die Veränderung der Permeabilität von Luft in einem porösen Medium in Abhängigkeit der Durchtränkung des Mediums mit einer Flüssigkeit. Die Luftpermeabilität nimmt mit zunehmender Durchtränkung rapide ab und fällt auf annähernd null beim Erreichen von mehr als 80 % Durchtränkung [163]. Somit wird klar, warum die Hohlräume im *hot-melt-prepreg* einen so großen Beitrag bei der Fertigung von poren- und blasenfreien Bauteilen leisten. Sie erlauben ein leichtes Evakuieren des Laminates und verhindern Lufteinschlüsse, die sich durch die drastische Reduktion der Luftpermeabilität bei einem hohen Durchtränkungsgrad ergeben. Darüber hinaus reduzieren die Hohlräume und der vergleichsweise große Abstand zwischen den Faserlagen ebenfalls den Strömungswiderstand des Harzes. Das bedeutet, dass die scheinbare Permeabilität des Faserbettes vor Erreichen der Durchtränkung höher sein muss als für das durchtränkte Material, das den Gleichungen von Gutowski et al. [42] folgt. Mikromechanische Betrachtungen könnten Aufschluss über das Fließverhalten des Harzes vor Erreichen der Durchtränkung geben. Ein für die industrielle Anwendung deutlich effizienterer Ansatz ist die Generierung einer semi-empirischen Kurve, die den Verlauf der Durchtränkung (Wandstärke und  $V_f$ ) richtig abbildet. Der genaue physikalische Ablauf der Durchtränkung wird dabei vernachlässigt und lediglich durch die Variation der scheinbaren Permeabilität nachgestellt. Eine ähnliche Vorgehensweise ist bei De Parseval [164] für den RTM-Prozess nachzulesen.

Die scheinbare Permeabilität vor Erreichen der Durchtränkung kann mit Hilfe verschiedener mathematischer Formulierungen abgebildet werden. Anhaltspunkt liefern die Permeabilitätsgleichungen von Gutowski [42] (vgl. Kapitel 3.5.2). Einige Beispiele für die Darstellung der scheinbaren Permeabilität des nicht vollständig durchtränkten Materials sind in Abb. 5-10 aufgeführt. Aus Gründen der besseren Simulationskonvergenz empfiehlt es sich, stetige Funktionen ohne Sprünge oder Knicke zu verwenden. Kapitel 5.2.5 zeigt die erforderliche Kalibrierung der scheinbaren Permeabilität.

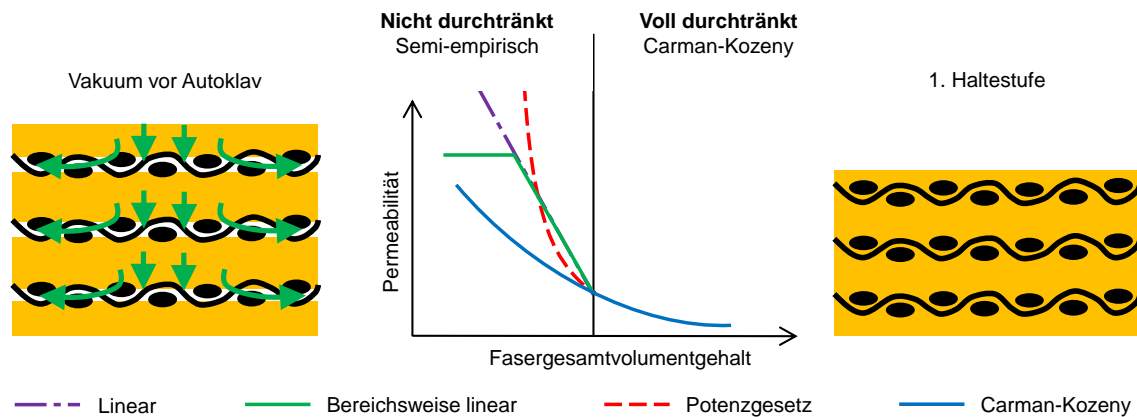


Abb. 5-10: Einbringen der scheinbaren Permeabilität

### 5.2.3 Temperatur, Aushärtegrad und Viskosität

Der Verlauf von Temperatur und Aushärtegrad wurde bereits mit Hilfe des thermischen Moduls bestimmt. Diese Daten können auf verschiedene Art und Weise weiter verarbeitet werden. Die Temperatur kann standardmäßig in ABAQUS™ als vordefinierte Variable in die Kompaktiersimulation übertragen werden. Annähernd alle in ABAQUS™ verfügbaren Materialparameter lassen sich in Abhängigkeit der Temperatur angeben. Dies gilt ebenso für die Harzviskosität, die im Rahmen der Kompaktiersimulation zur Berechnung der Darcy Gleichung (vgl. Kapitel 2.4.2) benötigt wird. Über die Temperaturabhängigkeit hinaus ist die Harzviskosität auch vom Aushärtegrad abhängig. Dieser ist für ABAQUS™ jedoch unbekannt und wurde zuvor mit Hilfe der UMATHT berechnet, was eine direkte Übertragung zur Kompaktiersimulation schwierig gestaltet. Neben der Übertragung des Aushärtegrades muss ein Weg gefunden werden, die Abhängigkeit der Viskosität von diesem in die Software einzuarbeiten. Anstelle komplexer Zusatzmodule für ABAQUS™, die aufgrund ihres selbst generierten Codes häufig fehleranfällig sind und aufwendig geprüft und validiert werden müssen, wurde sich im Rahmen dieser Arbeit für einen einfacheren Ansatz entschieden. Die Abhängigkeit der Viskosität von der Temperatur ist bereits in ABAQUS™ vorhanden und kann genutzt werden, um auch die Aushärtegradabhängigkeit widerzuspiegeln. Betrachtet man den Verlauf aus Temperatur und Aushärtegrad im Autoklaven (vgl. Abb. 3-3, Abb. 3-4 und Abb. 5-12), so lässt sich jedem Zeitpunkt eine bestimmte Kombination aus Temperatur und Aushärtegrad zuweisen. Mit Hilfe der Informationen aus dem thermo-chemischen Modul und einem einfachen Visual Basic (VBA) Skript in Microsoft Excel™ lässt sich für jede Kombination aus

Temperatur und Aushärtegrad die entsprechende Viskosität berechnen (vgl. Abb. 5-11).

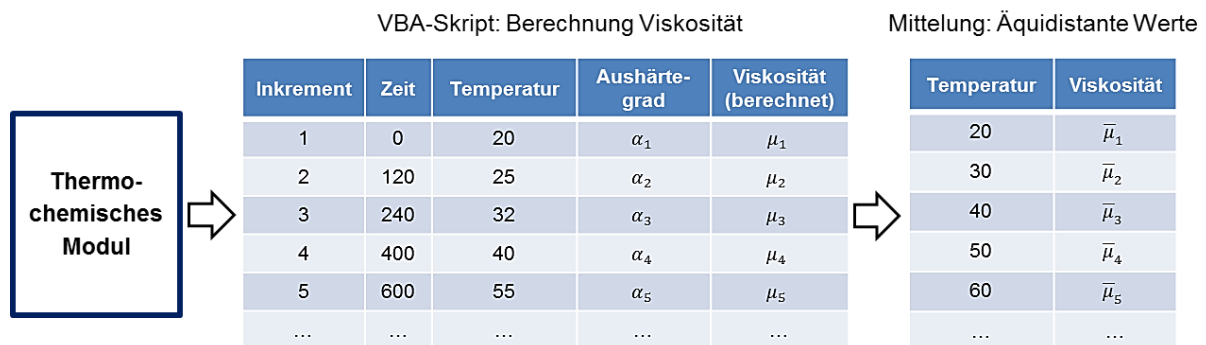


Abb. 5-11: Berechnung der Viskosität anhand von Daten aus dem thermochemischen Modul

Die hierzu benötigten Gleichungen sind in Kapitel 3.5.1 dargestellt. Nach Abschluss dieser Berechnung steht für alle im thermochemischen Modul erfassten Kombinationen aus Temperatur und Aushärtegrad der Viskositätswert des Harzes zur Verfügung. Mit Hilfe linearer Interpolation zwischen den Inkrementen der thermochemischen Simulation lassen sich für äquidistante Temperaturen die dazugehörigen Viskositätswerte errechnen und mit Hilfe eines Python-Scripts automatisiert in ABAQUS™ übertragen.

Zwei Details dieses vereinfachten Verfahrens führen zu einer geringfügigen Verminderung der Genauigkeit. Es muss zwischen den Inkrementen des thermochemischen Moduls linear interpoliert werden, um äquidistante Werte zu erzeugen, zwischen denen ABAQUS™ dann ebenfalls wieder linear interpoliert. Da aber weder Temperatur- noch Aushärtegrads- oder Viskositätsverlauf linear sind, entsteht hierbei ein gewisser Fehler. Um diesen möglichst gering zu halten, sollte die Größe des maximalen Zeitinkrements bei der thermo-chemischen Simulation auf 10 min (600 sec) limitiert werden. Ein weiterer Fehler entsteht, wenn die Temperatur im Bauteil über längere Bereiche des Autoklavzyklus konstant bleibt. Eine konstante Temperatur oberhalb von  $-18^{\circ}\text{C}$  führt zum Aushärten des Materials und damit zu einer Steigerung des Aushärtegrades. Da aber jeder Temperatur nur ein Aushärtegrad zugewiesen werden kann, muss im Falle konstanter Temperatur der Mittelwert des Aushärtegrades für die Dauer des konstanten Temperaturwertes angesetzt werden (vgl. Abb. 5-12 rechts). Der dadurch entstehende Fehler kann ebenfalls als gering erachtet werden. Der bei Airbus Helicopters hauptsächlich verwendete und für das HexPly M18/1™ vorgesehene Härtezyklus enthält eine Haltestufe bei  $80^{\circ}\text{C}$ . Daher werden

vor Erreichen des Gelpunktes und dem damit verbundenen Ende der Kompaktiersimulation konstante Bauteiltemperaturen nur im Bereich von 80°C auftreten. Bei dieser Temperatur ist die Polymerisationsreaktion des M18/1 immer noch sehr langsam. Selbst mehrere Stunden bei 80°C ändern den Aushärtegrad nur um wenige Prozent, was die Nutzung eines Mittelwertes für diese Phase durchaus legitimiert (vgl. Abb. 5-12 rechts).

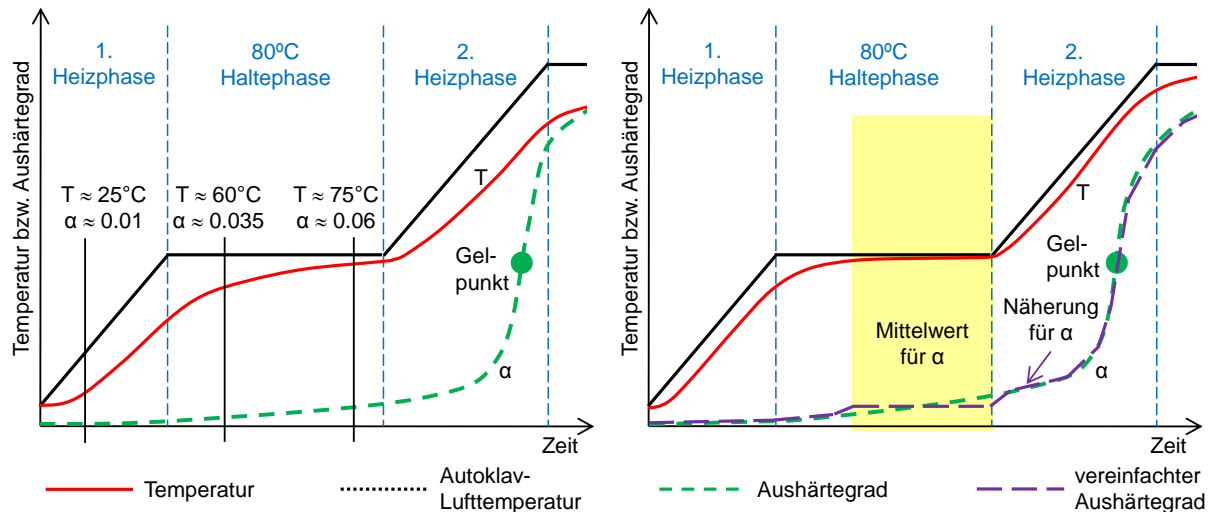


Abb. 5-12: Korrelation von Aushärtegrad und Temperatur bei verschiedenen Temperaturverläufen

Mathematisch betrachtet muss jedoch ein weiterer kritischer Punkt beachtet werden. Die Verwendung des Aushärtegrades aus der thermischen Simulation führt dazu, dass ein Materialparameter als Randbedingung aus der thermischen in die Kompaktiersimulation übergeben wird. Da jedoch viele Materialparameter vom Aushärtegrad abhängig sind, reduziert man auf diese Weise die Anzahl der partiellen Ableitungen der Materialmatrix und verändert somit ggf. den Tangentialoperator der Simulation. Beim viskoelastischen Materialmodell wäre eine solche Vereinfachung nicht zulässig [172]. Im Falle der hier durchgeführten phänomenologischen Simulation wird dieser Ansatz akzeptiert, da das mechanische Verhalten des Faserbettes vom Verhalten der Matrix getrennt betrachtet wird. Das mechanische Verhalten der Fasern ist essentiell für die Bewertung des Faltenrisikos und wird korrekt mit Hilfe einer UMAT abgebildet. Hier wird auch der richtige Tangentialoperator genutzt, da der Aushärtegrad in der Steifigkeitsmatrix der Fasern keine Rolle spielt. Das Flüssigkeitsverhalten hingegen ist stark vom Aushärtegrad abhängig. Da das Fließverhalten des Harzes jedoch phänomenologisch abgebildet wird und somit einige physikalische Effekte zwecks Vereinfachung vernachlässigt werden, kann auch ein Vorgeben des

Aushärtegrades als Randbedingung akzeptiert werden. Potentiell daraus entstehende Fehler, werden bei der Kalibrierung der scheinbaren Permeabilität möglichst weit reduziert.

#### 5.2.4 UMAT zur Erfassung der Steifigkeiten des Faserbettes

Wie bereits in Kapitel 3.5.3 beschrieben, ist das Steifigkeitsverhalten der Fasern in Dickenrichtung nicht-linear. Je weiter die Verpressung voranschreitet und je weiter der  $V_f$  ansteigt, desto mehr Fasern kommen in Kontakt, was zu einer Erhöhung des E-Moduls in Dickenrichtung führt. Dieses Verhalten wird durch die Gutowski-Gleichung { 3-13 } beschrieben, aus der der Sekanten-E-Modul extrahiert wird (Gleichungen { 5-3 } in Kombination mit { 3-13 }). Aufgrund der starken Nichtlinearität ist es wichtig, beim Ermitteln des Sekanten-E-Moduls sehr kleine Intervalle zu verwenden. Die stabilste Konvergenz erzeugt man, in dem man vom aktuellen  $V_f$  zu höheren  $V_f$  voraus rechnet. Dieser Zusammenhang hat allerdings nur dann Gültigkeit, wenn eine Druckbelastung auf das Faserbett wirkt. Wird hingegen eine Zugbelastung in Dickenrichtung aufgebracht, gilt der als linear elastisch angenäherte Zugmodul des Faserbettes in dritter Raumrichtung  $E_{3t} \approx 2200 \text{ MPa}$ . Es wird jedoch ein Übergangsbereich eingeführt, um eine sprunghafte Veränderung des  $E_3$  zu verhindern. Dieser Übergangsbereich nimmt an, dass  $E_{3t}$  von  $\varepsilon_3 = 0$ ;  $E_{3t} = 1 \text{ MPa}$  auf  $\varepsilon_3 = 0,001$ ;  $E_{3t} \approx 2200 \text{ MPa}$  linear ansteigt

$$E_{3c} = \frac{\bar{\sigma}_3(V_f + 0,01) - \bar{\sigma}_3(V_f)}{\varepsilon_3(V_f + 0,01) - \varepsilon_3(V_f)} \quad \{ 5-3 \}$$

Für 1- und 2-Richtung wird idealisiert ein linear elastisches Steifigkeitsverhalten des Faserbettes angenommen. Besonders bei Gewebelagen muss darauf geachtet werden, dass sich die Steifigkeiten des Faserbettes erheblich von denen der Einzelfasern unterscheiden. Dies ist auf die Faserondulationen im Gewebe zurückzuführen und beeinflusst besonders die Drucksteifigkeit. Aufgrund der geringen Eigenstabilität ist es fast unmöglich, die Drucksteifigkeit von trockenen Gewebelagen zu messen, weshalb ein theoretischer Wert angesetzt wird, der mit Hilfe der durchgeführten Kompaktiersimulationen justiert wird. Der theoretische Wert wird anhand der im Anhang aufgezeigten Mischungsregeln bestimmt, da diese entsprechende Knock-Down-Faktoren für die Faserondulationen enthalten und somit zumindest teilweise



deren Wirkung berücksichtigen. Da die Steifigkeit des trockenen Faserbettes ermittelt werden soll, wird der E-Modul der Matrix auf 1 MPa gesetzt und der Faservolumengehalt im Anlieferungszustand verwendet. Die Feinjustierung der E-Module des Faserbettes wird mit Hilfe von experimentell gefertigten Platten (200x200 mm) auf einem Aluminium-FEM durchgeföhrt. Bei Berücksichtigung der Tool-Part-Interaktion werden die Platten durch die Wärmeausdehnung des Aluminiums ebenfalls gedehnt. Aufgrund von Querkontraktion beeinflusst die Längssteifigkeit der Platten auch das Verpressungsergebnis dieser Platten. Vergleicht man also die Simulationsergebnisse bezüglich Plattendicke und Faservolumengehalt mit realen Platten, lässt sich die Längssteifigkeit so anpassen, dass ein optimales Simulationsergebnis, bezogen auf die Wandstärke, erreicht wird. Voraussetzung dafür ist jedoch, dass zuvor die scheinbare Permeabilität korrekt justiert wurde (siehe Kapitel 5.2.5). Ein Nachteil daran ist, dass die E-Module so kalibriert werden, dass die Verpressung möglichst genau vorhergesagt wird. Die sich in der Simulation ergebenden inneren Spannungen weisen jedoch nach der Kalibrierung nicht mehr zwangsläufig die korrekte bzw. reale Größe auf. Dies ist unproblematisch, solange man vergleichende Studien zwischen verschiedenen Tooling-Konzepten oder Fertigungsverfahren durchföhrt. Da die Simulation genau für diesen Zweck entwickelt wird, kann dieser Nachteil ohne Weiteres akzeptiert werden. Ein weiteres Manko dieses Vorgehens ist der direkte Einfluss der Querkontraktionszahl. Verändert man diese, verändert sich auch der Einfluss der Längssteifigkeit auf das Verpressungsverhalten. Diese Veränderungen sind zwar nur geringfügig, sollten aber dennoch nicht vernachlässigt werden. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Querkontraktionszahlen entstammen einer früheren Untersuchung von AHD und liegen in etwa bei  $\nu_{12} \approx \nu_{13} \approx 0,15 - 0,25$  und  $\nu_{23} \approx 0,2 - 0,3$ . Sie werden als gegebene Werte angenommen und die Längssteifigkeit entsprechend der Simulationen angepasst. Somit erhält man eine Optimierung der Längssteifigkeit ( $E_1 \approx E_2 \approx 20.000 - 50.000 \text{ MPa}$ ) in Abhängigkeit dieser Querkontraktionszahlen. Sollten sich zukünftig andere Querkontraktionszahlen ermitteln lassen, müssen auch die Steifigkeiten in 1- und 2-Richtung erneut kalibriert werden. Dieses Vorgehen zeigt noch einmal den phänomenologischen Charakter der hier entwickelten Kompaktiersimulation. Wird sie auf ein anderes Material übertragen, wird auch eine komplett neue Kalibrierung erforderlich.

Die Annahmen eines linear elastischen Verhaltens und gleicher Zug- und Drucksteifigkeit in 1- und 2-Richtung stellen ebenfalls Vereinfachungen dar. Beson-

ders bei Geweben muss davon ausgegangen werden, dass sowohl Zug- als auch Drucksteifigkeit nicht linear sind. Betrachtet man beispielsweise den Zugbereich, so werden durch Zugbelastung die Fasern gestreckt und Ondulationen verringert. Der dadurch steigende Kontakt zwischen Kett- und Schussfäden erhöht die Zugsteifigkeit und führt zur besagten Nichtlinearität. Dennoch erscheint der Ansatz linearen Verhaltens im Vergleich mit kommerziell auf dem Markt erhältlichen Software-Lösungen adäquat. COMPRO™ beispielsweise bietet zwei Möglichkeiten, das Faserbett abzubilden: konstante Steifigkeiten in allen drei Raumrichtungen oder als verbesserte Variante eine mit dem hier aufgezeigten Ansatz vergleichbare Lösung [173].

Die UMAT nutzt letztendlich die als Eingabeparameter angegebenen Steifigkeiten, um die für die Spannungsberechnung benötigte Steifigkeitsmatrix zu berechnen. Dabei wird zwischen UD- und Gewebelagen unterschieden. Darüber hinaus dient die UMAT dazu, den klassischen Faservolumengehalt ( $V_f$ ) zu bestimmen. Dieser wird anhand des von ABAQUS™ berechneten Fasergesamtvolumengehalts ( $\bar{V}_f$ ) bzw. des *total fluid volume ratios* (FLUVR) ermittelt. Es entspricht dem Porenvolumen geteilt durch das Gesamtelementvolumen, wird von ABAQUS™ anhand des *void ratio* ( $e$ ) ermittelt und direkt als Ausgabevariable zur Verfügung gestellt, was die Ermittlung der Faservolumengehalte vereinfacht.

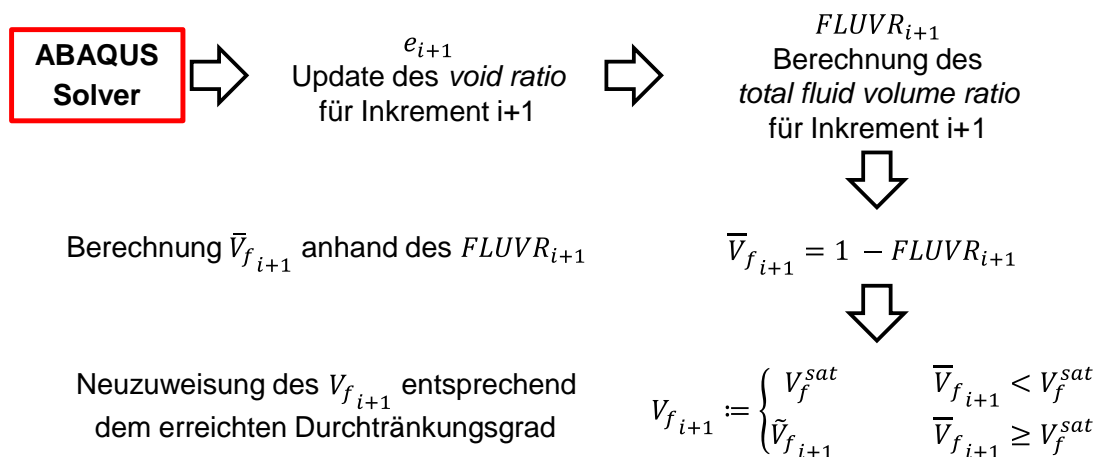


Abb. 5-13: Code zur Berechnung des  $V_f$  innerhalb der UMAT

### 5.2.5 Kalibrierung der Permeabilität

Die Auswahl und Kalibrierung der richtigen Permeabilitätskurve (vgl. Kapitel 5.2.2, insbesondere Abb. 5-10) ist der erste Schritt des Kalibrierprozesses und erfolgt mit Hilfe von Laborexperimenten. Die entsprechende Vorrichtung für die Kompaktier-

versuche wurde bereits in Kapitel 3.5.3 vorgestellt. Anstelle der weggesteuerten Messung tritt jetzt jedoch eine kraftgesteuerte Experimentdurchführung. Somit können Kräfte äquivalent zu den im Autoklaven herrschenden Drücken (3 bar, 5 bar, 8 bar) aufgebracht werden und das Fließverhalten des Harzes bzw. die Dickenänderung der Proben gemessen werden. Der Versuchsaufbau mit starrem Stempel hat einige Vorteile gegenüber dem Vorgehen im Autoklaven mit Vakuumsack. Die Probe wird an ihren Rändern nicht weiter verpresst als in ihrem Zentrum, was Randeffekte deutlich reduziert. Weiterhin werden die Experimente bei konstanter Temperatur von 90°C durchgeführt, was einerseits die Einflüsse von thermischer Dehnung der Testvorrichtung, aber auch den Einfluss der veränderlichen Viskosität als Fehlerquelle ausschließt. Stärkste Einflussparameter für die Verpressung beim gegebenen Versuchsaufbau sind die Permeabilität und die Steifigkeit des Faserbettes in dritter Richtung. Aufgrund der vergleichsweise hohen Steifigkeit des Faserbettes in der Ebene können Einflüsse durch Querkontraktion weitestgehend ausgeschlossen werden [41]. Weiterhin wurden die benötigten Parameter zur Berechnung der Steifigkeit in Dickenrichtung bereits im Vorfeld ermittelt (siehe Kapitel 3.5.3). Damit bleibt die Permeabilität als einzige Unbekannte und kann durch Vergleich von Simulation und Experiment kalibriert werden.

Wie sich gezeigt hat, stellt ein einfaches Potenzgesetz in Kombination mit den von Gutowski et al. [42] angepassten Carman-Kozeny Gleichungen den besten Weg dar, die Durchtränkungsphase zu erfassen. Gleichung { 5-4 } zeigt beispielhaft die Vorgehensweise zur Berechnung der Permeabilität. Dabei stellt  $S_{11}^{sat}$  die Permeabilität bei Erreichen vollständiger Durchträngung (engl. *saturation* – abgekürzt *sat*) dar und wird mit Hilfe der Gleichung { 3-30 } für  $V_f = V_f^{sat}$  berechnet.  $\omega$  ist der Exponent, der als Kalibrierfaktor eingesetzt wird. Der Punkt der Durchträngung bzw. der bei vollständiger Durchträngung erreichte  $V_f^{sat}$  lässt sich über den Harzmassegehalt des angelieferten Materials und das Faserflächengewicht anhand geometrischer Überlegungen bestimmen.

$$S_{11} = \begin{cases} \left( S_{11}^{sat} - \frac{r_f^2}{4k_{11}} \cdot \frac{(1 - V_f)^3}{V_f^2} \right) + \left( \frac{r_f^2}{4k_{11}} \cdot \frac{(1 - V_f)^3}{V_f^2} \right) \cdot \left( \frac{V_f^{sat}}{V_f} \right)^\omega, & V_f < V_f^{sat} \\ \frac{r_f^2}{4k_{11}} \cdot \frac{(1 - V_f)^3}{V_f^2}, & V_f \geq V_f^{sat} \end{cases} \quad \{ 5-4 \}$$

$S_{33}$  wird analog gebildet, wobei Gleichung { 3-31 } als Basis dient. Die auf diese Weise berechnete Permeabilität muss für den Einsatz in ABAQUS™ in die sogenannte *hydraulic conductivity* (hydraulische Leit- bzw. Durchflussfähigkeit) umgerechnet werden [114]. Dies erfolgt mit Hilfe der nach Gleichung { 3-29 } berechneten dynamischen Viskosität ( $\bar{\mu}_i$ ), der Dichte des flüssigen Harzes ( $\rho_m$ ) und der Erdbeschleunigung ( $g$ ).

$$\bar{k}_{ii}(T, \alpha, V_f) = \frac{\rho_m \cdot g \cdot S_{ii}(V_f)}{\bar{\mu}_i(T, \alpha)} \quad \{ 5-5 \}$$

### Modellaufbau

Simuliert wird die in Abb. 3-6 gezeigte Vorrichtung. Diese, sowie die eingebrachte Probe, werden aus hexagonalen Elementen aufgebaut, wobei die Vorrichtung sogenannte *3D stress elements* (C3D8R) und die Probe *pore fluid/stress elements* (C3D8RP) verwendet. Die Vorrichtungsteile erhalten drei Elemente über der Bauteildicke, während die Faserverbundproben eine Lage Elemente pro Laminatlage erhalten. Die maximale Elementkantenlänge der Probe beträgt ca. 3 mm, um das AR der Elemente kleiner zehn zu halten. Wichtig ist außerdem, dass reduziert integrierte Elemente für die Faserverbundteile verwendet werden, um das Phänomen des *shear locking* zu vermeiden. Voll integrierte Elemente verhalten sich meist deutlich schubsteifer als reduziert integrierte Elemente, was direkt mit der Elementformulierung zusammenhängt. Da bei der Kompaktiersimulation von gekrümmten Bauteilen stärkere Schubverformungen auftreten, sollten reduziert integrierte Elemente bevorzugt werden. So wird verhindert, dass falsche Elementauswahl die Genauigkeit und Funktionsweise der Simulation negativ beeinträchtigt. Im Fall der hier gezeigten Simulationemethode ist dieses Vorgehen besonders wichtig, da nicht nur der Kompaktierweg des durchtränkten Materials, sondern auch die im Rahmen der Durchtränkung auftretende Verformung erfasst wird. Dadurch werden die Elemente deutlich stärker verformt als beispielsweise beim Simulationsansatz von COMPRO™.

Reduziert integrierte Elemente weisen das sogenannte *hourglassing* auf, einen rein numerischen Verformungsmodus der durch die Beschränkung auf einen einzelnen Integrationspunkt zur Berechnung der Schubspannungen und -verformungen entsteht. Um *hourglassing* zu verhindern, ermittelt ABAQUS™ anhand der Elementsteifigkeitsmatrix die sogenannte *hourglassing stiffness*, die dem *hourglassing* ent-

gegenwirkt. Diese zusätzliche Elementsteifigkeit kann von ABAQUS™ jedoch nicht automatisch berechnet werden, wenn eine UMAT zum Einsatz kommt. Daher wird eine feste *hourglassing stiffness* beim Modellaufbau vorgegeben. Schubverformung tritt hauptsächlich bei gekrümmten Bauteilen auf. Deshalb haben *hourglassing stiffness* und Schubsteifigkeit nur einen minimalen Einfluss auf die Verpressung von ebenen Platten. Lediglich die Randeffekte der Verpressung werden durch die *hourglassing stiffness* und die Schubsteifigkeit bzw. das *shear locking* beeinflusst. Da es im Laborexperiment mit der in Abb. 3-6 gezeigten Vorrichtung kaum zu Randeffekten kommt, spielt hierfür die *hourglassing stiffness* nur eine untergeordnete Rolle, was die Nutzung der Experimente zur reinen Kalibrierung der Permeabilität mit Hilfe einer generischen *hourglassing stiffness* ermöglicht.

Als Randbedingungen müssen mechanische Lagerung, die Kraft auf den Stempel und der Porendruck aufgebracht werden (vgl. Abb. 5-14). Alle Faserverbundbereiche erhalten einen initialen Porendruck als *pre-defined field*. Die Randbereiche der Probe, an denen Harz austreten kann, erhalten darüber hinaus einen festen Porendruck von null als echte Randbedingung (*boundary condition*). Obwohl die Testvorrichtung die Probe an vier der sechs Seitenflächen umschließt, kommt es dennoch zum Harzaustritt an Stirn- und Seitenflächen (vgl. Abb. 5-14), da die Proben nicht fest an den Seitenwänden der Vorrichtung anliegen, sondern ein gewisses Untermaß benötigt wird, um sie in dünne Teflon-Trennfolie (dünner 0,1 mm) einzuschließen und in die Vorrichtung einzubringen. Dadurch entsteht ein Harzkanal, der den Harzaustritt auch an den Seitenrändern der Probe ermöglicht, was in den Randbedingungen berücksichtigt wird.

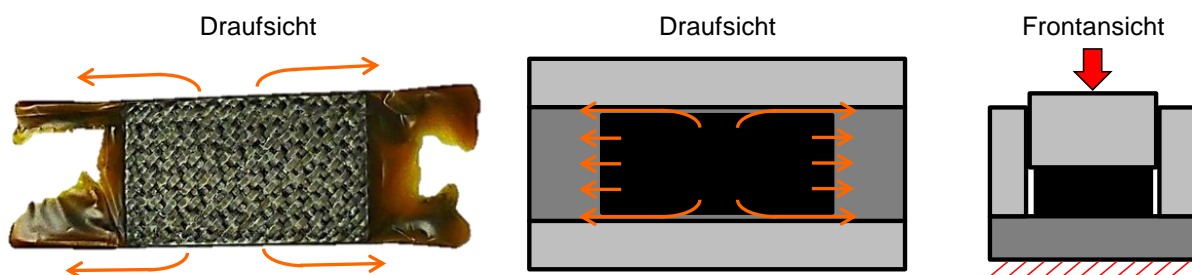


Abb. 5-14: Probe nach dem Verpressen (links); Spalte in der Vorrichtung (Mitte: Draufsicht; rechts: Seitenansicht)

Neben dem Porendruck muss auch der initiale Faservolumengehalt bzw. in ABAQUS™ das *void ratio* als *pre-defined field* festgelegt werden. Hier gilt es zu be-

achten, dass UD- und Gewebe-Material unterschiedliche Werte aufweisen. Die thermische Ausdehnung von FEMI und Probe sowie der chemische Schrumpf des Harzes bleiben unberücksichtigt, da eine konstante Temperatur von 90°C verwendet wird.

### Gewebe-Material

Abb. 5-15 zeigt den Vergleich von Simulation und Messung bei einer kraftgesteuerten Experimentdurchführung. Die finale Kraft entspricht einem Autoklavdruck von 5 bar mit zusätzlich angelegtem Vakuum von 0,45 bar. Sie wird mit dem für den Autoklaven vorgegebenen Gradienten aufgebracht und dann konstant gehalten, bis sich eine konstante Wandstärke der Probe einstellt und damit der Harzfluss zum Erliegen kommt. Dies bedeutet, dass die komplette Last durch das Faserbett getragen wird und der Porendruck auf annähernd null abfällt, was als zusätzliche Bedingung zur Überprüfung der Simulation herangezogen wird.

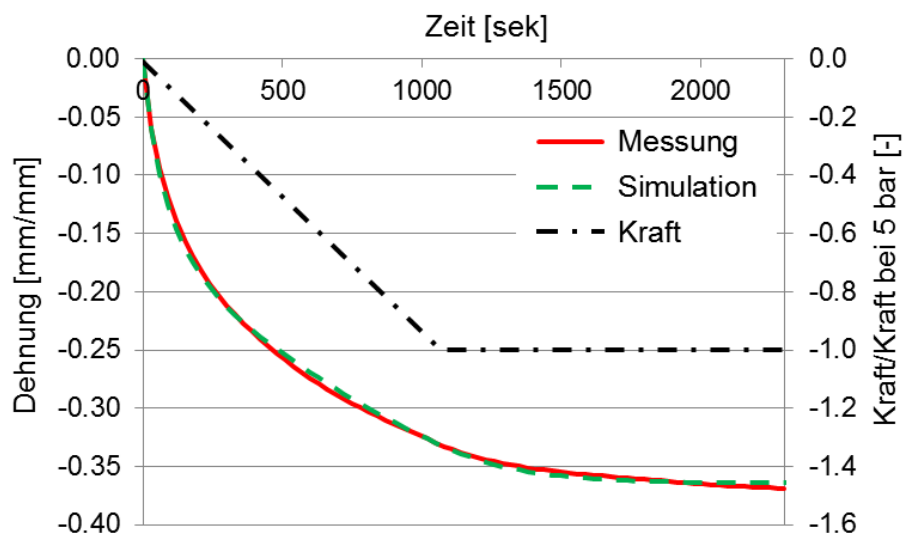


Abb. 5-15: Vergleich der Probendehnung zwischen Experiment und Simulation (5 bar Absolutdruck)

Abb. 5-15 zeigt deutlich die gute Übereinstimmung der Simulation mit dem Experiment bei einem Autoklavdruck von 5 bar. Die horizontal auslaufende Simulationsskurve oberhalb von 2000 Sekunden lässt bereits darauf schließen, dass der Harzfluss und auch der Harzdruck auf annähernd null abgefallen sind und somit keine weitere Veränderung der Probe stattfindet. Eine Überprüfung des Porendruckverlaufs bestätigt dies. Die experimentelle Kurve zeigt ihr asymptotisches Verhalten etwas später als die Simulationsskurve. Der daraus resultierende Fehler (< 2%) wird akzeptiert, da der Harzdruck im Fertigungsprozess niemals soweit abfallen sollte.

Um sicherzustellen, dass die Simulation nicht nur bei 5 bar Autoklavdruck, sondern beispielsweise auch bei 3 bar gute Ergebnisse liefert, wurden die Experimente bei weiteren Drücken (3 bar und 8 bar) durchgeführt. Die Ergebnisse des Vergleichs von Experiment und Simulation können in Abb. 5-16 abgelesen werden. Für 3 bar Absolutdruck werden ähnlich genaue Ergebnisse wie bei den 5 bar Proben erzielt. Bei 8 bar sind die Abweichungen zwischen Experiment und Simulation dagegen größer. Besonders zwischen 1.300 und 2.300 Sekunden weicht die Simulation deutlich vom Experiment ab (Abb. 5-16 rechts). Die Simulation zeigt einen zu schnellen Harzabfluss und erreicht somit früher als das Experiment den finalen Zustand mit konstanter Wandstärke und einem Harzdruck von null. Hauptgrund hierfür ist die Permeabilität, die besonders bei hohen Faservolumengehalten deutlich von den durch die Carmon-Koseny Gleichungen vorhergesagten Werten abzuweichen scheint. Gutowski et al. [42, 150] weisen indirekt in ihren Veröffentlichungen darauf hin, dass die modifizierten Carman-Koseny Gleichungen nur für moderate Veränderungen des  $V_f$  genaue Ergebnisse liefern. Allerdings wird hier eine sehr große Veränderung des Faservolumenanteils (47,5 % bis 62,4 %) betrachtet. Da sich im Rahmen der Fertigung der Faservolumenanteil nur im Bereich 47,5 % bis 55 % bewegt, wurden die Permeabilitätsgleichungen für diesen Bereich optimiert. Deutlich zu sehen bei der 8 bar Probe ist jedoch, dass der nicht-lineare E-Modul des Faserbettes in dritter Raumrichtung gut zu den Experimenten passt. Beide Kurven enden annähernd horizontal im gleichen Wert und der Harzdruck fällt auf nahezu null ab.

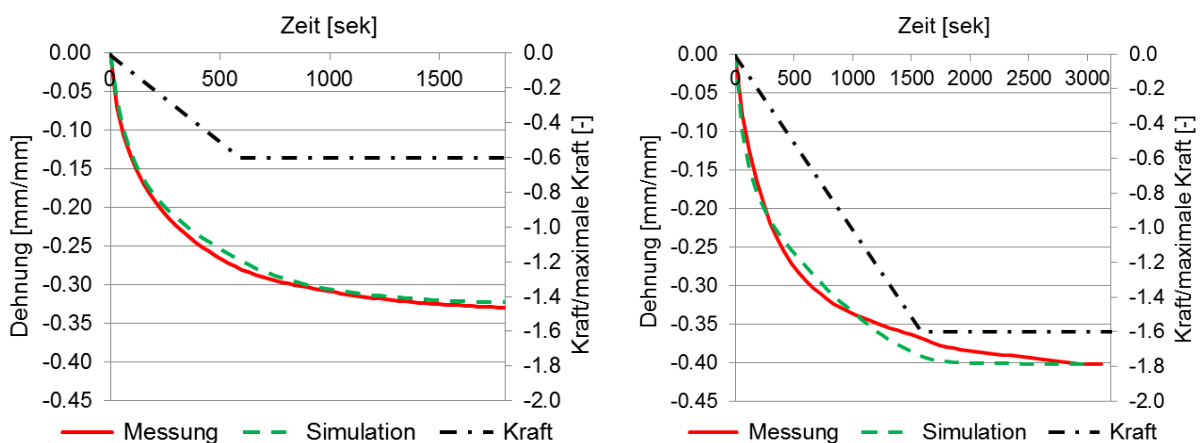


Abb. 5-16: Vergleich der Dehnungen zwischen Experiment und Simulation (links: 3 bar, rechts: 8 bar)

### UD-Material

Für das UD-Material des HexPly M18/1™ wurden ähnliche Versuche durchgeführt (5 bar und 8 bar) und die Simulation entsprechend kalibriert. Abb. 5-17 zeigt die erreichbare Genauigkeit bzgl. der Probenverformung beim Aufbringen einer Kraft mit Hilfe des Stempels (vgl. Abb. 3-6). Die Genauigkeit ist etwas geringer als beim Gewebematerial, aber dennoch ausreichend.

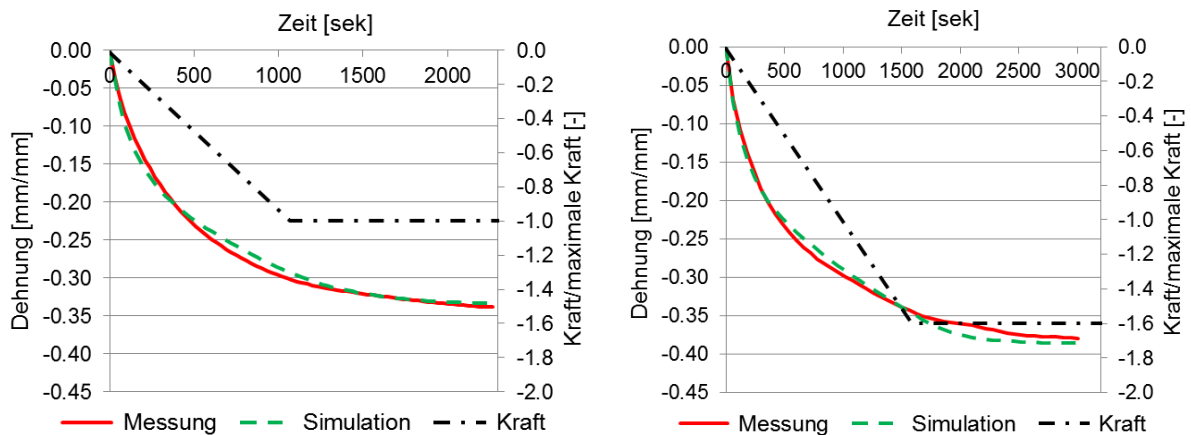


Abb. 5-17: Vergleich der Dehnungen bei UD-Material (links: 5 bar, rechts: 8 bar)

### Laminat

Zur Verifikation der zuvor durchgeführten Kalibrierung wurden auch gemischte Proben (drei Stück mit gleichem Laminataufbau – siehe Abb. 5-18) bei einer Kraft äquivalent zum 5 bar Autoklav-Zyklus getestet. Abb. 5-18 zeigt, dass auch ein Laminat mit Hilfe der zuvor ermittelten Permeabilitätskurven korrekt abgebildet wird.

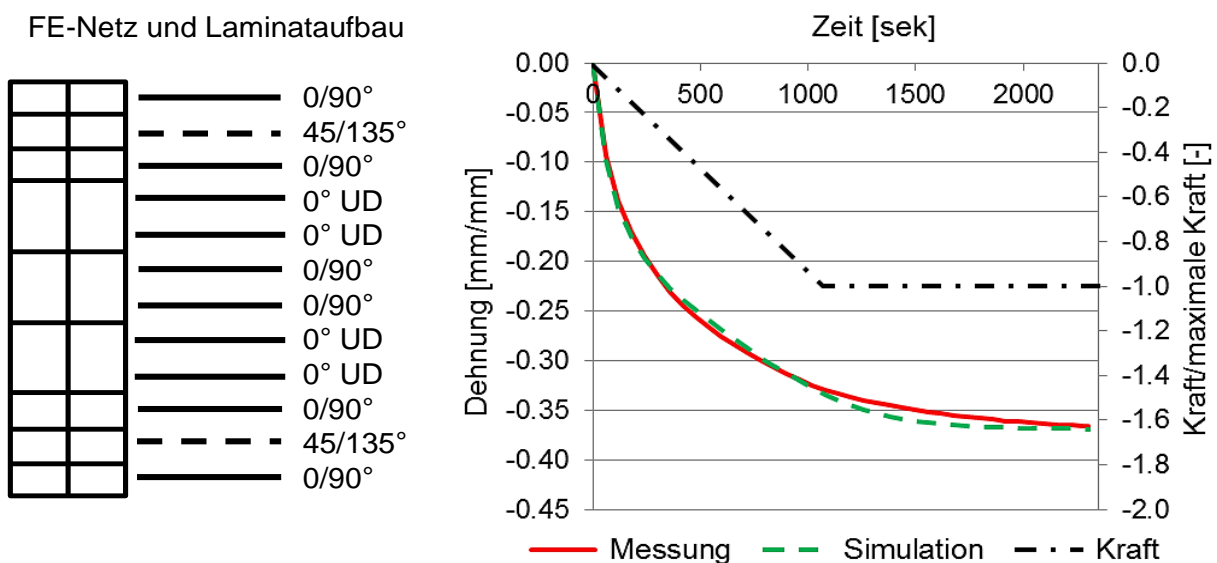


Abb. 5-18: Verifikation der Permeabilität anhand eines komplexen Laminataufbaus



### 5.2.6 Kontakt- und Reibungssimulation

Wie beispielsweise Hubert [41], Hubert & Poursartip [3, 174], Sun et al. [16] und Li et al. [175] aufzeigen, wird die Verpressung des Laminates von der Interaktion zwischen Bauteil und FEMI sowie von der Schubsteifigkeit des Faserbettes beeinflusst. Zwischen Bauteil und FEMI herrscht eine Reibinteraktion, die ein freies Verformen bzw. Verschieben des Faserbettes relativ zum FEMI behindert [17, 39, 157]. Zusätzlich hat das FEMI häufig einen höheren Wärmeausdehnungskoeffizienten als das Bauteil, was zu weiteren Scherkräften zwischen Laminat und FEMI führt. Die Schubverformbarkeit des Faserbettes setzt sich ebenfalls aus zwei Phänomenen zusammen. Weniger offensichtlich als die Schubsteifigkeit der Gewebestruktur ist dabei die Fähigkeit der einzelnen Laminatlagen, aufeinander abzugleiten. Dieses Verhalten beeinflusst nicht nur das Ergebnis der Verpressung, sondern ist auch ein maßgeblicher Einflussfaktor der Faltenbildung in der Autoklavfertigung von Prepreg-Teilen (vgl. Kapitel 4) [6, 75, 174].

Zur Einbringung der interlaminaren Reibung und der FEMI-Bauteil-Interaktion können verschiedene Ansätze verwendet werden. Erste Ansätze von Johnston [27], Twigg et al. [19] sowie Fernlund et al. [59] nutzen sogenannte *shear layer* zur Erfassung der TPI. Johnston [27], Twigg et al. [19] und Fernlund et al. [59] führten aber aufgrund der erforderlichen kleinen Elementkantenlängen der *shear layer* lediglich zwei-dimensionale Untersuchungen durch und berücksichtigten keine kompletten Bauteile, sondern lediglich deren Querschnitte. Özsoy et al. [38] hingegen verwenden die in ABAQUS™ vorhandenen Kontakte, um TPI und interlaminare Reibung zu modellieren. Dies ermöglicht eine von den Kontaktflächen annähernd unabhängige Vernetzung des FEMI und der Bauteile. Darüber hinaus ist diese Modellierung nicht auf zwei-dimensionale Querschnitte beschränkt, sondern kann auch auf komplexe drei-dimensionale Strukturen übertragen werden. Weiterhin lassen sich temperaturabhängige Reibkoeffizienten und ein *shear limit* zur Begrenzung der übertragbaren Reibkräfte einbringen. Allerdings bedienen sich Özsoy et al. [38] dieser Vorgehensweise lediglich für die Vorhersage des *spring-in* Winkels und vernachlässigen die Kompaktierung des Laminates vollständig. Dennoch erscheint die Arbeitsweise von Özsoy et al. [38] vielversprechend und wird auch im Rahmen dieser Arbeit angewendet und weiterentwickelt.

Bei der Kompaktiersimulation werden die bereits erwähnten *pore fluid/stress elements* (C3D8RP) verwendet. Diese weisen einen zusätzlichen Freiheitsgrad, den Flüssigkeits- bzw. Porendruck auf, der bei der Kontaktmodellierung berücksichtigt werden muss. Der Standardkontakt in ABAQUS™, sowie die *tied contacts* sind in der Lage, den Porendruck zwischen den Kontaktflächen zu übertragen [114]. Die Methode von Özsoy et al. [38] kann also auch mit C3D8RP-Elementen verwendet werden. Test-Simulationen zeigen jedoch, dass besonders die Anisotropie der Permeabilität in Kombination mit den nötigen Randbedingungen für den Porendruck zu Druckschwankungen in der Simulation führen. Selbst bei ebenen Platten lassen sich Reibkontakte zwischen *pore fluid/stress elements* (C3D8RP) nur schwer bis gar nicht umsetzen. Schwankungen im Porendruck beeinflussen direkt den Kontaktdruck und damit die Reibkraft. Ständig schwankende Reibkräfte führen zu erheblichen Konvergenzproblemen, besonders, wenn zwischen Haft- und Gleitreibung gewechselt werden muss. Auch das Einführen von *contact stabilization* schafft hier keine adäquate Abhilfe. Eine Verbesserung kann mit Hilfe sogenannter *surface elements* (SFM3D4) erzielt werden. SFM3D4 weisen lediglich Verschiebungsfreiheitsgrade auf und besitzen keinerlei Steifigkeiten. Sie dienen dazu, eine Kontaktfläche zu erzeugen, die entweder starr ist oder sich mit den darunter liegenden Elementen verformt. Der Einsatz dieser Elemente macht die Kontaktsimulation deutlich stabiler und verbessert die Konvergenzgeschwindigkeit. Die *surface elements* können den Druckfreiheitsgrad allerdings nicht übertragen, was ein Fließen des Harzes zwischen den durch Kontakte getrennten Laminatlagen unmöglich macht.

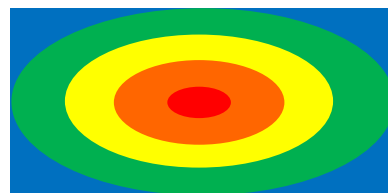
Die Kontaktsimulation lässt sich dennoch mit Hilfe von *surface elements* verwirklichen, sofern man einige Besonderheiten des Faserverbundwerkstoffs berücksichtigt und die Randbedingungen des Porendrucks anpasst. Bei der Betrachtung der anisotropen Permeabilität von Gewebe- und UD-Materialien ist festzustellen, dass die Permeabilität in Dickenrichtung häufig um einen Faktor von 10 bis 25 geringer ist als die Permeabilität in der Laminebene. Das bedeutet, dass in Dickenrichtung deutlich weniger Harzfluss stattfindet als in der Laminebene [42, 175]. Der Harzabfluss in Dickenrichtung ist darüber hinaus auch durch die Lochfolie limitiert, was Experimente und die Bauteilfertigung bei AHD bestätigen. Bei geschlossenen FEM findet gar kein Harzabfluss in Dickenrichtung statt. Weiterhin wurde bei den Untersuchungen von Münch [A3] zum Verpressungsverhalten des M18/1 Prepregs festgestellt, dass das Steifigkeits- und Fließverhalten der einzelnen Lagen nähe-

rungsweise unabhängig voneinander betrachtet werden kann. Nutzt man diese Vereinfachung, können die *surface elements* zur Trennung der Lagen eingesetzt werden.

Schwierig bleibt die Simulation der Durchtränkung. Der hier verwendete phänomenologische Ansatz simuliert die Durchtränkung als virtuellen Harzabfluss. Dieser kann unter Verwendung der genannten Vereinfachung und der *surface elements* jedoch nur noch an den Rändern der Probe stattfinden. Dadurch beeinflusst die Probengröße das Verpressungsverhalten, was unter realen Bedingungen so nicht der Fall ist (vgl. Abb. 5-19). Außerdem könnte eine solche Simulation den Einfluss verschiedener Lochfolien bzw. den Unterschied zwischen offenem und geschlossenem FEMI nicht berücksichtigen. Experimentelle Untersuchungen an Platten im Autoklaven haben den Einfluss von Lochfolien mit unterschiedlichen Lochabständen jedoch nachgewiesen [A7]. Betrachtet man offene FEMI, findet in der Realität ein geringer Harzfluss in Dickenrichtung statt, der zu minimalem Harzaustritt durch die Löcher der Lochfolie führt. In der Simulation ohne interlaminare Kontakte kann die Lochfolie durch einfache Randbedingungen an der Oberfläche des Laminates nachgebildet werden (vgl. Abb. 5-20). In der Simulation mit interlaminaren Kontakten hingegen ist der Harzfluss in Dickenrichtung durch die *surface elements* behindert. Als Ersatz können die Randbedingungen von der Oberfläche durch die gesamte Tiefe des Laminates fortgesetzt werden. Somit erhält jede Lage Knoten, an denen Harz austreten kann. Der Austritt an diesen Knoten steht stellvertretend für den Harzfluss in Dickenrichtung und den Harzabfluss durch die Lochfolie. Auf diese Weise findet virtueller Harzaustritt an allen Knoten unterhalb einer Öffnung in der Lochfolie statt, ohne dass die Simulation den Druckgradienten und den damit verbundenen Harzfluss in Dickenrichtung berücksichtigen muss (vgl. Abb. 5-20).



- Kleine Probe
- Hoher Druckgradient
  - Hohe Strömungsgeschwindigkeit
  - Hoher Harzabfluss



- Große Probe
- Niedriger Druckgradient
  - Niedrige Strömungsgeschwindigkeit
  - Niedriger Harzabfluss

Abb. 5-19: Einfluss der Probengröße auf den Porendruckgradienten beim Einsatz von *surface elements* für die Kontaktmodellierung (Draufsicht)

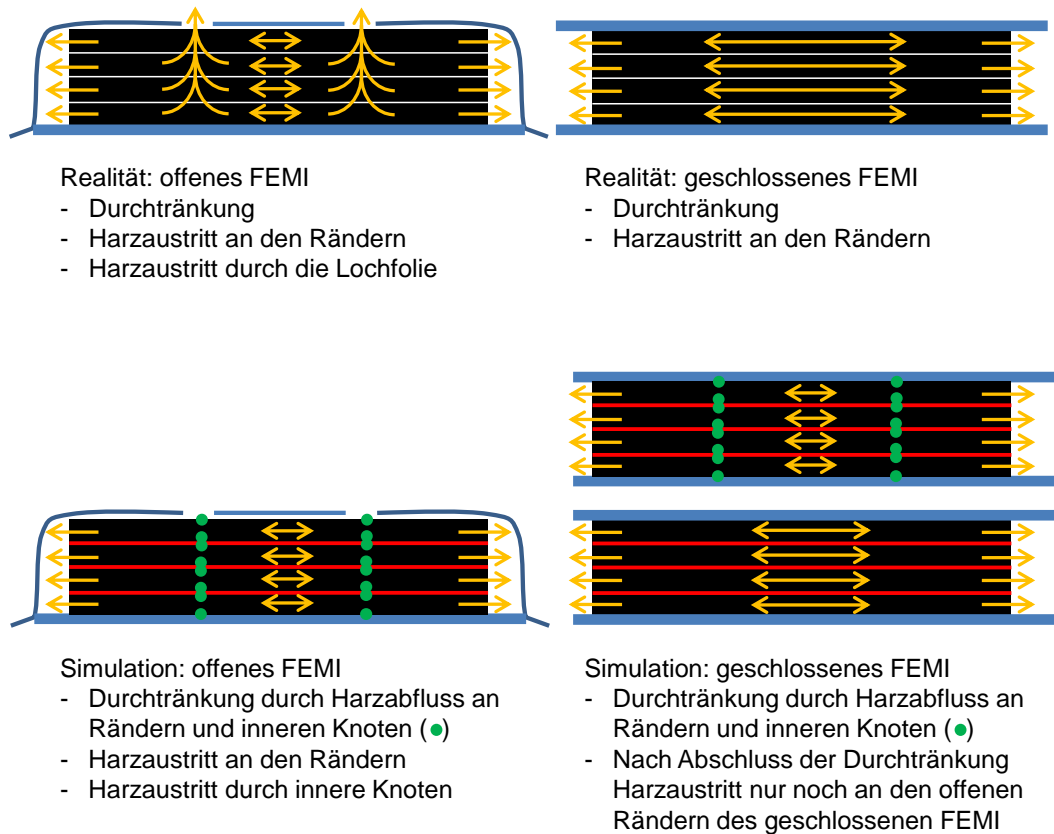


Abb. 5-20: Porendruck-Randbedingungen für offene und geschlossene FEM

Mit Hilfe dieser Randbedingungen lässt sich auch bei geschlossenen FEM sicherstellen, dass der gewählte phänomenologische Ansatz die Durchtränkung korrekt darstellen kann. Nach Erreichen der Durchtränkung werden die Randbedingungen an den inneren Knoten abgeschaltet und Harzfluss kann nur noch an den offenen Rändern der Bauteile stattfinden. Nachteil dieser Vorgehensweise ist die Verfälschung des Harzdrucks. Die Randbedingungen an den inneren Knoten setzen den Harzdruck zu null, was in der Realität nicht der Fall ist. Auch der Druckgradient in Dickenrichtung wird nicht korrekt erfasst. Aus diesem Grund wird beschlossen, die sich ergebende Harzdruckverteilung nicht für weitere Untersuchungen, wie beispielsweise die Porenbildung, anzuwenden. Der Fokus der hier entwickelten Simulation liegt klar auf der Abschätzung der Faltenbildung. Soll die Simulation zur Vorhersage der Porenbildung genutzt werden, so kann auf die Kontaktsimulation in den meisten Fällen verzichtet und realistischere Druck-Randbedingungen eingesetzt werden. Dieses Vorgehen und der dafür benötigte Nachweis liegen jedoch außerhalb des Rahmens dieser Arbeit.

Die Kontakte für interlaminare Reibung und TPI erfordern zwei Sätze von Eigenschaften, das normale und das tangential Verhalten zur Kontaktfläche. Das Verhalten in Normalenrichtung wird als *hard contact* in ABAQUS™ abgebildet, wie es auch bereits bei Özsoy et al. [38] der Fall ist. Die tangentialen Eigenschaften werden aus den Reibungsmessungen (Kapitel 3.8) ermittelt, wobei zur Glättung der Messkurven ein gleitender Mittelwert mit zehn Datenpunkten pro Mittelung verwendet wird. Wie in Kapitel 3.8 sowie von Weber et al. [157] und Tellis [A6] gezeigt wurde, hängen TPI und interlaminare Reibung generell von folgenden Faktoren ab:

- Faserarchitektur
- Faserausrichtung
- Aushärtegrad
- Grad der Verpressung
- Temperatur

Um diese Einflüsse vollständig berücksichtigen zu können, wird ein benutzerdefiniertes Unterprogramm (*user subroutine*) in ABAQUS™ benötigt. Dabei kann zwischen FRIC und FRIC\_COEF unterschieden werden. Ersteres dient der Programmierung des tangentialen Kontaktverhaltens vollständig unabhängig von den in ABAQUS™ hinterlegten Routinen. Problematisch hierbei ist jedoch das Erzielen eines stabilen Konvergenzverhaltens, was für die industrielle Anwendung eine Grundvoraussetzung darstellt [114]. Da bereits die Verwendung der C3D8RP Elemente die Kontaktsimulation negativ beeinträchtigt, wird hier von der Nutzung der FRIC Routine Abstand genommen. Die Routine FRIC\_COEF dient lediglich dazu, den Coulomb-Reibkoeffizienten für isotropes Reibverhalten mit Hilfe eines benutzerdefinierten Unterprogramms zu berechnen. Kapitel 3.8, Weber et al. [157] und Tellis [A6] zeigen jedoch eindeutig den anisotropen bzw. orthotropen Charakter der interlaminaren Reibung und der TPI. Besonders der Unterschied zwischen 0/90° und 90/0° Ausrichtung bei der TPI für Gewebelagen spielt bei der späteren Simulation der Faltenbildung eine Rolle (vgl. Abb. 3-16 rechts und Kapitel 3.8).

Daher wird die in ABAQUS™ standardmäßig vorhandene orthotrope Coulomb-Reibung für die Simulation eingesetzt. ABAQUS™ bietet eine Temperaturabhängigkeit für den Reibkoeffizienten an. Diese ermöglicht zumindest die Erfassung von Temperatur und Aushärtegradabhängigkeit, wobei die Vorgehensweise die gleiche ist wie zur Einbringung der Viskosität (vgl. Kapitel 5.2.3). Weiterhin wird die Simulation in zwei separate Abschnitte unterteilt. Vor dem Erreichen der Durchtränkung gelten andere Reibwerte wie nach vollständiger Durchtränkung. Auf diese Weise wird

zumindest näherungsweise die Abhängigkeit von der Verpressung berücksichtigt. Faserarchitektur, Faserausrichtung und die verschiedenen Kombinationen dieser beiden Parameter werden durch separate Reibwerttabellen erfasst (vgl. Tabelle 5-3). Die Unterschiede zwischen 1- und 2-Richtung sind bereits durch die orthotrope Angabe der Reibwerte in ABAQUS™ erfasst.

Tabelle 5-3: Zusammenstellung der Reibeigenschaften für die Kompaktiersimulation

Name	Beschreibung
FEMI-Gewebe, unverpresst, 0/90°	Unterschied zwischen 0/90° und 90/0° in 1- und 2-Richtung erfasst Niedrigere Werte vor Erreichen der Durchtränkung (Kapitel 3.8.2 & [157]); <i>shear limit</i> : 0,2 MPa
FEMI-Gewebe, verpresst, 0/90°	Höhere Werte aufgrund stärkerer Verpressung und Steigerung des Faser-FEMI-Kontakts Wechsel der Reibeigenschaften durch neuen *STEP in ABAQUS™ <i>shear limit</i> : 0,5 MPa
Gewebe-Gewebe, unverpresst, 0/90°-0/90°	Niedrigere Werte bei geringerer Verpressung anhand <i>pull-through test</i> <i>shear limit</i> : 0,3 MPa
Gewebe-Gewebe, verpresst, 0/90°-0/90°	Werte anhand der Messungen mit dem <i>Scratch 4 Surface Tester</i> <i>shear limit</i> : 0,7 MPa
Gewebe-Gewebe, unverpresst, 0/90°-45/135°	Niedrigere Werte abgeschätzt anhand der Differenzen zwischen verpresst und unverpresst bei der Kombination Gewebe-Gewebe Zukünftig Messwerte nötig, um genauere Simulation zu ermöglichen. <i>shear limit</i> : 0,3 MPa
Gewebe-Gewebe, verpresst, 0/90°-45/135°	Werte anhand der Messungen mit dem <i>Scratch 4 Surface Tester</i> <i>shear limit</i> : 0,7 MPa
Gewebe-UD, unverpresst, 0/90°-0°	Werte abgeschätzt anhand der Differenz zwischen verpresst und unverpresst bei Gewebe-Gewebe Zukünftig Messwerte nötig, um genauere Simulation zu ermöglichen. <i>shear limit</i> : 0,27 MPa
Gewebe-UD, verpresst, 0/90°-0°	Werte anhand der Messungen mit dem <i>Scratch 4 Surface Tester</i> <i>shear limit</i> : 0,63 MPa
UD-UD, unverpresst, 0°-0°	Werte abgeschätzt anhand der Differenz zwischen verpresst und unverpresst bei Gewebe-Gewebe Zukünftig Messwerte nötig, um genauere Simulation zu ermöglichen. <i>shear limit</i> : 0,24 MPa
UD-UD, verpresst, 0°-0°	Werte anhand der Messungen mit dem <i>Scratch 4 Surface Tester</i> <i>shear limit</i> : 0,56 MPa

Die TPI zwischen FEMI und UD-Laminatlagen wird nicht aufgeführt, da aus Gründen der besseren Widerstandsfähigkeit gegen Einschläge immer Gewebelagen als äußere Bauteillagen verwendet werden. Die Kombination aus  $45/135^\circ$  zu  $45/135^\circ$  Gewebelagen wird nicht separat betrachtet, da sich auch zwei  $0/90^\circ$  zu  $0/90^\circ$ -Lagen in  $45/135^\circ$  zu  $45/135^\circ$ -Richtung zueinander verschieben könnten. Die sich durch diese Bewegung ergebende resultierende Reibkraft weicht aufgrund der geringen Unterschiede in den Reibkoeffizienten nur minimal von den Kräften der  $45/135^\circ$  zur  $45/135^\circ$ -Messung ab. Dieser geringe Fehler wird zur Vereinfachung der Simulation akzeptiert.

Da es sich beim Harz um eine Flüssigkeit handelt und die Faser-Faser bzw. Faser-FEMI-Kontaktfläche sehr begrenzt ist, ist auch die übertragbare Reibkraft stark limitiert. Die Limitierung wurde von Özsoy et al. [38] mit Hilfe des sogenannten *shear limit* in ABAQUS™ eingebracht. Das gleiche Vorgehen wird auch im Rahmen dieser Arbeit angewendet, das *shear limit* liegt jedoch etwas höher als der von Özsoy et al. [38] angegebene Wert (siehe Tabelle 5-3). Außerdem werden verschiedene *shear limits* für verschiedene Materialkombinationen (Gewebe zu Gewebe, UD zu Gewebe, Gewebe zu FEMI, etc.) angewendet, um trotz der Vereinfachungen eine möglichst genaue Erfassung der Reibung zu ermöglichen. Die *shear limits* der einzelnen Materialkombinationen werden anhand der Reibungsmessungen aus der Normalkraft, der Reibfläche und der maximal erreichbaren Reibkraft errechnet. Bei Erreichen der maximal übertragbaren Reibkraft geht das Reibverhalten von Haft- in Gleitreibung über, wobei die Reibkraft nicht mehr weiter ansteigt oder sogar abfällt, da der Gleitreibungskoeffizient meist etwas geringer ist, als der Haftreibungskoeffizient. Dieser Übergang ist als Maximalwert in den Kurven der Messungen zu sehen. Im Falle der hier durchgeführten Simulation wird der gleiche Reibkoeffizient für Haft- und Gleitreibung angenommen, was dazu führt, dass bei der Gleitreibung, die im *shear limit* verankerte Reibkraft übertragen wird.

Aufgrund der hohen Rechenzeiten von Kontakten kann nicht zwischen allen Laminatlagen ein Kontakt eingebracht werden. Stattdessen wurde entschieden, Kontaktmodellierungen nach jeder zweiten bzw. jeder vierten Laminatlage zu testen (vgl. Kapitel 8.5). An den Trennstellen zwischen UD- und Gewebematerial werden zusätzlich Kontakte eingefügt (Abb. 5-21).

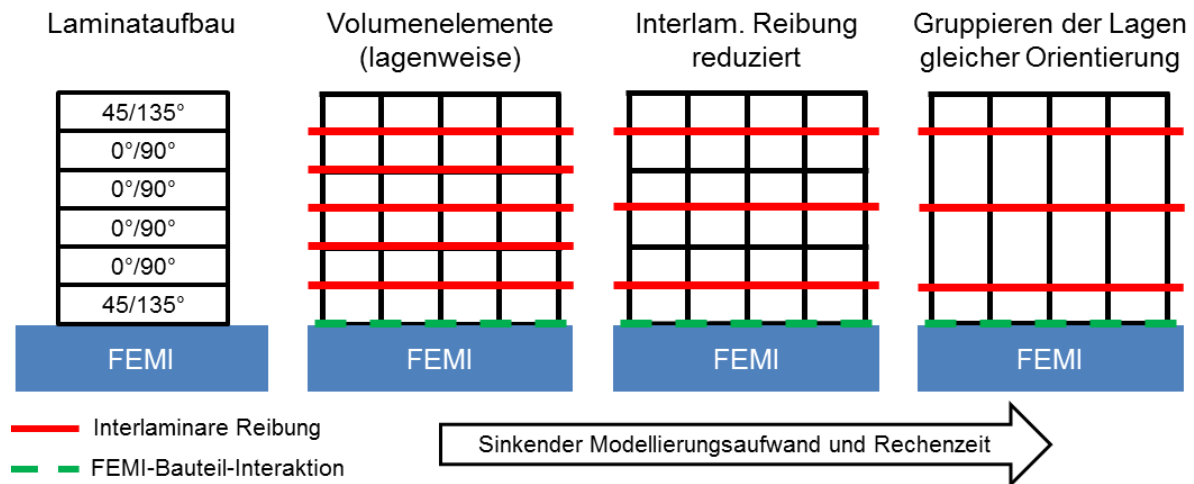


Abb. 5-21: Verschiedene Modellierungsvarianten für die Prozesssimulation

### 5.2.7 Verifikation des Kompaktiermoduls

In Kapitel 5.2.5 wurde bereits die Kalibrierung und Verifikation der Permeabilitätskurve mit Hilfe von Laborexperimenten gezeigt. Weitere Kalibrier- und Verifizierungsexperimente sind im Anhang dargestellt. Verschiedene Komplexitätsgrade wurden verwendet, wobei einfache Platten und C-Profile dazu dienen, fehlende Parameter, wie Längs- und Schubsteifigkeit des Faserbettes zu kalibrieren. Neben der Kalibrierung wurden zusätzliche Experimente bei anderen Autoklavdrücken oder mit komplexeren Laminataufbauten zu Verifikationszwecken durchgeführt. Dort wird zusätzlich beleuchtet, wie ein ausgehärtetes Bauteil mit dem Endergebnis der Simulation (Gelpunkt) verglichen werden kann. Im weiteren Verlauf wird daher lediglich die finale Verifikation anhand von Omega- und großen C-Profilen gezeigt.

#### *Omega-Profile*

Omega-Profile eignen sich besonders gut zur Verifikation der Kompaktiersimulation, da sie, neben ebenen Bereichen, konvexe und konkave Radien in einem Bauteil enthalten. Außerdem umschließen die Radien lediglich einen 45°-Winkel, was eine deutliche Veränderung zu den C-Profilen mit 90°-Winkel darstellt. Die generellen Abmessungen von FEM I und Bauteil können Abb. 4-3 entnommen werden. Tabelle 5-4 zeigt die verschiedenen betrachteten Aspekte der Verifikation.



Tabelle 5-4: Verifikation der Kompaktiersimulation (Omega-Profile)

Nr.	Probentyp	Zyklus	FEMI
O1	[0/90° <sub>4</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	Aluminium offen
O2	[0/90° <sub>4</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 3 bar	Aluminium offen
O3	[0/90° <sub>4</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	Aluminium feine Lochfolie
O4	[0° <sub>5</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	Aluminium offen
O5	[0/90° <sub>4</sub> , 0° <sub>2</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	Aluminium offen
O6 entspricht M2-oL2p-S-0x	[0/90° <sub>8</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	Stahl (OTT) geschlossen
O7 entspricht M2-oL3p-S-0x	[0/90° <sub>16</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	Stahl (OTT) geschlossen

Nicht alle Bauteile konnten mit dem gleichen Modellaufbau simuliert werden. Besonders die dünnen UD-Lagen mit unterschiedlicher Permeabilität in 1- und 2-Richtung resultieren in erhöhten Rechenzeiten und schlechter Konvergenz. Die geringe Dicke der Einzellagen führt zu kleineren Elementen, da ein AR von 15 nicht überschritten werden sollte. Die resultierende größere Elementanzahl steigert die Rechenzeit merklich. Die Anisotropie der Permeabilität in Kombination mit den Randbedingungen und den interlaminaren Kontakten führt außerdem zu numerischen Schwankungen beim Porendruck, was die Konvergenz der Simulationen nachteilig beeinflusst. Daher konnten nur die reinen Gewebeprouben (O1 bis O3) mit interlaminarer Kontaktsimulation (Kontakt nach jeder vierten Lage) durchgeführt werden. Bei der UD-Probe (O4) war aufgrund der genannten Konvergenzprobleme die Einbringung von interlaminaren Kontakten überhaupt nicht möglich. Stattdessen, wurden die *hourglassing stiffness* und die Schubsteifigkeit so angepasst, dass sich auf Laminatenebene ein ähnliches Verformungsverhalten ergibt, wie es bei einer Simulation unter Berücksichtigung der interlaminaren Kontakte der Fall gewesen wäre. Nähere Informationen zur Ermittlung der entsprechenden Parameter können dem Anhang („Sensitivitätsanalysen zur Kompaktiersimulation“) entnommen werden. Auch bei der gemischten Probe (O5) ließ sich durch Eliminieren der interlaminaren Reibkontakte

ein besseres Konvergenzverhalten und eine deutlich reduzierte Rechenzeit erzielen. Bei der Gewebe-Probe auf dem Stahlwerkzeug (O6) konnten trotz der großen Lagenanzahl (16 Stück im Vergleich zu max. 12 bei den vorherigen Proben) interlaminaire Kontakte berücksichtigt werden. Zur Reduktion der Rechenzeit wurde das AR im Vergleich zur Probe O1 auf 30 erhöht. Den Sensitivitätsstudien im Anhang dieser Arbeit kann entnommen werden, dass ein *aspect ratio* von 30 noch immer adäquate Ergebnisse liefert, sofern Randeffekte keine übergeordnete Rolle spielen. Tabelle 5-5 zeigt eine Übersicht über die verwendeten Modellierungsvarianten.

Tabelle 5-5: Modellierungsvarianten (Omega-Profil mit Hilfe des OTT)

Nr.	Interlaminaire Kontakte	Hourglassing Stiffness	Schubsteifigkeit	Aspect Ratio
O1	alle vier Lagen	mittel (45 %)	mittel (45 %)	15
O2	alle vier Lagen	mittel (45 %)	mittel (45 %)	30
O3	alle vier Lagen	mittel (45 %)	mittel (45 %)	30
O4	keine	niedrig (20 %)	niedrig (20 %)	15
O5	keine	niedrig (20 %)	niedrig (20 %)	15
O6	alle vier Lagen	mittel (45 %)	mittel (45 %)	10
O7	alle vier Lagen	mittel (45 %)	mittel (45 %)	10

Tabelle 5-6 zeigt die Zusammenfassung der mittleren und maximalen Abweichungen zwischen Simulation und Experiment für die verschiedenen getesteten Konfigurationen. Es ist erkennbar, dass selbst bei dem vergleichsweise komplexen Omega-Profil der Simulationsfehler kaum die angepeilten 10 % überschreitet. Lediglich das UD-Laminat zeigt einen maximalen Fehler größer als 10 %, was auf die starken Schwankungen im Porendruck und die damit verbundenen Konvergenzprobleme zurückzuführen ist. Es wird deutlich, dass alle verwendeten Modellierungsvarianten zu ausreichend genauen Ergebnissen bzgl. der Kompaktierung und dem Faservolumengehalt führen. Fraglich bleibt jedoch, wie sich die Vernachlässigung der interlaminairen Kontakte auf den inneren Spannungszustand auswirkt. Hauptsächlich betroffen von der Elimination der Reibkontakte und der Anpassung der Schubsteifigkeit sind natürlich die Schubspannungen. Allerdings wurde versucht, die Auswirkungen auf die inneren Spannungen zu minimieren, indem die größeren benötigten Schubverformungen im Element mit einem niedrigen Schubmodul erzeugt wurden. Somit

weisen die resultierenden Schubspannungen ähnliche Werte auf wie bei einer Simulation mit Reibkontakten und Relativverschiebungen.

Tabelle 5-6: Simulationsfehler für Proben Nr. O1 bis O7

Wandstärke			Faservolumengehalt		
Nr.	mittlere Abweichung	maximale Abweichung	Nr.	mittlere Abweichung	maximale Abweichung
O1	0,07 mm 3,71 %	0,15 mm 7,87 %	O1	0,012 2,48 %	0,028 5,47 %
O2	0,07 mm 3,22 %	0,16 mm 7,79 %	O2	0,013 2,86 %	0,033 7,28 %
O3	0,05 mm 2,66 %	0,11 mm 5,85 %	O3	0,016 3,12 %	0,026 5,03 %
O4	0,10 mm 5,83 %	0,21 mm 12,73 %	O4	0,015 3,12 %	0,036 7,14 %
O5	0,09 mm 3,45 %	0,20 mm 7,66 %	O5	N/A	N/A
O6	0,44 mm 5,48 %	0,69 mm 8,73 %	O6	0,005 0,93 %	0,018 3,65 %
O7	0,69 mm 5,67 %	1,09 mm 9,09 %	O7	0,003 0,67 %	0,013 2,73 %

Bei den Proben O6 und O7 ist eine deutliche Veränderung bei der Fehlerverteilung zwischen Wandstärke und Faservolumengehalt wahrzunehmen. Während bei den offenen FEMI der Fehler in Wandstärke und Faservolumengehalt ähnliche Größe aufweist, ist er beim Faservolumengehalt für geschlossene FEMI deutlich geringer. Der Grund hierfür liegt in den veränderten Fließprozessen und der Kalibrierung der Modelle. Bei offenen FEMI beeinflusst der Druckgradient in Dickenrichtung des Laminates das Abfließen von Harz durch die Lochfolie. Bei geschlossenen FEMI kann Harz nur an den Bauteilrändern austreten und der Druckgradient in Dickenrichtung hat kaum Einfluss auf dieses Verhalten. Die Modellierung mit interlaminaren Reibkontakten erlaubt keine vollständig korrekte Erfassung der Druckgradienten in Dickenrichtung für offene FEMI. Daher kann der Harzabfluss durch die Lochfolie nur angenähert dargestellt werden. Da alle weiteren Simulationen zur Charakterisierung der Faltenbildung für geschlossene FEMI stattfinden, wurde bereits bei der Kalibrierung der Modelle darauf geachtet, dass die Verhältnisse an geschlossenen FEMI

adäquat nachgestellt werden (Druckleisten, Trennfolie ohne Löcher, etc.). Der größere Fehler in der Wandstärke bei O6 und O7 ist auf eine Besonderheit des FEMI zurückzuführen. Die Druckleisten sind zwar sehr steif ausgeführt, aber dennoch weder in ihrer Position noch in ihrer Ausrichtung geführt. Das heißt, sie werden frei, nach Augenmaß des Laminierers aufgelegt, was zu einer gewissen Variabilität führt, die so von der Simulation nicht abgebildet wird. Die Simulation geht immer vom idealen Zusammenspiel von Druckstück und Bauteil aus.

Weiterführende Auswertungen wurden für das gemischte Laminat O5 durchgeführt. Mit Hilfe von Schliffbildern lassen sich die Dicke und der Faservolumengehalt der Gewebe- bzw. UD-Pakete ermitteln. Abb. 5-22 bestätigt die in Tabelle 5-6 gezeigten Daten. Besonders die UD-Lagen werden in der Simulation nicht ausreichend verpresst. Der Hauptgrund liegt in der Kombination aus Randbedingungen und anisotroper Permeabilität, die zu numerischen Problemen bei der Berechnung des Porendrucks führt. Wird der Porendruck nur unzureichend genau durch die Simulation erfasst, ist auch das Fließverhalten des Harzes davon betroffen und die Vorhersage der finalen Wandstärke und des  $V_f$  wird fehlerhaft. Dies gilt besonders für offene FEMI. Bei geschlossenen FEMI treten auch für UD-Lagen deutlich weniger numerische Probleme auf.

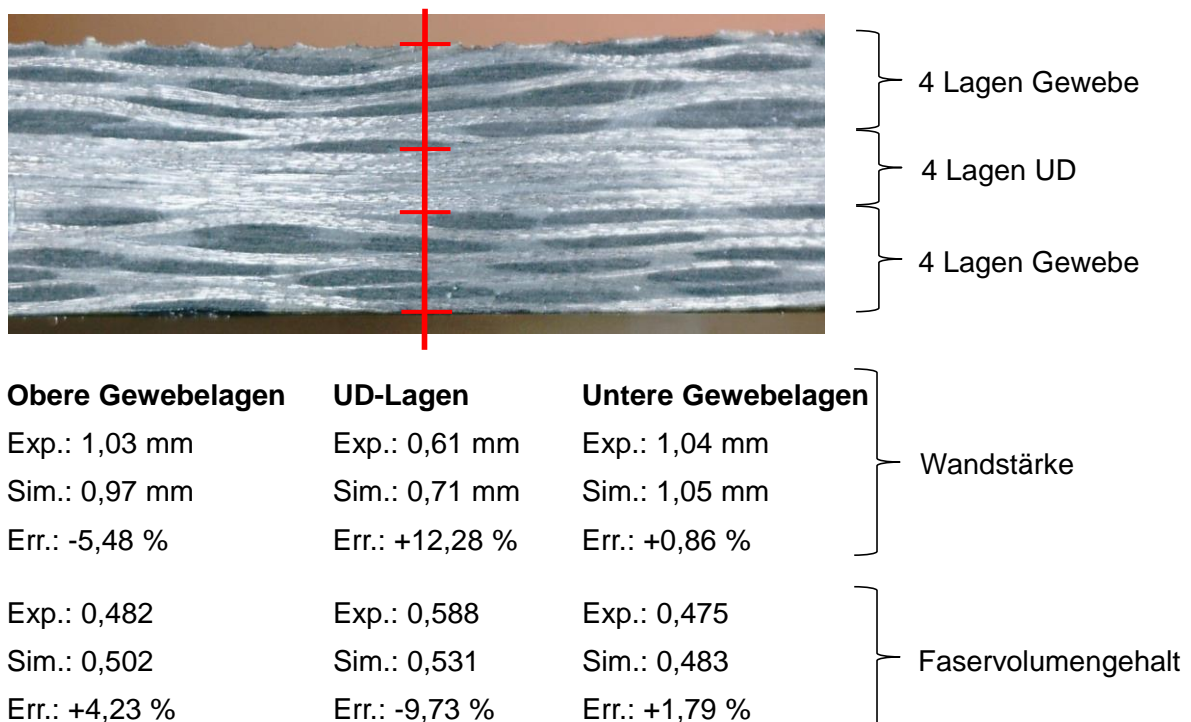


Abb. 5-22: Exemplarische Auswertung im ebenen Laminatbereich (Probe O5)

*Falten-Test-Tooling (FTT)*

Das FTT wird mit zwei verschiedenen Fertigungsverfahren, drei verschiedenen Wandstärken, zwei verschiedenen Tooling-Materialien und drei verschiedenen Laminataufbauten verwendet. Der Aufbau des FEMI kann in Abb. 4-2 und der Unterschied der beiden Fertigungsverfahren in Abb. 4-4 bzw. Kapitel 4.1 nachgeschlagen werden. Tabelle 5-7 enthält eine Übersicht der durchgeführten Simulationen zum Vergleich mit den Experimenten. C5 bzw. M2-cL2p-S-06 weist eine Besonderheit auf. Aufgrund eines Fehlers in der Autoklavsteuerung wurde in der zweiten Heizphase nicht, wie üblich, ein Absolutdruck von 5 bar im Autoklaven aufgebaut, sondern der Prozess mit Umgebungsdruck zu Ende gefahren. Diese fehlerhaft gefertigte Probe wird im Zusammenhang mit der Simulationsverifikation genutzt, um aufzuzeigen, dass nicht nur der Gesamtverpressungsweg unter Normalbedingungen richtig abgebildet wird, sondern auch abweichende Prozessbedingungen und das Verpressungsverhältnis zwischen erster und zweiter Haltephase korrekt erfasst werden.

Tabelle 5-7: Verifikation der Kompaktiersimulation (C-Profile mit Hilfe des FTT)

Nr.	Probentyp	Zyklus	FEMI
C1 M1-cL1v-S-03	[0/90 <sub>8f</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	FTT Stahl
C2 M2-cL1p-S-0x	[0/90 <sub>8f</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 3 bar	FTT Stahl
C3 M2-cL2p-S-0x	[0/90 <sub>16f</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	FTT Stahl
C4 M2-cL2p-l-0x	[0/90 <sub>16f</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	FTT Invar
C5 M2-cL2p-S-06	[0/90 <sub>16f</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C Kein AKL-Druck	FTT Stahl
C6 M2-cL3p-S-0x	[0/90 <sub>24f</sub> ] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	FTT Stahl
C7 M2-cL4-l-01	[0 <sub>25</sub> ] 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	FTT Invar
C8 M2-cL4*-l-01	[0 <sub>50</sub> ] 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	FTT Invar
C9 M2-cL5*-S-01	[(0/90 <sub>2f</sub> )/±45 <sub>f</sub> /0 <sub>4</sub> /±45 <sub>f</sub> /0 <sub>4</sub> / ±45 <sub>f</sub> /0 <sub>4</sub> /±45 <sub>f</sub> /(0/90 <sub>3f</sub> )] <sub>s</sub> 470 x 195 x 100	180°C 5 bar	FTT Stahl

Für alle Simulationen wurden interlaminaire Reibkontakte eingebracht. Aufgrund der Größe der Modelle wurden diese Kontakte nur nach jeder vierten Laminatlage etabliert. *Hourglassing stiffness* und Schubsteifigkeit des Fasermaterials wurden auf ein mittleres Niveau gesetzt, um das korrekte Verformungsverhalten des Laminates abbilden zu können (vgl. Anhang zu dieser Arbeit). Das AR für C1 und C2 liegt bei fünf, während C3 bis C7 mit einem AR von zehn arbeiten und C8 aufgrund der hohen Anzahl an Laminatlagen ein AR von 15 ausweist.

Tabelle 5-8: Simulationsfehler für Proben Nr. C1 bis C8

Wandstärke			Faservolumengehalt		
Nr.	Mittlere Abweichung	Maximale Abweichung	Nr.	Mittlere Abweichung	Maximale Abweichung
C1	0,12 mm 2,81 %	0,40 mm 8,70 %	C1	0,021 4,37 %	0,081 13,17 %
C2	0,12 mm 2,72 %	0,31 mm 7,19 %	C2	0,023 4,92 %	0,061 12,39 %
C3	0,17 mm 2,03 %	0,38 mm 4,53 %	C3	0,012 2,57 %	0,026 5,42 %
C4	0,31 mm 3,61 %	0,54 mm 6,44 %	C4	0,008 1,69 %	0,023 4,71 %
C5	0,23 mm 2,45 %	0,53 mm 5,55 %	C5	0,007 1,55 %	0,019 4,53 %
C6	0,58 mm 4,50 %	0,91 mm 7,15 %	C6	0,008 0,48 %	0,018 3,77 %
C7	0,15 mm 3,17 %	0,34 mm 7,33 %	C7	0,030 5,97 %	0,056 12,21 %
C8	0,34 mm 3,68 %	0,63 mm 6,84 %	C8	0,031 6,45 %	0,058 12,04 %
C9	0,33 mm 3,65 %	0,85 mm 9,75 %	C9	N/A	N/A

Tabelle 5-8 zeigt eine Zusammenfassung der Abweichungen zwischen Experiment und Simulation. Die größte Abweichung bei der Wandstärkenvorhersage liegt bei 9,8 % und ist damit geringer als die geforderten 10 %. Bei der Vorhersage des Faservolumengehalts müssen lokale Maximalfehler von bis zu 13,2 % akzeptiert werden. Auffällig ist, dass besonders C1, C2 und C9 erhöhte Fehler zeigen. C1 und

C2 wurden mittels GOM ATOS™ optisch ausgewertet, was die Anzahl der zur Verfügung stehenden Messpunkte erhöht und auch lokale Dickenvariationen sehr gut zum Vorschein bringt. Dies könnte eine Ursache für die hohen maximalen Abweichungen bei vergleichsweise geringen mittleren Abweichungen sein. C9 weist einen erhöhten Fehler auf, da hier UD und Gewebe im Dickenverhältnis von 1:1,2 verwendet wurden. Die geringe Genauigkeit bei der Simulation von UD-Schichten schlägt sich hier auf das Gesamtergebnis des Mischlaminates nieder. Trotzdem erreicht die komplexe Kompaktiersimulation eine adäquate Genauigkeit.

Wie erhofft, zeigt auch die Probe C5 keine erhöhten Abweichungen. Dies beweist, dass die Simulation auch in der Lage ist, veränderte Druckbedingungen im Autoklaven und das Verpressungsverhältnis zwischen Vakuum und Überdruck korrekt abzubilden. Abb. 5-23 zeigt die simulierte Dickenänderung des Laminates über den Prozess für M2-cL2p-S-01 (C3) und M2-cL2p-S-06 (C5) zusammen mit der experimentell ermittelten finalen Wandstärke.

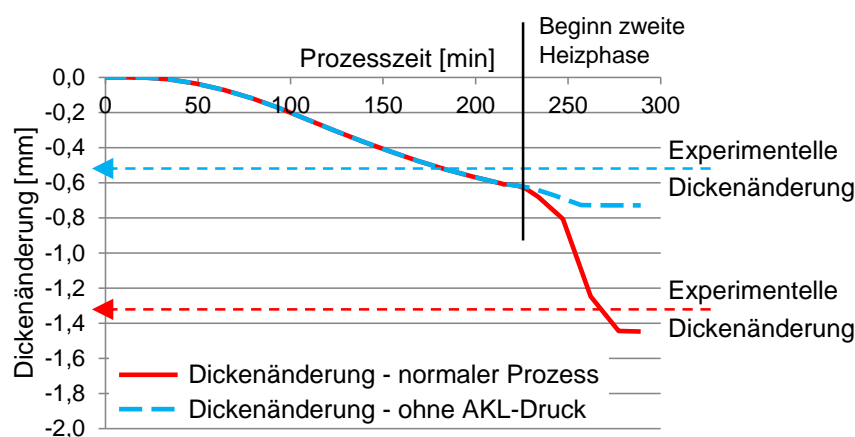


Abb. 5-23: Dickenänderung bei M2-cL2p-S-01 (C3) und M2-cL2p-S-06 (C5) [Kurvenverläufe zeigen die simulierten Ergebnisse; Pfeile zeigen den Mittelwert der finalen Wandstärke der Testbauteile]

Abb. 5-24 und Abb. 5-25 zeigen das Ergebnis der GOM ATOS™ Vermessung im direkten Vergleich mit den Simulationsergebnissen. Auffällig ist, dass M1-cL1v-S-03 im Bereich des Brückenblechs stark überpresst wird (3,2 mm statt der theoretischen 4,2 mm). Diese Überpressung ist auf die starren mechanischen Anschläge (M1) zurückzuführen. Sobald die Druckleisten auf den Anschlägen aufliegen, verhalten sie sich im Bereich des Brückenblechs membranartig und werden in das Laminat hinein verformt. Der Harzdruck an den Probenrändern nimmt ab, da ein Teil der von den Leisten ausgeübten Druckkräfte über die Anschläge in den FEMI-Grundkörper abgeleitet werden. Der reduzierte Harzdruck an den Probenrändern zusammen mit

dem gesteigerten Harzdruck im Zentrum der Probe führt zum verstärkten Abfließen des Harzes und damit zu der sichtbaren Überpressung. Die Prozesssimulation ist in der Lage, dieses Verhalten abzubilden und vorherzusagen. Damit erfüllt die Simulation im Bereich der Kompaktierung alle an sie gestellten Anforderungen.

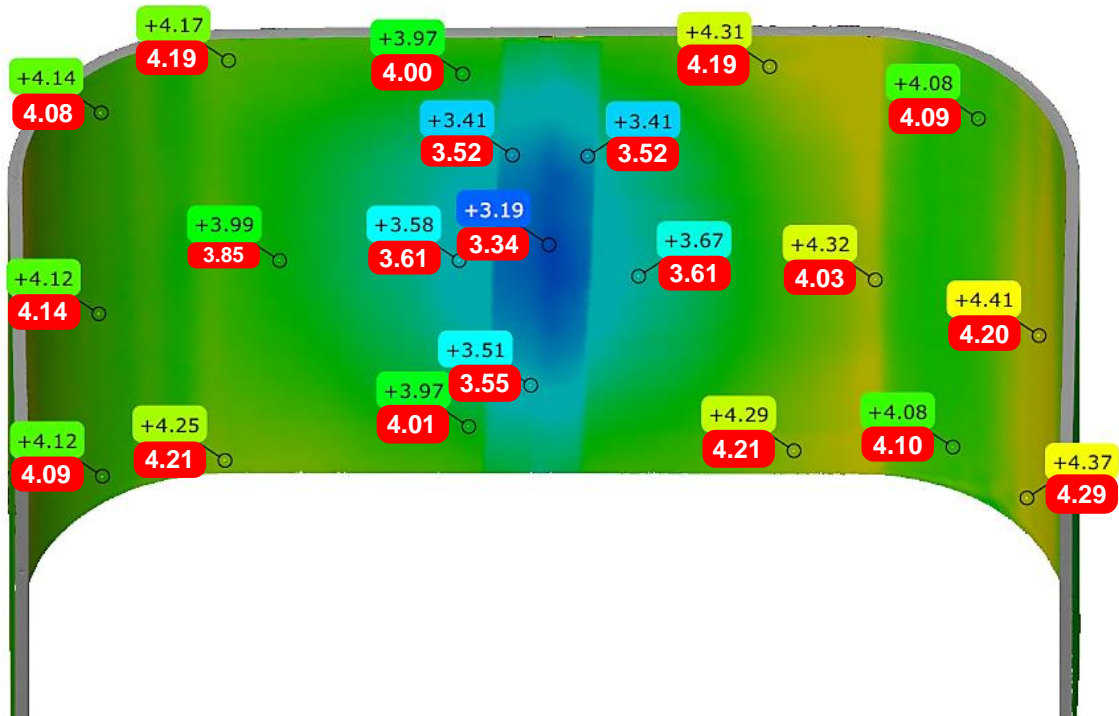


Abb. 5-24: Wandstärkenverteilung im Steg M1-cL1v-S-03 (rot: Simulation)

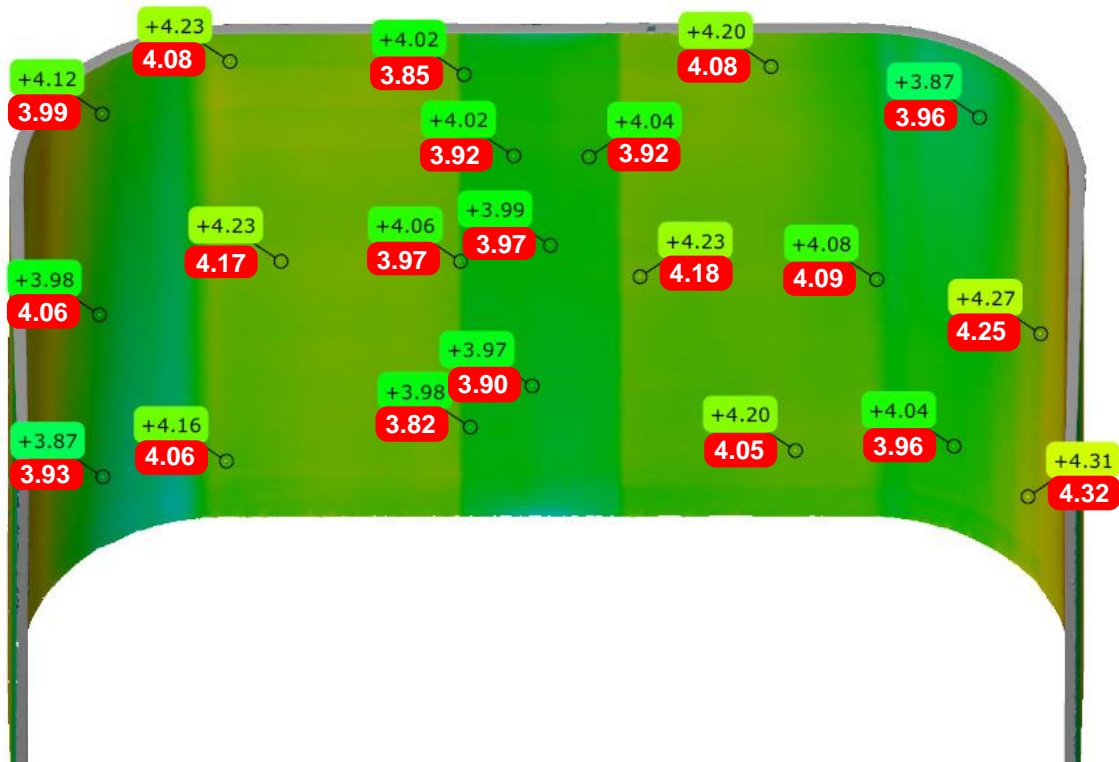


Abb. 5-25: Wandstärkenverteilung im Steg M2-cL1v-S-02 (rot: Simulation)



## 6 Faltenvorhersage mittels Simulation

Die Vorhersage der Faltenbildung bei der Autoklavfertigung soll mit Hilfe der zuvor beschriebenen Prozesssimulation durchgeführt werden, da diese den zeitlichen Verlauf der Kompaktierung, die Veränderung der Materialeigenschaften mit fortschreitender Verpressung und Aushärtung sowie den zeitlichen Verlauf der Kräfte in den einzelnen Laminatlagen effizient abbilden kann.

### 6.1 Entwicklung eines Kriteriums zur Faltenvorhersage

Um alle in Kapitel 4.4 aufgezeigten Einflussfaktoren nicht nur in der Simulation, sondern auch in einem Faltenkriterium berücksichtigen zu können, müssen neben den Längsspannungen in den einzelnen Laminatlagen auch die vorhandene überschüssige Faserlänge und der Laminataufbau bzw. die Längssteifigkeit betrachtet werden. Wie in Kapitel 4.3.4 beschrieben, ist die Stützwirkung in 3. Raumrichtung weniger entscheidend für die Faltenentstehung als für die Art der Falte (*out-of-plane* oder *in-plane*). Daher wird sie vorerst nicht in ein Kriterium zur Faltenvorhersage integriert. *In-plane* Falten werden bei dieser ersten Betrachtung vernachlässigt, da sie allgemein einen geringeren Einfluss auf Steifigkeit, Festigkeit und Lebensdauer haben [160, 176]. Ziel muss es sein, ein erstes einfaches Kriterium zu finden, das bei vergleichenden Studien eine Aussage über die *out-of-plane* Faltenbildung erlaubt. Die Längsspannung  $\sigma_1$  wird standardmäßig von der Prozesssimulation berechnet und kann elementweise ausgewertet werden. Die Berücksichtigung der überschüssigen Faserlänge gestaltet sich deutlich schwieriger, da diese nicht ohne Weiteres anhand der Simulation ermittelt werden kann. Daher soll eine mit Hilfe einfacher geometrischer Überlegungen abgeschätzte überschüssige Faserlänge eingesetzt werden. Sie ist deshalb von Bedeutung, da selbst bei vorhandenen faltenauslösenden Druckspannungen im Laminat keinerlei diskrete Falten, sondern lediglich erhöhte Welligkeit auftritt, wenn nicht ausreichend Material nachgeschoben wird (vgl. Kapitel 4.3.2). Die Längssteifigkeit wird genutzt, um verschiedene Laminataufbauten unterscheiden zu können und sie ist natürlich generell ein Maß für die Knickstabilität (vgl. beispielsweise Euler-Knickstäbe).

### 6.1.1 Plausibilitätsprüfung des zeitlichen Spannungsverlaufs im Laminat

Noch bevor ein Kriterium zur Faltenvorhersage aufgestellt werden kann, muss der in der Simulation erzeugte Spannungszustand auf seine Plausibilität geprüft werden. Dazu werden die Längsspannungen in drei repräsentativen Laminatlagen über den Prozessparametern aufgetragen (vgl. Abb. 6-1). Zu Beginn des Prozesses ist der hohe Reibkoeffizient zu erkennen, der durch den *tack* des Materials entsteht. Sobald in Bereich A die Bauteiltemperatur zu steigen beginnt, kommt es zu zwei Phänomenen. Da das Bauteil komplett vom FEMI umschlossen ist, heizen sich FEMI-Grundkörper und Druckleisten schneller auf als das Bauteil. Sie dehnen sich aufgrund des größeren Wärmeausdehnungskoeffizienten von Stahl thermisch deutlich stärker aus als das Prepreg-Material (zur Vereinfachung ist der CTE des Prepregs in erster Näherung null gesetzt, da das Harz noch flüssig ist und der CTE der Fasern negativ). Darüber hinaus sinkt der Reibkoeffizient, da die Viskosität des Harzes deutlich abnimmt und in Bereich A hauptsächlich hydrodynamische Reibung vorherrscht (vgl. Kapitel 3.8). In dieser frühen Phase des Kompaktierungsprozesses bleiben Viskosität und Reibung jedoch noch so hoch, dass keine Durchtränkung bzw. Verpressung stattfindet (der Verpressungsweg bleibt annähernd bei null - Abb. 6-1 oberes Diagramm). Daher werden die in Abb. 6-1 zu sehenden Spannungen in Abschnitt A nicht von der Verpressung erzeugt, sondern von der thermischen Ausdehnung des FEMI-Grundkörpers bzw. der Druckleisten. Lage 1 wird durch die thermische Ausdehnung des Grundkörpers gedehnt (Zugspannungen in den Lagen). Die Dehnung ist auch in Lage 9 noch zu erkennen, allerdings deutlich geringer als in den Lagen mit direktem FEMI-Kontakt. Dies liegt daran, dass ein Teil der Dehnung als Scherverformung innerhalb der Laminatlagen und bei immer weiter sinkendem Reibkoeffizienten später auch als Relativverschiebung zwischen den Lagen abgebaut wird. Die FEMI-Dehnung wirkt sich also maßgeblich auf die Lage mit direktem FEMI-Kontakt aus, während alle weiteren Lagen immer weniger durch das FEMI beeinflusst werden. Im weiteren Verlauf (Bereich C) erkennt man, dass die Verpressung dominanter wird und die geringen Zugspannungen in Lage 9 in leichte Druckspannungen übergehen. Im Vergleich zu den Lagen 1 und 9 zeigt Lage 16 bereits in Bereich A eine nicht unerhebliche Druckspannung. Diese ist die Folge der thermischen Ausdehnung der Druckleiste, die sich aufgrund ihrer geringen Dicke (5 mm) schnell aufheizt. Dadurch dehnt sie sich aus und staucht die obere Laminatlage im Zentrum

des Steges. Obwohl die Temperatur und damit die Ausdehnung der Druckleisten bis zum Ende von Bereich A weiter ansteigt, nehmen die Druckspannungen im Laminat nicht mehr weiter zu, da die Reibinteraktion zwischen Druckleiste und Bauteil bei steigender Temperatur auf ein Minimum abfällt (Übergang Bereich A zu B).

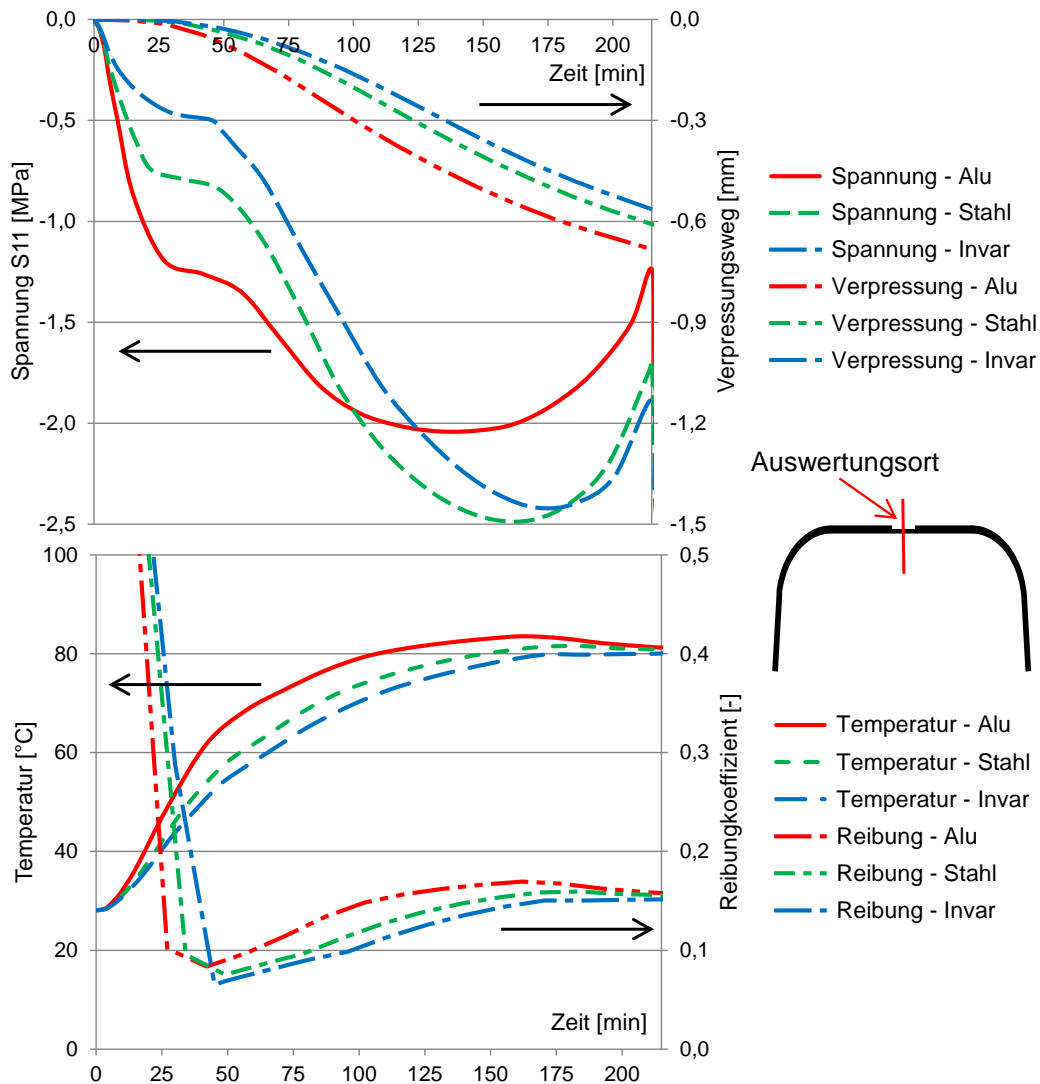


Abb. 6-1: Längsspannung  $\sigma_1$  über den Prozessparametern beim C-Profil

In Bereich B setzt die Durchtränkung und Verpressung des Materials ein. Die Viskosität ist aufgrund der höheren Temperatur soweit abgefallen, dass es zum Harzfluss und damit auch zur Verringerung der Wandstärke kommt. Es ist erkennbar, dass die Verpressung kaum Einfluss auf Lage 1 hat. Die Zugspannungen in Lage 1 steigen weiter an und stagnieren erst beim Erreichen einer mehr oder weniger konstanten Temperatur von 80°C, da sich das FEMI dann nicht mehr weiter ausdehnt. Den Einfluss der Verpressung erkennt man besonders bei Lage 16. Sie zeigt bei beginnender Verpressung eine deutliche Zunahme in den Druckspannungen. Der Ma-

ximalwert der Druckspannungen wird am Ende von Bereich B erreicht. Besonders der interlaminaire Reibkoeffizient steigt aufgrund der Verpressung etwas an, was dazu führt, dass auch die Druckspannungen in Lage 16 ab einem gewissen Punkt stagnieren, da mehr und mehr der Druckkräfte auch durch Reibinteraktion mit benachbarten Lagen abgebaut werden können. Der am Ende von Bereich B bzw. in Bereich C erreichte Maximalwert der Druckspannung entscheidet darüber, ob es zur Faltenbildung kommt oder nicht. Wird ein kritischer Wert überschritten und ist genug überschüssige Rovinglänge vorhanden, tritt eine diskrete *out-of-plane* Falte auf.

Da diese Falte dann zu einer abrupten Änderung der Spannungszustände führt (Nachbeulverhalten), können die im Verlauf der Simulation generierten Spannungen nicht mehr für weitere Analysen herangezogen werden. Die Simulation ist schlichtweg nicht in der Lage, Form und Größe der Falten darzustellen. Das deutliche Ansteigen der Druckspannungen (Lage 16) in Bereich D deckt sich jedoch mit dem Aufbringen des AKL-Drucks und der rasanten Dickenänderung des Laminates. Der durch die Verpressung weiter ansteigende Reibkoeffizient kann das Abgleiten der Lagen nicht verhindern, was nach dem Übergang zur Gleitreibung dazu führt, dass ein Teil der aufgetragenen Druckspannungen zum Ende von Bereich D hin wieder abgebaut wird. Die Steigerung der Zugspannungen in Lage 1 hängt direkt mit der Steigerung der Temperatur und der damit verbundenen FEMI-Ausdehnung zusammen.

Die Simulation ermöglicht eine detaillierte Auswertung der Spannungsverläufe in allen Laminatlagen und die Gegenüberstellung mit den nicht-linearen Materialparametern wie Viskosität, Reibkoeffizienten oder Dickenänderung. Somit lassen sich die Ursachen möglicher Fertigungsfehler deutlich schneller und leichter aufdecken als bei konventionellen Testprogrammen, die mit Hilfe der Variation einzelner Parameter und Prüfung des finalen Bauteils arbeiten. Darüber hinaus erlaubt die Simulation Parameter- und Sensitivitätsstudien, die zur Durchführung einer Priorisierung der verschiedenen Einflussparameter und damit zur Prozessüberwachung und Festlegung möglicher Prozessfenster beitragen.

### 6.1.2 Kriterium in Kombination mit der Prozesssimulation

Wie bereits gezeigt, müssen in einem Kriterium zur Vorhersage der Faltenbildung mindestens die folgenden Parameter enthalten sein:

- Faserspannung in 1-Richtung ( $\sigma_1$ )
- Überschüssige Faserlänge ( $l_{ex}$ )
- Laminataufbau bzw. Längssteifigkeit ( $E_1$ )

Die Spannung  $\sigma_1$  wird direkt aus der Simulation ausgelesen. Dabei macht es nur Sinn, die Spannung in 1-Richtung anzusetzen, wenn es sich um eine Druckspannung handelt. Sobald die Rovings unter Zugspannung stehen, besteht kein Faltenrisiko. Die überschüssige Faserlänge wird theoretisch anhand der Geometrie ermittelt. Abb. 6-2 zeigt dies exemplarisch für das C-Profil. Ein sehr einfaches Verfahren wird hier zu Beginn verwendet, dass die Radien in einem Bauteil einzeln betrachtet und die überschüssige Faserlänge gleichmäßig zu beiden Seiten des Radius verteilt. Sollte dies nicht ausreichend sein, kann auch darüber nachgedacht werden, die anteilige Verteilung der überschüssigen Faserlänge mit Hilfe der Spannungszustände im Laminat genauer zu gestalten. Eine weitere Möglichkeit besteht darin, die jeweilige Reibfläche zwischen Radius und Faltenbildungsort sowie zwischen Radius und freiem Bauteilende ins Verhältnis zu setzen und zu einer effektiven überschüssigen Rovinglänge zu verrechnen. Je kleiner die Reibfläche zwischen Radius und Flanschende, desto mehr überschüssige Faserlänge kann dort ausgeglichen werden [51]. Im Fall der hier gefertigten Proben mit konstanter Breite bedeutet dies, die Flanschlänge mit der halben Steglänge ins Verhältnis zu setzen.

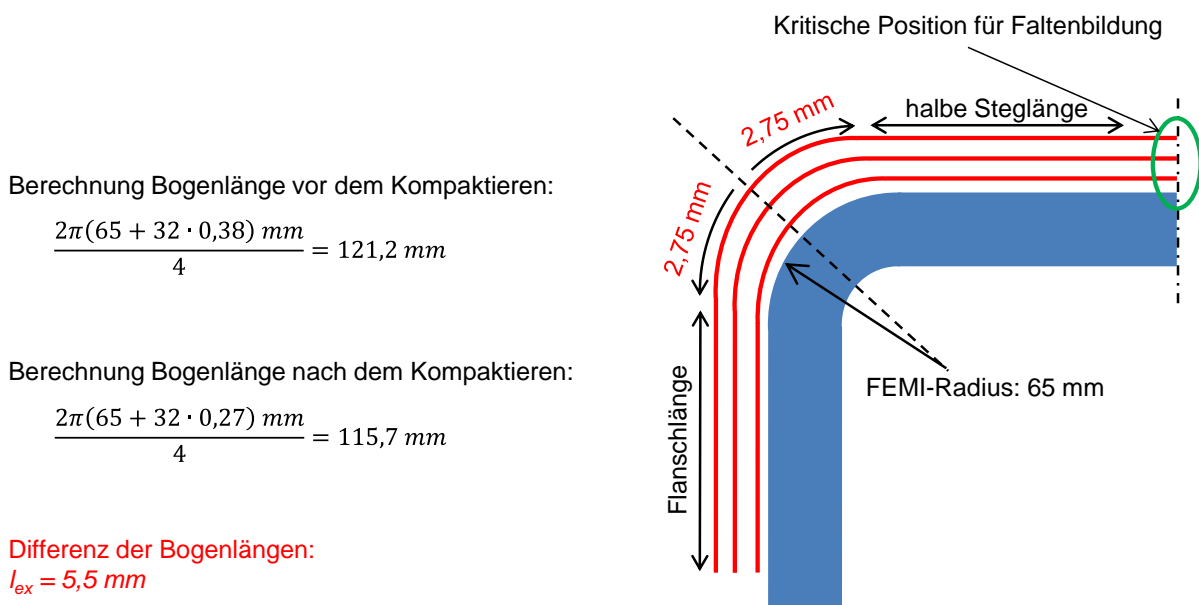


Abb. 6-2: Theoretische Ermittlung der überschüssigen Faserlänge bei einer 32-Lagen-Probe

Der Laminataufbau kann am einfachsten über die Berücksichtigung der Längssteifigkeit erfasst werden. Hier können verschiedene Wege gewählt werden. Man kann sich auf die Betrachtung einer einzelnen Lage beschränken und deren Längssteifigkeit ansetzen oder man berechnet die gemittelte Längssteifigkeit für das gesamte Lagenpaket, in dem sich die Falte bildet. Führt man die Längssteifigkeit also anti-proportional zum Faltenrisiko in ein Kriterium ein, kann man auf diese Weise den Laminataufbau und sogar die Stützwirkung in dritter Richtung indirekt mit erfassen. UD-Lagen haben keine Ondulation, was ihre Längssteifigkeit und die Stützwirkung in Dickenrichtung erhöht und die faltenauslösenden Imperfektionen reduziert. Das anti-proportionale Einbringen der Steifigkeit reduziert das theoretische Faltenrisiko bei höherer UD-Lagenanzahl, da die Längssteifigkeit des Lagenpakets ansteigt. Dies deckt sich mit den Beobachtungen in Kapitel 4.3.6.

Die genannten Parameter sollten zu einer möglichst einfachen Gleichung zusammengefasst werden. Ein mögliches Beispiel zeigt Gleichung { 6-1 }. Ein zusätzlich eingefügter Kalibrierfaktor ( $k_f$ ) kann verwendet werden, um das Ergebnis so anzupassen, dass beispielsweise  $f = 1$  als Grenze zwischen einem faltenfreien und einem mit Falten behafteten Bauteil gilt.

$$f = k_f \cdot \frac{\sigma_1 \cdot l_{ex}}{E_{1,Lagenpaket}} \quad \{ 6-1 \}$$

Ein auf diese Weise zusammengesetzter Faltenparameter ist jedoch nicht einheitenlos, was ihn zur Nutzung als Kriterium für das Faltenrisiko fragwürdig macht. Ein einheitenloser Reservefaktor, wie er bei Versagenskriterien gebräuchlich ist, erscheint hier sinnvoller. Dazu muss die Gleichung durch eine Referenzlänge, wie z. B. die Laminatdicke, dividiert werden.

$$f_{risk} = k_{f,risk} \cdot \frac{\sigma_1 \cdot l_{ex}}{E_{1,Lagenpaket} \cdot d_{Laminat}} \quad \{ 6-2 \}$$

Zur Berücksichtigung der unterschiedlichen Reibflächen zwischen Faltenbildungsort und freiem Flanschende wird der Parameter  $l_{eff}$ , die effektive überschüssige Faserlänge, eingeführt. Dieser wird mit Hilfe des Verhältnisses der Flanschlänge zur halben Steglänge gebildet, da diese beiden Längen bei konstanter Probenbreite das Verhältnis der Reibflächen darstellen. Ist die Flanschlänge kürzer als der Ab-

stand zwischen Radius und Faltenbildungsort, wird potenziell mehr Fasermaterial am freien Ende ausgeglichen, was das Faltenrisiko reduziert. Daher kann dann eine geringere theoretische überschüssige Faserlänge angesetzt werden.

$$l_{eff} = \frac{A_{Reibung,Flansch}}{A_{Reibung,Steg}} \cdot l_{ex} = \frac{l_{Flansch} \cdot b_{Probe}}{l_{Steg} \cdot b_{Probe}} \cdot l_{ex} = \frac{l_{Flansch}}{l_{Steg}} \cdot l_{ex} \quad \{6-3\}$$

Gleichung { 6-2 } ändert sich damit wie folgt: Es wird hier anstelle von  $l_{ex}$  jetzt  $l_{eff}$  berücksichtigt, um die Verhältnisse der Reibflächen erfassen zu können.  $l_{ex}$  wird somit vollständig ersetzt und lediglich zur Berechnung von  $l_{eff}$  herangezogen:

$$f_{risk} = k_{f,risk} \cdot \frac{\sigma_1 \cdot l_{eff}}{E_{1,Lagenpaket} \cdot d_{Laminat}} \quad \{6-4\}$$

### 6.1.3 Kalibrierung und Verifikation des Kriteriums

Der Kalibrierparameter  $k_{f,risk}$  wird anhand der C-Profil-Proben ermittelt. Die hierzu benötigten Daten sind in Tabelle 6-1 eingetragen. Alle C-Profile wurden mit Fertigungsverfahren M2 produziert und simuliert, da es hier zu keinerlei Überpresungen kam und eine gleichmäßige Wandstärken- und Faservolumengehaltsverteilung erreicht wurde. Die faserparallele Spannung  $\sigma_1$  wurde als Elementspannung direkt aus der Simulation extrahiert. Da in der Simulation immer zwei Lagen zu einem Element gruppiert sind, handelt es sich um die gemittelte Spannung in den beiden obersten Lagen des Laminates. Diese gemittelte Spannung kann aufgrund der experimentellen Ergebnisse akzeptiert werden. Kapitel 4 zeigt deutlich, dass immer mehrere Lagen an der Faltenbildung beteiligt sind. Die überschüssige Faserlänge  $l_{ex}$  wurde theoretisch anhand des Verpressungsweges und der daraus resultierenden Änderung des Radius ermittelt. Die Kalibrierung muss so erfolgen, dass eine Probe mit sehr geringem Faltenrisiko, bzw. eine Probe gerade an der Schwelle zwischen keiner Faltenbildung und einer minimalen Falte, den Grenzwert  $f_{risk} = 1,0$  vorgibt. Die Probe M2-cL4-I-01 (4 mm) zeigt noch keine Faltenbildung, während die Probe M2-cL4\*-I-01 (8 mm) gerade erste Anzeichen einer Faltenbildung aufweist (vgl. Abb. 4-23). Daher wird  $f_{risk} = 1,0$  genau zwischen diesen beiden Proben angesetzt und M2-cL4-I-01 erhält  $f_{risk} < 1,0$  (keine Falten), während für M2-cL4\*-I-01  $f_{risk} > 1,0$  ist, da diese Probe Falten aufweist. Die meisten anderen Proben zeigen größere Fal-

ten und sollten daher auch entsprechend höhere Risiken aufweisen. Ausnahmen sind hier die beiden Proben mit gekürztem Flansch, auf die später noch eingegangen wird. Tabelle 6-1 zeigt die Zusammenfassung der Ergebnisse mit den für die Berechnung von  $f_{risk}$  benötigten Parametern. Die 4 mm C-Profil-Probe auf dem Invar FEMI (M2-cL4-I-01) erhält ein  $f_{risk}$  von 0,90, denn die detaillierte Auswertung der Schlibbilder zeigt, dass gerade so keine Falte entstanden ist, sondern lediglich die globale Welligkeit lokal erhöht wurde. Damit besteht zwar ein hohes Faltenrisiko, es kommt aber nicht direkt zur Faltenbildung, woraus ein  $f_{risk}$  gerade kleiner 1.0 folgt.  $k_{f,risk}$  ergibt sich damit zu 1440.

Tabelle 6-1: Kalibrierung des Faltenkriteriums

Probe, FEMI Dicke	$\sigma_1$ [MPa]	$l_{ex}$ [mm]	$l_{Steg}$ [mm]	$l_{Flansch}$ [mm]	$l_{eff}$ [mm]	$E_{1,Lagenpaket}$ [MPa]	$f_{risk}$ [-]	$l_f - b_f$ [mm]
M2-cL4p-I-01 4 mm		3,14	100	130	4,08	4400	0,90	0,00
M2-cL4*p-I-01 8 mm	3,60	6,28	100	130	8,17	4400	1,13	0,56
M2-cL1p-S-xx 4 mm	2,26	2,77	100	130	3,59	2000	1,38	0,63
M2-cL2p-S-xx 8 mm	2,48	5,53	100	130	7,19	2000	1,51	2,59
M2-cL3p-S-xx 12 mm	3,02	8,29	100	130	10,78	2000	1,85	6,11
M2-cL2p-I-xx 8 mm	2,42	5,53	100	130	7,19	2000	1,49	3,66 (2,84)*
M2-cL5*p-S-xx 8 mm	2,67	6,79	100	130	8,82	3371	1,19	1,34
M2-oL2p-S-xx 8 mm	3,14	2,77	50	70	3,87	2000	1,04	0,95
M2-oL3p-S-xx 12 mm	3,55	4,15	50	70	5,81	2000	1,17	1,98
M2-oL2p-S-kurz 8 mm	3,24	2,77	50	30	1,66	2000	0,46	0,00
M2-cL2p-S-kurz 8 mm	1,68	5,53	100	30	1,66	2000	0,24	0,35
M2-cL2p-S-Split 8 mm	2,20	2,77	100	50	3,59	2000	0,52	0,40

\* ohne Ausreißer (siehe Abb. 4-19)



Aufgrund der größeren Wandstärke (8,5 mm) der zweiten UD-Probe (M2-cL4\*-I-01) sollte das Faltenrisiko und auch die resultierende Faltengröße höher sein. Es zeigt sich in den Experimenten eine leichte Falte von ca. 0,56 mm, was sich mit den Erwartungen deckt. Ein größerer Verpressungsweg führt generell zu einem höheren Faltenrisiko. Dies spiegelt auch der errechnete  $f_{risk} = 1,13$  wider.

Betrachtet man zur Verifikation die Proben mit reinem Gewebelaminat, ist eine Fortsetzung des Trends zu erkennen. Die Nutzung von Gewebe anstelle von UD birgt aufgrund der geringen Längssteifigkeit und der bereits vorhandenen Imperfektionen (Ondulationen) ein weiter gesteigertes Faltenrisiko. Bereits die Gewebeprobe mit nur 4,2 mm Wandstärke weist ein  $f_{risk} = 1,38$  auf, was größer ist als das  $f_{risk} = 1,13$  der 8,5 mm UD-Probe. Die experimentellen Ergebnisse bestätigen dies teilweise. Zwar ist die mittlere Faltengröße bei den 4,2 mm Gewebeproben (0,62 mm) etwas größer als bei der 8,5 mm UD-Probe (0,56 mm), es wurde jedoch auch eine von vier Proben komplett ohne Falten gefertigt, was darauf schließen lässt, dass das Risiko bei den 4,2 mm Gewebeproben ebenfalls im Bereich knapp oberhalb  $f_{risk} \approx 1,0$  liegt und nicht deutlich höher als bei der 8,5 mm UD-Probe eingestuft werden muss. Mathematisch gesehen liegt der primäre Unterschied der beiden  $f_{risk}$ -Werte im Verpressungsweg und in der Längssteifigkeit, wobei für den Unterschied zwischen einem UD- und einem Gewebelaminat die Längssteifigkeit den dominierenden Parameter darstellt. Es könnte daher zukünftig über einen weiteren Kalibrierfaktor nachgedacht werden, um den Einfluss der Längssteifigkeit besser herauszuarbeiten und die Unterschiede zwischen UD-, Gewebe- und Mischlaminat noch besser zu erfassen. Vergleicht man die drei Laminattypen bei konstanter Dicke noch einmal separat, ergibt sich das folgende Bild:

Tabelle 6-2: Vergleich von Gewebe-, Misch- und UD-Laminat bzgl. Faltenrisiko und -größe

Probe, FEMI, Dicke	$f_{risk}$	$l_f - b_f$
M2-cL2p-S-xx, C-Profil, Gewebe, Stahl, 8 mm	1,51	2,59 mm
M2-cL5*p-S-01, C-Profil, Helikopter-Laminat, Stahl, 8 mm	1,19	1,34 mm
M2-cL4*p-I-01, C-Profil, UD, Invar, 8 mm	1,13	0,56 mm

Der größte Risikofaktor und die größte Faltengröße ergeben sich beim reinen Gewebelaminat, da dieses Ondulationen aufweist, die eine Faltenbildung stark begünstigen. Für das Mischlaminat sind das Risiko und die sich ergebende Faltengröße deutlich geringer, da die UD-Lagen eine stützende und faltenreduzierende Wirkung

auf den Gesamtverbund haben. Das geringste Risiko und mit Abstand die geringste Faltengröße hat das reine UD-Laminat, da hier die Fasern überwiegend gestreckt vorliegen und eine hohe Längssteifigkeit haben. Der Risikobewertungsparameter  $f_{risk}$  zeigt genau dieses erwartete Verhalten (vgl. Tabelle 6-2). Vergleicht man jedoch die Verhältnisse zwischen den  $f_{risk}$ -Werten mit den Verhältnissen zwischen den Faltengrößen, lässt sich kein direkter Zusammenhang ableiten. Eine Erhöhung des Risikos um 29 % zwischen reinem Gewebe- und reinem UD-Laminat führt zu einer Vergrößerung der Falte von über 360 %. Daher kann der Risikoparameter nicht zum Abschätzen der Faltengröße herangezogen werden. Faltenrisiko und Faltengröße müssen sich nicht zwangsläufig proportional zueinander verhalten. Dies liegt unmittelbar im Reibverhalten des Prepregs und in der Simulationstechnik begründet. Da die Simulation nicht in der Lage ist, das sogenannte *post-buckling* Verhalten, also die Falte selbst abzubilden, steigt die Spannung in der Simulation so lange an, bis die Kompaktierung zum Stillstand kommt oder ein Abgleiten der Lagen aufeinander erfolgt. Das bedeutet, dass der generierte Spannungszustand nicht zwangsläufig den realen Spannungen im Bauteil entspricht, weil im Realfall bereits bei niedrigeren Spannungen Faltenbildung aufgetreten wäre. Dennoch stellen die erreichten Spannungen ein Maß für die Faltenwahrscheinlichkeit dar, da das Erreichen größerer Spannungen in der Simulation bedeutet, dass die Faltschwelle mit höherer Wahrscheinlichkeit auch beim realen Bauteil überschritten wird. Werden nur sehr kleine Spannungen erreicht, weil wenig kompaktiert wird oder die Bauteilgeometrie einen Ausgleich der Spannungen an einem freien Bauteilrand ermöglicht, so ist auch die Wahrscheinlichkeit einer Faltenbildung eher gering. Folglich lässt sich der Spannungszustand in der Simulation durchaus nutzen, um die Wahrscheinlichkeit bzw. das Risiko der Faltenbildung zumindest einzuschätzen.

In Tabelle 6-3 werden die verschiedenen Wandstärken miteinander verglichen. Wie erwartet, steigen die Faltengröße und auch das errechnete Faltenrisiko mit zunehmender Wandstärke an, da zunehmende Wandstärke auch zunehmende überschüssige Faserlänge bedeutet. Auch die erreichte maximale Spannung in der ersten Haltephase steigt an (vgl. Tabelle 6-1), weil in kürzerer Zeit mehr überschüssige Faserlänge generiert wird. Darüber hinaus bedeutet mehr Verpressungsweg auch einen weiteren Verschiebungsweg der Druckleiste, die durch die FEMI-Bauteil-Interaktion ebenfalls Druckspannungen in der oberen Lage des zentralen Stegbereichs verursacht (vgl. Kapitel 6.1.1).

Tabelle 6-3: Vergleich von 4 mm, 8 mm und 12 mm Laminat bzgl. Faltenrisiko und -größe

Probe, FEMI, Dicke	$f_{risk}$	$l_f - b_f$
M2-cL1p-S-xx, C-Profil, Gewebe, Stahl, 4 mm	1,38	0,63 mm
M2-cL2p-S-xx, C-Profil, Gewebe, Stahl, 8 mm	1,51	2,59 mm
M2-cL3p-S-xx, C-Profil, Gewebe, Stahl, 12 mm	1,85	6,11 mm
M2-cL2p-I-xx, C-Profil, Gewebe, Invar, 8 mm	1,49	3,66 mm (2,84 mm)*

\* ohne Ausreißer (siehe Abb. 4-19)

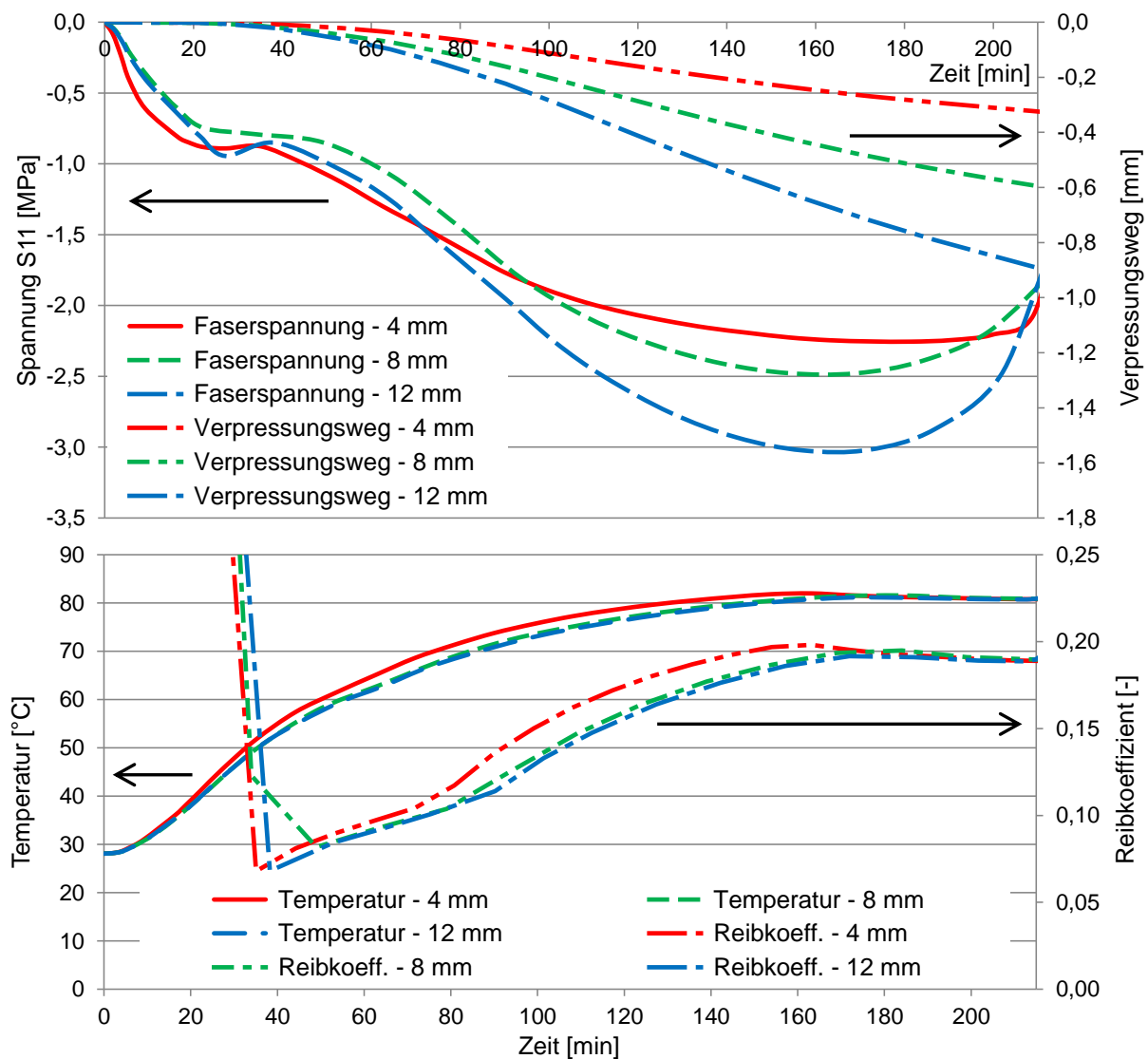


Abb. 6-3: Prozessparameter für C-Profil-Proben mit drei verschiedenen Wandstärken

Abb. 6-3 zeigt in den ersten 20 Minuten einen Anstieg der Druckspannungen, besonders bei der Probe mit 4,2 mm Wandstärke. Dies liegt an der etwas schnelleren Aufheizung der Druckleiste (schneller als die in Abb. 6-3 gezeigte BT-Temperatur), die sich dadurch ausdehnt und aufgrund des hohen Reibkoeffizienten

zwischen FEMI und Bauteil erste Druckspannungen induziert. Die Druckspannungen im Bereich des niedrigsten Reibkoeffizienten stagnieren, da hier die weitere Ausdehnung der Druckleiste zum Abgleiten der Leiste auf dem Laminat führt und somit keine weitere Spannungserhöhung mehr stattfindet. Im weiteren Verlauf wird ersichtlich, dass trotz des ähnlichen Druckspannungsniveaus bei ca. 40 min die maximale Druckspannung der 4,2 mm Probe im Vergleich mit den anderen Proben am geringsten ist. Der Grund dafür ist der geringere Verpressungsweg. Abb. 6-3 zeigt aber auch, dass sich der Druckspannungsanstieg zwischen 4,2 mm, 8,5 mm und 12,7 mm nicht, wie erwartet, linear verhält, obwohl der Unterschied im Verpressungsweg linear ansteigt. Die maximale Spannung im 4,2 mm Laminat ist höher als erwartet. Dies ist ein Resultat der etwas schnelleren Aufheizung und dem damit verbundenen rapiden Anstieg des Reibkoeffizienten ab 75 min. Der gesteigerte Reibkoeffizient zwischen 80 und 160 Minuten behindert dann das Abgleiten der Lagen und erhöht den Einfluss der sich zur Stegmitte hin verschiebenden Druckleiste. Die generell höheren Spannungen bei 8,5 und 12,7 mm resultieren alleine aus dem größeren Verpressungsweg und der daraus entstehenden überschüssigen Rovinglänge sowie der stärkeren Verschiebung der Druckleisten zur Stegmitte. Das Reibverhalten ist dagegen bei beiden Proben fast identisch. Die in Tabelle 6-3 aufgeführten  $f_{risk}$ -Werte bilden dieses anhand der Prozessparameter ermittelte Verhalten korrekt ab. Je größer die Wandstärke, desto größer ist die Gefahr der Faltenbildung, da nicht nur mehr überschüssige Faserlänge zur Verfügung steht, sondern auch höhere Spannungen induziert werden. Proportionalität zwischen Faltenrisikoparameter und Faltengröße sind aber, wie erwartet, nicht gegeben. Eine Risikosteigerung um 35 % steht einer Größensteigerung von 870 % zwischen 4,2 mm und 12,7 mm Laminat gegenüber. Damit lässt sich anhand des Risikoparameters keinerlei Rückschlüsse auf die zu erwartende Faltengröße ziehen.

Die 8 mm Proben wurden zusätzlich auf einem Invar-FEMI simuliert. Der sich ergebende Risikoparameter ist etwa gleich mit dem der 8,5 mm Probe, die auf einem Stahl-FEMI simuliert wurde. Die ursprüngliche Erwartung war, dass ein auf einem Invar-FEMI gefertigtes Bauteil, aufgrund der geringeren Wärmedehnung des Invar, ein größeres Faltenrisiko aufweist. Bei diesen ersten Überlegungen sind jedoch drei Dinge außer Acht gelassen worden. Erstens ist das hier verwendete FEMI recht klein, was nur zu einem minimalen Unterschied in der Wärmedehnung zwischen Invar- und Stahl-FEMI führt (vgl. Kapitel 4.3.5). Zweitens dehnt sich die Invar-

Druckleiste ebenfalls weniger aus als die Stahl-Druckleiste, was eine geringere FEMI-Bauteil-Interaktion in der oberen Laminatlage bewirkt und drittens wurde das langsamere Aufheizen des Invar-FEMI nicht in die Überlegungen mit einbezogen. Die Simulation zeigt deutlich, dass beim Bauteil auf dem Invar-FEMI der Reibkoeffizient länger auf einem hohen Niveau bleibt, was direkt mit der langsameren Aufheizung zu erklären ist. Dieser hohe interlaminare Reibkoeffizient in Verbindung mit der geringen thermischen Ausdehnung führt zu deutlich niedrigeren Druckspannungen in den ersten 20 min des Prozesses. Es wird weniger Druckspannung durch das FEMI induziert und die hohe interlaminare Reibung bewirkt eine bessere Lastverteilung zwischen den Laminatlagen. Im weiteren Verlauf sorgt der geringere Temperaturgradient beim Invar-FEMI dafür, dass die Verpressung langsamer abläuft als beim Stahl-FEMI. Dadurch ergeben sich in der ersten Haltephase sehr ähnliche Spannungen für beide Bauteile und damit auch sehr ähnliche Faltenrisiken. Dies wird experimentell bestätigt, da statistisch kein Unterschied zwischen den Faltengrößen für Proben vom Stahl- oder Invar-FEMI nachweisbar ist. Lässt man eine der vier Invar-FEMI-Proben, die statistisch als Ausreißer identifiziert werden kann, außer Acht, erhält man für Stahl- und Invar-FEMI sogar ähnliche mittlere Faltengrößen von ca. 2,6 – 2,8 mm. Dies bestätigt das Simulationsergebnis. Es kann sich jedoch für deutlich größere FEMI mit anders gearteten Druckleisten ändern, da mit steigender FEMI-Größe auch der Unterschied in der thermischen Dehnung zunimmt.

Tabelle 6-4: Vergleich von Omega- und C-Profil bzgl. Faltenrisiko und -größe

Probe, FEMI, Dicke	$f_{risk}$	$l_f - b_f$
M2-cL2p-S-xx, C-Profil, Gewebe, Stahl, 8 mm	1,51	2,59 mm
M2-oL2p-S-xx, Omega-Profil, Gewebe, Stahl, 8 mm	1,04	0,95 mm
M2-cL3p-S-xx, C-Profil, Gewebe, Stahl, 12 mm	1,85	6,11 mm
M2-oL3p-S-xx, Omega-Profil, Gewebe, Stahl, 12 mm	1,17	1,98 mm

Tabelle 6-4 zeigt den Vergleich zwischen Omega- und C-Profil. Wie zu erwarten war, zeigt das Omega-Profil deutlich kleinere Falten als ein C-Profil gleicher Wandstärke. Dies liegt zum einen darin begründet, dass der Radius beim Omega-Profil nur einen 45°-Winkel umspannt, während es beim C-Profil 90° sind. Dadurch entsteht beim Omega-Profil per se nur halb so viel überschüssige Faserlänge wie beim C-Profil. Zum anderen besitzt das Omega-Profil einen negativen Radius am unteren Flansch, der beim Kompaktieren überschüssige Faserlänge benötigt, um die Ver-

schiebung der Lagen auf einen größeren Radius ausgleichen zu können. Daher wurde als Flanschlänge in Tabelle 6-1 nicht die gesamte Länge angesetzt, sondern nur die halbe des schrägen Flanschbereichs. Abb. 6-4 zeigt die Spannungsverteilung im Omega-Profil. Aufgrund des Innenradius werden Zugspannungen in der oberen Lage erzeugt, die fast bis an den oberen Außenradius heranreichen. Sie unterstützen die Relativverschiebung von überschüssiger Faserlänge in Richtung des unteren Innenradius, anstatt sie im Stegbereich in einer Falte auszugleichen. Ein Teil der im oberen Außenradius generierten überschüssigen Faserlänge wird also durch den Innenradius aufgenommen. Daher ist auch die Annahme, dass nur ein Teil des Flansches dem Ausgleich der überschüssigen Faserlänge entgegenwirkt, korrekt. In diesem Fall wurden vereinfacht 70 mm angesetzt, da dies in etwa der halben Länge des schrägen Flanschbereiches entspricht.

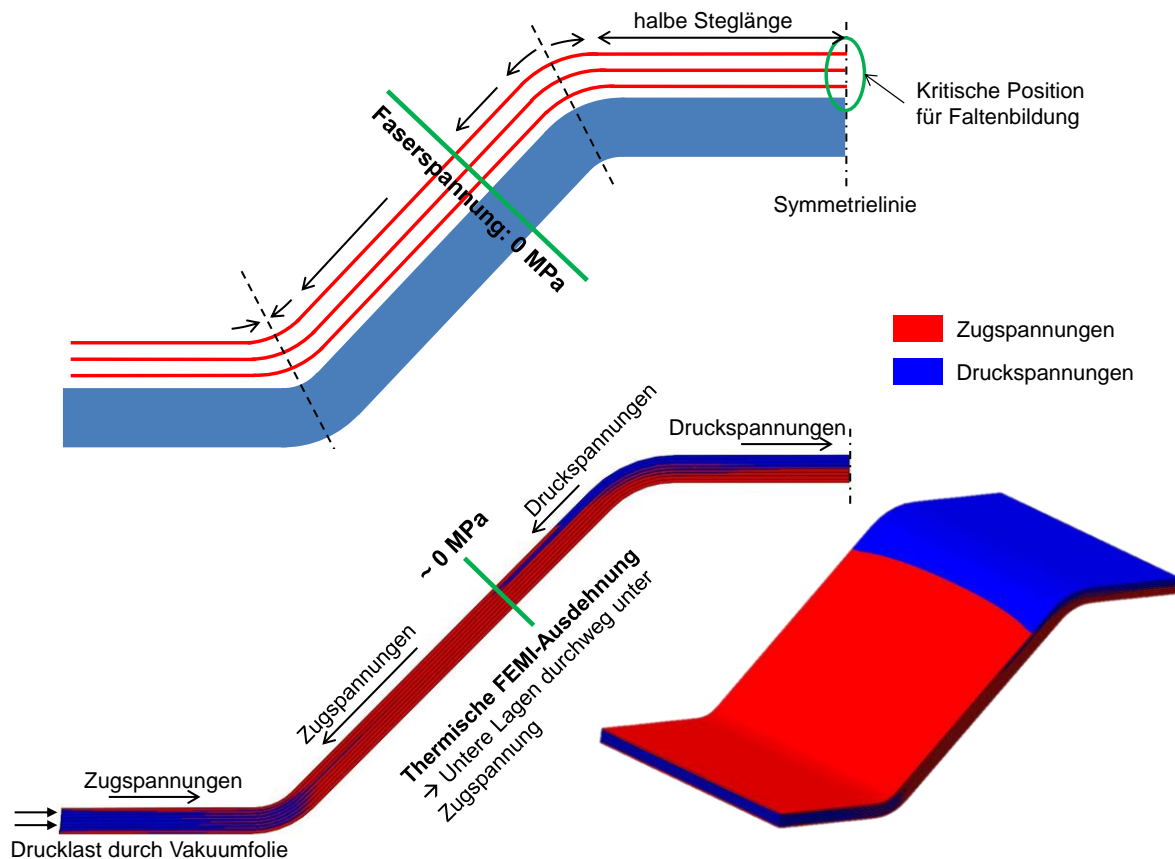


Abb. 6-4: Spannungsverteilung im Omega-Profil (Halbmodell)

Die genaue Betrachtung des Risikoparameters lässt erkennen, dass dieser die richtigen Tendenzen aufzeigt. Die Omega-Bauteile mit 8 mm bzw. 12 mm Wandstärke demonstrieren ein geringeres Faltenrisiko als die C-Profile mit gleichen Wandstärken. Die Simulation in Kombination mit dem hier entwickelten Risikoparameter lässt

also auch für verschiedene Bauteilgeometrien eine korrekte Aussage über das Faltenrisiko zu.

Tabelle 6-5: Vergleich von C-Profil mit langem und kurzem Flansch bzgl. Faltenrisiko und -größe

Probe, FEMl, Dicke	$f_{risk}$	$l_f - b_f$
M2-cL2p-S-xx, C-Profil, Gewebe, Stahl, 8 mm	1,59	2,59 mm
M2-cL2p-S-kurz, C-Profil, Gewebe, gekürzt, Stahl, 8 mm	0,24	0,35 mm

Vergleicht man das C-Profil mit unterschiedlichen Flanschlängen (130 mm und 30 mm), ergibt sich das erwartete Bild. Der Risikoparameter ist für ein Bauteil mit kurzem Flansch deutlich geringer als bei langem Flansch, weil die Reibinteraktion zum freien Bauteilende hin so gering ist, dass ein großer Teil der überschüssigen Faserlänge am freien Ende ausgeglichen werden kann. Allerdings ist auch ersichtlich, dass, obwohl der Risikoparameter deutlich unter 1,0 liegt, eine geringfügige Faltenbildung in der Probe aufgetreten ist. Damit kann ein  $f_{risk}$ -Wert von 1,0 nicht als feste Grenze für die Faltenbildung angesetzt werden. Er kann also nicht wie ein Versagenskriterium verwendet werden, das aufzeigt, wann Versagen auftritt und wann nicht. Es handelt sich lediglich um einen qualitativen Parameter, der die Wahrscheinlichkeit der Faltenbildung abschätzt. Ein kleiner Wert bedeutet generell nur, dass hier die Faltenwahrscheinlichkeit und auch die Faltengröße im Vergleich zu einem FEMl-Konzept mit hohem  $f_{risk}$ -Wert geringer sein werden. Quantitative Aussagen über die Faltengröße können jedoch nicht getroffen werden. Wie schon angedeutet, können die Simulation und der Risikoparameter nur für vergleichende Studien zwischen verschiedenen Fertigungsverfahren oder Tooling-Konzepten verwendet werden.

Tabelle 6-6: Vergleich von Omega-Profil mit langem und kurzem Flansch bzgl. Faltenrisiko und -größe

Probe, FEMl, Dicke	$f_{risk}$	$l_f - b_f$
M2-oL2p-S-xx, Omega-Profil, Gewebe, Stahl, 8 mm	1,04	0,95 mm
M2-oL2p-S-kurz, Omega-Profil, Gewebe, gekürzt, Stahl, 8 mm	0,46	0,00 mm

Vergleicht man die Omega-Profile mit kurzem und langem Flansch, erhält man ein ähnliches Bild. Der kurze Flansch führt zu einem deutlich geringeren Faltenrisiko, wobei im Experiment keinerlei Falten aufgetreten sind. Dies ist insofern verwunderlich, als im Vergleich zwischen Omega und C-Profil mit kurzem Flansch das Faltenrisiko für das C-Profil kleiner eingestuft wird als beim Omega, das verkürzte C-Profil

jedoch eine kleine Falte zeigt, während das verkürzte Omega keine Falten aufweist (vgl. Tabelle 6-7).

Tabelle 6-7: Vergleich von Omega- und C-Profil mit kurzem Flansch bzgl. Faltenrisiko und -größe

Probe, FEMI, Dicke	$f_{risk}$	$l_f - b_f$
M2-cL2p-S-kurz, C-Profil, Gewebe, gekürzt, Stahl, 8 mm	0,24	0,35 mm
M2-oL2p-S-kurz, Omega-Profil, Gewebe, gekürzt, Stahl, 8 mm	0,46	0,00 mm
M2-cL2p-S-Split, C-Profil, Gewebe, getrennte Lagen, Stahl, 8 mm	0,52	0,40 mm

Die Gründe hierfür können vielfältig sein. Einerseits muss angemerkt werden, dass von den Proben mit gekürztem Flansch nur jeweils eine statt vier gefertigt wurden. Das heißt, dass bereits die in den Experimenten vorhandene Streuung zu dem hier gezeigten Ergebnis führen könnte. Weiterhin wurde festgestellt, dass die Randbedingungen für die gekürzten Proben nur schwer nachstellbar sind, da zur Nutzung der Test-FEMI auch die bei gekürztem Flansch nicht benötigten Bereiche des Bauteils laminiert werden müssen, um eine gleichmäßige Auflage für die Druckleisten zu gewährleisten. Dies führt zur Bildung eines Harzkanals zwischen eigentlichem Test-BT mit gekürztem Flansch und nicht benötigtem Restbauteil (3 mm bis 5 mm Abstand zwischen eigentlicher Probe und Restbauteil), der sich jedoch in den Randbedingungen nur schwer abbilden lässt. Gerade beim Omega-Profil ist eine fehlerhafte Verpressung sehr schnell mit falschen Ergebnissen behaftet, da das Tooling-Design ein Kippen der Druckstücke zulässt. Kippen die Druckstücke im Experiment anders als in der Simulation, kann es hier durchaus zu Diskrepanzen kommen [A10].

Tabelle 6-7 enthält neben den Bauteilen mit gekürztem Flansch auch das Bauteil mit eingeführten Lagentrennungen. Diese wirken fast wie ein freies Ende, da keine Spannungen mehr in den Fasern übertragen werden können und lediglich die Reibinteraktionen mit dem FEMI und den benachbarten Lagen einen geringen Lastanteil weitergeben können. Daher ist folgerichtig  $f_{risk}$  in diesem Fall etwas höher als bei den gekürzten, aber vollständig freien Flanschenden. Dieses Ergebnis passt zu der experimentell ermittelten Faltengröße, die minimal größer ist als beim C-Profil mit verkürztem Flansch (Tabelle 6-7). Tabelle 6-1 weist als  $l_{Flansch}$  eine Länge von 50 mm aus. Hierbei handelt es sich jedoch nicht um die wahre Flanschlänge, sondern um die mittlere Länge zwischen Radius und Lagentrennung. Der Flansch selbst ist, wie bei den normalen C-Profilen, 130 mm lang. Da sich der Lagenschnitt jedoch annähernd wie ein freies Ende verhält, wurde hier der Abstand zwischen Schnitt und



Radius als  $l_{Flansch}$  eingesetzt, um die veränderte Reibfläche einzubeziehen. Die Reibung der Druckleiste verteilt sich jetzt auf zwei vollkommen getrennte Lagenteile. Bei Betrachtung der Spannungsverläufe aus der Simulation und der Faltenposition im Experiment ist eine weitere Besonderheit zu erkennen. Die Falten entstehen trotz der Lagentrennung weiterhin im mittleren Stegbereich an den Kanten des Brückenblechs. Sie werden nicht mehr hauptsächlich von der überschüssigen Faserlänge im Radius ausgelöst, sondern von der TPI. Die Verschiebung der Druckleisten zur Stegmitte hin induzieren durch ihre Reibinteraktion erhebliche Verschiebungen des geschnittenen Lagenstücks, die dann im Zusammenhang mit der Imperfektion (Abdruck des Druckblechs im Laminat) zur Faltenbildung führt (vgl. Abb. 6-5).

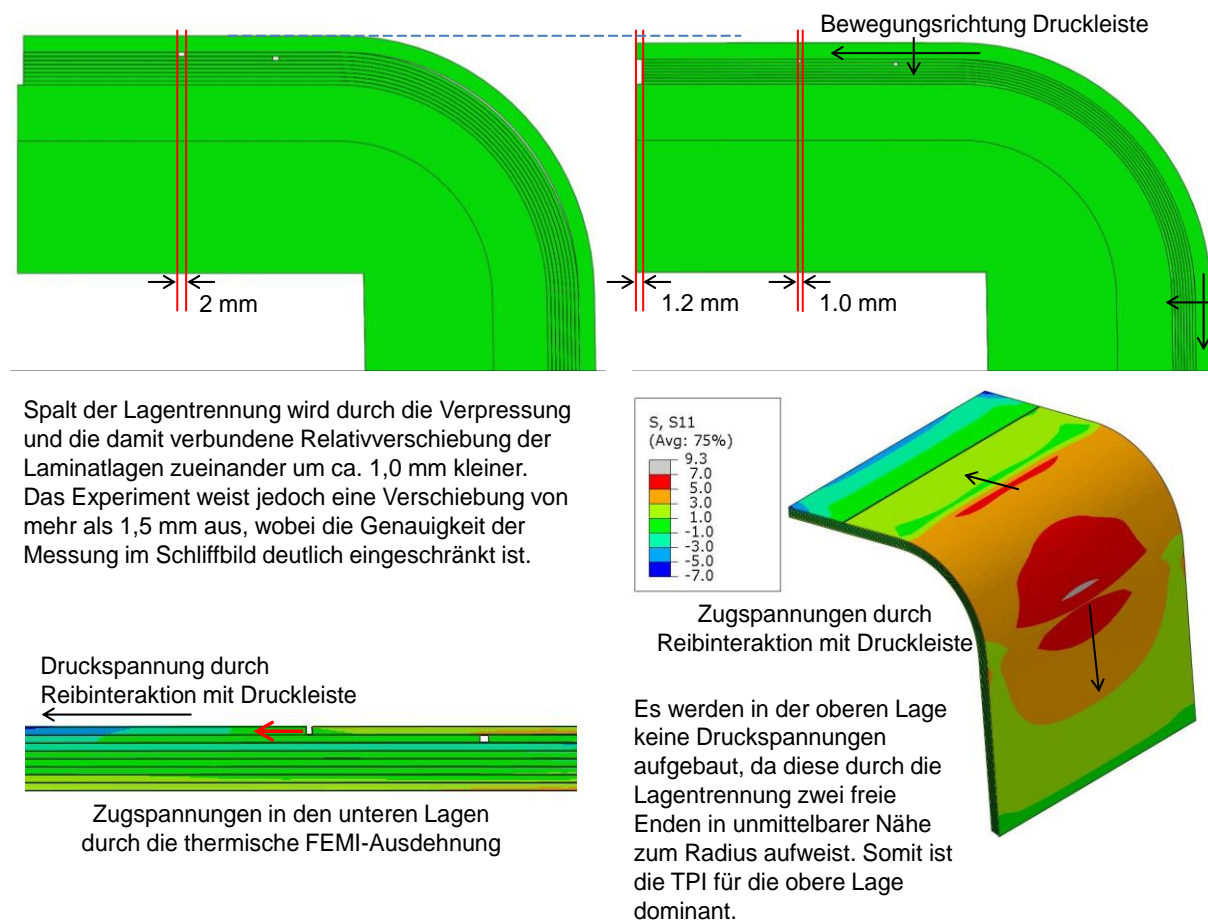


Abb. 6-5: Spannung und Verschiebung aufgrund der Bewegung der Druckleiste beim Kompaktieren

Das bedeutet aber auch, dass sich hier der Grundmechanismus der Faltenbildung verändert hat und die Einsetzbarkeit des entwickelten Kriteriums genauer zu prüfen ist. Abgesehen davon zeigt dieses Beispiel, wie wichtig ein Verständnis der TPI für die FEMI-Auslegung ist und wie gut eine Prozesssimulation die Erweiterung

der Wissensbasis auf diesem Gebiet unterstützen kann. Die Simulation ist in der Lage, die wichtigsten Zusammenhänge bei der Kompaktierung und der Faltenbildung darzustellen. Damit gibt sie dem Tooling-Designer zum ersten Mal die Möglichkeit, FEMI-Konzepte gezielt auf Faltenbildung hin zu untersuchen und zu optimieren.

## 6.2 Einschränkungen des phänomenologischen Ansatzes

Wie bereits in Kapitel 4.4 erläutert, setzt die Bewertung der Faltenbildung immer eine thermische Simulation, gefolgt von einer Kompaktiersimulation inklusive TPI und interlaminarer Reibung voraus. Der gewählte phänomenologische Ansatz ist in der Lage, die Haupteinflussfaktoren der Faltenbildung (siehe Kapitel 4.4) adäquat abzubilden. Allerdings können aufgrund der getroffenen Vereinfachungen und der nötigen Kalibrierparameter (*hourglassing stiffness*, Schubsteifigkeit, etc.) lediglich vergleichende Studien zwischen Simulationen mit unterschiedlichen Parametersätzen (Fertigungskonzept, FEMI-Material, BT-Design, AKL-Zyklus, etc.) korrekt abgebildet werden.

Die Vielzahl an durchgeführten Experimenten wird genutzt, um die Simulationsergebnisse mit den experimentellen Ergebnissen abzugleichen und damit zu ermitteln, ab welchem in der Simulation generierten Spannungszustand es zur Faltenbildung kommt, bzw. wie hoch das Faltenrisiko für ein Fertigungskonzept im Vergleich zu anderen Konzepten ist. Weitere experimentelle Ergebnisse werden dann verwendet, um die Aussagekraft der Simulation zu verifizieren. Die Abhängigkeit vom Simulationsverfahren muss als nachteilig bei diesem Vorgehen gesehen werden. Das auf diese Weise erstellte Faltenvorhersagekriterium ist strikt an die hier entwickelte Prozesssimulation gekoppelt und kein allgemeingültiges Kriterium, das auch mit anderen Simulationen oder analytischen Ansätzen verwendet werden kann. Da bislang keine Faltenbildungskriterien für den Einsatz im industriellen Maßstab vorhanden sind, diese aber dringend benötigt werden [88], wird diese Einschränkung akzeptiert.

## 6.3 Fazit

Das hier vorgeschlagene Kriterium zur Vorhersage der Faltenbildung ist ein erster Schritt in die richtige Richtung zur besseren Unterstützung des Tooling-Designs bei der Auslegung neuer Fertigungsvorrichtungen. Obwohl es nur für vergleichende Studien und in Kombination mit der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Simulati-

onsmethodik verwendet werden kann, ist es dennoch in der Lage, dem Tooling-Designer eine klare Aussage darüber zu geben, welches der FEMI- oder Fertigungskonzepte das geringste Potenzial zur Faltenbildung im Laminat aufweist. Basierend auf diesen Daten kann eine Konzeptauswahl viel gezielter erfolgen und muss sich nicht mehr ausschließlich auf die Erfahrung des Tooling-Designers stützen.

## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wurde die *out-of-plane* Faltenbildung von einzelnen CFK-Laminatlagen bei der Prepreg-Autoklavfertigung experimentell untersucht. Aufbauend auf den so gewonnen Erkenntnissen wurde eine Herstellprozesssimulation entwickelt, die das thermische Verhalten von FEMI und Bauteil im Autoklaven sowie das Verpressungsverhalten des Prepregs inklusive der Relativverschiebung der Laminatlagen korrekt erfasst. Somit lassen sich Autoklav-FEMI effizient thermisch charakterisieren und optimieren sowie die korrekte Verpressung der BT auf Endwandstärke sicherstellen. Die Simulation ermöglicht darüber hinaus qualitative Aussagen über das Faltenrisiko in einem Faserverbundbauteil und vergleichende Studien zwischen Bauteilen, FEMI-Konzepten und Fertigungsverfahren durchzuführen. Der Tooling-Designer wird in die Lage versetzt, verschiedene FEMI-Konzepte direkt miteinander zu vergleichen und das optimale FEMI anhand von Simulationsdaten auszuwählen, anstatt nur auf die Expertise früherer Projekte zurückgreifen zu können und diese dann mit Hilfe eines langwierigen experimentellen *trial-and-error* Prozesses an neue Bauteile anpassen zu müssen.

Die Kompaktierung des Prepreg-Materials über einem Außenradius wurde als primärer Faltenbildungsmechanismus untersucht, da dieser besonders bei der Fertigung von komplexen Hubschrauberspannen eine übergeordnete Rolle spielt. Als Haupteinflussfaktoren wurden die folgenden Parameter identifiziert:

- Verpressungsweg bzw. Laminatwandstärke
- Laminataufbau bzw. Faserstruktur (UD, Gewebe, Mischlaminat)
- Ausrichtung der oberen Laminatlage (kett- oder schussdominiert)
- Bauteilgeometrie
  - insbesondere Abstand zum freien Bauteilende
  - eingefügte Lagentrennungen
  - vom Radius umschlossener Winkel
- Lokaler Faservolumengehalt bzw. Stützwirkung des Laminates

Einige Parameter beeinflussen eher die Art der Faltenbildung und weniger das Risiko selbst. Hier muss besonders auf den lokalen Faservolumengehalt und die Ausrichtung der oberen Laminatlage, die direkten Kontakt zum Brückenblech hat,

eingegangen werden. Generell bedeutet ein höherer Faservolumengehalt eine höhere Laminatsteifigkeit in dritter Richtung. Diese verhindert aber nicht zwangsläufig die Faltenbildung, sondern beeinflusst lediglich die Art der Falte, was besonders in den Experimenten mit lokal überpressten Proben (Fertigungsverfahren M1) deutlich geworden ist. Der unterhalb einer entstandenen Falte stark ansteigende lokale Faservolumengehalt verhindert lediglich das Weiterwachsen der *out-of-plane* Falten, begünstigt aber die Bildung größerer *in-plane* Welligkeiten und Falten.

Die Ausrichtung der oberen Laminatlage bestimmt, ob die kett- oder die schussdominierte Seite in Kontakt mit dem Brückenblech und der Druckleiste kommt. Bei schussdominierter Ausrichtung steigen die Reibung zum FEMI und die Interaktion mit dem Brückenblech, was zusätzliche Druckspannungen erzeugen kann. Dies ist aber nicht generell als Auslöser für eine Falte zu sehen, da auch in kettdominierten Proben gleicher Bauart Falten aufgetreten sind. Nichtsdestotrotz war zumindest ein Einfluss auf die Faltengröße zu erkennen.

Alle weiteren identifizierten Einflussfaktoren haben einen direkten Einfluss auf das Faltenrisiko und wurden in der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Prozesssimulation erfasst. Wie in den Kapiteln 5 und 6 ausführlich demonstriert, ist die teilweise semi-empirisch und phänomenologisch aufgebaute Prozesssimulation durchaus in der Lage, das thermochemische und das Kompaktieverhalten von Prepreg-Bauteilen im Autoklav-Fertigungsprozess adäquat vorherzusagen. Es werden für Temperaturverlauf, finalen Aushärtegrad, Wandstärkenverteilung und Faservolumengehalt maximale Abweichungen von unter 10 % erreicht. Lediglich in einigen Ausnahmefällen liegen die Abweichungen auch im Bereich von 12-15 %, was aber für eine derart komplexe Simulation akzeptiert werden kann. Sie ist daher durchaus für die Vorhersage des Faltenrisikos bei verschiedenen Bauteilen und FEMI-Konzepten geeignet. Der in Kombination mit der Prozesssimulation eingesetzte Risikoparameter  $f_{risk}$  zeigt im Vergleich mit den experimentell ermittelten Faltengrößen die richtigen Tendenzen und ist zumindest ein qualitatives Maß für die Faltenwahrscheinlichkeit, was aufgrund der Komplexität der Problemstellung als erster großer Schritt in Richtung einer effizienten Faltenvorhersage gewertet werden kann. Der Tooling-Designer erhält die Möglichkeit, verschiedene Tooling-Konzepte nicht nur qualitativ, sondern auch quantitativ zu vergleichen. Damit erfüllt die Simulation die an

sie gestellten Anforderungen und führt im Vergleich zum bisherigen Stand der Technik folgende Neuerungen ein:

- Semi-empirischer Ansatz zur schnellen Abschätzung der Strömungsrandbedingungen im Autoklaven
- Phänomenologische Kompaktiersimulation zur Erfassung der gesamten Verpressung im Autoklaven inklusive der Durchtränkungsphase
- Einbringen von TPI und interlaminarer Reibung in die Kompaktiersimulation
- Nutzung eines Risikokriteriums zur Abschätzung des Faltenrisikos bei verschiedenen Bauteilgeometrien, Laminataufbauten und Fertigungskonzepten

Dennoch bleiben einige Probleme und Fragestellungen offen. Als größter Nachteil der entwickelten Methode müssen die Bindung an das gegebene Simulationsverfahren und die Beschränkung auf vergleichende Studien genannt werden. Der Risikobewertungsparameter  $f_{risk}$  kann nur in Zusammenhang mit der hier entwickelten Simulationsmethodik verwendet werden, da die Absolutwerte der Spannungsauswertung nicht verifiziert werden können und sehr stark durch die Kalibrierung der Kompaktiersimulation beeinträchtigt werden. Daher kann die Berechnung von  $f_{risk}$  nur mit Hilfe von Spannungswerten erfolgen, die mit dem hier entwickelten Simulationsverfahren generiert wurden und kann nicht mit anderen, möglicherweise analytischen Methoden kombiniert werden. Das entwickelte Verfahren kann also vorerst nicht allgemeingültig zur Faltenbewertung eingesetzt werden, sondern ist auf die in der Hubschrauberfertigung gängigen Prozesse und Materialien beschränkt. Weiterhin handelt es sich nicht um ein vollwertiges „Versagenskriterium“, da es lediglich eine qualitative Abschätzung des Faltenrisikos zulässt und der eine Simulation durchführende Ingenieur sehr viel spezifisches Fachwissen mitbringen muss, um anhand der Simulationsergebnisse mögliche Faltenrisiken und -positionen korrekt zu benennen. Das aufgezeigte Kriterium ermöglicht hauptsächlich einen adäquaten Vergleich verschiedener FEMI-Konzepte zur Identifikation des Konzepts mit dem geringsten Faltenrisiko. Dennoch kann auch für dieses FEMI-Konzept die Notwendigkeit bestehen, faltenminimierende Zwischenkompaktierungen oder Lagenteilungen einzuführen, damit Faltenbildung ausgeschlossen werden kann. Das nötige Wissen zur Minimierung der Faltenbildung wurde im Rahmen dieser Arbeit erarbeitet und kann in Kombination mit

der Simulation eingesetzt werden, um bei zukünftigen Projekten Probleme mit Falten schnell und effizient beheben zu können.

Weitere Arbeiten in diesem Bereich sollten sich einerseits mit der Verifikation der Methodik an komplexeren Bauteilen, mit der Reduktion des Simulationsaufwandes und der Erweiterung für Schlauch- und Sandwichbauteile beschäftigen, da diese häufig bei Hubschrauberstrukturen anzutreffen sind. Darüber hinaus sollte versucht werden, auch die inneren Spannungen zu validieren, die phänomenologische Kompaktiersimulation entsprechend neu zu kalibrieren und die gesamte Methodik allgemeingültiger zu gestalten, so dass zukünftig die Faltenvorhersage auch auf Bereiche außerhalb der Hubschrauberfertigung ausgeweitet werden kann.

## 8 Anhang

### 8.1 Zusätzliche Informationen zum Material

#### 8.1.1 Wärmeausdehnungskoeffizient und chemischer Schrumpf

Brauner [53] setzt einen linearen Zusammenhang für die Abhängigkeit des CTE von der Temperatur an. Dieser hat bei genauerer physikalischer Betrachtung nur Gültigkeit für das ausgehärtete Material bis 170°C [53]. Weiterhin wird mit diesem Ansatz die Abhängigkeit vom Aushärtegrad nicht erfasst. Eine Theorie, die speziell für den Einsatz mit Hexcel M18/1 angepasst wurde, wird von Lynam & Arafath [123] aufgezeigt. Sie bietet den Vorteil, dass sie durch ihren quadratischen Ansatz und die Unterteilung in fünf Bereiche zumindest teilweise die Nichtlinearitäten des Matrix-CTE erfasst. Die Abhängigkeit vom Aushärtegrad wird indirekt über die Glasübergangstemperatur berücksichtigt.

$$CTE_m = \begin{cases} CTE_g, & T^* \leq T_{C1} \\ C_{0-1} + C_{1-1}T^* + C_{2-1}(T^*)^2, & T_{C1} \leq T^* \leq T_{C2} \\ C_{0-2} + C_{1-2}T^* + C_{2-2}(T^*)^2, & T_{C2} \leq T^* \leq T_{C3} \\ C_{0-3} + C_{1-3}T^* + C_{2-3}(T^*)^2, & T_{C3} \leq T^* \leq T_{C4} \\ CTE_r, & T_{C4} \leq T^* \end{cases} \quad \{8-1\}$$

$$\text{mit:} \quad T^* = A_{CTE} \cdot T - B_{CTE} \cdot T_g \quad \{8-2\}$$

Wichtig ist außerdem die Verwendung möglichst genauer Mischungsregeln, die auch in der Lage sind, die gegenseitige Verformungsbehinderung von Fasern und Matrix zu berücksichtigen [177]:

$$CTE_{V1} = \frac{CTE_m(T, T_g) \cdot E_m(T, \alpha) \cdot (1 - V_f) + CTE_{f1} V_f E_{f1}}{E_m(T, \alpha) \cdot (1 - V_f) + V_f E_{f1}} \quad \{8-3\}$$

$$CTE_{V2} = CTE_m(T, T_g) - (CTE_m(T, T_g) - CTE_{f2}) \cdot [X_{CTE} - Y_{CTE}] \quad \{8-4\}$$

$$X_{CTE} = \frac{2 \cdot (v_m^2 - v_m - 1) \cdot 1,1 \cdot V_f}{1,1 \cdot V_f \cdot (2v_m^2 + v_m - 1) - (1 + v_m)} \quad \{8-5\}$$

$$Y_{CTE} = \frac{v_m \cdot \frac{E_{f2}}{E_m(T, \alpha)}}{\frac{E_{f2}}{E_m(T, \alpha)} + \frac{1 - 1,1 \cdot V_f}{1,1 \cdot V_f}} \quad \{8-6\}$$



Die Unterscheidung zwischen UD- und Gewebeschichten erfolgt hier analog zur Vorgehensweise bei der Wärmeleitfähigkeit. Auf einen direkten Vergleich der Theorien wird verzichtet, da Lynam & Arafath [123] die hohe Genauigkeit ihrer Theorie durch eine detaillierte Messreihe mit einem sogenannten *bi-material three point bend test* abgesichert haben.

Der chemische Schrumpfung ist in Brauners [53] Betrachtung linear abhängig vom Aushärtegrad, was von der einschlägigen Literatur [27, 178, 179] bestätigt wird. Über diese einfache Betrachtung hinaus bieten Lynam & Arafath [123] die Möglichkeit, den chemischen Schrumpfung anhand ihrer Theorie des CTE zu bestimmen. Die Verzerrungen aufgrund der Reaktionsschwindung werden wie folgt berechnet [123]:

$$\beta_v = \frac{d\varepsilon}{d\alpha} = \frac{\partial\varepsilon}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial T_g} \cdot \frac{\partial T_g}{\partial\alpha} = CTE_m \cdot \left(\frac{-B}{A}\right) \cdot \frac{\partial T_g}{\partial\alpha} \quad \{8-7\}$$

$$\frac{\partial T_g}{\partial\alpha} = \frac{\lambda \cdot (T_{ginf} - T_{g0})}{(1 - \alpha + \lambda_{T_g}\alpha)^2} \quad \{8-8\}$$

$$\frac{-B}{A} = \frac{-1.0}{1.034} \quad \{8-9\}$$

Diese Betrachtungsweise rührt daher, dass sich beim *bi-material three point bend test* der chemische Schrumpfung und die thermische Ausdehnung nicht ohne Weiteres voneinander trennen lassen. Die beiden von Lynam & Arafath [123] in Kombination verwendeten Theorien erlauben aber zumindest die Bestimmung der Verzerrungen aufgrund des chemischen Schrumpfung innerhalb der Simulationen.

### 8.1.2 E-Modul

Erste Ansätze zur Darstellung der über den Fertigungsprozess veränderlichen mechanischen Eigenschaften beschränkten sich auf die Betrachtung rein elastischen Verhaltens [27, 145]. Viele Untersuchungen der letzten Jahre zeigen, dass diese Annahme bei weitem nicht alle Effekte des Fertigungsprozesses abdecken kann. Um beispielsweise PID, Mikrorisse und Delaminationen korrekt vorhersagen zu können, muss die Entwicklung der inneren Spannungen über den gesamten Fertigungsprozess berücksichtigt werden [27, 53, 145].

Zu diesem Zweck wurden sogenannte CHILE-Modelle (*cure hardening instantaneously linear elastic*) entwickelt, die eine abschnittsweise linear-elastische Be-

trachtung vorsehen, um die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit des Aushärtegrades darzustellen [27, 59, 62, 99 142-145]. Zwei der bedeutendsten Modelle in dieser Kategorie sind das von Johnston [27], der auch den Begriff des CHILE-Modell geprägt hat, und das Modell von Svanberg [99]. Der große Vorteil dieser Methode ist die überschaubare Materialcharakterisierung und die einfache Implementierung in FE-Codes [27, 145]. Eines dieser CHILE-Modelle ist der Ansatz von Brauner [180], der eine Weiterentwicklung des von Bogetti & Gillespie [130] vorgeschlagenen und von Nielsen et al. [181] verwendeten Modells darstellt:

$$E_m^{inc} = \eta_E \cdot E_m(T), \quad T > T_g, \quad \alpha < \alpha_{gel} \quad \{8-10\}$$

$$E_m^{inc} = \eta_E \cdot E_m(T) \cdot \left[ \frac{1}{\left( \frac{1 - \eta_E}{1 + c_E(T^{**} - 1)^\xi} + \eta_E \right)} \right], \quad T > T_g, \quad \alpha > \alpha_{gel} \quad \{8-11\}$$

$$E_m^{inc} = E_m(T), \quad T < T_g, \quad \alpha > \alpha_{gel} \quad \{8-12\}$$

mit:

$$E_m(T) = E_m + E_{mT} \cdot T \quad \{8-13\}$$

$$T^{**} = \frac{1}{1 - \frac{T_g - T_{g0}}{T - T_{g0}}} \quad \{8-14\}$$

Das von Brauner [180] dargestellte CHILE-Modell zur Abbildung des Matrix E-Moduls zeigt bei der Verwendung mit dem Hexcel M18/1 einige Defizite. Besonders auffällig ist der konstante E-Modul nach dem Übergang in den glasartigen Zustand. Dynamisch-mechanische Analysen (DMA) mit Hilfe eines *bi-material beam arrangements* haben jedoch gezeigt, dass der E-Modul auch nach Erreichen des glasartigen Zustands durch fortschreitende Vernetzung weiter ansteigt [123]. Außerdem hat das von Brauner [180] vorgestellte CHILE-Modell Schwierigkeiten, den E-Modul korrekt abzubilden, wenn verschiedene Aushärtetemperaturen bzw. -zyklen verwendet werden sollen und sich somit verschiedene finale Aushärtegrade ergeben. Die Berechnung des E-Moduls wird daher um die Abhängigkeit vom finalen Aushärtegrad erweitert und an die Stelle des  $E_m(T)$  in den Gleichungen { 8-10 } bis { 8-12 } tritt  $E_m(T, \alpha)$ :

$$E_m(T, \alpha) = E_m + E_{mT} \cdot T + E_{m\alpha} \cdot \left( \frac{\alpha}{\alpha_{final}} \right)^{n_E} \quad \{ 8-15 \}$$

Mit Hilfe der Abhängigkeit vom finalen Aushärtegrad lässt sich das CHILE-Modell besser an verschiedene Härtezyklen anpassen (vgl. Abb. 8-1). Es muss jedoch beachtet werden, dass es sich hierbei um einen semi-empirischen Ansatz handelt, der nicht ohne Weiteres auf andere Harzsysteme übertragen werden kann. Ferner muss zur Verwendung dieser neuen Gleichung der finale Aushärtegrad im Vorfeld in einer thermischen Simulation ermittelt werden. Wird dies nicht durchgeführt, läuft man Gefahr, besonders beim ausgehärteten Material deutlich schlechtere Ergebnisse zu erzielen als mit dem ursprünglichen Modell von Brauner [180]. Weiterhin kann das im Rahmen dieser Arbeit erweiterte CHILE-Modell keine Nachhärtevorgänge außerhalb des Autoklaven abbilden. Der direkte Vergleich der Modelle ist in Abb. 8-1 gezeigt.

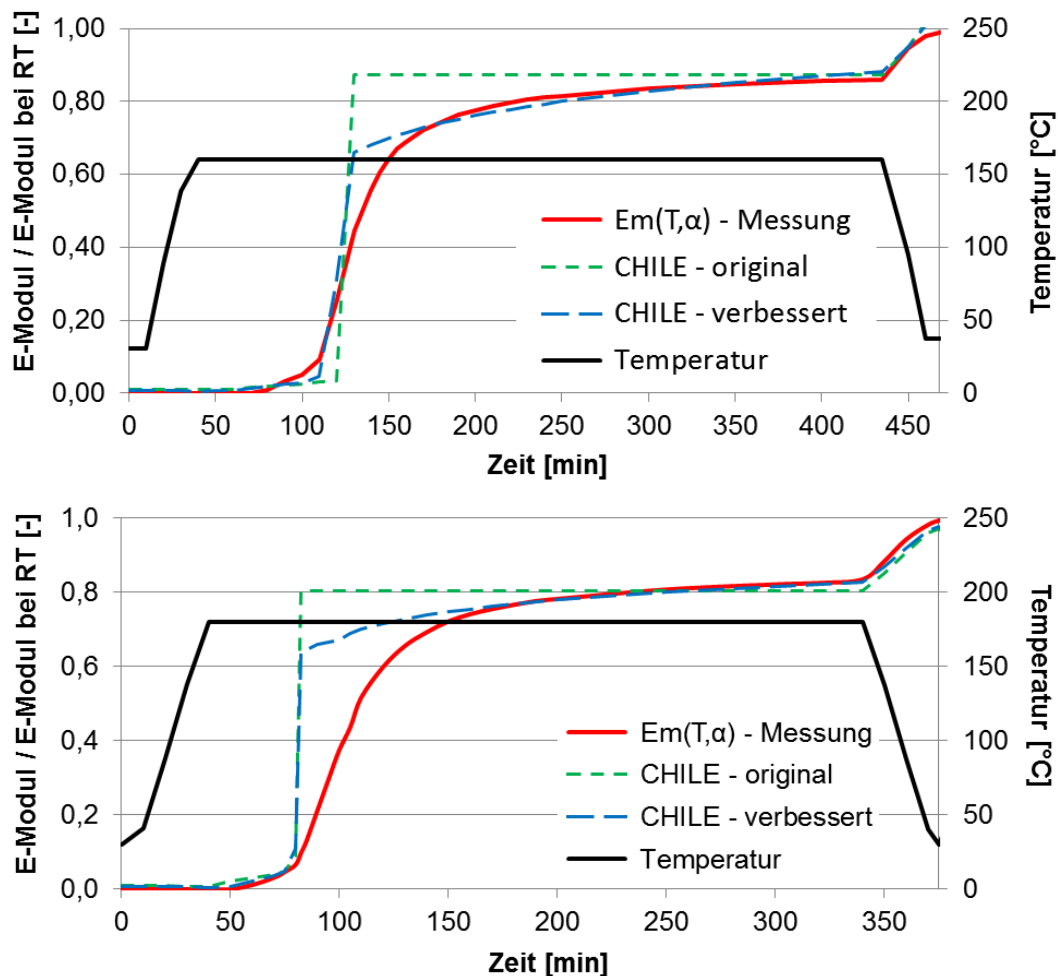


Abb. 8-1: Vergleich CHILE-Modelle bei zwei Härtetemperaturen: 160°C (oben) und 180°C (unten)

### 8.1.3 Mischungsregeln zur Erfassung von UD- und Gewebelagen

Zur Bestimmung bzw. Berechnung der lagenweisen mechanischen Eigenschaften für Gewebe- und UD-Lagen in Abhängigkeit des sich verändernden  $V_f$  stehen verschiedene Methoden und analytische Mischungsregeln, wie beispielsweise die von Schürmann [1], Springer & Tsai [126], Kulkarni & Brady [127], und Chamis [182], zur Verfügung.

#### *UD-Schichten*

Für UD-Schichten aus Kohlenstofffasern und Epoxidharzen eignen sich am besten die analytischen Mischungsregeln von Chamis [182], da diese die Anisotropie der Kohlenstofffasern berücksichtigen. Ein Vergleich verschiedenster Mischungsregeln zeigt dies deutlich [183].

#### *Gewebesichten*

Für Gewebesichten existieren bis dato keine einfachen analytischen Mischungsregeln. Der Grund dafür ist die große Vielfalt an Gewebestrukturen und die daraus resultierenden stark unterschiedlichen Eigenschaften in den drei Raumrichtungen. Anstelle analytischer Mischungsregeln wird oft auf eine Hilfskonstruktion zurückgegriffen, bei der man eine Gewebelage in zwei oder vier analytisch berechenbare UD-Lagen zerlegt. Diese Einzellagen werden dann mit Hilfe der klassischen Laminattheorie zu einer Gewebesicht zusammengesetzt. An die Gewebestruktur (Atlas-, Köper- oder Leinwandbindung) angepasste Knock-Down-Faktoren ermöglichen die Berücksichtigung der durch Ondulation verringerten Steifigkeit des Gewebes.

Eine Alternative stellt die Kombination aus semi-empirischen Gleichungen und der Vorgehensweise von Akkerman [184] für quasi-isotrope Lamine dar. Akkerman [184] entwickelt, basierend auf den Eigenschaften von UD-Schichten, eine analytische Vorgehensweise zur Bestimmung der Ingenieurskonstanten von quasi-isotropen Laminen aus  $0^\circ$ -,  $90^\circ$ -,  $+45^\circ$ - und  $-45^\circ$ -UD-Schichten. Diese Gleichungen können nicht einfach auf Gewebesichten übertragen werden, da diese eine geringere Schubsteifigkeit als quasi-isotrope Lamine aufweisen (keine  $+45^\circ$ - und  $-45^\circ$ -Faserorientierung). Allerdings ist aufgrund der Webstruktur die Schubsteifigkeit höher als bei der einfachen Kombination von UD-Schichten mit  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -Faserorientierung. Weiterhin ist aufgrund der Faserondulation die Steifigkeit in 1- und

2-Richtung bei Gewebeschichten deutlich niedriger als bei kombinierten UD-Schichten, während die dritte Richtung an Steifigkeit gewinnt. Zur Abbildung dieser Besonderheiten werden die Gleichungen von Akkermann modifiziert und mit den in der Statik üblichen Knock-Down-Faktoren ( $KD_i$ ) angepasst. Ausgangsbasis für die meisten Berechnungen sind die zuvor errechneten Eigenschaften der UD-Einzelschicht, die mit Hilfe der analytischen Mischungsregeln von Chamis [182] generiert werden. Die so gewonnenen Gleichungen lassen sich mit einfachen Mitteln in ein benutzerdefiniertes Materialmodell implementieren.

$$E_{V1} = \frac{1}{2} \cdot KD_{E1} \cdot \left[ E_{f1} V_f + E_m \cdot (1 - V_f) + \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2)} \cdot \frac{1}{(1 - V_f) + \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2) E_{f2}} \cdot V_f} \right] \quad \{ 8-16 \}$$

$$E_{V2} = E_{V1} \quad \{ 8-17 \}$$

$$E_{V3} = KD_{E3} \cdot \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2)} \cdot \frac{1}{(1 - V_f) + \frac{E_m}{(1 - \nu_m^2) E_{f2}} \cdot V_f} \quad \{ 8-18 \}$$

$$\nu_{V12} = KD_{\nu12} \cdot \frac{-\frac{1}{2} G_{12} + A_{\nu12}}{\frac{1}{2} G_{12} + B_{\nu12}} \quad \{ 8-19 \}$$

$$A_{\nu12} = \frac{1}{8} \cdot \frac{E_{UD1}(E_{UD1} + E_{UD2} + 6\nu_{UD12}E_{UD2})}{E_{UD1} - \nu_{UD12}^2 E_{UD2}} \quad \{ 8-20 \}$$

$$B_{\nu12} = \frac{1}{8} \cdot \frac{E_{UD1}(3E_{UD1} + 3E_{UD2} + 2\nu_{UD12}E_{UD2})}{E_{UD1} - \nu_{UD12}^2 E_{UD2}} \quad \{ 8-21 \}$$

$$\nu_{V13} = \nu_{V23} = KD_{\nu13} \cdot \frac{1}{3} \cdot (\nu_{UD12} + \nu_{UD23} + \nu_{UD12} \cdot \nu_{UD23}) \quad \{ 8-22 \}$$

$$G_{V12} = KD_{G12} \cdot G_{m12} \cdot \frac{G_{f12} \cdot (1 + V_f) + G_{m12} \cdot (1 - V_f)}{G_{f12} \cdot (1 - V_f) + G_{m12} \cdot (1 + V_f)} \quad \{ 8-23 \}$$

$$G_{V13} = G_{V23} = KD_{G23} \cdot 2 \cdot \frac{G_{UD12} \cdot G_{UD23}}{G_{UD12} + G_{UD23}} \quad \{ 8-24 \}$$

## 8.2 Test-Matrix der Faltenbildungsversuche

Die folgenden Tabellen geben eine Übersicht über die im Rahmen der experimentellen Charakterisierung der Faltenbildung angefertigten Proben.

Tabelle 8-1: Testmatrix der Faltenbildungsversuche (CTT und OTT)

Bezeichnung	theoretische Wandstärke	Lagenausrichtung	Besonderheit	Anz.
M1-cL1p-I-xx	4,24 mm	parallel	keine	3
M1-cL1p-S-xx	4,24 mm	parallel	keine	3
M1-cL2p-I-xx	8,48 mm	parallel	keine	3
M1-cL2p-S-xx	8,48 mm	parallel	keine	4
M1-cL3p-I-xx	12,72 mm	parallel	keine	2
M1-cL3p-S-xx	12,72 mm	parallel	keine	3
M1-cL2v-I-oL	8,48 mm	vertikal	Fertigung ohne Druckstücke	1
M1-cL2v-S-00	8,48 mm	vertikal	Vorkompaktieren ohne Druckstücke	1
M2-cL1p-I-xx	4,24 mm	parallel	keine	2
M2-cL1v-I-xx	4,24 mm	vertikal	keine	2
M2-cL1p-S-xx	4,24 mm	parallel	keine	2
M2-cL1v-S-xx	4,24 mm	vertikal	keine	2
M2-cL2p-I-xx	8,48 mm	parallel	keine	2
M2-cL2v-I-xx	8,48 mm	vertikal	keine	2
M2-cL2p-S-xx	8,48 mm	parallel	keine	3
M2-cL2v-S-xx	8,48 mm	vertikal	keine	1
M2-cL3p-I-xx	12,72 mm	parallel	keine	3
M2-cL3v-I-xx	12,72 mm	vertikal	keine	1
M2-cL3p-S-xx	12,72 mm	parallel	keine	3
M2-cL3v-S-xx	12,72 mm	vertikal	keine	1
M2-cL4v-I-01	4,25 mm	vertikal	keine	1
M2-cL4*v-I-01	8,50 mm	vertikal	keine	1
M2-cL5v-I-01	4,25 mm	vertikal	keine	1
M2-cL5*v-I-01	8,50 mm	vertikal	keine	1
M2-cL2v-I-06	8,48 mm	vertikal	Kein AKL-Druck	1
M2-cL2v-S-06	8,48 mm	vertikal	Kein AKL-Druck	1
M2-cL3v-S-06	12,72 mm	vertikal	Kein AKL-Druck	1
M2-cL2p-S-kurz	8,48 mm	parallel	kurzer Flansch	1
M2-cL2p-S-split	8,48 mm	parallel	Lagentrennungen (split)	1
M2-oL2p-S-xx	8,48 mm	parallel	keine	4
M2-oL3p-S-xx	12,72 mm	parallel	keine	3
M2-oL2p-S-kurz	8,48 mm	parallel	kurzer Flansch	1
			<b>Summe:</b>	<b>61</b>

### 8.3 Verifikation der thermischen Simulation

Tabelle 8-2: Übersicht über die zur Verifikation der Simulation verwendeten Toolings

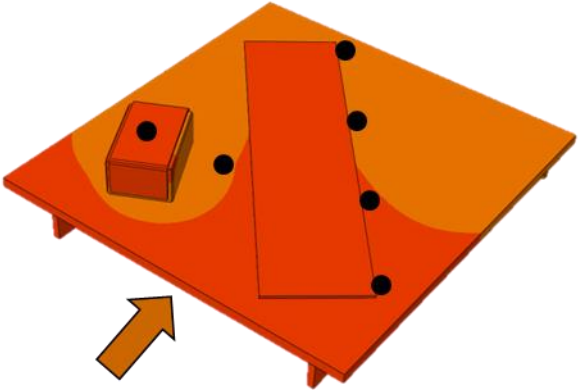
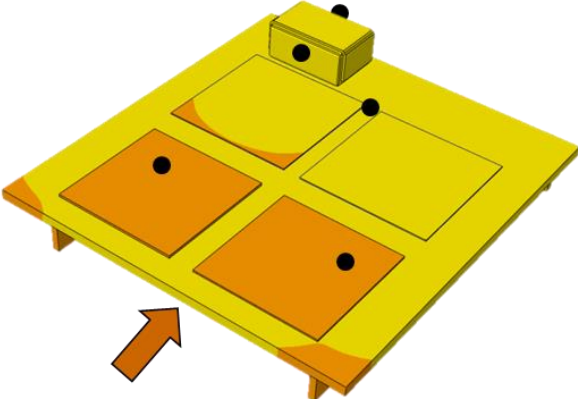
ID	Tooling Modellierung	Bauteil	Grafik Simulationsvariante (vgl. Kapitel 4.1.3)
1	Test-Tooling	20-lagige Platte	Abb. 5-5 <i>Simulationsvariante: V02</i>
2	Test-Tooling	32-lagige Platte	Abb. 5-5 <i>Simulationsvariante: V02</i>
3	Flache Grundplatte mit offenem Hinterbau  Kleiner kastenartiger Formkörper	12-lagige Platte 12-lagiges C- Profil	 <p data-bbox="874 1176 1233 1211"><i>Simulationsvariante: V03</i></p>
4	Flache Grundplatte mit offenem Hinterbau  Kleiner kastenartiger Formkörper	12-lagige Platten 12-lagiges C- Profil	 <p data-bbox="874 1736 1233 1771"><i>Simulationsvariante: V03</i></p>
5	Falten-Test-Tooling	16-lagiges C- Profil 32-lagiges C- Profil	Abb. 5-7 <i>Simulationsvariante: V03</i>

Tabelle 8-3: Übersicht über die zur Verifikation der Simulation verwendeten Toolings (fortgesetzt)

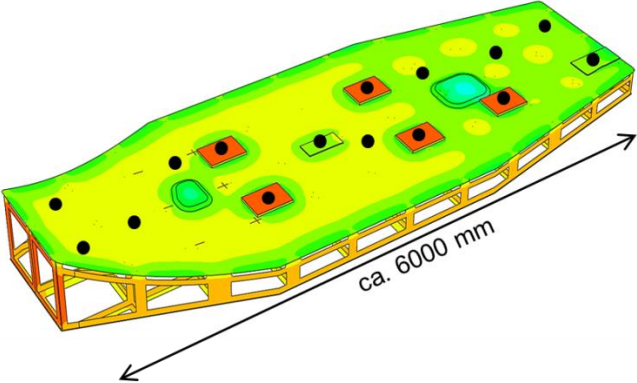
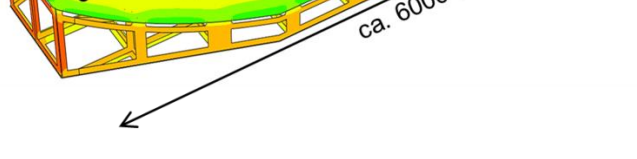
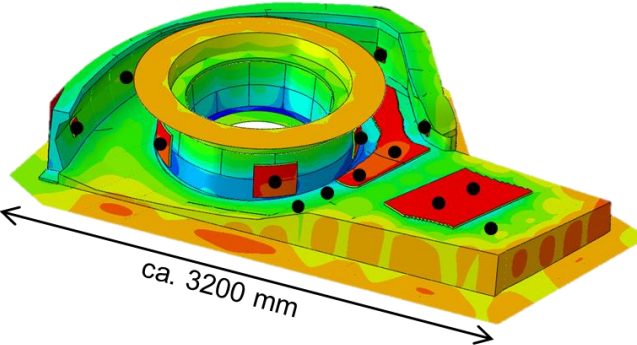

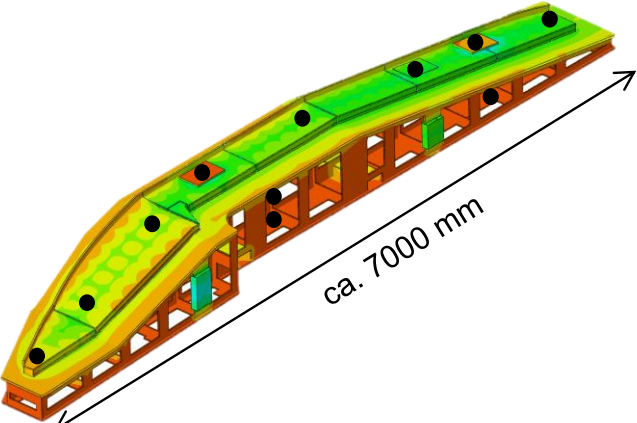
ID	Tooling Modellierung	Bauteil	Grafik
6	Hubschrauber-Bodenschale	Dummy-BT	 <p data-bbox="791 831 1321 902"><i>Simulationsvariante Tooling: S02 Simulationsvariante Dummy-BT: V03</i></p>
7	Hubschrauber-Bodenschale	Dummy-BT	 <p data-bbox="791 831 1321 902"><i>Simulationsvariante Tooling: S02 Simulationsvariante Dummy-BT: V03</i></p>
8	H145 Shroud	Dummy-BT	 <p data-bbox="791 1361 1321 1429"><i>Simulationsvariante Tooling: S02 Simulationsvariante Dummy-BT: V03</i></p>
9	H145 Shroud	Dummy-BT	 <p data-bbox="791 1361 1321 1429"><i>Simulationsvariante Tooling: S02 Simulationsvariante Dummy-BT: V03</i></p>
10	Hubschrauber-Longeron	Dummy-BT	 <p data-bbox="791 1933 1321 2000"><i>Simulationsvariante Tooling: S02 Simulationsvariante Dummy-BT: V03</i></p>



Tabelle 8-4: Übersicht über die Ergebnisse der Simulationsverifikation

ID	AKL	Beladung	Anz. TE	Mittlerer Fehler	95 % Sicherheitsintervall	Maximaler Fehler
1	2	Einzel	16	1,6°C	4,9°C	6,4°C
2	2	Einzel	16	1,1°C	2,7°C	4,3°C
3	3	Vorderer Tisch Mittig auf Tisch Hinter großem FEMI	9	1,3°C	3,8°C	6,4°C
4	3	Hinterer Tisch Mittig auf Tisch Hinter großem FEMI	5	1,6°C	3,0°C	3,9°C
5	3	Vorderer unterer Tisch Vordere Tischkante	19	1,5°C	5,0°C	9,3°C
6	6	Zentral Hohes Ende vorne	16	1,9°C	3,0°C	9,3°C
7	6	Zentral Flaches Ende vorne	16	1,9°C	3,3°C	10,0°C
8	5	Vorderer oberer Tisch Flaches Ende vorne	19	2,9°C	8,4°C	14,8°C
9	5	Hinterer oberer Tisch Hohes Ende vorne	19	3,4°C	9,4°C	12,6°C
10	6	Einzel Zentral Niedriges Ende vorne	11	3,1°C	7,6°C	10,6°C
<b>Zusammenfassung:</b>			<b>155</b>	<b>3,4°C</b>	<b>9,4°C</b>	<b>14,8°C</b>
<b>Grenzwerte</b> Zulässiger Fehler, wenn ein ausreichend gutes Fertigungsergebnis erzielt werden soll			-	<b>5°C</b>	<b>15,0°C</b>	<b>18,0°C</b>

Tabelle 8-2 und Tabelle 8-3 zeigen die verschiedenen zur Verifikation der thermischen Simulation verwendeten FEMI, die dabei angefertigten Bauteile sowie die entsprechende Simulationsvariante nach Abb. 5-6. Tabelle 8-4 fügt dem noch die verschiedenen Beladungszustände und die Anzahl der für den Vergleich zwischen Simulation und Experiment verwendeten Thermoelemente hinzu. Auf eine detaillierte Darstellung aller Beispiele wird hier aus Platzgründen verzichtet. Stattdessen werden im Folgenden die Ziele zusammengefasst, die im Rahmen dieser Verifikationsstudie verfolgt wurden und wie diese erreicht wurden.

- Anwendbarkeit der Simulation in verschiedenen Autoklaven nachweisen
  - Vier verschiedene Autoklaven wurden verwendet. Keine Simulation zeigt auffällige Abweichungen.
- Veränderung der Strömungsgeschwindigkeit durch Druckanstieg in einigen Autoklaven (vgl. Kapitel 5.1.1) durch Dreiteilung der Referenzkurve ausreichend genau erfassbar
  - AKL3 zeigt deutlichen Abfall der Strömungsgeschwindigkeit.
  - Drei Beispiele aus AKL 3 zeigen gute Übereinstimmung mit den Experimenten. Beispiel 4 im AKL 3 zeigt sogar den niedrigsten maximalen Fehler aller Simulationen.
- Erfassung verschiedener FEMI Typen/Geometrien
  - Beispiel 1 und 2 stellen das klassische Tooling aus Grundplatte und aufgesetztem Formkörper (inkl. Thermoskanne) dar (vgl. Abb. 5-5).
  - Beispiele 3 und 4 sind sehr offene FEMI für die Fertigung von ebenen Platten. Besonderheit hier ist der offen gehaltene Hinterbau, der eine bessere Umströmung der Platte erlaubt.
  - Beispiel 5 ist das FTT.
  - Beispiel 6 und 7 sind ein klassisches FEMI zur Produktion von Helikopter- oder Flugzeugaußenschalen. Der Hinterbau ist eine Rippenstruktur, wie sie häufig bei großen, flächigen FEMI zum Einsatz kommt.
  - Beispiel 8 und 9 stellen das strömungstechnisch komplexeste Autoklav-Tooling bei Airbus Helicopters dar. Die kreisrunde „Felge“ in Kombination mit der vertikalen FEMI-Struktur bilden je nach Anströmrichtung ei-

- nen äußert schwer zu charakterisierenden Strömungskanal. Dieser konnte bei beiden Ausrichtungen mit nur einer zusätzlichen HTC Messung zur Erweiterung des Randbedingungskatalogs erfasst werden.
- Beispiel 10 ist ein FEMI für einen großen Hubschrauberlängsträger mit Rippenhinterbau und aufgesetzten Formkernen mit Thermoskannen.
  - Erfassung der Anströmrichtungsänderung
    - Beispiel 6 und 7, sowie 8 und 9 nutzen jeweils das gleiche Tooling mit geänderter Anströmrichtung.
  - Vereinfachung der Thermoskannen als adiabat ist ausreichend
    - Beispiele 1 - 4, sowie 8, 9 und 10 weisen Thermoskannen unterschiedlicher Größe auf. Diese wurden mit Hilfe des adiabaten Ansatzes simuliert und zeigen gute Genauigkeit.
  - Windschatten durch andere FEMI kann abgebildet werden
    - In Beispiel 3 und 4 wurde das kleinere Platten-FEMI im Windschatten eines deutlich größeren Spant-FEMI platziert.
  - Isolationswirkung von Sandwichstrukturen kann abgebildet werden
    - Die Beispiele 6 – 10 enthalten Sandwichplatten, die zur Berücksichtigung der zusätzlichen Isolationswirkung in Messung und Simulation eingebracht wurden. Die Simulation zeigt auch für diese Beispiele gute Übereinstimmung.
  - Heißeste und kälteste Stelle am FEMI können zweifelsfrei identifiziert werden
    - Für alle Beispiele wurde ein Vergleich der heißesten und kältesten Stellen zwischen Experiment und Simulation durchgeführt. Die Simulation konnte alle identifizierten Stellen korrekt nachbilden.

Anhand der hier gezeigten Beispiele lässt sich schlussfolgern, dass der im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Ansatz zur Beurteilung der im Autoklav herrschenden Wärmeübergangskoeffizienten ausreichende Genauigkeit für die thermische FEMI Simulation liefert.

## 8.4 Verifikation Kompaktiersimulation

Im Folgenden werden Experimente und Simulationen zur Kalibrierung und Verifikation der Kompaktiersimulation dargestellt und verglichen. Die benötigte Vorgehensweise ist in Abb. 8-2 dargestellt.

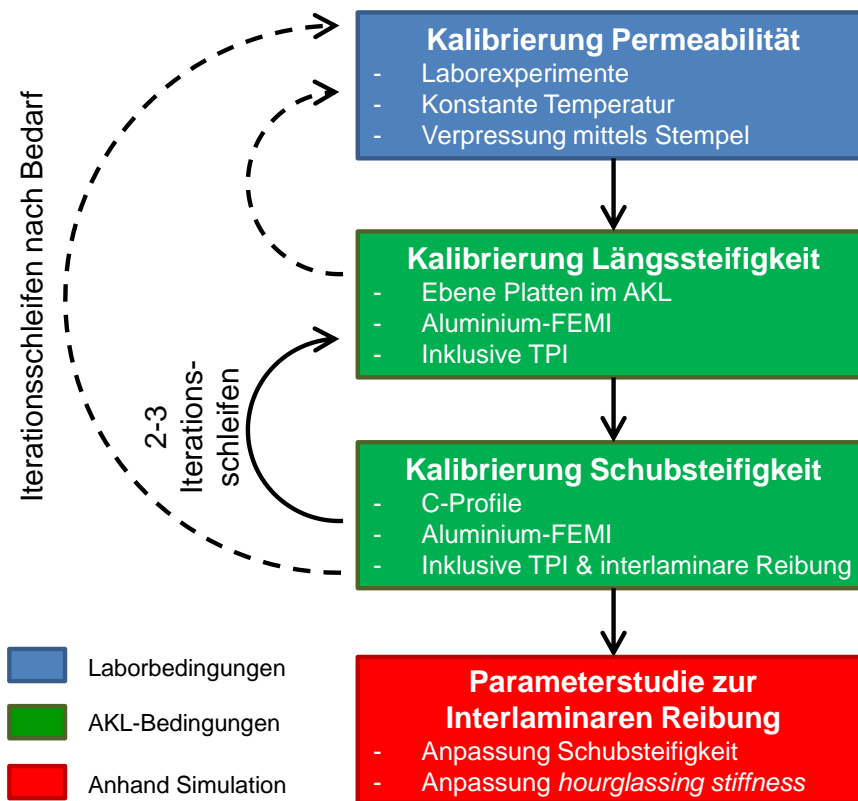


Abb. 8-2: Vorgehensweise zur Kalibrierung der Kompaktiersimulation

Die Verpressung von ebenen Platten auf einem Aluminium FEMl ist neben den in Kapitel 3.5 aufgeführten Eigenschaften auch von der Längssteifigkeit des Faserbettes abhängig. Die Reibung zwischen Aluminium FEMl und Laminat behindert teilweise die freie Querkontraktion des Faserbettes, was einen direkten Einfluss auf das Verpressungsverhalten hat. Die Schubsteifigkeit des Faserbettes dagegen spielt bei einer ebenen Platte mit offenem FEMl eine untergeordnete Rolle. Lediglich an den Laminaträndern kommt es zur Schubverformung, die benötigt wird, um die Randeffekte bei der Verpressung korrekt abzubilden. Noch stärker zeigt sich der Einfluss der Längssteifigkeit und der Randeffekte beim Einsatz geschlossener FEMl. Zur Erweiterung der Kalibrierung wird daher auch ein geschlossenes Tooling simuliert, indem 2,5 mm dicke Aluminiumplatten auf die Oberseite der Laminatplatten aufgebracht werden. Zur Verifikation der Kalibrierung werden anschließend weitere ebene

Platten mit verschiedenen Abmessungen und verschiedenen Laminataufbauten simuliert (Tabelle 8-5).

Tabelle 8-5: Kalibrierung und Verifikation der Kompaktiersimulation (Platten)

Nr.	Probentyp	Zyklus	FEMI	Verwendung
P1	$[0/90^{\circ}_6]_s$ 200 x 200	180°C 5 bar	Aluminium offen	Kalibrierung Längssteifigkeit
P2	$[0/90^{\circ}_6]_s$ 200 x 200	180°C 5 bar	Aluminium geschlossen	Kalibrierung Längssteifigkeit
P3	$[0^{\circ}_6]_s$ 200 x 200	180°C 5 bar	Aluminium offen	Kalibrierung Längssteifigkeit
P4	$[0^{\circ}_6]_s$ 200 x 200	180°C 5 bar	Aluminium geschlossen	Kalibrierung Längssteifigkeit
P5	$[0/90^{\circ}_4]_s$ 120 x 70	180°C 5 bar	Aluminium offen & geschl.	Verifikation
P6	$[0^{\circ}_4]_s$ 120 x 70	180°C 5 bar	Aluminium offen & geschl.	Verifikation
P7	$[0/90^{\circ}_3, 0^{\circ}_2]_s$ 120 x 70	180°C 5 bar	Aluminium offen & geschl.	Verifikation
P8	$[0/90^{\circ}_4]_s$ 635 x 155	180°C 5 bar	Aluminium offen	Verifikation
P9	$[0/90^{\circ}_6]_s$ 580 x 145	180°C 5 bar	Aluminium offen	Verifikation
P10	$[45/135^{\circ}, 0/90^{\circ}, 45/135^{\circ}, 0^{\circ}_4,$ $45/135^{\circ}, 0^{\circ}_2, 45/135^{\circ}, 0^{\circ}_2,$ $45/135^{\circ}, 0/90^{\circ}, 45/135^{\circ}]_s$ 300 x 200	180°C 5 bar	Aluminium offen	Verifikation
P11	$[0/90^{\circ}_8]_s$ mit $[0/90^{\circ}_8, 0^{\circ}_3]_s$ 400 x 400	180°C 5 bar	Aluminium offen	Verifikation
P12	$[0/90^{\circ}_7]_s$ mit $[0/90^{\circ}_6, 0^{\circ}_6, 0/90^{\circ}]_s$ 450 x 450	180°C 5 bar	Aluminium offen	Verifikation

Die Kalibrierung der Schubsteifigkeit des Laminates erfolgt mit Hilfe von kleinen C-Profilen, die auf einem Aluminium FEMI produziert werden. Wie bereits bei Hubert [41], Hubert & Poursartip [3, 174], Sun et al. [16] und Li et al. [175] gezeigt wurde, hängt die Verpressung eines Radius stark von der Schubsteifigkeit des Faserbettes bzw. der FE-Elemente ab. Allerdings simulierten diese Wissenschaftler die Verpres-

sung ohne Relativverschiebungen der Laminatlagen zueinander. Da bei der hier verwendeten Kompaktiersimulation die interlaminare Reibung eingebracht wird, muss auch deren Einfluss bei der Kalibrierung der Schubsteifigkeit berücksichtigt werden. Die Reibwerte wurden gemessen und dann leicht vereinfacht in die Simulation eingebracht. Daher kann davon ausgegangen werden, dass diese Werte keiner zusätzlichen Kalibrierung mehr bedürfen. Allerdings ist die Kalibrierung des Schubmoduls direkt von der Anzahl der verwendeten interlaminaren Reibkontakte abhängig. Wird keine interlaminare Reibung eingebracht, muss die Schubsteifigkeit der Elemente sehr niedrig sein, da die in der Realität stattfindende Relativverschiebung zwischen den Laminatlagen mit Hilfe der Schubverformung der Elemente erfasst werden muss. Wird jedoch die interlaminare Reibung alle vier oder gar alle zwei Lagen eingebracht, kann eine höhere, realistischere Schubsteifigkeit in der Simulation verwendet werden, da die in der Realität auftretende Relativverschiebung auch als solche simuliert wird und nicht durch eine Schubverformung der Elemente erfasst werden muss.

Tabelle 8-6: Kalibrierung und Verifikation der Kompaktiersimulation (C-Profile)

Nr.	Probentyp	Zyklus	FEMI	Verwendung
C1	[0/90° <sub>6</sub> ] <sub>s</sub>	180°C	Aluminium	Kalibrierung
	145 x 90 x 50	5 bar	offen	Schubsteifigkeit & <i>shear limit</i>
C2	[0° <sub>8</sub> ] <sub>s</sub>	180°C	Aluminium	Kalibrierung
	145 x 90 x 50	5 bar	offen	Schubsteifigkeit & <i>shear limit</i>
C3	[0/90° <sub>6</sub> ] <sub>s</sub>	180°C	Aluminium	Verifikation
	145 x 90 x 50	3 bar	offen	

Beim Vergleich von Simulation und Experiment ist der Umstand zu beachten, dass die Simulation bei Erreichen des Gelpunktes endet, während die Proben vollständig aushärten und auf RT abkühlen. Das bedeutet, dass chemischer und thermischer Schrumpf die Wandstärke der Proben im Vergleich zur Simulation verändern. Diese Veränderung kann näherungsweise analytisch bestimmt werden.

$$\Delta d_{therm} = \overline{CTE}_{V3,max} \cdot \Delta T \cdot D \quad \{ 8-25 \}$$

$$\Delta d_{chem} = \overline{CS}_{V3,max} \cdot \Delta \alpha \cdot D \quad \{ 8-26 \}$$

$$\Delta d_{gesamt} = \Delta d_{therm} + \Delta d_{chem} \quad \{ 8-27 \}$$

$\Delta d_{gesamt}$  stellt in diesem Fall die maximale Abweichung zwischen Simulationsergebnis beim Erreichen des Gelpunktes und einer voll ausgehärteten experimentell gefertigten Platte dar. Zur Sicherstellung einer konservativen Berechnung werden jeweils die maximalen Werte für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten und chemischen Schrumpfungskoeffizienten im Bereich  $\alpha > 0.4$  angesetzt. Für eine Probendicke von 8,5 mm (größte in den Versuchen verwendete Wandstärke) ergibt sich eine maximale Abweichung zwischen Simulation und Experimenten von 0,1 mm (1,2 %). Der Fehler von 1,2 % wird an dieser Stelle akzeptiert, um einen schnelleren Vergleich zwischen Simulation und Experiment durchführen und weitere Fehlerquellen aus einem nachgeschalteten mechanischen Modul erst einmal ausschließen zu können.

### *Ebene Platten*

Die vier ebenen Platten zur Kalibrierung der Längssteifigkeit (Nr. 1 bis 4) werden gemeinsam auf einem einfachen ebenen Aluminium FEMI gefertigt (siehe auch Beispiel Nr. 4 in Tabelle 8-2). Für jeweils eine Gewebe- und eine UD-Platte wird der Standardvakuumaufbau (Nr. 1 und 3) verwendet, während die anderen beiden Platten eine 2,5 mm dicke Aluminiumplatte als obere Vorrichtungshälfte erhalten (Nr. 2 und 4). Die Proben werden zur Auswertung in vier Teile zerschnitten (siehe Abb. 8-3). Somit lässt sich der Verlauf der Wandstärke durch die Probe ermitteln und die Überpressung an den Rändern im Vergleich zum Zentrum der Platte bestimmen. Bildet die Simulation diese Randeffekte korrekt ab, sind Längs- und Schubsteifigkeit richtig kalibriert, wobei die Längssteifigkeit bei ebenen Platten eine übergeordnete Rolle spielt, wie Sensitivitätsstudien mit Hilfe der Simulation aufgezeigt haben.

Die thermische Simulation des Experiments wird mit dem in Kapitel 5.1 vorgestellten Verfahren durchgeführt und mit Hilfe einiger Thermoelemente an der Vorrichtung auf ihre Korrektheit überprüft (siehe Beispiel Nr. 4 in Tabelle 8-2). Anschließend wird eine Kompaktiersimulation nach dem in Kapitel 5.2 beschriebenen Verfahren aufgesetzt. Der Modelaufbau orientiert sich dabei an Kapitel 5.2.5. Es wird keine interlaminare Reibung berücksichtigt, da die Platten nur 200 x 200 mm groß und damit die thermische Ausdehnung des FEMI nur geringe Spannungen und Verzerrungen in die unterste Laminatlage einbringt. Somit sind auch die Relativverschiebungen zwischen den Laminatlagen sehr gering und können in erster Näherung vernachlässigt werden. Die TPI hingegen wird mit Hilfe eines Kontakts zwischen Laminat und FEMI

berücksichtigt, um den Einfluss der Längssteifigkeit des Laminates auf das Verpressungsergebnis korrekt zu erfassen. Abb. 8-3 zeigt beispielhaft die Abweichungen zwischen Simulation und Experiment für Probe P1.

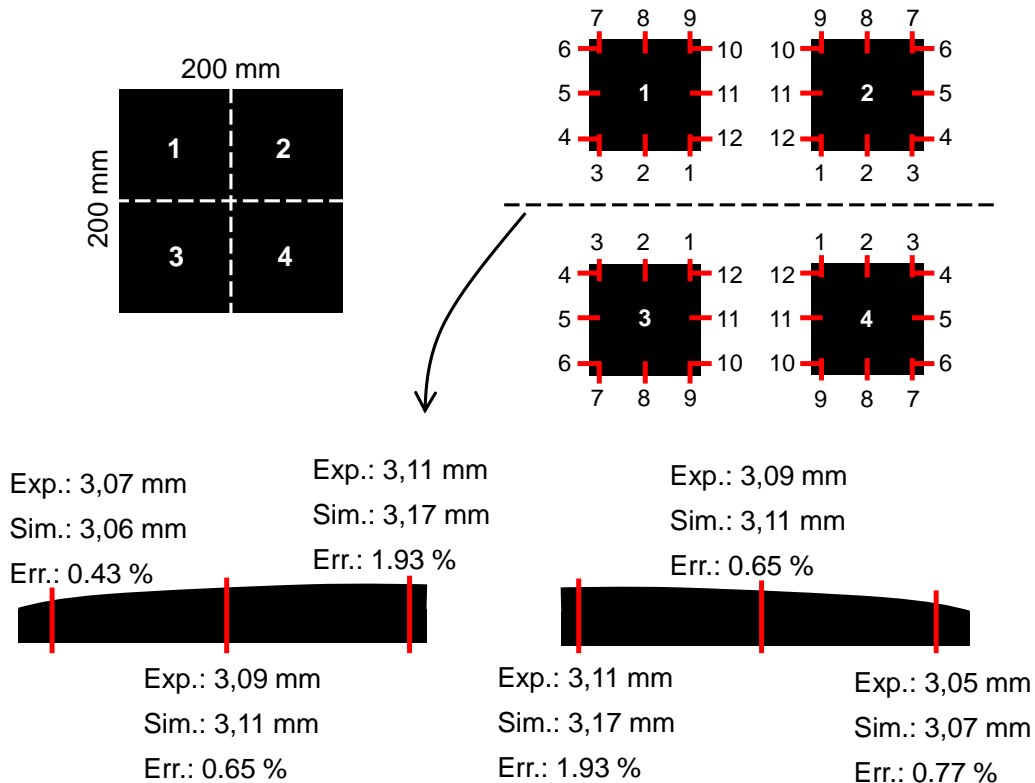


Abb. 8-3: Auswertung der Probe P1 zur Kalibrierung der Längssteifigkeit

Alle weiteren Proben wurden auf die gleiche Art und Weise ausgewertet und in einem mittleren und einem maximalen Fehler zusammengefasst. Das bei der thermischen Simulation benutzte 95 % *confidence interval* wird hier nicht angewendet, da nur eine geringe Anzahl an Werten vorliegt und es auch keinen zeitlichen Verlauf der Werte gibt, den es bei der Fehlerberechnung zu berücksichtigen gilt.

Tabelle 8-7 zeigt, dass der Simulationsfehler für die simulierten ebenen Platten größtenteils unter 10 % aber immer unter 0,4 mm liegt. 10 % ergibt sich als relative Fehlergrenze, da eine nicht-lineare Simulation von Faserverbundbauteilen mit weniger als 10 % Fehler als sehr gute Simulation angesehen werden kann [185]. Die 0,4 mm als absoluten Fehler ergeben sich aufgrund der Montageanforderungen bei Hubschrauberbauteilen. Bei einer Dickenabweichung von mehr als 0,4 mm muss zwischen zwei miteinander zu montierenden Bauteilen ein Spaltkleber eingesetzt werden [120]. Bei den Proben mit mehr als 10 % Fehler ist die Hauptfehlerquelle das geschlossene FEM. Die mit Hilfe der Aluminiumplatten simulierten geschlossenen



FEMI erzeugen durch die geringe Steifigkeit der Aluminiumplatten eine starke Überpressung an den Rändern, die die Simulation nicht ohne Weiteres abbilden kann. Hier muss besonders die Schubsteifigkeit angepasst werden. Daher sind mehrere Schleifen zwischen ebenen Platten und kleinen C-Profilen nötig (vgl. Abb. 8-2). Ein so starker Randeffect ist jedoch bei Serien-FEMI nicht zu erwarten, da dort die FEMI-Steifigkeit so angepasst wird, dass solche Randeffecte nicht auftreten können.

Tabelle 8-7: Simulationsfehler bei der Wandstärke für Proben Nr. 1 bis 12 (absoluter Fehler)

Nr.	Mittlerer Fehler	Max. Fehler	Nr.	Mittlerer Fehler	Max. Fehler
P1	0,02 mm 0,66 %	0,06 mm 1,93 %	P7	0,03 mm 1,28 %	0,10 mm 4,93 %
P2	0,08 mm 2,76 %	0,12 mm 4,79 %	P8	0,05 mm 2,51 %	0,08 mm 3,77 %
P3	0,03 mm 1,51 %	0,06 mm 2,54 %	P9	0,07 mm 2,43 %	0,12 mm 4,00 %
P4	0,14 mm 6,84 %	0,22 mm 12,43 %	P10	0,10 mm 1,40 %	0,14 mm 1,97 %
P5	0,09 mm 5,24 %	0,19 mm 10,67 %	P11	0,07 mm 1,42 %	0,11 mm 2,50 %
P6	0,00 mm 0,17 %	0,04 mm 3,29 %	P12	0,14 mm 2,77 %	0,38 mm 6,49 %

Tabelle 8-8: Simulationsfehler beim Faservolumengehalt - Proben Nr. P1 bis P12 (absoluter Fehler)

Nr.	Mittlerer Fehler	Max. Fehler	Nr.	Mittlerer Fehler	Max. Fehler
P1	0,003 0,58 %	0,007 0,87 %	P7	Nicht ausgewertet	Nicht ausgewertet
P2	Nicht ausgewertet	Nicht ausgewertet	P8	0,008 1,62 %	0,015 3,16 %
P3	0,004 0,74 %	0,007 1,37 %	P9	0,007 1,22 %	0,011 2,27 %
P4	Nicht ausgewertet	Nicht ausgewertet	P10	0,005 1,05 %	0,009 1,89 %
P5	0,012 2,14 %	0,013 2,30 %	P11	0,012 2,63 %	0,013 2,76 %
P6	0,012 2,22 %	0,021 3,99 %	P12	0,002 0,50 %	0,004 0,73 %

Auch der Faservolumengehalt der Platten wurde ermittelt und mit der Simulation verglichen. Für die Proben Nr. P1 bis P4 wurde er experimentell bestimmt. Für alle weiteren Proben wurde eine theoretische Berechnung anhand der Faserdichte, des Flächengewichts und der lokalen Bauteildicke durchgeführt. Tabelle 8-8 zeigt die Genauigkeit der Simulation bei der Vorhersage des Faservolumengehalts. In Rahmen der Fertigung sind Abweichungen von bis zu 2 %-Punkten (0,02) zulässig. Keine der Simulationen überschreitet diesen Grenzwert.

Alle in Tabelle 8-7 und Tabelle 8-8 gezeigten Proben wurden ohne interlamina-re Reibung, aber mit TPI simuliert. Eine Besonderheit stellen die Proben Nr. P11 und P12 dar. Hier wurde ein sogenannter *crash-strip* aus UD-Lagen in die Gewebe-Platte eingebaut. Die Simulation dieser Platten erfolgte einmal mit und einmal ohne interlamina-re Reibung. Der Unterschied zwischen den beiden Simulationen ist marginal (vgl. Abb. 8-4).

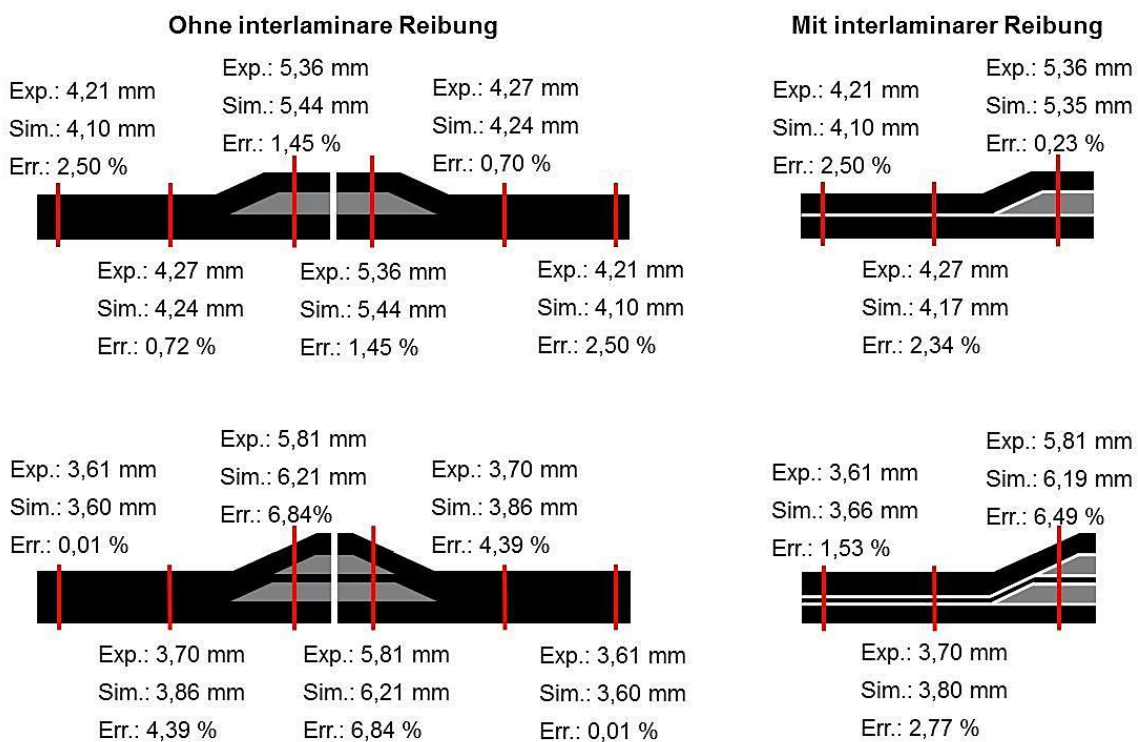


Abb. 8-4: Auswertung der Proben Nr. P11 und Nr. P12 zur Verifikation der Kompaktiersimulation

Die Proben wurden darüber hinaus tiefergehend ausgewertet, um herauszufinden, wie gut die Kombination aus UD- und Gewebelagen abgebildet werden kann. Abb. 8-5 zeigt die hohe Genauigkeit beim Erfassen der Gewebelagen, aber einen unerwartet hohen relativen Fehler bei den UD-Lagen, der einerseits aus dem geringen Absolutwert herrührt, aber auch aus dem Fakt, dass die Unterschiede in der

Permeabilität zwischen 1- und 2-Richtung zu numerischen Ungenauigkeiten beim UD führen.

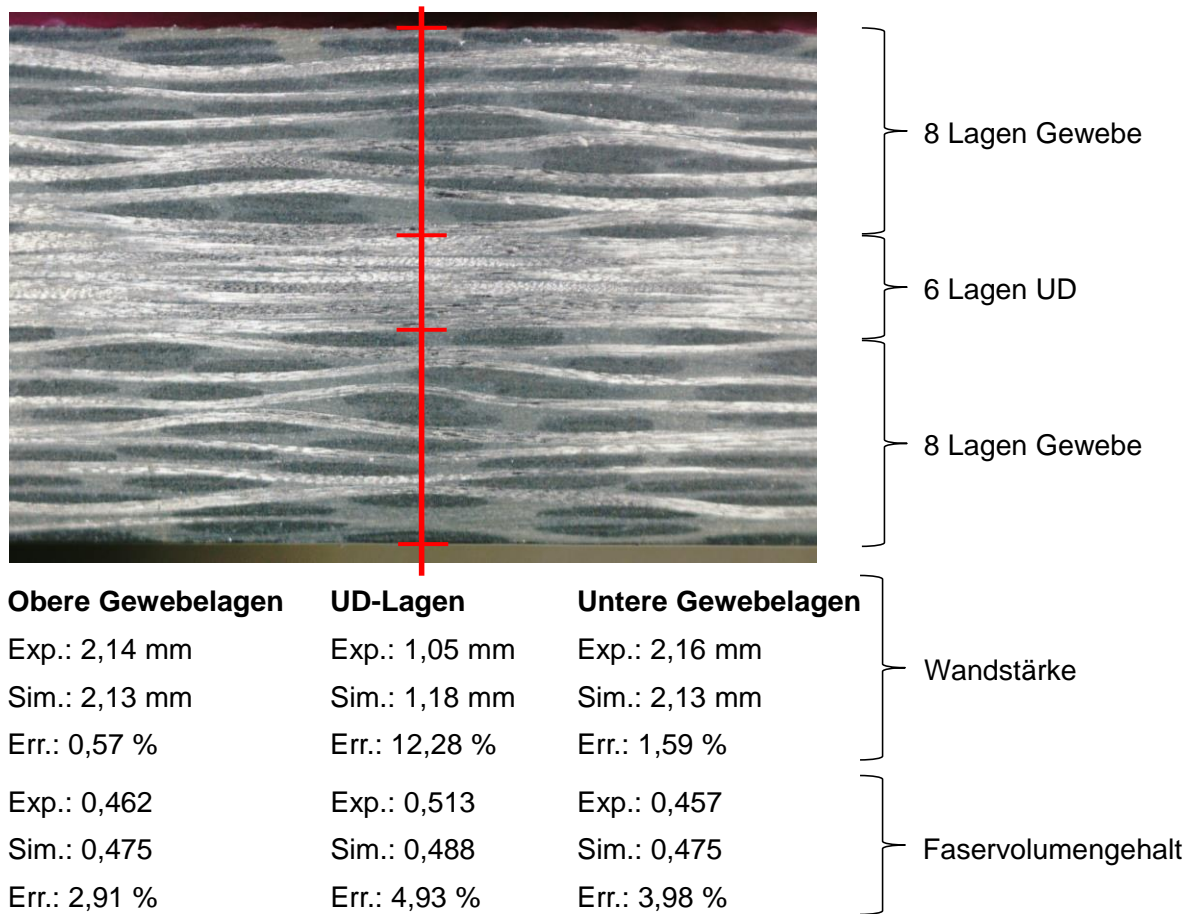


Abb. 8-5: Detaillierte Auswertung von Probe Nr. P11 anhand von Schlibbildern

### *Kleine C-Profile*

Die kleinen C-Profile wurden zum Kalibrieren der Schubsteifigkeit des Faserbettes benutzt. Der Modellaufbau folgt auch hier den in Kapitel 5.2.5 und 5.2.6 aufgezeigten Verfahrensweisen. Aufgrund der kleinen Radien des gewählten C-Profils wird bei dieser Simulation die interlaminare Reibung eingebracht. Da eine Kontaktsimulation nach jeder Laminatlage eine schlechte Konvergenz und extrem hohe Rechenzeiten aufweist, wird stattdessen nur alle zwei Lagen ein interlaminarer Reibkontakt eingefügt. Da die Anzahl der eingebrachten Kontakte einen direkten Einfluss darauf hat, wie viel Schubverformung durch die Elemente und wie viel durch Relativverschiebungen zwischen den Laminatlagen abgebaut wird, ist die Kalibrierung der Schubsteifigkeit direkt mit der Modellierungsstrategie verknüpft. Sollen später weniger Kontakte eingebracht werden, z. B. eine Berücksichtigung der interlaminaren

Reibung nur nach jeder vierten Laminatlage, muss die Schubsteifigkeit für diese veränderte Modellierungsstrategie angepasst werden. Dieses Vorgehen kann als einer der Nachteile des hier verwendeten phänomenologischen Ansatzes gesehen werden. Weitere Details hierzu finden sich im Abschnitt „Sensitivitätsanalysen zur Kompaktiersimulation“.

Tabelle 8-9: Simulationsfehler für Proben Nr. C1 bis C3 (links: Wandstärke, rechts:  $V_f$ )

Nr.	Mittlerer Fehler	Max. Fehler	Nr.	Mittlerer Fehler	Max. Fehler
C1	0,04 mm 1,39 %	0,10 mm 3,42 %	C1	0,006 1,12 %	0,014 2,72 %
C2	0,04 mm 1,43 %	0,10 mm 3,38 %	C2	0,018 3,60 %	0,023 4,62 %
C3	0,10 mm 3,14 %	0,13 mm 4,31 %	C3	0,014 3,00 %	0,021 4,63 %

Tabelle 8-9 zeigt die Übersicht der Abweichungen zwischen Experiment und Simulation. Trotz des kleinen Radius von 6,5 mm und einer Lagenanzahl von zwölf bzw. sechzehn zeigen die Simulationen unter Berücksichtigung der interlaminaren Reibung sehr gute Ergebnisse. Wie zu erwarten war, zeigt Probe Nr. C3 ein etwas schlechteres Ergebnis. Diese Probe wurde nur mit 3 bar Absolutdruck prozessiert. Die Kalibrierungen der Simulation wurden aber für den gängigeren 5 bar Autoklavzyklus durchgeführt. Bereits Abb. 5-16 zeigt, dass die mit dem 5 bar Zyklus kalibrierte Permeabilität zu geringfügigen Abweichungen beim 3 bar Zyklus führt. Trotzdem zeigt die Simulation auch beim 3 bar Zyklus sehr gute Ergebnisse, weshalb auf eine Nachjustierung verzichtet werden kann.

Bei detaillierterer Betrachtung der C-Profile ist zu erkennen, dass die Verpressung besonders im Übergang von den Radien in die ebenen Bereiche behindert wird (vgl. Abb. 8-6). Um dies zu kompensieren, wird die Kalibrierung so angepasst, dass die ebenen Bereiche des C-Profils etwas überpresst werden, während die Radien weiterhin unterpresst bleiben (vgl. Abb. 8-6).

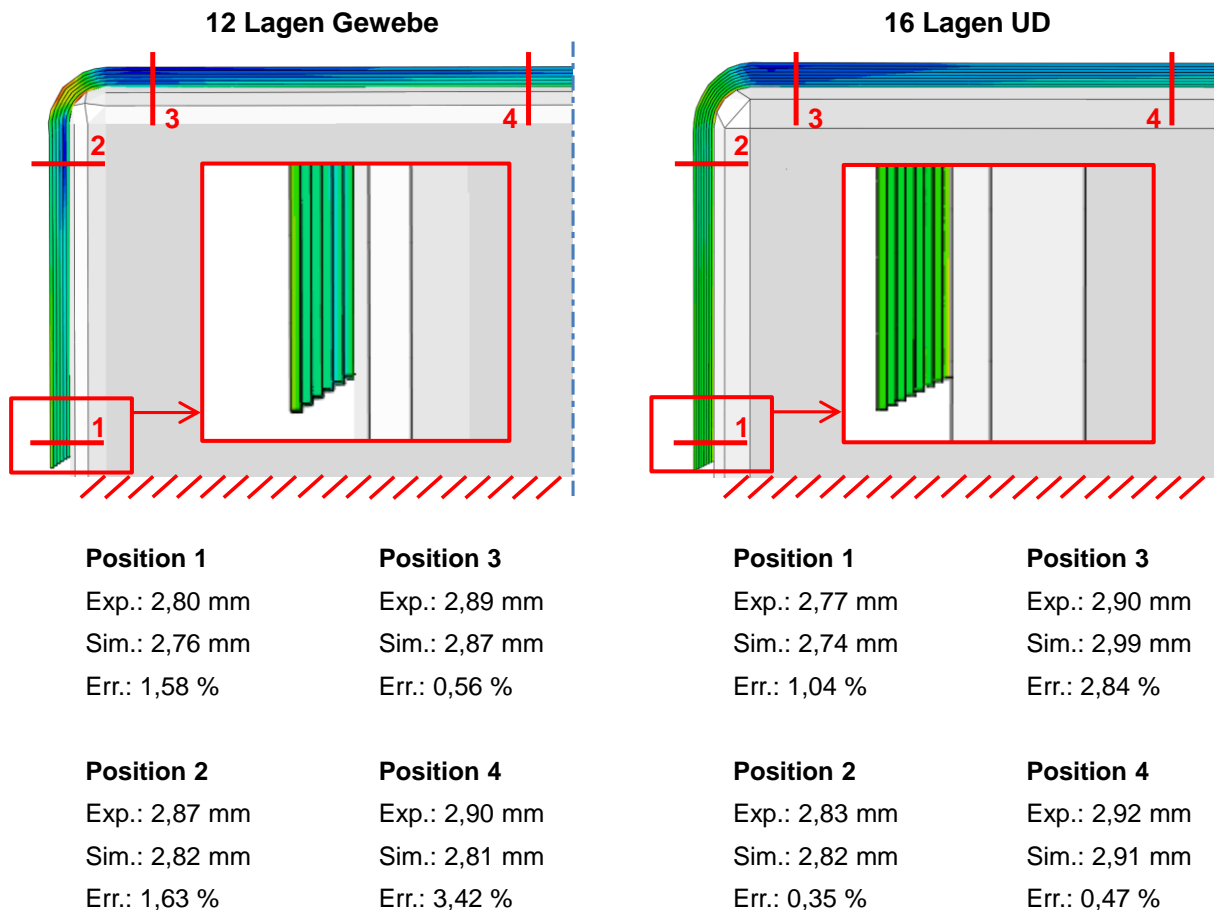


Abb. 8-6: Detaillierte Wanddickenauswertung der kleinen C-Profile  
(Farbdarstellung: Verteilung des Faservolumengehalts)

## 8.5 Sensitivitätsanalysen zur Kompaktiersimulation

### *Shear Limit*

Wie sich bei den ersten Test-Simulationen des Kompaktiermoduls herausgestellt hat, beeinflusst die interlaminare Reibung das Verpressungsverhalten. Ein leichteres Verschieben der Lagen zueinander oder ein geringer Widerstand gegen Schubverformung im Allgemeinen begünstigt die Verpressung. Daher lässt sich durch die Veränderung des *shear limit* auch die Genauigkeit der Kompaktiersimulation beeinflussen. Wie bereits im Hauptteil der Arbeit dargestellt (vgl. Kapitel 5.2.6), wurde das *shear limit* anhand der Reibungscharakterisierung bestimmt. Die hier gezeigte Sensitivitätsanalyse dient lediglich dazu, ein Gefühl dafür zu entwickeln, wie stark sich die interlaminare Reibinteraktion auf das Verpressungsverhalten auswirkt. Getestet wurde das *shear limit* an einem kleinen C-Profil, wie es auch bei der Kalibrierung der Kompaktiersimulation zum Einsatz gekommen ist (siehe Anhang 8.4).

Das C-Profil weist 12 Lagen auf und wurde mit Hilfe eines offenen FEM1 gefertigt. Variiert wurde nur das interlaminare *shear limit*, das *shear limit* der TPI blieb unverändert auf dem experimentell ermittelten Wert.

Tabelle 8-10: Vergleich der Simulationsabweichungen bei verschiedenen interlaminaren shear limits

Shear limit	Mittlere Abweichung Wandstärke	Maximale Abweichung Wandstärke	Mittlere Abweichung Faservolumen	Maximale Abweichung Faservolumen
0,3 MPa	1,4 %	2,4 %	1,1 %	2,7 %
0,7 MPa	1,3 %	1,7 %	3,5 %	4,8 %
1,0 MPa	1,3 %	2,0 %	3,6 %	4,9 %
2,0 MPa	1,6 %	3,1 %	4,1 %	5,6 %
Kein <i>shear limit</i>	1,9 %	3,5 %	4,3 %	6,0 %

Tabelle 8-10 zeigt die prozentualen Abweichungen zwischen Simulation und Experiment für Wandstärke und Faservolumengehalt. Es ist erkennbar, dass bei den beiden niedrigsten *shear limits* vergleichsweise kleine Abweichungen auftreten und diese mit steigendem *shear limit* zunehmen. „Kein *shear limit*“ bedeutet in diesem Fall, dass die Reibkraft proportional zur Normalkraft zunimmt und nicht durch ein *shear limit* begrenzt wird. Die beiden niedrigsten *shear limits* entsprechen den experimentell ermittelten Werten für die erste Heiz- und Haltephase (0,3 MPa) bzw. für die zweite Heiz- und Haltephase (0,7 MPa), wo bereits Durchtränkung und ein Teil der Verpressung stattgefunden haben.

Die Sensitivität der Simulation bzgl. des *shear limits* führt zu einem weiteren Phänomen, das hier betrachtet werden muss. Im Fall dieser Sensitivitätsstudie wurde nach jeder zweiten Laminatlage ein interlaminarer Reibkontakt eingeführt. Um größere Simulationen weniger rechenzeitintensiv gestalten zu können, soll es möglich sein, interlaminare Reibkontakte nur nach jeder vierten oder fünften Lage einzubringen und damit aber die gleiche Genauigkeit erzielen zu können. Reduziert man die Anzahl der verwendeten Reibkontakte, muss ein Teil der in Realität als Relativverschiebung zwischen den Lagen auftretende Verformung als Elementverformung aufgenommen werden, um das gleiche Verpressungsverhalten zu simulieren. Da größere Schubverformungen in den Elementen aber auch zu größeren, in diesem Fall nicht realistischen Schubspannungen führen, müssen ggf. die Materialparameter angepasst werden, um trotz der verringerten Anzahl an Reibkontakten und der grö-

ßeren Elementverformung das gleiche Spannungsbild in den Elementen wiederzufinden wie bei einer Simulation mit voller Anzahl an Reibkontakten.

#### *Anzahl der interlaminaren Reibkontakte*

Eine Anpassung des Schubmoduls und der *hourglassing stiffness* wird nötig, wenn weniger interlaminare Reibkontakte verwendet werden und daher mehr der eigentlichen Relativverschiebung zwischen den Laminatlagen durch Elementverformung dargestellt werden muss. Zur Untersuchung dieses Phänomens wird das OTT mit einem 16 Laminatlagen Omega-Profil verwendet. Tabelle 8-11 zeigt den Vergleich von Simulationen mit Wandstärkenmessungen für verschieden häufige, interlaminare Reibkontakte, wobei zusätzlich zwischen Simulation mit und ohne angepasster Schubsteifigkeit und *hourglassing stiffness* unterschieden wird. Wie bereits zuvor beschrieben, muss bei der Reduktion der interlaminaren Kontakte mehr Verformung durch die Elemente aufgenommen werden. Um dabei ähnliche Spannungszustände wie bei einer Simulation mit vielen Reibkontakten zu gewährleisten, müssen die Schubspannung und die *hourglassing stiffness* angepasst werden. Beide Steifigkeiten werden reduziert, wenn die Anzahl der Reibkontakte abnimmt, um bei gleichbleibender Elementspannung eine größere Verformung zu gewährleisten. Die Original-Schubsteifigkeit wurde mit Hilfe der Mischungsregeln für Gewebematerialien berechnet. Die Ausgangsbasis für die *hourglassing stiffness* stammt aus sehr detaillierten Simulationen der kleinen C-Profile mit zwei Elementen pro Laminatlage und einem Reibkontakt zwischen jeder einzelnen Lage. Diese Modellierung ist jedoch für die weitere Verwendung auf Bauteillevel ungeeignet, da sie extrem hohe Rechenzeiten aufweist. Daher wurde entschieden, den höchsten Detailgrad bei einem Element pro Lagenstärke und Reibkontakten alle zwei Laminatlagen festzusetzen. Tabelle 8-11 zeigt, dass bereits für diese Modellierungsanpassung leichte Änderungen bei der Schubsteifigkeit und der *hourglassing stiffness* die Abweichungen zwischen Experiment und Simulation reduzieren können.

Tabelle 8-11: Vergleich der Simulationsabweichungen bei unterschiedlicher Anzahl von interlaminaren Reibkontakten („ohne Anpassung“ bedeutet, dass hourglassing stiffness und Schubsteifigkeit dem Realwert für Kontakte in jeder Lagentrennfläche entsprechen)

Schubsteifigkeit & Hourglassing Stiffness [% vom Realwert]	Mittlere Abweichung Wandstärke Ohne Anpassung	Maximale Abweichung Wandstärke Ohne Anpassung	Mittlere Abweichung Wandstärke Mit Anpassung	Maximale Abweichung Wandstärke Mit Anpassung
Hoch [90 %] Passend zu Reibkontakten alle 2 Lagen	3,6 %	7,4 %	3,4 %	6,9 %
Mittel [45 %] Passend zu Reibkontakten alle 4-6 Lagen	3,1 %	5,3 %	2,0 %	4,8 %
Niedrig [20 %] Passend zu Reibkontakten alle 8-12 Lagen	4,6 %	8,3 %	2,1 %	3,3 %

### Aspect Ratio

Um den Einfluss des *Aspect Ratio* auf die Genauigkeit der Wandstärken- und Faservolumengehaltvorhersage zu untersuchen, wurde das OTT mit einem 16 Lagen Omega-Profil verwendet. Nach jeweils vier Laminatlagen wurden interlaminare Reibkontakte eingebracht und die entsprechenden Schubsteifigkeiten und die dazu passende *hourglassing stiffness* eingestellt.

Tabelle 8-12: Vergleich der Simulationsabweichungen bei verschiedenen AR

AR	Mittlere Abweichung Wandstärke	Maximale Abweichung Wandstärke	Mittlere Abweichung Faservolumen	Maximale Abweichung Faservolumen
7,5	3,1 %	5,3 %	2,2 %	3,4 %
15	3,0 %	5,8 %	2,2 %	3,3 %
30	3,0 %	5,9 %	2,0 %	3,9 %

Tabelle 8-12 zeigt, dass AR nur einen geringen Einfluss auf die Simulationsgüte hat. Der mittlere Fehler bleibt fast unberührt von der Steigerung des AR, während der maximale leicht zunimmt. Dies liegt darin begründet, dass bei größerem AR Randef-



fekte nicht mehr so gut abgebildet werden können und dadurch an den Rändern der Proben der Fehler ansteigt, während besonders die ebenen Bereiche von der Veränderung des AR völlig unberührt bleiben. Dennoch wurde für alle im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Simulationen ein AR von 15 als obere Grenze festgelegt. Auch wenn das AR keinen signifikanten Einfluss auf die Simulation der Verpressung hat, wirkt es sich dennoch auf die Güte der Spannungsvorhersage aus. Hier ist aus der Statik bekannt, dass ein  $AR < 5$  optimal und ein  $AR < 10$  durchaus akzeptabel ist. Um dennoch auch bei großen Bauteilen (bis zu 50 Lagen) eine adäquate Rechenzeit zu erzielen, wird ein AR von 15 akzeptiert und ebenso die geringfügig reduzierte Genauigkeit in der Spannungsvorhersage.

### *Querkontraktionszahl*

Veränderungen der Querkontraktionszahlen zeigen nur minimale Auswirkung auf die Verpressungssimulation. Wandstärke und Faservolumengehalt werden kaum durch die Querkontraktionszahl beeinträchtigt. Abweichungen von deutlich weniger als 1 % in der Wandstärke und dem Faservolumengehalt wurden für eine Änderung von  $\mu_{12}$  zwischen 0,05 und 0,45 festgestellt. Daher wurden für die Simulation die bei der statischen Nachweisführung von ausgehärteten Bauteilen verwendeten Querkontraktionszahlen eingesetzt und die nicht experimentell bestimmbaren Schub- und Längssteifigkeiten des trockenen Fasergewebes mit Hilfe von Coupon-Proben und entsprechenden Simulationen kalibriert. Anhaltspunkt für die Startwerte der Kalibrierung lieferten dabei die mit Hilfe der in Kapitel 8.1.3 gegebenen Mischungsregeln berechneten Lagenkennwerte bei flüssigem Harz. Der Kalibrierprozess ist in den Kapiteln 5.2.5 und 8.4 nachzulesen.

## 9 Literaturverzeichnis

- [1] Schürmann, H.: Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. 2. Aufl., Berlin: Springer, 2007
- [2] Flemming, M.; Ziegmann, G.; Roth, S.: Faserverbundbauweisen - Halbzeuge und Bauweisen. Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 1996
- [3] Hubert, P.; Poursartip, A.: A Review of Flow and Compaction Modelling Relevant to Thermoset Matrix Laminate Processing. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 17, No. 4 (1998), pp. 286-318
- [4] Dave, R.; Kardos, J. L.; Dudukovic, M. P.: A Model for Resin Flow During Composite Processing: Part 1 - General Mathematical Development. In: Polymer Composites, Vol. 8, No.1 (1987), pp. 29-38
- [5] Purslow, D.; Childs, R.: Autoclave Moulding of Carbon Fibre-Reinforced Epoxies. In: Composites, Vol. 17, No.2, 1986, pp. 127-136
- [6] Lightfoot, J. S.: Mechanisms of Defect Formation in Carbon Fibre Composites. University of Bristol, Dissertation, 2013
- [7] Highsmith, A. L.; Davis, J. J.; Helms, K. L. E.: The Influence of Fiber Waviness on the Compressive Behaviour of Unidirectional Continuous Fiber Composites. In: Composite Materials: Testing and Design, ASTM STP 1120. American Society for Testing and Materials (Hrsg.), Philadelphia, PA, 1992, pp. 20-36
- [8] Bloom, L. D.; Wang, J.; Potter, K.D.: Damage progression and defect sensitivity: An experimental study of representative wrinkles in tension. In: Composites Part B, Vol. 45, No. 1 (2013), pp. 449-458
- [9] Kantharaju, H.: Analysis of Fiber Waviness in Laminated Composites Subjected to Compressive Loads. Wichita, Wichita State University, Masterarbeit, 2012
- [10] Liu, D.; Fleck, N. A.; Sutcliffe, M. P. F.: Compressive strength of fibre composites with random fibre waviness. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 52 (2004), pp. 1481-1505
- [11] Wang, J.; Potter, K. D.; Etches, J.: Experimental investigation and characterisation techniques of compressive fatigue failure of composites with fibre waviness at ply drops. In: Composite Structures, Vol. 100 (2013), pp. 398-403
- [12] Wisnom, M. R.; Atkinson, J. W.: Fibre Waviness Generation and Measurement and Its Effect on Compressive Strength. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 19, No 2 (2000), pp. 96-110

- [13] Neitzel, M.; Mitschang, P.: Handbuch Verbundwerkstoffe - Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung. München: Carl Hanser Verlag, 2004
- [14] Potter, K.; Campbell, M.; Langer, C.; Wisnom, M.: The Generation of Geometrical Deformations Due to Tool/Part Interaction in the Manufacture of Composite Components. In: Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 36, No. 2 (2005), pp. 301-308
- [15] Garstka, T.; Langer, C.; Potter, K.; Wisnom, M.: Combined Effect of Tool-part-interaction and Fibre Wrinkling on the Shape of Curved Laminates. In: CAN-COM Vancouver, 2005, pp. 1-12
- [16] Sun, J.; Gu, Y. Z.; Li, Y.; Li, M.; Zhang, Z.: Role of Tool-part-interaction in Consolidation of L-Shaped Laminates During Autoclave Process. In: Applied Composite Materials, Vol. 19, No. 3-4 (2012), pp. 583-597
- [17] Twigg, G.; Poursartip, A.; Fernlund, G.: Tool-part-interaction in Composites Processing. Part I: Experimental Investigation and Analytical Model. In: Composites: Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 35, No. 1 (2004), pp. 121–133
- [18] Bapanapalli, S. K.; Smith, L. V.: A Linear Finite Element Model to Predict Processing-Induced Distortion in FRP. In: Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 36, No. 12 (2005), pp. 1666-1674
- [19] Twigg, G.; Poursartip, A.; Fernlund, G.: Tool-part-interaction in Composites Processing. Part II: Numerical Modelling. In: Composites: Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 35, No. 1 (2004), pp. 135–141
- [20] Joven, R.; Tavakol, B.; Rodrigues, A.; Minaie, B.: Experimental investigation of Tool/Part interface during curing of composites. Manuskript der Wichita State University, 2012
- [21] Lienhard V, J. H.; Lienhard IV, J. H.: A Heat Transfer Textbook. 4th Edition, Mineola, NY: Dover Publications, 2011
- [22] Holman, J. P.: Heat Transfer. 7. Edition, New York: McGraw-Hill, 1990
- [23] Weber, T. A.; Arent, J-C.; Steffens, L.; Balvers, J. M.; Duhovic, M.: Thermal optimization of composite autoclave molds using the shift factor approach for boundary condition estimation In: Journal of Composite Materials, Vol. 51, No. 12 (2016), pp. 1753-1767
- [24] Slesinger, N.; Shimizu, T.; Arafath, A. R. A.; Poursartip, A.: Heat Transfer Coefficient Distribution Inside an Autoclave. In: 17th International Conference on Composite Material ICCM 2009, Edinburgh, 2009

- [25] Monaghan, P. F.; Brogan, M. T.; Oosthuizen, P. H.: Heat Transfer in an Autoclave for Processing Thermoplastic Composites. In: Composite Manufacturing, Vol. 2, No. 3/4 (1991), pp. 233-242
- [26] Telikicherla, M. K.; Altan, M. C.; Lai, F. C.: Autoclave Curing of Thermosetting Composites: Process Modeling for the Cure Assembly. In: International Communications in Heat and Mass Transfer, Vol. 21, No. 6 (1994), pp. 785-797
- [27] Johnston, A. A.: An Integrated Model of the Development of Process-Induced Deformations in Autoclave Processing of Composite Structures. Vancouver, University of British Columbia, Dissertation, 1997
- [28] Berner, C.; Fastert, C.; Fideum P.; Gillessen, A.; Hoffmeister, C. et al.: Abschlussbericht LoKosT, CTC GmbH, Stade, 2010
- [29] Xie, G.; Lui, J.; Zhang, W.; Sunden, B.: Simulation and Thermal Analysis on Temperature Fields During Composite Curing Process in Autoclave Technology. In: ASME 2012 International Mechanical Engineering Congress and Exposition, Vol. 7 (2012), Houston, TX, 2012, pp. 1-9
- [30] Loy, C.: Parametric Study on the Thermal Behavior of Autoclave cured Generic Composite Structures. München, Lehrstuhl für Carbon Composites, TU München, Bachelorarbeit, 2014
- [31] Berglund, L. A.; Kenny, J. M.: Processing Science for High Performance Thermoset Composites. In: SAMPE Journal, Vol. 27, No. 2 (1991), pp. 27-37
- [32] Pitts, D.; Sissom, L.: *Schaum's Outline of Theory and Problems of Heat Transfer*. 2nd ed. New York: McGraw-Hill, 1998
- [33] Fröhlingdorf, W.: Messung von Strömungsgeschwindigkeiten am Autoklaven Nr. 6. MET Motoren- und Energietechnik GmbH, Rostock, 2013 – Präsentation
- [34] Fröhlingdorf, W.: Canopy: CFD Strömungs- und Thermalanalyse des Autoklavprozesses und nachfolgende Prozessoptimierung. MET Motoren- und Energietechnik GmbH, Rostock, 2013 – Präsentation
- [35] Ghariban, N. S.; Lou, D. Y. S.; Haji-Singh, A.: Effect of Honeycomb Flow Straighteners on Turbulence and Heat Transfer in Autoclave Model, Heat Transfer Effects in Materials Processing. In: ASME HTD, Vol. 233, 1992, pp. 45-52
- [36] Ridgard, C.: Accuracy and Distortion of Composite Parts and Tools: Causes and Solutions. Dearborn, MI: Society of Manufacturing Engineers (SME), 1993

- [37] Kaushik, V.: Experimental Study of Tool -Part Interaction during Autoclave Processing of Aerospace Thermoset Composite Structures. Kanada, University of Manitoba, Masterarbeit, 2008
- [38] Özsoy, Ö.; Ersoy, N.; Wisnom, M. R.: Numerical Investigation of Tool-part-interactions in Composites Manufacturing. In: 16th International Conference on Composite Materials ICCM 16. Kyoto, Japan, 2007
- [39] Twigg, G.: Tool-part-interaction in Composites Processing. Vancouver, University of British Columbia, Masterarbeit, 2001
- [40] Larberg, Y. R.; Akermo, M.: On the Interply Friction of Different Generations of Carbon/Epoxy Prepreg Systems. In: Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 42, No. 9 (2011), pp. 1067-1074
- [41] Hubert, P.: Aspects of Flow and Compaction of Laminated Composite Shapes During Cure. Vancouver, University of British Columbia, Dissertation, 1996
- [42] Gutowski, T.; Cai, Z.; Bauer, S.; Boucher, D.; Kingery, J.; Wineman, S.: Consolidation Experiments for Laminate Composites. In: Journal of Composite Material, Vol. 21, No. 7 (1987), pp. 650–66.
- [43] Young, W.: Consolidation and Cure Simulations for Laminated Composites. In: Polymer Composites, Vol. 17, No. 1 (1996), pp. 142-148
- [44] Hubert, P.; Poursartip, A.: A Method for the Direct Measurement of the Fibre Bed Compaction Curve of Composite Prepregs. In: Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 32, No. 2 (2001), pp. 179-187
- [45] Wang, X. M.; Zhang, Z. G.; Xie, F. Y. et al.: Correlated Rules Between Complex Structure of Composite Components and Manufacturing Defects in Autoclave Molding Technology. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 28, No. 22 (2009), pp. 2791-2803
- [46] YanXia, L.; Min, L.; Yi-Zhuo, G; Jing, S.; Zuo-Guang, Z.: Defect Prediction in Composites Based on Numerical Simulation and Expertise Knowledge. In: 18th International Conference on Composite Materials ICCM 18, Korea, 2011
- [47] Murri, W. J.; Sermon, B. W.; Andersen, R. N.; Martinez, L. A.: Defects in Thick Composites and Some Methods to Locate Them. In: Review in Quantitative Nondestructive Evaluation Vol. 10B. Plenum Press, New York, 1991, pp. 1583-1590
- [48] Boey, F. Y. C.; Lye, S. W.: Void Reduction in Autoclave Processing of Thermoset Composites Part 1: High Pressure Effects on Void Reduction. In: Composites, Vol. 23, No. 4 (1992), pp. 261–265

- [49] Naji, M. I.; Hoa, S. V.: Curing of Thick Angle-Bend Thermoset Composite Part I: Curing Cycle Effect on Thickness Variation and Fiber Volume Fraction. In: *Journal of Reinforced Plastic & Composites*, Vol. 18, No. 8 (1999), pp. 702–723
- [50] Naji, M. I.; Hoa, S. V.: Curing of Thick Angle-Bend Thermoset Composite Part II: Curing Process Modification for Uniform Thickness and Uniform Fiber Volume Fraction Distribution. In: *Journal of Composite Materials*, Vol. 34, No. 20 (2000), pp. 1710–1760
- [51] Dodwell, T. J.; Butler, R.; Hunt, G. W.: Out-of-Plane Ply Wrinkling Defects During Consolidation Over an External Radius. In: *Composites Science and Technology*, Vol. 105 (2014), pp. 151-159
- [52] Kugler, D.; Joyce, P. J.; Moon, T. J.: Investigation of the Effect of Part Length on Process-Induced Fiber-Wrinkled Regions in Composite Laminates. In: *Journal of Composite Materials*, Vol. 31, No. 17 (1997), pp. 1728–1757
- [53] Brauner, C.: *Analysis of Process-Induced Distortions and Residual Stresses of Composite Structures*. Berlin: Logos Verlag, 2013
- [54] Hinton, M. J.; Kaddour, A. S.; Soden, P. D.: *Failure Criteria in Fibre Reinforced Polymer Composites: The World-Wide Failure Exercise*. Oxford: Elsevier, 2003
- [55] Advani, S. G.; Sozer, E. M.: *Process Modeling in Composites Manufacturing*. New York: Marcel Dekker, Inc., 2003
- [56] Pandey, R. K.; Sun, C. T.: Mechanisms of Wrinkle Formation During the Processing of Composite Laminates. In: *Composites Science And Technology*, Vol. 59, No. 3 (1999), pp. 405-417
- [57] Erland, S.; Dodwell, T. J.; Butler, R.: Characterisation of inter-ply shear in uncured carbon fibre prepreg. In: *Composites Part A*, Vol. 77. (2015), pp. 210-218.
- [58] Twigg, G.; Poursartip, A.; Fernlund, G.: An Experimental Method for Quantifying Tool-Part Shear Interaction During Composites Processing. In: *Composites Science And Technology*, Vol. 63, No. 13 (2003), pp. 1985-2002
- [59] Fernlund, G.; Rahman, N.; Courdji, R.; Bresslauer, M.; Poursartip, A.; Willden, K.; Nelson, K.: Experimental and Numerical Study of the Effect of Cure Cycle, Tool Surface, Geometry, and Lay-Up on the Dimensional Fidelity of Autoclave-Processed Composite parts. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 33, No. 3 (2002), pp. 341-351

- [60] Fernlund, G. and Poursartip, A.: The Effect of Tooling Material, Cure Cycle, and Tool Surface Finish on Spring-in of Autoclave Processed Cured Composite Parts. In: Proceedings of 12th International Conference of International Committee on Composite Materials (ICCM), Paris, France, paper 690, Vol. 12, (1999)
- [61] Cann M. T.; Adams D. O.: Effect of Part-Tool Interaction on Cure Distortion of Flat Composite Laminates. In: Proceedings of International SAMPE Symposium and Exhibition, Long Beach, CA, Vol. 46, (2001), pp.2264-2274
- [62] Johnston, A.; Vaziri, R.; Poursartip, A.: A Plane Strain Model for Process-Induced Deformation of Laminated Composite Structures. In: Journal of Composite Materials, Vol. 35, No. 16 (2001), pp. 1436-1469
- [63] Johnston A.; Hubert P.; Nelson K.; Fernlund G.; Poursartip A.: A Sensitivity Analysis of Modeling Predictions of the Warpage of a Composite Structure. In: Proceedings of the 43rd International SAMPE Symposium, Vol. 43, No. 1, (1998), pp. 629-640
- [64] Flanagan R.: The Dimensional Stability of Composite Laminates and Structures. Belfast, Queens University of Belfast, Dissertation, 1997
- [65] Flanagan, R.; Shi, J.: A Simple Spring-Damper-Slider Model for Laminate Slippage. In: Proceedings of the 10th International Conference on Composite Materials (ICCM), Vol. III, (1998), pp. 197-204.
- [66] Ersoy, N.; Potter, K.; Wisnom, M.; Clegg, M.: An Experimental Method to Study the Frictional Processes During Composites Manufacturing. In: Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 36, No. 11 (2005), pp. 1536-1544
- [67] Williams, J. A.: Engineering Tribology. Oxford: Oxford University Press, 1996
- [68] Wilks, C. E.; Rudd, C. D.; Long, A. C.; Johnson, C. F.: Tool/Ply Friction and Consolidation during Processing of Glass/Thermoplastic Composites. In: 6th International Conference on Automated Composites, Bristol, UK, 1999
- [69] Clifford, M. J.; Long, A. C.; deLuca, P.: Forming of Engineering Prepregs and Reinforced Thermoplastics. In: TMS Annual Meeting and Exhibition, Second Global Symposium on Innovations in Materials, Processing and Manufacturing: Sheet Materials: Composite Processing, New Orleans, LA, 2001
- [70] Jochum, Ch.; Grandidier, J. C.; Smaali, M.: Proposal for a Long-Fibre Microbuckling Scenario During the Cure of a Thermosetting Matrix. In: Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 39, No. 1 (2008), pp. 19-28

- [71] Jochum, C.; Grandidier, J.-C.; Smaali, M.: Experimental Study of Long T300 Carbon Fibre Undulations During the Curing of LY556 Epoxy Resin. In: *Composites Science And Technology*, Vol. 67, No. 11-12 (2007), pp. 2633-2642
- [72] Jochum, C.; Grandidier, J.-C.: Microbuckling Elastic Modelling Approach of a Single Carbon Fibre Embedded in an Epoxy Matrix. In: *Composites Science And Technology*, Vol. 64, No. 16 (2004), pp. 2441-2449
- [73] Bhalerao, M. S.; Moon, T. J.: On the Growth-of-Waviness in Fiber-Reinforced Polymer Composites: Viscoelastic Bifurcation and Imperfection Sensitivity. In: *Transactions of the ASME*, Vol. 63 (1996), pp. 460-466
- [74] Kugler, D.; Moon, T. J.: Identification of the most Significant Processing Parameters on the Development of Fiber Waviness in Thin Laminates. In: *Journal of Composite Materials*, Vol. 36 (2002), pp. 1451-1479
- [75] Lightfoot, J. S.; Wisnom, M. R.; Potter, K.: A New Mechanism for the Formation of Ply Wrinkles Due to Shear Between Plies. In: *Composites Part A: Applied Science And Manufacturing*, Vol. 49 (June 2013), pp. 139-147
- [76] Lightfoot, J. S.; Wisnom, M. R.; Potter, K.: Defects in Woven Preforms: Formation Mechanisms and the Effects of Laminate Design and Layup Protocol. In: *Composites Part A: Applied Science And Manufacturing*, Vol. 51 (August 2013), pp. 99-107
- [77] De Oliveira, R.; Lavanchy, S.; Chatton, R.; Costantini, D.; Michaud, V.; Salathé, R.; Manson, J.: Experimental Investigation of the Effect of the Mould Thermal Expansion on the Development of Internal Stresses During Carbon Fibre Composite Processing. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 39, No. 7 (2008), pp. 1083-1090
- [78] Swift, D. G.: Elastic Moduli of Fibrous Composites Containing Misaligned Fibres. In: *Journal of Physics D: Applied Physics*, Vol. 8, No. 3 (1975), pp. 223-240
- [79] Hjellming, L. N.; Walker, J. S.: Thermal Curing Cycles for Composite Cylinders with Thick Walls and Thermoset Resin. In: *Journal of Composite Materials*, Vol. 23, No. 10 (1989), pp. 1048-1064
- [80] Twardowski, T. E.; Lin, S. E.; Geil, P. H.: Curing in Composite Laminates: Thick Sections and Simulations. In: *ONR-URI Composites Program - Technical Report No. UIUC-NCCMR 91-08*, 1991
- [81] Hallander, P.; Akermo, M.; Mattei, C.; Petersson, M.; Nyman, T.: An Experimental Study of Mechanisms Behind Wrinkle Development During Forming of Composite Laminates. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 50 (July 2013), pp. 54-64



- [82] Bhalerao, M. S.: On Process-Induced Fiber Waviness in Composites: Theory and Experiments. University of Texas at Austin, PhD Thesis, 1996
- [83] Olsen, S. H.: Manufacturing with Commingled Yarns, Fabrics and Powder Prepreg Thermoplastic Composite Materials. In: *Advanced Materials: the Challenge for the Next Decade, Part 2*. 35th International SAMPE Symposium and Exhibition, Anaheim, CA, 1990, pp. 1306-1320
- [84] Fletcher, T. A.; Butler, R.; Dodwell, T. J.: Anti-symmetric Laminates for Improved Consolidation and Reduced Warp of Tapered C-sections. In: *Advanced Manufacturing: Polymer & Composite Science*, Vol. 1, No. 2 (2015), pp. 105-111
- [85] Xin, C. B.; Gu, Y. Z.; Li, M.; Luo, J.; Li, Y. X.; Zhang, Z. G.: Experimental and Numerical Study on the Effect of Rubber Mold Configuration on the Compaction of Composite Angle Laminates During Autoclave Processing. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 42, No. 10 (2011), pp. 1353-1360
- [86] White, S.; Hahn, H.: Cure Cycle Optimization for the Reduction of Processing-Induced Residual Stresses in Composite Materials. In: *Journal Of Composite Materials*, Vol. 27, No. 14 (1993), pp. 1352-1378
- [87] Nairn, J. A.: Thermoelastic Analysis of Residual Stresses in Unidirectional, High-Performance Composites. In: *Polymer Composites*, Vol. 6, No. 2 (1985), pp. 123–130
- [88] Zoller, P.: Specific Volume of Polysulfone as a Function of Temperature and Pressure. *Journal of Polymer Science: Polymer Physics Edition*, Vol. 16, No. 7 (1978), pp. 1261–1275
- [89] Nairn, J. A.; Zoller, P.: The Development of Residual Thermal Stresses in Amorphous and Semicrystalline Thermoplastic Matrix Composites. In: *Toughened Composites: Symposium on Toughened Composites, ASTM STP 937*. American Society for Testing and Materials (Hrsg.), Philadelphia, PA, 1987, pp. 328–341
- [90] D'Amore, A.; Pompo, A.; Nicolais, L.: Viscoelastic Effects in PEEK and PEEK-Based Composites. In: *Composites Science and Technology*, Vol. 41, No. 3 (1991), pp. 303–325
- [91] Nairn, J.; Zoller, P.: Matrix Solidification and the Resulting Residual Thermal Stresses in Composites. In: *Journal of Materials Science*, Vol. 20, No. 1 (1985), pp. 355-367
- [92] Andersen, T.; Lystrup, A.: Room Temperature Filament Winding of Thermoplastic Composites. In: *Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications*, Vol. 19, No. 3, pp. 143–149

- [93] Olson, B.; Lamontia, M.; Gillespie, J.; Bogetti, T.: The Effects and Non-Destructive Evaluation of Defects in Thermoplastic Compression-Loaded Composite Cylinders. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol. 8, No. 1 (1995), pp. 109–136
- [94] Bogetti, T.; Gillespie, J.: Two-Dimensional Cure Simulation of Thick Thermosetting Composites. In: *Journal Of Composite Materials*, Vol. 25, No. 3 (1991), p. 239-273
- [95] Qu, B. B.; Sutcliffe, M. P. F.: Modelling Generation of Fiber Waviness During Processing. In: *14th European Conference on Composite Materials*, Budapest, 2010
- [96] Erland, S., Dodwell, T. J., Butler, R.: Characterization of Inter-Ply Shear in Uncured Carbon Fibre Pre-preg. In: *Composites Part A - Applied Science and Manufacturing*, Vol. 77 (2015), pp. 210-218
- [97] Loos, A. C.; Springer, G. S.: Curing of Epoxy Matrix Composites. In: *Journal of Composite Materials*, Vol. 17, No. 2 (1983), pp. 135-169
- [98] Duhovic, M.; Schommer, D.; Hausmann, J.; Romanenko, V.; Weber, T. A.: Simulating the Processing and Fabrication of Advanced Materials. In: *Processing and Fabrication of Advanced Materials XXV*, Auckland, NZ, Januar 2017
- [99] Svanberg, J. M.: Predictions of Manufacturing Induced Shape Distortions - high performance thermoset composites. Lulea University of Technology, Sweden, 2002
- [100] Abdelal, G. F.; Robotham, A.; Cantwell, W.: Autoclave cure simulation of composite structures applying implicit and explicit FE techniques. In: *International Journal of Mechanics and Materials in Design*, Vol. 9 (2013), pp. 55-63.
- [101] Vergnaud, J-M.; Bouzon, J.: *Cure of Thermosetting Resins: Modelling and Experiments*. London : Springer-Verlag, 1992
- [102] Johnston, A.; Hubert, P.; Fernlung, G.; Vaziri, R.; Poursartip, A.: Process Modeling of Composite Structures Employing a Virtual Autoclave Concept. In: *Science and Engineering of Composite Materials*, Vol. 5, No. 3/4 (1996), pp. 235-252
- [103] Ghariban, N. S.; Haiji-Singh, A.; Lou, D. Y. S.: Heat Transfer in Autoclaves. In: *Proceedings of the XXII. Int. Symposium on Manufacturing and Materials Processing, ICHMT, Dubrovnik, August 1990*. Washington DC, USA: Hemisphere Publishing Corporation, 1991
- [104] Hudek, M.: Examination of heat transfer during autoclave processing of polymer composites. University of Manitoba, Canada, 2001

- [105] Ciriscioli, P. R.; Springer, G. S.: Smart Autoclave Cure of Composites. Lancaster, PA: Technomic Publishing Company, 1990
- [106] Li, M.; Li, Y.; Zhang, Z.; Gu, Y.: Numerical Simulation of Two-Dimensional Flow and Compaction During the Consolidation of Laminated Composites. In: Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 26, No. 3 (2007), pp. 251-268
- [107] Smith, G. D.; Poursartip, A.: A Comparison of Two Resin Flow Models for Laminate Processing. In: Journal of Composite Materials, Vol. 27, No. 17 (1993), pp. 1695-1711
- [108] Pichler, T.; Pucker, T.; Hamann, Th.; Henke, S.; Qui, G.: High-Performance Abaqus Simulations in Soil Mechanics Reloaded - Chances and Frontiers. In: 2012 SIMULIA Community Conference
- [109] Helwany, S.: Applied Soil Mechanics with ABAQUS Applications. 1. Aufl., Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2007
- [110] Kam K. K.: Poroelastic Finite Element Analysis of a Heterogeneous Articular Cartilage Explant Under Dynamic Compression in ABAQUS. Masterarbeit, California Polytechnic State University, San Luis Obispo, USA, 2010
- [111] Strömblad, N.: Modeling of Soil and Structure Interaction Subsea. Masterarbeit, Chalmers University of Technology, Göteborg, Schweden, 2014
- [112] Hunt, A.; Ewing, R.: Percolation Theory for Flow in Porous Media. 4. Auflage, Heidelberg: Springer, 2009
- [113] Convergent Manufacturing Technologies Inc.: COMPRO for ABAQUS Modeling Guidelines. Vancouver, Canada, 2014
- [114] Dassault Systems: Abaqus 6.13 Online Documentation. 2013
- [115] Boisse, P.; Hamila, N.; Vidal-Sallé, E.; Dumont, F.: Simulation of wrinkling during textile composite reinforcement forming. Influence of tensile, in-plane shear and bending stiffnesses. In: Composites Science and Technology, Vol. 71 (2011), pp. 683–692
- [116] Pickett, A. K.; Creech G.; de Luca, P.: Simplified and Advanced Simulation Methods for Prediction of Fabric Draping. In: European Journal of Computational Mechanics, Vol. 14 (2005), pp. 677-691
- [117] Wang, C. T.; Kinzel, G.; Altan, T.: Wrinkling criterion for an anisotropic shell with compound curvatures in sheet forming. In: International Journal of Mechanical Science, Vol. 36 (1994), pp. 860–945.

- [118] Long, A. C.; Rudd, C. D.: A simulation of reinforcement deformation during the production of preform for liquid moulding processes. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Vol. 208, No. 4 (1994), pp. 269-278
- [119] Dong, L., Lekakou, C., Bader, M. G.: Processing of composites: simulations of the draping of fabrics with updated material behaviour law. In: Journal of Composite Materials, Vol. 35 (2001), pp. 138-163
- [120] Persönliche Kommunikation mit Jan-Christoph Arent (Senior Expert Tooling Design, Airbus Helicopters Deutschland) im Rahmen der Promotion in der Abteilung Tooling Evolution & Improvement, 2014
- [121] Thompson, J. E.: Compaction and Cure of Resin Film Infusion Prepregs. Virginia Polytechnic Institute and State University, Masterarbeit, 2004
- [122] Balvers, J. M.; Bersee, H. E. N.; Beukers, A.: Determination of Cure Dependent Properties for Curing Simulation of Thick-Walled Composites. In: 49th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, Schaumburg, IL, 2008
- [123] Lynam, C.; Arafath, A.: Hexcel HexPly M18/1 Material Properties Characterization. Internal Report of Airbus Helicopters from Convergent Manufacturing Technologies. Vancouver, 2012 – Firmenschrift
- [124] Convergent Common Component Architecture. Fibre-AS4: Product Data. Vancouver, 2010
- [125] Airbus Operations: 8552 AS4 Airbus Op Input. Interner Bericht zu den Eingabegrößen der Prozesssimulation. Bremen, 2014 - Firmenschrift
- [126] Springer, G.; Tsai, S.: Thermal Conductivities of Unidirectional Materials. In: Journal of Composite Materials, Vol. 1, No. 2 (1967), pp. 166-173
- [127] Kulkarni, M. R.; Brady, R. P.: A Model of Global Thermal Conductivity in Laminated Carbon Composites. In: Composite Science and Technology, Vol. 57, No. 3 (1997), pp. 277-285
- [128] Kamal, M. R., Sourour, S.: Kinetics and Thermal Characterization of Thermoset Cure. In: Polymer Engineering Science, Vol. 13, No. 1 (1973), pp. 59-64
- [129] Sung, Y.; Hilton, H. H.; Ahmad, M. F.: A Finite Element Approach for Cure Simulation of Thermosetting Matrix Composites. In: Computers & Structures, Vol. 64, No. 1-4 (1997), pp. 383-388
- [130] Bogetti, T. A.; Gillespie, J. W.: Process-Induced Stress and Deformation in Thick-Section Thermoset Composite Laminates. In: Journal of Composite Materials, Vol. 26, No. 5 (1992), pp. 626-660

- [131] Azzar, K.; Brouzi, A. E.; Granger R.; Vergnaus J.M.: Regulation of the process of cure of thermosets by varying the coefficient of surface heat transfer. In: *European Polymer Journal*, Vol. 28, No. 6 (1992), pp. 629-635
- [132] Ryan, M. E.; Dutta, A.: Kinetics of Epoxy Cure: A Rapid Technique for Kinetic Parameter Estimation. In: *Polymer*, Vol. 20, No. 2 (1979), pp. 203-206
- [133] Rabinowitch, E.: Collision, Co-ordination, Diffusion and Reaction Velocity in Condensed Systems. In: *Transactions of the Faraday Society*, Vol. 33 (1937), pp. 1225-1233
- [134] Jendryny, J.: Cure Kinetics and Warpage/Residual Stress Modeling for Thermoset Materials. Bremen: Airbus Operations GmbH, 2011 – Firmenschrift
- [135] Szkoda, S.: Aufbau und Validierung einer FEM Simulation zur Temperaturverteilung in Faserverbundbauteilen unter Berücksichtigung des Aushärtungsprozesses. Bremen, Faserinstitut Bremen, Universität Bremen, Bachelorarbeit, 2012
- [136] Dykemann, D.: Minimizing Uncertainties in Cure Modeling in Composites. Vancouver, University of British Columbia, PhD Thesis, 2008
- [137] Dusi, M. R.; Lee, W. I.; Ciriscioli, P. R.; Springer, G. S.: Cure Kinetics and Viscosity of Fiberite 976 Resin. In: *Chemical Engineering Science*, Vol. 45, No. 8, 1990, pp. 2519-2526
- [138] Lee, W. I.; Loos, A. C.; Springer, G. S.: Heat of reaction, degree of cure, and viscosity of Hercules 3501-6 resin. In: *Journal of Composite Materials*, Vol. 16, No. 6 (1982), pp. 510–520.
- [139] Ganapathi, A. S.; Joshi, S. C.; Chen, Z.: Simulation of Bleeder Flow and Curing of Thick Composites with Pressure and Temperature Dependent Properties. In: *Simulation Modelling Practice and Theory*, Vol. 32 (2013), pp. 64-82
- [140] Kim, Y. R.; McCarthy, S. P., Fanucci, J. P.: Compressibility and Relaxation of Fiber Reinforcements During Composite Processing. In: *Polymer Composites*, Vol. 12, No. 1 (1991), pp. 13-19
- [141] Dave, R.; Kardos, J. L.; Dudukovic, M. P.: A Model for Resin Flow During Composite Processing: Part 2 - Numerical Analysis for Unidirectional Graphite/Epoxy Laminates. In: *Polymer Composites*, Vol. 8, No. 2 (1987), pp. 123-132
- [142] Levitsky, M.; Shaffer, B. W.: Thermal Stresses in Chemically Hardening Elastic Media with Application to the Molding Process. In: *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 41 (1974), pp. 647-651

- [143] Levitsky, M.; Shaffer, B. W.: Thermoelastic Constitutive Equations for Chemically Hardening Materials. In: *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 41 (1974), pp. 652-657
- [144] McGee, S. H.: Curing of Particulate Filled Composites. In: *Polymer Engineering and Science*, Vol. 22 (1982)
- [145] Zobeiry, N.: Viscoelastic Constitutive Models for Evaluation of Residual Stresses in Thermoset Composites During Cure. Vancouver, University of British Columbia, Dissertation, 2006
- [146] Surface Machine Systems, LLC.: Scratch 4 Machine. Website. Retrieved from: <http://www.surfacemachines.com/?P=scratchm>. 2015
- [147] Murtagh, A. M.; Lennon, J. J.; Mallon, P. J.: Surface friction effects related to pressforming of continuous fibre thermoplastic composites. In: *Composites Manufacturing*, Vol. 6 (3-4), 1995, pp. 169-175
- [148] ASTM Standard D 1894-90: Standard Test Method for Static and Kinetic Coefficients of Friction of Plastic Film and Sheeting. In: American Society for Testing Materials, Philadelphia, PA
- [149] Thijsse, R. H. W.; Akkerman, R.; van der Meer, L.; Ubbink, M. P.: Tool-ply Friction in Thermoplastic Composite Forming. In: *International Journal of Material Forming*, Vol. 1 (1), 2008, pp. 953-956
- [150] Joven, R.; Tavakol, B.; Rodrigues, A.; Guzman, M.; Minaie, B.: Characterization of Shear Stress at Tool-Part Interface During Autoclave Processing of Prepreg Composites. In: *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 129, No. 4 (2013), pp. 2017-2028.
- [151] Biswas, S. K.; Vijayan, K.: Friction and wear of PTFE - a review. In: *Wear*, Vol. 158, No. 1 (1992), pp. 193-211.
- [152] Sun, J.; Li, M.; Gu, Y.; Zhang, D.; Li, Y.; Zhang, Z.: Interply friction of carbon fiber/epoxy prepreg stacks under different processing conditions. In: *Journal of Composite Materials*, Vol. 48, No. 4 (2014), pp. 515-526.
- [153] Fetfatsidis, K. A.; Jauffrès, D.; Sherwood, J. A.; Chen, J.: Characterization of the tool/fabric and fabric/fabric friction for woven-fabric composites during the thermostamping process. In: *International Journal of Material Forming*, Vol. 6 (2013), pp. 209-221.
- [154] Martin, C. J.; Seferis, J. C.; Wilhelm, M. A.: Frictional resistance of thermoset prepregs and its influence on honeycomb composite processing. In: *Composites Part A*, Vol. 27, 1996, pp. 943-951
- [155] Harrison, P.; Thijsse, R. H. W.; Akkerman, R.; Long, A.C.: Characterizing and Modelling Tool-ply Friction of Viscous Textile Composites. In: *World Journal of Engineering*, Vol. 7, 2010, pp. 5-22

- [156] Lebrun, G.; Bureau, M. N.; Denault, J.: Thermoforming-stamping of Continuous Glass Fiber/Polypropylene Composites: Interlaminar and Tool-Laminate Shear Properties. In: Journal of Thermoplastic Composite Materials, Vol. 17, 2014, pp. 137-165
- [157] Weber, T. A.; Tellis, J. J.; Duhovic, M.: Characterization of Tool-Part-Interaction and Interlaminar Friction for Manufacturing Process Simulation. 17th European Congress on Composite Materials, München, 2016
- [158] Hutchings, I. M.: Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. Butterworth-Heinemann Ltd, 1992.
- [159] Wang, J.; Potter, K. D.; Hazra, K.; Wisnom, M. R.: Experimental fabrication and characterization of out-of-plane fiber waviness in continuous fiber-reinforced composites. In: Journal of Composite Materials, Vol. 46, No. 17 (2012), pp. 2041-2053
- [160] Persönliche Kommunikation mit R. Arelt, (Stress, Loads, Crash, Airbus Helicopters Deutschland), Airbus Helicopters Deutschland GmbH, Augsburg, Deutschland, 23. Mai 2016
- [161] Weber, T. A.; Arent, J-C.; Münch, L.; Duhovic, M.; Balvers, J. M.: A Fast Method for the Generation of Boundary Conditions for Thermal Autoclave Simulation. In: Composite Part A, Vol. 88, 2016, pp.216-225
- [162] Incropera, F. P.; DeWitt, D. P.: Introduction to Heat Transfer. 2. Aufl., New York: Wiley, 1990
- [163] Persönliche Kommunikation mit Dipl.-Ing. Ronny Sachse, Gruppenleiter Struktursimulation, Institut für Flugzeugbau, Universität Stuttgart, 14. Oktober 2015
- [164] De Parseval, Y.; Pillai, K. M.; Advani, S. G.: A Simple Model for the Variation of Permeability due to Partial Saturation in Dual Scale Porous Media. In: Transport in Porous Media, Vol. 27 (1997), pp. 243-264
- [165] Schneeberger, C.; Danzi, M.; Ermanni, P.: Hybrid Prepreg/Liquid Composite Molding Process: Potential of Numerical Tools for Process Parameter Definition. In: SAMPE Europe Conference Proceedings, Amiens, France, September 2015
- [166] Cai, Z.; Gutowski, T. G.: The 3-D Deformation Behavior of Lubricated Fiber Bundles. In: Journal of Composite Materials, Vol. 26, No. 8 (1992), pp. 1207-1237
- [167] Gutowski, T. G.; Morigaki, T. and Cai, Z.: The Consolidation of Laminate Composites. In: Journal of Composite Materials, Vol. 21 (1987), pp. 172-188

- [168] Gutowski, T. G.: A Resin Flow / Fiber Deformation Model for Composites. In: SAMPE Quarterly, Vol. 16, No. 4 (1985), pp. 58-64
- [169] Gutowski, T. G.; Cai, Z.; Kingery, J. and Wineman, S.J.: Resin Flow/Fiber Deformation Experiments. In: SAMPE Quarterly, Vol. 17, No. 4 (1986), pp. 54-58
- [170] Gutowski, T. G.; Kingery, J. and Boucher, D.: Experiments in Composites Consolidation: Fiber Deformation. In: Proceedings of the SPE Annual Technical Conference, Boston, 1986
- [171] Helmus, R.; Centea, T.; Hubert, P.; Hinterhölzl, R.: Out-of-autoclave Prepreg Consolidation: Coupled Air Evacuation and Prepreg Impregnation Modeling. In: Journal of Composite Materials, Vol. 50, No. 10 (2016), pp. 1403-1413
- [172] Persönliche Kommunikation mit Dr.-Ing. D. Hartung, Premium AEROTEC, Augsburg, Deutschland, 20. Oktober 2016
- [173] Convergent Manufacturing Technologies Inc.: COMPRO Model Documentation. Vancouver, Canada, 2013
- [174] Hubert, P.; Poursartip, A.: Aspects of the Compaction of Composite Angle Laminates: An Experimental Investigation. In: Journal of Composite Materials, Vol. 35, No 1 (2001).
- [175] Li, Y.; Li, M.; Zhang, Z.; Gu, Y.: Numerical Analysis of Parametric Effects on Consolidation of Angle-Bended Composite Laminates. In: Polymer Composites, Vol. 30, No. 10 (2009), pp. 1510-1511.
- [176] Persönliche Kommunikation mit Joachim Thomas (Stress, Loads, Crash, Airbus Helicopters Deutschland) im Rahmen der Promotion in der Abteilung Tooling Evolution & Improvement, 2015
- [177] VDI-Richtlinie, VDI 2014 Blatt 1
- [178] Holst, M.: Reaktionsschwindung von Epoxidharz-Systemen. Darmstadt, Technische Universität Darmstadt, Dissertation, 2001
- [179] Yasir, N.; Tardif, X., Boyard, N.; Sobotka, V.; Casari, P.; Jacquemin, F.: Determination and Modelling of the Cure Shrinkage of Epoxy Vinylester Resin and Associated Composites by Considering Thermal Gradients. Composite Science and Technology, Vol. 73 (2012), pp. 81–87
- [180] Brauner, C.: Developing and Implementation of a Cure Dependent Material Model. Bremen: Faserinstitute Bremen, 2012 - Firmenschrift



- [181] Nielsen, M. W.; Hattel, J. H.; Andersen, T. L., Branner, K.; Nielsen, P. H.: Experimental Determination and Numerical Modelling of Process Induced Strains and Residual Stresses in Thick Glass/Epoxy Laminate. In: 15th European Conference on Composite Materials, Venice, 2012
- [182] Chamis C. C.: Mechanics of composite materials: past, present, and future. In: Journal of Composite Technology and Research, Vol. 11, 1989, pp.3–14.
- [183] Younes, R.; Hallal, A.; Fardoun, F.; Chehade, F. H.: Comparative Review Study on Elastic Properties Modeling for Unidirectional Composite Materials. In: Hu, Ning (Ed.): Composites and Their Properties. InTech, 2012, 391-408
- [184] Akkerman, R.: On the properties of quasi-isotropic laminates. In: Polymer Composites Part B, Vol. 33, 2001, pp. 133-140.
- [185] Persönliche Kommunikation mit Robert Thomas (ehemals Faserverbundforschung, AUDI AG) bei Treffen im Rahmen des MAI Design Forschungsprojekts, 2013

## 10 Eigene Veröffentlichungen

1. Weber, T. A.; Arent, J-C.; Münch, L.; Duhovic, M.; Balvers, J. M.: A Fast Method for the Generation of Boundary Conditions for Thermal Autoclave Simulation. In: Composite Part A, Vol. 88, 2016, pp. 216-225
2. Weber, T. A.; Balvers, J. M.: Manufacturing Process Simulation for Tooling Optimization: Reduction of Quality Issues during Autoclave Manufacturing of Composite Parts. In: SAMPE Europe Conference, Amiens, Frankreich, 2015
3. Weber, T. A.; Tellis, J. J.; Duhovic, M.: Characterization of Tool-Part-Interaction and Interlaminar Friction for Manufacturing Process Simulation. 17th European Congress on Composite Materials, München, 2016
4. Weber, T. A.; Arent, J-C.: Manufacturing Process Simulation for Autoclave Tooling Optimization. In: Carbon Composite e.V. Magazin, Ausgabe 4, 2016
5. Duhovic, M.; Schommer, D.; Hausmann, J.; Romanenko, V.; Weber, T. A.: Simulating the Processing and Fabrication of Advanced Materials. In: Processing and Fabrication of Advanced Materials XXV, Auckland, NZ, Januar 2017
6. Weber, T. A.; Ruff-Stahl, H.-J. K.: Advances in Composite Manufacturing of Helicopter Parts. In: International Journal of Aviation, Aeronautics, and Aerospace, Vol. 4, No. 1 (2017), Artikel 5
7. Weber, T. A.; Arent, J-C.; Steffens, L.; Balvers, J. M.; Duhovic, M.: Thermal optimization of composite autoclave molds using the shift factor approach for boundary condition estimation In: Journal of Composite Materials, Vol. 51, No. 12 (2017), pp. 1753-1767
8. Weber, T. A.; Arent, J-C.; Steffens, L.; Balvers, J. M.; Duhovic, M.: Thermal Simulation of Composite Autoclave Molds. In: JEC Magazine, 2017

## 11 Betreute Arbeiten

- [A1] Schmid, C.: Dokumentation der Heatpipeversuche mit Versuchsvorrichtung, Institut für Flugzeugbau, Universität Stuttgart, Donauwörth, Praktikumsbericht, 2014
- [A2] Münch, L.: Thermische Autoklav-Vermessung und Simulation, Institut für Flugzeugbau, Universität Stuttgart, Donauwörth, Praktikumsbericht, 2014
- [A3] Münch, L.: Ermitteln des Kompaktierverhaltens von Prepreg-Materialien für die Prozesssimulation, Institut für Flugzeugbau, Universität Stuttgart, Donauwörth, Bachelorarbeit, 2015
- [A4] Tholey, M.: Experimentelle Charakterisierung der Werkzeug- und Lagenfraktion von duroplastischen Prepregmaterialien, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Bachelorarbeit, 2015
- [A5] Toskar, G.: Determination of the optimal friction law for the Prepreg-Tooling-Contact using the Unit Cell-FE-Models, IVW-Bericht 15-072, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Masterarbeit, 2015
- [A6] Tellis, J. J.: Contribution to the Development of a Manufacturing Process Simulation of Autoclaved Parts taking Tool-Part-Interaction as well as Interply Friction into account, Institut für Flugzeugbau, Universität Stuttgart, Donauwörth, Praktikumsbericht, 2016
- [A7] Steffens, L.: Experimentelle Analyse von Faltenbildung bei Composites, FH Aachen, Donauwörth, Praktikumsbericht, 2016
- [A8] Steffens, L.: Validierung einer Simulationsmethodik zur thermischen Bewertung und Optimierung von Autoklav-Fertigungsvorrichtungen, FH Aachen, Donauwörth, Bachelorarbeit, 2016
- [A9] Naß, M.: Experimental and Analytical Analysis of Wrinkling Generation in Composite Parts, HS Augsburg, Donauwörth, Masterarbeit, 2016
- [A10] Dettmann, A.: Experimentelle Untersuchung der Faltenbildung in duroplastischen CFK-Bauteilen aus Prepregs während der Herstellung mittels Autoklaventechnik, FH Aachen, Donauwörth, Praktikumsbericht, 2017
- [A11] Landauer, J.: Industrialisierung einer thermischen Simulation für die Produktion von CFK-Bauteilen mittels Autoklavverfahren, Technikum Wien, Donauwörth, Masterarbeit, 2017
- [A12] Dettmann, A.: Analytische Untersuchung der Faltenbildung in duroplastischen CFK-Bauteilen, FH Aachen, Donauwörth, Bachelorarbeit, 2017